



T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



T/P92 ÇELİKLERİ İÇİN ELEKTROD
ÖRTÜSÜNDE Ni/Co İLAVESİ İLE
KAYNAK METALİ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

Fikret KABAKCI

DOKTORA TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Kasım-2017
KONYA
Her Hakkı Saklıdır

TEZ KABUL VE ONAYI

Fikret KABAKCI tarafından hazırlanan “T/P92 Çelikleri İçin Elektrod Örtüsünde Ni/Co İlavesi İle Kaynak Metali Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin İyileştirilmesi” adlı tez çalışması 21/11/2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Başkan

Prof.Dr. Ahmet AKDEMİR

Danışman

Prof.Dr. Mustafa ACARER

Üye

Prof.Dr. Mesut UYANER

Üye

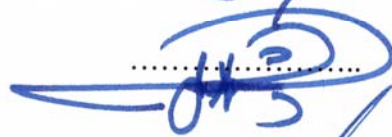
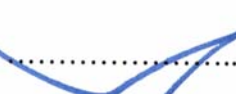
Prof.Dr. Necmettin TARAKÇIOĞLU

Üye

Yrd.Doç.Dr. Mehmet Turan DEMİRCİ

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

İmza



Prof. Dr. Mustafa YILMAZ
FBE Müdürü

Bu tez çalışması T.C. Bilim, Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı tarafından 0374.STZ.2013-2 nolu proje ile desteklenmiştir.

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.



Fikret KABAKCI

Tarih:21/11/2017

ÖZET

DOKTORA TEZİ

T/P92 ÇELİKLERİ İÇİN ELEKTROD ÖRTÜSÜNDE Ni/Co İLAVESİ İLE KAYNAK METALİ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

Fikret KABAKCI

Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof.Dr. Mustafa ACARER

2017, 216 Sayfa

Jüri

Prof.Dr. Mustafa ACARER

Prof.Dr. Ahmet AKDEMİR

Prof.Dr. Mesut UYANER

Prof.Dr. Necmettin TARAĞCIOĞLU

Yrd.Doç.Dr. Mehmet Turan DEMİRCİ

Bu çalışmada, yüksek sıcaklıklarda kullanılan T/P92 çeliklerinin elektrik ark kaynağı için örtülü elektrod geliştirilmesi amaçlanmıştır. Çalışmada, % 0.4 ve % 0.8 nikel (Ni) içeriğine sahip iki farklı kaynak metalinde kobaltın (Co) etkisini görebilmek için % 0, 0.5, 1.0 ve 1.5 Co içeren kaynak metalleri veren örtülü elektrodlar üretilmiştir. Farklı Ni ve Co içerikli kaynak metallerinin kaynak sonrası 760 °C'de 4 saat ısıl işleme tabi tutulmuş halde (post weld heat treatment-PWHT) mikroyapı ve mekanik özellikleri karakterize edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde yalın kaynak metalinin birincil östenit tane sınırlarında ve tane içlerinde çökeltilerin oluştuğu ve temperlenmiş martensit yapıya sahip olduğu gözlenmiştir. Mikroyapıda ayrıca çok az da olsa bir miktar inklüzyon ve Cr₂₃C₆ değerine bağlı olarak delta ferrit fazı tespit edilmiştir. Çekme ve Charpy-V çentikli darbe test sonuçlarına göre en iyi akma ve çekme dayanımı ile uzama değerlerini ve darbe geçiş sıcaklığını (ductile-brittle transition temperature-DBTT) % 0.8Ni ve % 1.5Co içeren kaynak metali vermiştir. 650 °C ve 675 °C'de 150 MPa' da yapılan sürünme testlerinde de en yüksek sürünme-kopma ömrünü % 0.8Ni ve % 1.5Co içeren kaynak metalleri sergilemiştir. Çalışmada ayrıca, % 0.8Ni ve % 0 ve % 1.5Co içeren kaynak metali bileşimini veren elektrodlarla Gr91 esas metali birleştirilmiş ve mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonları yapılmıştır. İncelemelerde, T/P92 çelikleri için geliştirilen farklı Co içerikli elektrodların T/P91 çelikleriyle de uyumlu olduğu gözlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: CrMo çelikler, Delta ferrit, Kaynak metalinde inklüzyon
T/P92 kaynak metali, T/P92 geçiş sıcaklığı, T/P92 örtülü elektrod, T/P92 sürünme.

ABSTRACT

Ph.D THESIS

ENHANCEMENT OF WELD METAL MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES WITH Ni/Co ADDITION ON ELECTRODE COVER FOR T/P92 STEELS

Fikret KABAKCI

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
SELÇUK UNIVERSITY
DOCTOR OF PHILOSOPHY
METALLURGY AND MATERIALS ENGINEERING**

Advisor: Prof.Dr. Mustafa ACARER

2017, 216 Pages

Jury

Prof.Dr. Mustafa ACARER

Prof.Dr. Ahmet AKDEMİR

Prof.Dr. Mesut UYANER

Prof.Dr. Necmettin TARAKÇIOĞLU

Asst.Prof.Dr. Mehmet Turan DEMİRCİ

In this work, it is aimed to develop a shielded electrode for electric arc welding of T/P92 steels used at high temperatures. In the study, shielded electrodes were produced which give weld metals containing 0, 0.5, 1.0 and 1.5 Co in order to see the effect of cobalt (Co) in two different weld metals with 0.4% and 0.8% nickel (Ni) content. The microstructure and mechanical properties of different Ni and Co weld metals were characterized after welding at 760 °C for 4 hours (post weld heat treatment - PWHT). Microstructure investigations have shown that all weld metal has precipitated at the prior austenite grain boundaries and inside the grain and has a tempered martensite structure. In the microstructure inclusions determined and delta ferrite phase was also observed depending on and C_{REQ} value, if not too much. According to the tensile and Charpy-V notched impact test results, the best yield and tensile strength and elongation values and ductile-brittle transition temperature (DBTT) showed weld metal containing 0.8% Ni and 1.5% Co. The creep tests at 650 °C and 150 MPa at 675 °C also exhibited the highest creep-rupture life of 0.8% Ni and 1.5% Co. In the study, Gr91 base metal was also welded with the electrodes which give a weld metal composition containing 0.8% Ni and 0% and 1.5% Co and characterization of microstructure and mechanical properties were carried out. In the review, it was observed that different Co-containing electrodes developed for T/P92 steels are well-matched with T/P91 steels.

Keywords: CrMo steels, Delta ferrite, Inklusion in weld metal, T/P92 weld metal, T/P92 transition temperature, T/P92 covered electrode, T/P92 Creep.

ÖNSÖZ

Bu deneysel çalışma, endüstride yüksek sıcaklık şartlarının hakim olduğu termik santraller, nükleer santraller, petro kimya endüstrisi gibi alanlarda kullanılan CrMo çelik ailesinden T/P92 için örtülü elektrod üretilmesi ve karakterizasyonu ile ilgilidir. Uzun süren çalışmalar neticesinde tokluk değerleri başta olmak üzere arzu edilen mekanik özelliklere sahip kaynak metali veren örtülü elektrodların üretimi başarı ile gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte çalışma kapsamında Ni ve Co elementinin T/P92 kaynak metali üzerindeki etkisi de incelenmiştir.

Çalışmamda çok değerli katkılarıyla beni yönlendiren başta Tez Danışmanım Prof.Dr. Mustafa ACARER olmak üzere Tez İzleme Komitemde bulunan Prof. Dr. Ahmet AKDEMİR, Prof. Dr. Mesut UYANER'e ve Prof. Dr. Necmettin TARAKÇIOĞLU, Yrd.Doç.Dr. Mehmet Turan DEMİRCİ'ye teşekkürlerimi sunarım. Elektrod üretimi ve testlerin gerçekleştirilmesinde çok büyük desteğini gördüğüm Gedik Kaynak A. Ş'den Y.Kim.Müh. Selçuk KESKİNKILIÇ, Y.Met.Müh. Filiz KUMDALI ACAR'a, teşekkürlerimi sunarım.

Sürünme testlerinin gerçekleştirilmesinde çalışmalarından yararlandığım, İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim üyeleri; Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU ve Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Deney numunelerinin işlenmesinde yardımcı olan Teknik Öğretmen Nebi YILMAZ'a, her zaman desteğini gördüğüm Bülent Ecevit Ü. Alaplı MYO'dan Yrd. Doç. Dr. Rıfki HENDEN'e teşekkürlerimi sunarım.

Başta Annem ve Babam olmak üzere, eğitim öğretim hayatım boyunca üzerimde emeği geçen bütün hocalarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Fikret KABAKCI
KONYA-2017

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	v
ÖNSÖZ	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ	x
ÇİZELGELER LİSTESİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR	xv
1 GİRİŞ	1
2 KAYNAK ARAŞTIRMASI	3
3 ENERJİ SANTRALLERİNDE KULLANILAN ÇELİKLER VE KAYNAĞI 4	
3.1 Yüksek Sıcaklıklarda Kullanılan Çelikler.....	7
3.1.1 9Cr-W-V-Nb çelik (T/P92-NF616)	8
3.1.2 Alaşım elementleri ve etkileri.....	10
3.1.2.1 Karbon	11
3.1.2.2 Azot	11
3.1.2.3 Bor	12
3.1.2.4 Silisyum.....	13
3.1.2.5 Titanyum.....	13
3.1.2.6 Vanadyum.....	14
3.1.2.7 Niyobyum	14
3.1.2.8 Krom.....	14
3.1.2.9 Mangan	15
3.1.2.10 Nikel	15
3.1.2.11 Molibden.....	16
3.1.2.12 Tungsten	16
3.1.2.13 Kobalt	16
3.1.3 Kaynak prosesi.....	17
3.1.4 Dönüşüm sıcaklıkları ve belirlenmesi.....	20
3.1.5 Creş ve mikroyapı üzerindeki etkisi.....	23
3.2 Mikroyapıda Bulunan Fazlar ve Çökeltiler.....	23
3.2.1 Temperlenmiş martenzit	24
3.2.2 Delta ferrit.....	25
3.2.3 Beynit.....	26
3.2.4 Alfa ferrit	26
3.2.5 Laves fazı.....	26
3.2.6 Z-fazı.....	26
3.2.7 MX.....	27
3.2.8 M ₂ C.....	28

3.2.9	M ₃ C	28
3.2.10	M ₇ C ₃	29
3.2.11	M ₂₃ C ₆	29
3.2.12	Çökeltilerin irileşmesi.....	30
4	SÜRÜNME	32
4.1	Sürünme Mekanizmaları	36
4.2	Sürünme Verilerinin Ekstrapolasyonu	39
5	MATERYAL VE YÖNTEM.....	41
5.1	Örtülü Elektrod Üretimi	41
5.2	Kaynak Metali Üretimi	43
5.3	Kaynak Metali Kimyasal Bileşiminin Belirlenmesi	45
5.4	Isıl İşlem.....	46
5.5	Mikroyapı Karakterizasyonu.....	47
5.5.1	Optik mikroskop incelemeleri	47
5.5.2	Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri	48
5.5.3	X-Ray difraksiyon (XRD)	49
5.5.4	Geçirimli elektron mikroskobu (TEM).....	50
5.5.5	Termogravimetrik analiz (TGA-DSC).....	53
5.5.6	Modelleme / Thermo-Calc.....	54
5.6	Kaynak Metali Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	54
5.6.1	Sertlik ölçme deneyleri	54
5.6.2	Charpy darbe deneyi	55
5.6.3	Çekme deneyi	55
5.6.4	Sürünme deneyi	56
5.7	Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	57
5.7.1	Çekme deneyi	57
5.7.2	Charpy darbe deneyi	58
5.7.3	Eğme deneyi	58
6	ARAŞTIRMA SONUÇLARI.....	59
6.1	Örtülü Elektrod Üretimi ve Kimyasal Analiz Sonuçları	59
6.1.1	Kaynak curufu analiz sonuçları	61
6.1.2	Kaynak metali N/O analizi sonuçları.....	63
6.2	Mikroyapı Karakterizasyonu.....	63
6.2.1	Esas metal P92 mikroyapı karakterizasyonu	64
6.2.2	Kaynak metali mikroyapı karakterizasyonu	67
6.2.2.1	Optik mikroskop karakterizasyonu.....	67
6.2.2.2	Elektron mikroskobu (SEM) karakterizasyonu	73
6.2.2.3	Transmisyon elektron mikroskobu (TEM) karakterizasyonu.....	92
6.2.2.4	Yalın kaynak metali X-ışını difraksiyonu (XRD) karakterizasyonu.....	101
6.2.2.5	Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) karakterizasyonu	104
6.2.2.6	Modelleme / Thermo-Calc karakterizasyonu	108
6.2.3	Kaynaklı bağlantı mikroyapı karakterizasyonu	112
6.2.3.1	Elektron gerisaçılım difraksiyonu (EBSD) karakterizasyonu	112
6.3	Kaynak Metali Mekanik Özellik Karakterizasyonları	118
6.3.1	Yalın kaynak metali sertlik sonuçları	118

6.3.2	Kaynak metali charpy darbe testi sonuçları.....	119
6.3.2.1	Kırık yüzey inklüzyon analizleri.....	131
6.3.3	Kaynak metali çekme deneyi sonuçları.....	139
6.3.4	Sürünme deneyi sonuçları.....	141
6.4	Kaynaklı Bağlantı Mekanik Özellik Karakterizasyonları.....	148
6.4.1	Kaynaklı bağlantı mikro sertlik sonuçları.....	148
6.4.2	Kaynaklı bağlantı çekme deneyi sonuçları.....	149
6.4.3	Kaynaklı bağlantı charpy darbe deneyi sonuçları.....	150
6.4.4	Eğme deneyi sonuçları.....	150
7	TARTIŞMA.....	152
7.1	Mikroyapı Özellikleri.....	152
7.1.1	P92 esas metalin mikroyapısı.....	152
7.1.2	Kaynak metali mikroyapı özellikleri.....	154
7.1.2.1	Dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi.....	161
7.2	Mekanik Özellikler.....	166
7.2.1	Sertlik sonuçlarının incelenmesi.....	166
7.2.2	Sünek gevrek geçiş sıcaklığı.....	167
7.2.3	Çekme testi sonuçlarının incelenmesi.....	170
7.2.4	Sürünme testi sonuçlarının incelenmesi.....	171
8	SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	175
8.1	Sonuçlar.....	175
8.2	Öneriler.....	177
	KAYNAKLAR.....	178
	EKLER.....	186

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 3.1 Enerji santrali şematik diyagramı ve kullanılan bazı malzemeler (Nippon Steel ve Sumitomo, 2013), (Voestalpine Böhler Welding, 2015)	5
Şekil 3.2 % 2-15Cr, 2W, 0.1C içeren çeliklerin 600 °C de 1000h yaşlandırma sonrasındaki geçiş sıcaklığı ve sürünme kopma dayanımı arasındaki ilişki (Abe, 2008)	6
Şekil 3.3 Yüksek kromlu ferritik çelik mikro yapısının şematik görünüşü (Abe ve ark., 2008)	9
Şekil 3.4 Çökeltelerde bulunan elementlerin miktarı (Taneike ve ark., 2004).....	11
Şekil 3.5 N içeriğinin tokluk üzerindeki etkisi (Chovet ve ark., 2008)	12
Şekil 3.6 % 0.1C, Fe-Cr-C faz diyagramı, a) (Durand-Charre, 2004) b) (Klueh ve Harries, 2001) burada (CrFe) ₄ C, M ₂₃ C ₆ karbürüdür	15
Şekil 3.7 Farklı tür çeliklere ait optimum kaynak şartları (Hilkes ve Gross, 2009)	17
Şekil 3.8 P92 çeliği kimyasal bileşim ve zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı (Vuherer ve ark., 2011)	19
Şekil 3.9 T/P91 ve T/P92 çeliklerinin kaynak işleminde örnek ısıl işlem profili (Hilkes ve Gross, 2009).....	19
Şekil 3.10 Acı Dilatometre ile ölçülmüş Ae ₁ ThermoCalc yazılımı kullanılarak ölçülmüş dönüşüm sıcaklıklarının Mn+Ni'in fonksiyonu olarak gösterimi (3 farklı P92 kaynak metali) (Chalk, 2013)	21
Şekil 3.11 T92 çeliği için DCS ve Dilatometre diyagramları (10 °C/dk) (Wang ve ark., 2013)	22
Şekil 3.12 Farklı ısıtma hızında ve farklı ağırlıklardaki 9Cr-1Mo çeliğe ait DSC diyagramları	22
Şekil 3.13 Schaeffler-Schneider diyagramı (Klueh ve Harries, 2001)	23
Şekil 3.14 P92 çeliğinin 1070 °C östenitleme + 775 °C 2h temperleme ardından 6500 h 650 °C sürünme sonucu TEM fotoğrafı (Ennis, 2014)	24
Şekil 3.15 I % 9-12 Krom içeren çeliklerin temperlenmiş martenzitik mikroyapısının sistematik gösterimi (Abe, 2008), II karbon miktarının çökelti karakteristiğine etkisi a) 0.002 C, b) 0.018 C c) 0.047-0.16 C (Taneike ve ark., 2004)	25
Şekil 3.16 a) Gr92 çeliğinin çıta yapısında bulunan MX tipi çökelti b) NbC-VC çökeltilerinin kombine hali ve EDX analizleri (Hasegawa ve ark., 2005).	27
Şekil 3.17 M ₃ C çökeltilerinin Normalizasyon sonrası TEM resimleri	29
Şekil 3.18 Çıta (Lath) yapısı ve M ₂₃ C ₆ karbürünün 600 °C'deki irileşmesinin zamanın fonksiyonu olarak gösterimi (Abe, 2004).....	30
Şekil 4.1 Üç aşamalı tipik sürünme eğrisi A; sabit yük, B; sabit gerilme (Dieter, 1976)	33
Şekil 4.2 Sürünme hızının gerilme ile değişimi (Çimenoglu ve Kayalı, 1991).....	34
Şekil 4.3 Sürünme hızının sıcaklıkla değişimi (Çimenoglu ve Kayalı, 1991).....	35
Şekil 4.4 Dislokasyona etki eden tırmanma kuvveti (Çimenoglu ve Kayalı, 1991).....	36
Şekil 4.5 Dislokasyonların tırmanması ve kayması ile meydana gelişi (Çimenoglu ve Kayalı, 1991)	37
Şekil 4.6 Deformasyon mekanizması haritası şematik gösterimi (Abe ve ark., 2008)...	38
Şekil 4.7 Yayınma etkisi ile meydana gelen sürünme	38
Şekil 4.8 Manson-Haferd parametresi kullanılarak elde edilmiş üç farklı gerilme seviyesi için sıcaklık ve kopma zamanı arasındaki ilişki $\sigma_a > \sigma_b > \sigma_c$ (Meyers ve Chawla, 2009)	40
Şekil 5.1 Yalın kaynak metali çekme ve darbe deney numunelerinin kaynak metalinden çıkartılması,.....	44

Şekil 5.2 Yalın kaynak metali üretim aşamaları a) ısıl işlem uygulanmış parça b) altlık uygulaması c) kaynak işlemi d) kök pasosu e) kök pasosu cüruf temizliği f) pasolar arası sıcaklık kontrolü g) yalın kaynak metali çekme testi ve darbe testi numunelerinin çıkartılması.....	45
Şekil 5.3 Kaynak ve kaynak sonrası ısıl işlem döngüsü	46
Şekil 5.4 P92 esas metale uygulanan ısıl işlem çevrimi	47
Şekil 5.5 EBSD (electron backscatter diffraction- elektron geri saçılım kırınımı) sistemi	49
Şekil 5.6 Kaynak metallere karbür çöktürme işlemi	49
Şekil 5.7 TEM cihazı (FEI Tecnai G2).....	50
Şekil 5.8 FIB cihazı (FEI -Dual Beam 600 I) ve TEM örneği hazırlanması	51
Şekil 5.9 FIB ile TEM örneklerinin hazırlanma aşamaları	52
Şekil 5.10 Analizlerde kullanılan TGA/DSC 2 cihazı	53
Şekil 5.11 Sertlik taraması yapılan KM-1 kodlu kaynak metali makro görüntüsü.....	54
Şekil 5.12 Çekme testi numune ölçüleri	55
Şekil 5.13 Sürünme testleri için hazırlanmış deney numunesi ölçüleri.....	56
Şekil 5.14 Kaynaklı bağlantı şematik gösterimi	57
Şekil 5.15 Kaynaklı bağlantı çekme testi, numunesi (BS EN ISO 4136:2012).....	58
Şekil 6.1 Kaynak metallere ait N/O analiz sonuçları.....	63
Şekil 6.2 P92 Malzemesine uygulanan ısıl işlemler ve mikroyapıları.....	65
Şekil 6.3 P92 malzemesinin Ac ₁ -Ac ₃ çift fazlı bölgesinde uygulanan ısıl işlem sonrası farklı dağıtıcılar kullanılarak elde edilmiş mikroyapıları, a) Pikrik HCl, b) Lepera (Renkli) c) Modifiye LB2 (Renkli).....	66
Şekil 6.4 P92 esas metalde ısıl işleme bağlı olarak yapılan sertlik ölçüm sonuçları	66
Şekil 6.5 % 0.8Ni ve 0.4Ni içeren kaynak metallere ait makro fotoğraflar (Dağlama FeCl ₃).....	67
Şekil 6.6 0.8Ni içeren yalın kaynak metallere ait mikroyapı fotoğrafları	69
Şekil 6.7 0.4Ni içeren yalın kaynak metallere ait mikroyapı fotoğrafları	71
Şekil 6.8 Delta ferrit fazının ısıl işlemle değişimi	73
Şekil 6.9 Farklı dağıtıcılarla elde edilmiş KM-1 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri.....	75
Şekil 6.10 0.8Ni ve 0.5Co içeren KM-2 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağıtma;.....	77
Şekil 6.11 0.8Ni ve 1Co içeren KM-3 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağıtma;.....	78
Şekil 6.12 0.8Ni ve 1.5Co içeren KM-4 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağıtma;.....	79
Şekil 6.13 0.8Ni içeren kaynak metallere ait dağıtılmamış haldeki SEM görüntüleri	80
Şekil 6.14 0.8Ni içeren kaynak metallere ait inklüzyon EDX analizleri.....	81
Şekil 6.15 Kaynak metallere bulunan oksit inklüzyonları ve EDX analizleri	83
Şekil 6.16 Şekil 6.15’de gösterilen inklüzyonların EDX analiz sonuçları	84
Şekil 6.17 KM-1 Kodlu numuneye ait oksalik asit ile dağıtma sonucu inklüzyon/matris ara yüzeyinin görüntüsü.....	84
Şekil 6.18 KM-1 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri.....	85
Şekil 6.19 KM-2 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri.....	86
Şekil 6.20 KM-3 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri.....	87
Şekil 6.21 KM-4 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri.....	88
Şekil 6.22 0.4Ni ve a) 0Co (KM-5) b) 0.5Co (KM-6) içeren kaynak metallere ait SEM görüntüleri dağıtma; 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol	89

Şekil 6.23 0.4Ni ve a) 1Co (KM-7) b) 1.5Co (KM-8) içeren kaynak metallerine ait SEM görüntüleri dağıtma; 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol	90
Şekil 6.24 KM-5-KM-8 kodlu kaynak metallerinde bulunan inklüzyonlar.....	91
Şekil 6.25 Şekil 6.24'de gösterilen inklüzyonların EDX analiz sonuçları	92
Şekil 6.26 KM-1 kodlu örneğe ait TEM alan taraması ve EDX analizi	92
Şekil 6.27 KM-1 kodlu örneğe ait TEM nokta analiz EDX analizi.....	93
Şekil 6.28 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan görüntüsü	93
Şekil 6.29 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan ve karanlık alan görüntüsü.....	94
Şekil 6.30 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan çıta yapısı ve karbürler	94
Şekil 6.31 KM-4 kodlu örneğe ait TEM nokta analizi	95
Şekil 6.32 KM-4 kodlu örneğe ait TEM nokta analizi	95
Şekil 6.33 KM-4 kodlu örneğe ait TEM MAP analizi.....	96
Şekil 6.34 Elektroliz yöntemiyle çökeltilmiş karbürlere ait TEM fotoğrafları (0.8Ni-1Co)	96
Şekil 6.35 Elektroliz yöntemiyle çökeltilmiş karbürlere ait TEM fotoğrafları (0.8Ni-0.5Co)	99
Şekil 6.36 Kütle malzeme olarak kaynak metallerine ait XRD paternleri.....	101
Şekil 6.37 a) 0.8Ni ve b) 0.4Ni içeren kaynak metallerinden çökeltilen karbürlerin XRD paternleri.....	102
Şekil 6.38 XRD analizi yapılan çökeltilmiş karbürlerin SEM görüntüleri.....	103
Şekil 6.39 XRD için hazırlanmış karbürlere ait SEM-EDX analizleri	103
Şekil 6.40 Kaynak metalleri DSC ısıtma verileri (0.8Ni).....	105
Şekil 6.41 Kaynak metalleri DSC soğutma verileri (0.8Ni).....	106
Şekil 6.42 Kaynak metalleri DSC ısıtma verileri (0.4Ni).....	107
Şekil 6.43 Kaynak metalleri DSC soğutma verileri (0.4Ni).....	108
Şekil 6.44 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait Thermo-Calc modelleme sonuçları	109
Şekil 6.45 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait Thermo-Calc modelleme sonuçları	110
Şekil 6.46 % 0.8Ni içeren kaynak metallerinde kobalt miktarı ile A ₁ dönüşüm sıcaklığı ve delta ferrit başlangıç sıcaklığı ilişkisi.....	111
Şekil 6.47 Kaynaklı bağlantı makro fotoğrafları	112
Şekil 6.48 KM-1 kodlu kaynak metali EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri.....	114
Şekil 6.49 KM-4 kodlu kaynak metali EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri.....	115
Şekil 6.50 Gr91 malzemesi EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri.....	116
Şekil 6.51 Gr 91 malzemesi ITAB EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri.....	117
Şekil 6.52 % 0.8Ni % 0Co içeren kaynak metali sertlik haritaları a) ısıtma öncesi b) ısıtma sonrası.....	119
Şekil 6.53 Yalın kaynak metalleri Brinell sertlik sonuçları.....	119
Şekil 6.54 Isıl işlem uygulanmamış 0.8Ni-1.5Co içeren kaynak metali Charpy darbe testi numunesi fotoğrafı	120
Şekil 6.55 % 0.8Ni ve farklı oranlarda (%0, 0.5, 1, 1.5) Co içeren yalın kaynak metali Charpy darbe testi sonuçları	120
Şekil 6.56 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait ortalama kırılma enerjilerinin karşılaştırılması.....	121
Şekil 6.57 KM-1 (0.8Ni-0Co) kodlu numuneye ait farklı sıcaklıklarda yapılmış darbe testi kırık yüzey SEM görüntüleri.....	123

Şekil 6.58 Kobalt içeren yalın kaynak metallerine ait (0.8Ni-0.5, 1, 1.5Co) (KM-2, KM-3, KM-4) kırık yüzey SEM fotoğrafları	125
Şekil 6.59 % 0.4Ni ve farklı oranlarda (%0, 0.5, 1, 1.5) Co içeren yalın kaynak metali darbe testi sonuçları	126
Şekil 6.60 Farklı miktarda kobalt içeren kaynak metallerine ait ortalama kırılma enerjilerinin karşılaştırılması	127
Şekil 6.61 0.4Ni-0, 0.5, 1, 1.5Co içeren yalın kaynak metallerine ait (KM-5, KM-6, KM-7, KM-8) kırık yüzey SEM fotoğrafları	130
Şekil 6.62 KM-1 (0Co) kodlu numuneye ait farklı sıcaklıklardaki kırık yüzey analizleri	132
Şekil 6.63 Kobalt içeren numunelere ait (KM-2, KM-3, KM-4) kırık yüzey analizleri	135
Şekil 6.64 0.4Ni içeren yalın kaynak metallerine ait (KM-5, KM-6, KM-7, KM-8) kırık yüzey analizleri	137
Şekil 6.65 0.8Ni içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraflar.....	139
Şekil 6.66 0.4Ni içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraflar.....	140
Şekil 6.67 Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmamış 0.8Ni-1.5Co içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraf (σ_{ak} :1225 MPa, σ_C :1237 MPa, % uzama: 3)...	140
Şekil 6.68 KM-1 (0.8Ni-0Co) kodlu numunenin sürünme deneyi sonrasındaki makro fotoğrafları	142
Şekil 6.69 KM-1 kodlu yalın kaynak metali 150 MPa gerilme altında 600 °C'de yapılmış sürünme testi sonucu	143
Şekil 6.70 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait 150 MPa gerilme altında 650 °C'de yapılmış sürünme testi sonuçları.....	143
Şekil 6.71 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait 150 MPa gerilme altında 675 °C'de yapılmış sürünme testi sonuçları.....	144
Şekil 6.72 % 0.8Ni içeren yalın kaynak metalleri kopma süresi ve kopma uzaması ilişkisi.....	144
Şekil 6.73 Sürünme testi sonrası KM-1 kodlu (% 0.8Ni, 0Co) numuneye ait optik mikroskop resimleri	145
Şekil 6.74 KM-1 kodlu (% 0.8Ni, 0Co) sürünme numunesine ait SEM fotoğrafları ...	146
Şekil 6.75 KM-1 Kodlu (% 0.8Ni, 0Co) sürünme numunesine ait SEM fotoğrafları ..	147
Şekil 6.76 Kaynaklı bağlantı sertlik profili.....	148
Şekil 6.77 Kaynaklı bağlantı mühendislik gerilim-gerinim diyagramları	149
Şekil 6.78 Eğme testi numuneleri	150
Şekil 7.1 Çeliklerde bulunan oksit-sülfid ve sülfid inklüzyonlarının O, Mn, S aktivitesine göre sistematik gösterimi (Ånmark ve ark., 2015).	159
Şekil 7.2 Üretilen kaynak metallerinin DSC sonuçları karşılaştırması	162
Şekil 7.3 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait ThermoCalc sonuçları karşılaştırması..	164
Şekil 7.4 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait ThermoCalc sonuçları karşılaştırması..	165
Şekil 7.5 Kaynak metallerine ait Ter-A4 farklarının karşılaştırması.....	166
Şekil 7.6 0.8Ni içeren yalın kaynak metali ortalama tokluk değerleri	169
Şekil 7.7 0.4Ni içeren yalın kaynak metali ortalama tokluk değerleri	170
Şekil 7.8 Yalın kaynak metallerine ait çekme testi sonuçları (mühendislik).....	171
Şekil 7.9 650 °C sıcaklıkta 150 MPa gerilmede sürünme kesitine paralel alınmış Co içermeyen kaynak metalinde çökelti irileşmesi SEM ve EDX analizi	174

ÇİZELGELER LİSTESİ

Çizelge 1.1 Enerji santrallerinde kullanılan sıcaklık ve basınç şartları (Mayusama, 2001)	1
Çizelge 3.1 Enerji santrallerinde kullanılan Ferritik/Martenzitik çeliklerdeki tarihsel gelişim (Klueh,2004)	5
Çizelge 3.2 Ticari olarak geliştirilen % 9Cr'lu çeliklerin kompozisyonları (Klueh ve Harries, 2001)	6
Çizelge 3.3 Endüstride kullanılan CrMo çelik türleri ve uluslararası gösterimleri (Hilkes ve Gross, 2009)	7
Çizelge 3.4 ASTM/ASME standartlarına girmiş CrMo çelikleri kimyasal bileşim ve kullanım sıcaklıkları (Hilkes ve Gross, 2009; ASTM A335/A335M, 2011)	8
Çizelge 3.5 T/P92 çeliğinin ASTM standardına göre mekanik özellikleri (ASTM A335/A335M, 2011)	9
Çizelge 3.6 Alaşımlandırılmamış kaynak metali için kimyasal bileşim gereklilikleri (AWSA5.5-96, 1996)	18
Çizelge 3.7 12Cr1MoV çeliğinde bulunan karbürlerin % ağırlık olarak bileşimleri (Thomson ve Bhadeshia, 1992)	29
Çizelge 5.1 Yalın kaynak metallerine ait nominal kompozisyonlar (% Ağ.)	41
Çizelge 5.2 Elektrod örtüsünde bulunan elementler ve verimleri (Olson ve ark., 1993)	42
Çizelge 5.3 Elektrod örtü maddesini oluşturan bazı elementlerin tipik fonksiyonları (Olson ve ark., 1993)	43
Çizelge 5.4 Çalışma kapsamında kullanılan dağlama çözeltileri	48
Çizelge 5.5 DSC analiz şartları	53
Çizelge 6.1 Üretilen kaynak metali (KM) kimyasal bileşimleri	60
Çizelge 6.2 Yalın kaynak metali hidrojen analizi sonuçları	60
Çizelge 6.3 Curuf analizi XRF sonuçları (Bileşik)	62
Çizelge 6.4 Curuf analizi XRF sonuçları (Elementel)	62
Çizelge 6.5 Mikroyapı incelemesi gerçekleştirilen P92 malzemesi kimyasal bileşimi	64
Çizelge 6.6 Karbürlere ait TEM incelemesi EDX analizleri	100
Çizelge 6.7 EBSD analizinde tespit edilen fazlar ve miktarları	118
Çizelge 6.8 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait kırık yüzey makro fotoğrafları	122
Çizelge 6.9 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait kırık yüzey makro fotoğrafları	128
Çizelge 6.10 Yalın kaynak metalleri mühendislik çekme testi sonuçları (mühendislik)	141
Çizelge 6.11 0.8Ni içeren kaynak metallerinin sürünme testinden elde edilen sonuçlar	142
Çizelge 6.12 Kaynaklı bağlantı çekme testi sonuçları (mühendislik)	149
Çizelge 6.13 Kaynaklı bağlantı darbe testi sonuçları	150
Çizelge 7.1 Literatürde ifade edilmiş T/P92 kaynak metali analizleri (% ağırlık)	156
Çizelge 7.2 Literatürde P92 çeliği ve kaynak metali için kullanılmış olan dağlama çözeltileri	158
Çizelge 7.3 P92 malzemesi ve kaynak metalinde literatürde belirtilen fazlar	161

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

A	: Akım
A''	: Malzeme sabiti
A ₀	: Başlangıç kesit alanı (mm ²)
b	: Burger vektörü
B	: Baziklik derecesi
C _{REŞ}	: Krom eş değeri
DM	: M metalinin hacim difüzyon katsayısı
f ₀	: Reaksiyon kuvveti
G	: Kayma modülü
H	: Hidrojen
J	: Joule
kJ	: kilo joule
M	: Taylor faktörü
N	: Azot
n	: Gerilme üssü
O	: Oksijen
Q _s	: Sürünme için aktivasyon enerjisi
r	: Çökelti yarı çapı
R	: Gaz sabiti
t	: zaman
T	: Sıcaklık (°C)
t _a	: Malzeme sabiti
T _a	: Malzeme sabiti
T _c	: Curie sıcaklığı (°C)
T _m	: K cinsinden malzemenin ergime sıcaklığı
t _r	: Kopma süresi
u _M	: Matristeki M konsantrasyonu
V	: Karbürlerin molar hacmi
ε	: Birim şekil değişimi
ê _{ks}	: Kararlı sürünme hızı
λ _{sg}	: Alt tane sınırları arası mesafe
ρ _f	: Matristeki serbest dislokasyon yoğunluğu
σ	: Karbürlerin arayüzey enerjisi
σ _a	: Akma dayanımı (MPa)
σ _ç	: Çekme dayanımı (MPa)

Kısaltmalar

ASME	: American Society of Mechanical Engineers - Amerikan Makine Mühendisleri Derneği
ASTM	: American Society for Testing Materials - Amerikan Malzeme Test Derneği
AWS	: American Welding Society Specifications and Standards - Amerikan Kaynak Topluluğu Özellikleri ve Standartları

DC	: Direct Current - Doğru Akım
DSC	: Differential Scanning Calorimetry - Diferansiyel Taramalı Kalorimetri
EBSD	: Electron Backscatter Diffraction - Elektron Geri Saçılım Kırınımı
EDX	: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy - Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi
FIB	: Focused Ion Beam - Odaklanmış İyon Demeti
HB	: Brinell Hardness Test - Brinell Sertlik Testi
KM-1	: 0.8Ni 0Co Kaynak Metali
KM-2	: 0.8Ni 0.5Co Kaynak Metali
KM-3	: 0.8Ni 1.0Co Kaynak Metali
KM-4	: 0.8Ni 1.5Co Kaynak Metali
KM-5	: 0.4Ni 0Co Kaynak Metali
KM-6	: 0.4Ni 0.5Co Kaynak Metali
KM-7	: 0.4Ni 1.0Co Kaynak Metali
KM-8	: 0.4Ni 1.5Co Kaynak Metali
LMP	: Larson Miller parametresi
MHP	: Manson-Haferd parametresi
PT	: Penetrant Test - Penetrant Testi
RT	: Radiography Test - Radyografik Test
SDP	: Sherby-Dorn parametresi
SEM	: Scanning Electron Microscope - Taramalı Elektron Mikroskobu
SK	: Süper Kritik
T/P	: T: Tube, P:Pipe
TEM	: Transmission Electron Microscopy - Transmisyon Elektron Mikroskobu
USK	: Ultra Süper Kritik
XRD	: X-Ray Diffraction - X-Işınları Kırınımı
XRF	: X-Ray Fluorescence - X ışını Floresans

1 GİRİŞ

Enerji santralleri, nükleer santraller ve petro-kimya endüstrisi gibi alanlarda genellikle yüksek sıcaklık ve basınç şartları hâkimdir. Bu şartlarda kullanılan malzemelerden beklenen en önemli özellik ise yüksek sürünme ve oksidasyon direncidir. Bu şartları sağlayabilen malzemeler 1900'li yılların başına kadar aşırı kalın malzemelerden yapılmıştır, fakat bunların nakliyesi, kaynak yapılması ve konstrüksiyonun kurulmasındaki zorluklardan dolayı araştırmalar daha yüksek sıcaklığa dayanıklı ve daha ince malzeme üretimi üzerine yoğunlaşmıştır. Aşırı kalın malzemede çok pasolu kaynak yapılması ve bunun meydana getirdiği ısıl işlem sorunları termal genleşme, temper gevrekliği ve hidrojen gevrekliğine hassasiyet gibi sebeplerden malzeme kalitesi sürekli arttırılmaya çalışılmıştır. Bunun yanında daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilecek malzeme ve daha yüksek buhar basıncına dayanıklı malzemelere ihtiyaç duyulmuştur. Çünkü özellikle termik santrallerdeki verimin arttırılması buhar basıncı ve sıcaklık şartları ile ilgilidir. Daha yüksek sıcaklık ve buhar basıncı, verimin arttırılmasını sağlar, ayrıca verimin arttırılması çevreye daha az CO₂ salınımı demektir. Termik santrallerdeki buhar basıncı ve sıcaklık şartları kritik altı, süper kritik ve ultra süper kritik gibi farklı terimlerle adlandırılmaktadır. Çizelge 1.1 enerji santrallerinde kullanılan buhar basıncı ve sıcaklık şartlarını göstermektedir. Kritik altı şartlarda santrallerin verimi oldukça düşük olduğundan zaman içerisinde daha yüksek basınç ve sıcaklığa dayanıklı malzemeler geliştirilmiştir. Bununla birlikte günümüzde yeni kurulan enerji santrallerinde kritik altı şartlarda kullanılan aşırı kalın özellikteki malzemeler yerini süper kritik (SC) ve ultra süper kritik (USC) şartlarda çalışabilen daha ince malzemelere bırakmıştır.

Çizelge 1.1 Enerji santrallerinde kullanılan sıcaklık ve basınç şartları (Mayusama, 2001)

Buhar basıncı ve sıcaklık şartları	Sıcaklık (°C)	Basınç (MPa)
Kritik altı	≈550	≈18
Süper Kritik (SC)	538	24
Ultra Süper Kritik (USC)	≤630	>24

Bu tez kapsamında, NF616 (Japon) olarak bilinen ASTM tarafından T/P92 (T: Tube, P: Pipe) olarak adlandırılmış yüksek alaşımlı çelik türü için elektrik ark kaynak yönteminde kullanılmak üzere örtülü elektrod geliştirilmesi amaçlanmıştır. Ultra süper kritik şartlarda kullanılmak üzere Japonya'da geliştirilmiş olan % 9Cr ve % 1.5W içeren

(T/P92) çelik ülkemizde henüz kullanılmaya başlanmamıştır. Bununla birlikte ülkemizde bu çelik türünü elektrik ark kaynak yöntemi ile kaynak yapmak için gerekli örtülü elektrodlar da üretilmemektedir. Parça kalınlığı dikkate alındığında çok pasolu kaynak yöntemiyle kaynak yapılan bu çelik türü için geliştirilen elektrod ile ülkemizde bulunan ve yeni kurulacak olan enerji santrallerinin bu kaynak sarfında dışa bağımlılığının ortadan kaldırılması yönünde bir adım atılmıştır.

Tez kapsamında geliştirilen örtülü elektrod üretimi “Gedik Kaynak A.Ş.” tarafından, belirlenen kimyasal bileşimi verecek şekilde üretilmiştir. Belirlenen kimyasal bileşim ise hali hazırda endüstride kullanılan elektrodlardan farklı olarak değişik oranlarda (% 0.5, 1, 1.5) Co ve farklı Ni (% 0.4-0.8) içeriğine sahip olmasıdır. T/P92 çeliğinin birleştirilmesi için çeşitli firmalar tarafından geliştirilmiş olan ticari elektrodların kimyasal bileşimi esas malzemeye yakın değerlerdedir. Bu çalışma ile Co ve Ni elementinin kaynaklı bağlantıya etkisi mikroyapı ve mekanik özellikler bakımından detaylı olarak araştırılmıştır. Ayrıca yapılan kaynak işlemlerinin kontrolünde tahribatsız deneylerden de (PT-RT) yararlanılarak kaynak şartlarından doğabilecek problemlerin mekanik özellikleri etkilememesi amaçlanmıştır.

2 KAYNAK ARAŞTIRMASI

ASTM tarafından Gr92 ya da T/P92 olarak adlandırılan yüksek alaşımlı CrMo(W) çeliği % 9Cr içeren Ferritik/Martenzitik çelik sınıfındadır. Literatürde % 9Cr içeren yüksek sıcaklık dayanımlı malzemelerin kaynaklı birleştirmesi ve yalın kaynak metali ile ilgili önemli araştırmalar yapılmıştır. Ancak Ni ve Co modifikasyonunun kaynak metali mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi ile ilgili çalışmalar sınırlıdır. Alaşım elementleri, kaynak şartları ve ısıl işlem şartları kaynak metalinin mikroyapı ve mekanik özelliklerini önemli derecede etkilemektedir. Bu kapsamda literatürde yapılmış olan çalışmaların kısa özetleri aşağıda sunulmuştur.

Zhang ve ark. (2009) T/P92 için geliştirdikleri kaynak metalinin A₁ sıcaklığının 800-815 °C arasında olduğunu bildirmişlerdir. Ayrıca yaptıkları araştırmada Ni, Mn ve Co elementlerinin A₁ sıcaklığını düşürdüğünü ifade etmişlerdir. Kaynak sonrası ısıl işlemin 760 °C civarında yapılabilmesi için Ni+Mn+0.4Co içeriğinin maksimum % 1.5 olarak sınırlanması gerektiği araştırmacılar tarafından ifade edilmiştir.

Chalk (2013) yaptığı çalışmada endüstride kullanılan 3 farklı bileşimde T/P92 kaynak elektrodundan yalın kaynak metalleri elde etmiş bunlara ait sürünme, sertlik, dönüşüm sıcaklığının dilatometre ile belirlenmesi, Thermocalc yazılımı ile faz dönüşümlerini ve oluşan çökeltilerin türlerini SEM ile belirlemiş ve karakterizasyonunu yapmıştır.

An ve ark. (2010) P92 çelik kaynaklı bağlantısının sürünme özelliği üzerine yaptığı araştırmada, sürünme uzama oranının ince taneli bölgede kaynak metali ve iri taneli bölgeye oranla daha fazla olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca ince taneli bölgede sürünme boşluk oluşumunun fazla olduğunu, karbürlerin sürünme esnasında irileştiğini ve bu durumun sürünme dayanımını olumsuz oranda etkilediğini bildirmişlerdir. Kopmanın ise ince taneli bölgede olduğu (Tip IV çatlak) araştırmacılar tarafından bildirilmiştir.

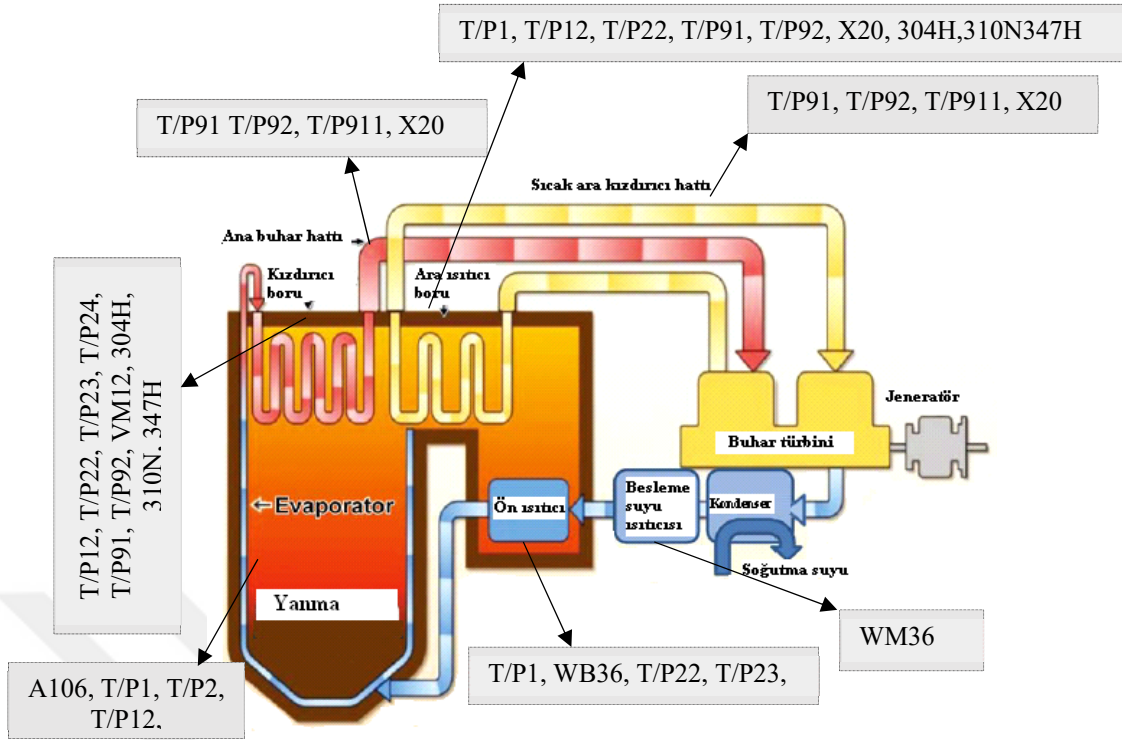
Fedoseeva ve ark. (2016) P92 çeliğine % 3Co ilavesi yapmışlar ve 200-100 MPa gerilim altında 650 °C'deki sürünme davranışını incelemişler ve mikro yapı karakterizasyonunu yapmışlardır. Araştırmada uzun süreli sürünme şartlarında M₂₃C₆ ve Laves fazının gerinim kaynaklı irileştiğini belirtmişlerdir. Buna karşın MX tipi karbonitrürlerde gerinim kaynaklı bir irileşme tespit edilemediğini ifade etmişlerdir.

3 ENERJİ SANTRALLERİNDE KULLANILAN ÇELİKLER VE KAYNAĞI

Yüksek sıcaklık şartlarında 1920'lere kadar alaşımsız ferritik karbon çelikleri kullanılmıştır. Ancak sıcaklık ve kabul edilebilir buhar basıncı ise sırasıyla 300 °C ve 15 bar civarındaydı. Bu şartlar için malzeme gereklilikleri ise yüksek sıcaklıkta yapılan çekme testi ile gerçekleştirilmekteydi. Kısa süreli yapılan bu test yöntemi ile malzemede bulunan N, Al, Mn gibi elementlerin bu karbon çeliklerinin dayanımı üzerine uzun vadede nasıl bir etkiye sahip olduğu bilinmemekteydi. 1920'lerin başlarında sıcağa dayanıklı düşük alaşımlı çeliklerin geliştirilmesiyle sıcaklık değeri 450 °C ve basınç değeri ise 35 bar'a kadar yükseltilmiştir. Amerika'da 1933 yılında ASME ve ASTM tarafından sürünme testleri 500-2000 saatlik uzun süreli testlerle gerçekleştirilmiş bu testlerle % 0.01-% 0.1 ve % 1 kalıcı deformasyon oluşturan şartlar belirlenmiş elde edilen sonuçlarla 10^4 ve 10^5 saat sonraki şartlar tahmin edilmiştir (Abe ve ark., 2008).

İlerleyen yıllarla birlikte malzeme karakterizasyon yöntemlerinin gelişmesi, uluslararası etkileşimlerin artması ve bazı bilgisayar yazılımlarının (Thermo-Calc, DICTRA) geliştirilmesi ile birlikte daha yüksek sıcaklıklar ve daha yüksek basınçlarda çalışacak malzemeler geliştirilmiştir. Şekil 3.1'de bir enerji santralinin şematik görüntüsü verilmiş ve kullanılan bazı malzemeler üzerinde gösterilmiştir. Klueh (2004) enerji santrallerinde kullanılan çelikleri kullanılan basınç ve sıcaklık şartlarına bağlı olarak 4 nesile (jenerasyon) ayırmıştır. Çizelge 3.1'de yıllara göre geliştirilmiş olan Ferritik/Martenzitik çelikler sürünme kopma dayanımları ve çalışma sıcaklıkları verilmiştir.

Ferritik/Martenzitik çelikler yüksek sıcaklık şartlarında paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldığında özellikle düşük termal genleşme ve daha yüksek ısı iletkenliği sayesinde avantaj sağlamaktadır (Abe ve ark., 2008). Ferritik/Martenzitik çelikler alaşım elementleri ve mikroyapı özelliğine göre iki sınıfta toplanmıştır. Düşük alaşımlı ilk sınıfta toplam alaşım elementi miktarı % 5'in altında ve Cr miktarı ise % 1-3 arasında bulunurken, % 9-12Cr'lu Ferritik/Martenzitik çelikler olarak adlandırılan diğer yüksek alaşımlı grupta ise toplam alaşım elementi miktarı % 10-20 arasında değişmektedir (Hu, 2012). Burada özellikle % 9Cr içeren sürünme dirençli çelikler farklı mekanik özelliklerin kombinasyonu dikkate alındığında özel bir öneme sahiptir. Şekil 3.2'de farklı miktarda (% 2-15) Cr, % 2W ve % 0.1C içeren çeliklere ait geçiş sıcaklığı ve sürünme kopma dayanımı arasındaki ilişki ifade edilmiş ve en yüksek tokluk ve sürünme dayanımı % 9Cr içeren çelikten elde edilmiştir (Abe, 2008).



Şekil 3.1 Enerji santrali şematik diyagramı ve kullanılan bazı malzemeler (Nippon Steel ve Sumitomo, 2013), (Voestalpine Böhler Welding, 2015)

Çizelge 3.1 Enerji santrallerinde kullanılan Ferritik/Martenzitik çeliklerdeki tarihsel gelişim (Klueh,2004)

Nesil	Yıllar	Çelik modifikasyonu	600 °C'de 10 ⁵ saatte kopma dayanımı (MPa)	Çelik kalitesi	Maksimum çalışma sıcaklığı (°C)
0	1940-60		40	T/P22, T/P9	538
I	1960-70	Basit CrMo çeliklere Mo, Nb, V ilavesi	60	EM12, HCM9M, HT9, HT91	565
II	1970-85	C, Nb, V, N elementlerinin optimizasyonu	100	HCM12, T/P91, HCM12S	593
III	1985-95	W ve Mo elementlerinin kısmi yer değiştirmesi, Cu, N ve B ilavesi	140	T/P92, E911, HCM12A	620
IV	Gelecekte	W artırılması ve Co ilave edilmesi	180	NF12, SAVE12	650

3.1 Yüksek Sıcaklıklarda Kullanılan Çelikler

Enerji santrallerinde farklı sıcaklık şartlarında farklı türde ve farklı kalınlıklarda malzemeler kullanılmaktadır. Kullanılan malzemenin kalitesinin artmasıyla birlikte özellikle malzeme kalınlığı incelmekte bu da kurulum, tamir, taşıma gibi durumlarda çok büyük kolaylık sağlamaktadır. Ancak kullanılan çeliğin kalitesinin artması kesitin incelmesiyle birlikte maliyetin artışı beraberinde getirmektedir. Çizelge 3.3 ve Çizelge 3.4’de endüstride yüksek sıcaklık şartlarında kullanılan çelikler uluslararası standartları, bileşimleri ve kullanım sıcaklıkları verilmiştir.

Çizelge 3.3 Endüstride kullanılan CrMo çelik türleri ve uluslararası gösterimleri (Hilkes ve Gross, 2009)

CrMo çelikleri	Uluslararası Standartlar		
	ASTM/ ASME	DIN/VdTÜV	EN
0.5Mo	T/P1	16 Mo 3	8MoB 5-4
1.25Cr-0.5Mo	T/P11	10 CrMo 5-5	10 CrMo 5-5
1,00Cr-0.5Mo	T/P12	13 CrMo 4-5	13 CrMo 4-5
1.25Cr-1MoV	-	15 CrMoV 5-10	-
-	T/P36	15 NiCuMoNb 5 (WB 36)	15 NiCuNb 5
2.25Cr-1Mo	T/P22	10 CrMo 9-10	10 CrMo 9-10
2.25Cr-1MoV	T/P22V	-	-
2.25Cr-MoVW	T/P23	HCM 2S	7CrWVMoNb 9-6
2.25Cr-1MoVTiB	T/P24	7CrMoVTiB 10-10	7CrMoVTiB 10-10
5Cr-0.5Mo	T/P502	12 CrMo 19-5	-
9Cr-1Mo	T/P9	X12 CrMo 9-1	X12 CrMo 9-1
9Cr-1Mo mod.	T/P91	X10 CrMoVNb 9-1	X10 CrMoVNb 9-1
9Cr-0.5MoWV	T/P911	X11 CrMoWVNb 9-1-1	X11 CrMoWVNb 9-1-1
9Cr-0.5MoWV	T/P92	X10 CrWMoNb 9-2	-
12Cr-0.25Mo +1.4W1.3Co0.2V	-	X12 CrCoWVNb 11-2-2 (VM 12-SHC) t<10mm	-
12Cr-1MoNiV	-	X20 CrMoV 12-1	X20 CrMoV 11-1

Çizelge 3.4 ASTM/ASME standartlarına girmiş CrMo çelikleri kimyasal bileşim ve kullanım sıcaklıkları (Hilkes ve Gross, 2009; ASTM A335/A335M, 2011)

ASTM/ ASME kodu	Kimyasal bileşim % ağırlık										°C	
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Nb	Diğer		
T/P1	0.16	0.30	0.82	<0.3	0.32	<0.3	-	-	-	-	-	< 460
T/P11	0.10	0.32	0.68	1.25	0.50	-	-	-	-	-	-	< 545
T/P12	0.13	0.70	0.60	1.00	0.50	-	-	-	-	-	-	< 545
T/P36	0.15	0.35	0.95	-	0.45	1.12	-	-	0.22	Cu: 0.62	-	< 545
T/P22	0.10	0.36	0.69	2.20	1.02	-	-	-	-	-	-	< 545
T/P 22V	0.12	0.08	0.50	2.25	1.00	-	0.30	-	-	-	-	< 545
T/P23	0.08	0.34	0.42	2.32	<0.3	-	0.02	1.55	0.06	N < 0.010 N < 0.010	-	< 550
T/P24	0.07	0.28	0.60	2.25	1.04	-	0.24	-	-	B: 15- 70ppm Ti: 0.05- 0.10	-	< 550
T/P502	0.12	0.35	0.65	5.10	0.54	-	-	-	-	-	-	< 550
T/P9	0.12	0.60	0.40	9.00	1.00	-	-	-	-	-	-	< 585
T/P91	0.10	0.36	0.52	8.82	1.02	<0.4	0.22	-	0.08	N: 30-70 ppm	-	< 585
T/P911	0.11	0.28	0.54	8.80	1.02	0.25	0.22	1.05	0.08	N: 0.05- 0.09	-	< 625
T/P92	0.10	<0.5	0.55	8.80	0.52	<0.4	0.23	1.55	0.08	N: 0.03- 0.07 B: 0.001- 0.006	-	< 625
T/P92	0.07-0.13	- 0.5	0.30 - 0.60	8.5- 9.5	0.3- 0.6	- 0.40	0.15 0.25	1.5 2.0	0.04 0.09	P:- 0.020 S:- 0.010 B:0.001 0.006 Al:- 0.02 N: 0.03 0.07 Ti: - 0.01	(ASTM A335/A33 5M, 2011)	

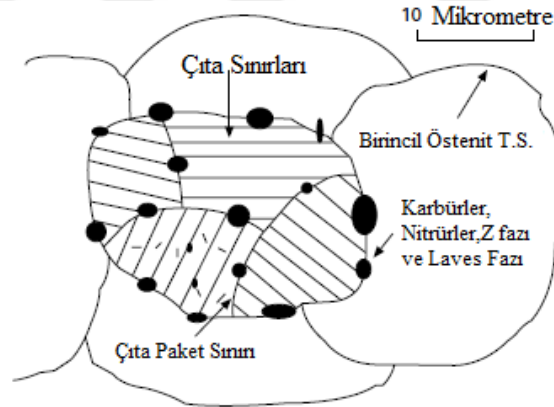
3.1.1 9Cr-W-V-Nb çelik (T/P92-NF616)

T/P92 çeliğinin ASTM standardında belirtilen kimyasal bileşim sınır değerleri ve mekanik özellikleri Çizelge 3.4 ve Çizelge 3.5’de gösterilmiştir. T/P92 çeliği 1980’lerin ortalarında keşfedilmesine rağmen ASME koduna P92 olarak 1994 yılında işlenmiştir. P91 (Amerikan) çeliğinden farklı olarak tungsten ilave edilip molibden miktarı yarıya indirilmiş ayrıca bor ilave edilmiştir. P92 çeliği yüksek sıcaklık şartlarında kullanılan (ana buhar borusu, yeniden ısıtma boruları, ısı dönüştürücüleri vb.) dünyanın en yüksek dayanımlı ferritik çeliğidir (Nippon Steel ve Sumitomo, 2013). Enerji santralleri, kimya endüstrisi ve nükleer santraller kullanım sahalarıdır.

Çizelge 3.5 T/P92 çeliğinin ASTM standardına göre mekanik özellikleri (ASTM A335/A335M, 2011)

Grade		% 0.2 Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	% Uzama	Sertlik (HB)	Normalizasyon sıcaklığı (°C)	Temperleme sıcaklığı (°C)
P92	Min	440	620	20		1040	730
	Max	-	-		250	1080	800

Bu çeliğin terminolojisinde ismi literatürde mikro yapısına göre Ferritik/Martenzitik şeklinde ifade edilmektedir, bunun sebebi bu çeliğin östenitleme sonrasında havada soğutma ile martenzitik yapıya sahip olabilmesidir. Çok yavaş soğutma koşullarında mikro yapı eş eksenli ferritik yapıya sahip olmaktadır. T/P91 çeliğine benzer şekilde T/P92 çeliği de servis şartlarında normalize edilmiş ve temperlenmiş halde kullanılmaktadır. Normalize edildikten sonraki sertlik temperleme ile birlikte önemli derecede düşmektedir. Temperleme sonrasında mikroyapı temperlenmiş martenzit ve yüksek sıcaklıkta dayanımı sağlayan çökelmiş karbür, nitrür ve karbonitrür fazlarından oluşmaktadır. Şekil 3.3’de yüksek krom içeren çeliğin mikro yapısı şematik olarak ifade edilmiştir (Abe ve ark., 2008).



Şekil 3.3 Yüksek kromlu ferritik çelik mikro yapısının şematik görünüşü (Abe ve ark., 2008)

Temperlenmiş martenzitik yapıda bulunan % 9-12Cr içeren çeliklerin mikro yapılarında çita sınırları ve paket sınırları bulunmaktadır çita ve paket sınırları alt tane sınırları (subgrains) olarak isimlendirilmiştir (Abe, 2008).

Malzeme mukavemetini belirleyen etkenler arasında birincil östenit tane boyutu ile beraber alt tane sınırları, çökeltilerin boyut hacim ve dağılımı da etkili olmaktadır (Abe, 2008). Çita ve blok sınırlarının neden olduğu sertleşme Maruyama ve ark. (2001) tarafından şu şekilde ifade edilmiştir:

$$\sigma_{ak} = 10Gb / \lambda_{sg} \quad (3.1)$$

Burada σ_{ak} = Akma dayanımı G = Kayma modülü b = burger vektörü λ_{sg} = Alt tane sınırları arası mesafe (yüksek kromlu çeliklerde 350-500 nm).

Malzeme mukavemetine etkili olan diğer etmen ise dislokasyon yoğunluğudur. Malzemede dislokasyonların neden olduğu mukavemet Abe (2008) tarafından şu denklemle ifade edilmiştir:

$$\sigma_p = 0.5 MGb(\rho_f)^{1/2} \quad (3.2)$$

Burada ρ_f matristeki serbest dislokasyon yoğunluğu, M Taylor faktörüdür (=3).

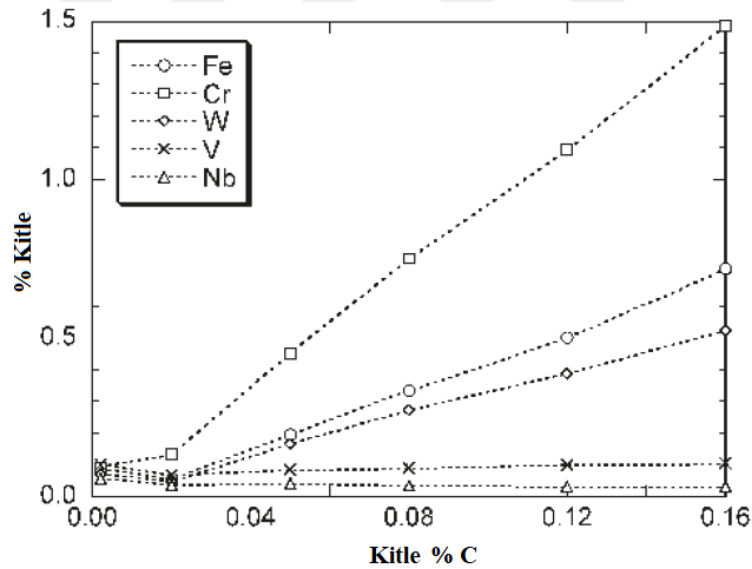
Matriste bulunan serbest dislokasyonlar çeliklerin oda sıcaklığındaki dayanımının artırılmasında oldukça etkili olmasına rağmen yüksek sıcaklıklarda önemli etkisi yoktur (Foldyna ve ark., 2001). % 9-12Cr içeren çeliklerde dislokasyon yoğunluğunun temperleme sonrasında $1-10 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ arasında değiştiği ayrıca temperleme sıcaklığının artması ile serbest dislokasyon yoğunluğunun azaldığı literatürde belirtilmiştir (Maruyama ve ark., 2001).

3.1.2 Alaşım elementleri ve etkileri

Alaşım elementlerinin CrMo çeliklerin hem oda sıcaklığındaki mukavemeti hem de yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerin üzerine önemli etkileri vardır. Enerji santrallerinde kullanılan çelikler Çizelge 3.1’de gösterildiği gibi (0-4) farklı nesiller ile ifade edilmektedir. Özellikle bu çeliklerin 1960’lı yıllardan günümüze kadarki olan sürünme kopma dayanımlarının artırılması alaşım elementlerinin optimizasyonu ile mümkün hale gelmiştir. 1. Nesil olarak adlandırılan 1960-1970 yılları arasında sade Cr’lu çeliklere Mo ilavesi ve bunun yanında Nb ve V elementleri ilave edilmiştir. 2. Nesil (1970-1985) Ferritik/Martenzitik çeliklerin yapısında bulunan C, Nb, V, N optimizasyonu ile dayanım artırılmıştır. 3. Nesil (1985-1995) CrMo çeliklerde ise W ve Mo elementlerinin yer değiştirmesi ve bununla birlikte Cu, N, B ilavesi ile sürünme dayanımı % 40 oranında artırılmıştır. 4. Nesil (gelecek) Ferritik/Martenzitik çeliklerde ise W miktarının artırılması ve Co eklenmesi ile sürünme dayanımının artmasının yanında daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilceği ifade edilmektedir (Klueh, 2004).

3.1.2.1 Karbon

Östenit fazında yüksek çözünebilirliğe sahip östenit dengeleyici bir elementtir. Ferrit fazındaki çözünebilirliği oldukça düşük olması karbür ve karbonitrür fazı oluşumunu artırır (Klueh, 2004). CrMo(W) alaşımlı çeliklerde karbon miktarının artmasıyla çökelti karakterinde de değişiklikler meydana gelmektedir. Taneike ve ark. (2004) % 9Cr-3W-3Co içeren çelikte karbon miktarın % 0.002-0.16 arasında değişen oranlarda 6 farklı çelik üretmişler ve % 0.002C içeren çelikte $M_{23}C_6$ çökeltisinin bulunmadığını yalnızca MX tipi karbürlerden oluştuğunu ifade etmişlerdir (Şekil 3.4). % 0.018C içeren çelikte ise hem MX tipi karbürlerin hem de $M_{23}C_6$ tipi çökeltilerin bulunduğunu, karbon miktarının % 0.05 üzerinde olduğunda $M_{23}C_6$ tipi çökeltilerin boyutunun arttığını hacim oranının ise azaldığını bildirmişlerdir.



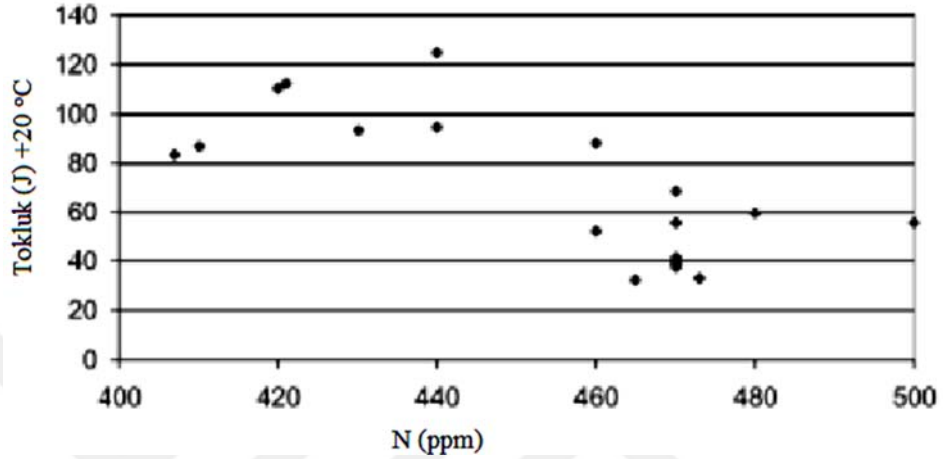
Şekil 3.4 Çökeltilerde bulunan elementlerin miktarı (Taneike ve ark., 2004)

Şekil 3.4'de görüldüğü gibi karbon miktarının artması ile çökelti bileşimlerinde bulunan Fe, Cr ve W elementi artmakta ($M_{23}C_6$), MX çökeltilerin bileşimini oluşturan V ve Nb elementlerinin miktarında ise önemli bir değişiklik meydana gelmemektedir.

3.1.2.2 Azot

Azot östenit stabilize edici bir arayer atomudur. Yüksek sıcaklık dayanımını sağlayan çökeltilerden MX tipi nitrür ve karbonitrür oluşturmada etkilidir. T/P92

çeliğinde % 0.03-0.07 arasında azot bulunmaktadır. B elementi ile birlikte bulunduğu mekanik özelliklerin düşmesine sebep olan BN çökeltilerinin olduğu literatürde P122 çeliği ile ilgili çalışmalarda ifade edilmiştir (Das ve ark., 2012). Li ve ark. (2012a) azotun çeliklerin tokluğunu azaltmadan korozyon direncini ve dayanımı artıracaklarını ifade etmektedirler. Chovet ve ark. (2008) P92 toz altı kaynak metali uygulamalarında tokluğun N miktarının artmasıyla azaldığını Şekil 3.5'te gösterildiği gibi ifade etmişlerdir.



Şekil 3.5 N içeriğinin tokluk üzerindeki etkisi (Chovet ve ark., 2008)

Alüminyum ile birlikte bulunduğu VCN çökeltilerinden daha iri AlN çökeltileri oluşturabileceği bu sebepten 9-12Cr lu çeliklerde çok düşük Al içeriği veya yüksek N/Al oranı olması gerektiği bildirilmiştir (Chalk, 2013).

3.1.2.3 Bor

Bor, ferritte düşük çözünebilirliğe sahip yüzey aktif elementidir ve genellikle sertleşebilirliği artırmak için kullanılmaktadır. Çoğu % 9-12Cr içeren çeliklere % 0.005-0.01 oranında B katılmaktadır (Klueh, 2004). Bor'un Cr-karbür içerisinde çözünmesiyle karbür yapısı $Cr_{23}(C,B)_6$ şekline dönüşür. Yapılan çalışmalarda Cr-karbürün stabilizasyonu sayesinde % 9-12 Cr içeren çeliklerin sürünme dayanımlarının arttığı ifade edilmektedir. Ancak B elementinin yüksek oranlarda bulunmasının sürünme dayanımına ve tokluk özelliğine zararlı etkisi bulunan (BN) oluşumuna sebep olmaktadır (Sakuraya ve ark., 2004). Chovet ve ark. (2008) tokluğa olumsuz etkisinden dolayı B elementinin kaynak yapılan malzemedan daha düşük tutulması gerektiğini ifade etmişlerdir.

3.1.2.4 Silisyum

Ferrit yapıcı bir elementtir. Fujitsuna ve ark. (2000) 8.5Cr-2W-VNb içerikli çelikte yaptıkları çalışmada 650 °C'de 10, 000 saate varan sürünme ve yaşlandırma deneyleri sonucu Si içeriğinin $M_{23}C_6$ karbürü ve Fe_2W (Laves fazı) üzerindeki etkisini incelemiştir. Araştırmacılar oluşan çökeltilerin boyutunun Si ilavesi ile arttığını ayrıca Si içeriğinin Fe_2W fazını $M_{23}C_6$ çökeltilerinden daha fazla etkilediğini ifade etmişlerdir. Mesquita ve ark. (2010) % 5Cr içeren çelikler üzerinde yaptıkları çalışma neticesinde düşük Si içeriğini (% 0.05 ve % 0.3) M_7C_3 tipi karbürlerin daha ince ve homojen olmasını sağladığından dolayı tavsiye etmişlerdir. Silisyum ayrıca sementit oluşumunu engelleyici bir elementtir. Literatürde kaynak metalinde Si miktarının artması ile kaynak metalinde oksijen miktarının arttığını ifade eden (Liu ve Olson, 1987) ve silisyumun artması ile oksijen miktarının azaldığını (Evans ve Bailey, 1997) ifade eden araştırmalar bulunmaktadır. Genel olarak silisyum bir deoksidant elementi olarak kullanılmaktadır. Literatürdeki farklılığın bu sebebi kullanılan ferrosilisyum'un kaynak metaline katılma formu, boyutu, ısı girdisi ve diğer alaşım elementlerindeki saflık durumu ile ilgili olabilir. Si miktarının düşük tutulması kaynak metali tokluğuna olumlu etkisi vardır. Kaynak metalinde genellikle % 0.2 ile % 0.3 civarında bulunmaktadır (Zhang ve ark., 2009).

3.1.2.5 Titanyum

Güçlü karbür ve nitrür yapıcı bir elementtir. Pilling ve ark. (1983) % 2.25Cr, 1Mo içeren çeliğin sürünme mukavemetinin % 0.04Ti katılması halinde çarpıcı bir şekilde arttığını bildirmişlerdir. Ancak Ti inklüzyon da oluşturabilmektedir. Ti bazlı inklüzyonların (genellikle Ti-oksit) tane sınırlarında bulunması deformasyonu engelleyerek kopma uzamasını yüksek oranda azaltmaktadır (Cipolla, 2010). Bazı düşük alaşımlı çeliklerde, titanyum bazlı inklüzyonların asiküler ferrit oluşumuna olumlu etkisinden dolayı tokluğu artırdığı bilinmektedir (Beidokhti ve ark., 2009). Abson ve ark. (2007) Gr92 için geliştirdikleri özlü elektrod ile yaptıkları araştırmada optimum tokluk için Ti miktarının % 0.005 değerinin altında olması gerektiğini ifade etmişlerdir, ancak optimum sürünme özellikleri için yaklaşık % 0.06 değerinde Ti tavsiye etmişlerdir.

3.1.2.6 Vanadyum

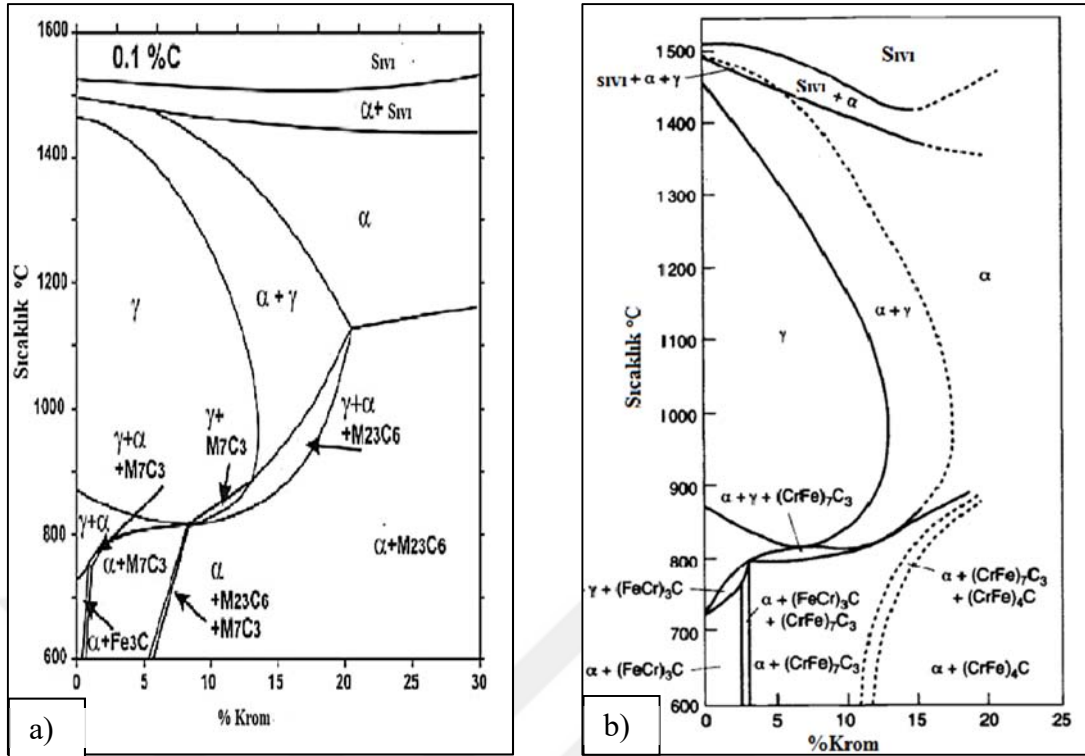
C ve N elementleri ile birlikte karbür ve karbonitrür oluşturan bir mikro alaşım elementidir. Martenzit çıta sınırlarında ve alt tane içlerinde MX tipi ince çökelti oluşturur (Sakthivel ve ark., 2014). Shen ve ark. (2008) % 9Cr içeren farklı V içerikli çeliklerde yaptıkları araştırmada aynı kafes yapısına sahip iki farklı tür vanadyum nitrür oluştuğunu ifade etmişlerdir. $(V_{0.6}Nb_{0.2}Cr_{0.2})N$ ve $(V_{0.45}Nb_{0.45}Cr_{0.1})N$ kafes parametreleri ise sırasıyla $a_0=4.070$ ve 4.232 Å olarak bildirilmiştir. Bu çökelti fazlarından $(V_{0.45}Nb_{0.45}Cr_{0.1})N$ fazının normalizasyon ısıl işleminden sonra yapıda çözünmeden kaldığını $(V_{0.6}Nb_{0.2}Cr_{0.2})N$ çökeltisinin ise temperleme aşamasında oluştuğu bildirilmiş ve bu fazların ara faz değil stabil bir faz olarak yapıda görüldüğü ifade edilmiştir.

3.1.2.7 Niyobyum

V elementine benzer özelliklere sahip güçlü karbür/nitrür-karbonitrür yapıcı bir mikro alaşım elementidir. % 9-12Cr içeren çeliklerde MX türü stabil çökelti oluşturmaktadır. Oluşan çökelti normal östenitleme sıcaklığının oldukça üzerinde tamamen çözüldüğü halde, östenitleme esnasında tane büyümesini engelleyerek ince taneli östenit oluşmasını sağlamaktadır (Klueh, 2004). Nb ve V elementleri kaynaklı bağlantının tokluğunu azaltmaktadır (Wu ve ark., 2017).

3.1.2.8 Krom

Çeliklere genellikle oksidasyon ve korozyon direncini arttırmak amacıyla ilave edilmektedir. Krom, karbonla tepkimeye girerek farklı türde karbürler oluşturur % 2-12Cr içeren çeliklerde M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ genelde oluşan karbürlerdir (Klueh, 2004). Şekil 3.6'da kromun % 0.1C içeren çelikte meydana getirebileceği karbürler görülmektedir. Farklı araştırmacılar tarafından belirlenen Fe-Cr-C diyagramı karşılaştırma amacıyla verilmiştir. Görüldüğü gibi faz diyagramları arasında önemli bir fark bulunmamaktadır. Sürünme direncine zararlı etkide bulunan Z-fazı $(Cr(V,Nb)N)$ çökeltisinin oluşması Nb içeren çeliklerde % 10 ve daha yüksek miktarlarda Cr içeren çeliklerde meydana gelmektedir (Hald, 2008).



Şekil 3.6 % 0.1C, Fe-Cr-C faz diyagramı, a) (Durand-Charre, 2004) b) (Klueh ve Harries, 2001) burada $(CrFe)_4C$, $M_{23}C_6$ karbürüdür

3.1.2.9 Mangan

Östenit yapıcı bir elementtir, mikroyapıda bulunan fazların stabilitesini belirlemede önemli bir etkiye sahiptir. Ancak A_1 sıcaklığını düşürdüğünden CrMo çeliklerde sınırlı miktarda bulunması tavsiye edilmiştir ($Mn+Ni < 1.5$) (Zhang ve ark., 2009). Bununla birlikte kaynak metalinde deoksidasyona yardımcı olduğu da bilinmektedir. Silisyum elementinin aksine mangan miktarının artması ile kaynak metalinde oksijen miktarı azalmaktadır (Liu ve Olson, 1987).

3.1.2.10 Nikel

Östenit yapıcı bir elementtir. P92 çeliğinde tokluğa olumsuz etkisi olduğu belirtilen δ ferrit oluşumunu azaltarak tokluğun artmasına yardımcı olur (Zhang ve ark., 2009). Mo ile birlikte bulunduğu asiküler ferrit oluşumu sayesinde tokluğu artırırken yalnızca Ni ilave edilmesi asiküler yapıyı azalttığından tokluğu azalttığı düşük alaşımlı çelikler üzerine yapılan araştırmada belirtilmiştir (Bhole ve ark., 2006). Nikel elementinin A_1 sıcaklığını düşürdüğü bilinmektedir. T/P92 Çeliğinde yüksek miktarda bulunduğu

temperleme sıcaklığında östenit oluşacak soğuma esnasında ise bu östenit yapıda temperlenmemiş martenzit olarak kalıp tokluğu azaltacaktır (Zhang ve ark., 2009).

3.1.2.11 Molibden

Çeliklerin katı eriyik mukavemetlenmesi yolu ile dayanımının artırılmasını sağlar. δ -ferrit oluşumunu ve uzun süreli yüksek sıcaklık şartlarında intermetalik laves fazı oluşumunu $(Fe,Cr)_2(W,Mo)$ teşvik etmektedir (Cipolla, 2010). % 9-12Cr içeren çeliklerde Mo miktarı % 0.5-1.5 arasındadır. Molibden, tungstene benzer şekilde delta ferrit oluşumundan kaçınmak için Ferritik/Martenzitik çeliklerde sınırlı miktarda tutulur ayrıca Laves fazı oluşumunun engellenmesi amacıyla $Mo+0.5W<1.5$ oranlarında bulunmalıdır (Zinkle ve Ghoniem, 2011).

3.1.2.12 Tungsten

Mo elementine benzer şekilde katı eriyik mukavemetlenmesi ile çeliğin dayanımını artırır. P92 çeliğinin sürünme dayanımının artırılmasında W içeriğinin etkisi literatürden görülmektedir, ancak CrMo çeliklerde W içeriği sınırlı çökelme sertleşmesi ve irileşme hızı yüksek olan laves ve M_6X fazı oluşumundan dolayı % 2 ile sınırlıdır (Foldyna ve ark., 2001). Ayrıca tungsten miktarının artması ile tokluk değeri azalır (Abe ve ark., 1991). Tungsten ayrıca δ -ferrit oluşumunu teşvik eder.

3.1.2.13 Kobalt

Co elementi östenit yapıcı bir elementtir. Yüksek krom içeren çeliklerde δ -ferrit oluşumunu engellemek amacıyla bulunmaktadır (Klueh, 2004). Mn ve Ni elementleri de östenit yapıcı olarak yüksek Cr içeren çeliklerde bulunmasına rağmen A_1 sıcaklığını düşürdüğünden Ni+Mn içeriği bu çeliklerde temperleme işlemini olumsuz etkilemesinden dolayı sınırlanmıştır. Co elementinin ise A_1 sıcaklığını düşürmedeki etkisi Mn ve Ni ile kıyaslandığında çok önemli derecede değildir (Helis ve ark., 2009). Oñoro (2006b) % 9-12Cr ve % 0.02-1.17 Co içeren farklı kaynak metali üretmiş mikro yapılarını karakterize etmiştir. Elde ettiği sonuçlarda Co elementinin östenit yapıcı olarak tavsiye edilen bir element olduğunu, ayrıca sürünme dayanımını ve tokluğu artırdığını ve Ms

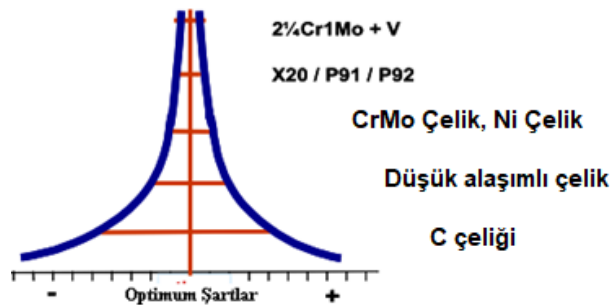
sıcaklığını da düşürmediğini ifade etmiştir. P92 kaynak metalinin Ms sıcaklığı 370 °C-390 °C arasındayken minimum Mf sıcaklığı 105 °C dir (Zhang ve ark., 2009).

Kobalt elementi karbür oluşturmaz ancak karbür çökmesini, dislokasyon alt yapısının toparlanmasını önleyerek indirekt şekilde etkileyebilir. Bu durum karbürlerin çekirdeklenmesi için daha fazla alan oluşturması ve karbürlerin daha ince dağılım oluşturmasını sağlar. P92 çeliği ve kaynak metalinde temper gevrekliği 2.25Cr'lu çeliklerle kıyaslandığında bir problem olarak görülmemektedir. Alaşımli çeliklerde kobalt temper gevrekliği direncini artırmaktadır. Bu artış iki etkiden kaynaklanmaktadır. Birinci etki; kobaltın dislokasyon yoğunluğunu artırması ve dislokasyon alt yapısının toparlanmasını geciktirmesi sonucu oluşacak çökeltiler için çekirdeklenme alanını artırması. İkinci etki kobaltın karbonun aktivitesini artırmasıdır. Böylece karbürler daha ince dağılım sergileyecektir bununla birlikte karbürlerin irileşmesini azaltabilir. Kobalt ayrıca molibden çökeltilerinin artmasını sağlamaktadır (Magnee ve ark., 1974).

Difüzyon katsayısı Curie sıcaklığına bağlıdır, kobalt elementinin Curie sıcaklığını yükselttiğinden çelik içinde atomların difüzyonunu geciktirdiği bilinmektedir (Yan ve ark., 2015).

3.1.3 Kaynak prosesi

Sade karbonlu çeliklerin kaynağı ile karşılaştırıldığında CrMo çeliklerin kaynağı daha karmaşıktır. Kaynak öncesi, kaynak sırası ve kaynak sonrası bir dizi önlemlerin alınması gerekmektedir. Şekil 3.7'de görüldüğü gibi optimum sınır değerler en geniş olarak karbon çeliklerinde optimum şartların en dar olduğu çelik ise 2.25Cr içeren (T/P22, T/P23, T/P22V) çeliklerde olduğu görülmektedir. Buradan CrMo çeliklerinin kaynağı için daha sıkı önlemler alınması gerektiği anlaşılmaktadır.



Şekil 3.7 Farklı tür çeliklere ait optimum kaynak şartları (Hilkes ve Gross, 2009)

Uygulamada CrMo çeliklerinin kaynağında farklı tür kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Kaynak pozisyonu, kaynatılacak parçanın kalınlığı ve geometrik şekline bağlı olarak; örtülü elektrodla elektrik ark kaynağı yöntemi, TIG (Tungsten inert gaz) kaynağı ve tozaltı kaynak yöntemi gibi birleştirme yöntemleri uygulanmaktadır (Klueh ve Harries, 2001). Kaynak yapılan parça türüne bağlı olarak bu kaynak yöntemleri bazen birbirinin tamamlayıcısı olarak kullanılmaktadır. Örneğin kalın parçalarda kök pasosu TIG kaynak yöntemi ile gerçekleştirilmekte diğer pasolara örtülü elektrodla devam edilebilmektedir. Kaynak yönteminin seçiminde kaynak metalinden beklenen mekanik özellikler de belirleyici olmaktadır. CrMo çeliklerin kaynak yönteminde homojen kaynak bağlantısı elde etmek ve yaklaşık benzer mekanik özelliklerin sağlanması için kaynak yapılacak malzemenin kimyasal bileşimine yakın özellikte kaynak sarf malzemeleri kullanılmaktadır (Hilkes ve Gross, 2009). Çizelge 3.6'da CrMo elektrodlar için 9018-B9 standardına göre belirlenmiş kimyasal bileşim aralıkları verilmiştir. Bu bileşim aralıklarındaki malzemeye uygulanması gereken ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık 232-288 °C ve kaynak sonrası ısıl işlem ise 740 ±14 °C olarak belirtilmiştir (AWSA5.5-96, 1996).

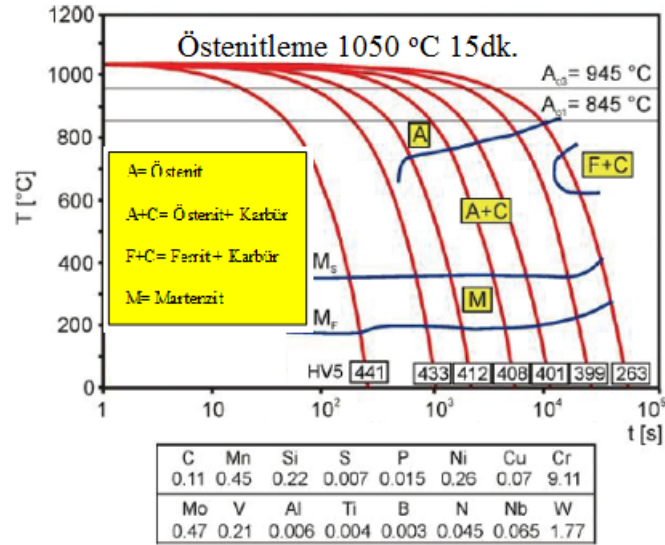
Çizelge 3.6 Alaşımlandırılmamış kaynak metali için kimyasal bileşim gereklilikleri (AWSA5.5-96, 1996)

Klasifikasyon	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Diğer	
9018-B9	0.08- 0.13	1.25	0.30	0.01	0.01	1.0	8.0- 10.5	0.85- 1.20	V	0.15- 0.30
									Cu	0.25
									Al	0.04
									Nb	0.02- 0.10
									N	0.02- 0.07

Kaynaklı bağlantıdan beklenen mekanik özelliklerin karşılanması için ön tav, pasolar arası sıcaklık ve kaynak sonrası ısıl işlem zorunludur.

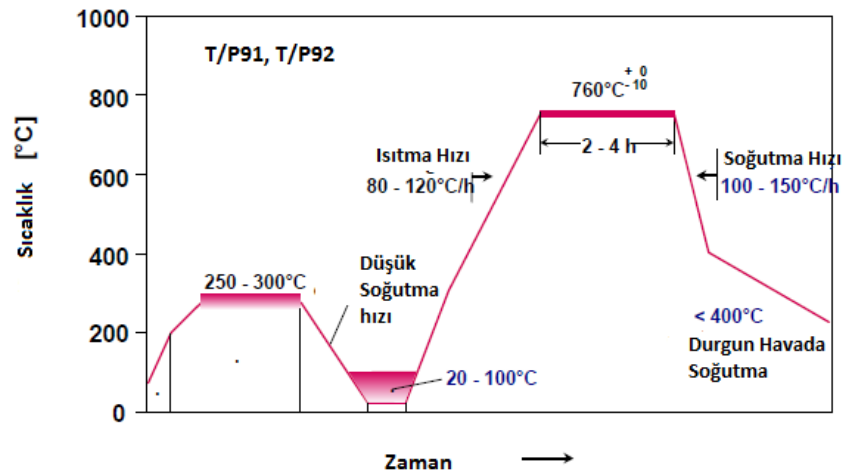
Ön tav işlemi ITAB'da (ısı tesiri altında kalan bölge) ergime sınırına bitişik bölgede oluşan sertliğin minimize edilmesi için gereklidir. Ayrıca bu bölgedeki sertliğin minimize edilmesi hidrojen gevrekliğine olan hassasiyetin de azalması anlamına gelmektedir. Bununla birlikte T/P92 çeliğinin diğer düşük alaşımlı çelikler ile karşılaştırıldığında hidrojen gevrekliğine hassasiyeti bulunmamaktadır. Ön tav uygulanması ayrıca soğuma hızının azaltılması anlamına da gelmektedir. Şekil 3.8'de

gösterildiği gibi havada soğutma ile martenzite dönüşebilen bir mikroyapıya sahip T/P92 çeliği için çatlama riskini en aza indirmek için ön tav işlemi oldukça büyük önem arz etmektedir.



Şekil 3.8 P92 çeliği kimyasal bileşim ve zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı (Vuherer ve ark., 2011)

Kaynak sonrası ısıl işlem sertleşebilirliği yüksek çeliklere hidrojen gevrekliği ve çatlak riski oluşturmamak için uygulanmaktadır. P92 çeliği de havada soğuma ile martenzite dönüşen sertleşebilirliği yüksek çeliktir. Kaynak sonrası ısıl işlem malzeme kalınlığına bağlı olmaksızın uygulanmaktadır. Ayrıca kaynak sonrası ısıl işlem, kaynak işlemi sona erdiğinde mikroyapıda temperlenmemiş martenzit fazı kalmasını engellemek için alt kritik sıcaklık noktasının (A_1) altında yapılmaktadır. Şekil 3.9 P92 çeliğinin kaynağı ile ilgili ısıl çevirimi göstermektedir.



Şekil 3.9 T/P91 ve T/P92 çeliklerinin kaynak işleminde örnek ısıl işlem profili (Hilkes ve Gross, 2009)

Kaynak sonrası ısıl işlem, oluşan martenzit fazının temperlenmesinin yanı sıra yüksek yüksek sıcaklık dayanımını sağlayan çökeltilerin oluşması için de zorunludur. Çökeltilerin oluşması ile birlikte katı çözültiden ayrılan elementler (Mo, W, Cr) sertliği oldukça düşürmektedir.

Ön tav ve pasolar arası sıcaklık 200-300 °C sıcaklık aralığında uygulanmaktadır. Martenzitik yapıdan beklenen gerekli tokluk değerinin sağlanması açısından ısı girdisinin kontrolü oldukça önemlidir. Ayrıca kaynak sonrası ısıl işlem yapılmadan önce mikroyapının tamamen martenzite dönüşümünün sağlanması için kaynaklı bağlantı en az 100 °C sıcaklığa kadar soğutulmalıdır, çünkü M_f (martenzit bitiş sıcaklığı) kaynak metali için 120-150 °C arasındadır (Vaillant ve ark., 2008).

Kaynak sonrası ısıl işlem et kalınlığı fazla olmayan (6-8 mm) ve TIG kaynak işleminin kullanıldığı durumlarda daha kısa süre uygulanabileceği ancak elektrik ark kaynak yönteminin kullanıldığı durumda 760 °C/2 saat, toz altı kaynak yönteminin kullanıldığı durumda en az 4 saat uygulanması gerektiği tavsiye edilmiştir (Vaillant ve ark., 2008).

Endüstride CrMo çeliklerin ısıl işlemleri özel ısıl işlem cihazları ile elektrik rezistans yöntemiyle seramik ısıtıcılardan yararlanılarak yapılmaktadır. Isıl işlem ve kaynak esnasında parçanın yalıtımı oldukça önemlidir. Yalıtım malzemesi olarak ısıl işlem sıcaklığına dayanıklı elyaf malzemeler kullanılmaktadır.

3.1.4 Dönüşüm sıcaklıkları ve belirlenmesi

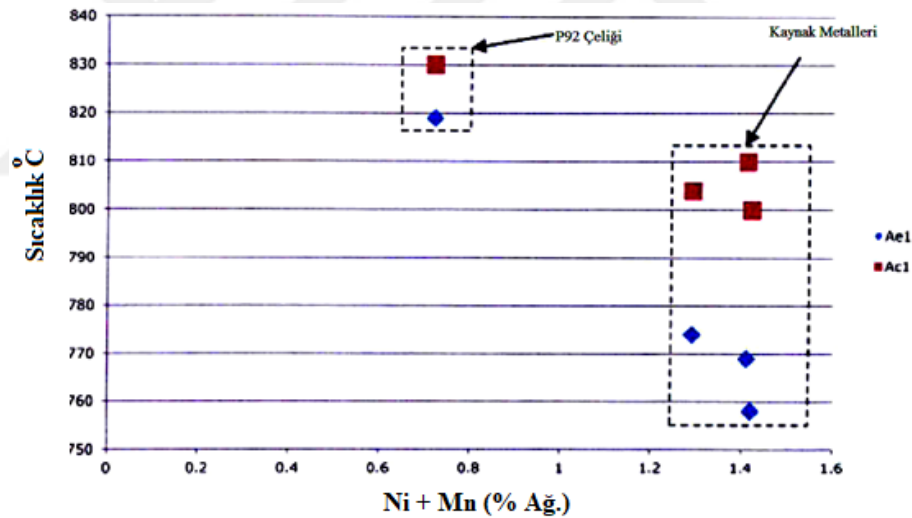
Kaynak sonrası ısıl işlem sıcaklığının A_1 dönüşüm sıcaklığının altında yapılması gerektiğinden dönüşüm sıcaklıklarının doğru tespit edilmesi son derece önemlidir. Dönüşüm sıcaklıkları ile ilgili kimyasal bileşime bağlı olarak farklı araştırmacılar farklı formüller geliştirmişlerdir. Ancak geliştirilen bu formüllerin çoğu geliştirildiği çelik grubundaki malzemeler için geçerli sonuçlar vermektedirler. P91 ve P92 çeliklerinde A_1 dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için geliştirilmiş formüller şu şekildedir (Wang, 2010); Cu miktarı % 0.12'den az olduğunda, aşağıdaki denklemlerle belirtilen sapma oranlarında hesaplanabileceği bildirilmiştir.

$$P91 A_1 (°C) = 2120 - 243xC - 174xN + 87.5xSi - 24.4xMn + 16.676xCr^2 - 271.81xCr - 365xNi^2 + 153.05xNi + 164xMo^2 - 299.2xMo + 1320xV^2 - 570xV (\pm 3 °C) \quad (3.3)$$

$$P92 A_1 (°C) = 976.5 - 243xC - 174xN + 87.5xSi - 24.4xMn + 16.676xCr^2 - 271.81xCr - 365.45xNi^2 + 153.05xNi + 38xMo + 1320xV^2 - 570xV - 305.7475xW^2 + 1098.36$$

(± 11 °C)

Bununla birlikte farklı bilgisayar yazılımları ile de (J MatPro, ThermoCalc vb.) dönüşüm sıcaklıklarını tespit eden araştırmacılar vardır. XRD, Dilatometre, DSC/TGA cihazları da dönüşüm sıcaklıklarının tespit edilmesinde kullanılmaktadır. Chalk (2013) yaptığı araştırmada 3 farklı T/P92 kaynak metalinin A₁ dönüşüm sıcaklıklarını hem dilatometre ile hem de ThermoCalc yazılımı ile belirlemiştir (Şekil 3.10). Yazar ThermoCalc sonuçlarının dilatometre sonuçlarından daha düşük değerde çıktığını belirlemiş ayrıca Mn+Ni miktarının yeniden östenit oluşmasının engellenmesi için (Mn ve Ni elementleri A₁ sıcaklığını şiddetli bir şekilde düşürdüğünden) 1.5 değerinin altında tutulması gerektiğini bildirmiştir.

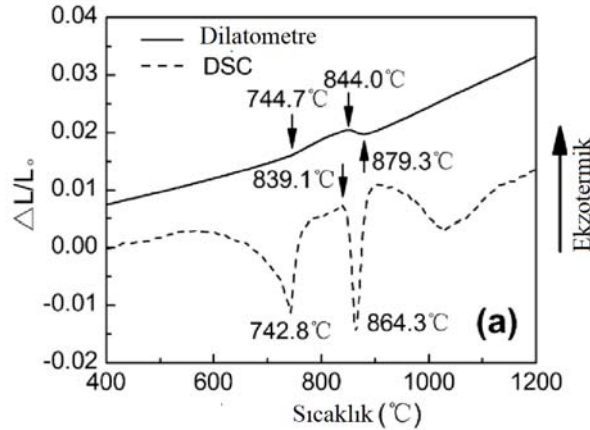


Şekil 3.10 Ac₁ Dilatometre ile ölçülmüş Ae₁ ThermoCalc yazılımı kullanılarak ölçülmüş dönüşüm sıcaklıklarının Mn+Ni'in fonksiyonu olarak gösterimi (3 farklı P92 kaynak metali) (Chalk, 2013)

Hajra ve ark. (2016) P92 çeliğinde dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesinde DSC yöntemini kullanmışlardır, yaptıkları çalışmada P92 çeliğinin östenitleme sıcaklığının 1050 °C'den 1150 °C'ye çıkmasıyla 50 °C/dk soğuma hızında Ms dönüşüm sıcaklığının yükseldiğini bildirmişlerdir. Ayrıca 1050 °C'de tutma süresinin de artmasıyla (2-4-8 h) Ms sıcaklığının yükseldiğini ifade etmişlerdir. Bu durum ise östenitleme sıcaklığının yükselmesi ve östenitlemede tutma süresinin artmasıyla karbürlerin çözünmesi sayesinde

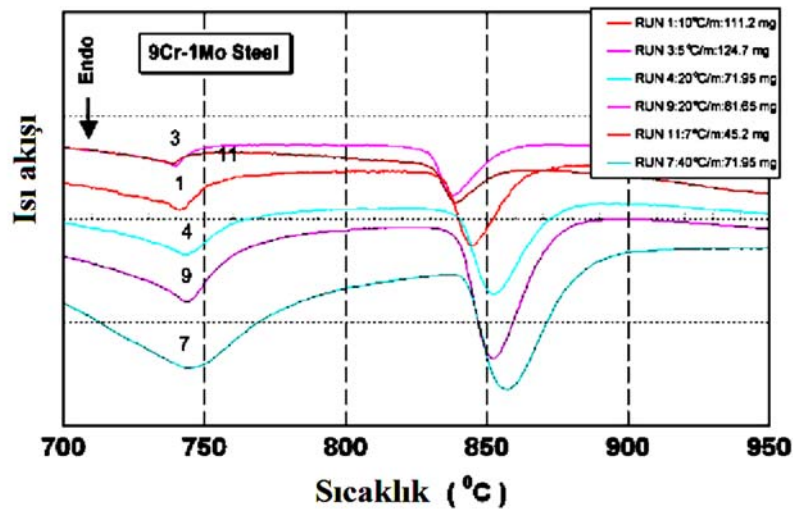
östenitteki karbon konsantrasyonunun artmasına bunun ise martenzitik dönüşüm için itici güç oluşturduğu şeklinde açıklanmıştır.

Wang ve ark. (2013) yaptıkları çalışmada dilatometre sonucu ile DSC sonuçlarını karşılaştırmışlar ve dönüşüm sıcaklıklarının birbirine çok yakın değerlerde olduklarını belirlemişlerdir Şekil 3.11'de DSC ve Dilatometre analizlerinin karşılaştırmaları verilmiştir. Görüldüğü gibi aynı ısıtma hızlarında birbirine çok yakın benzer pikler elde edilmiştir.



Şekil 3.11 T92 çeliği için DCS ve Dilatometre diyagramları (10 °C/dk) (Wang ve ark., 2013)

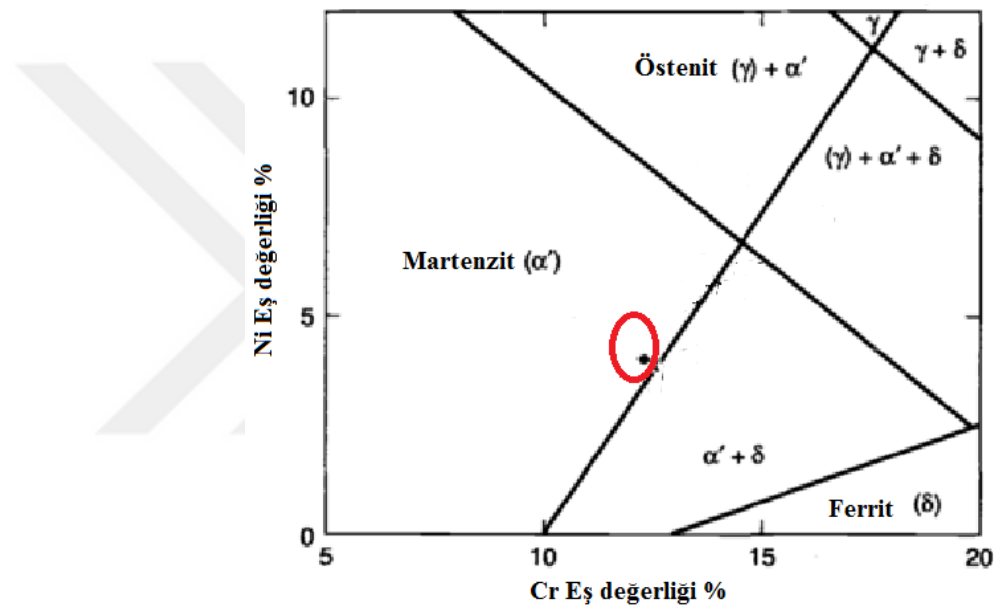
9Cr-1Mo'li çelik üzerinde yapılan ısıtma hızı ve soğutma hızının dönüşüm sıcaklıkları (T_C , A_{c1} , A_{c3}) üzerindeki etkisinin incelendiği DCS analizi deneylerinde ise 5–40 °C/dak arasında değişmesiyle dönüşüm sıcaklığının daha yüksek sıcaklıklara ötelendiği araştırmacılar tarafından bildirilmiştir (Raju ve ark., 2007). Şekil 3.12'de farklı ağırlıkta ve farklı ısıtma hızının dönüşüm sıcaklıkları üzerindeki etkisi görülmektedir.



Şekil 3.12 Farklı ısıtma hızında ve farklı ağırlıklardaki 9Cr-1Mo çeliğe ait DSC diyagramları (Raju ve ark., 2007)

3.1.5 Cr_{ES} ve mikroyapı üzerindeki etkisi

Mikroyapının tamamen martenzitten oluşması ve delta ferrit oluşumunu önlemek için ferrit yapıcı elementlerin ve östenit yapıcı elementlerin dengelenmesi gerekmektedir. Bu özellikle esas metalde normal şartlarda bulunmayan ancak kaynak metalinde delta ferrit oluşumu hassasiyeti nedeniyle T/P92 için önemli bir durumdur. Literatürde bu durumun dengelenmesi için farklı araştırmacılar farklı formüller geliştirmişlerdir. Şekil 3.13'da Schaeffler-Schneider diyagramı görülmektedir. İşaretili kısım bu diyagram üzerinde T/P92 çeliğinin bulunduğu yeri ifade etmektedir.



Şekil 3.13 Schaeffler-Schneider diyagramı (Klueh ve Harries, 2001)

Bu diyagramdan yola çıkarak (3.5) eşitliğine göre delta ferrit oluşumunun engellenmesi için $Cr_{ES} \leq 9$ olması gerekmektedir (Patriarca ve ark., 1976).

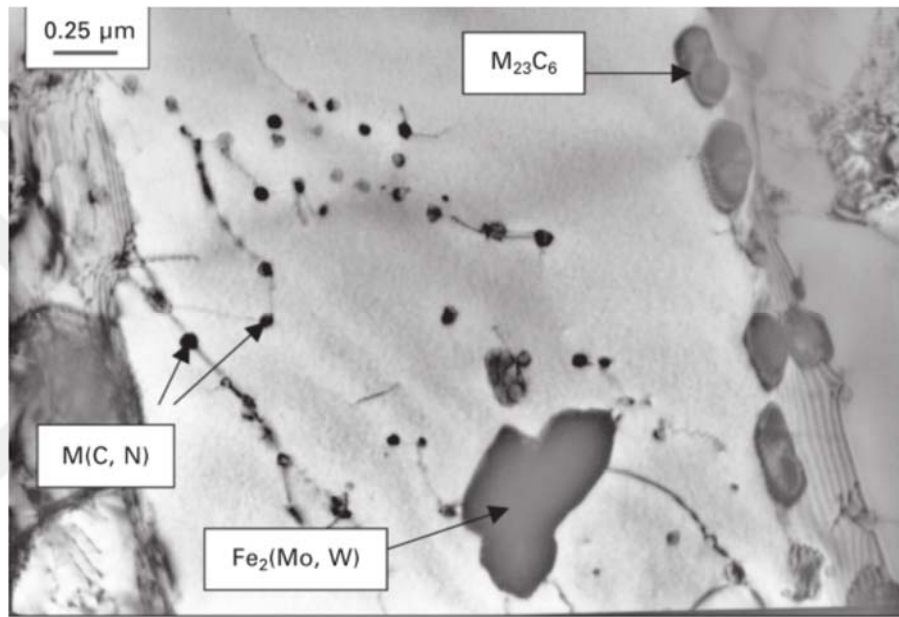
(3.5)

$$Cr_{ES} (\% \text{ Ağırlık}) = (\%Cr) + 6(\%Si) + 4(\%Mo) + 11(\%V) + 5(\%Nb) + 1.5(\%W) + 8(\%Ti) + 12(\%Al) - 4(\%Ni) - 2(\%Co) - 2(\%Mn) - (Cu) - 40(\%C) - 30(\%N)$$

3.2 Mikroyapıda Bulunan Fazlar ve Çökeltiler

T/P92 çeliğinin mikroyapısı temperlenmiş martenzitten oluşmaktadır. Bu çeliğin kaynak metalinde aynı şekilde temperlenmiş martenzitten oluşması arzu edilir. Ancak

kaynak metalinin esas metal gibi homojen olmayışı ve segregasyondan dolayı bir miktar delta ferrit içermektedir. T/P92 çeliğinin mikroyapısında ayrıca sürünme dayanımını artıran çökeltiler bulunmaktadır. Bu çökeltilerin bir kısmı normalizasyon sonrasında oluşurken, Laves fazı gibi çökeltiler yüksek sıcaklığa maruz kalan çelikte diğer çökeltilerin etkileşimi sonucunda oluşmaktadır. Şekil 3.14'de P92 çeliğinin sürünme sonrası TEM fotoğrafı verilmiştir. Birincil östenit tane sınırlarında $M_{23}C_6$ tipi çökeltiler bulunurken Çita sınırlarında ve birincil östenit tane sınırlarında MX tipi çökeltiler yer almaktadır (Kaneko ve ark., 2004).

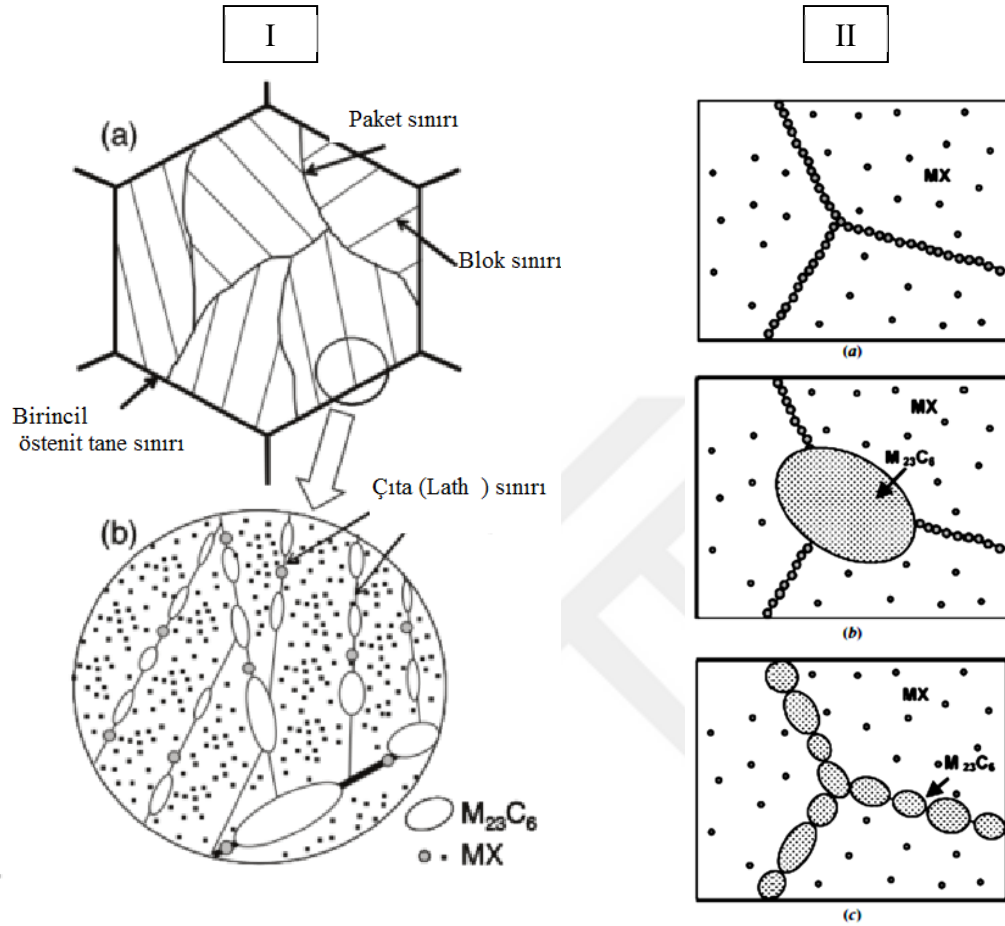


Şekil 3.14 P92 çeliğinin 1070 °C östenitleme + 775 °C 2h temperleme ardından 6500 h 650 °C sürünme sonucu TEM fotoğrafı (Ennis, 2014)

3.2.1 Temperlenmiş martenzit

% 9Cr içeren T/P91 ve T/P92 çelikleri östenitlenmiş ve temperlenmiş halde kullanılırlar. Temperleme ile sertlik, katı çözültiden ayrılan elementlerin etkisi ile (Mo, W) düşer. Ancak temperleme ile birlikte yüksek sıcaklık dayanımını sağlayan çökeltilerin oluşumu gerçekleşir. Şekil 3.15'de temperlenmiş martenzitik yapıya sahip % 9-12Cr içeriğine sahip çeliğin şematik görüntüsü ve karbon miktarının çökelti karakterine etkisi şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi $M_{23}C_6$ tipi karbürler sınırlarda oluşmakta MX tipi daha küçük boyuta sahip stabil çökeltiler ise sınır ve alt tane içlerinde oluşmaktadır. Temperleme işlemi östenit dönüşümüne izin verilmeden A_1 sıcaklığının altında gerçekleştirilir. Temperleme işleminde A_1 sıcaklığının

üzerine çıkılırsa yeniden östenit fazı oluşacak soğuma ile birlikte bu faz martenzite dönüşecek sonuçta tokluğu olumsuz olarak etkileyen temperlenmemiş martenzit yapıda kalacaktır.



Şekil 3.15 I % 9-12 Krom içeren çeliklerin temperlenmiş martenzitik mikroyapısının sistematik gösterimi (Abe, 2008), II karbon miktarının çökelti karakteristiğine etkisi a) 0.002 C, b) 0.018 C c) 0.047-0.16 C (Taneike ve ark., 2004)

3.2.2 Delta ferrit

Yüksek krom içeren çeliklerde özellikle % 10'dan daha fazla krom içeriğine sahipse mikroyapı çift fazlı, martenzit ve delta ferrit fazlarından oluşur. Krom içeriğinin artmasıyla birlikte delta ferrit miktarı artar. Delta ferrit miktarının artması ile malzemenin sürünme kopma dayanımı düşer, darbe geçiş sıcaklığı yükselir (Wang ve ark., 2010). Delta ferrit fazında karbür ve alt tane bulunmaz ve oldukça düşük dislokasyon yoğunluğuna sahiptir. Lath, paket ve blok alt taneleri içeren temperlenmiş beynitik veya martenzitik yapı tokluk yönünden delta ferrite göre daha avantajlıdır (Abe, 2008).

3.2.3 Beynit

Abd El-Rahman Abd El-Salam ve ark. (2013) P91 çeliği üzerine yaptıkları araştırmada P91 kaynak metalinde ve ısı tesiri altında kalan bölgede (ITAB) beynit ve delta ferrit fazı tespit etmişler ayrıca yaptıkları araştırmada bu fazların ısı girdisinden etkilendiğini ifade etmişlerdir. Isı girdisinin yükselmesi ile bu fazların arttığı ancak kritik seviye olan 1.15 kJ/mm^{-1} değerinden sonra ısı girdisinin artması ile bu fazların miktarının azaldığı belirtilmiştir.

3.2.4 Alfa ferrit

P91 çeliği kaynak uygulamasında yapılan çalışmada kaynak sonrası ısıl işlem ile seçimli olarak düşük alaşım içeren martenzitin ısıl işlem ile rekristalize olarak, poligonal ferrite dönüşebileceği ifade edilmiştir (Long ve ark., 1999). Ayrıca P91 ve P92 çelikleri çok yavaş soğuma koşulları altında eş eksenli ferritik tane yapısına sahip olmaktadır.

3.2.5 Laves fazı

Laves fazı çökmesi özellikle Mo eşdeğeri (% Mo+% 0.5W) yaklaşık % 1 den fazla olduğunda beklenmektedir. Laves fazı yüksek büyüme hızına sahip ve sınırlı çökme sertleşmesi sağlayan bir fazdır (Foldyna ve ark., 2001). Fujitsuna ve ark. (2000) 8.5Cr-2W-VNb çelikleri üzerinde $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 10.000 h kadar yaptıkları sürünme deneyi araştırmaları sonucunda, sürünme ve sıcaklık etkisiyle Fe_2W Laves fazının çökeldiğini Si miktarının (0.01-0.72 %Si) artmasıyla bu çökeltilerin boyutunun ve miktarının daha fazla olduğunu ifade etmişlerdir. Ayrıca Fe_2W çökeltisi lath sınırlarında çökmesi ve sürünme dayanımını sağlayan lath yapısını ortadan kaldırması ile sürünme hızının arttığı yapılan araştırmalarda ifade edilmiştir (Fujitsuna ve ark., 2000). Literatürde kobalt ilavesinin Laves fazı büyümesini engellediğini ifade eden çalışmalar bulunmaktadır (Yan ve ark., 2015).

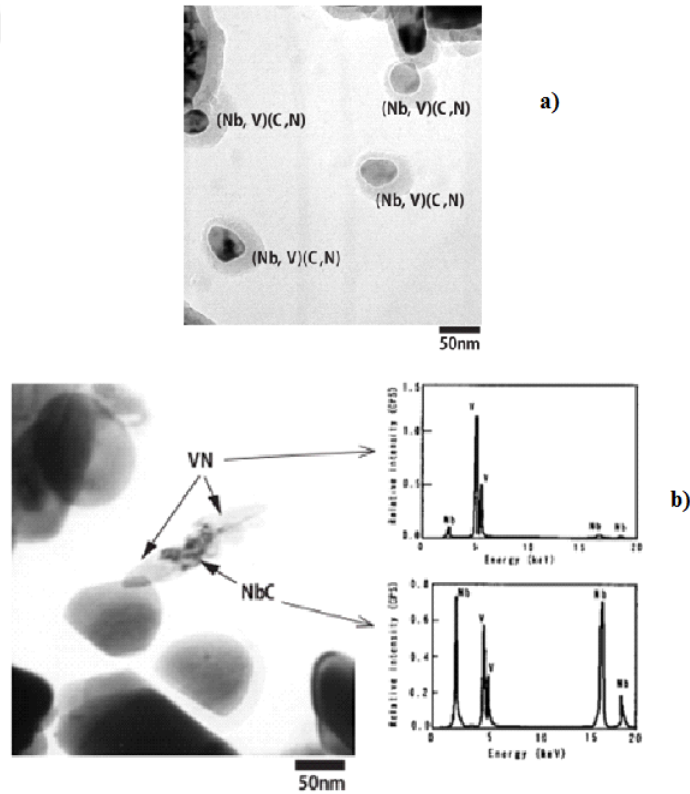
3.2.6 Z-fazı

Z-fazı sürünme dayanımına yardımcı olan MX tipi karbonitrürlerin çözünmesine etkisinden dolayı sürünme dayanımına olumsuz etkisi olan bir fazdır. % 9 krom içeren

çeliklerde sınırlı miktarda oluşurken krom miktarı yüksek olan çelikler (% 11-12Cr) Z-fazı çökmesine karşı daha duyarlıdır (Danielsen ve Hald, 2006). % 3Co ile modifiye edilmiş P92 çeliği üzerinde yapılan çalışmada, V elementince zengin MX/Ferrit arayüzünün sürünme esnasında Z-Fazı (CrVN) dönüşümünde çekirdeklenme noktaları olarak rol oynadığı belirtilmiş ve Z-fazının düzensiz şekilli ve ortalama 270 nm olduğu belirtilmiştir (Fedoseeva ve ark., 2016).

3.2.7 MX

Burada $M = V, Nb$ ve $X = C, N$ olarak belirtilmektedir. Yüksek sıcaklıklarda da stabil olarak kalan bu faz dislokasyon hareketlerini engelleyerek malzemenin sürünme direncinin de artmasına yardımcı olur (Maruyama ve ark., 2001). MX çökeltileri $M_{23}C_6$ çökeltisi ile karşılaştırıldığında oldukça küçük bir boyuta sahiptir. Çökelti şekli tanecikli ve yassı haldedir, ancak bazen özellikle sürünme deformasyonu sonrasında MX çökeltisi kompozit bir formda da bulunabilmektedir (Şekil 3.16). Hasegawa ve ark. (2005) Gr92 çeliği üzerine yaptıkları çalışmada MX tipi çökeltilerin kompozit halinin sürünme öncesi nadiren oluştuğunu bildirmişlerdir.



Şekil 3.16 a) Gr92 çeliğinin çıta yapısında bulunan MX tipi çökelti b) NbC-VC çökeltilerinin kombine hali ve EDX analizleri (Hasegawa ve ark., 2005)

Tan ve ark. (2014) düşük alaşımlı çelik için MX tipi çökeltilerin sıcaklık ve radyasyon koşullarında stabilitesini incelemişlerdir. Yaptıkları üç farklı çelik bileşiminde MX tipi çökeltilerden en stabil olanının TaC sonrasında ise sırayla VN ve TaN olduğunu belirtmişlerdir.

Fedoseeva ve ark. (2016) % 3Co ile modifiye edilmiş P92 çeliği üzerinde yaptıkları sürünme deneyi sonrasında, Nb ve V elementlerince zengin MX tipi karbonitrürlerin boyutlarının stabil olarak kaldığı belirtilmiştir. V elementince zengin MX çökeltilerinin Z-Fazına dönüşümünün gerinim kaynaklı olduğu araştırmacılar tarafından ifade edilmiştir. Araştırmacılar tarafından yapılan TEM karakterizasyonu, Nb içeren MX tipi çökeltilerin eş eksenli bir şekle sahipken V'ca zengin MX tipi karbonitrürlerin plaka tipi bir şekle sahip olduğunu ortaya koymuştur.

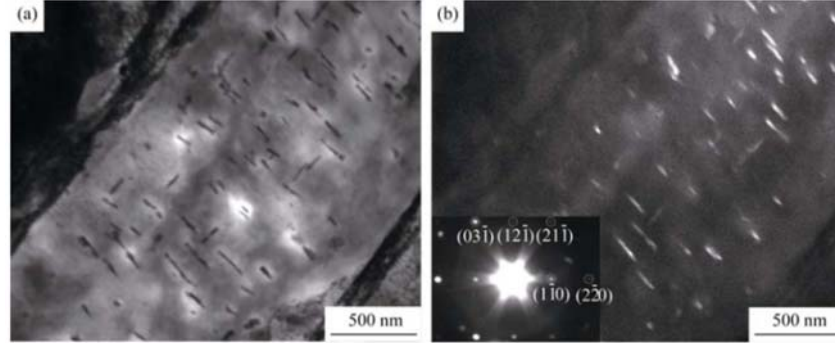
3.2.8 M₂C

M₂₃C₆ çökeltilerinden oldukça küçük olan M₂C çökeltileri 9Cr içeren çeliklerde martenzit çığa sınırlarında oluşmaktadır. M₂C çökeltileri metastabil bir fazdır, yüksek karbon içeriğinden ya da hızlı soğuma sonucunda oluşmaktadır. Yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında MC ya da M₆C tipi karbürlere dönüşmektedir (Kaneko ve ark., 2004). Bu çökeltilerin temperleme sıcaklığına bağlı olduğunu iddia eden araştırmalar da vardır. Sawada ve ark. (2008) % 9Cr içeren çelik üzerindeki yaptıkları araştırmada 680 °C, 730 °C ve 765 °C sıcaklıklarda temperleme işlemi yapıp ardından oluşan çökeltileri TEM ile karakterize etmişlerdir, elde ettikleri çökeltiler temperleme işlemine bağlı olarak sırasıyla şu şekildedir, (M₂₃C₆, M₂X, NbX), (M₂₃C₆, M₂X, NbX, VX) ve (M₂₃C₆, NbX, VX). Düşük temperleme sıcaklığının M₂X çökeltilerinin oluşumuna etkisi olduğu, bu çökeltilerin ise sürünme esnasında VX şeklindeki çökeltilere dönüşmesi ile sürünme dayanımını azaltan Z-fazı dönüşümünün geciktirilmesi ile sürünme dayanımındaki düşüşün engellenebileceği araştırmacılar tarafından öne sürülmüştür.

3.2.9 M₃C

Xu ve ark. (2014) T/P92 çeliğinde yaptıkları TEM incelemesinde normalizasyon sonrasında iğnesel yapılı M₃C (Sementit) tipi çökeltiler tespit etmişlerdir. Şekil 3.17 iğnesel şekilde oluşmuş M₃C çökeltilerinin TEM fotoğraflarını göstermektedir. Oluşan çökeltilerin genel olarak homojen dağıldığı, dislokasyon ve tane sınırlarından

etkilenmediği bildirilmiştir. Oluşan faz düşük termal stabilitesinden dolayı 650 °C’de 300 S sonunda tamamen çözüldüğü ve M_3C çökeltisinden daha stabil olan $M_{23}C_6$ çökeltisine dönüştüğü XRD sonuçlarıyla desteklenmiştir.



Şekil 3.17 M_3C çökeltilerinin Normalizasyon sonrası TEM resimleri
a) Aydınlik alan b) Karanlık alan (Xu ve ark., 2014)

3.2.10 M_7C_3

M_7C_3 tipi karbür genellikle düşük krom içeriğine sahip ($\leq 7\% Cr$) çeliklerde bulunmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda uzun süre kaldığında $M_{23}C_6$ tipi karbürler de oluşabilir (Klueh, 2004). 12Cr1MoV çeliğinde yapılan araştırmada M_7C_3 tipi karbürlerin oluştuğu ayrıca oluşan bu karbürün krom içeriğinin $M_{23}C_6$ karbüründen yüksek olduğu belirtilmiştir. Bu araştırmada sıcaklığa bağlı olarak oluşan karbürlerin bileşimleri Çizelge 3.7’de verilmiştir (Thomson ve Bhadeshia, 1992).

Çizelge 3.7 12Cr1MoV çeliğinde bulunan karbürlerin % ağırlık olarak bileşimleri (Thomson ve Bhadeshia, 1992)

		12Cr1MoV Çeliği				
		Fe	Cr	Mo	Mn	C
700 °C	M_7C_3	5.2	82.2	3.1	0.6	8.9
	$M_{23}C_6$	10.7	65.1	19.1	-	5.1
565 °C	M_7C_3	1.6	84.4	4.5	0.7	8.8
	$M_{23}C_6$	4.2	70.3	20.4	-	5.1

3.2.11 $M_{23}C_6$

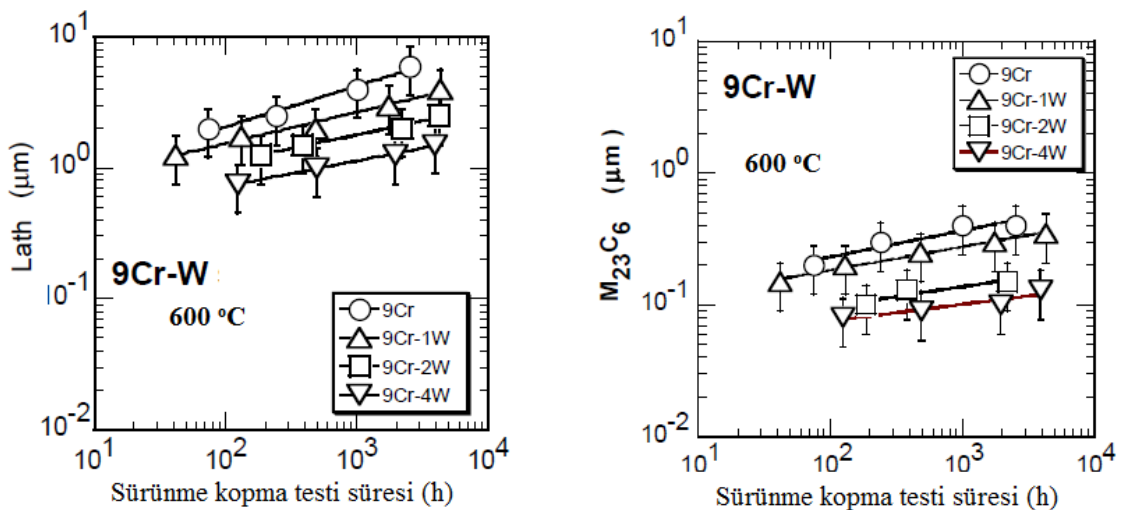
Bu çökeltinin ana elementlerini Cr, Fe, W ve Mo oluşturur (Výrostková ve ark., 2008). Bu karbür tipi çoğunlukla östenit tane sınırlarında ve martenzit fazının geniş açılı

blok ve paket sınırlarında oluşur. Bu çökelti sınırların hareketini engellediğinden sınırların dayanımını artırdığı düşünülmektedir. Sürünme sırasında Fe ve Cr elementlerinin çözünebilirliği ile kolayca irileşmektedir. Tungsten düşük difüzyon katsayısına sahip olmasından bu karbürün irileşmesini azaltmaktadır. B elementi bu karbürün stabilitesini artırdığından sürünme dayanımının artmasına yardımcı olmaktadır (Taneike ve ark., 2004).

3.2.12 Çökeltilerin irileşmesi

Yüksek sıcaklıklardaki dayanımı sağlayan çökeltilerin boyutları sabit değildir. Sürünme esnasında veya yüksek sıcaklık şartlarına uzun süre maruz kaldığında bu çökeltilerin boyutları değişebilir veya çökelti birbirleri ile etkileşime girerek farklı kompozisyonda (Laves fazı, Z-Fazı) çökelti oluşturabilirler. Literatürde MX tipi daha düşük boyutlarda bulunan çökeltelerde kayda değer bir irileşme görülmezken $M_{23}C_6$ tipi çökeltelerde sıcaklık ve basınç değerlerine bağlı olarak önemli derecede irileşme meydana geldiği belirtilmiştir. Abe (2004) sürünme esnasında serbest dislokasyonların toparlanması, karbürlerin aglomera olması ve çıta yapısında irileşme meydana geldiğini bildirmiştir. Ayrıca 9Cr'lu çelik üzerinde yaptığı araştırmada çıta yapısındaki irileşmenin W miktarının artması ile azaldığını ifade etmiştir (Şekil 3.18).

Martenzit çıta yapısının ve karbürlerin irileşmesi dislokasyonlara engel olan parçacık sayısının azalması dolayısıyla sürünme dayanımını düşürmektedir.



Şekil 3.18 Çıta (Lath) yapısı ve $M_{23}C_6$ karbürünün 600 °C'deki irileşmesinin zamanın fonksiyonu olarak gösterimi (Abe, 2004)

Katı eriyik içerisinde çok sayıda çökeltinin oluşması kinetik açıdan avantaj sağlamakla birlikte termodinamik olarak avantajlı değildir. Çünkü sayıca çok olan çökeltilerin yüzey alanı daha geniş olduğundan daha yüksek ara yüzey enerjisine sahip olmaktadır. Çökeltilerin irileşmesi durumu termodinamik açıdan dengeye yaklaşılması sayesinde meydana gelmektedir. Uygun bir sıcaklıkta uzunca bir süre beklemeye devam edildiğinde mikroyapıda bulunan çökeltilerden küçük olanları yüzey enerjilerindeki azalma dolayısıyla çözünmeye yatkın hale gelirler, çözünen parçacıklar daha büyük çökelti üzerinde çökerek bunların irileşmesine sebep olurlar. Bu proses çökelti irileşmesi ya da Ostwald olgunlaşması olarak bilinmektedir (Voorhees, 1985).

Hacim difüzyon kontrollü Ostwald olgunlaşması M_aC_b karbürleri için Fe-M-C alaşımında şu şekilde ifade edilmektedir (Abe, 2008);

$$r^3 - r_0^3 = k_3 t \quad (3.6)$$

$$k_3 = 8(a+b)\sigma V D_{MUM} / 9aRT(u_p M - u_M)^2 \quad (3.7)$$

Burada t zamanı ve $t=0$ anındaki r ve r_0 ortalama çökelti yarı çapı, σ karbürlerin ara yüzey enerjisi, V karbürlerin molar hacmi, D_M metalinin hacim difüzyon katsayısı, u_M ve $u_p M$ sırasıyla matris ve karbürlerdeki M konsantrasyonu, R gaz sabiti T sıcaklığı göstermektedir.

Çökeltilerin irileşme davranışını etkileyen ana faktörler hacim difüzyon sabiti, elementlerin katı eriyebilirliği ve ara yüzey enerjileridir.

4 SÜRÜNME

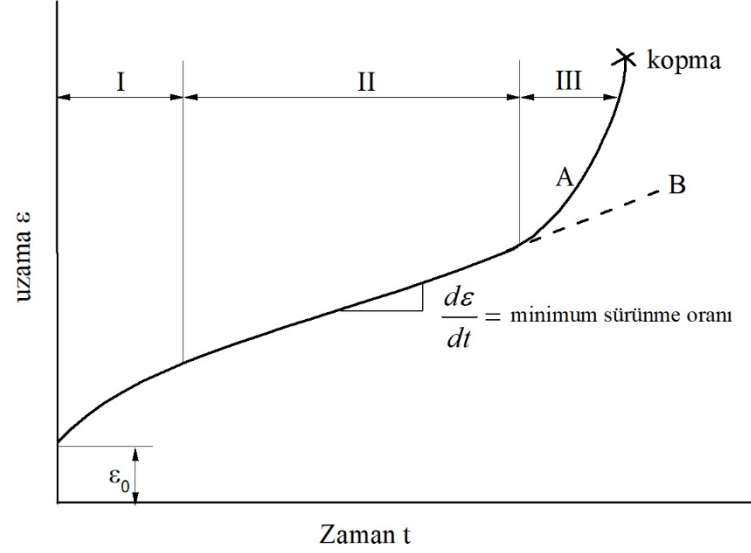
Metalik malzemelerin kullanılacağı yerler tasarlanırken, çalışma koşulları (sıcaklık, zaman, basınç/gerilme) dikkate alınarak dizayn edilirler. Sistemin öngörülen ömrüne uygun malzemeler ekonomik faktörler de dikkate alınarak seçilirler. Yüksek sıcaklık şartlarında çalışacak malzemelerin belirlenen şartlarda uzun süre çalışabilmesi için gerekli olan en önemli faktörler oksidasyon direnci ve sürünme dayanımıdır. Oda sıcaklığında yapılan çekme testi yüksek sıcaklıktaki dayanım değerlerinin belirlenmesinde yetersiz kalmaktadır, yüksek sıcaklıkta yapılan çekme testi ise mikroyapıda zamanla meydana gelen çökelti irileşmesi/çökelti oluşumu gibi özellikleri belirlemek için uygun değildir. Bu sebepten yüksek sıcaklıkta uzun süre çalışacak malzemelerin tasarımında sürünme deneylerinden faydalanılmaktadır.

Sürünme sıcaklık ve zamana bağlı olarak gerilim veya yük altındaki malzemede oluşan plastik deformasyon olarak tanımlanabilir. Malzemelerin bu tür davranışı vizkoelastik davranış olarak bilinmektedir. Sürünmenin gerçekleşeceği sıcaklık genel olarak metaller ve seramikler için şu şekilde ifade edilmektedir (Çimenoğlu ve Kayalı, 1991);

Metaller için	$T > (0.3-0.4) T_m$
Seramikler için	$T > (0.4-0.5) T_m$

Burada T_m K cinsinden malzemenin ergime sıcaklığını ifade etmektedir.

Sürünme deneyinde, standart olarak hazırlanmış deney numunesi sabit bir T sıcaklığında tutulan fırın içerisinde çekme veya basma deformasyonuna uğratılır. Deformasyon miktarı zamanın fonksiyonu olarak ölçülür. Sürünme testi sonunda elde edilen deformasyonun zamana bağlı olarak çizildiği diyagram Şekil 4.1’de görüldüğü gibi 3 aşamalı şekilde gerçekleşmektedir.



Şekil 4.1 Üç aşamalı tipik sürünme eğrisi A; sabit yük, B; sabit gerilme (Dieter, 1976)

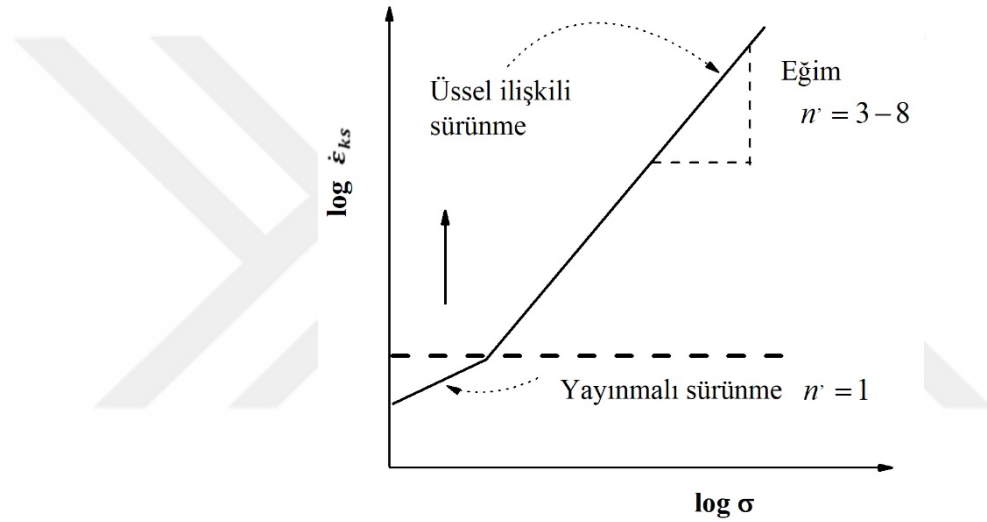
I. bölgede sürünmeye dislokasyon hareketleri hakim olduğundan malzemede deformasyon sertleşmesi meydana gelmektedir. Diğer taraftan yüksek sıcaklık etkisiyle malzeme iç gerilmelerini gidererek kendine gelme imkanına sahiptir, ancak bu bölgede deformasyon sertleşmesi sürünmeye hakim olmakta ve sürünme hızı gittikçe düşmektedir. II. bölgede ise deformasyon sertleşmesi ile kendine gelme hızı birbirine eşit olarak gerçekleşmektedir. Bu sebepten II. bölgeye kararlı sürünme bölgesi adı verilmektedir. II. bölgenin malzemenin sürünmeye karşı direncinin en yüksek olduğu bölge olmasından dolayı uygulamada oldukça önemlidir. Mühendislik hesaplarında genellikle II. bölgedeki sürünme hızı göz önünde tutulur. Bir malzemede belirli bir sıcaklıkta genellikle, saatte % 0.00001 veya % 0.001 olarak kabul edilen sabit bir kararlı sürünme hızına sebep olan gerilme ($\dot{\epsilon}_{ks}=10^{-7}-10^{-5}$ 1/saat) sürünme mukavemeti olarak isimlendirilmektedir, diğer taraftan belirli bir sıcaklıkta % 1 birim şekil değişimine sebep olan gerilme de sürünme mukavemeti olarak adlandırılmaktadır (Çimenoglu ve Kayalı, 1991). III. bölgede sürünme hızı tekrar artar ve malzeme boyun vermeye başlar.

Sürünme deneyleri sabit yük veya sabit gerilme uygulanarak yapılabilmektedir. Sabit gerilme ile yapılan sürünme deneylerinde malzemede meydana gelen deformasyon dolayısıyla kesit alanı daralmakta ve buna uygun şekilde gerilme kademeli bir şekilde azaltılmaktadır. Mühendislik uygulamaları için sabit yük altında yapılan sürünme deneyleri daha çok önem kazanmaktadır (Çimenoglu ve Kayalı, 1991).

Şekil 4.2’de görüldüğü gibi sabit bir T sıcaklığı için kararlı sürünme hızının ($\dot{\epsilon}_{ks}$) gerilmeye göre değişimi logaritmik bir grafikte çizilirse, kararlı sürünme hızı ile gerilme σ arasında;

$$(\dot{\epsilon}_{ks}) = A'' \sigma^n \quad (4.1)$$

bağıntısı mevcut olduğu belirlenir. Buradaki gerilme üssü n' , 3-8 arasında değişen bir değere sahiptir, A'' malzeme sabitidir. Bu tür sürünme üssel ilişkili sürünme (power law creep) olarak isimlendirilir.

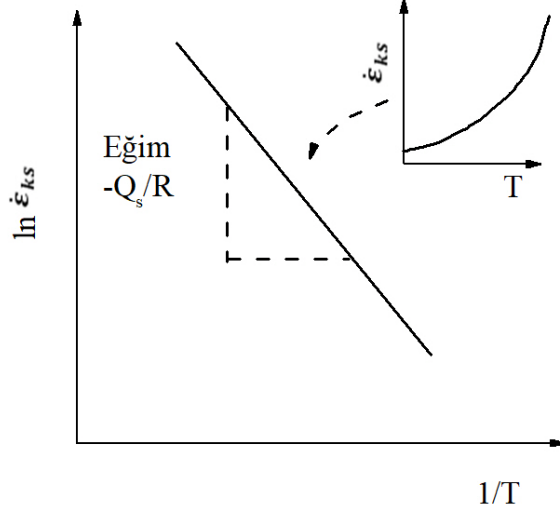


Şekil 4.2 Sürünme hızının gerilme ile değişimi (Çimenoğlu ve Kayalı, 1991)

$\dot{\epsilon}_{ks}$ 'nin doğal logaritmasının (\ln), K cinsinden sıcaklığın tersi ($1/T$) ile değişimini veren grafik Şekil 4.3 yardımıyla kararlı sürünme hızı $\dot{\epsilon}_{ks}$:

$$\dot{\epsilon}_{ks} = A'' \exp \left(-\frac{Q_s}{RT} \right) \quad (4.2)$$

bağıntısından hesaplanabilir. Burada R, gaz sabiti ($8.31 \text{ jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$) ve Q_s , birimi Jmol^{-1} olarak ifade edilen sürünme aktivasyon enerjisidir. Şekil 4.3’den anlaşılacağı gibi sürünme hızı sıcaklık ile üssel bir artış göstermektedir.



Şekil 4.3 Sürünme hızının sıcaklıkla değişimi (Çimenoglu ve Kayali, 1991)

Kararlı sürünme hızının bağlı olduğu faktörler göz önüne alınırsa;

$$\dot{\epsilon}_{ks} = A'' \sigma^n \exp \left(-\frac{Q_s}{RT} \right) \quad (4.3)$$

eşitliği bulunur. A'' , n ve Q_s 'nin değerleri deneysel olarak bulunur ve her malzeme için farklıdır. Malzeme sabitleri aynı olduğu için bir malzemede iki farklı sıcaklıkta yapılan sürünme deneyi sonuçlarından aktivasyon enerjisi hesaplanabilmektedir.

$$\dot{\epsilon}_{ks} = e^{-Q_s/RT} \quad (4.4)$$

Şeklinde yazıldığında iki farklı sıcaklık için

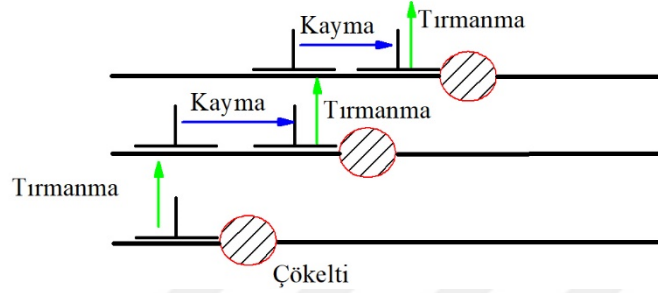
$$\frac{\dot{\epsilon}_{ksT_2}}{\dot{\epsilon}_{ksT_1}} = \frac{e^{-Q_s/RT_2}}{e^{-Q_s/RT_1}} \quad (4.5)$$

denklemin çözümünden;

$$R \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_{ks1}}{\dot{\epsilon}_{ks2}} \right) \left(\frac{T_1 T_2}{T_1 - T_2} \right) = Q_s \quad (4.6)$$

şeklinde hesaplanabilmektedir (Sherby ve ark., 1957).

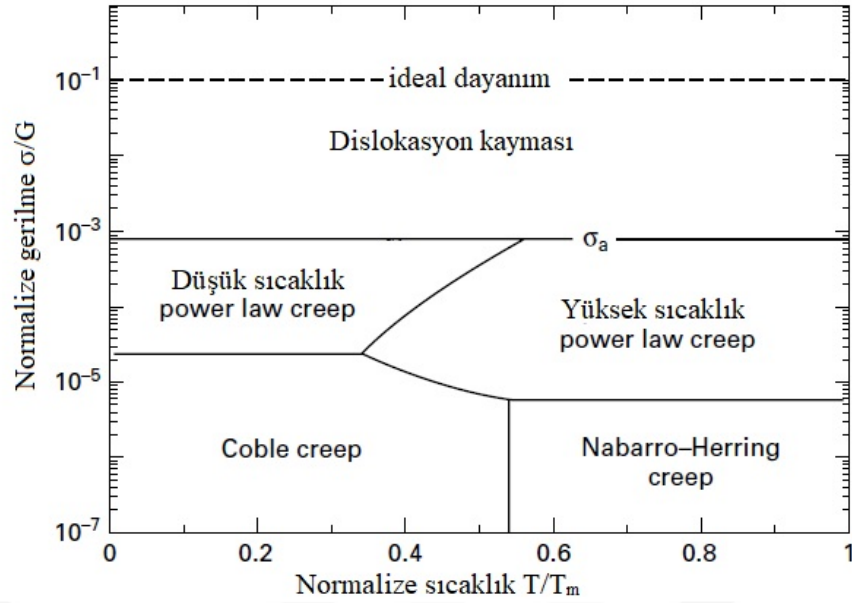
Tırmanma sonrasında çökelti ile etkileşimi azalan dislokasyonlar serbest hale gelirler ve böylece yeniden kaymaya neden olurlar benzer durum dislokasyon hareketlerinin çözelti atomları ve diğer dislokasyonlarla engellenmesi halinde de meydana gelmektedir. Serbest hale gelen dislokasyon komşu engele rastlayınca kadar kayar ve benzer olaylar zinciri tekrar eder (Çimenoglu ve Kayali, 1991). Şekil 4.5’de bu durum şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.5 Dislokasyonların tırmanması ve kayması ile meydana gelişi (Çimenoglu ve Kayali, 1991)

Sürünme hızının gerilmeye bağlılığı tırmanma kuvveti ile ilgilidir. Gerilmenin artmasıyla tırmanma kuvveti de artmakta, birim zamanda daha fazla dislokasyon serbest hale gelerek kaymakta ve böylece de sürünme hızı da artmaktadır (Çimenoglu ve Kayali, 1991).

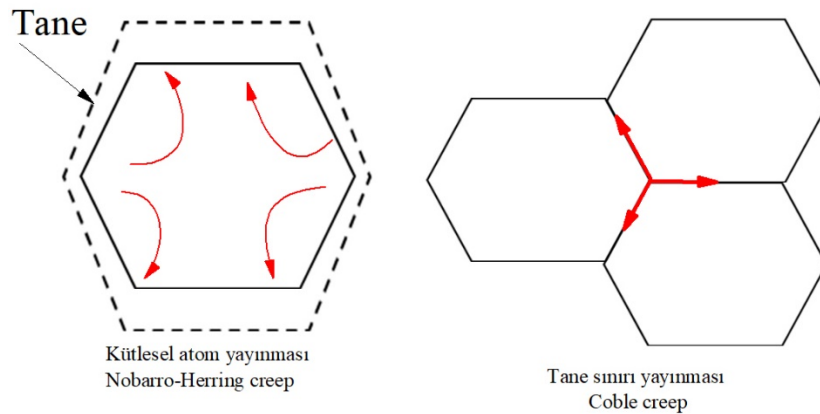
Sürünme şartlarındaki sıcaklık ve basınca bağlı olarak malzemelerin şekil değişiminde farklı mekanizmalar etkin olmaktadır. Hacim difüzyon kontrollü sürünme (Nobarro-Herring creep), tane sınırı difüzyonu (Coble creep) ve dislokasyon sürünme kontrollü hacim difüzyonu (yüksek sıcaklık power law creep) veya boru difüzyonu (düşük sıcaklık power law creep) genel sürünme mekanizmalarıdır. Şekil 4.6 bu mekanizmaları göstermektedir. Bu mekanizmalar birbirinden bağımsızdır ve toplam sürünme uzaması bu mekanizmaların birlikte katkısı ile gerçekleşmektedir (Abe ve ark., 2008).



Şekil 4.6 Deformasyon mekanizması haritası şematik gösterimi (Abe ve ark., 2008)

T_m malzemenin ergime sıcaklığını G kayma modülünü ifade etmektedir.

Şekil 4.7'de yayınma etkisiyle meydana gelen sürünme mekanizmaları gösterilmiştir. Kütleli atom yayınmasında, difüzyon bütün tane boyunca meydana gelmektedir, sürünme oranı ile $1/\text{tane boyutu}$ ilişkisi mevcuttur, dolayısıyla tane boyutunun artmasıyla sürünme hızı düşürülebilir. Tane sınırı yayınmasında ise difüzyon tane sınırları boyunca meydana gelmektedir. Kütleli atom yayınması ile karşılaştırıldığında tane sınırı yayınması daha düşük aktivasyon enerjisine sahiptir bu yüzden daha düşük gerilme ve sıcaklıkta etkin olmaktadır. Daha büyük taneler daha az tane sınırına sahip olduğundan sürünme hızı tane boyutunun artması ile azalmaktadır.



Şekil 4.7 Yayınma etkisi ile meydana gelen sürünme
(<https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/creep/mechanisms.php>)

P92 çelikleri yüksek sıcaklık ve basınç altında çalışacak şekilde dizayn edilmiştir, yüksek sıcaklıkta üssel ilişkili sürünme (yüksek sıcaklık-power law creep) etkin mekanizma olarak rol oynamaktadır (Chalk, 2013).

4.2 Sürünme Verilerinin Ekstrapolasyonu

Sürünme dirençli çelikler kullanım alanlarına bağlı olarak minimum ömür beklentisine cevap verecek şekilde tasarlanmaktadır. Kullanım alanlarına göre türbinler için 100.000 h (yaklaşık 11 yıl) nükleer reaktörlerde ise 35.000 h (40 yıl) çalışma ömrü kriter olarak alınmaktadır (Çimenoglu ve Kayalı, 1991). Sürünme testlerinin pratikliği olarak durumu incelediğimizde bu kadar uzun sürelerde test yapılması hem testin yapılabilirliği hem de ekonomik faktörler bakımından çoğu zaman pek uygun olmamaktadır. Bu sebepten kısa süreli sürünme testleri yapılarak daha uzun sürelerdeki malzeme davranışı tahmin edilmeye çalışılmaktadır. Kısa süreli sürünme testlerinin ekstrapolasyonu ile uzun süreli malzeme davranışlarının belirlenmesine yönelik farklı araştırmacılar farklı formüller geliştirmişlerdir. Bununla birlikte sürünme esnasında meydana gelen faz dönüşümleri de (Z-fazı ve laves fazı oluşumu, gerinim kaynaklı oluşan çökelti, çökelti irileşmesi vb.) sürünme karakteristiğini etkilemektedir.

Sürünme ekstrapolasyonunda 30'u aşkın parametrik metod geliştirilmiştir, bunlardan en bilinenleri Larson ve Miller, Manson-Haferd ve Sherby-Dorn metodlarıdır (Meyers ve Chawla, 2009).

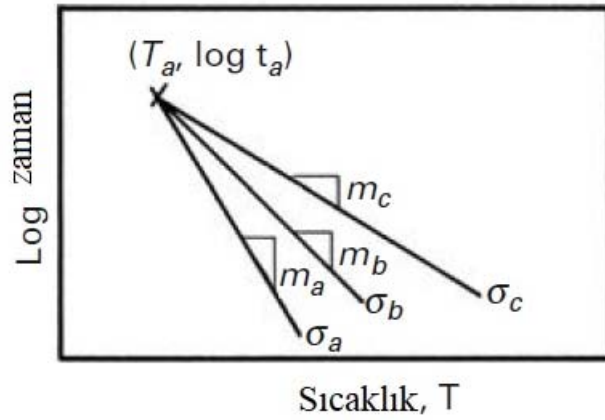
Larson ve Miller'e göre sabit bir gerilmeye sıcaklık ve kopma süresi arasında;

$$LMP = \frac{T[K]x(C+\log_{tr}[h])}{1000} \quad (4.7)$$

bağıntısının olduğunu ileri sürmüşlerdir. Burada T [K] kelvin cinsinden sıcaklık, C sabit (genellikle C=20), Tr [h] kopma zamanını göstermektedir. Bu bağıntıya göre aynı gerilme değerinde farklı sıcaklıklardaki kopma zamanı bulunabilir.

Manson-Haferd kısa süreli sürünme test verilerinden uzun süreli şartların tespit edilmesi ile ilgili 40 farklı malzeme üzerinde çalışma yapmışlar ve belirtilen denklemin sürünme veri ekstrapolasyonunda kullanılabileceğini iddia etmişlerdir (Manson ve Haferd, 1953);

$$MHP = \frac{\log t_r - \log t_a}{T - T_a} \quad (4.8)$$



Şekil 4.8 Manson-Haferd parametresi kullanılarak elde edilmiş üç farklı gerilme seviyesi için sıcaklık ve kopma zamanı arasındaki ilişki $\sigma_a > \sigma_b > \sigma_c$ (Meyers ve Chawla, 2009)

Manson-Haferd parametresi grafik olarak Şekil 4.8’de ifade edilmiştir. Larson-Miller parametresine benzer şekilde aynı ekstrapolasyon metodu kullanılmaktadır. T_a , t_r ve m verilen malzeme için tespit edilebilen parametrelerdir. T_a , t_r sabitler m gerilmeye bağlıdır. t_r , t_a genellikle h (saat) olarak ifade edilmektedirler.

Diğer ekstrapolasyon metodu ise Sherby-Dorn parametresidir.

$$\ln t_r - \frac{Q_s}{RT} = SDP \quad (4.9)$$

Burada Q_s aktivasyon enerjisi (difüzyon veya sürünme) SDP Sherby-Dorn parametresi, t_r kopma zamanını göstermektedir.

5 MATERYAL VE YÖNTEM

Bu çalışmada, AWS 5.5 standardında E9018-B9 şeklinde tanımlanmış elektrod özellikleri referans alınarak üretilen ve kaynak metali kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilen kimyasal bileşimler aralığında ve farklı oranlarda (0, 0.5, 1, 1.5) Co ve (0.4, 0.8) Ni içeren örtülü elektrodların üretimi ve mikroyapı ve mekanik özelliklerin karakterizasyonu yapılmıştır.

Çizelge 5.1 Yalın kaynak metallerine ait nominal kompozisyonlar (% Ağ.)

	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	Ni	Co
KM1	0.08	0.80	0.22	8.69	0.50	1.82	0.4	0
KM2	0.08	0.73	0.23	8.52	0.50	1.99		0.5
KM3	0.08	0.66	0.41	8.62	0.53	1.83		1.0
KM4	0.09	0.88	0.29	8.94	0.54	1.77		1.5
KM5	0.089	0.76	0.25	8.90	0.52	1.83	0.8	0
KM6	0.081	0.80	0.25	8.63	0.53	1.85		0.5
KM7	0.079	0.82	0.27	8.78	0.59	1.90		1.0
KM8	0.079	0.77	0.24	8.57	0.52	2.00		1.5

5.1 Örtülü Elektrod Üretimi

Farklı oranlarda Ni ve Co içeren örtülü elektrodlar “Gedik kaynak A.Ş” prototip laboratuvarında geleneksel yöntemlerle üretilmiştir. Üretim safhasının ilk aşamasında alaşımsız düşük fosfor ve kükürt içeriğine sahip çelik filmaşınlar soğuk çekme yöntemi ile 3.20 mm çapına kadar çekilmiş ve 350 mm boyunda kesilmiştir. Daha sonra bazik karakterli örtü maddeleri üretilmiş alaşımsız çelik filmaşınlara ekstrüzyon presi yardımı ile sıvanmıştır.

Tek tek üretilmiş elektrodlar daha sonra 400 °C sıcaklıkta 1 h süresince kurutma işlemine tabi tutulmuştur. Kurutma işleminde örtü maddesinin sıcaklık etkisi ile çatlama riski bulunduğu kurutmadan önce oda sıcaklığında nem giderilmesi için bir süre bekletilmiştir. Üretilen elektrodlar örtü maddesine katılan alaşım elementleri ile alaşımlandırılmıştır. Alaşım elementlerinin örtü maddesine ilave edilmesinde her bir alaşım elementinin verimi göz önünde tutularak kaynak sonrasında istenilen bileşim elde edilmiştir. Elektrodlarda bulunan alaşım elementleri farklı verimlerle kaynak metaline geçmektedirler. Çizelge 5.2 elektrod örtüsünde bulunan alaşım elementleri ve verimlerini göstermektedir.

Alaşım elementleri elektrod örtüsüne ark esnasında yanma olayının da etkisi göz önüne alınarak 400 mikron altındaki boyutlarda ilave edilmiştir. Alaşım elementleri dışında elektrod örtüsünü oluşturan her bir bileşenin kaynak esnasında ve/veya elektrod üretimi esnasında farklı görevleri vardır. Bununla birlikte elektrodların verimi de önemlidir. Örtülü elektrodlarda verim TS 3349 Standardında belirtildiği gibi iki şekilde hesaplanmakta birincisi etkin verim ikincisi ise dolgu verimidir.

(5.1)

$$\text{Etkin verim (\%)} = \frac{\text{Kaynak metali ağırlığı} \times 100}{\text{Elektrod telinin kullanılmış kısmının ağırlığı}}$$

(5.2)

$$\text{Dolgu verimi} = \frac{\text{Kaynak metali ağırlığı} \times 100}{\text{Elektrodun kullanılmış kısmının ağırlığı}}$$

Çizelge 5.2 Elektrod örtüsünde bulunan elementler ve verimleri (Olson ve ark., 1993)

Alaşım elementi	Elektrod örtüsündeki formu	Yaklaşık % verimi
Alüminyum	Ferro Alüminyum	20
Bor	Ferro Bor	2
Karbon	Grafit	75
Krom	Ferro Krom	95
Niyobyum	Ferro Niyobyum	70
Bakır	Bakır/Metal	100
Mangan	Ferro Mangan	75
Molibden	Ferro Molibden	97
Nikel	Elektrolitik Nikel	100
Silisyum	Ferro Silisyum	45
Titanyum	Ferro Titanyum	5
Vanadyum	Ferro Vanadyum	80

Çizelge 5.3 alaşım elementleri dışında örtü maddesinde bulunabilen bileşenler ve görevlerini göstermektedir.

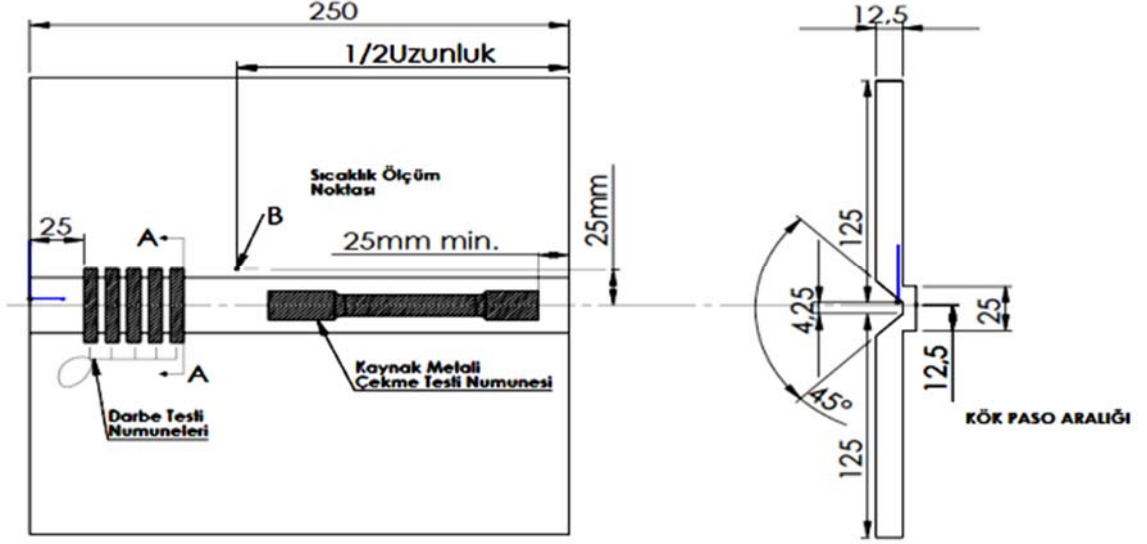
Çizelge 5.3 Elektrod örtü maddesini oluşturan bazı elementlerin tipik fonksiyonları (Olson ve ark., 1993)

Örtü Maddesi	Elektrod Örtü Bileşenlerinin Fonksiyonları	
	Birincil	İkincil
Selüloz	Koruyucu Gaz	-
Kalsiyum Karbonat	Koruyucu Gaz	Ergitme Ajanı
Kalsiyum Florit	Curuf Yapıcı	Ergitme Ajanı
Dolomit	Koruyucu Gaz	Ergitme Ajanı
Titanyum Dioksit (Rutil)	Curuf Yapıcı	Ark Stabilizesi
Potasyum Titanat	Ark Stabilizesi	Curuf Yapıcı
Feldspat	Curuf Yapıcı	Stabilizatör
Mika	Extrüzyon	Stabilizatör
Kil	Extrüzyon	Curuf Yapıcı
Silisyum	Curuf Yapıcı	-
Asbest	Curuf Yapıcı	Extrüzyon
Mangan Oksit	Curuf Yapıcı	Alaşımlama
Demir Oksit	Curuf Yapıcı	-
Demir Tozu	Metal Bırakım Hızı	Kaynak Konağı
Ferro Silisyum	Deoksidasyon	-
Ferro Mangan	Alaşımlama	Deoksidasyon
Sodyum Silikat	Bağlayıcı	Ergitme Ajanı
Potasyum Silikat	Ark Stabilizesi	Bağlayıcı

Bu çalışma kapsamında T/P92 çeliklerinin örtülü elektrodla ark kaynağı ile birleştirilmesi amacıyla % 0.4Ni ve 0.8Ni içeren P92 kaynak metallerine % 0-0.5-1-1.5 oranlarında kobalt ilaveli örtülü elektrodlar üretilmiş ve mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyonları yapılmıştır.

5.2 Kaynak Metali Üretimi

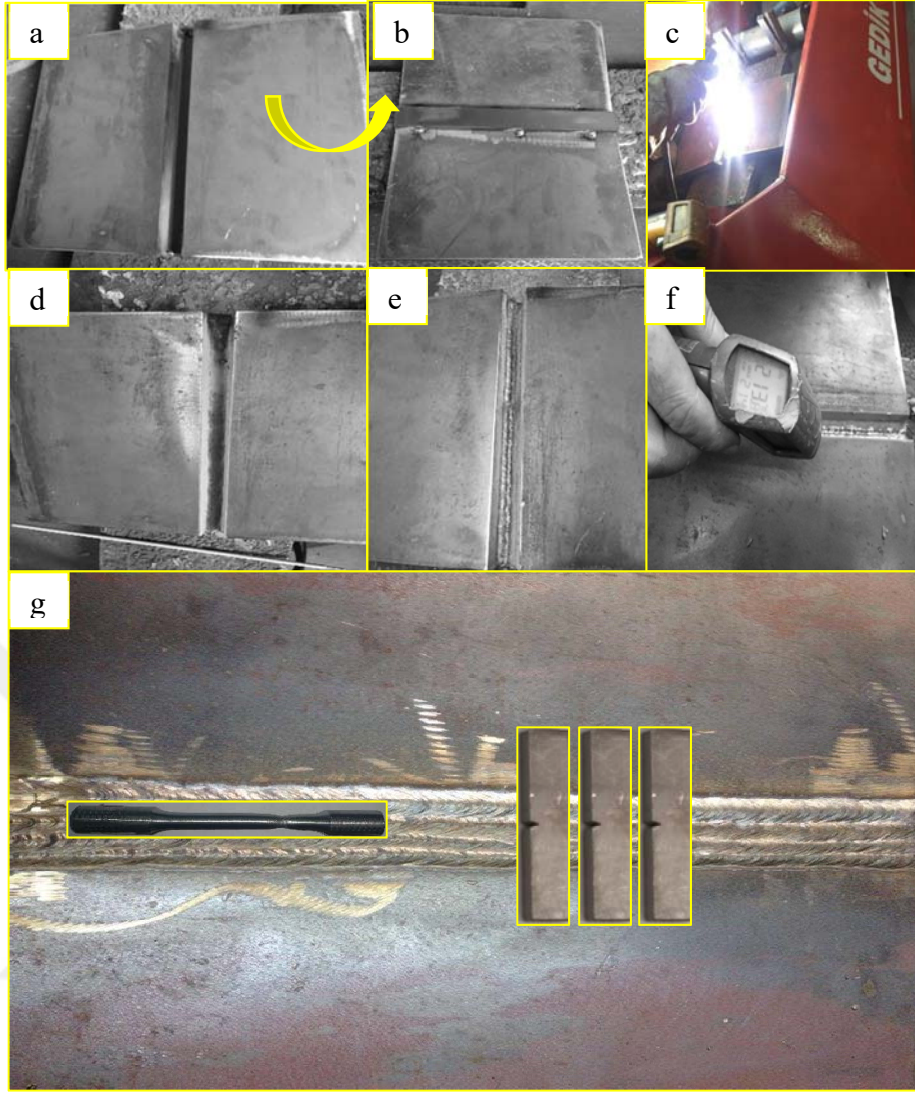
Yalın kaynak metali üretimi doğru akım kaynak makinesinde ve 130 A akım ve 33 V gerilim değerinde elektrod pozitif (+) kutupta üretilmiştir. Kaynak metali üretimi için AWS 5.5 standardına uygun olarak, 2 plaka ve altlık malzeme ile Şekil 5.1'de gösterildiği gibi aradaki boşluk çok pasolu kaynak işlemi ile doldurulmuştur. Yalın kaynak metali üretimi için kullanılan parametreler üretilen 8 farklı elektrod için benzer şekilde kaynak prosedür şartnamesine (WPS) uygun olarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.1 Yalın kaynak metali çekme ve darbe deney numunelerinin kaynak metalinden çıkartılması, (AWS AWSA5.5-96)

Her bir deneme elektrodu bileşimi için kaynak işleminde yaklaşık 24 paso kaynak yapılmıştır. Elde edilen yalın kaynak metalinden çekme testi numuneleri, V çentikli darbe test numuneleri, sürünme deneyi numuneleri, mikro ve makro inceleme için örnek parçalar çıkartılmıştır.

Şekil 5.2’de kaynak metali üretim aşamaları gösterilmiştir. Kaynak metali üretiminden önce kaynak dikişlerinin doldurulacağı alaşımsız çelik malzeme (S275 JR) yaklaşık 200 °C sıcaklıkta ısıl işleme tabi tutulmuş sonrasında kaynak işlemine başlanmıştır. Kaynak işlemi çok pasolu formda gerçekleştirildiğinden dolayı her bir paso sonrası cüruf temizliğine dikkat edilmiş ayrıca pasolar arası sıcaklıkta 200-230 °C sıcaklıkta sabit tutulmuştur. Kaynak işlemi bittikten sonra martenzitik dönüşümün tamamlanması için kaynaklı parça oda sıcaklığına soğutulmuştur. Kaynaklı parça ısıl işlem öncesinde radyografik teste tabi tutularak kaynak metalinde herhangi bir süreksizlik olup olmadığı kontrol edilmiştir. EK-2 de kaynaklı parçalara uygulanmış radyografi film örnekleri verilmiştir radyografik testten uygun sonuç alınmayan birleştirmelerden test numunesi hazırlanmamıştır. Uygun olan kaynaklı parçalara ısıl işlem yapılmıştır. Isıl işlemin ardından Şekil 5.2 g’de belirtilen formda mekanik testler için numuneler talaşlı imalat ile hazırlanmıştır.



Şekil 5.2 Yalın kaynak metali üretim aşamaları a) ısıtılmış parça b) altlık uygulaması c) kaynak işlemi d) kök pasosu e) kök pasosu cüruf temizliği f) pasolar arası sıcaklık kontrolü g) yalın kaynak metali çekme testi ve darbe testi numunelerinin çıkartılması

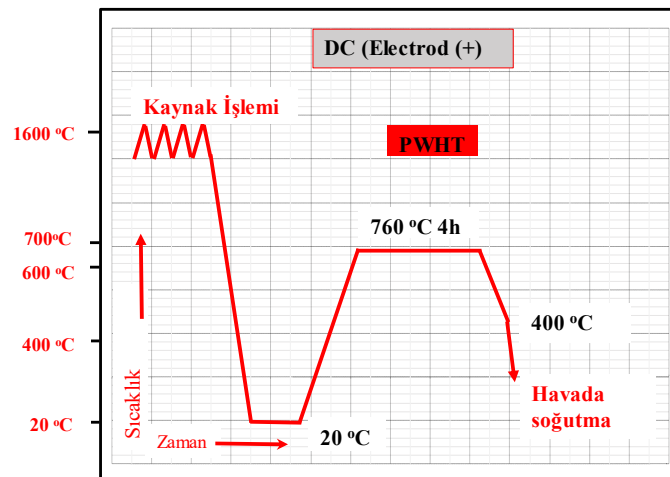
5.3 Kaynak Metali Kimyasal Bileşiminin Belirlenmesi

Kaynak metali kimyasal bileşiminin belirlenmesinde XRF (X-Ray Floresans) cihazından yararlanılmıştır. XRF tekniği elementin atomlarının enerji seviyesine bağlı olduğundan düşük atom numaralı elementlerin enerjileri de düşük olduğundan XRF tekniği ile tespit edilememektedirler. Karbon ve sülfür elementlerinin hassas bir şekilde belirlenmesi için LECO marka CS600 model karbon-sülfür tayin cihazından yararlanılmıştır. Kaynak metallerinde bulunan oksijen ve azot miktarları “Ereğli Demir Çelik A. Ş”den hizmet alımı yolu ile LECO marka azot oksijen tayin cihazı kullanılarak yapılmıştır. Analizler ASTM E-1019 Standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Bazik karakterli olarak üretilen bu kaynak elektrodlarında hidrojen miktarı çok önemlidir

ve standartlarda 100 gr kaynak metalinde maksimum 5ml hidrojenе müsaade edilmektedir. Kaynak metallерinde bulunan hidrojen analizleri Bruker G4 PHOENIX DH cihaz ile gerçekleştirilmiştir.

5.4 Isıl İşlem

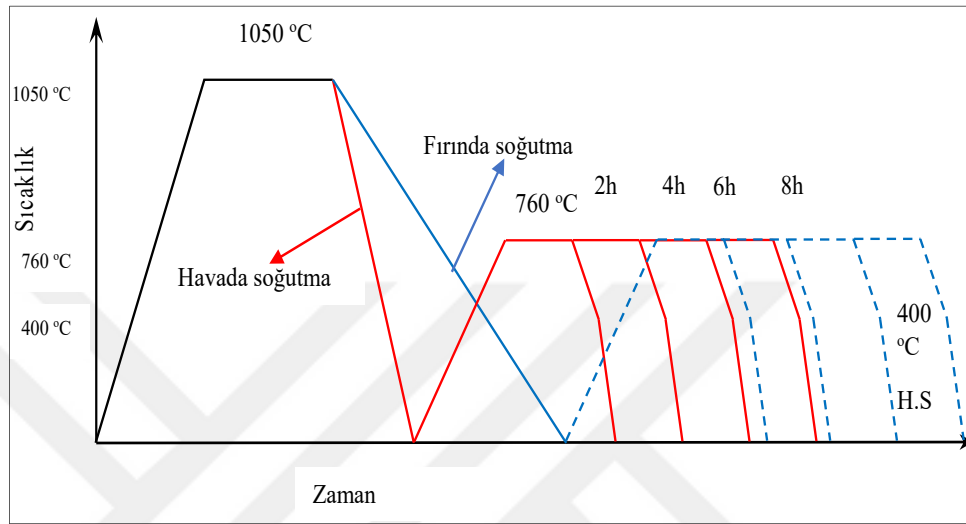
Elektrodlar ile üretimi gerçekleştirilen bütün kaynak metallерine Protherm marka HLF 100 model 100 lt kapasiteli ısıl işlem hassasiyeti ± 2 °C olan ısıl işlem fırınında 760 °C sıcaklıkta 4h süresince ısıl işlem uygulanmıştır. Isı girdisinin kaynak metalі mikroyapısı ve dolayısıyla mekanik özelliklerindeki önemli etkisi dolayısıyla kaynak metalі üretimi için kullanılan alaşımсыз çelikten altlık ve plakalar da kaynak işlemi öncesinde yaklaşık 200 °C de ısıl işleme tabi tutulmuşlardır. Kaynak işlemi süresince kaynak bölgesindeki sıcaklık sabit tutulmuştur. Ayrıca kaynak işlemi sonrasında kaynaklı parçanın 100 °C sıcaklığın altına soğuması beklenerek kaynak sonrası ısıl işlemin (PWHT) ardından mikroyapıda temperlenmemiş martenzit kalmaması amaçlanmıştır. Şekil 5.3 kaynak işlemi sonrasında uygulanan ısıl işlem (PWHT) döngüsünü göstermektedir. Üretilen kaynak metalleri sertleşebilirliği yüksek martenzitik yapıda olduğundan çatlama riskini engellemek için kaynak sonrası ısıl işlem sonrasında kaynak metalleri 400 °C sıcaklığa kadar fırında soğutma ardından havada soğutma ile ısıl işlem gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.3 Kaynak ve kaynak sonrası ısıl işlem döngüsü

Çalışmada ayrıca P92 esas metalin mikroyapısını karakterize etmek için 1050 °C'de 1 saat östenitleyip fırında ve havada soğutulmuştur. Farklı soğutma hızlarında

soğutulan P92 esas metal 760 °C’de 2, 4, 6 ve 8 saat temperleme ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 5.4 P92 esas metale uygulanan ısıl işlem çevrimini şematik olarak göstermektedir. Bu ısıl işlemten ayrı olarak P92 çeliğine Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında (çift fazlı bölgede) 850 °C 1h süresince ısıl işlem uygulanmış ardından havada soğutma işlemi yapılmıştır.



Şekil 5.4 P92 esas metale uygulanan ısıl işlem çevrimini

5.5 Mikroyapı Karakterizasyonu

5.5.1 Optik mikroskop incelemeleri

Elektrodlar ile üretimi gerçekleştirilen kaynak metallerinin ve P92 esas metalin mikroyapıları Nikon marka MA100 Eclipse model optik metal mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. Metalografik numune hazırlanmasında geleneksel zımparalama ve parlatma yöntemleri kullanılmıştır. Nihai parlatma aşamasında 0.03 mikron alümina pasta kullanılmıştır. Dağlama işleminde farklı kimyasallar ve farklı metodlar kullanılarak kaynak metallerine ait mikroyapı karakterizasyonları yapılmıştır. Çalışma kapsamında kullanılan dağlama çözeltileri Çizelge 5.4’de gösterilmiştir. Farklı kimyasallar ile dağlanmış kaynak metallerine ait optik mikroskop ve elektron mikroskobu incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

P92 çeliğinin (esas metalin) mikroyapısının tanımlanması amacıyla, yukarıda belirtilen ısıl işlemlerin ardından, mikroyapı incelemeleri için dağlama işlemi pikrik HCl,

renkli dağlama için Lepera ve Modifiye LB2 olmak üzere 3 farklı dağlayıcı ile gerçekleştirilmiştir.

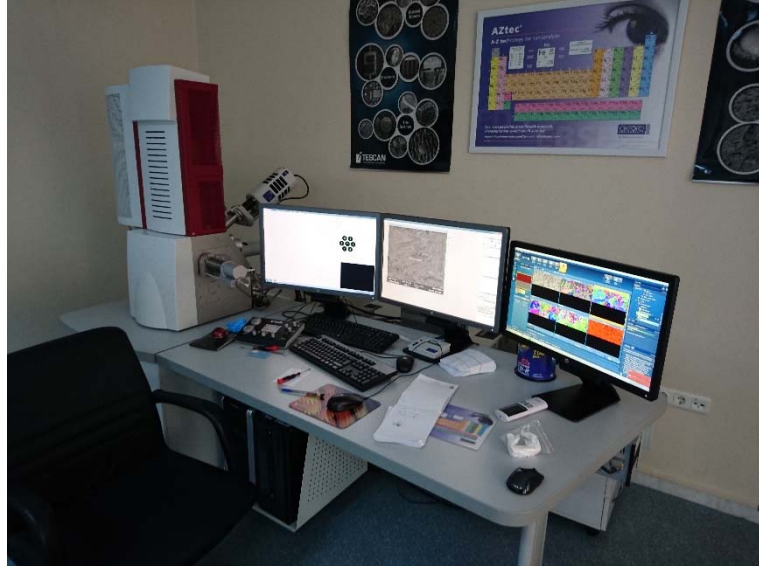
Çizelge 5.4 Çalışma kapsamında kullanılan dağlama çözeltileri

Dağlayıcı adı	Kompozisyon	Referans
Pikrik HCl	2.5 gr pikrik asit ($C_6H_3N_3O_7$) + 2.5 ml hidroklorik asit (HCl) + 95ml etil alkol (C_2H_5OH)	(Oñoro, 2006b)
Ferrik Klorid	5 gr demir klorür ($FeCl_3$) + 2 ml hidroklorik asit (HCl) + 95 ml etil alkol (C_2H_5OH)	(Chalk, 2013), (Hoey ve ark., 2015)
Lepera (Renkli)	% 1 sodyum metabisülfid ($Na_2S_2O_5$) + saf su (H_2O)- % 4 pikrik asit ($C_6H_3N_3O_7$) + etil alkol (C_2H_5OH)	(Silwal ve ark., 2013)
Modifiye LBII (Renkli)	100 ml saf su (H_2O) + 0.75 gr amonyum hidrojen florid (NH_4HF_2), + 0.90 gr potasyum disülfid (K_4S_2)	(Mayr, 2007)
Elektrolitik Dağlama	% 10 okzalik asit ($H_2C_2O_4$) + saf su (H_2O)	-

5.5.2 Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemelerinde QUANTA 450 Field Emission Gun (FEG) marka elektron mikroskobu kullanılmıştır. Enerji dağılım spektrometre (EDX) tekniği kullanılarak mikroyapıda bulunan inklüzyon ve çökelti fazlarının analizi gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte ZEISS EVO® LS 10 taramalı elektron mikroskobu da araştırmalarda kullanılmıştır.

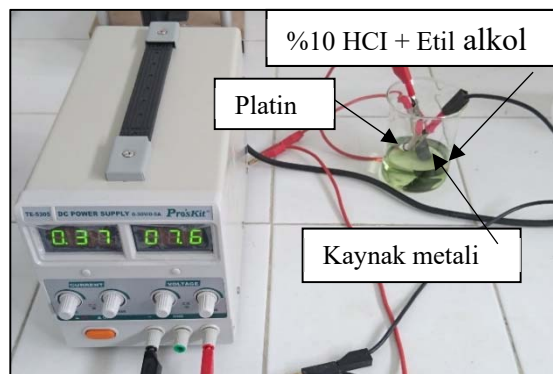
Ayrıca TESCAN MAIA3 XM elektron mikroskobuna entegreli Oxford X-Max^N ile Oxford nordlys EBSD dedektörü kullanılarak ve 70° eğim açısıyla 0.3 mikron adımla EBSD (electron backscatter diffraction- elektron geri saçılım kırınımı) analizi yapılarak kaynak metalindeki yönelmeler tespit edilmiştir. Şekil 5.5’de analizlerde kullanılan EBSD sistemi görölmektedir.



Şekil 5.5 EBSD (electron backscatter diffraction- elektron geri saçılım kırınımı) sistemi

5.5.3 X-Ray difraksiyon (XRD)

Kaynak metalleri ve kaynak metallere elektroliz yöntemi ile ayrıştırılan karbürlerin karakterizasyonunda Rigaku marka Ultima IV model XRD test cihazı kullanılmıştır. 0.02° adımda $2\Theta=20^\circ-90^\circ$ arasında tarama açısı kullanılmıştır. Kaynak metallere sürünme dayanımını sağlayan çökelti fazlarının miktarı az olduğundan dolayı katı malzeme olarak XRD analizinde çökelti fazlarının analizi gerçekleştirilememiştir. Bu sebeple ASTM (E963-95, 2010) standardında belirtildiği gibi % 10HCl çözeltisinde platin elektrot kullanılarak kaynak metalinden karbürler ayrıştırılmış ve karbürlerin XRD analizleri yapılmıştır.



Şekil 5.6 Kaynak metallere karbür çökeltme işlemi

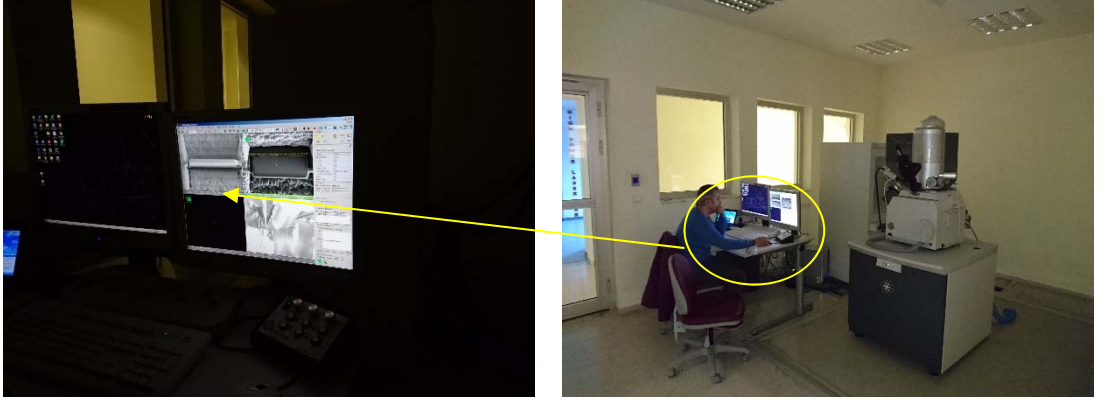
5.5.4 Geçirimli elektron mikroskobu (TEM)

Üretimi yapılan elektrodlar ve bu elektrodlar ile elde edilmiş ve % 0Co (KM-1) ve % 1.5Co (KM-4) içeren yalın kaynak metallerinin çökeltilerinin ve martenzit çıta (Lath) yapısının TEM ile karakterizasyonu ve numune hazırlık aşamaları Bilkent Üniversitesi Nanoteknoloji Arastirma Merkezinde (UNAM) gerçekleştirilmiştir. Karakterizasyon işleminde kullanılan TEM cihazı Şekil 5.7’de gösterilmiştir. Numuneler FIB teknolojisi ile hazırlanmıştır. FIB teknolojisi SEM ile entegreli şekilde çalışan bir sistemdir. SEM için olduğu gibi yüzeyi metalografik yöntemlerle hazırlanmış örnek üzerinden platin kaplanarak belirlenmiş bölge galyum iyonu ile aşındırılarak TEM karakterizasyonu için gerekli olan incelikte ve boyutlarda numune çıkartılmıştır. Numune hazırlığında örneklerin manyetik özellik sergilediği göz önünde tutularak uygun tutucular seçilmiştir. Gerekli inceliğe getirilen örnekler bakır gridlere platin vasıtasıyla yapıştırılarak TEM için incelemeye hazır hale getirilmiştir. Şekil 5.8’de FIB cihazı ve Şekil 5.9’da FIB ile numune hazırlık aşamaları gösterilmiştir. Yapılan hazırlıklarda % 1.5Co içeren kaynak metalinin (KM-4) FIB ile hazırlanması daha uzun sürmüştür.



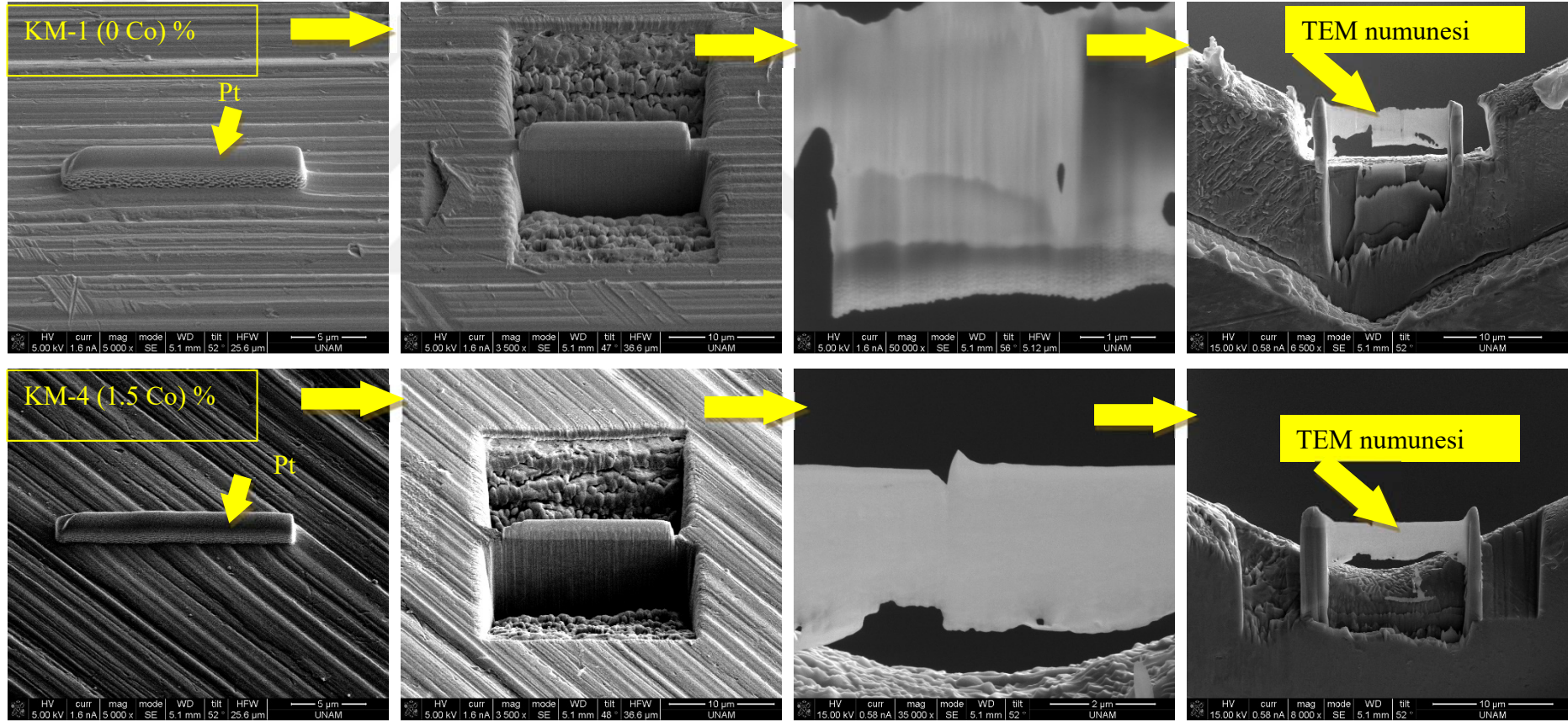
Şekil 5.7 TEM cihazı (FEI Tecnai G2)

Ayrıca karbür çökeltme sonrası elde edilen karbürlerin analizi Selçuk Üniversitesi İLTEK’de bulunan JEOL-JEM-2100 (UHR) model tem cihazı ile yapılmıştır.



Şekil 5.8 FIB cihazı (FEI -Dual Beam 600 I) ve TEM örneği hazırlanması





Şekil 5.9 FIB ile TEM örneklerinin hazırlanma aşamaları

5.5.5 Termogravimetrik analiz (TGA-DSC)

Üretilen elektrotlardan yapılan kaynak metallerinin DSC-TGA analizleri METTLER TOLEDO marka TGA/DSC 2 cihazında (Şekil 5.10) gerçekleştirilmiştir. DSC (Differential Scanning Calorimetry) cihazının temel prensibi numune ve referans arasındaki ısı iletim hızı farkının hassas bir şekilde tespit edilmesidir. Deneylerde entalpi değişimi mW olarak kaydedilmiştir. Analizler argon atmosferi altında 40 °C/dk ısıtma hızı ile 1000 °C ye kadar sıcaklıkta yapılmıştır. Çalışmada, Çizelge 5.5’de verilen çalışma koşullarında DSC analizleri gerçekleştirilmiştir. DSC analiz şartlarının belirlenmesinde literatürden (Raju ve ark., 2007; Wang ve ark., 2013; Hajra ve ark., 2016) faydalanılmıştır. Analizler esnasında numune ağırlığı ve ısıtma hızının etkisinin önlenmesi amacıyla bütün kaynak metalleri aynı ısıtma hızında ve benzer ağırlıklarda analize tabi tutulmuşlardır. Yapılan analizler sonucunda malzemeye ait dönüşüm sıcaklıkları (A_{c1} ve A_{c3}) tespit edilmiştir. Ayrıca soğuma verileri yardımıyla malzemelerin M_s ve M_f sıcaklıkları da tespit edilmiştir.



Şekil 5.10 Analizlerde kullanılan TGA/DSC 2 cihazı

Çizelge 5.5 DSC analiz şartları

KM-1	KM-2	KM-3	KM-4	Numune Kodu
27.3930	26.0960	23.9591	24.3680	Ağırlık (mg)
40	40	40	40	Isıtma/Soğutma Hızı °C/dk
KM-5	KM-6	KM-7	KM-8	Numune Kodu
26.8160	25.0028	26.2360	25.9010	Ağırlık (mg)
40	40	40	40	Isıtma/Soğutma Hızı °C/dk

5.5.6 Modelleme / Thermo-Calc

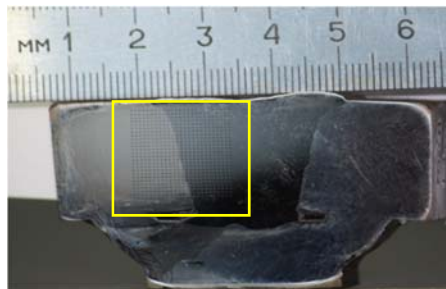
Üretimi gerçekleştirilen elektrodlar ile elde edilen kaynak metalleri kimyasal analizlerine göre Thermo-Calc TCS Steel and Fe-alloys Database kullanılarak TCFE8 veri tabanı ve V8 versiyonunda 500-2000 °C sıcaklık aralığında denge şartlarında oluşması muhtemel fazların modellenmesi yapılmıştır. Thermo-Calc analizleri ile bütün kaynak metallerine ait A₁, A₃ ve A₄ dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiş ayrıca malzeme mikroyapısında denge şartlarında oluşması muhtemel karbürlerin modellenmesi incelenmiştir.

5.6 Kaynak Metali Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

Üretimi yapılan bütün elektrodlar ile Şekil 5.1’de belirtilen tasarım kullanılarak yalın kaynak metalleri üretilmiş ve mekanik testlere tabi tutulmuştur. Yapılan mekanik testler ve test şartları ilgili bölümlerde açıklanmıştır.

5.6.1 Sertlik ölçme deneyleri

Kaynak metali sertlik ölçümü Brinell 2.5 mm çaplı bilya uç ve 187.5 kgf yük kullanılarak üniversal motorize sertlik ölçüm cihazında standartlara (ASTM E10-15, 2015) uygun şekilde gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaynak metalindeki temperlenmemiş ve temperlenmiş haldeki sertlik dağılımının belirlenmesi amacıyla Qness marka otomatik mikro sertlik cihazı ile 2 kgf yük uygulanarak kaynağın ardından ve kaynak sonrası yapılan ısıtım işlem sonrasında sertlik taraması yapılmıştır. Şekil 5.11 kaynak sonrası yapılan ısıtım işlemin ardından yapılan sertlik taramasına ait makro fotoğrafı göstermektedir. Sertlik taraması ile kaynak dikişleri arasındaki sertlik farkının karakterizasyonu hedeflenmiştir.



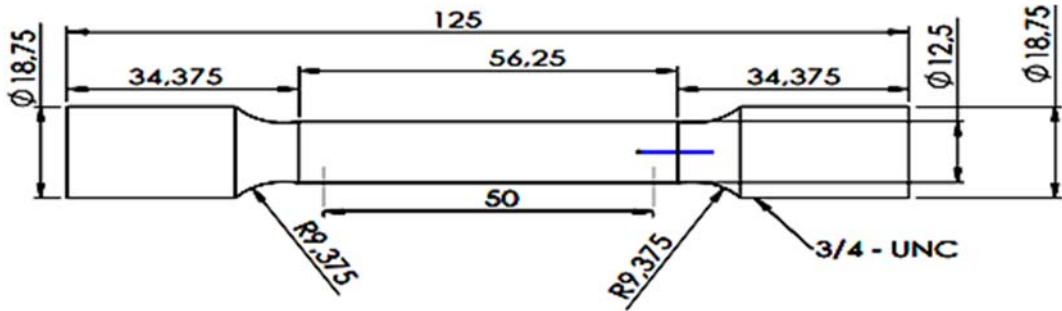
Şekil 5.11 Sertlik taraması yapılan KM-1 kodlu kaynak metali makro görüntüsü

5.6.2 Charpy darbe deneyi

Hedeflenen kimyasal bileşim ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi için tüm elektrodlardan üretilen kaynak metallere (All Weld Metal) oda sıcaklığında Charpy-V çentikli darbe deneyleri yapılmıştır. Ayrıca elektrodlardan üretilen kaynak metallere darbe geçiş sıcaklıkları belirlenmiştir. Darbe geçiş sıcaklığının belirlenmesi için Charpy-V çentikli darbe deneyleri, 300 J kapasiteli Mohr-Federhaff marka darbe test Cihazında ve +60, +40, +20, 0, -20, -40, °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Oda sıcaklığının üzerinde yapılan testlerde numuneler fırında hassas şekilde ısıtılıp teste tabi tutulmuşlardır. Düşük sıcaklıklarda yapılan testlerde ise sıvı CO₂'den yararlanılarak 15 dk süresince sıcaklığı hassas bir şekilde kontrol edilen banyoda bekletilmişler ardından teste tabi tutulmuşlardır.

5.6.3 Çekme deneyi

Üretilen kaynak metallere akma ve çekme dayanımları ile uzama değerleri çekme deneyleri ile belirlenmiştir. ASTM E8'e göre hazırlanan numuneler oda sıcaklığında Mohr-Federhaff marka universal çekme testi cihazında çekme testine tabi tutulmuştur. Çekme testi için kullanılan yalın kaynak metaline numune ölçüleri Şekil 5.12'de gösterilmiştir.



Şekil 5.12 Çekme testi numune ölçüleri

Hem Yalın kaynak metaline hem de kaynaklı birleştirmelere uygulanan çekme testinde verilerin tanımlanmasında aşağıda ifade edilen bağıntılar kullanılmıştır.

$$\sigma_{\text{Ç}} = \frac{F_{\text{max}}}{A_0} \quad (5.3)$$

Burada ifade edilen

σ_C : Çekme dayanımı (N/mm²)

F_{max} : Uygulanan maksimum kuvvet (N)

A_0 : Numunenin başlangıç kesit alanı (mm²)

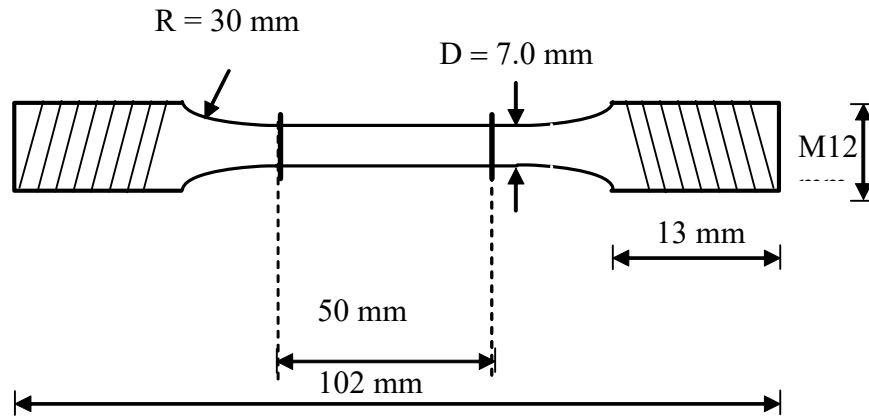
$$\% \text{ uzama} = \frac{l_s - l_0}{l_0} \quad (5.4)$$

l_s : Son boy (mm)

l_0 : İlk boy (mm)

5.6.4 Sürünme deneyi

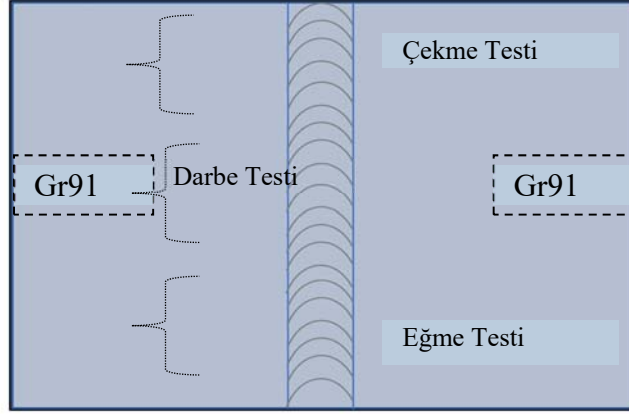
Üretimi gerçekleştirilen yalın kaynak metallerinin yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılması sebebiyle sabit sıcaklık ve gerilim altında şekil değişimlerinin belirlenmesi amacıyla sürünme (creep) testleri yapılmıştır. Sürünme deneyleri İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji-Malzeme Mühendisliği Bölümü Mekanik Test Laboratuvarlarında maksimum 30 kN kapasiteli mayes model cihazda gerçekleştirilmiştir. Sürünme testi için çekme deneyinde olduğu gibi yalnızca kaynak metali içeren yalın kaynak metallere numuneler hazırlanmış ve sabit sıcaklık ve gerilmeye sürünme testine tabi tutulmuşlardır. Sürünme testi için hazırlanan numune ölçüleri Şekil 5.13’de verilmiştir.



Şekil 5.13 Sürünme testleri için hazırlanmış deney numunesi ölçüleri

5.7 Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

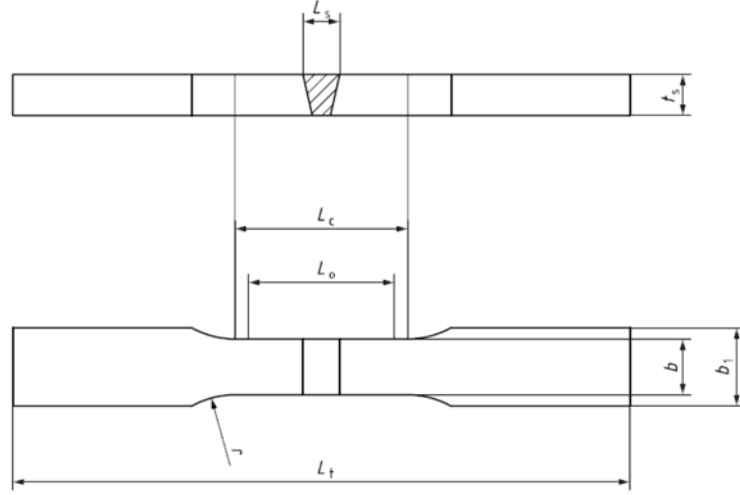
Üretilen % 0.8Ni içeren KM-1(% 0Co) ve KM-4 (% 1.5Co) kodlu kaynak metali bileşimi veren elektrodlar ile Gr91 çeliği birleştirilerek kaynaklı bağlantı üretilmiş ve çekme, darbe ve eğme testlerine tabi tutularak mekanik özellikleri belirlenmiştir. Bu işlemle kaynak metali ile esas metalin uyumunun araştırılması hedeflenmiştir. Şekil 5.14’de kaynaklı bağlantı şematik gösterimi verilerek üzerinde uygulanan testler verilmiştir.



Şekil 5.14 Kaynaklı bağlantı şematik gösterimi

5.7.1 Çekme deneyi

Kaynak metali esas metal uyumunun belirlenmesi amacıyla Gr91 malzeme kullanılarak KM-1 ve KM-4 kodlu elektrodlar ile kaynaklı birleştirmeler yapılmış ve çekme testine tabi tutulmuştur. Kaynaklı birleştirmeler Şekil 5.15’de ifade edildiği gibi BS EN ISO 4136 standardına uygun bir şekilde çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Deney numunesinde kalınlık 11.53 mm genişlik 24.9 ve $L_0=80$ mm olarak belirlenmiştir. Kaynaklı bağlantının çekme testi de yalın kaynak metallerinin gerçekleştirildiği cihazda yapılmıştır.



Şekil 5.15 Kaynaklı bağlantı çekme testi numunesi (BS EN ISO 4136:2012)

5.7.2 Charpy darbe deneyi

Kaynak metali esas metal uyumunun belirlenmesi amacıyla KM-1 ve KM-4 kodlu numunelerden Gr91 malzeme ile kaynaklı bağlantı üretilmiş ve ısı tesiri altında kalan bölgeden (ITAB) çentik açılarak oda sıcaklığındaki darbe özellikleri belirlenmiştir.

5.7.3 Eğme deneyi

Üretilen elektrodlar ile Gr 91 esas malzeme birleştirilmiş ve kaynak metali esas metal uyumunu belirlemek amacıyla KM-1 ve KM-4 kodlu numuneler eğme testine tabi tutulmuştur. Eğme testinde mesnetler arası mesafe 82 mm kullanılan mandrel çapı 48 mm eğme açısı da 180° olarak uygulanmıştır. Kullanılan test malzemesi boyutları kalınlık 12 mm genişlik 25 mm olarak belirlenmiştir. Eğme testi TS EN ISO 5173 standardına uygun bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

6 ARAŞTIRMA SONUÇLARI

6.1 Örtülü Elektrod Üretimi ve Kimyasal Analiz Sonuçları

Bu çalışma kapsamında Co elementinin farklı Ni içeren kaynak metali üzerindeki etkisi incelenmiştir. Bu amaçla, üretimi gerçekleştirilmiş elektrodlardan elde edilen kaynak metallerine ait XRF tekniği ile belirlenmiş kimyasal bileşimler Çizelge 6.1’de verilmiştir. Kaynak metalleri bileşim değerleri de göz önünde tutularak KM olarak (Kaynak Metali) kodlanmıştır. Üretilen kaynak metalleri 760 °C sıcaklıkta 4 h süresince kaynak sonrası ısıl işleme tabi tutulmuştur. Çizelge 6.1’den de görüldüğü gibi iki farklı Ni içeriklerinde Co elementi dışındaki elementler sabit tutulmaya çalışılmıştır. Elektrodlar için kimyasal bileşim tasarımında % 9Cr içeren çeliklerde delta ferrit oluşumunun engellenmesi için krom eşdeğerliğine ($Cr_{EŞ}$) dikkat edilmiş ve denklem (6.1)’e göre (Patriarca ve ark., 1976) $Cr_{EŞ}$ hesaplanarak Çizelge 6.1’de verilmiştir.

(6.1)

$$Cr_{EŞ} = (\%Cr) + 6(\%Si) + 4(\%Mo) + 11(\%V) + 5(\%Nb) + 1.5(\%W) + 8(\%Ti) + 12(\%Al) - 4(\%Ni) - 2(\%Co) - 2(\%Mn) - (\%Cu) - 40(\%C) - 30(\%N)$$

Çalışma kapsamında bazik karakterli olarak üretilmiş olan örtülü elektrodlar düşük hidrojen içeriğine sahip olup olmadığının belirlenmesi için hidrojen analizi yapılmış ve sonuçları Çizelge 6.2’de verilmiştir. Üretilen kaynak metallerinin hidrojen içeriği kabul edilebilir sınırlar dahilindedir.

Örtülü elektrodun verimi eşitlik (5.1) kullanılarak hesaplandığında (KM-1 için) % 128 oranında etkin verime sahip olduğu görülmüştür. Elektrodun veriminin % 100 değerinden yüksek çıkmasının sebebi örtü bileşenleri ile alaşımlamanın gerçekleştirilmesidir.

Çizelge 6.1 Üretilen kaynak metali (KM) kimyasal bileşimleri

	Numune	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Nb	V	W	Ti	Fe	CrEs
% (0.8Ni)	KM-1 (0Co)	0.08	0.220	0.804	0.011	0.006	0.686	8.698	0.501	0.011	0.062	0.179	1.824	0.014	Kalan	8.347
	KM-2 (0.5Co)	0.08	0.231	0.731	0.013	0.019	0.693	8.520	0.504	0.419	0.053	0.188	1.994	0.014	Kalan	7.866
	KM-3 (1Co)	0.08	0.413	0.664	0.013	0.026	0.721	8.623	0.530	1.002	0.051	0.194	1.836	0.013	Kalan	7.822
	KM-4 (1.5Co)	0.09	0.295	0.883	0.013	0.005	0.781	8.949	0.547	1.575	0.071	0.229	1.779	0.011	Kalan	5.723
% (0.4Ni)	KM-5 (0Co)	0.089	0.251	0.765	0.013	0.004	0.430	8.908	0.525	0.017	0.057	0.213	1.839	0.015	Kalan	9.88
	KM-6 (0.5Co)	0.081	0.258	0.806	0.013	0.007	0.439	8.635	0.533	0.435	0.066	0.213	1.854	0.012	Kalan	9.28
	KM-7 (1Co)	0.079	0.271	0.823	0.012	0.008	0.444	8.784	0.599	1.046	0.066	0.216	1.903	0.016	Kalan	8.69
	KM-8 (1.5Co)	0.079	0.241	0.776	0.013	0.007	0.427	8.579	0.528	1.649	0.060	0.207	2.000	0.014	Kalan	6,98
	Filmaşın	0,050 0,080	- 0,050	0,350 0,600	- 0,010	- 0,010	- 0,120	- 0,120	- 0,120	-	-	- 0,030				-

Çizelge 6.2 Yalın kaynak metali hidrojen analizi sonuçları

Numune	Akım (A)	%Nem/Sıcaklık °C	Hidrojen Miktarı ml / 100 gr	Ort. H (ml / 100 gr)
KM-1	130-140	33/15	3.762-3.132-3.662-3.001	3.389
KM-2	130-140	40/27	3.743-3.701-3.228-3.912	3.646
KM-3	130-140	40/27	2.831-3.746-3.006-3.912	3.774
KM-4	130-140	33/15	3.553-2.845-2.992-3.214	3.151
KM-5	130-140	55/25	3.333-3.814-4.00-3.614	3.690
KM-6	130-140	30-28	3.242-3.002-3.912-3.553	3.427
KM-7	130-140	30-28	2.892-3.610-4.003-3.910	3.604
KM-8	130-140	30-28	3.006-3.550-3.007-3.913	3.369

6.1.1 Kaynak cürufu analiz sonuçları

Kaynak metali üretiminde alaşımlandırma işlemi örtü maddesine ilave edilen alaşım elementleri ile gerçekleştirildiğinden kaynak cürufuna karışan elementlerin belirlenmesi amacıyla cüruf analizi yapılmıştır. Kaynak cüruflarının bileşimi XRF analiz yöntemi ile belirlenmiş ve Çizelge 6.3 (bileşik) ve Çizelge 6.4'de (elementel) gösterilmiştir. Yapılan analiz sonuçlarından görüldüğü gibi bazik karakterli olan örtü bileşimi ile yoğun miktarda kalsiyum tespit edilmiştir. Bununla birlikte kaynak metali alaşımlandırılması amacıyla örtüye katılan bazı elementlerin de yanarak cürufa karıştığı tespit edilmiştir.

Yapılan mikroyapı karakterizasyonlarında örtü maddesine katılan alaşım elementlerinden kaynaklanan olumsuz bir yapıya rastlanılmamıştır. Gerek yapılan kimyasal analiz sonuçlarında gerekse mikroyapı incelemelerinde alaşım elementlerinin belirlenen bileşimde ve homojen olarak kaynak metalinde bulunduğu tespit edilmiştir.

Çizelge 6.3 Curuf analizi XRF sonuçları (Bileşik)

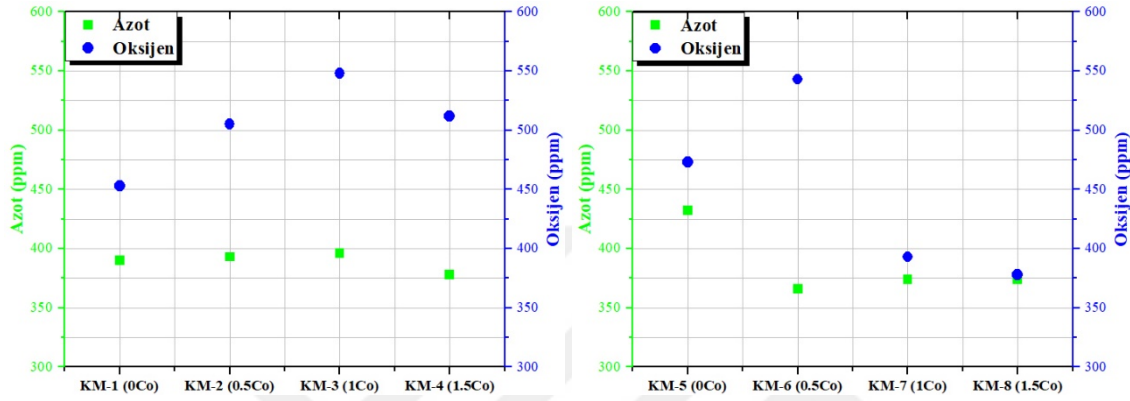
Bileşen	F	Na ₂ O	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	P ₂ O ₅	SO ₃	K ₂ O	CaO	TiO ₂	Cr ₂ O ₃	MnO
%	16.4	1.05	0.151	0.530	18.0	0.0065	0.0389	1.64	41.9	7.46	3.91	4.24
Intensity/Şiddet	1.6196	2.1577	0.8030	7.5831	245.3345	0.1862	1.0043	42.0893	850.2489	26.7124	42.3740	83.9464
Bileşen	Fe ₂ O ₃	Co ₂ O ₃	NiO	CuO	Rb ₂ O	SrO	Y ₂ O ₃	ZrO ₂	Nb ₂ O ₅	MoO ₃	WO ₃	
%	3.73	0.0172	0.0104	0.0056	0.0038	0.0262	-	0.0532	0.761	0.0170	0.0647	
Intensity/Şiddet	101.4888	0.6457	0.5698	0.3941	1.2346	8.9957	1.0765	22.0627	60.8362	6.7396	1.8230	

Çizelge 6.4 Curuf analizi XRF sonuçları (Elementel)

Bileşen	F	Na	Mg	Al	Si	P	S	K	Ca	Ti	V	Cr
%	18.0	1.13	0.105	0.423	10.9	0.0032	0.0187	2.25	43.5	7.54	0.280	4.41
Intensity/Şiddet	1.5452	2.4964	0.7257	8.9157	243.5052	0.1603	0.9542	49.1379	822.5395	27.4421	2.1386	8.6907
Bileşen	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	W
%	5.61	4.48	0.0451	0.0182	0.0063	0.0084	0.0392	0.00174	0.0662	1.05	0.0194	0.0910
Intensity/Şiddet	84.1977	101.1905	1.3611	0.7146	0.3151	1.6830	8.9440	0.8869	21.1563	66.9841	6.7071	1.8232

6.1.2 Kaynak metali N/O analizi sonuçları

Üretimi gerçekleştirilen bütün kaynak metallerinin azot (N) ve oksijen (O) analizleri yapılmış ve sonuçları Şekil 6.1’de verilmiştir. Kaynak metallerinde bulunan azot miktarı P91 ve P92 çeliğindeki benzer şekilde 400 ppm civarındadır. Ancak oksijen miktarı P91 ve P92 çeliğine oranla yüksek çıkmıştır.



Şekil 6.1 Kaynak metallerine ait N/O analiz sonuçları

Yapılan test sonuçlarında kaynak metallerindeki maksimum oksijen miktarı 550 ppm civarında tespit edilmiştir.

6.2 Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı karakterizasyonunda üretilen 8 farklı kaynak metalinin 3 farklı dağılayıcı kullanılarak incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca esas metal olan P92 malzemesinin mikroyapı incelemelerinde Lepera ve modifiye LBII dağılayıcısı kullanılarak renkli metalografi çalışması yapılmıştır. Bunun yanında üretimi gerçekleştirilen elektrodların esas metal ile uyumunun belirlenmesi amacıyla, KM-1 ve KM-4 ile kodlanmış kaynak metalleri esas metal olarak Gr 91 malzemesi kullanılarak kaynaklı bağlantılar üretilmiş ve EBSD analizi yapılmış, kaynaklı bağlantı mikroyapı karakterizasyonu ile ilgili bölümde açıklanmıştır.

6.2.1 Esas metal P92 mikroyapı karakterizasyonu

Kimyasal bileşimi Çizelge 6.5’de verilen P92 malzemesinin mikroyapı ve faz dönüşüm özelliklerinin belirlenmesi amacıyla, ısıl işlem, mikroyapı ve sertlik testi incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Östenitleme esnasında bölgesel olarak oluşabilen dekarbürize bölgenin aşındırılması için minimum 1mm civarında zımparalama işlemi yapılmıştır P92 için yapılan deneme çalışmalarında malzemeye ait yapılan ısıl işlemler ve sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 6.2 ve Şekil 6.3’de verilmiştir.

Çizelge 6.5 Mikroyapı incelemesi gerçekleştirilen P92 malzemesi kimyasal bileşimi

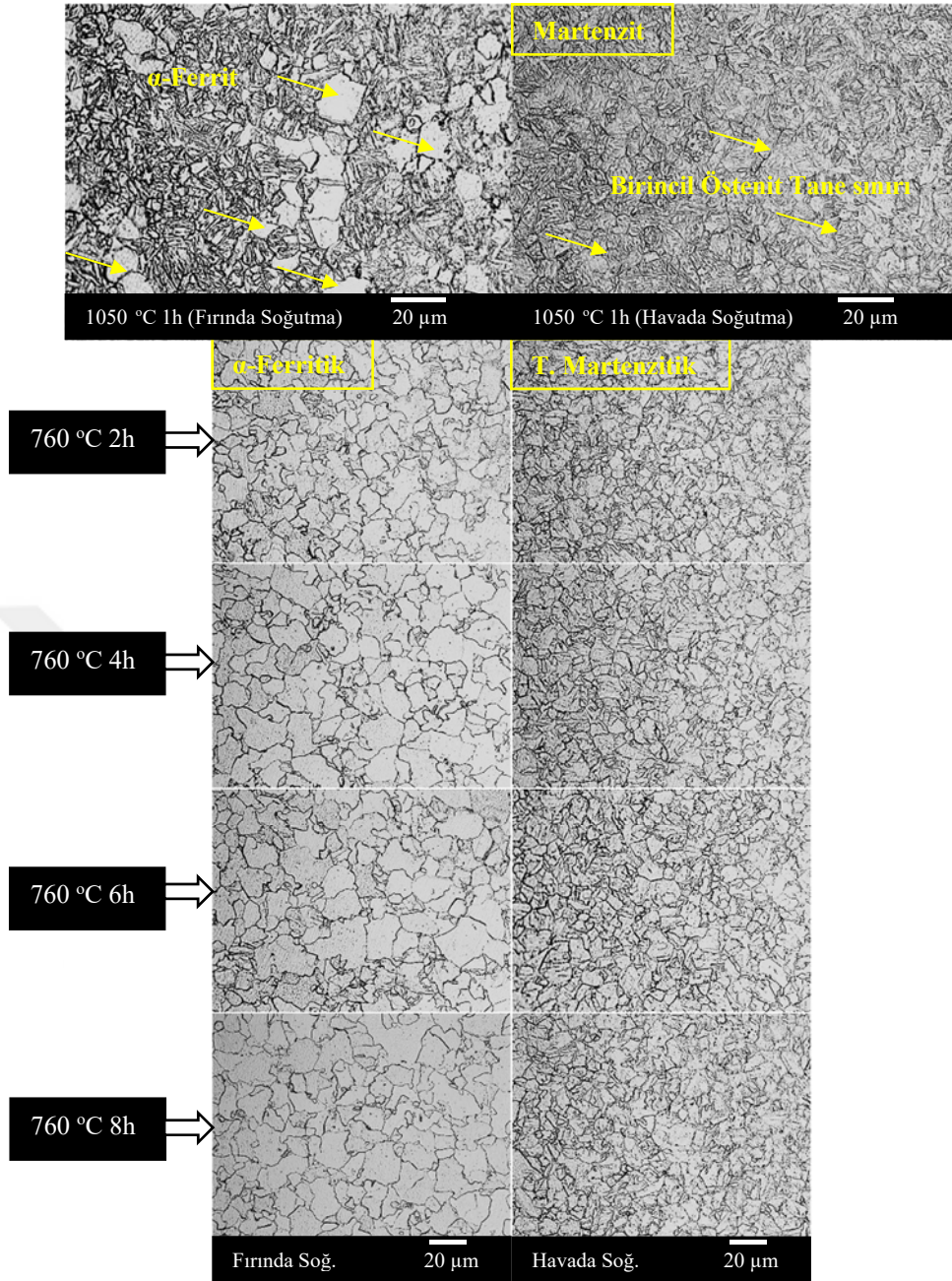
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	W
0.06	0.49	0.53	0.005	<0.005	8.84	0.41	0.26	0.08	0.20	1.62

1050 °C’de 1 h östenitleyip fırında soğutulan P92 esas metalin mikroyapısında; α -ferrit ve çok az da olsa bir miktar martenzit fazları görülmüştür. Oluşan ferrit fazı eş aksenal küresel formdadır ve oldukça belirgin tane sınırlarına sahiptir.

1050 °C 1 h östenitleyip havada soğutulan P92 esas metal martenzitik bir mikroyapıya sahiptir. Mikroyapıda ayrıca birincil östenit tane sınırı olarak isimlendirilen belirgin sınırlar vardır. Ayrıca çita sınırlarının da gözlemlendiği mikroyapıda çökelti veya karbürler optik mikroskopun büyütme kapasitesi dolayısıyla karakterize edilememiştir.

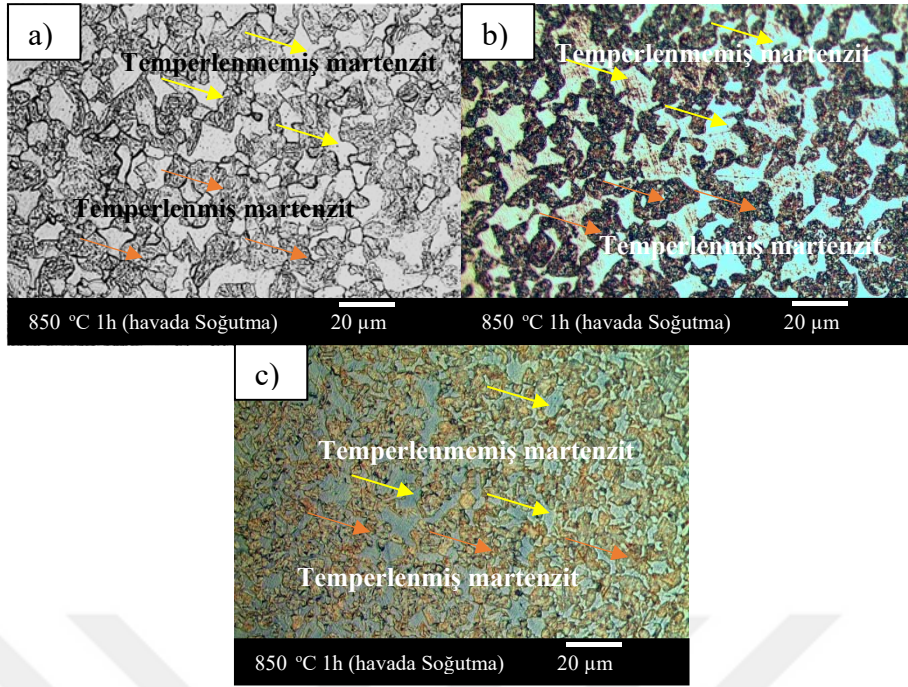
Fırında soğutulan P92 esas metalin 760 °C’de 2-4-6-8 h süresince yapılan temperleme sonrası çeliğin eş aksenal küresel formdaki ferritik mikroyapısını koruduğu ayrıca ısıl işlem süresinin artmasıyla tanelerin irileştiği gözlenmiştir.

Havada soğutulan P92 esas metalin 760 °C’de 2-4-6-8 h süresince yapılan temperleme ısıl işlemi sonrasında bütün numunelerin temperlenmiş martenzitik yapıya sahip olduğu gözlenmiştir. Fırında soğutulan numunelerde karşılaşılan tane irileşmesi bu numunelerde gözlenmemiştir. Ayrıca havada soğutulan numunenin mikroyapısında görülen iğnesel yapının temperleme sonrası daha az belirgin hale gelmiştir.



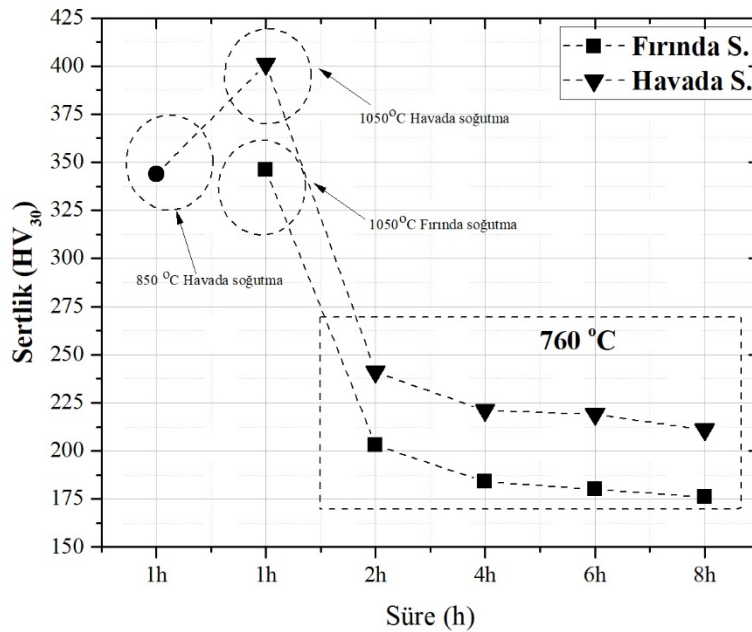
Şekil 6.2 P92 Malzemesine uygulanan ısı işlemler ve mikroyapıları

Pikrik HCI ile yapılan dağlama sonucunda temperlenmemiş martenzit fazı beyaz renkli olarak ortaya çıkarken temperlenmiş martenzit fazı ise koyu renkli bölgeler olarak tespit edilmiştir. Lepera renkli dağlama ile yapılan mikroyapı incelemesinde ise temperlenmemiş martenzit beyaz olarak ortaya çıkarken temperlenmiş martenzit koyu kahverengi olarak gözlenmiştir. Modifiye LB2 dağlayıcısı ile yapılan renkli dağlama ise Lepera dağlayıcısına benzer özellikler tespit edilmiş ancak renkli dağlamada fazların belirgin olarak elde edilmesi Lepera dağlayıcısı kullanılarak tespit edilebilmiştir.



Şekil 6.3 P92 malzemesinin Ac_1 - Ac_3 çift fazlı bölgesinde uygulanan ısıl işlem sonrası farklı dağlayıcılar kullanılarak elde edilmiş mikroyapıları, a) Pikrik HCl, b) Lepera (Renkli) c) Modifiye LB2 (Renkli)

Ac_1 ve Ac_3 arasında yapılan ısıl işlem sonrası beklenildiği gibi yapı temperlenmemiş ve temperlenmiş martenzit fazından oluştuğu görülmüştür. Temperlenmemiş martenzit fazının poligonal morfolojide olduğu ve fırında soğutulan numunelerde görülen eş eksenli ferritik yapıdan belirgin bir şekilde farklı olduğu görülmüştür.



Şekil 6.4 P92 esas metalde ısıl işleme bağlı olarak yapılan sertlik ölçüm sonuçları

P92 esas metale uygulanan ısıl işlemler ve sonrasında yapılan sertlik ölçümleri Şekil 6.4'de verilmiştir. Östenitleme ısıl işlemi sonrasında hem fırında hem de havada soğutulan numunelerde ısıl işlem süresine bağlı olarak sertlik değerinde bir miktar düşüş gerçekleşmiştir.

6.2.2 Kaynak metali mikroyapı karakterizasyonu

Çalışmada üretilen kaynak metallerinin mikroyapı incelemeleri optik mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Geçirimli Elektron Mikroskobunda (TEM) yapılmıştır. SEM incelemelerinde ayrıca mikroyapıda bulunan inklüzyon ve bazı çökeltilerin analizleri için EDX yönteminden yararlanılmıştır. Mikro yapı incelemelerinin yanında kaynak metalinde dikişlerin konumunun da ifade edilmesi amacıyla makro incelemeler gerçekleştirilmiş ve Şekil 6.5'de verilmiştir. Kaynak metali mekanik özelliklerinin kaynak dikişlerinden ve kaynak dikişlerinin konumundan etkilenmemesi için bütün kaynak metalleri benzer dikiş kalınlığı ve benzer dikiş sırası ile üretilmiştir.



Şekil 6.5 % 0.8Ni ve 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait makro fotoğraflar (dağlama $FeCl_3$)

6.2.2.1 Optik mikroskop karakterizasyonu

Optik mikroskop incelemelerinde 3 farklı dağlayıcı kullanılarak mikroyapı incelenmiştir. Yapılan çalışmalarda bütün kaynak metallerinin temperlenmiş martenzitik bir yapıda bulunduğu tespit edilmiştir. Ayrıca Cr_{Fe} yüksek olan kaynak metalinde (KM-5, KM-6) yüksek oranda delta ferrit fazı tespit edilmiştir. Kaynak metali üretimlerinde çok pasolu kaynak yöntemi kullanıldığından dolayı dentritik katılaşma ve hücresel tip katılaşma meydana geldiği belirlenmiştir. Kaynak metali üretimlerinde Cr_{Fe} düşük olan kaynak metallerinde dahi bölgesel ısı girdisi farkından dolayı düşük miktarda ($< 2\%$)

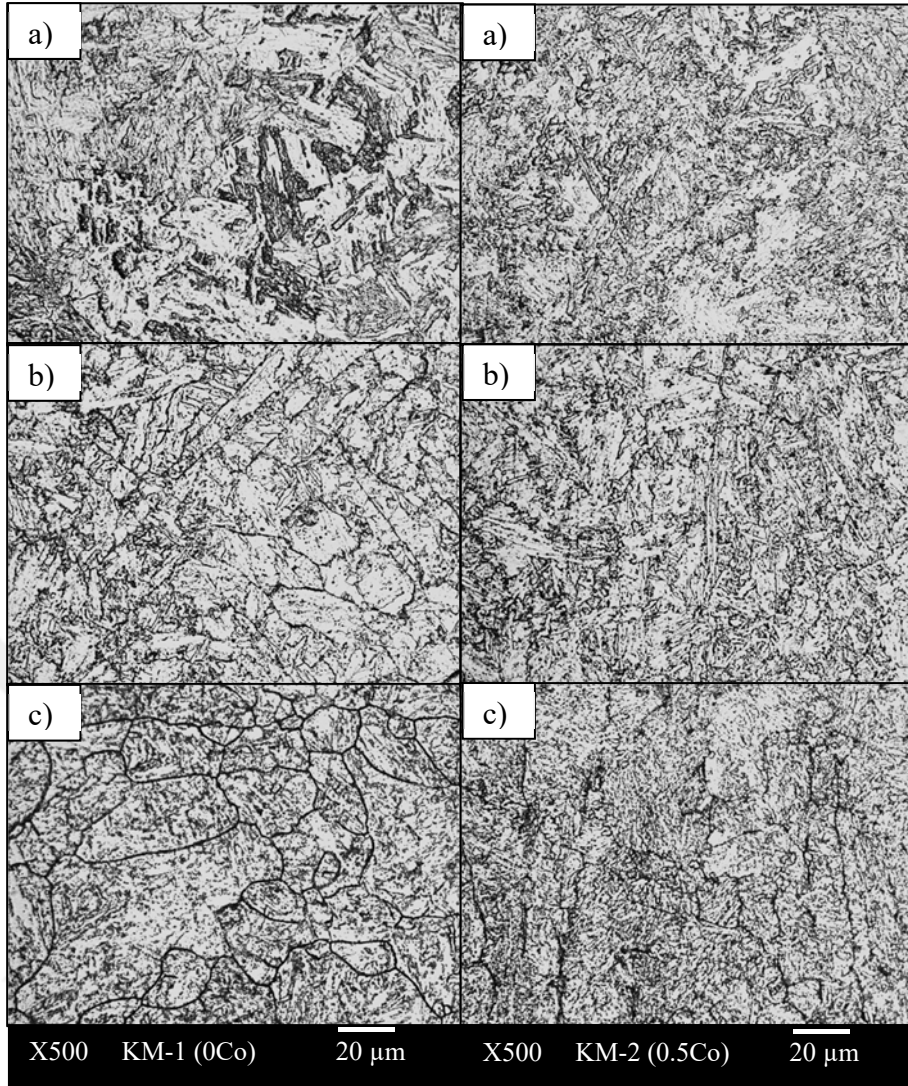
delta ferrit fazı tespit edilmiş ve farklı bölgelere ait daha geniş alanların ifade edildiği mikroyapı örnekleri EK-1 de verilmiştir.

5 gr $FeCl_3$ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol ile yapılan dağlama sonucunda temperlenmiş martenzitik yapı ve delta ferrit (beyaz renkli <math>< 2\%</math>) fazları ortaya belirgin şekilde çıkartılmıştır. Bu dağlama metoduyla yapılan incelemelerde kaynak metali katılaşması esnasında meydana gelen birincil östenit tane sınırları belirgin olarak ortaya çıkartılmamıştır. Ancak temperlenmiş martenzit fazına ait çita (lath) sınırları belirgin olarak gözlemlenebilmiştir.

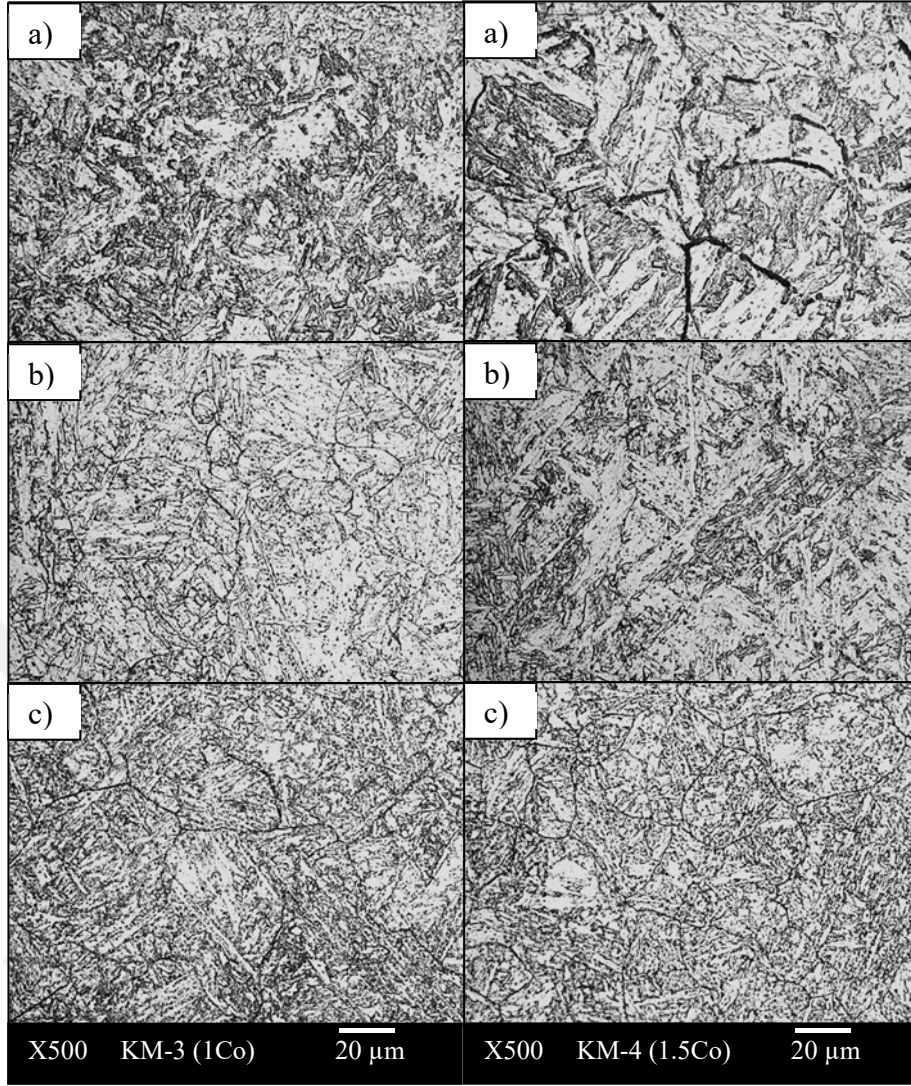
Şekil 6.6'da KM-4 (1.5Co) kodlu numunenin incelenmesinde koyu renkli faz tespit edilmiştir. Bu fazın birincil östenit tane sınırlarında oluşan alaşım elementi olarak fakirleşmiş küresel ferrit fazı olduğu düşünülmektedir. Bu dağlayıcı ile yapılan optik mikroskop incelemesinde karbürlerin ve inklüzyonların tespiti mümkün olmamıştır. Bu durum optik mikroskobun büyütme kapasitesinin sınırlı olmasından kaynaklanmıştır çünkü elektron mikroskobu incelemelerinde karbür ve inklüzyonlar tespit edilmiştir.

2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol ile yapılan dağlamada hücreyel katılaşmış bölgelerdeki birincil östenit tane sınırları tespit edilmiş ve zayıf bir şekilde kaynak metalinde bulunan karbürlerin ve inklüzyonların ortaya çıktığı belirlenmiştir. Ayrıca bu dağlama sonucunda da delta ferrit fazı beyaz renkli olarak düşük miktarda (<math>< 2\%</math>) ortaya çıkmıştır. Bu dağlayıcının araştırmada kullanılan dağlama çözeltileri arasında en uygunu olduğu söylenebilir.

Elektrolitik 10 gr okzalik asit + 90 ml saf su ile yapılan dağlama sonucunda birincil östenit tane sınırları belirgin bir şekilde ortaya çıkmış ve karbürler daha belirgin bir şekilde tespit edilmiştir. Bu dağlama sonucunda da bütün kaynak metalllerinde düşük miktarda (<math>< 2\%</math>) delta ferrit fazı beyaz renkli olarak ortaya çıkmıştır.



Şekil 6.6 0.8Ni içeren yalın kaynak metallere ait mikroyapı fotoğrafları
a- 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol
b-2.5 gr Pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol
c- Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su

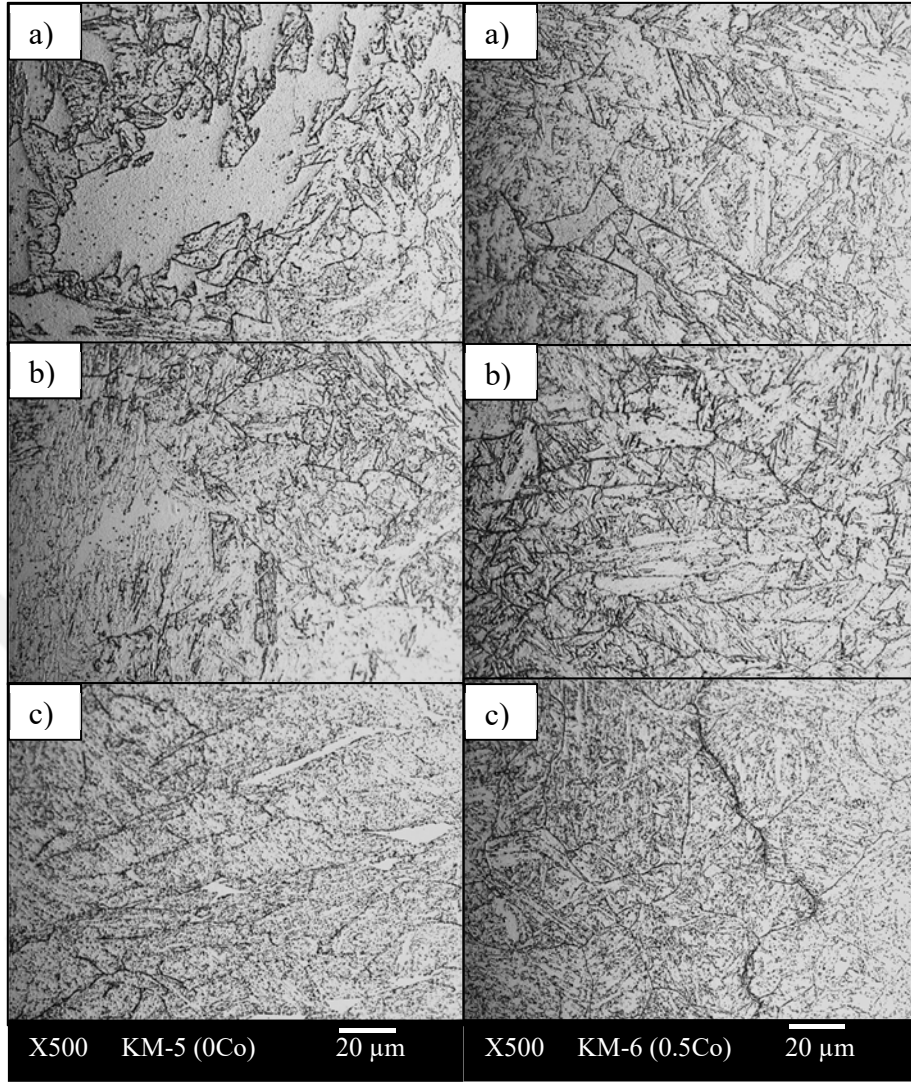


Şekil 6.6 (devam ediyor)

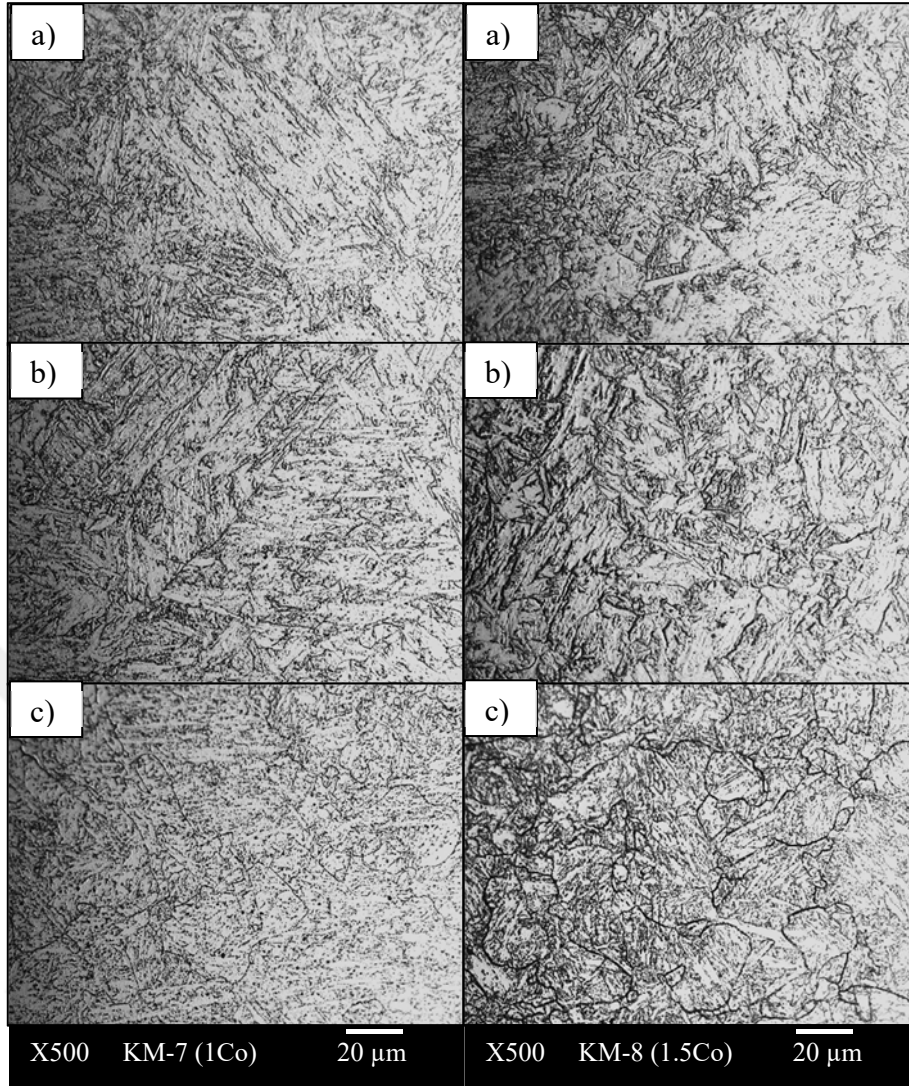
a- 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol

b-2.5 gr Pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol

c- Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su



Şekil 6.7 0.4Ni içeren yalın kaynak metallerine ait mikroyapı fotoğrafları
a- 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol
b-2.5 gr Pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol
c- Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su



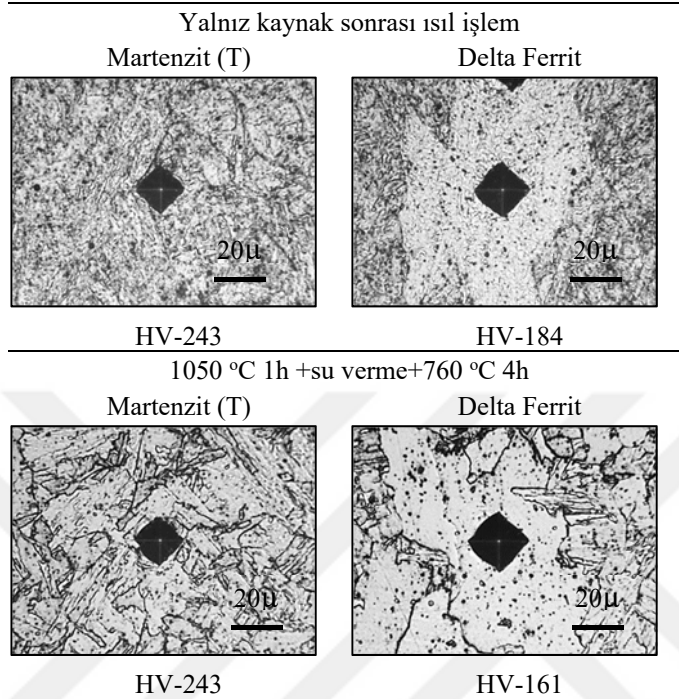
Şekil 6.7 (devam ediyor)

- a- 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol
 b- 2.5 gr Pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol
 c- Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su

Mikroyapı fotoğraflarından görüldüğü gibi 3 farklı dağlayıcıda da delta ferrit fazı açık renkli (beyaz) olarak ortaya çıkmış ve matristen belirgin bir şekilde farklı olarak tespit edilmiştir. KM-5 kodlu Cr_{ES} yüksek olduğu kaynak metalinde daha belirgin olarak ortaya çıkan delta ferrit fazı içerisinde çökelti benzeri parçacıklar tespit edilmiştir. Bu parçacıkların karbür/nitrür olmadığı matriste ve delta ferrit fazında oluşan küresel oksit inklüzyonları olduğu SEM EDX incelemeleri ile belirlenmiş ve ilgili bölümde açıklanmıştır.

Litetatürde delta ferrit fazının ısı ile giderilemediği belirtilmiştir. Oluşan fazın literatürde belirtilen şekilde delta ferrit fazı olup olmadığının belirlenmesi amacıyla kobalt içermeyen yalın kaynak metaline 760 °C 4h süren kaynak sonrası ısı ilemin ardından 1050 °C sıcaklıkta 1h östenitleme ısı ilemi uygulanmış sonrasında suda

soğutulmuş 760 °C sıcaklıkta 4h temperleme ısıl işlemi yapılarak matris fazı olan temperlenmiş martenzitik yapının ve delta ferrit fazının sertlikleri belirlenmiştir. Şekil 6.8 yapılan ısıl işlemler ve mikro sertlik sonuçlarını göstermektedir.



Şekil 6.8 Delta ferrit fazının ısıl işlemle değişimi

Görüldüğü gibi delta ferrit fazı ısıl işlemle giderilmemiştir. Karbürlerin çözünme sıcaklığının üstünde yapılan östenitleme işlemiyle matris yapının irileştiği ancak sertliğinde bir değişiklik olmadığı belirlenmiştir bununla birlikte delta ferrit fazının sertliğinde bir miktar azalma görülmüştür. Optik mikroskop ve elektron mikroskobu incelemelerinden Co elementinin $C_{TEŞ}$ 'i düşürdüğü ve delta ferrit oluşumunu engellediği tespit edilmiştir.

6.2.2.2 Elektron mikroskobu (SEM) karakterizasyonu

Elektron mikroskobu incelemeleri 0.8Ni içeren kaynak metalleri için 3 farklı dağlayıcı ile yapılmış ve birincil östenit tane sınırı çita sınırı ve karbürleri en iyi karakterize etmeyi sağlayan dağlayıcının tespit edilmesi amaçlanmıştır. Şekil 6.9'da KM-1 kodlu numuneye ait 3 farklı dağlayıcı kullanılarak elde edilmiş elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir.

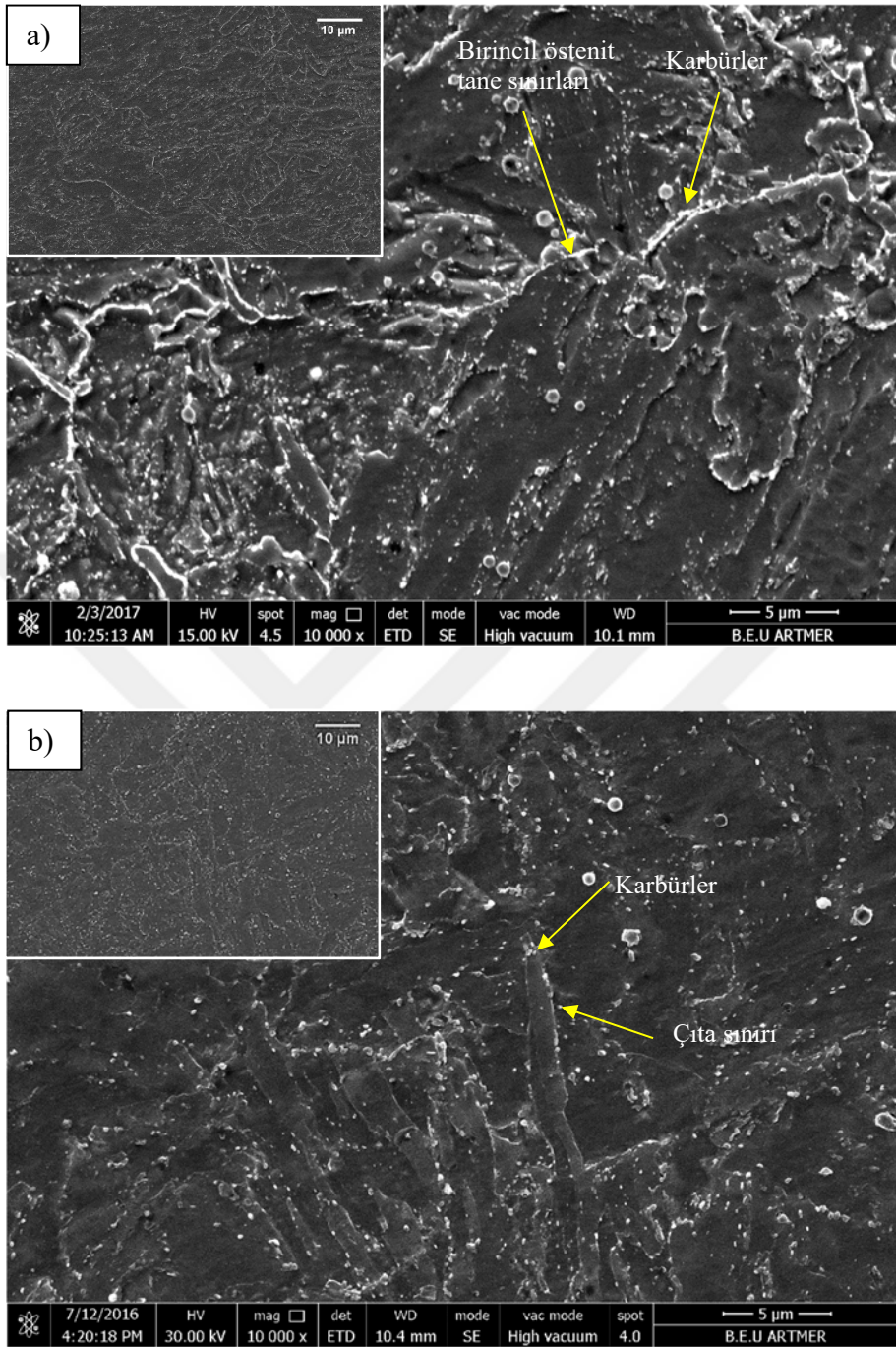
5 gr FeCl_3 + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol kullanılarak yapılan dağlama neticesinde mikroyapıda karbürler beyaz renkte ortaya çıkmıştır. Martenzit çıta sınırları ve birincil östenit tane sınırları bu bölgelerde yoğun olarak çökelen karbürler neticesinde belirgin olarak ortaya çıkmıştır.

2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol ile yapılan dağlama neticesinde aşırı bir fark olmamakla beraber karbürler ve martenzit çıta sınırları daha belirgin olarak ortaya çıkmıştır.

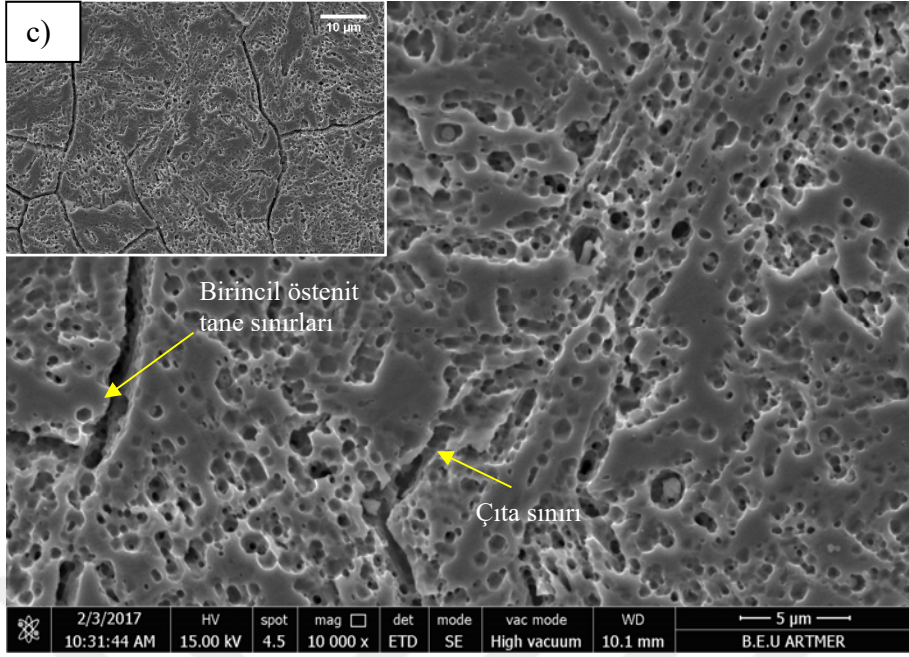
10 gr okzalik asit + 90 ml saf su kullanılarak elektrolitik olarak yapılan dağlamada östenit tane sınırları ve karbür/matris, inklüzyon/matris ara yüzeyleri aşırı dağlanarak yanmıştır.

Okzalik asit dışındaki dağlayıcılar ile KM-2, KM-3, KM-4 kodlu kaynak metallerine ait elektron mikroskobu incelemeleri yapılmış ve Şekil 6.9-Şekil 6.12'de verilmiştir.

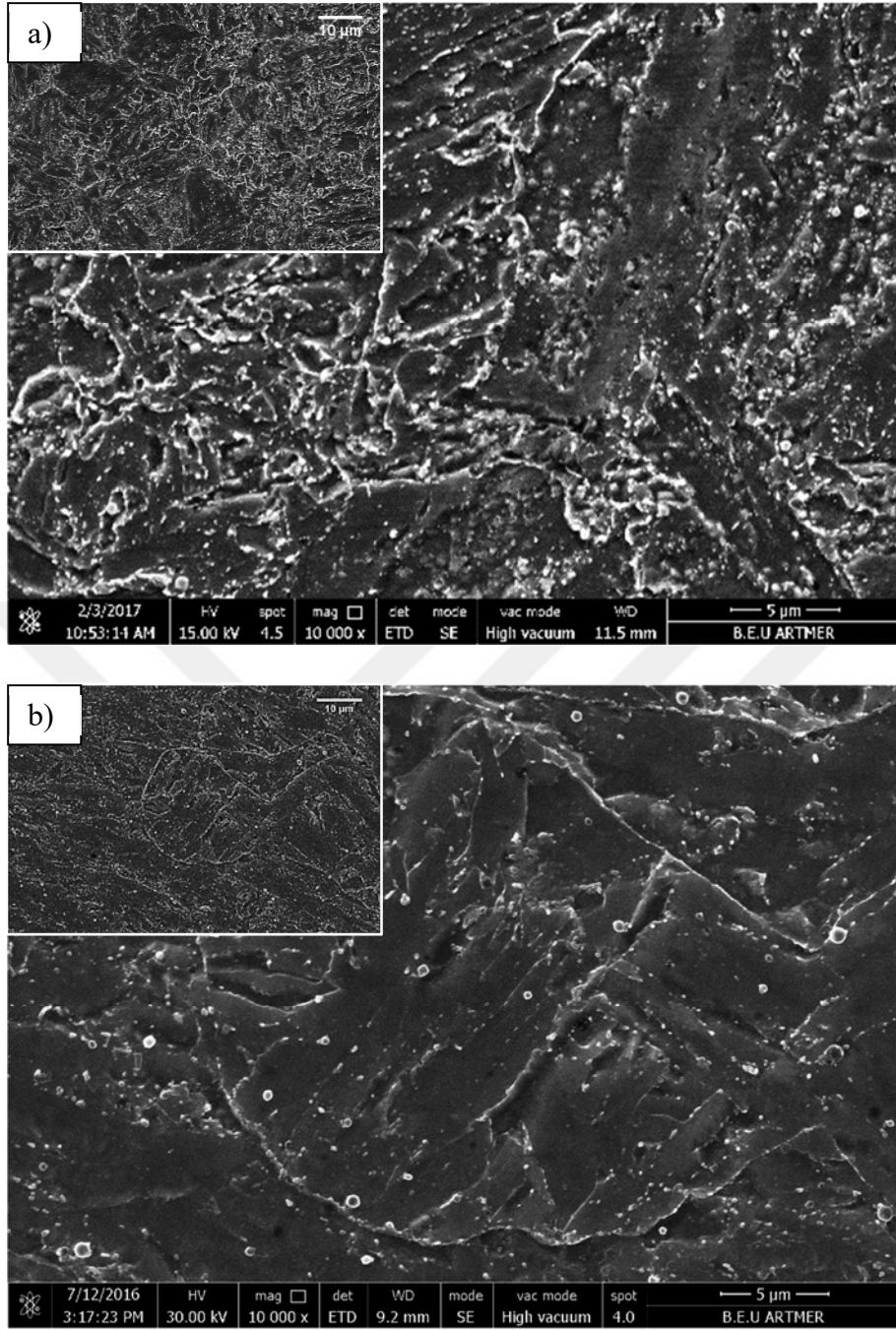
Elektron mikroskobu incelemelerinde (SEM) farklı boyutlarda küresel şekilli bölgeler tespit edilmiştir. Küresel bölge sınırlarında yoğun şekilde karbürler tespit edilmiştir bu bölgelerin kaynak metalinin katılaşması esnasında oluşan birincil östenit tane sınırları olduğu düşünülmektedir.



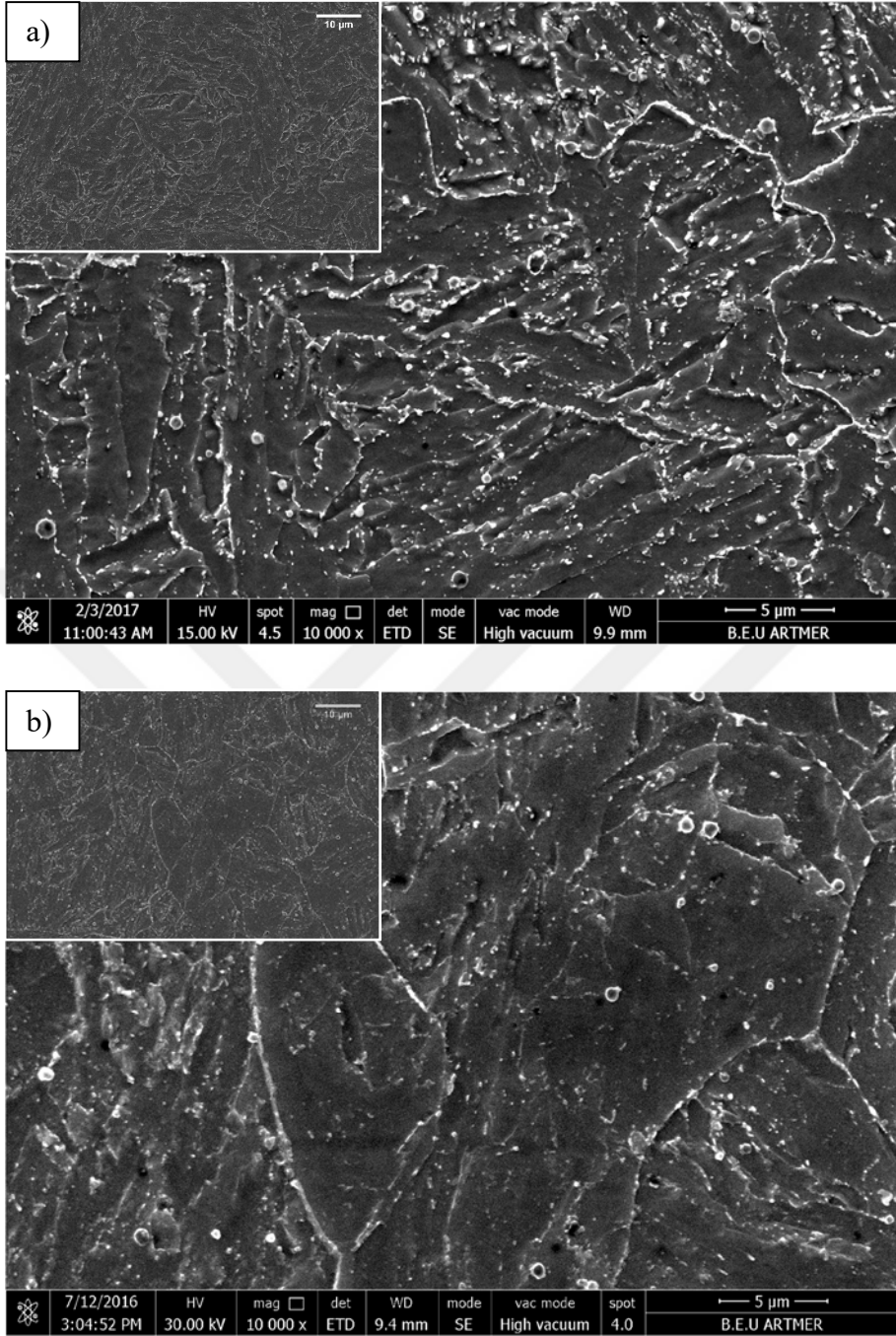
Şekil 6.9 Farklı dağılayıcılarla elde edilmiş KM-1 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri
a) 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol b) 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol
c) elektrolitik 10 gr okzalik asit + 90 ml saf su



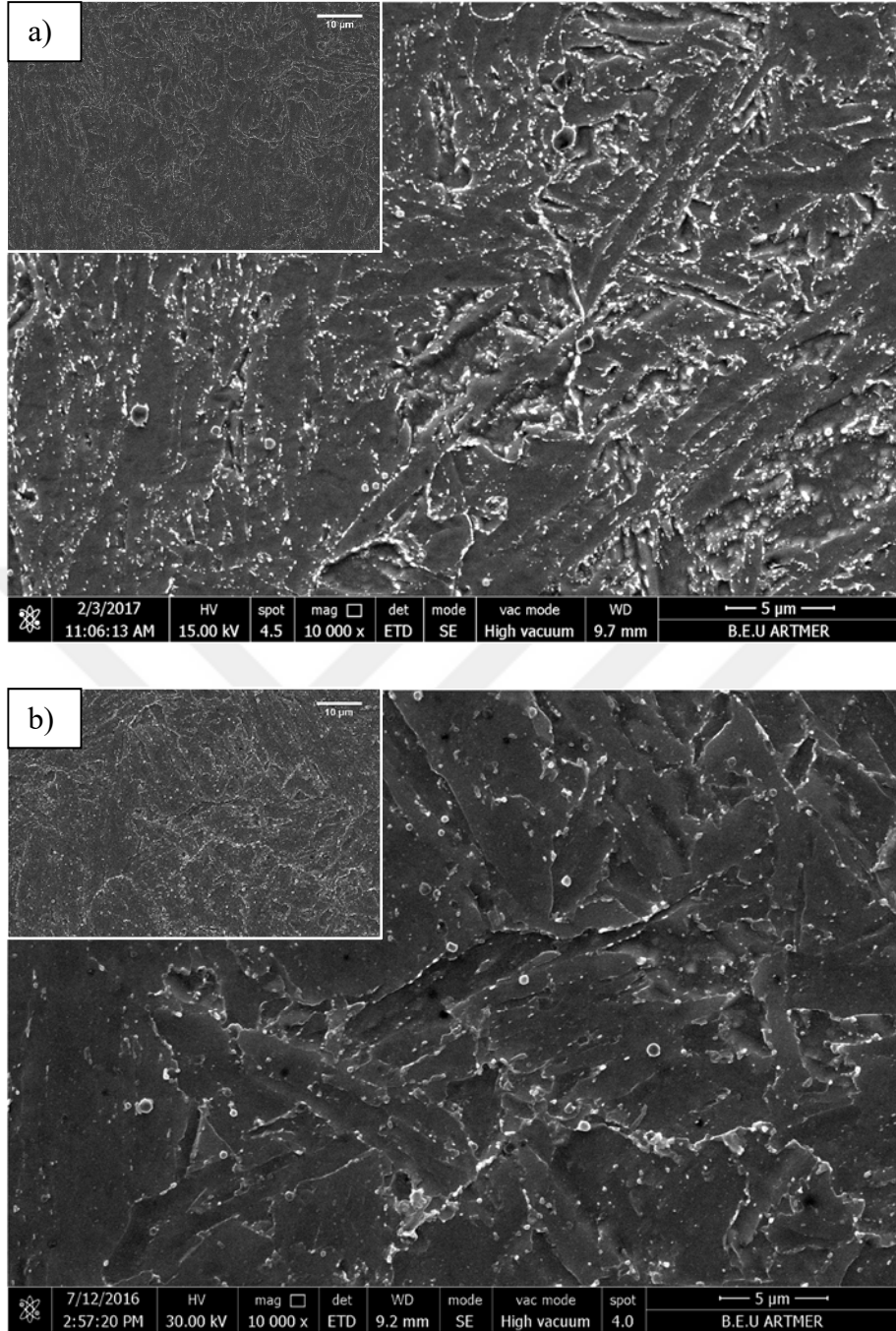
Şekil 6.9 (devam ediyor)



Şekil 6.10 0.8Ni ve 0.5Co içeren KM-2 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağılama;
a) 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol b) 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol



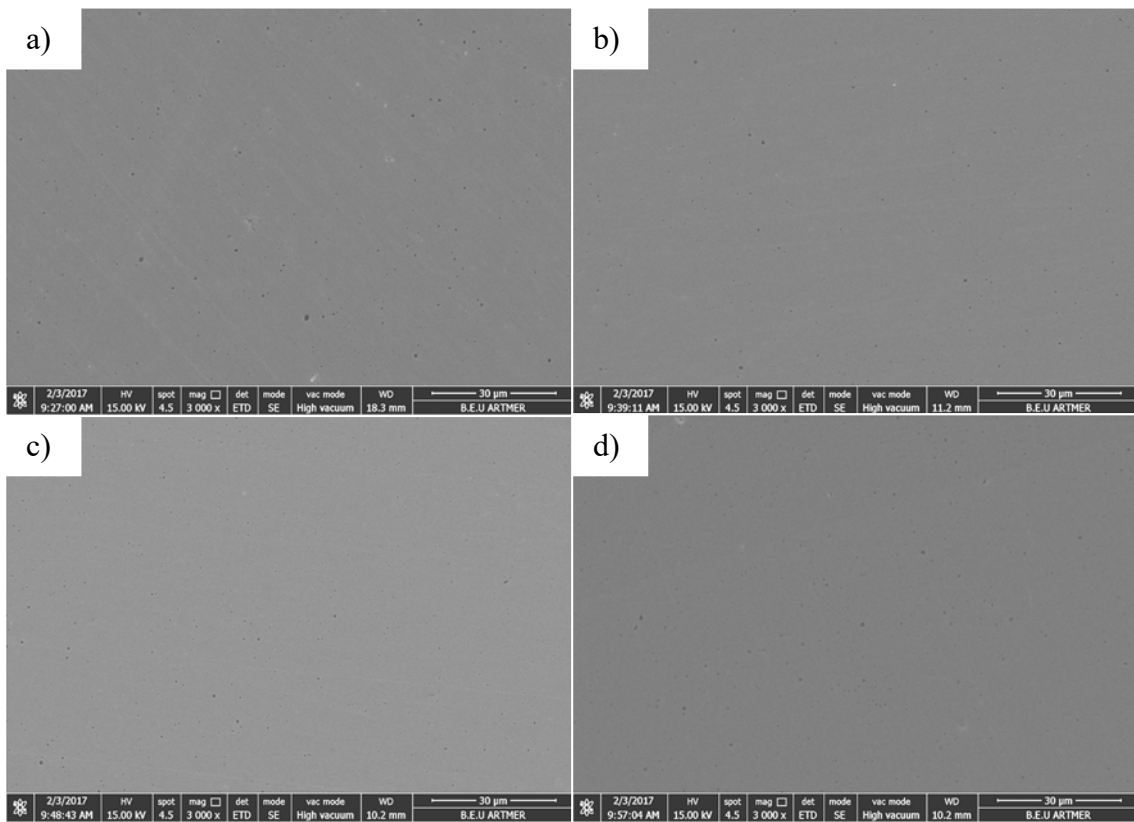
Şekil 6.11 0.8Ni ve 1Co içeren KM-3 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağlama;
a) 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol b) 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol



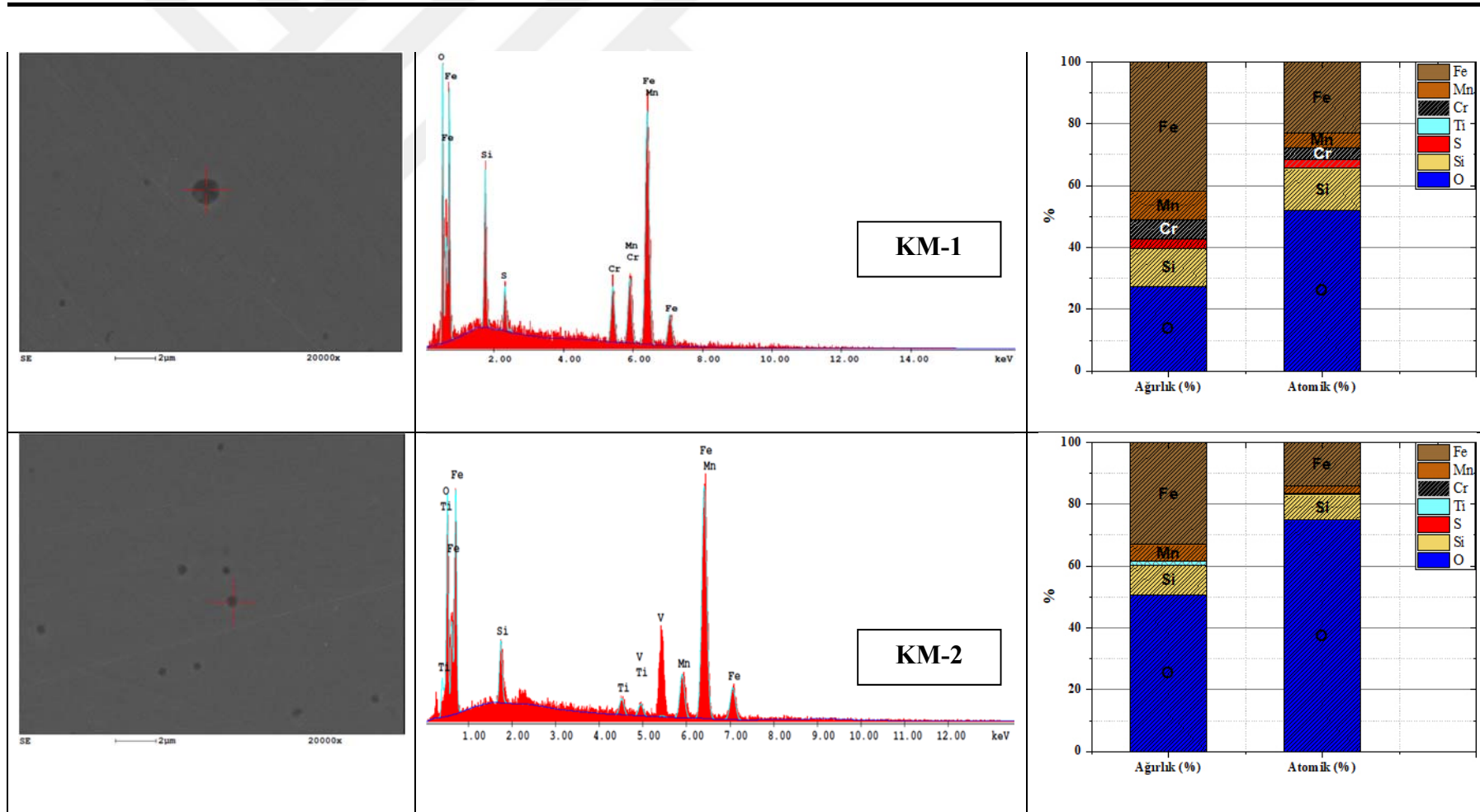
Şekil 6.12 0.8Ni ve 1.5Co içeren KM-4 kodlu kaynak metaline ait SEM görüntüleri dağlama; a) 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol b) 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol

Kaynak metallerinde bulunan inklüzyonlar elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Şekil 6.13’de X3000 büyütme ile parlatılmış haldeki kaynak metalleri incelenmiş ve inklüzyonlar dışında herhangi bir süreksizliğe rastlanılmamıştır. SEM incelemelerinde 2µ’un altında farklı dağılımlarda ve farklı boyutlarda inklüzyonlar tespit edilmiştir. Tespit edilen inklüzyonlar literatürde belirtilen şekilde küresel formda oksit inklüzyonlarıdır. 0.8Ni içeren kaynak metallerinde bulunan inklüzyonların analizi SEM EDX analizi ile

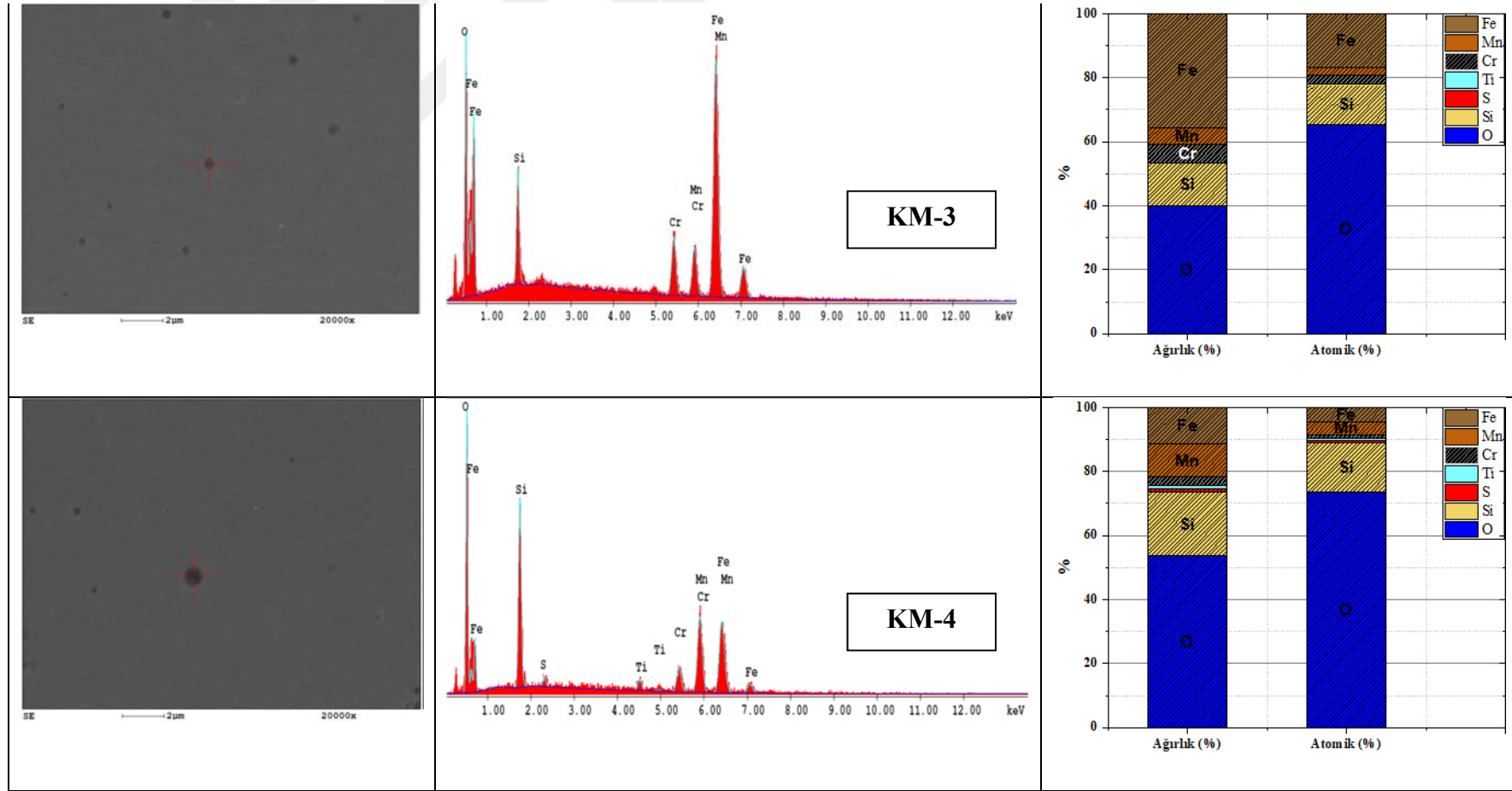
yapılmış, Şekil 6.14'de % atomik ve % ağırlık olarak ifade edilmiştir. Görüldüğü gibi oluşan inklüzyonlar küresel oksit ve oksit-sülfid inklüzyonlarıdır. Dağlanmamış halde SEM incelemesine siyah noktalar olarak görülmesine rağmen dağlandığında beyaz renkli olarak görülmektedirler. Şekil 6.15'de 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol ile dağlanmış halde karbürlerle beraber inklüzyonların SEM görüntüsü yer almaktadır, Şekil 6.16'da tespit edilen inklüzyonların bileşimleri verilmiştir. Görüldüğü gibi inklüzyonların boyutları karbürlerden büyük ve küresel şekildedir. Dağlanmamış halde yapılan SEM-EDX inklüzyon incelemelerine benzer şekilde oksit ve oksit-sülfid bileşiminde oldukları tespit edilmiştir.



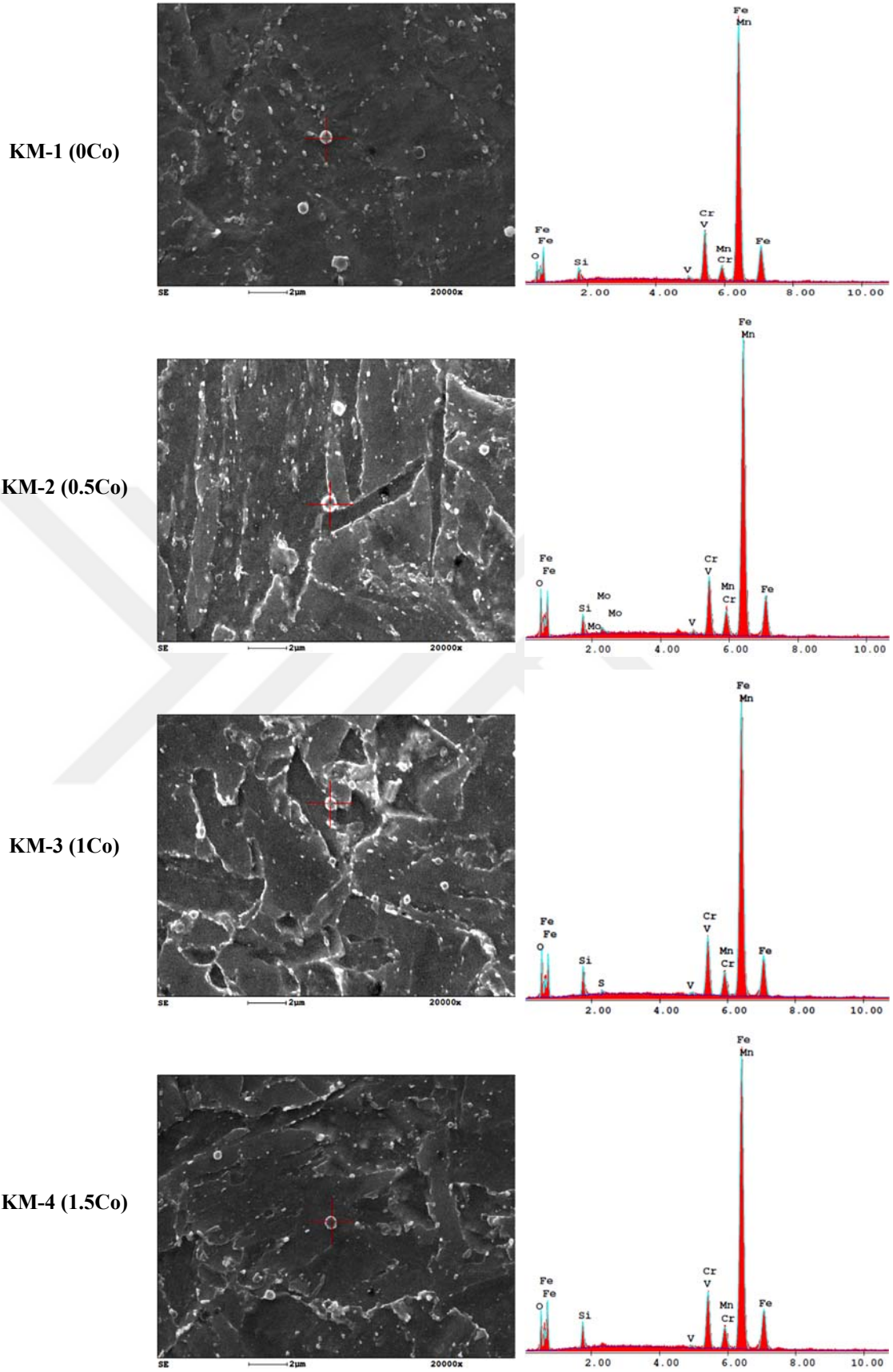
Şekil 6.13 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait dağlanmamış haldeki SEM görüntüleri
a) 0Co (KM-1), b) 0.5Co (KM-2), c) 1 Co (KM-3), d) 1.5Co (KM-4)



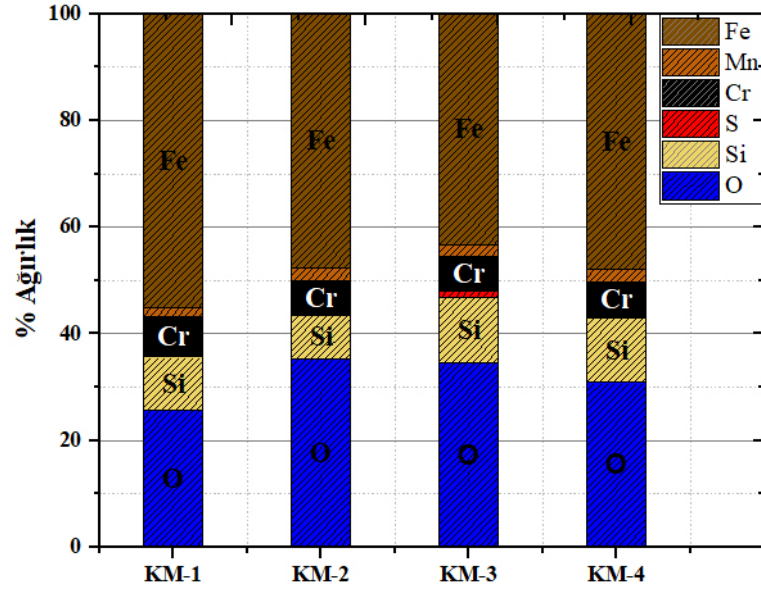
Şekil 6.14 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait inklüzyon EDX analizleri



Şekil 6.14 (devam ediyor)

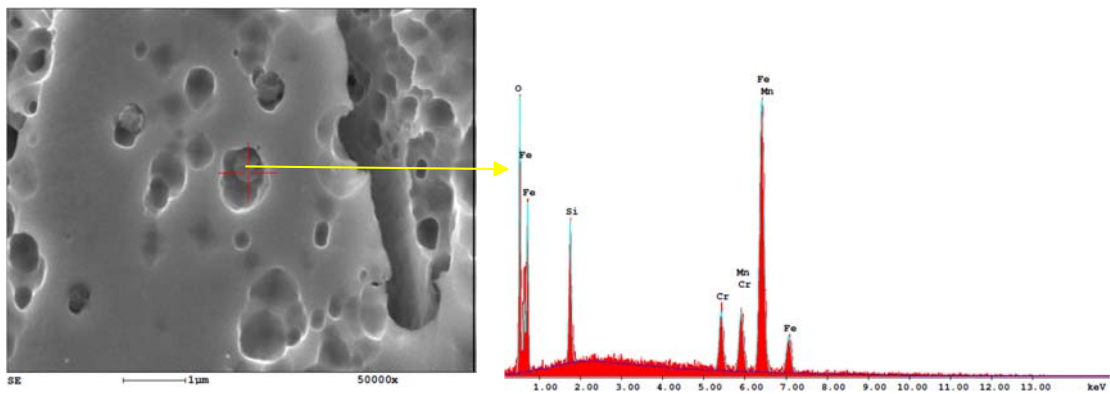


Şekil 6.15 Kaynak metallere bulunan oksit inklüzyonları ve EDX analizleri



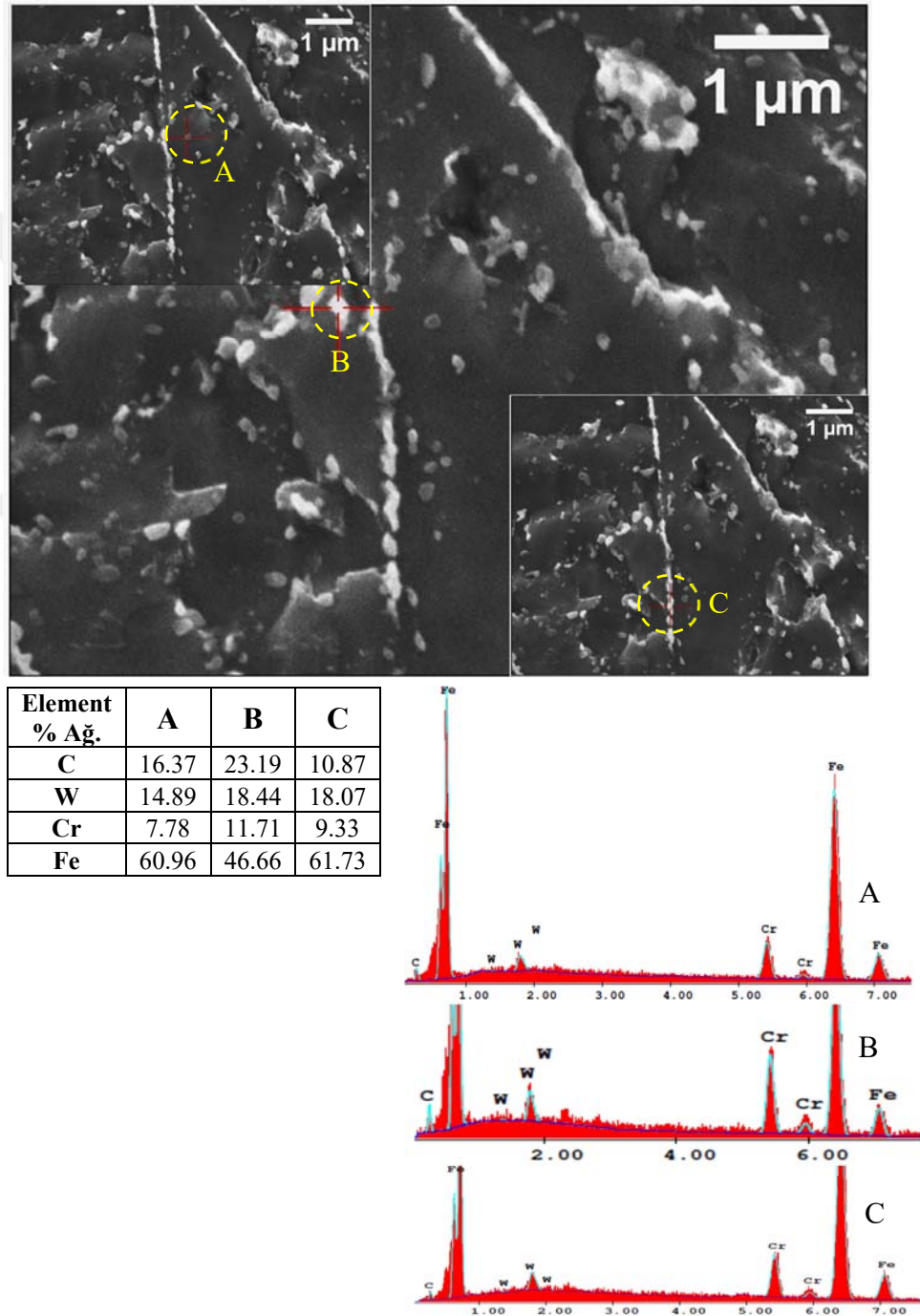
Şekil 6.16 Şekil 6.15’de gösterilen inklüzyonların EDX analiz sonuçları

Şekil 6.17’de elektrolitik 10 gr okzalik asit + 90 ml saf su kullanılarak yapılan dağlamada inklüzyon parçacığı EDX analizine göre ağırlık olarak O:37.05-Si:14.27-Cr:5.33-Mn:6.08-Fe:37.27 kadar bileşenler içermektedir. Görüldüğü gibi inklüzyon/matris, karbür/matris ve martenzit çıta sınırları enerjisi yüksek bölgeler olduğundan aşırı dağlanmıştır, buradan okzalik asidin temperlenmiş martenzitik yapıdaki karbür içeren bu tür malzemelerde SEM karakterizasyonu için uygun bir dağlayıcı olmadığı söylenebilir. Ancak optik mikroskop çalışmalarında tane sınırları ve çıta sınırlarının belirgin olarak ortaya çıkartması sebebiyle kullanılması uygun olabilir.

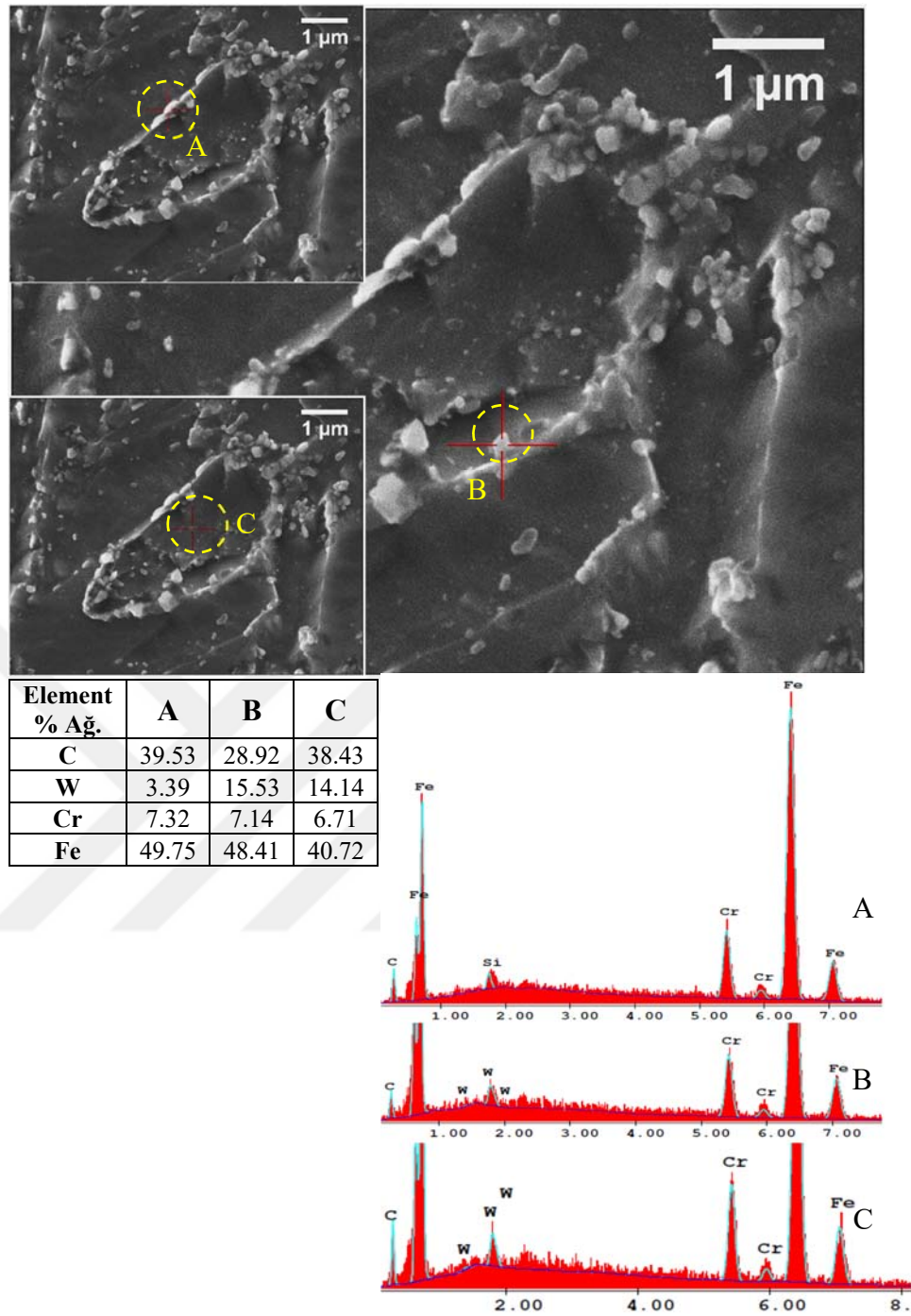


Şekil 6.17 KM-1 Kodlu numuneye ait okzalik asit ile dağlama sonucu inklüzyon/matris ara yüzeyinin görüntüsü

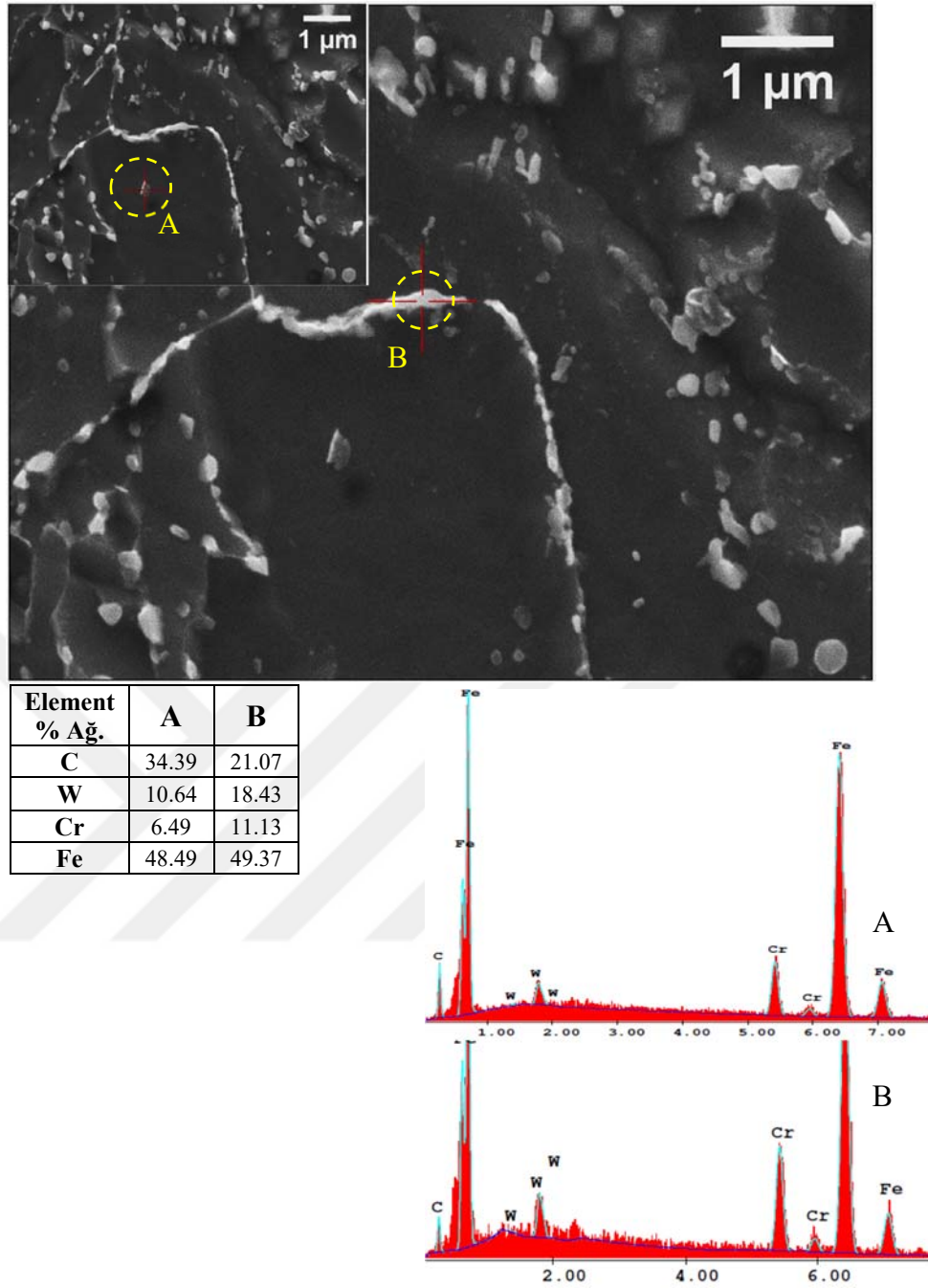
Şekil 6.18-Şekil 6.21’de Kaynak metalllerinde bulunan karbürlerin 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol ile dağlama sonrasında 50, 000 büyütme ile incelenmiş SEM görüntüleri ve EDX analiz sonuçları verilmiştir. Analiz yapılan karbürlerin bileşiminde yoğun olarak karbon, tungsten, krom ve demir elementleri tespit edilmiştir. Bu bileşim değerlerine göre bu karbürlerin M₂₃C₆ karbürü olduğu düşünülmektedir. Oksit bileşiklerinde bulunan sülfür, silisyum gibi elementler karbür analizlerinde tespit edilmemiştir.



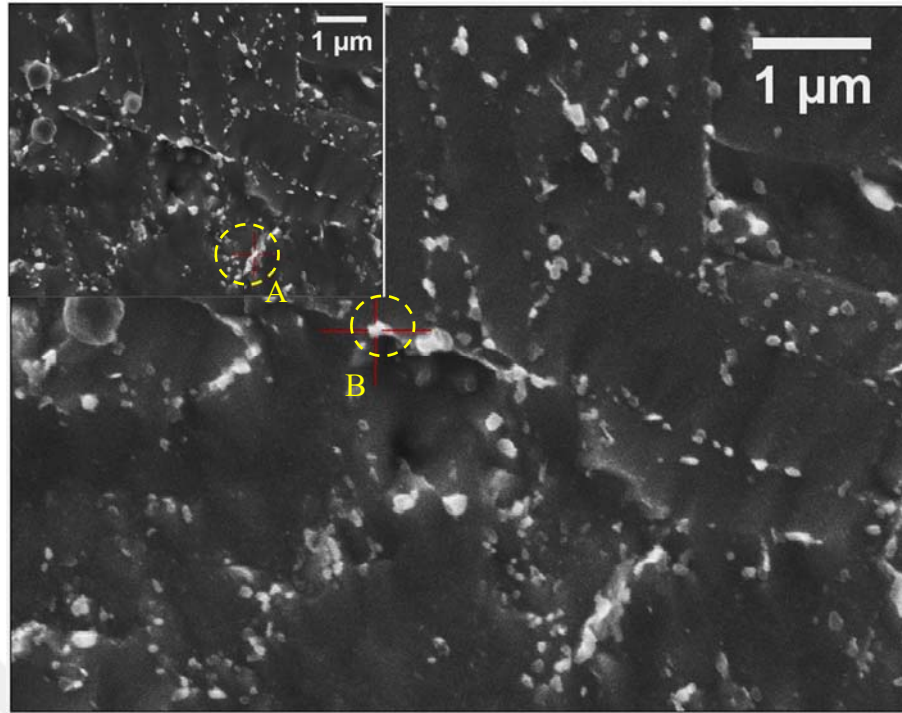
Şekil 6.18 KM-1 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri



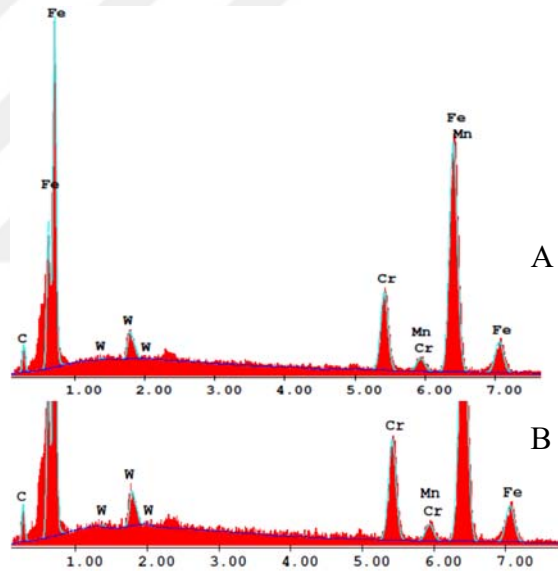
Şekil 6.19 KM-2 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri



Şekil 6.20 KM-3 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri

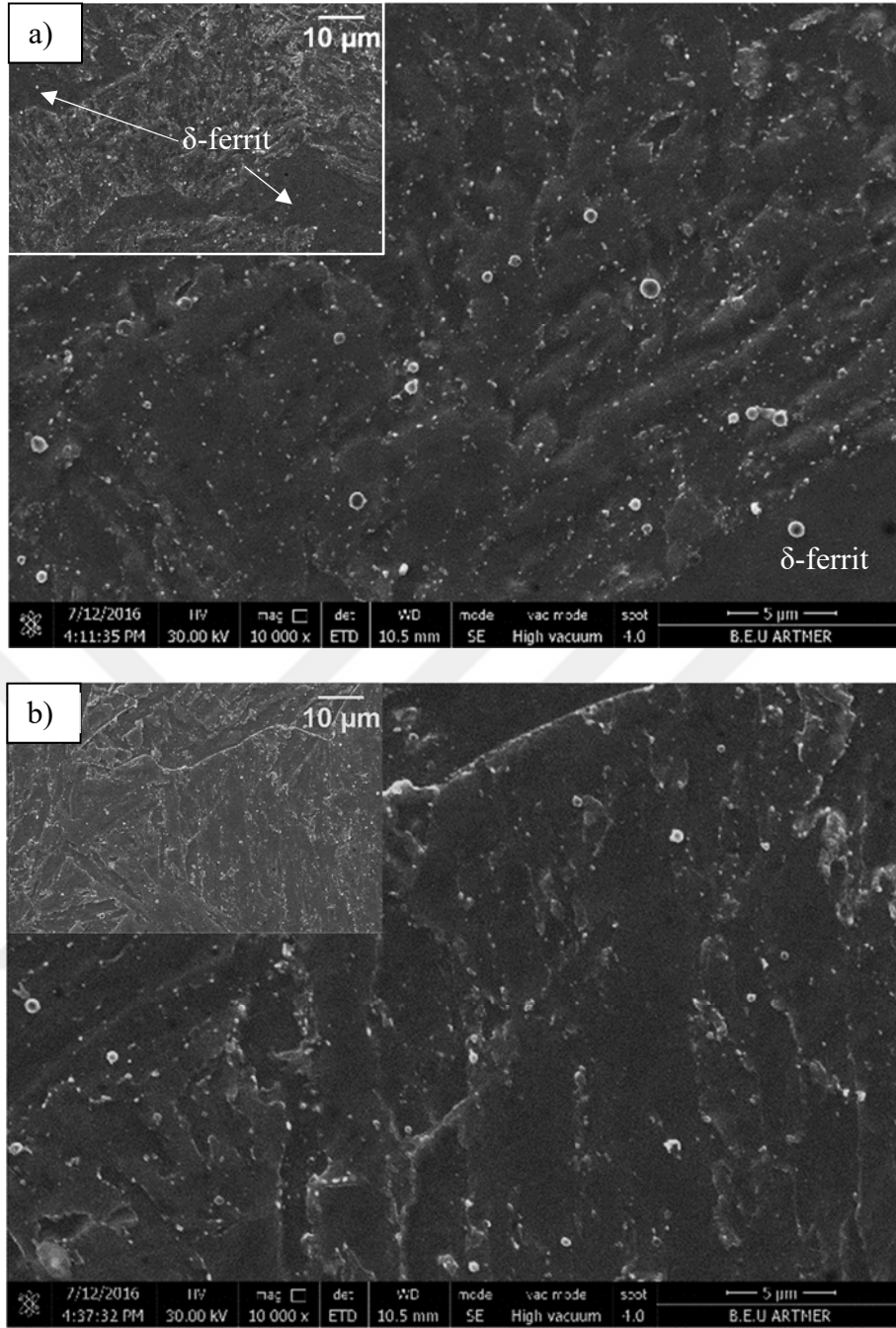


Element % Ağı.	A	B
C	21.41	23.44
W	15.65	15.71
Cr	11.88	12.35
Fe	51.06	48.50

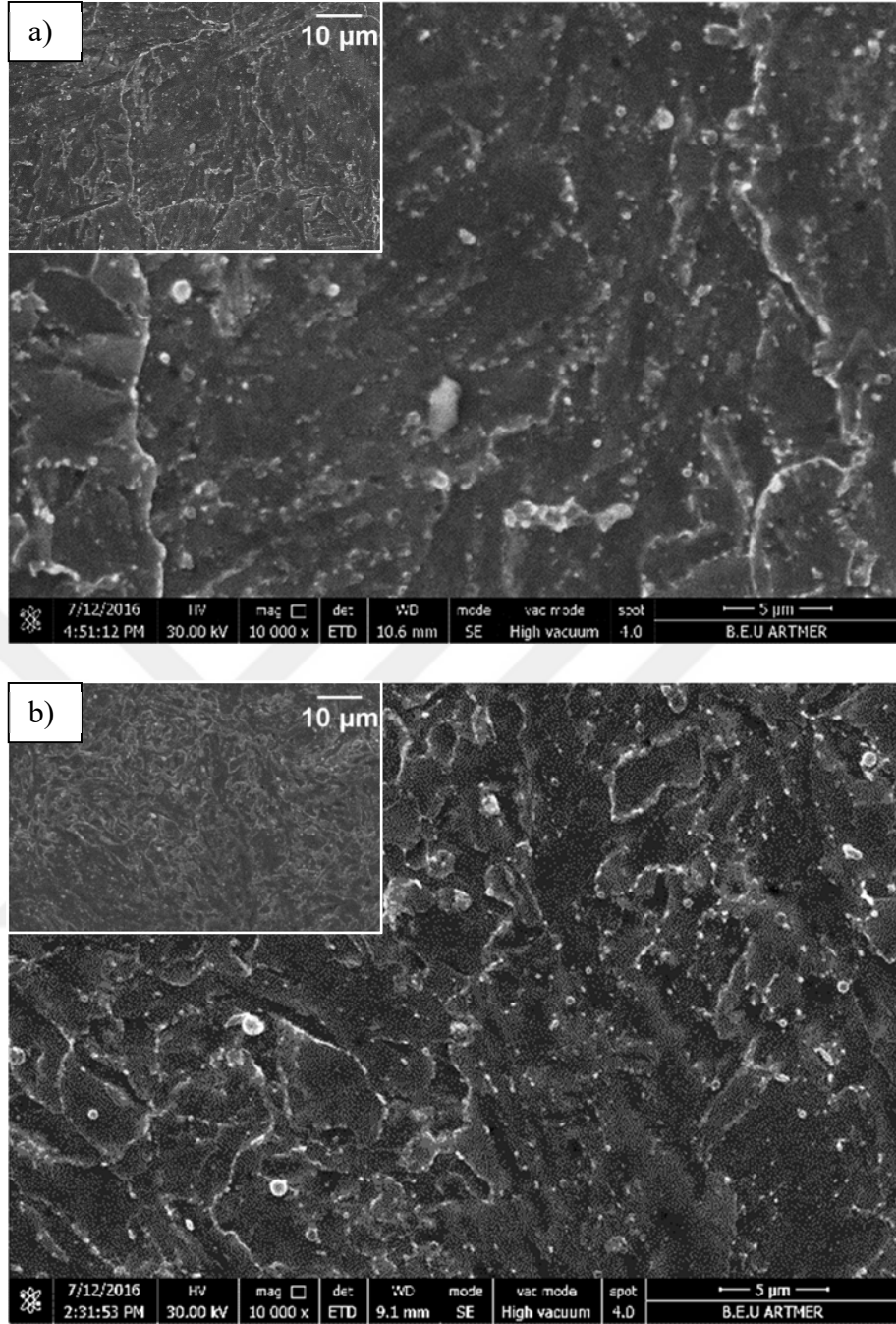


Şekil 6.21 KM-4 kodlu kaynak metalinde bulunan karbürler ve EDX analizleri

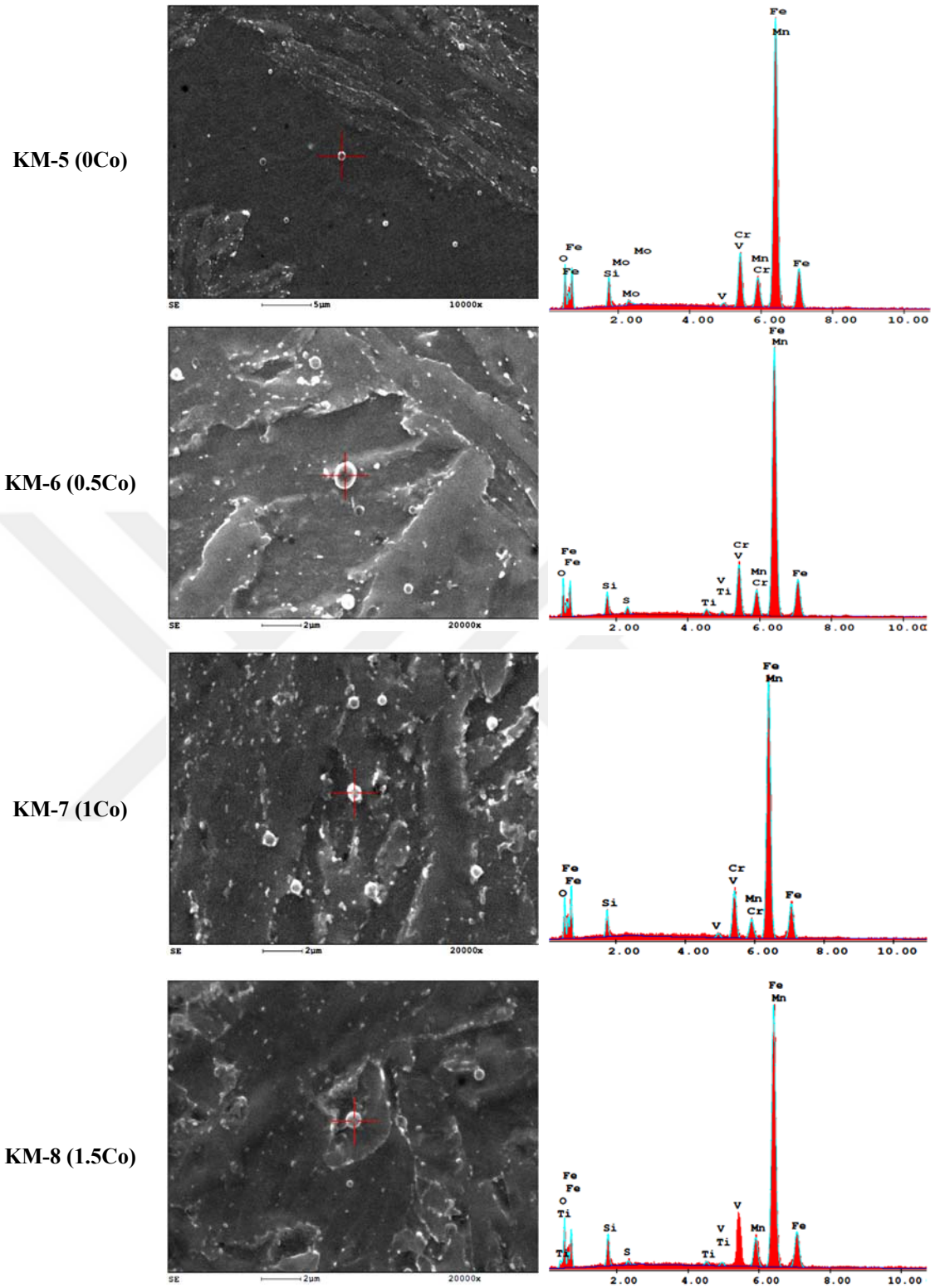
Şekil 6.22 ve Şekil 6.23’de 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir. 0.8Ni içeren kaynak metallerine benzer şekilde temperlenmiş martenzitik bir görüntü sergilemektedirler. Kobalt içermeyen yüksek $Cr_{E\%}$ değerliğine sahip KM-5 kodlu kaynak metalinde çökelti içermeyen delta ferrit fazı tespit edilmiştir. Bu faz üzerinde yer alan beyaz çökelti benzeri parçacıkların Şekil 6.24 ve Şekil 6.25’de SEM EDX analizlerine göre oksit inklüzyonu olduğu tespit edilmiştir.



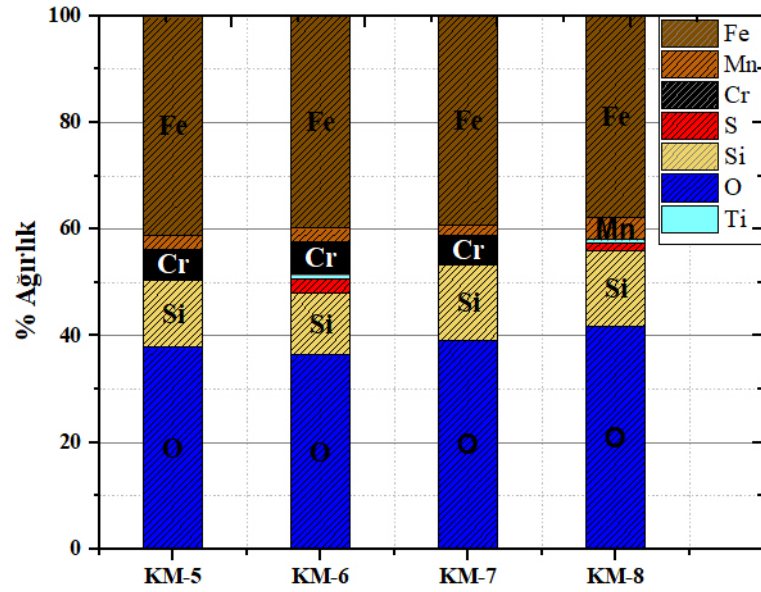
Şekil 6.22 0.4Ni ve a) 0Co (KM-5) b) 0.5Co (KM-6) içeren kaynak metallerine ait SEM görüntüleri dağlama; 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol



Şekil 6.23 0.4Ni ve a) 1Co (KM-7) b) 1.5Co (KM-8) içeren kaynak metallerine ait SEM görüntüleri dağlama; 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol



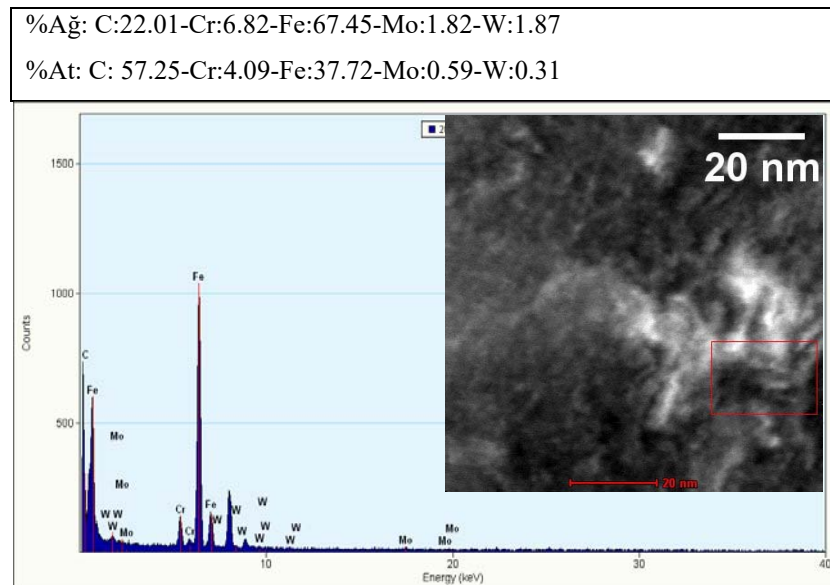
Şekil 6.24 KM-5-KM-8 kodlu kaynak metalllerinde bulunan inklüzyonlar



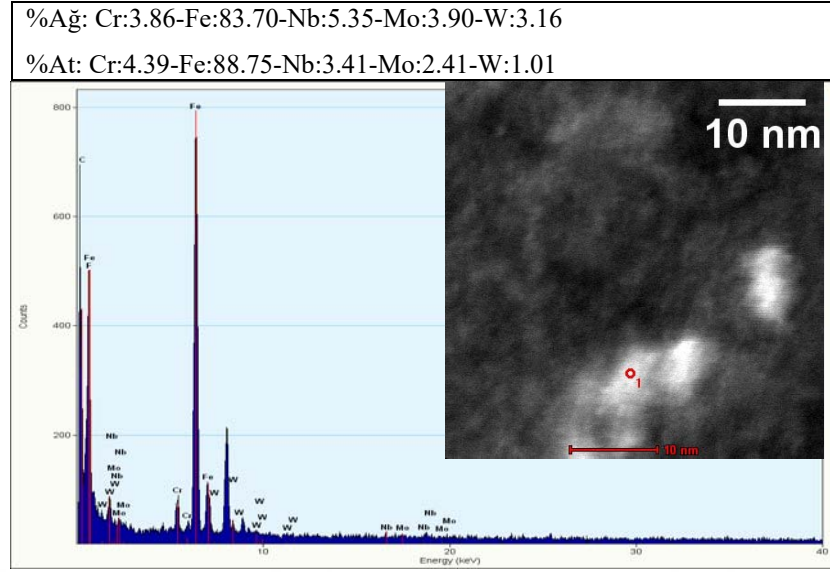
Şekil 6.25 Şekil 6.24’de gösterilen inklüzyonların EDX analiz sonuçları

6.2.2.3 Transmisyon elektron mikroskobu (TEM) karakterizasyonu

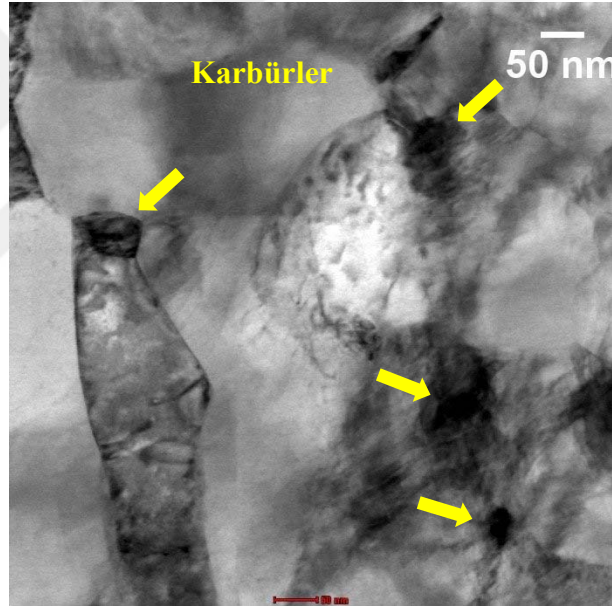
0.8Ni içeren KM-1 ve KM-4 kodlu kaynak metalleri TEM karakterizasyonu için FIB ile hazırlanmıştır. Yapılan çalışmalarda martenzit çıta (lath) yapısı ve karbürler tespit edilmiştir. Farklı morfolojide karbür yapıları TEM-EDX ile analiz edilmiştir. SEM-EDX analizine göre daha hassas sonuç veren bu yöntemle Nb, V, Mo gibi karbür yapıcı elementler yapılan analizler ile tespit edilmiş Şekil 6.26-Şekil 6.33’de verilmiştir.



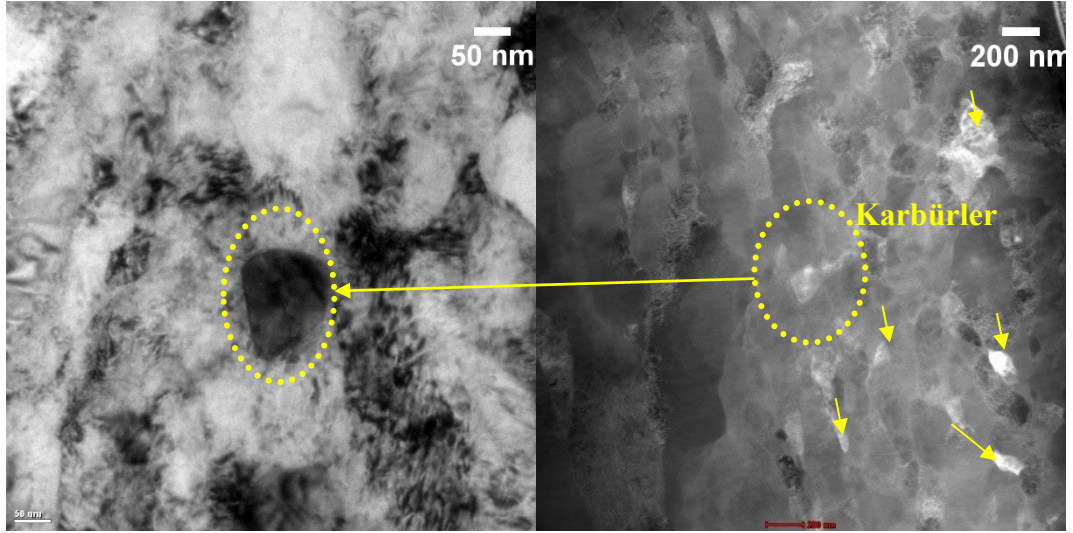
Şekil 6.26 KM-1 kodlu örneğe ait TEM alan taraması ve EDX analizi



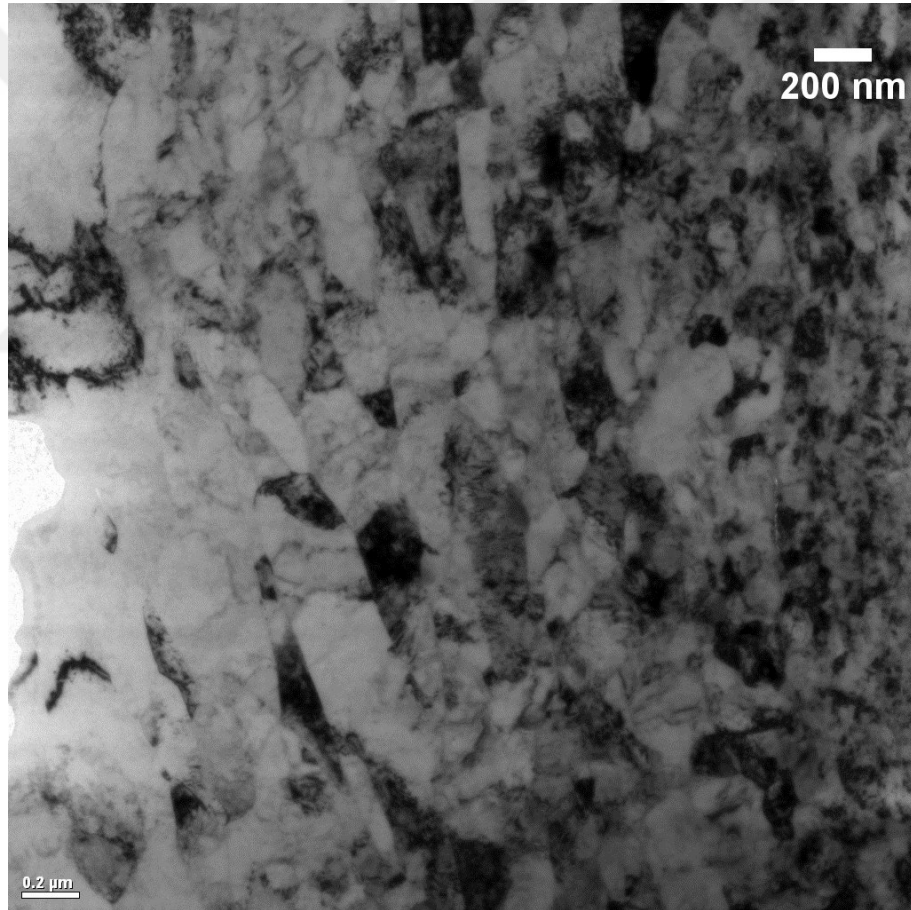
Şekil 6.27 KM-1 kodlu örneğe ait TEM nokta analiz EDX analizi



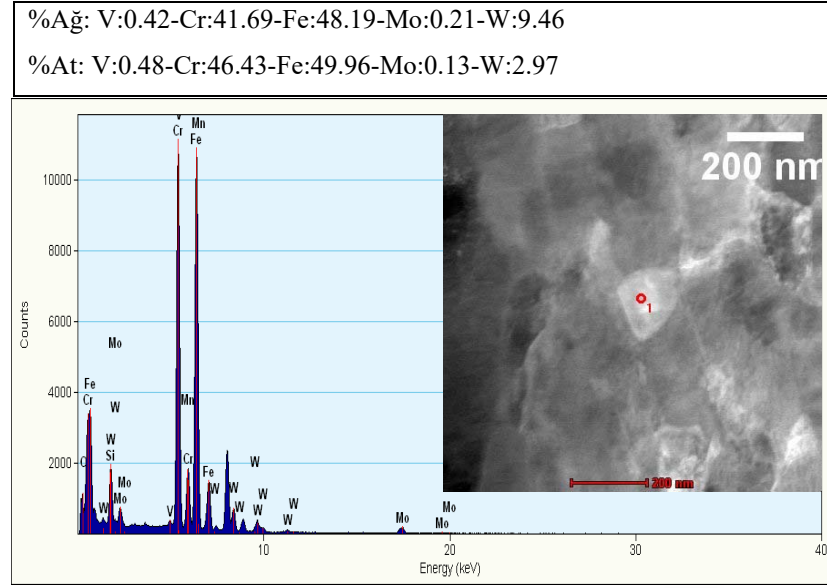
Şekil 6.28 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan görüntüsü



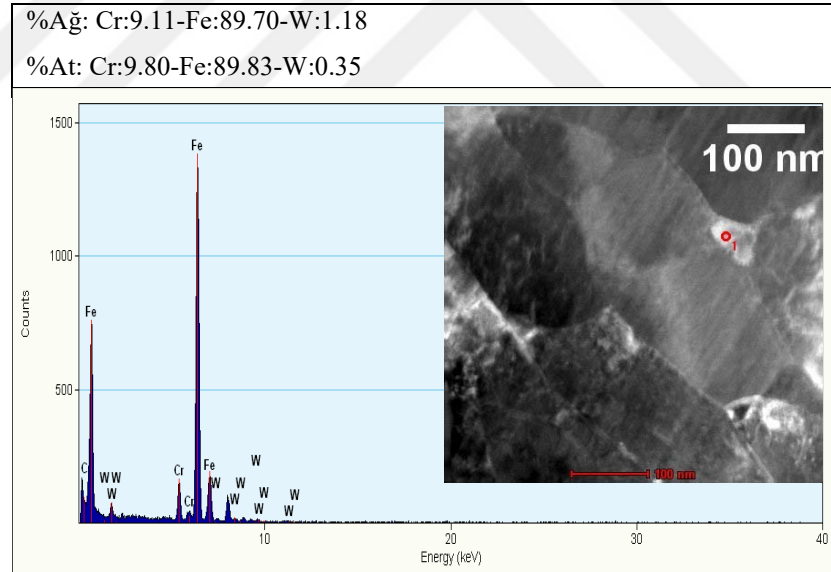
Şekil 6.29 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan ve karanlık alan görüntüsü



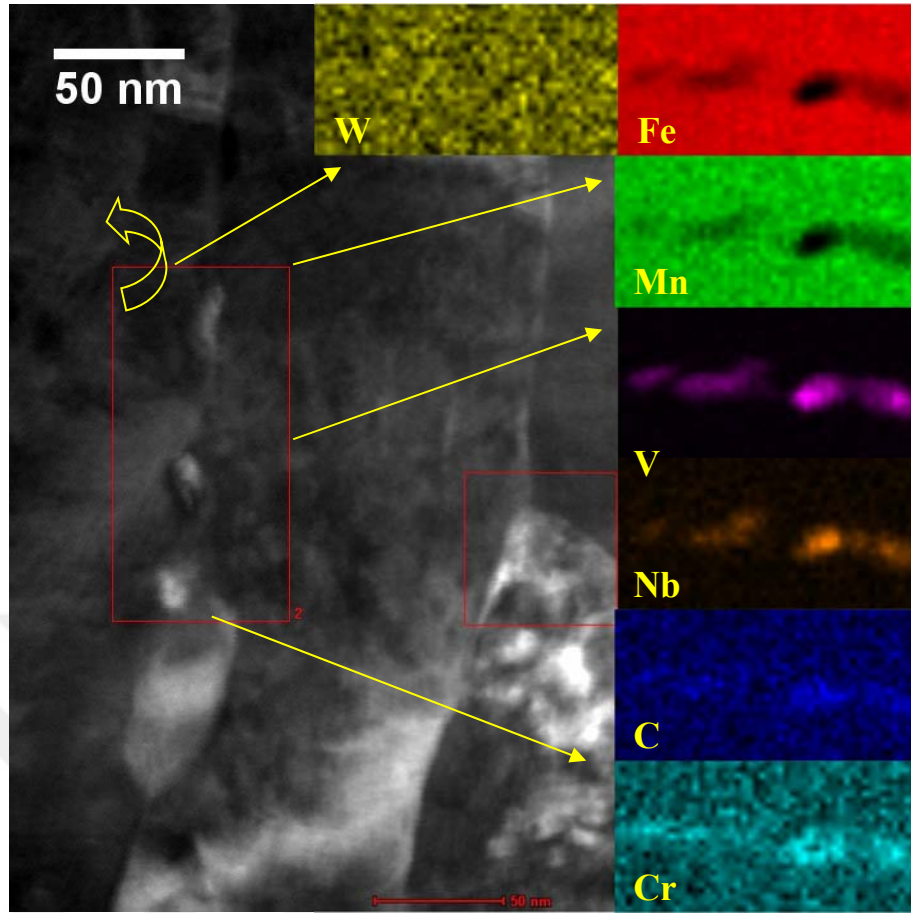
Şekil 6.30 KM-4 kodlu örneğe ait TEM aydınlık alan çita yapısı ve karbürler



Şekil 6.31 KM-4 kodlu örneğe ait TEM nokta analizi

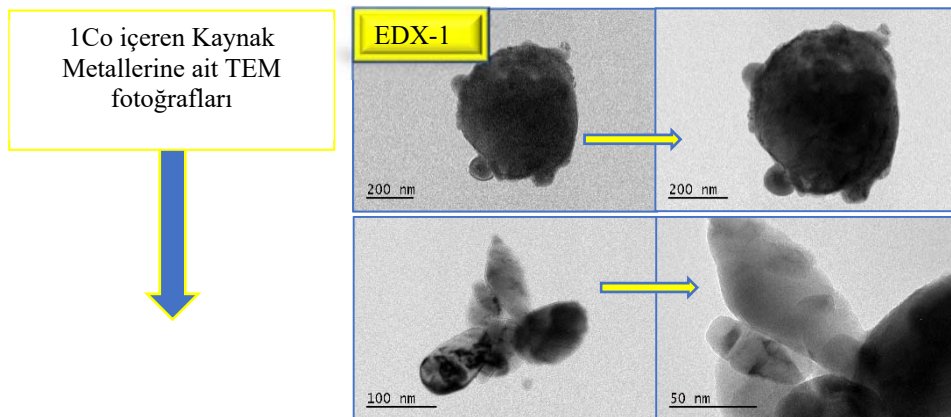


Şekil 6.32 KM-4 kodlu örneğe ait TEM nokta analizi

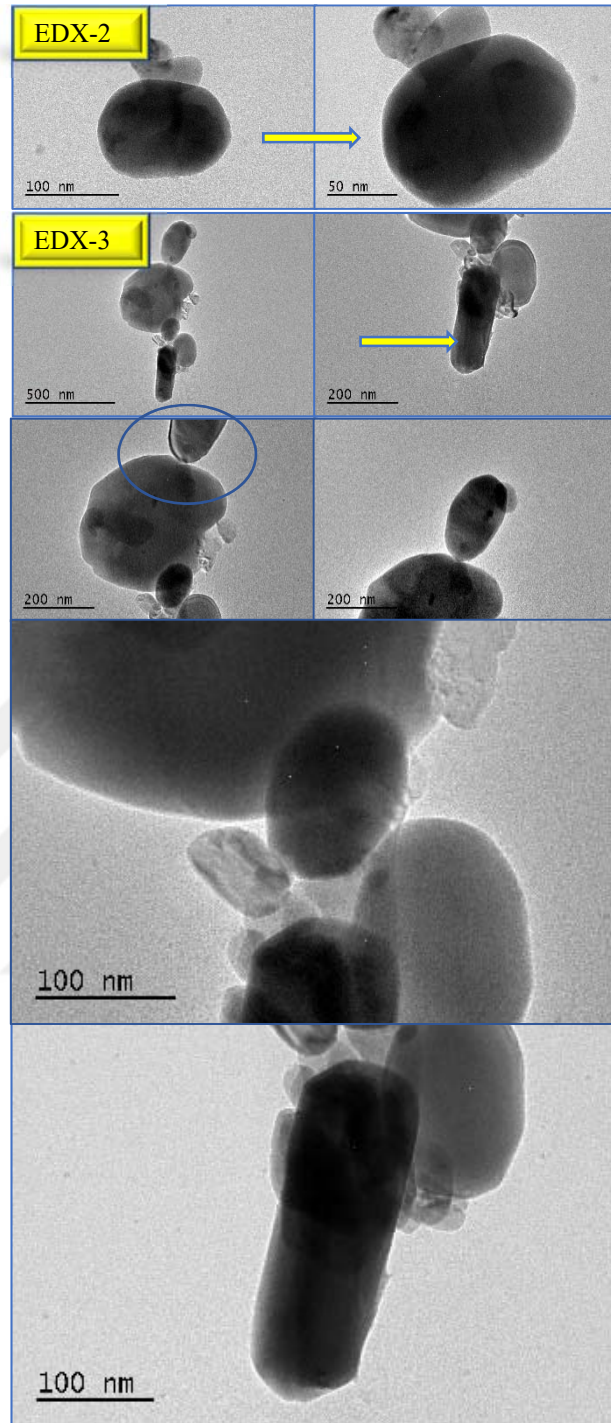


Şekil 6.33 KM-4 kodlu örneğe ait TEM MAP analizi

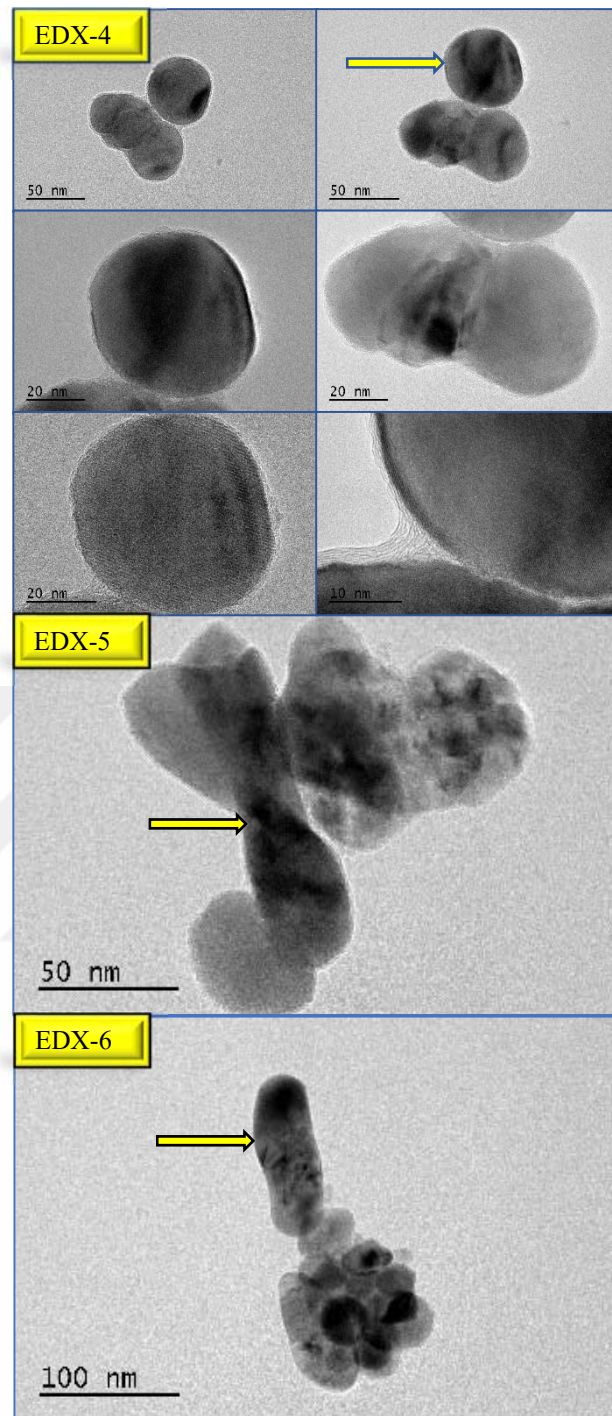
Deneme üretimi yapılan kaynak metallere karbür çöktürme işlemi yapılmış ve karbürlerin morfolojileri ve bileşimlerinin incelemesi geçirim elektron mikroskobu (TEM) ile yapılmıştır. Yapılan bu TEM çalışmasında 0.8Ni içeren 0.5Co ve 1Co içeren kaynak metallere bulunan karbürlerin karakterizasyonu yapılmıştır.



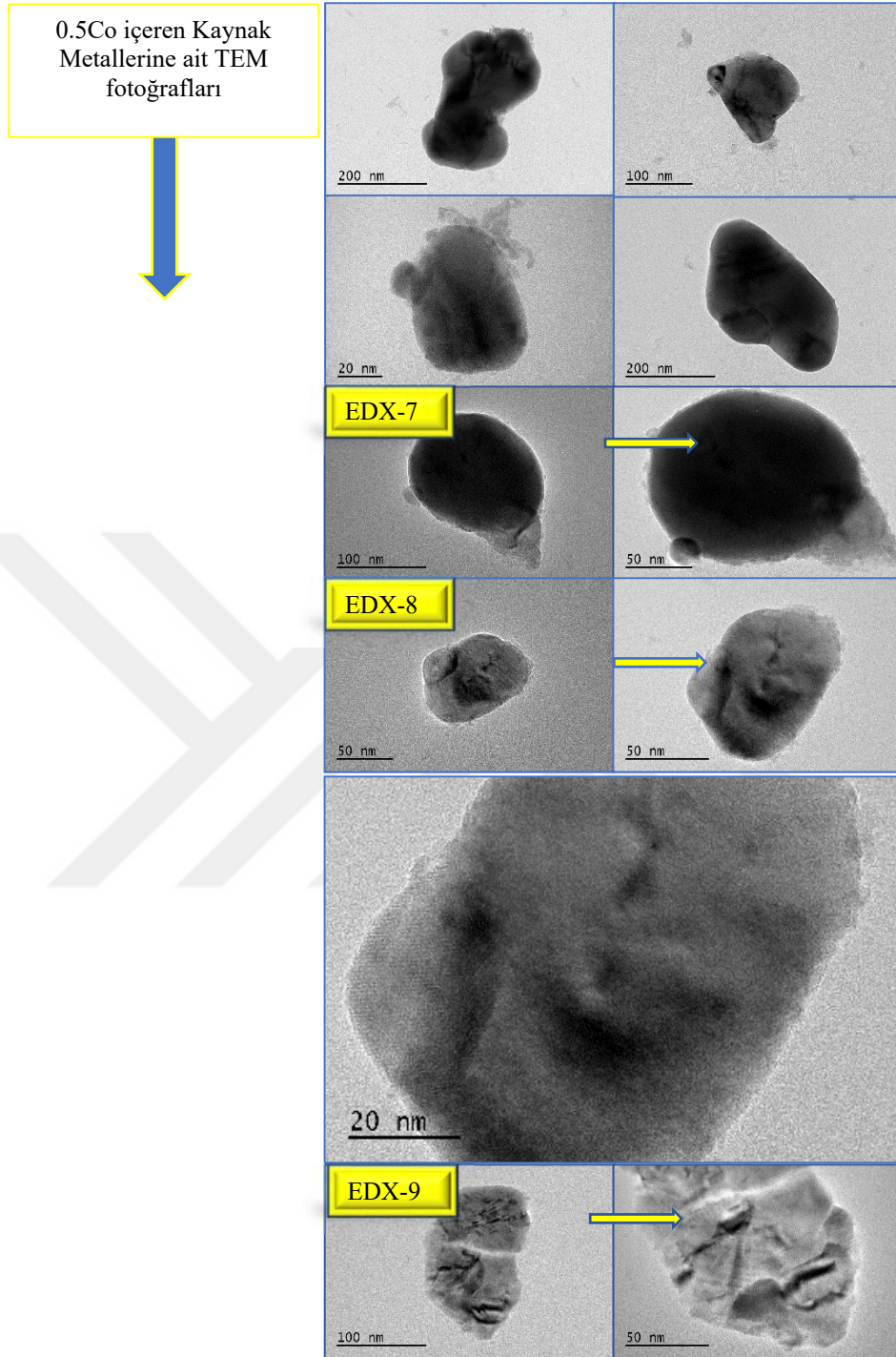
Şekil 6.34 Elektroliz yöntemiyle çöktürülmüş karbürlere ait TEM fotoğrafları (0.8Ni-1Co)



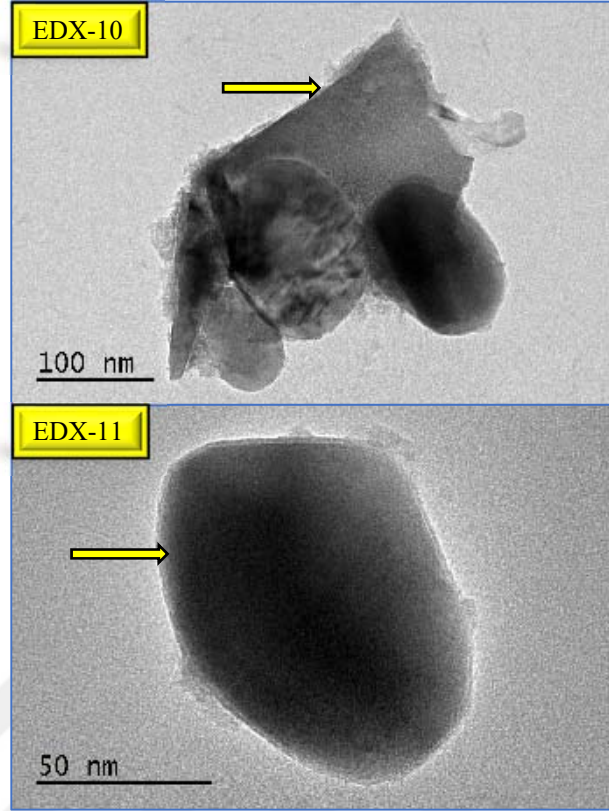
Şekil 6.34 (devam ediyor)



Şekil 6.34 (devam ediyor)



Şekil 6.35 Elektroliz yöntemiyle çökeltilmiş karbürlere ait TEM fotoğrafları (0.8Ni-0.5Co)



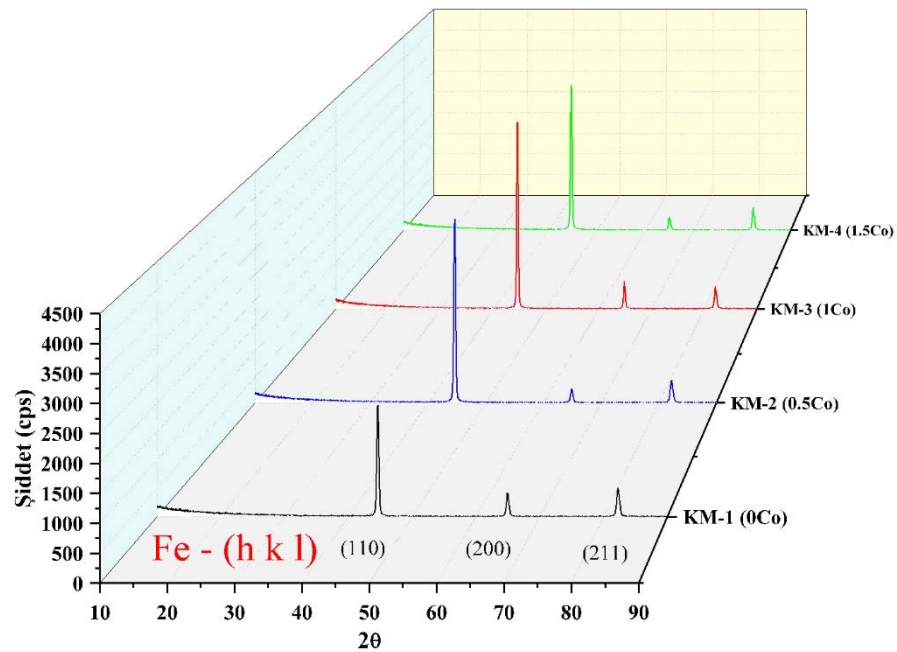
Şekil 6.35 (devam ediyor)

Çizelge 6.6 Karbürlere ait TEM incelemesi EDX analizleri

TEM EDX analiz sonuçları (% ağırlık)													
	EDX- No:	C	N	Cr	Fe	W	V	Nb	Mo	Si	Al	Cu	Co
1Co	1	6.5		12.3	5.4		12.7	3		24.2	20.5	12.5	2.8
	2	19.5		49.2	18.3	8.5	1.7		2.8				
	3	14.1		49.1	20.2	9.6	1.8		2.6				2.6
	4	18.5	12.3	6.8	1	1.6	45.3	14.6					
	5	5.7	16.1	7	1.6	2.1	47.9	19.7					
	6	26.3		5.1	1.3		31.5	35.8					
0.5Co	7	23.6		46.6	18	10	1.8						
	8	21.2	10.1	6.9	1.2		45.7	14.9					
	9	35.4		25.9	2.9		27.5	8.2					
	10	14.4		9.3	7.8	4.3	51.6	12.5					
	11	10.5		54.6	20.2	14.3	0.4						

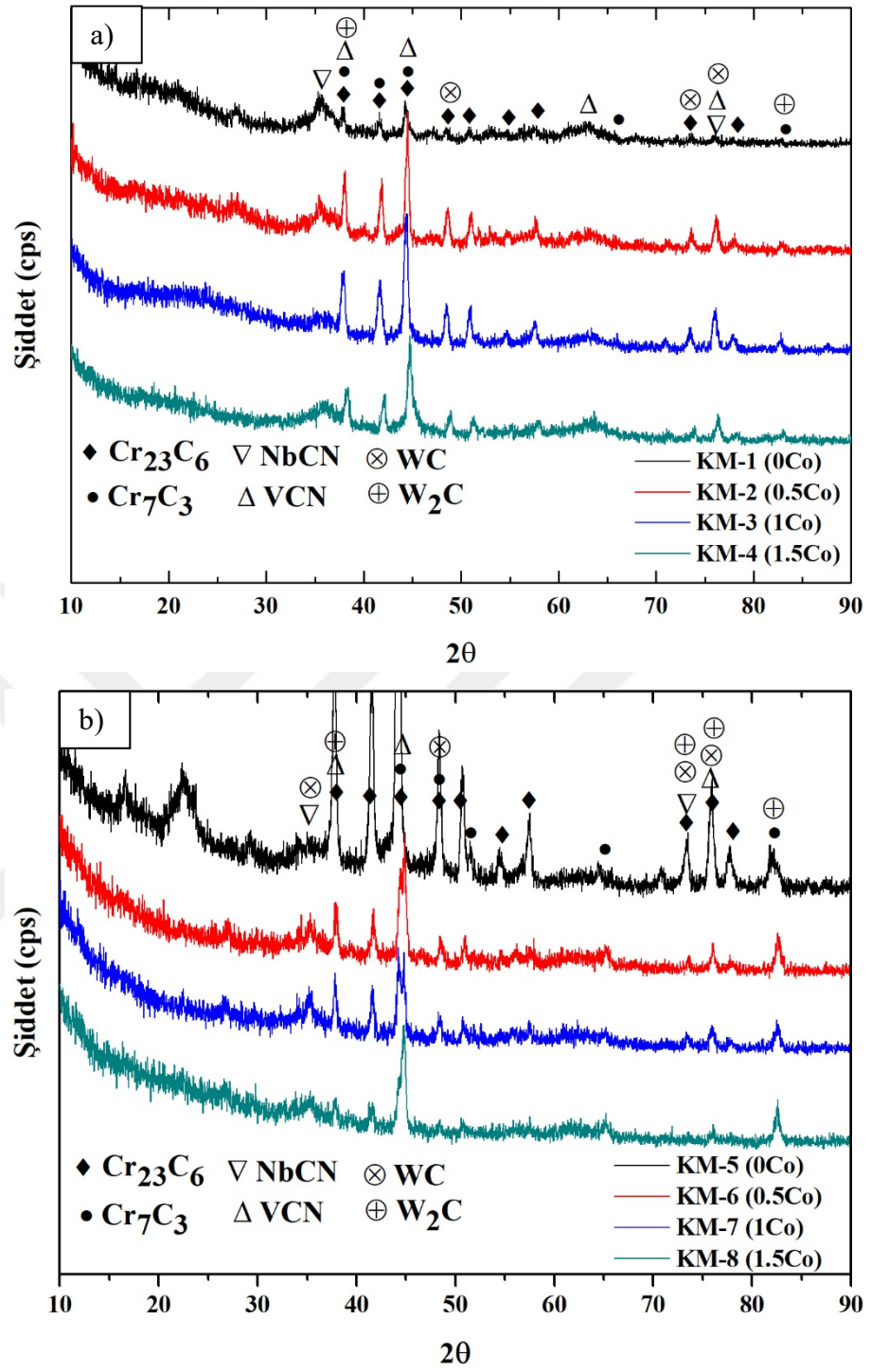
6.2.2.4 Yalın kaynak metali X-ışını difraksiyonu (XRD) karakterizasyonu

Kaynak metalllerinde bulunan çökeltilerin karakterize edilmesinde elektron mikroskobu prob mesafesi dolayısıyla yetersiz olduğundan TEM karakterizasyonunun yanında 0.8Ni içeren kaynak metalleri XRD yöntemi ile analizler yapılmıştır. Kütle malzeme olarak yapılan analizlerde bütün kaynak metalllerinde (110), (200), (211) düzlemlerine ait pikler elde edilmiş Şekil 6.36’da ifade edilmiştir. Bu piklerin malzemede en fazla bulunan element olan Fe’e ait olduğu düşünülmektedir. Çökelti fazlarının matris malzemeye oranla düşük miktarda bulunması dolayısıyla XRD yöntemiyle kütle malzemede bulunan çökelti fazları tespit edilememiştir.

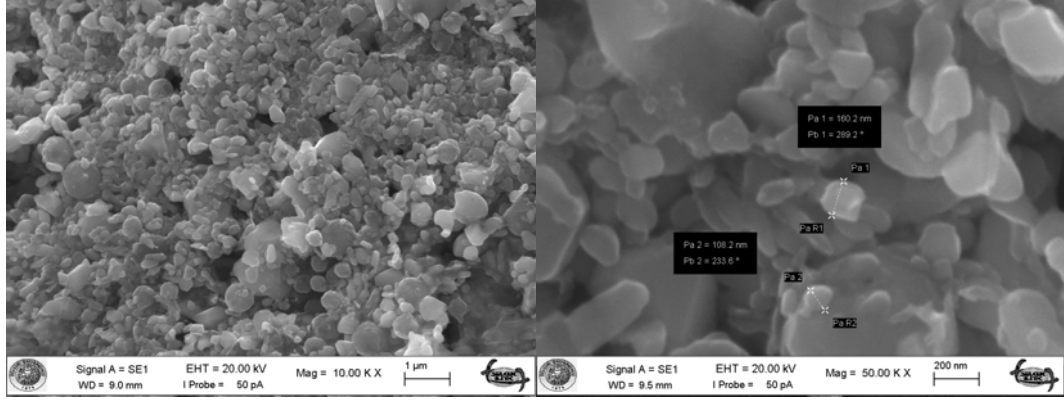


Şekil 6.36 Kütle malzeme olarak kaynak metallere ait XRD paternleri

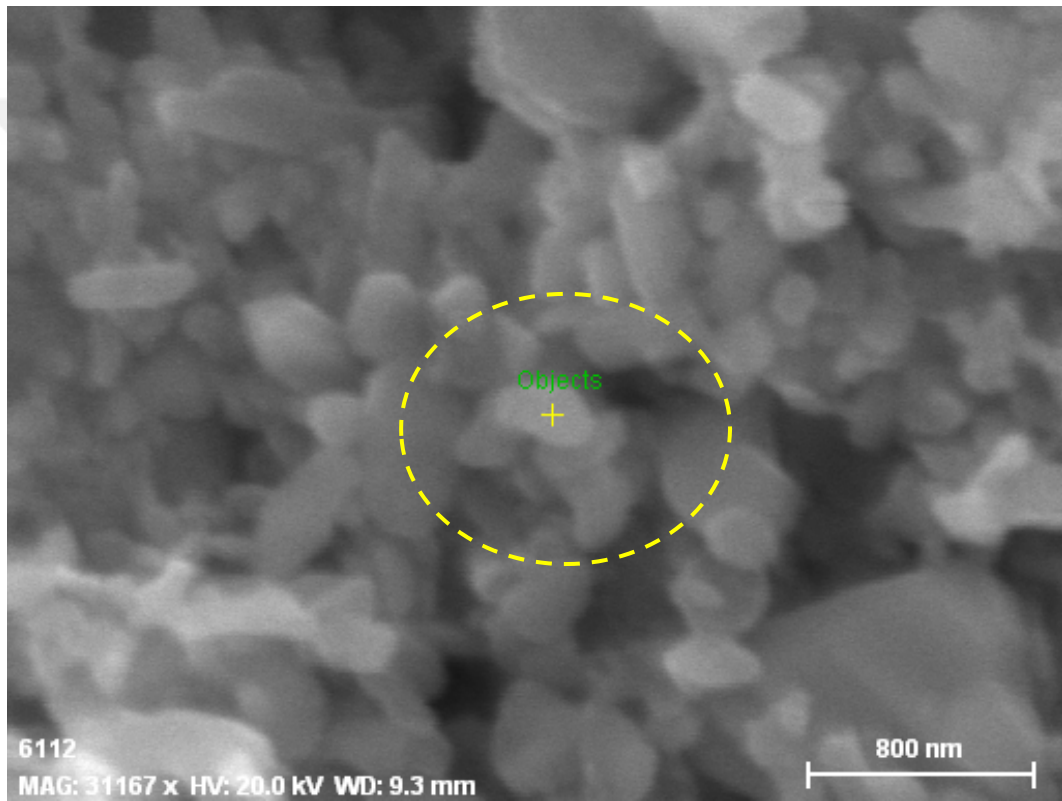
%10 HCl çözeltisinde elektroliz yöntemiyle çökeltilen karbürlerin XRD analiz sonuçları Şekil 6.37’de verilmiştir. Kütle malzemede tespit edilemeyen çökeltiler bu yöntemle analiz edilebilmiştir. X-Ray analizlerine göre, KM-1 (kobalt içermeyen) dışındaki diğer üretilen KM-2, KM-3 ve KM-4 benzer pikler göstermişlerdir. Analizi yapılan çökeltilere ait SEM fotoğrafları Şekil 6.38’de EDX analizlerine ait örnek ise Şekil 6.39’da gösterilmiştir. Karbür çökeltme yöntemi ile elde edilen parçacıkların karbür olup olmadıkları SEM EDX ile doğrulanmıştır.



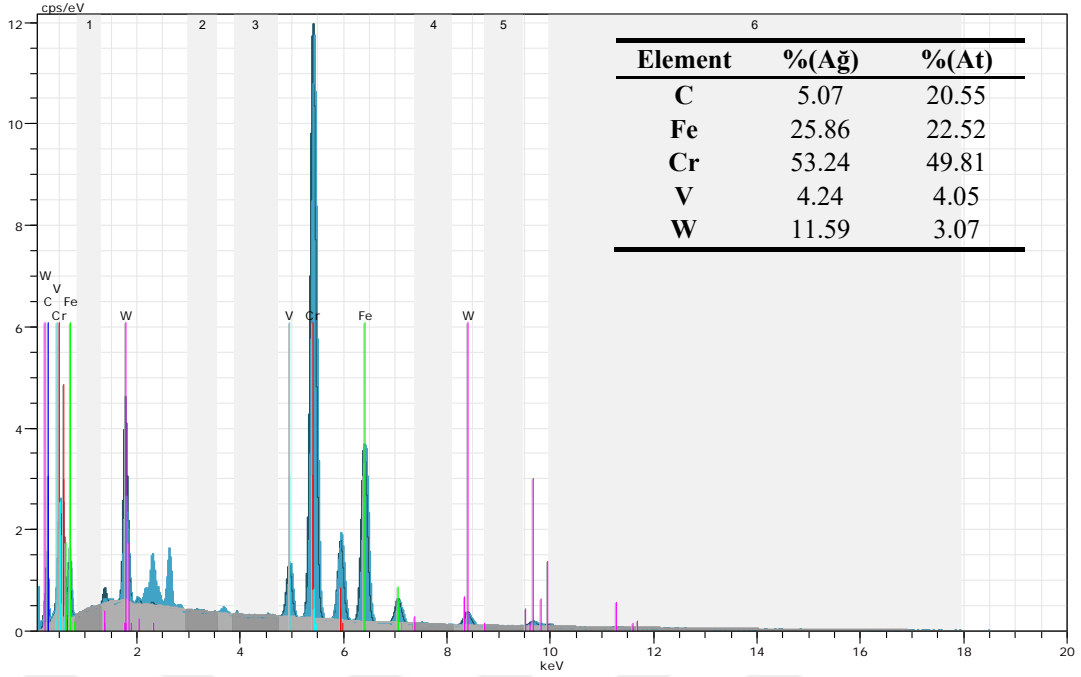
Şekil 6.37 a) 0.8Ni ve b) 0.4Ni içeren kaynak metallere çöktürülen karbürlerin XRD paternleri



Şekil 6.38 XRD analizi yapılan çöktürmüş karbürlerin SEM görüntüleri



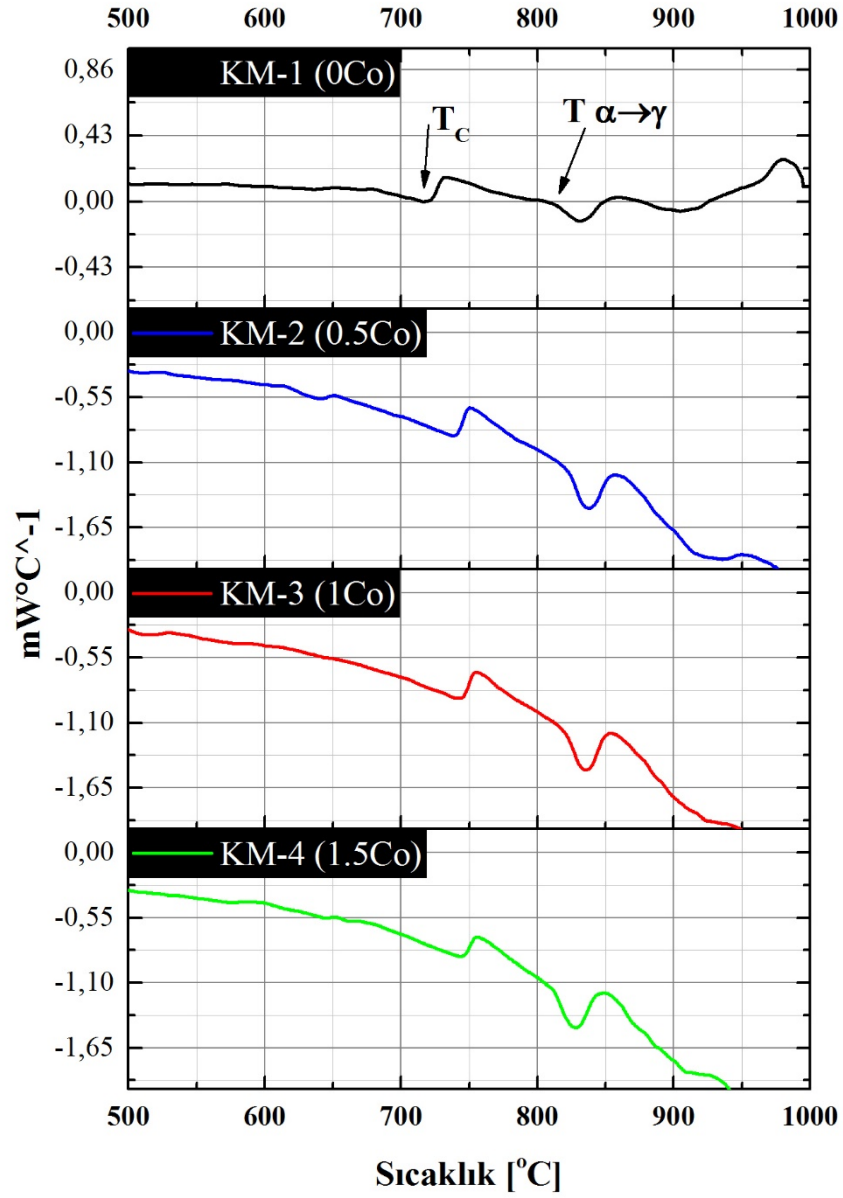
Şekil 6.39 XRD için hazırlanmış karbürlere ait SEM-EDX analizleri



Şekil 6.39 (devam ediyor)

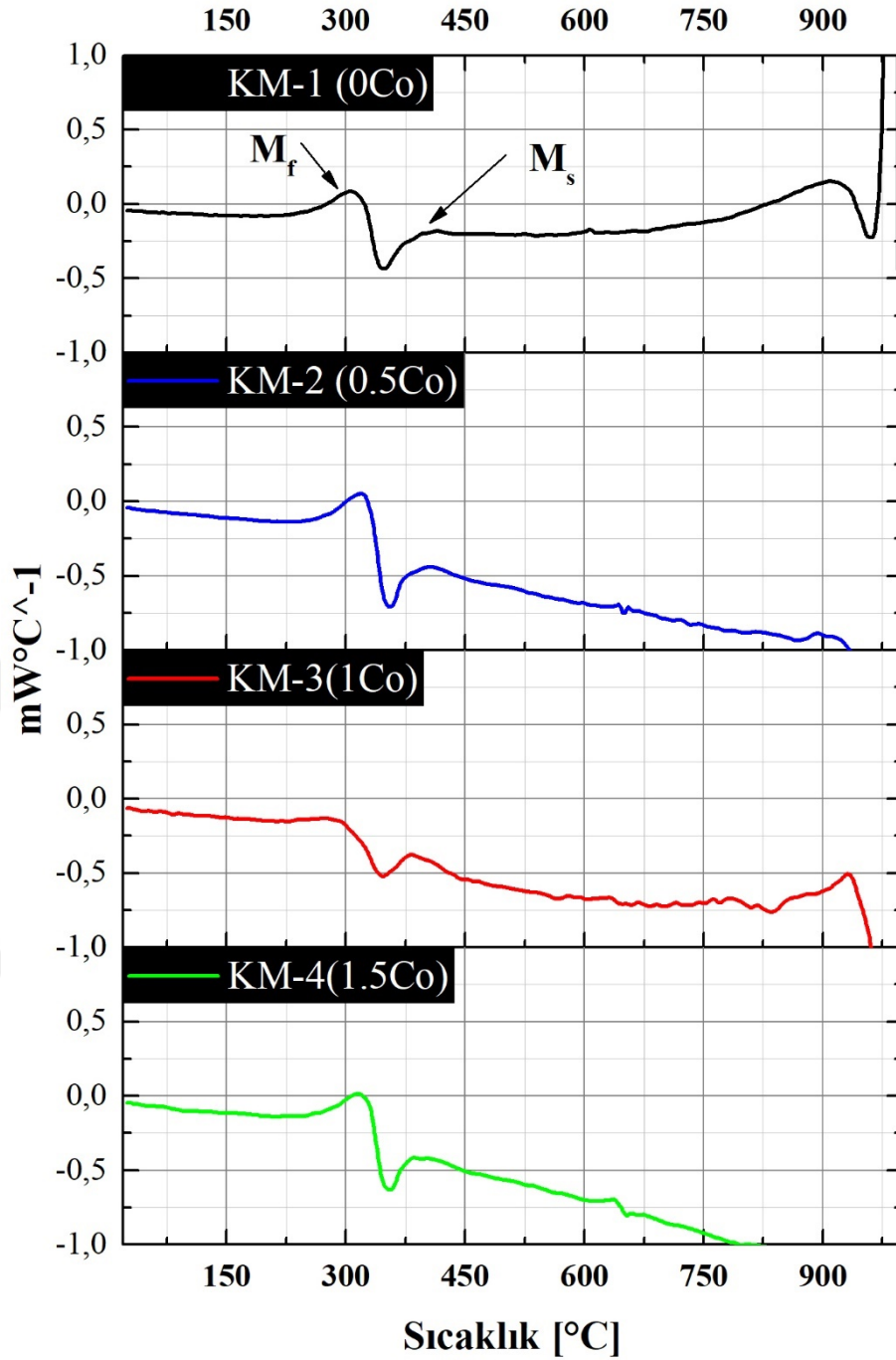
6.2.2.5 Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) karakterizasyonu

Çalışmada üretilen 8 farklı kaynak metaline ait dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla DSC analizleri yapılmıştır. Isıtma ve soğutma ve sonuçları Şekil 6.40 ve Şekil 6.43'de verilmiştir. Yapılan analizlerde bütün kaynak metallerinin $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşüm sıcaklığı kaynak sonrası temperleme sıcaklığı olan 760 °C'nin altında olduğu görülmüştür. Isıl işlem sonrası yapıda temperlenmemiş martenzitin kalmaması açısından dönüşüm sıcaklığının kaynak sonrası temperleme sıcaklığının altında olması oldukça önemlidir.



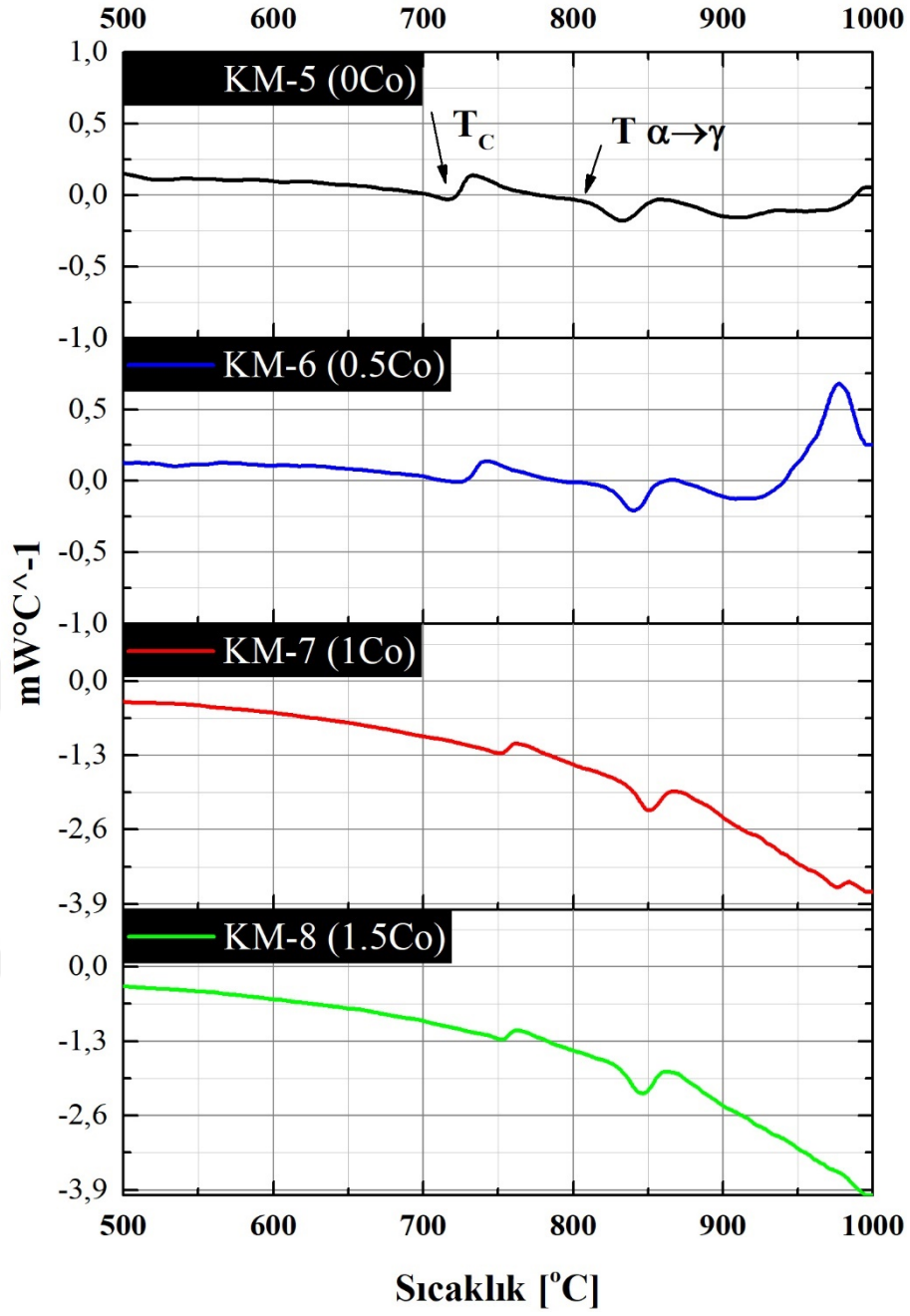
Şekil 6.40 Kaynak metalleri DSC ısıtma verileri (0.8Ni)

DSC ısıtma verileri ile kaynak metallerine ait manyetik dönüşüm sıcaklığı olan Curie sıcaklıkları da tespit edilmiştir. Kaynak metallerinde bulunan kobalt içeriği yükseldikçe curie sıcaklığı daha yüksek sıcaklık noktasına ötelenmiştir. Şekil 6.40 ve Şekil 6.42’de curie sıcaklığı T_c ile ifade edilmiştir.

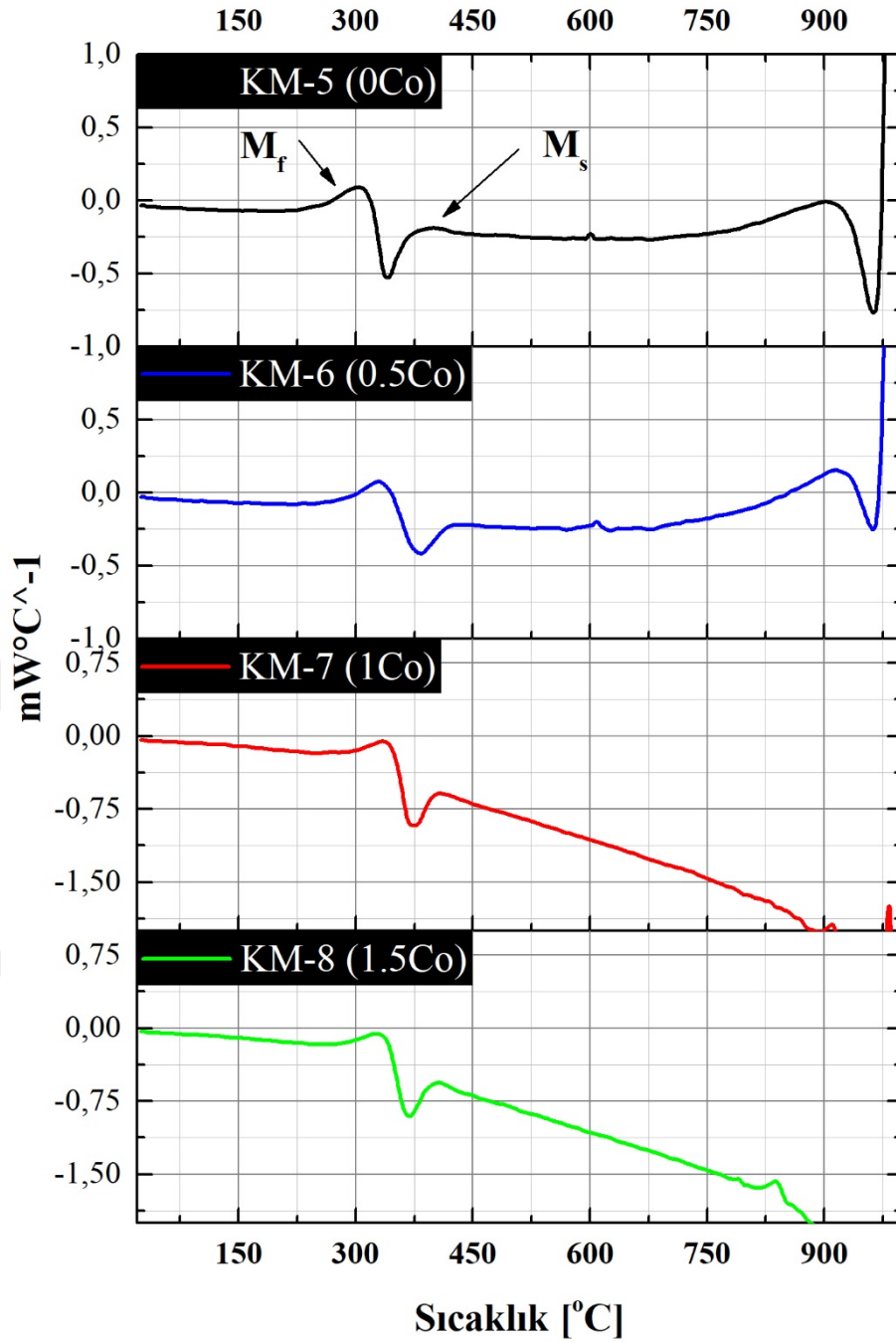


Şekil 6.41 Kaynak metalleri DSC soğutma verileri (0.8Ni)

1000 °C sıcaklıktan 40 °C/dk soğutma hızı ile elde edilmiş soğuma verileri Şekil 6.41 ve Şekil 6.43’de verilmiştir. Soğutma durumunda malzemeye ait martenzitik dönüşümün başladığı M_s ve martenzitik dönüşümün bittiği M_f sıcaklıkları belirlenmiştir. Üretilen kaynak metallerinde çok büyük bir fark olmamasına karşın kobalt miktarının artması ile M_s sıcaklığının daha düşük sıcaklık noktasına ötelendiği görülmüştür.



Şekil 6.42 Kaynak metalleri DSC ısıtma verileri (0.4Ni)

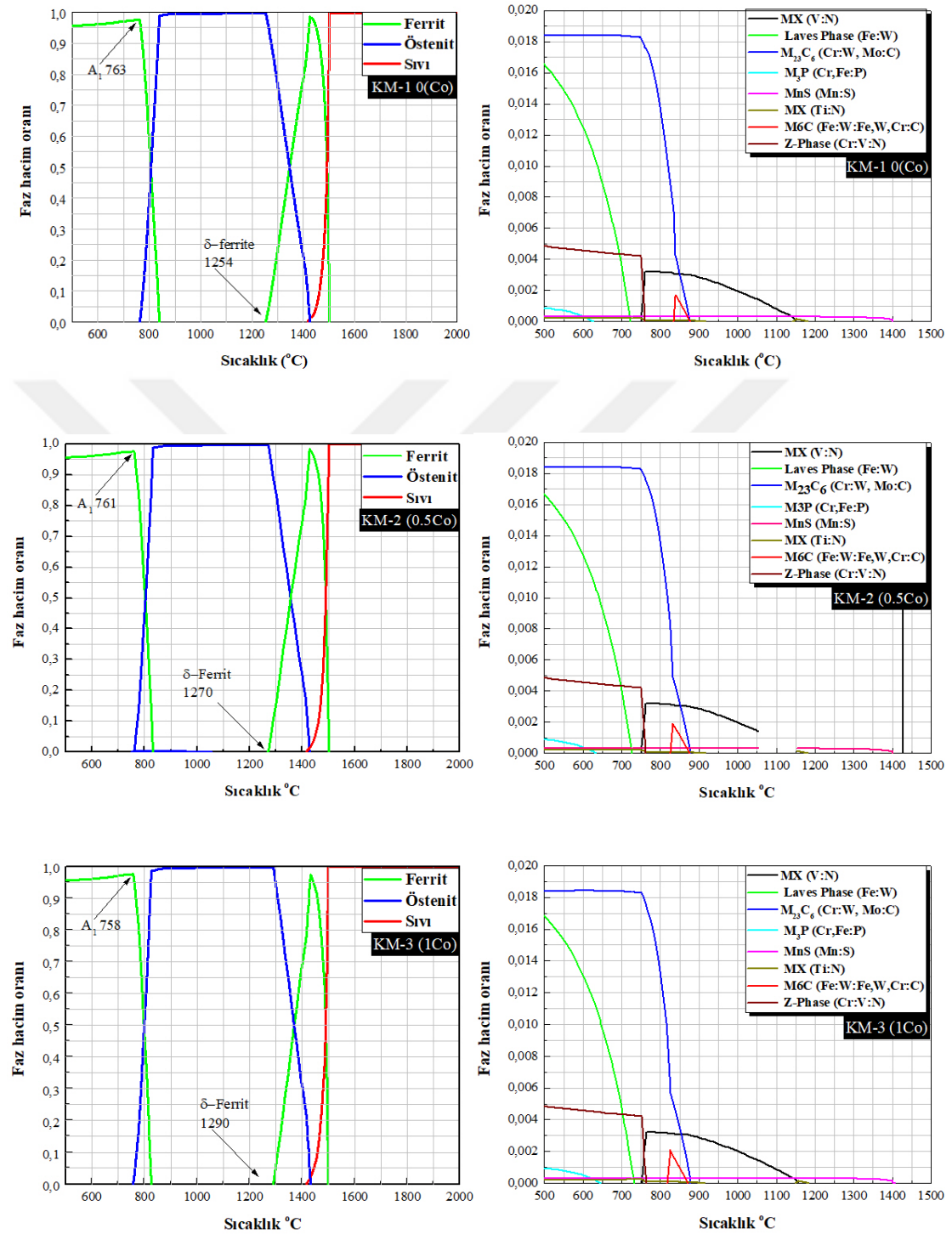


Şekil 6.43 Kaynak metalleri DSC soğutma verileri (0.4Ni)

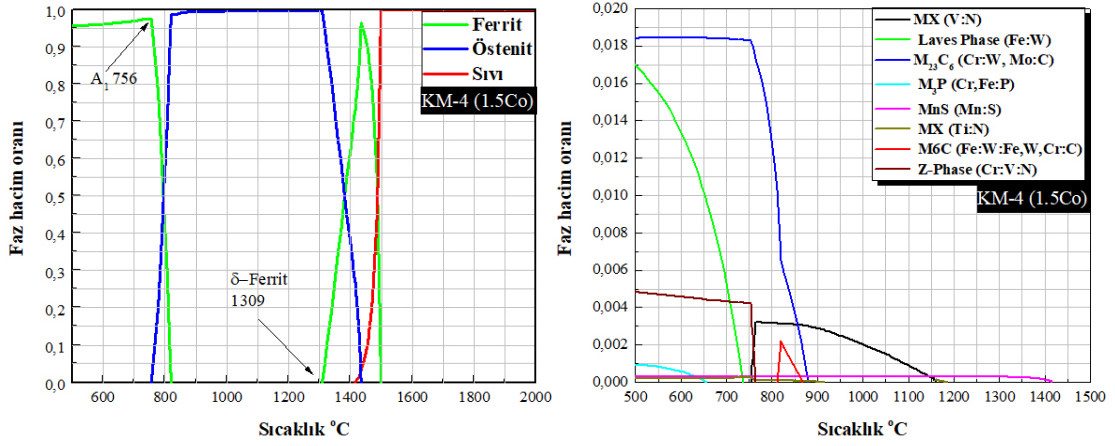
6.2.2.6 Modelleme / Thermo-Calc karakterizasyonu

Kaynak metallerine ait Çizelge 6.1’de verilen kimyasal bileşime uygun olarak Thermo-Calc modellemeleri yapılmıştır. 500-2000 $^{\circ}C$ sıcaklık aralığında termodinamik olarak denge halinde bulunan fazlar ve faz dönüşüm noktaları tespit edilmiş ve % 0.8Ni içeren kaynak metalleri için Şekil 6.44’de % 0.4Ni içeren kaynak metalleri için ise Şekil

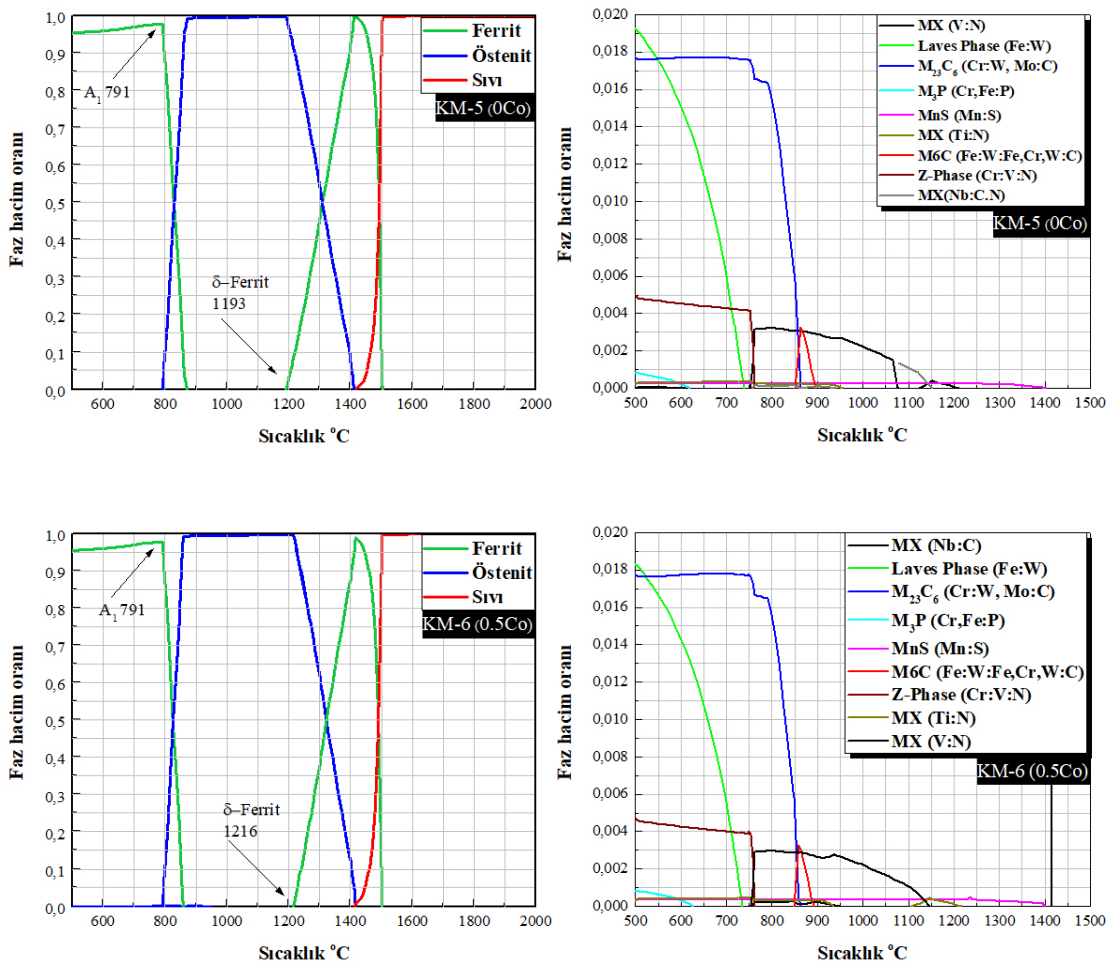
6.45’de verilmiştir. Düşük miktarda bulunan çökelti fazları ayrı grafik halinde ifade edilmiştir.



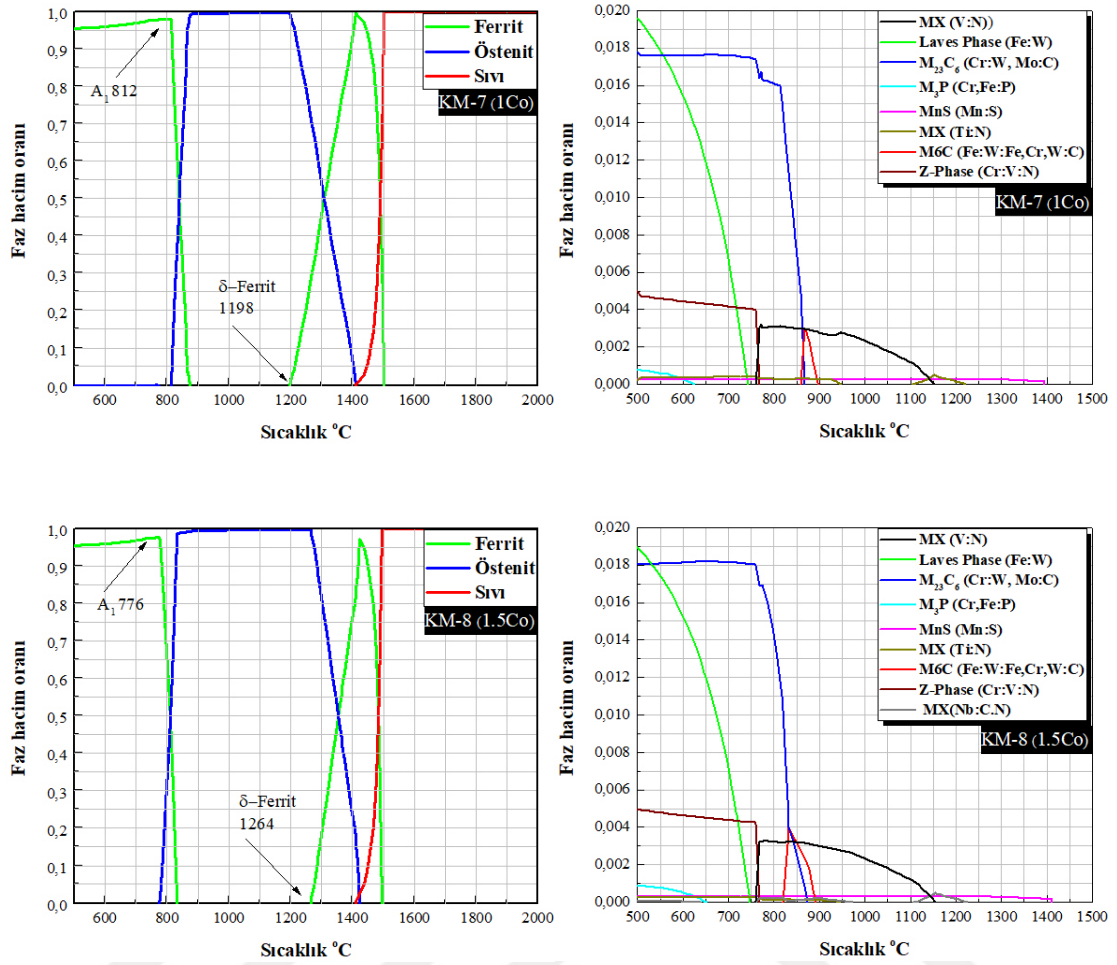
Şekil 6.44 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait Thermo-Calc modelleme sonuçları



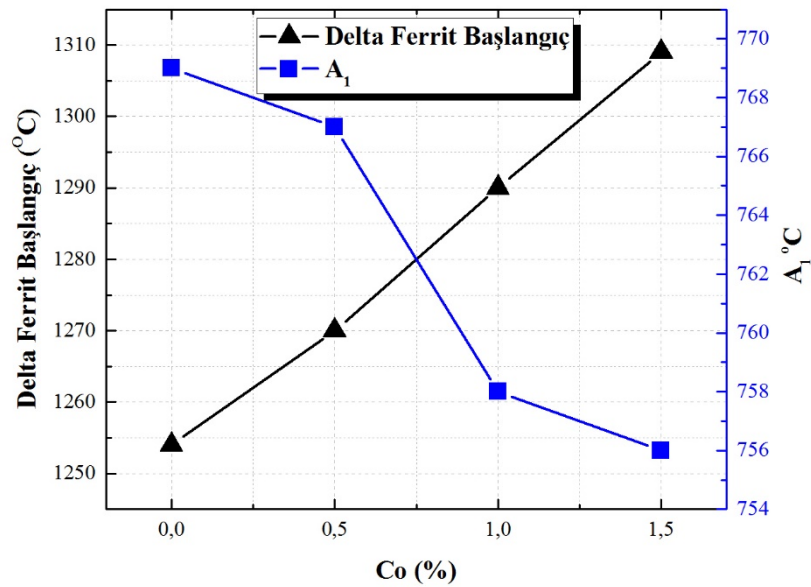
Şekil 6.44 (devam ediyor)



Şekil 6.45 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait Thermo-Calc modelleme sonuçları



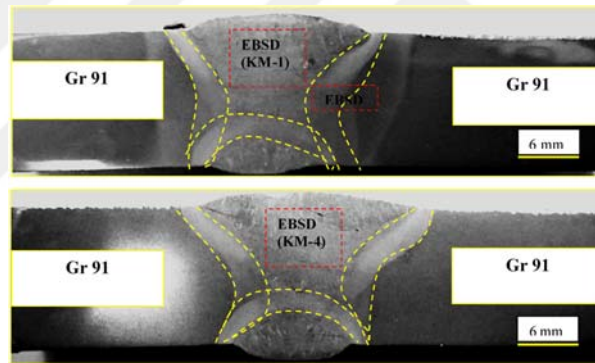
Şekil 6.45 (devam ediyor)

Şekil 6.46 % 0.8Ni içeren kaynak metalllerinde kobalt miktarı ile A₁ dönüşüm sıcaklığı ve delta ferrit başlangıç sıcaklığı ilişkisi

Thermo-Calc analiz sonuçlarına göre delta ferrit başlangıç sıcaklığı ile A_1 dönüşüm sıcaklığı arasındaki ilişki Şekil 6.46’da gösterilmiştir. Kobalt miktarının artması ile δ ferrit fazı başlangıç sıcaklığının arttığı buna karşın A_1 sıcaklığının az miktarda da olsa azaldığı görülmektedir. Kobaltın östenit yapıcı etkisi ile birlikte delta ferrit fazının oluşma sıcaklığını yükselttiği tespit edilmiştir.

6.2.3 Kaynaklı bağlantı mikroyapı karakterizasyonu

Üretilen kaynak metallerinin esas metal ile uyumunun belirlenebilmesi Gr91 esas metal ile üretilen elektrodlar kullanılarak kaynaklı bağlantılar oluşturulmuştur. Şekil 6.47’de üretilen kaynaklı bağlantılara ait makro fotoğraflar gösterilmiştir. KM-1 ve KM-4 ile kodlanmış % 0.8Ni içeren (0Co ve 1.5Co) kaynak metallerinin makro fotoğrafta gösterildiği alanlardan EBSD analizleri yapılmış ilgili bölümde açıklanmıştır.



Şekil 6.47 Kaynaklı bağlantı makro fotoğrafları

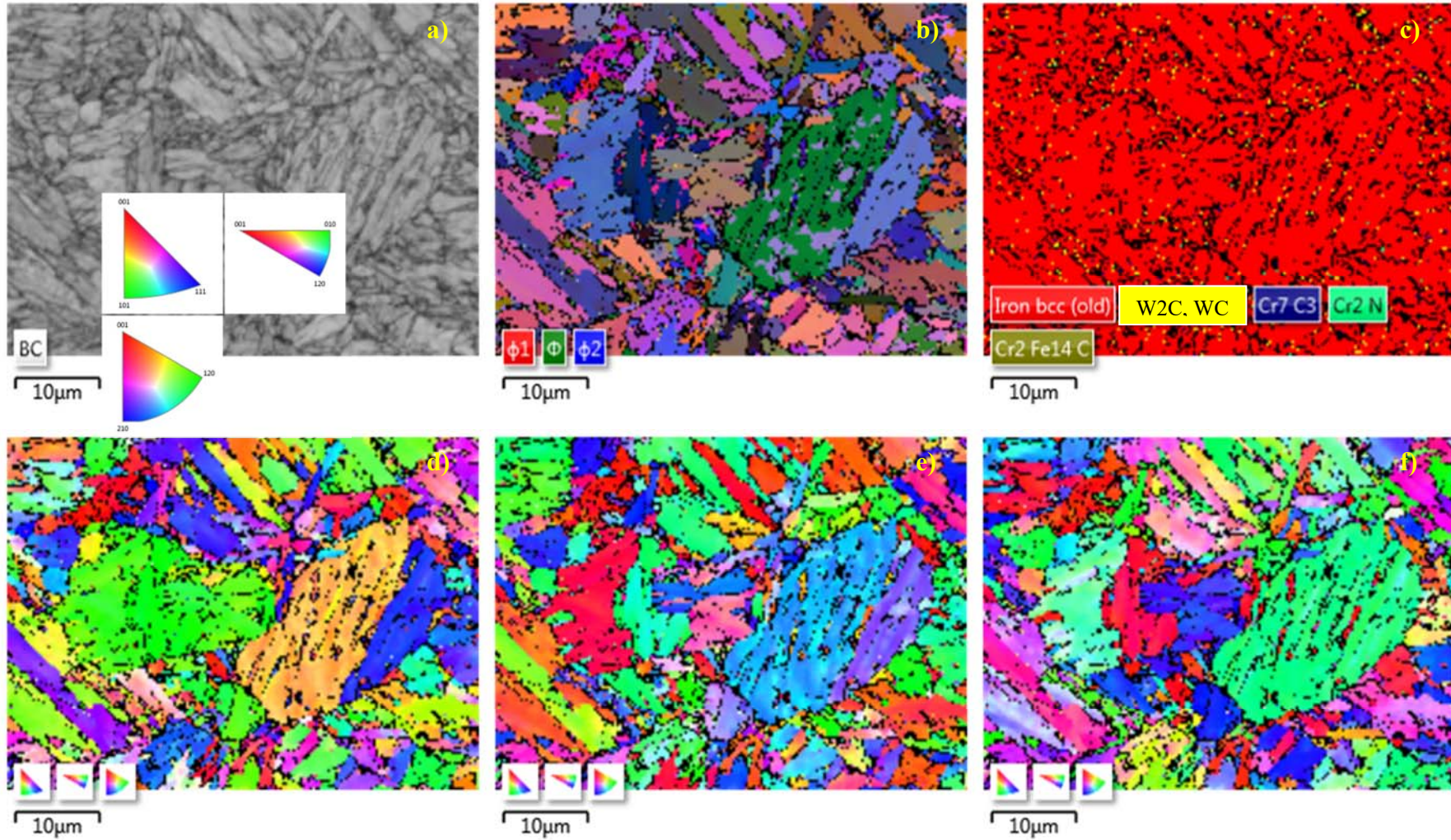
6.2.3.1 Elektron gerisaçılım difraksiyonu (EBSD) karakterizasyonu

Ağırlık olarak % 1,5 Kobalt içeren (KM-4) kaynak metali ile kobalt içermeyen (KM-1) kodlu kaynak metaline ait ve kaynak metali esas metal uyumunun belirlenmesinde kullanılan Gr91 malzemesine ait EBSD analizi yapılmış ve Şekil 6.48-Şekil 6.50’de ifade edilmiştir. EBSD analizi öncesinde fazların etkilenmemesi açısından numunelere dağlama işlemi yapılmamış parlatılmış haliyle incelemeye tabi tutulmuştur.

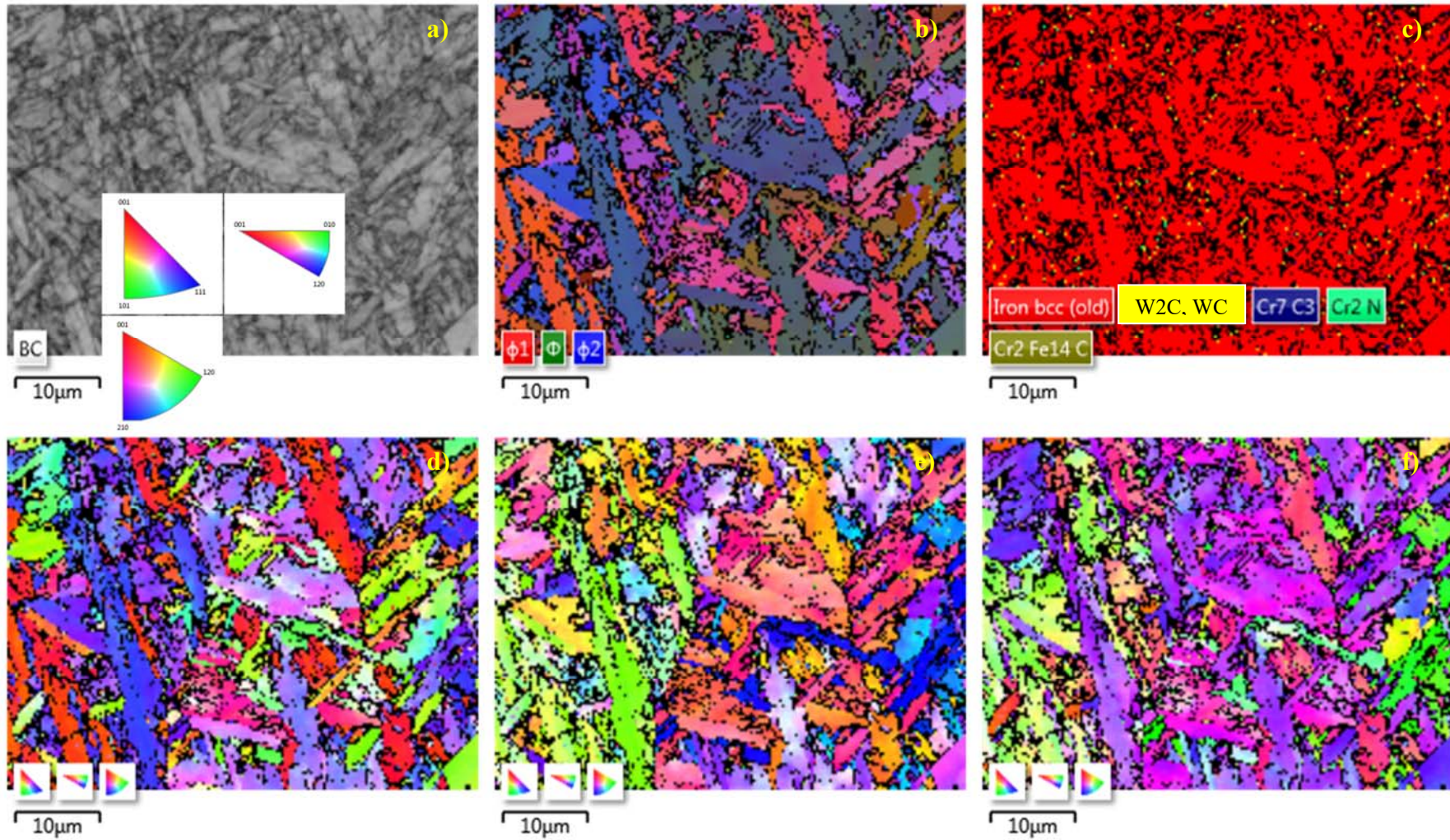
EBSD analizlerinden de görüldüğü gibi kaynak metali ile esas malzemenin tane yapısı birbirinden oldukça farklıdır. Kaynak metalinde tanelerin yönlenmesi daha fazladır. Gr91 malzemesinde ise yönlenmenin daha az miktarda olduğu ve tanelerin daha küresel bulunduğu Şekil 6.50’den görülmektedir. Gr91 malzemesi ısı tesiri altında kalan

bölge incelendiğinde (Şekil 6.51) eş eksenli ve yönlenmenin kaynak metallereinden daha az olduğu anlaşılmış ancak tane yapısının esas malzemeye oranda daha ince olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca KM-1 ve KM-4 kodlu kaynak metalleri faz renklerine baktığımızda tane sınırlarında ve tane içlerinde çökelti fazları tespit edilmiştir. Bu çökelti fazları XRD sonuçları ile uyumludur ve W_2C ve WC tipi karbürler de EBSD analizi ile karakterize edilebilmiştir. Çizelge 6.7 EBSD analizinde tespit edilmiş olan fazları ve miktarlarını göstermektedir. Kullanılan elektron mikroskopunun veri tabanında $M_{23}C_6$ tipi karbürler bulunmadığından analize dahil edilememiştir. Çizelge 6.7'den görüldüğü gibi % 1.5Co içeren KM-4 kodlu kaynak metalinde Fe (HMK) fazı Gr91, KM-1 kodlu kaynak metaline oranla daha az miktarda bulunmaktadır.

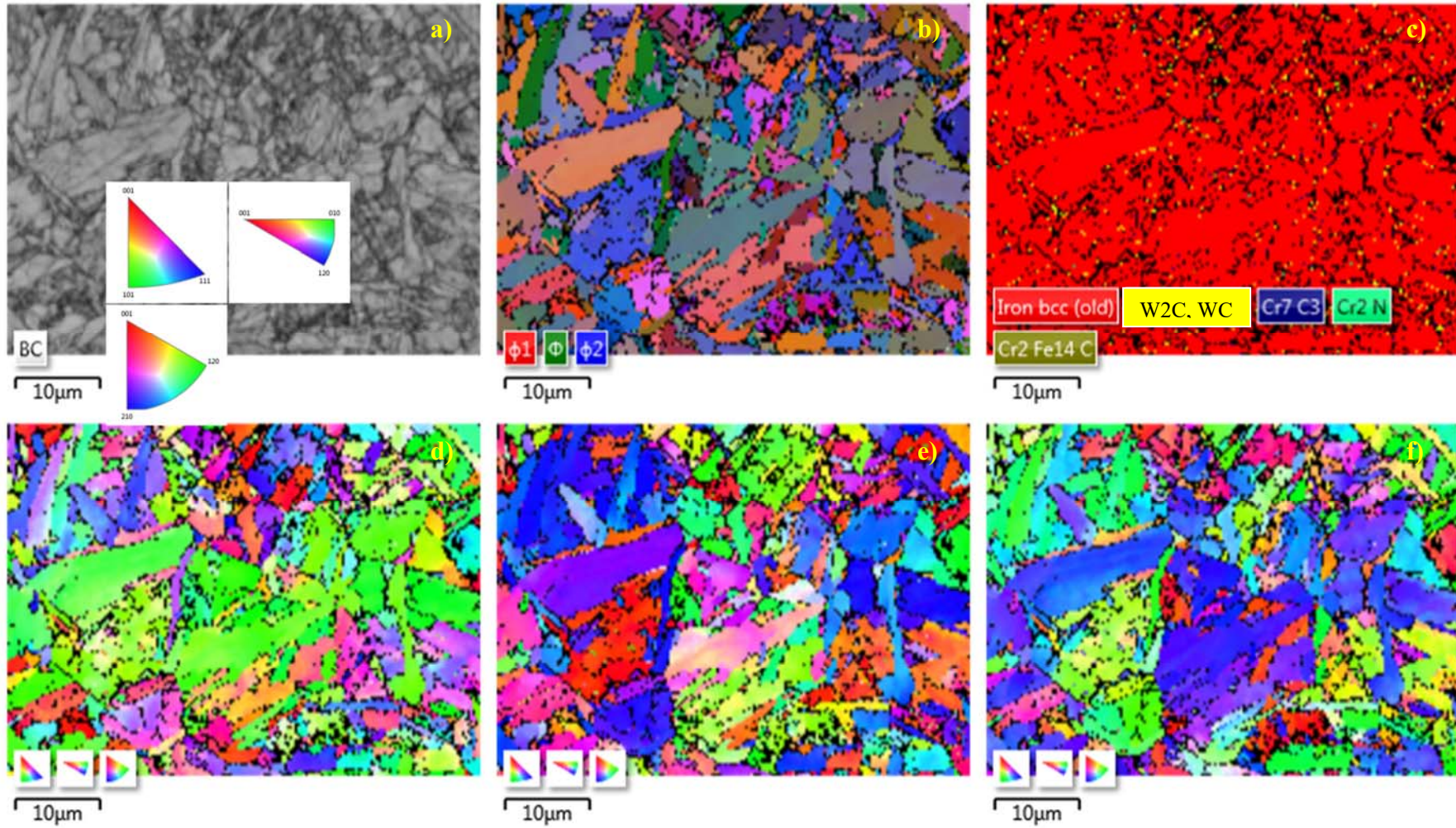




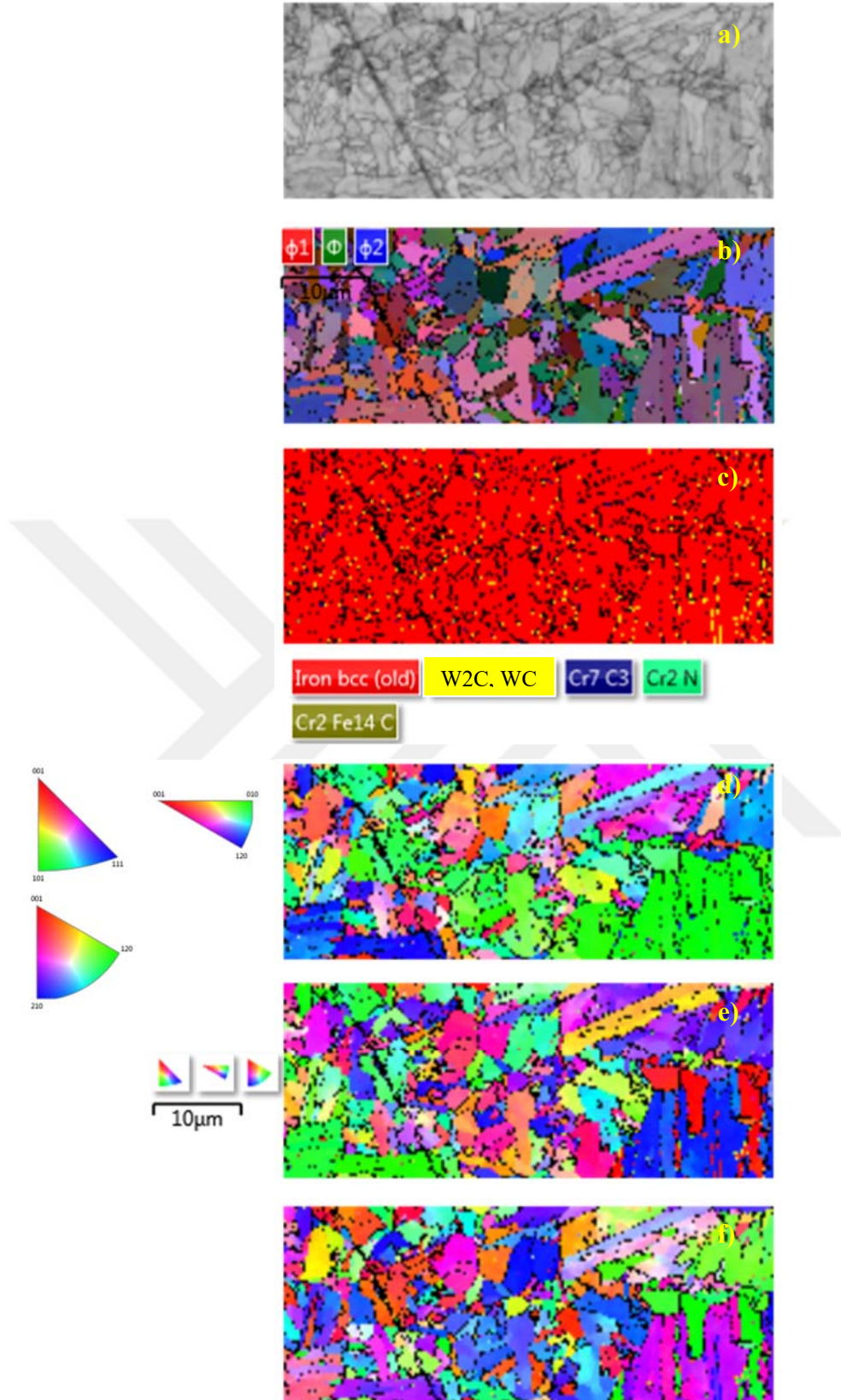
Şekil 6.48 KM-1 kodlu kaynak metali EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri



Şekil 6.49 KM-4 kodlu kaynak metali EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri



Şekil 6.50 Gr91 malzemesi EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f) X, Y, Z yönlenmeleri



Şekil 6.51 Gr 91 malzemesi ITAB EBSD analizi, a) band kontrastı, b) euler renkleri c) faz renkleri d), e), f), X, Y, Z yönlenmeleri

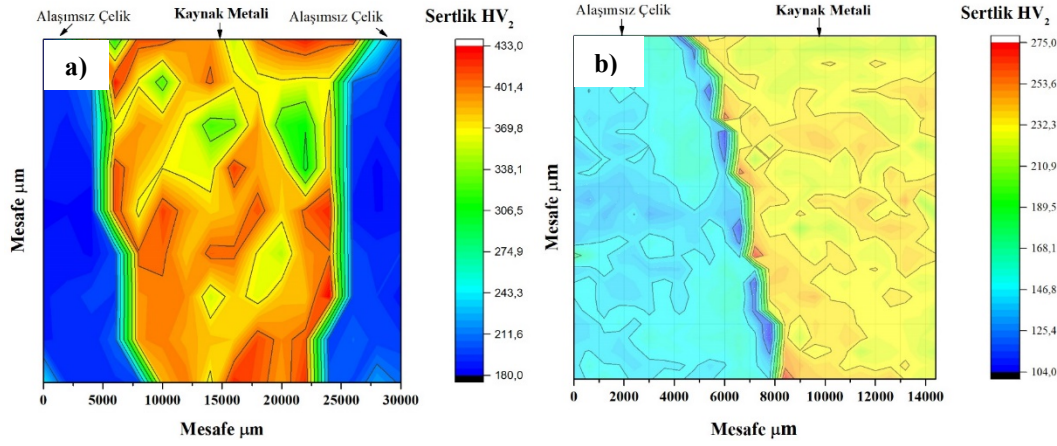
Çizelge 6.7 EBSD analizinde tespit edilen fazlar ve miktarları

Tespit edilen fazlar	KM-1		KM-4		Gr91		Gr91 (ITAB)	
	Fraksiyon	Sayım	Fraksiyon	Sayım	Fraksiyon	Sayım	Fraksiyon	Sayım
Fe (HMK)	80.06	20960	70.90	17005	81.05	19805	83.27	10792
W₂C	0.42	109	0.42	100	0.47	114	0.63	81
WC	1.20	315	0.65	155	1.11	272	1.54	199
Cr₇C₃	0.36	94	0.30	73	0.42	103	0.49	63
Cr₂N	0.11	28	0.12	28	0.06	14	0.02	3
Cr₂Fe₁₄C	0.03	7	0.02	4	0.05	11	0.02	3

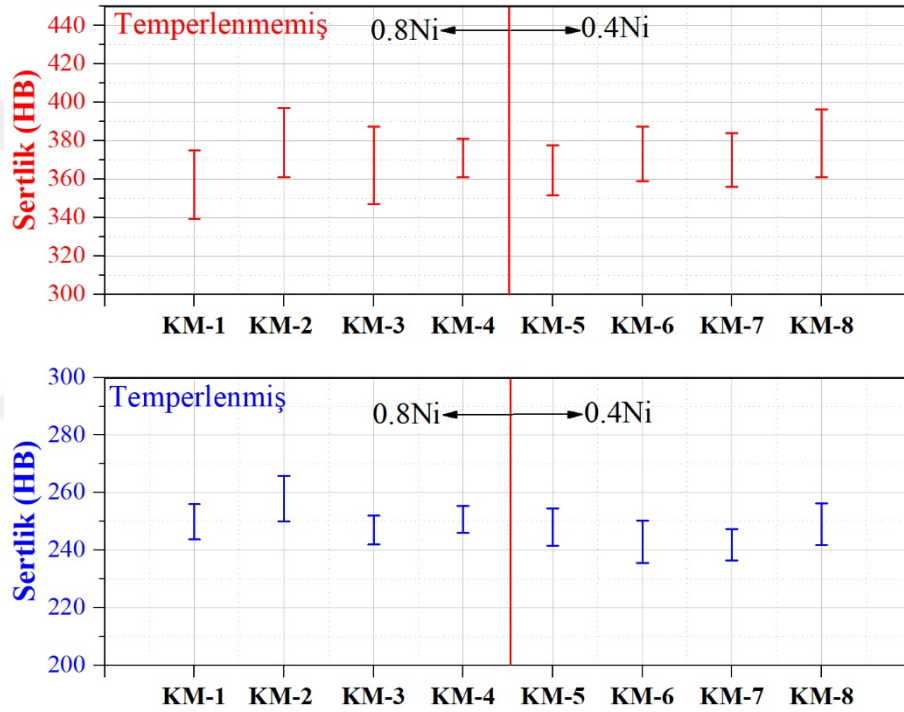
6.3 Kaynak Metali Mekanik Özellik Karakterizasyonları

6.3.1 Yalın kaynak metali sertlik sonuçları

Üretilen yalın kaynak metalleri ısıtılma işlem öncesi ve ısıtılma işlem sonrası sertlik sonuçları karşılaştırıldığında ısıtılma işleminin kaynak metali sertliğini şiddetli bir şekilde düşürdüğü tespit edilmiştir. Şekil 6.52 0.8Ni ve 0Co içeren kaynak metaline ait sertlik haritasını göstermektedir. Sertlik haritası oluşturulmasında temperlenmemiş halde 2000 µm aralıklarla ölçüm yapılmış, temperlenmiş kaynak metalinde ise 600 µm aralıklarla sertlik ölçümü yapılarak haritalandırılmıştır. Isıtılma işlem öncesi ölçülen sertlik testi sonuçlarına bakıldığında sapma değerleri ısıtılma işlem sonrası ölçülen sertlik sonuçlarından oldukça fazladır. Bu durum kaynak esnasında sonraki pasonun önceki kaynak dikişi üzerindeki temperleme etkisinden kaynaklanmaktadır. Üretilen yalın kaynak metali Brinell sertlik sonuçları Şekil 6.53’de ifade edilmiştir. Nikel miktarındaki değişimin (% 0.4-0.8) ve kobalt miktarındaki değişimin (%0-1.5) kaynak metali sertliği üzerinde çok büyük bir etkisinin olmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.52 % 0.8Ni % 0Co içeren kaynak metali sertlik haritaları a) ısı işlem öncesi b) ısı işlem sonrası



Şekil 6.53 Yalın kaynak metalleri Brinell sertlik sonuçları

6.3.2 Kaynak metali charpy darbe testi sonuçları

Çalışma kapsamında Çizelge 6.1'de kimyasal bileşimleri verilen kaynak metallerinin darbe çentik test sonuçları Şekil 6.55'de verilmiştir. Darbe testleri -40, -20, 20, 40 ve 60 °C de gerçekleştirilmiştir. Her bir sıcaklık için en az 5 numune teste tabi tutulmuştur. Kaynak sonrası ısı işlemin tokluk üzerindeki etkisinin belirlenmesi amacıyla KM-4 kodlu kaynak metali ısı işlem uygulanmadan darbe testine tabi tutulmuş ve darbe değeri 4 J (Şekil 6.54) olarak ölçülmüştür sertlik çalışmalarında da doğrulandığı gibi temperlenmemiş martenzitin sertliği yüksek ve tokluğu şiddetli bir şekilde

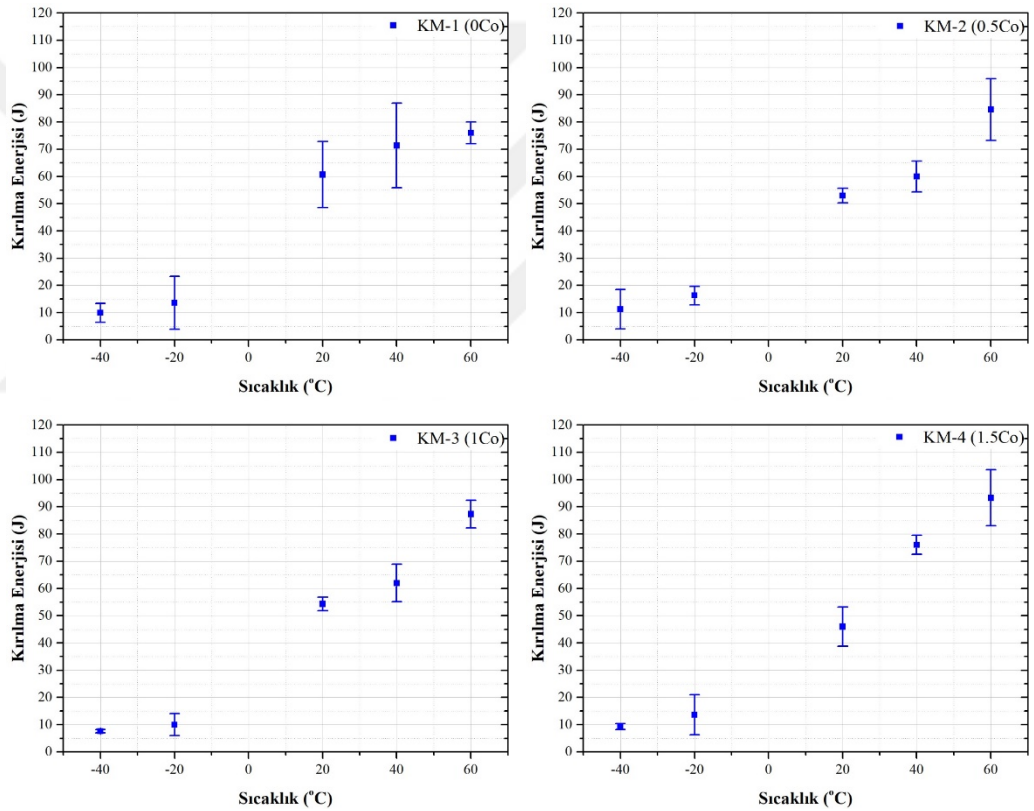
düşmüştür. Şekil 6.55’den görüldüğü gibi -40 ve -20 °C’de yapılan testlerde bütün kaynak metalleri gevrek davranış göstermiştir. 20 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda yapılan testlerde sünek kırılma gerçekleşmiş ve kabul edilir tokluk değerleri elde edilmiştir.

KM-4 Isıl işlemsiz (+20 °C)

4 J

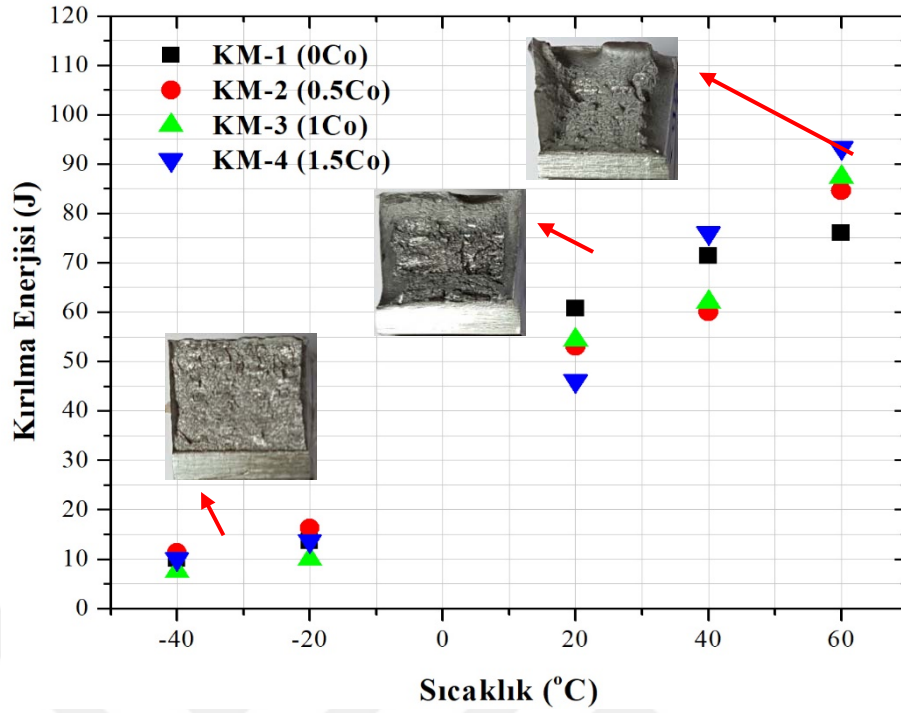


Şekil 6.54 Isıl işlem uygulanmamış 0.8Ni-1.5Co içeren kaynak metali Charpy darbe testi numunesi fotoğrafı



Şekil 6.55 % 0.8Ni ve farklı oranlarda (%0, 0.5, 1, 1.5) Co içeren yalın kaynak metali Charpy darbe testi sonuçları
















Şekil 6.55’den görüldüğü gibi P92 için geliştirilmiş olan örtülü elektroda 0.8Ni içeren kaynak metaline Co ilavesinin kaynak metali tokluk özelliği üzerinde düşük sıcaklıklarda çok fazla bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Şekil 6.56’da % 0.8Ni içeren ve farklı miktarda kobalt içeren kaynak metallerinin ortalama kırılma enerjileri karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Görüldüğü gibi oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda Co elementinin tokluğu bir miktar yükselttiği tespit edilmiştir.








Şekil 6.56 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait ortalama kırılma enerjilerinin karşılaştırılması

Çizelge 6.8’de kaynak metallerine ait (% 0.8Ni), farklı sıcaklıklarda Charpy darbe testine tabi tutulmuş yalın kaynak metali kırık yüzeylerinin makro fotoğrafları gösterilmiştir. -40 ve -20 °C de yapılan testlerde bütün numuneler gevrek kopma yüzeyine sahipken daha yüksek sıcaklıklarda yapılan testlerde sünek kırılma modu gözlenmiştir. Kırık yüzeylerin incelenmesiyle bu kaynak metallerine ait geçiş sıcaklığının yaklaşık oda sıcaklığı altında olduğu kırılma modlarından da görülmektedir.

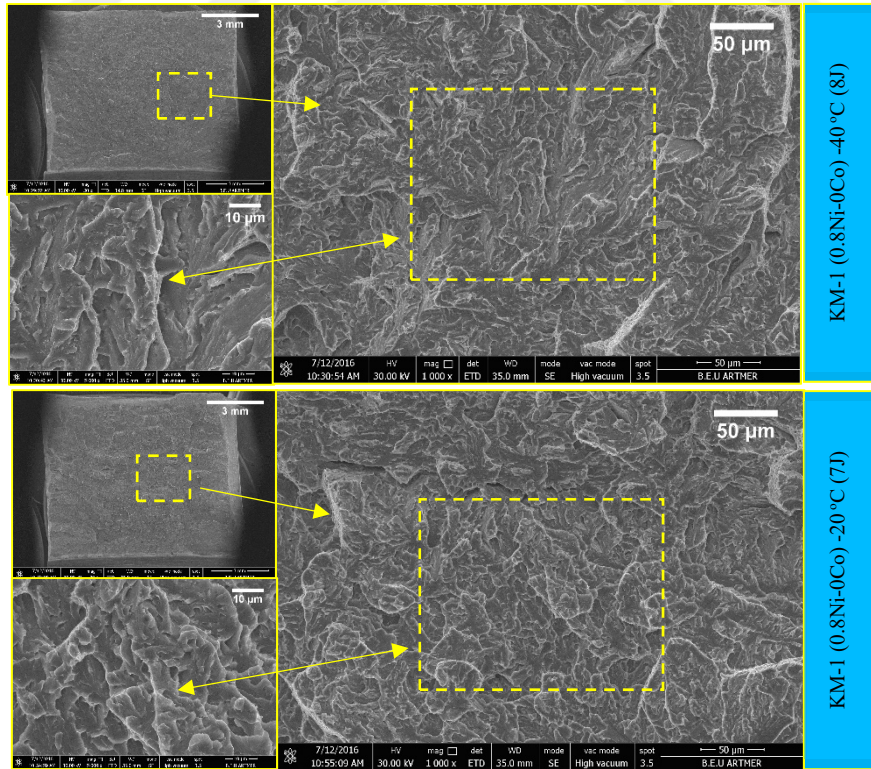
Çizelge 6.8 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait kırık yüzey makro fotoğrafları

Test Sıcaklığı	-40 °C	-20 °C	20 °C	40 °C	60 °C
KM-1 (0Co)	8 J	10 J	80 J	74 J	98 J
					
	6 J	12 J	50 J	64 J	88 J
					
	8 J	6 J	54 J	62 J	92 J
					

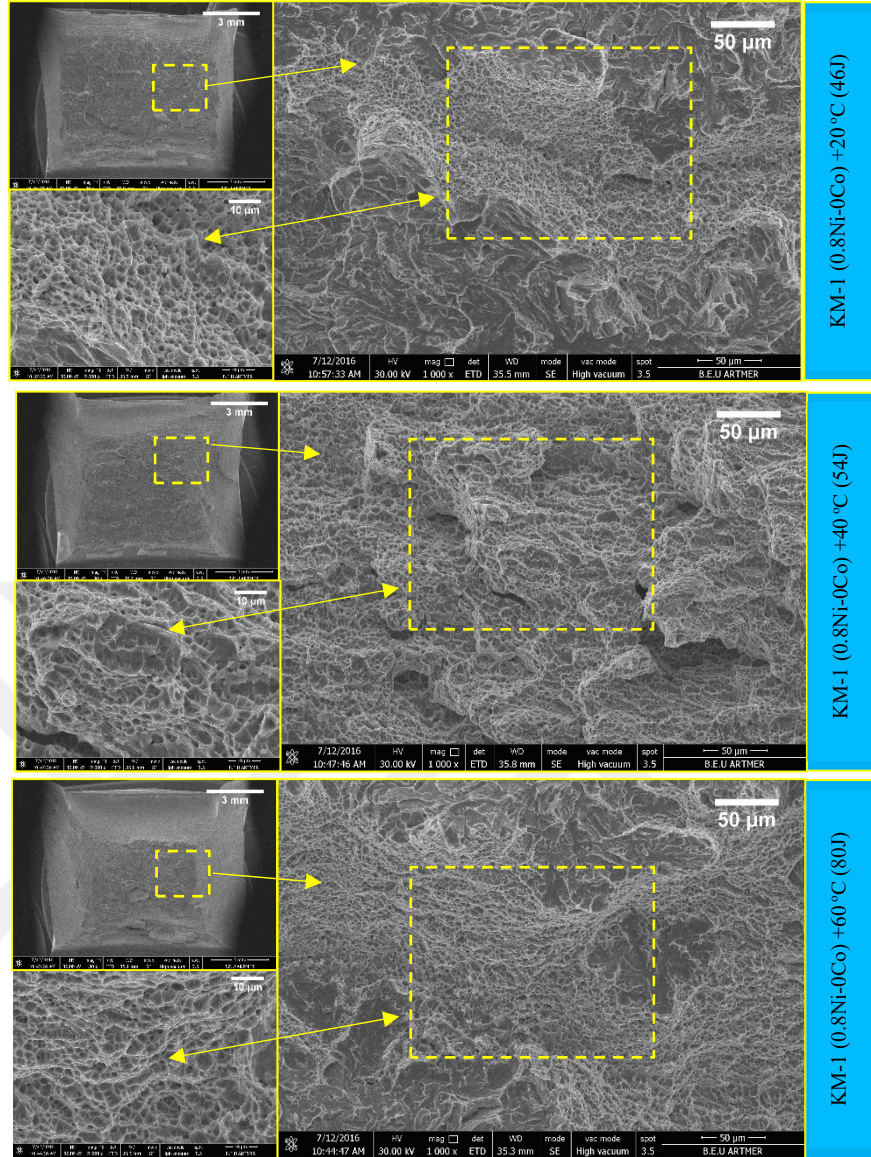
Çizelge 6.8 (devam ediyor)

Test Sıcaklığı	-40 °C	-20 °C	20 °C	40 °C	60 °C
	10 J	14 J	52 J	80 J	102 J
KM-4 (1.5Co)					

Şekil 6.57’de 0.8Ni içeren kobaltsız yalın kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda yapılmış charpy darbe testi numunelerinin kırık yüzey SEM fotoğrafları verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi -40 °C ve -20 °C sıcaklıklarda kaynak metali gevrek davranış göstermiş tane içi kırılma modu gözlenmiştir. Ayrıca çok az miktarda beyaz kuşaklar halinde sünek çukurcuk alanları tespit edilmiştir.

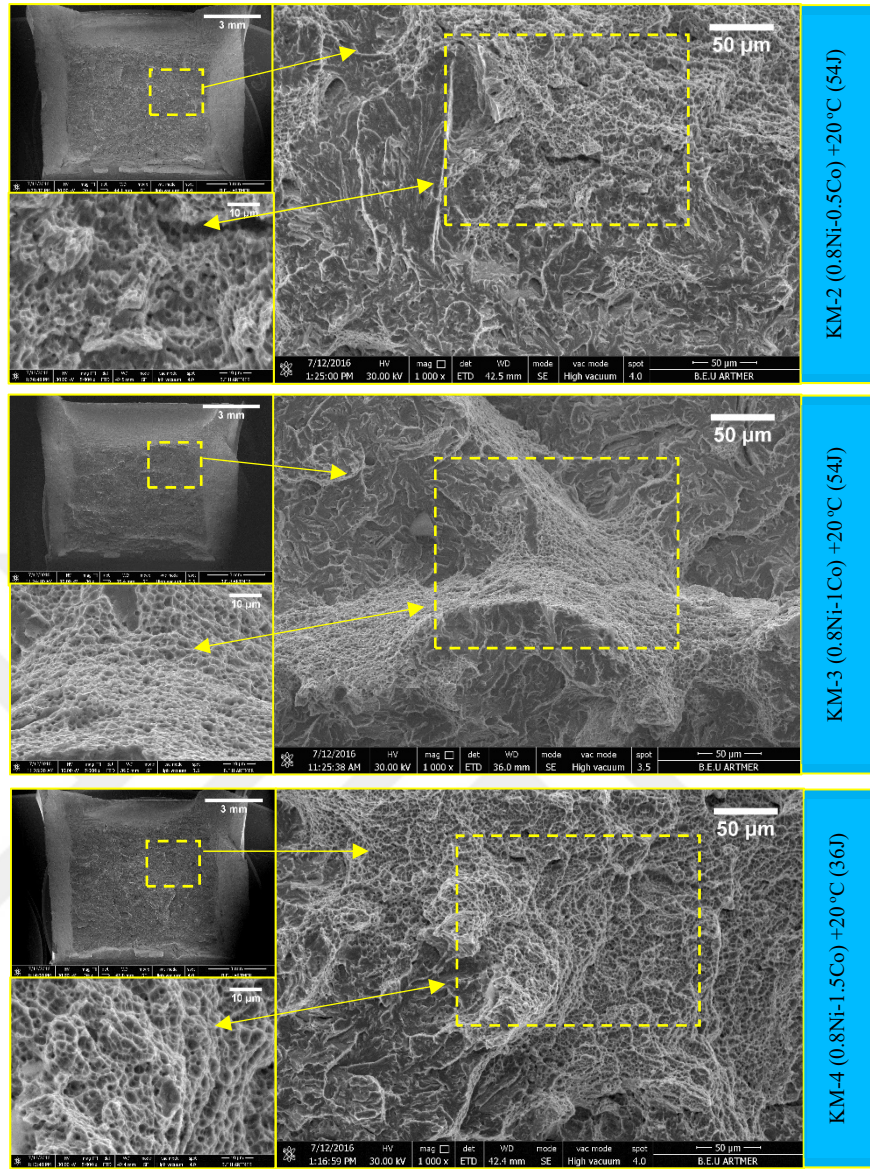


Şekil 6.57 KM-1 (0.8Ni-0Co) kodlu numuneye ait farklı sıcaklıklarda yapılmış darbe testi kırık yüzey SEM görüntüleri



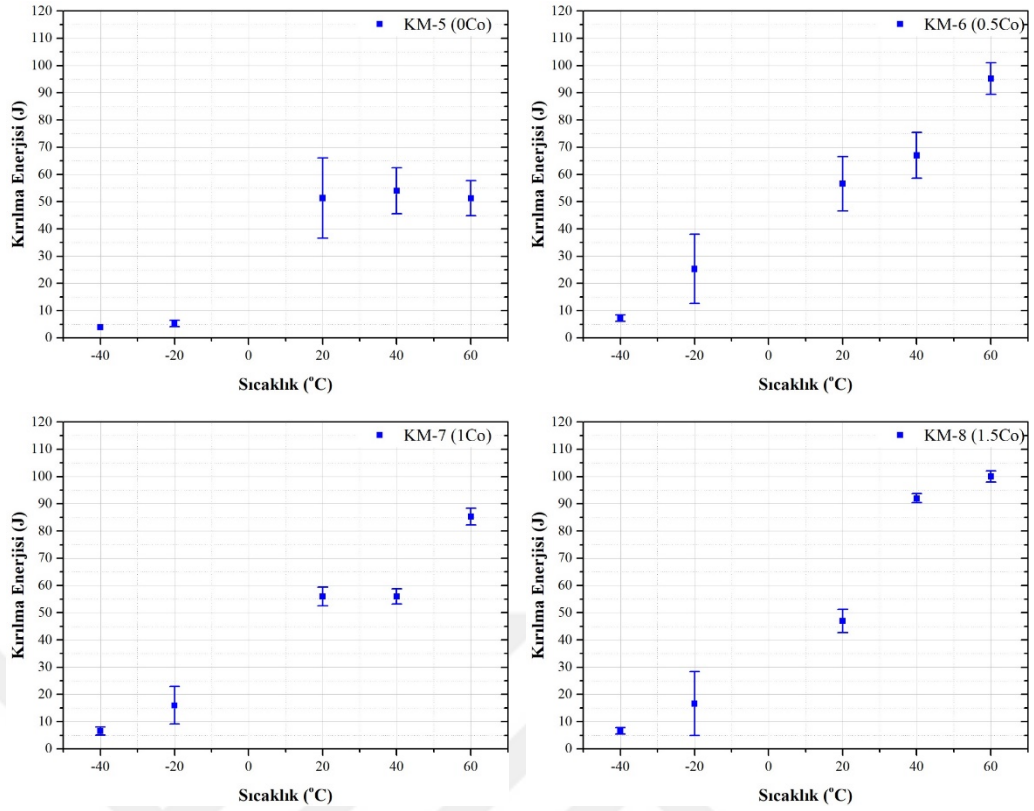
Şekil 6.57 (devam ediyor)

+20 °C +40 °C ve +60 °C sıcaklıklarda yapılan darbe testi kırık yüzey SEM analizlerinde yüksek oranda deformasyon belirtisi olan çukurcuk alanlar gözlenmiştir. Çukurcuk (dimple) içeren alanlarla birlikte ikincil çatlaklar tespit edilmiştir. Oda sıcaklığı ve üstünde yapılan darbe testlerinde numuneler tane içi kırılma modu sergilemişler ve çukurcuk alanları belirgin şekilde artmıştır, ancak genel olarak hem klevaj bölgeleri hem deformasyon bölgeleri tespit edilmiştir. Şekil 6.58'de Co içeren kaynak metallerine ait oda sıcaklığında (+20 °C) yapılmış charpy darbe testi kırık yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Görüldüğü gibi kobalt içermeyen 0.8Ni'li kaynak metaline benzer kırılma davranışı gözlenmiştir. Kobaltın etkisi kırık yüzey SEM analizlerinde tespit edilememiştir.



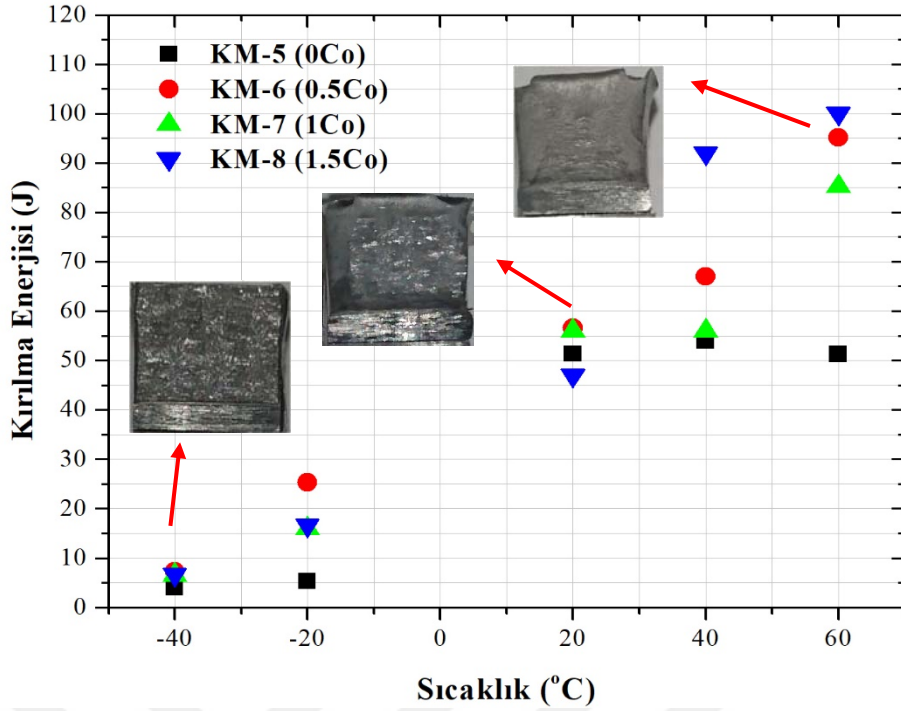
Şekil 6.58 Kobalt içeren yalın kaynak metallerine ait (0.8Ni-0.5, 1, 1.5Co) (KM-2, KM-3, KM-4) kırık yüzey SEM fotoğrafları

Şekil 6.59’da 0.4 Ni içeren KM-5, KM-6, KM-7 ve KM-8 kodlu yalın kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda yapılmış charpy darbe testi sonuçları verilmiştir. Şekillerden görüldüğü gibi bütün kaynak metallerinin darbe değerleri $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda oldukça düşüktür. Bu durum kaynak metalinin geçiş sıcaklığının yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 6.59’da verilen KM-5 kodlu kaynak metalinin $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıktaki darbe değerinde oldukça yüksek sapma olduğu tespit edilmiş ayrıca $+40$ ve $+60\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıktaki darbe değerleri de kobalt içeren diğer 0.4Ni’li kaynak metalleri ile karşılaştırıldığında oldukça düşüktür.



Şekil 6.59 % 0.4Ni ve farklı oranlarda (%0, 0.5, 1, 1.5) Co içeren yalın kaynak metali darbe testi sonuçları


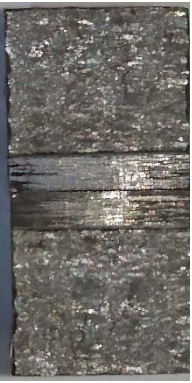













Şekil 6.60'da 0.4Ni içeren kobaltsız ve kobaltlı kaynak metallerinin darbe testi ortalamaları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Görüldüğü gibi 0.8Ni içeren kaynak metallerine benzer şekilde 1.5Co içeren 0.4Ni'li kaynak metalinin de (KM-8) oda sıcaklığının üstünde yapılan darbe değerinin yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ancak oda sıcaklığında yapılan darbe testlerinde önemli bir fark görülmemiştir.








Şekil 6.60 Farklı miktarda kobalt içeren kaynak metallerine ait ortalama kırılma enerjilerinin karşılaştırılması

Çizelge 6.9’da verilen makro fotoğraflardan deformasyon bölgeleri ve gevrek kırılma bölgeleri incelendiğinde 0.4Ni’li kaynak metallerinin tamamının -40 °C sıcaklıkta tamamen gevrek +60 °C sıcaklıkta ise sünek kırılma sergilediği görülmektedir. Çizelge 6.8’de verilen 0.8Ni’li kaynak metallerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzeyleri ile karşılaştırıldığında 0.8Ni içeriğinin tüm Co’lu ve Co’suz kaynak metallerinde oda sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda daha yüksek darbe dayanımı değerlerine ve daha fazla sünek kırılma bölgelerine sahip olduğu görülmektedir

Çizelge 6.9 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait kırık yüzey makro fotoğrafları

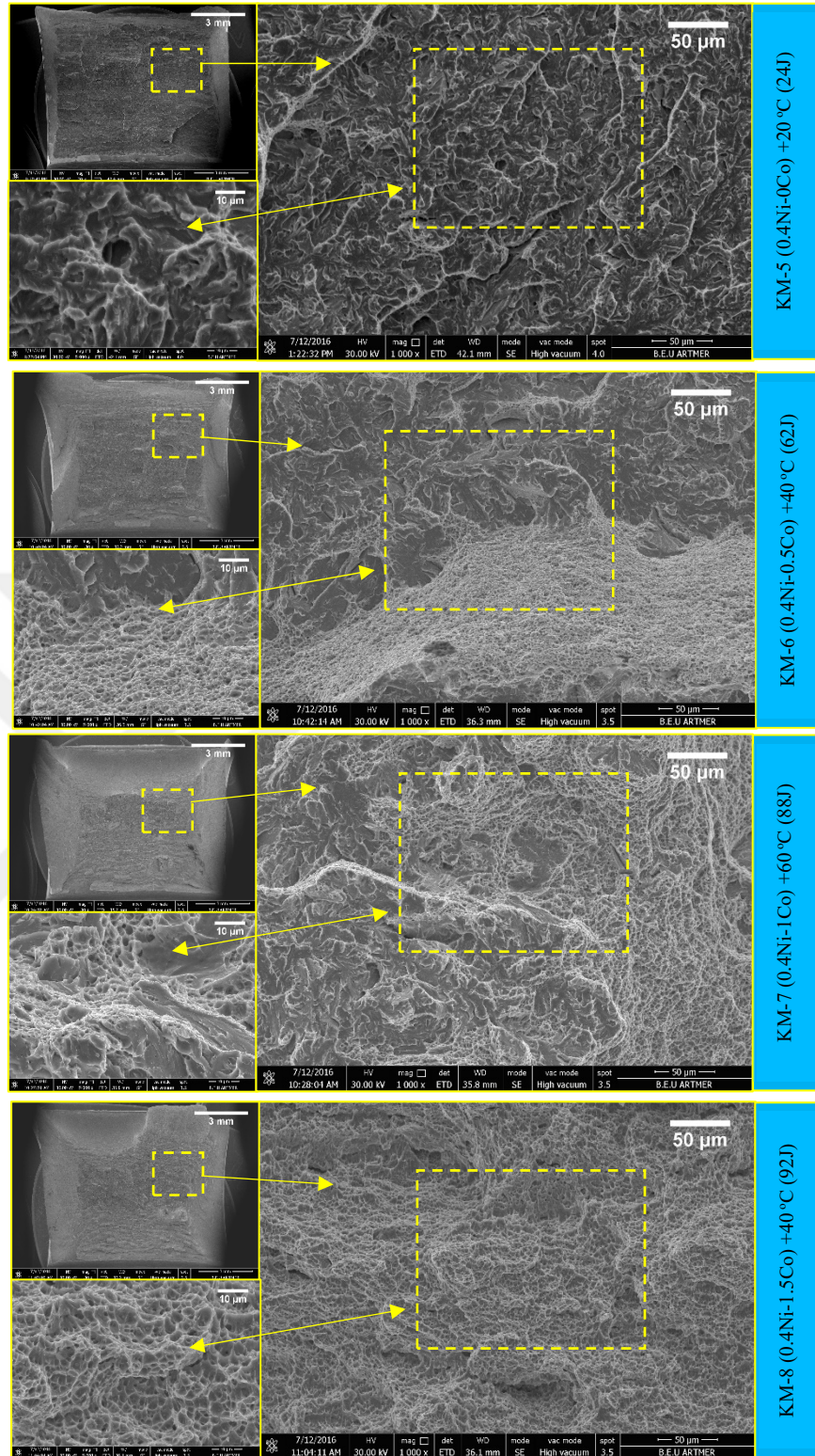
Test Sıcaklığı	-40 °C	-20 °C	20 °C	40 °C	60 °C
KM-5 (0Co)	4 J	8 J	36 J	58 J	54 J
					
	8 J	14 J	51 J	76 J	100 J
					
	8 J	12J	50 J	54 J	82 J
KM-7 (1Co)					

Çizelge 6.9 (devam ediyor)

Test Sıcaklığı	-40 °C	-20 °C	20 °C	40 °C	60 °C
	6 J	14 J	50 J	92 J	100 J
KM-8 (1.5Co)					

Şekil 6.61’de 0.4Ni içeren ve belirtilen miktarda kobalt ile alaşımlandırılmış kaynak metallerine ait charpy darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. KM-6 kodlu 0.5Co ile alaşımlandırılmış kaynak metalinin +40 °C sıcaklıkta yapılan darbe testi sonrası görüntüsünde yüksek oranda deformasyon içeren çukurcuk bölgeleri ve az miktarda klevaj kırılma bölgeleri görülmüştür. KM-7 kodlu kaynak metalinin +60 °C sıcaklıkta yapılan darbe testi numunesi kırık yüzey analizinde yüksek oranda deformasyon içeren bölge ve ikincil çatlaklar tespit edilmiştir. KM-8 kodlu kaynak metalinin +40 °C de yapılan test sonrası kırık yüzeyinde yüksek oranda deformasyon bölgesi tespit edilmiştir.

Genel olarak bütün kaynak metallerinde klevaj kırılma ve sünek kırılma modu karışık şekilde tespit edilmiştir. Ancak darbe değeri yüksek olan kaynak metallerinde deformasyon içeren çukurcuk (dimple) alanı oldukça fazladır



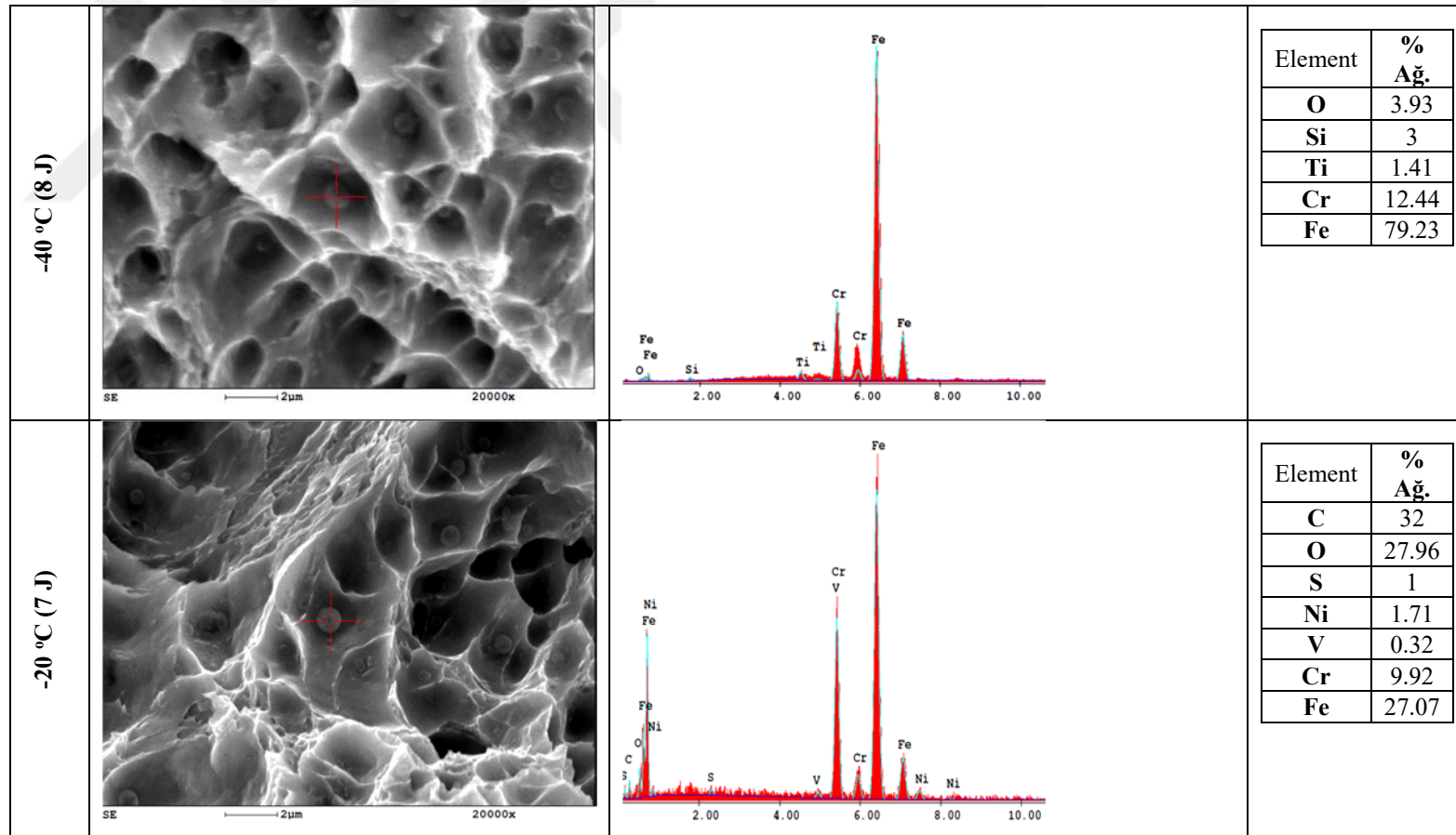
Şekil 6.61 0.4Ni-0, 0.5, 1, 1.5Co içeren yalın kaynak metallerine ait (KM-5, KM-6, KM-7, KM-8) kırık yüzey SEM fotoğrafları

6.3.2.1 Kırık yüzey inklüzyon analizleri

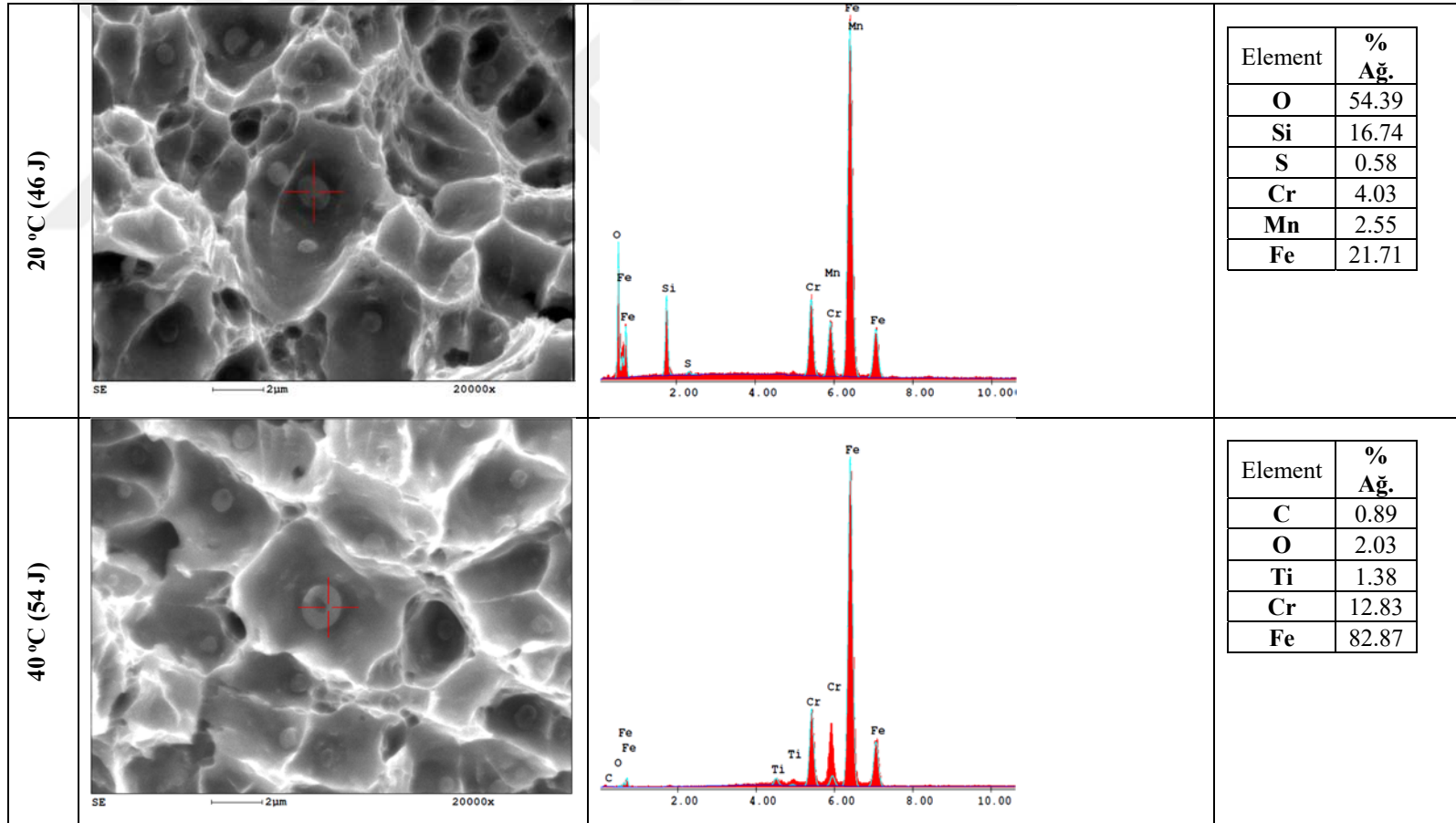
Charpy-V çentikli darbe deneyi sonrası kırılan parçaların yüzeyleri etil alkol ile temizlenmiş ve SEM ile incelenmiştir. 0.8Ni içeren KM-1 kodlu malzemeye ait farklı sıcaklıklarda yapılmış (-40, -20, 20, 40, 60 °C) darbe testi numunelerinin kırık yüzeyleri Şekil 6.62’de verilmiştir. KM-1 kodlu malzemeye ait farklı sıcaklıklarda yapılan darbe test numunelerinin kırık yüzeylerine ait çukurcuk içeren (dimple) bölgeler analiz edilmiş, çukurcuklar içinde bulunan küresel parçacıkların analizleri SEM-EDX yöntemi ile yapılmıştır. Küresel şekilde bulunan parçacıkların oksit/oksi-sülfid inklüzyonu olduğu görülmüştür. Bu analizler SEM ile yapılan kaynak bölgesi analizlerindeki bileşimleri doğrulamaktadır. Ayrıca -40 ve -20 °C sıcaklıklarda yapılan darbe testinde çukur içeren bölgelerin az miktarda olduğu ancak oda sıcaklığı ve üstünde yapılan darbe testlerinde ise çukurcukların daha geniş bir alanda yayıldığı tespit edilmiştir. Bunun yanında düşük sıcaklıklarda yapılan darbe testi numunelerindeki çukurcukların daha dar olduğu oda sıcaklığı ve üstünde yapılan darbe testi numunelerinde ise çukurcukların daha genişlediği gözlenmiştir.

Şekil 6.63’de 0.8Ni’li kobalt ile alaşımlandırılmış kaynak metallerine ait oda sıcaklığında yapılan darbe testi sonrası kırık yüzey analizleri verilmiştir. Görüldüğü gibi çukurcuk içeren bölgelerde bulunan küresel parçacıkların oksit inklüzyonu olduğu tespit edilmiştir. Bunun yanında kırılmanın tane içi şeklinde (transgranular) olduğu görülmüştür. Bütün kaynak metali kırık yüzey analizleri incelendiğinde bütün kırılma modlarının klevaj ve sünek kırılmanın birlikte olduğu karışık kırılma modu sergilediği yüksek büyütmelerde yapılan kırık yüzey analizlerinde de görülmüştür.

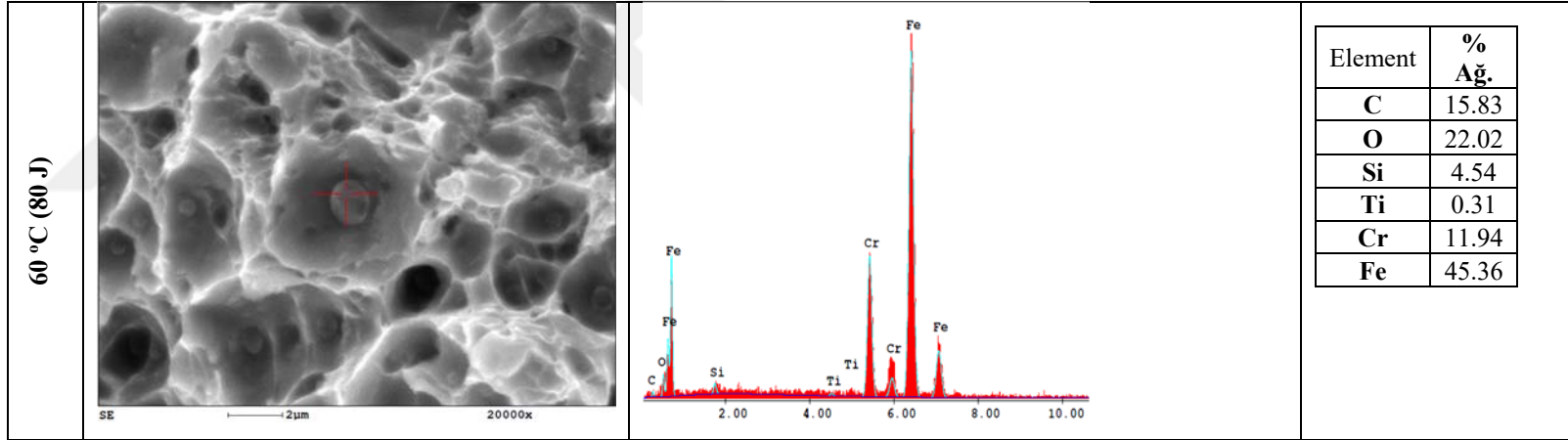
Şekil 6.64’de verilen 0.4Ni içeren kobaltsız ve kobalt ile alaşımlandırılmış kaynak metallerine ait farklı sıcaklıklarda yapılmış darbe testi kırık yüzeylerinin incelenmesinde de 0.4Ni’li kaynak metaline benzer kırılma modları ve küresel parçacıklar tespit edilmiştir.



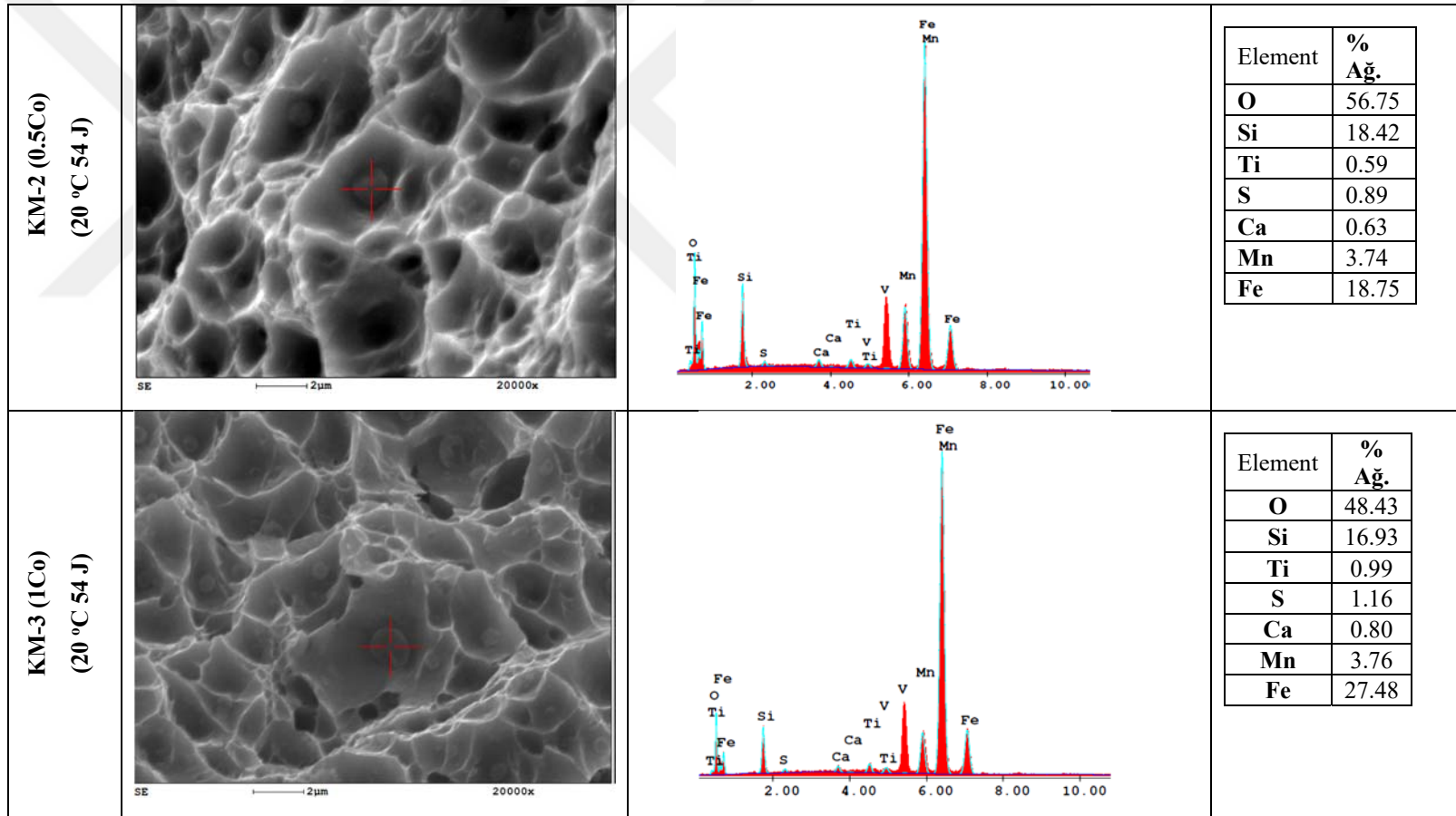
Şekil 6.62 KM-1 (0Co) kodlu numuneye ait farklı sıcaklıklardaki kırık yüzey analizleri



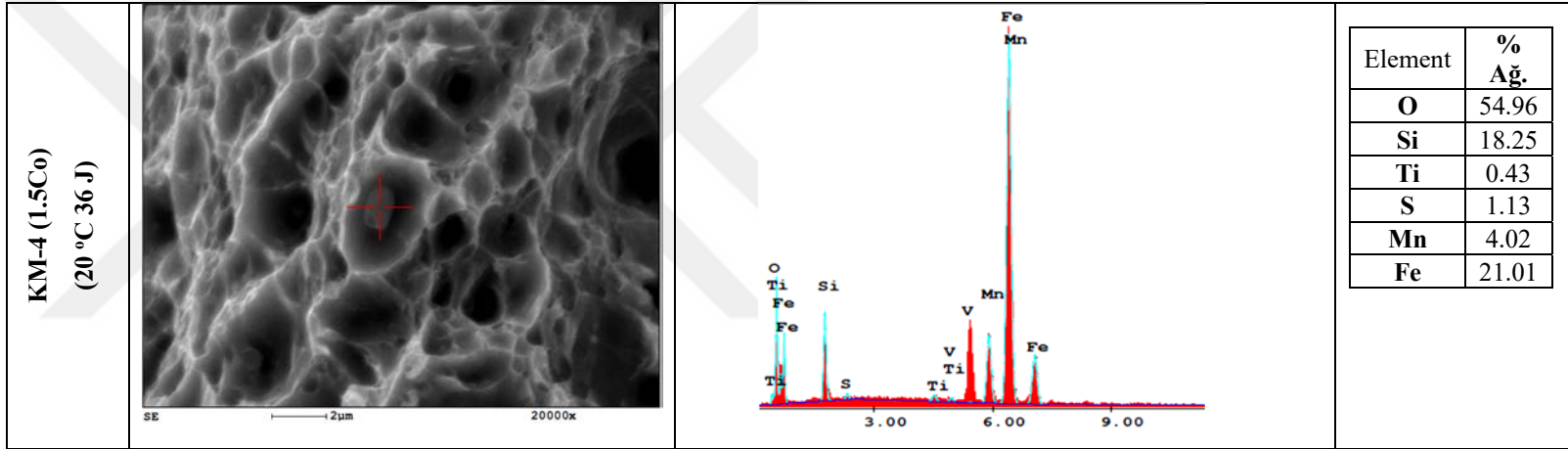
Şekil 6.62 (devam ediyor)



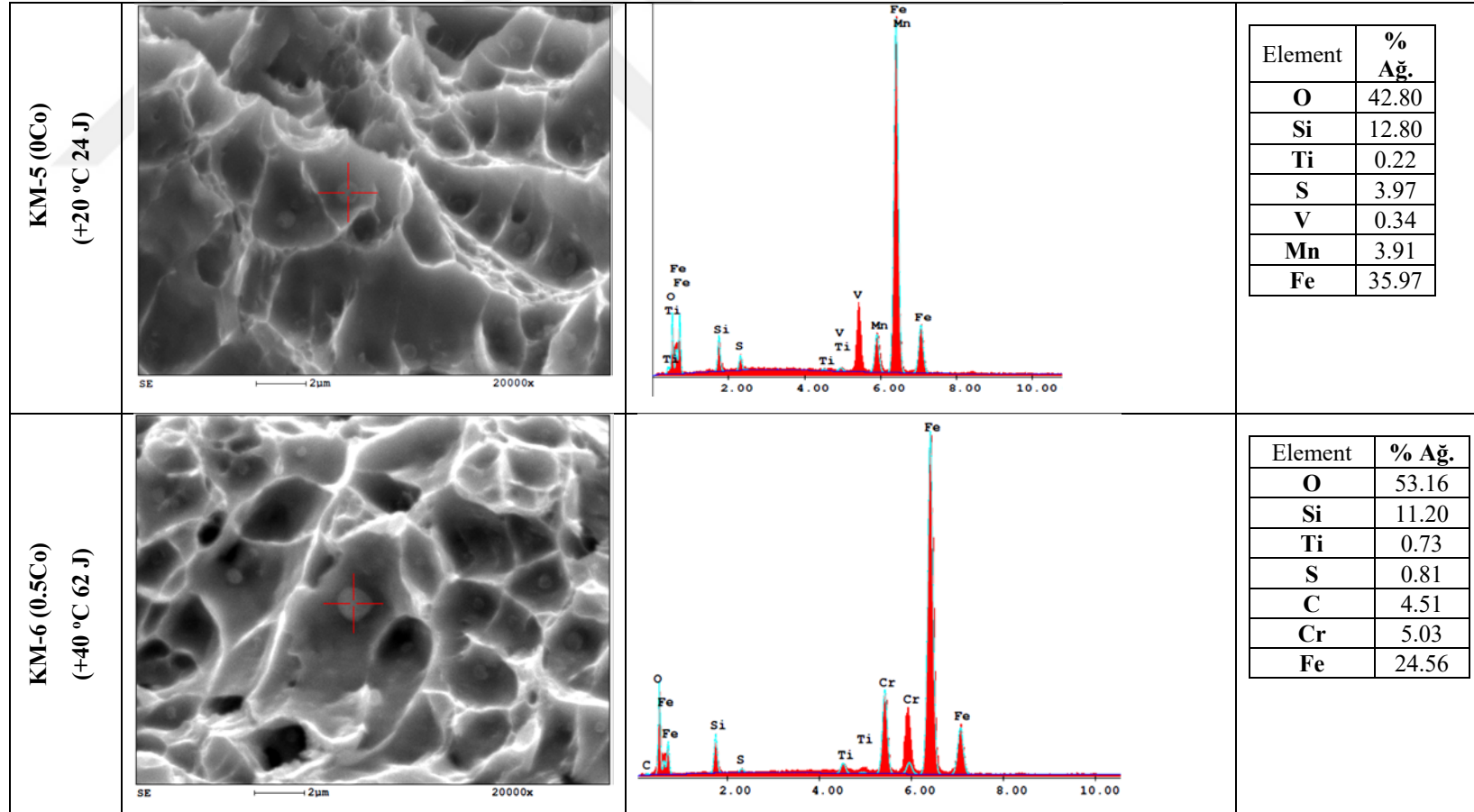
Şekil 6.62 (devam ediyor)



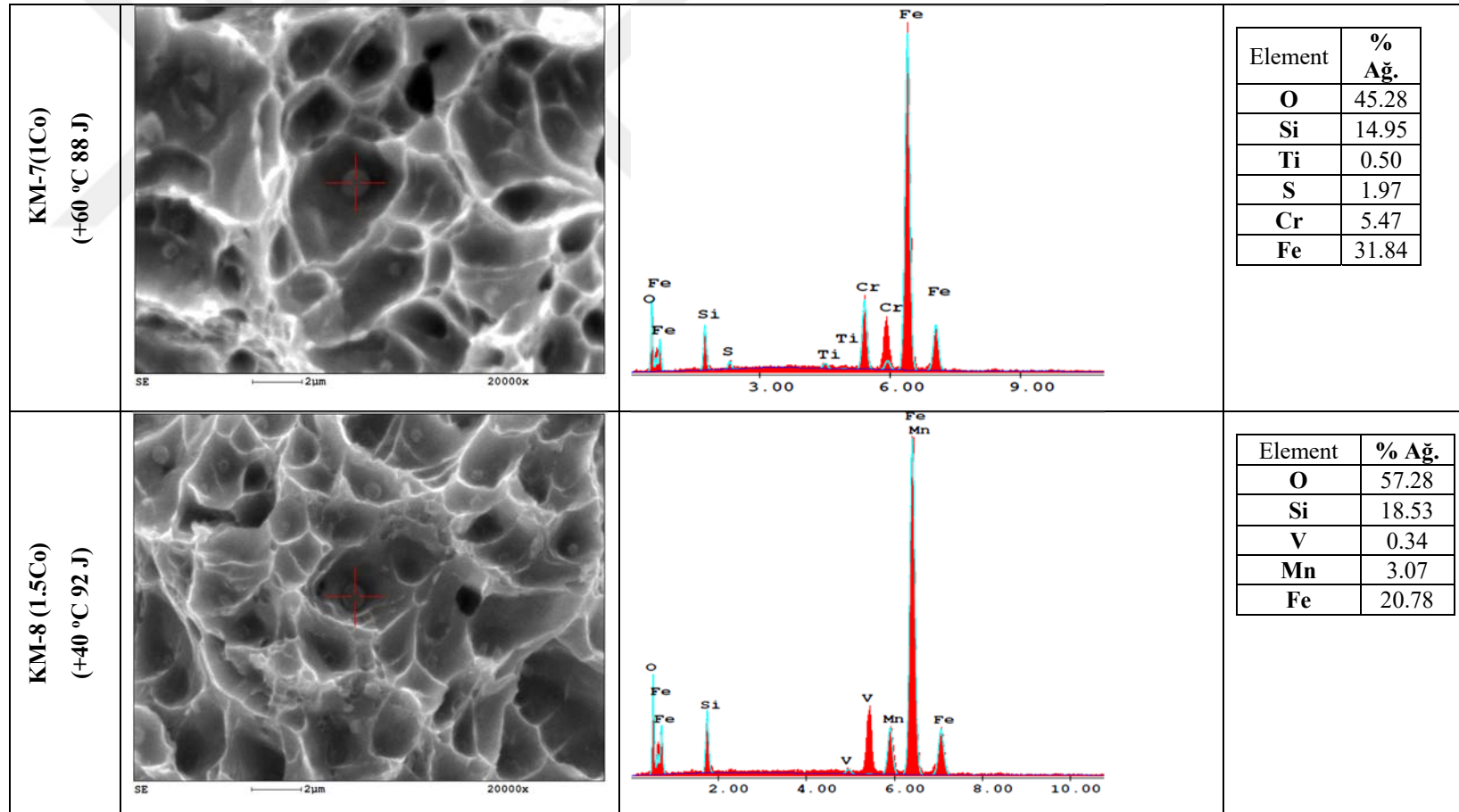
Şekil 6.63 Kobalt içeren numunelere ait (KM-2, KM-3, KM-4) kırık yüzey analizleri



Şekil 6.63 (devam ediyor)



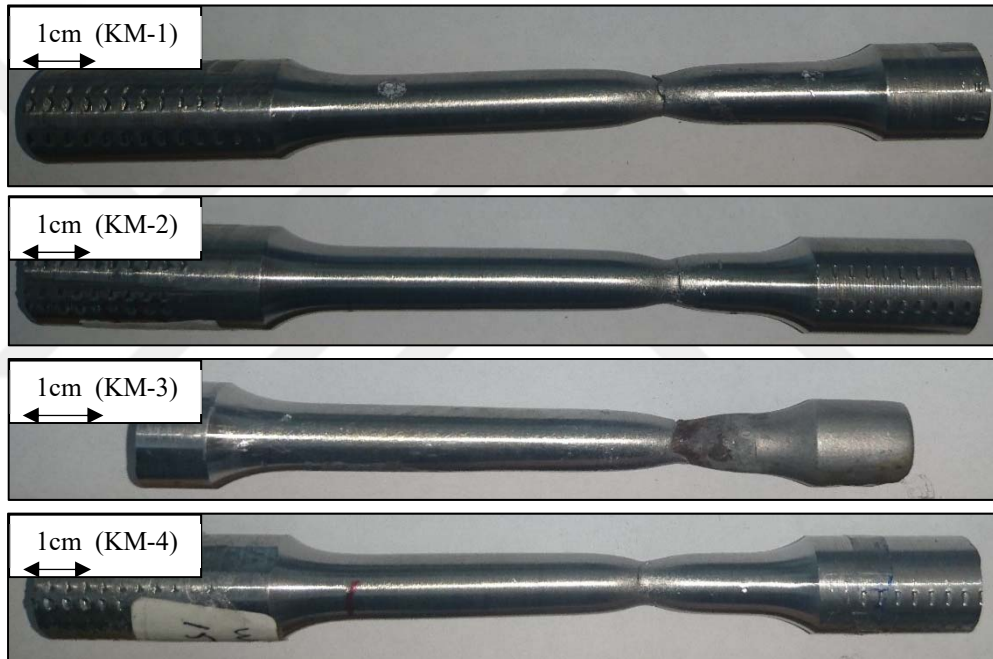
Şekil 6.64 0.4Ni içeren yalın kaynak metallerine ait (KM-5, KM-6, KM-7, KM-8) kırık yüzey analizleri



Şekil 6.64 (devam ediyor)

6.3.3 Kaynak metali çekme deneyi sonuçları

Üretimi gerçekleştirilen bütün kaynak metallerinin çekme testi numuneleri Şekil 5.2’de verilen tasarım kullanılarak hazırlanmıştır. Isıl işlem uygulanmış bütün kaynak metali çekme testi numunelerinde boyun verme gözlenmiş çanak ve koni oluşumu tespit edilmiştir. Şekil 6.65’de 0.8Ni içeren kaynak metali çekme testi numunelerinin test sonrası makro fotoğrafları verilmiştir. Görüldüğü gibi ASTM E8 standardına uygun şekilde hazırlanan test parçalarında kopma test numunesinin ortasından veya orta bölgesine yakın bölgelerden gerçekleşmiştir. Bu kaynak metali değerlerinde çentik etkisinin minimum düzeyde olduğunu göstermektedir.

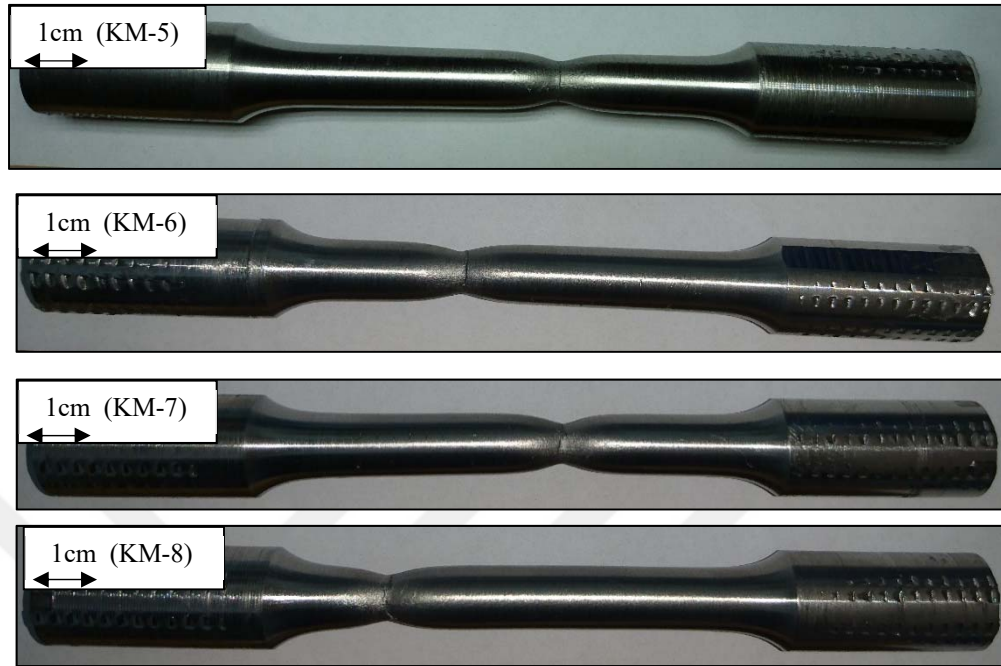


Şekil 6.65 0.8Ni içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraflar

Şekil 6.66 0.4Ni içeren kaynak metallerinden hazırlanmış çekme testi numunelerinin test sonrasında alınmış fotoğraflarını göstermektedir. 0.4Ni içeren kaynak metaline benzer şekilde çekme testi esnasında boyun verme olduğu ve kırılmanın numune ortasından ya da ortaya yakın bölgelerden gerçekleştiği gözlenmiştir.

Şekil 6.67’de 0.8Ni içeren ve 1.5Co ile alaşımlandırılmış kaynak metalinden üretilen ısıl işlem uygulanmamış çekme testi numunesine ait fotoğraf verilmiştir. Görüldüğü gibi ısıl işlem uygulanmamış parçada çekme testi esnasında boyun verme gözlenmemiş ve gevrek modda kopma gerçekleşmiştir. Akma ve çekme dayanımı

oldukça yüksek ve birbirine yakın değerde ölçülmüştür ($\sigma_{ak}= 1225\text{MPa}$, $\sigma_{\check{c}}=1237$) buna karşın % uzama şiddetli bir şekilde düşmüştür (% uzama=3).



Şekil 6.66 0.4Ni içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraflar



Şekil 6.67 Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmamış 0.8Ni-1.5Co içeren kaynak metali çekme testi numunelerine ait fotoğraf ($\sigma_{ak}:1225\text{ MPa}$, $\sigma_{\check{c}}:1237\text{ MPa}$, % uzama: 3)

Üretimi gerçekleştirilen yalın kaynak metallerine uygulanan çekme testi ortalama değerleri Çizelge 6.10’da verilmiştir. Akma ve çekme dayanımlarının P92 esas metalin standart değerlerinden (Çizelge 3.5) yüksek olduğu gözlenmiştir. 0.8Ni içeren ve 0.4Ni içeren kaynak metallerinin dayanım ve süneklik değerleri arasında önemli bir fark olmamasına karşın kobalt ilavesinin sünekliği düşürmeden akma ve çekme dayanımlarını bir miktar artırdığı görülmüştür.

Çizelge 6.10 Yalın kaynak metalleri mühendislik çekme testi sonuçları (mühendislik)

		Akma (MPa)	Çekme (MPa)	Uzama (%)
% (0.8Ni)	KM-1 (0Co)	646	775	18
	KM-2 (0.5Co)	676	796	15
	KM-3 (1Co)	662	787	16
	KM-4 (1.5Co)	675	791	16
% (0.4Ni)	KM-5 (0Co)	638	756	16
	KM-6 (0.5Co)	684	756	20
	KM-7 (1Co)	712	787	20
	KM-8 (1.5Co)	700	800	18

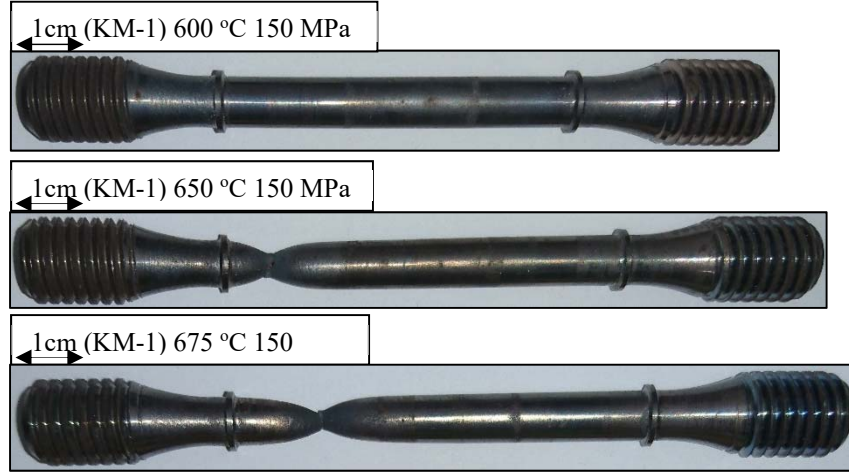
6.3.4 Sürünme deneyi sonuçları

Üretilmiş olan % 0.8Ni içeren yalın kaynak metallerinden Şekil 5.13’de verilen ölçülerde sürünme test numunesi hazırlanmış ve 150 MPa gerilme altında sürünme testine tabi tutulmuştur. Sürünme testleri 600 °C (yalnız KM-1 0Co), 650 °C, 675 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.68 KM-1 kodlu sürünme deney numunesine ait sürünme sonrası kopma gösteren ve kopma göstermeyen yalın kaynak metallerine ait fotoğrafı göstermektedir. Şekil 6.69 150 MPa gerilme altında 600 °C’de yapılan sürünme testi sonucunu göstermektedir. Test sonucunda yalın kaynak metali 321 h süresince kopmamış ve önemli miktarda bir şekil değişimi göstermemiştir. Şekil 6.70’de 650 °C’de 150 MPa gerilme altında yapılan % 0.8Ni’li ve farklı miktarda (%0, 0.5, 1, 1.5) Co ile alaşımlandırılmış kaynak metallerine ait sürünme eğrileri karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Kobalt ile alaşımlandırılan kaynak metali sürünme-kopma dayanımının arttığı tespit edilmiştir. 675 °C sıcaklıkta en yüksek sürünme-kopma dayanımı KM-4 (%1.5Co) kodlu kaynak metalinde gözlenmiştir. Şekil 6.72 sıcaklık, kopma uzaması ve kopma süresi ilişkisini göstermektedir. Kaynak metallerinde genel olarak sıcaklığın yükselmesiyle kopma uzaması artmış ancak kopma süresi kısalmıştır. Farklı oranlarda Co içeren kaynak metallerinin sürünme deneyi sonucu elde edilen sürünme hızı, aktivasyon enerjisi ve sürünme uzaması değerleri Çizelge 6.11’de verilmiştir. Sürünme hızları Şekil 6.69, Şekil 6.70, Şekil 6.71’de verilen sürünme eğrilerinin kararlı sürünme bölgelerindeki eğrinin eğiminden hesaplanmıştır. Çizelgede verilen aktivasyon enerjileri de eşitlik (4.6)’ya göre hesaplanmıştır. Kobalt içermeyen KM-1 kodlu kaynak metaline ait Şekil 6.68’de verilen makro fotoğraflardan da görüldüğü

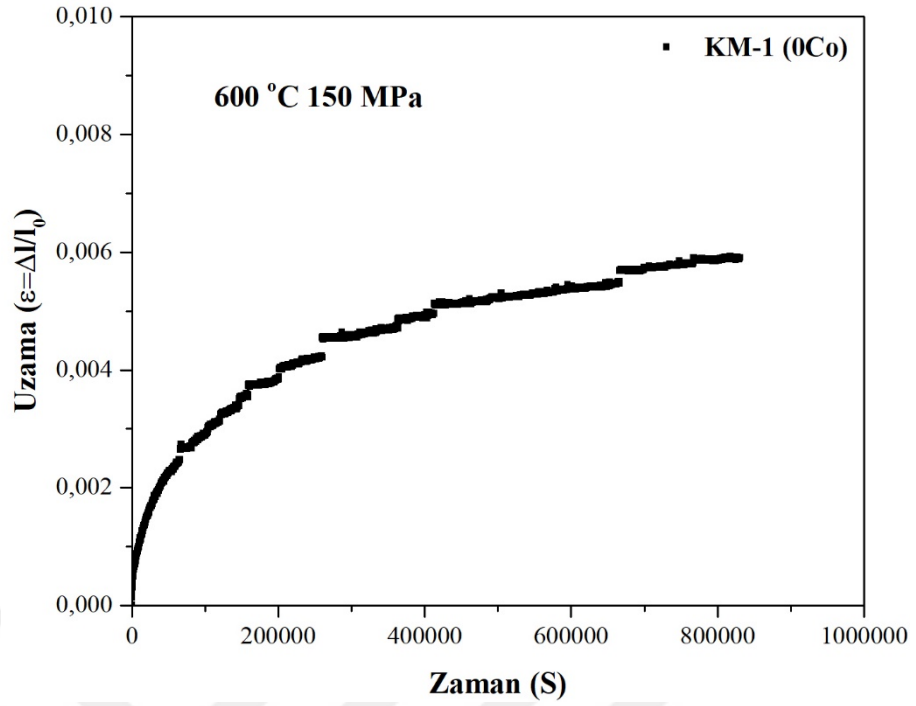
gibi sıcaklığın yükselmesi sürünme-kopma uzamasını artırmış ancak kopma süresini azaltmıştır.

Çizelge 6.11 0.8Ni içeren kaynak metallere ilişkin sürünme testinden elde edilen sonuçlar

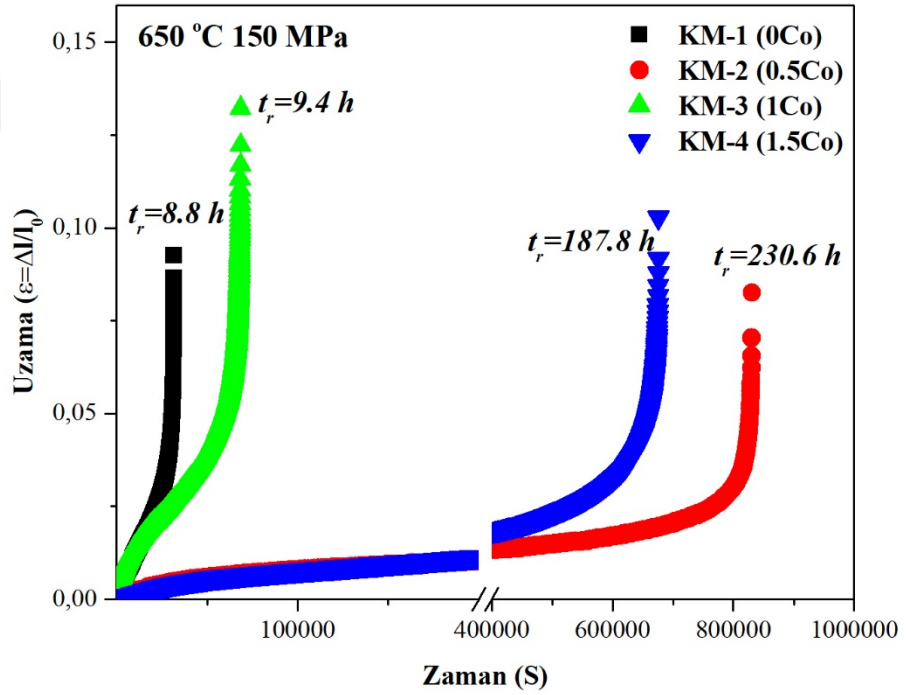
	Sıcaklık (°C)	Gerilme (MPa)	Zaman (h)	% uzama	$\dot{\epsilon}_{ks}$ ($10^{-5}h^{-1}$)	Q_s (kJ/mol)
KM-1 (0Co)	600	150	321.132	0.64	0.79085	684.159
	650	150	8.854	14.34	383.25	
	675	150	2.742	19.83	2130.004	
KM-2 (0.5Co)	650	150	230.693	12.3	6.4041	1343.443
	675	150	5.751	17.19	647.89	
KM-3 (1Co)	650	150	9.4836	19.8	219.146	517.066
	675	150	4.467	16.54	1295.05	
KM-4 (1.5Co)	650	150	187.889	14.13	13.14	250.796
	675	150	57.497	15.01	31.11	



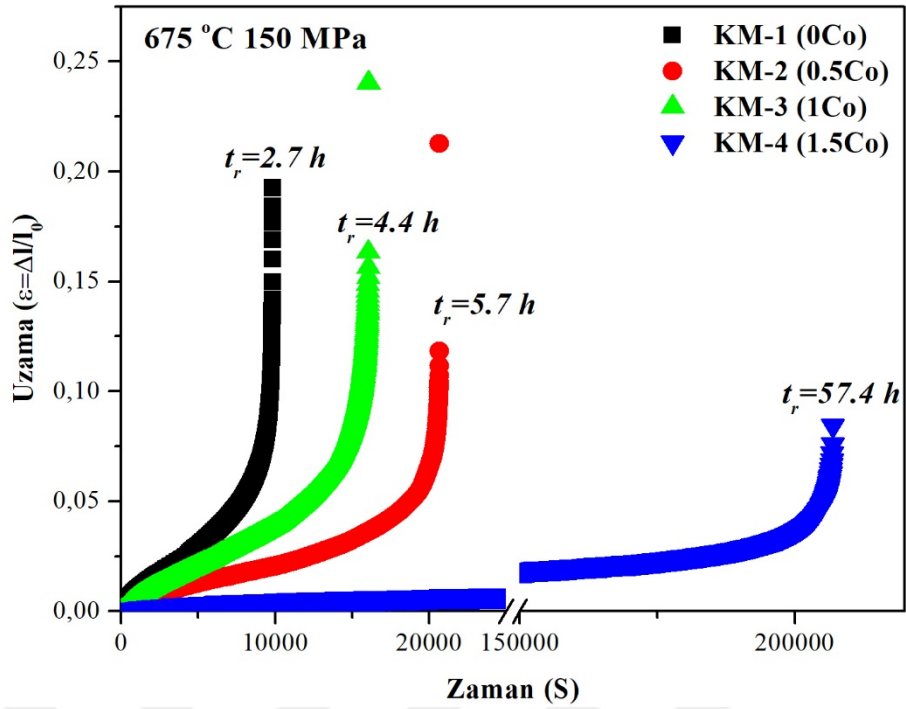
Şekil 6.68 KM-1 (0.8Ni-0Co) kodlu numunenin sürünme deneyi sonrasındaki makro fotoğrafları



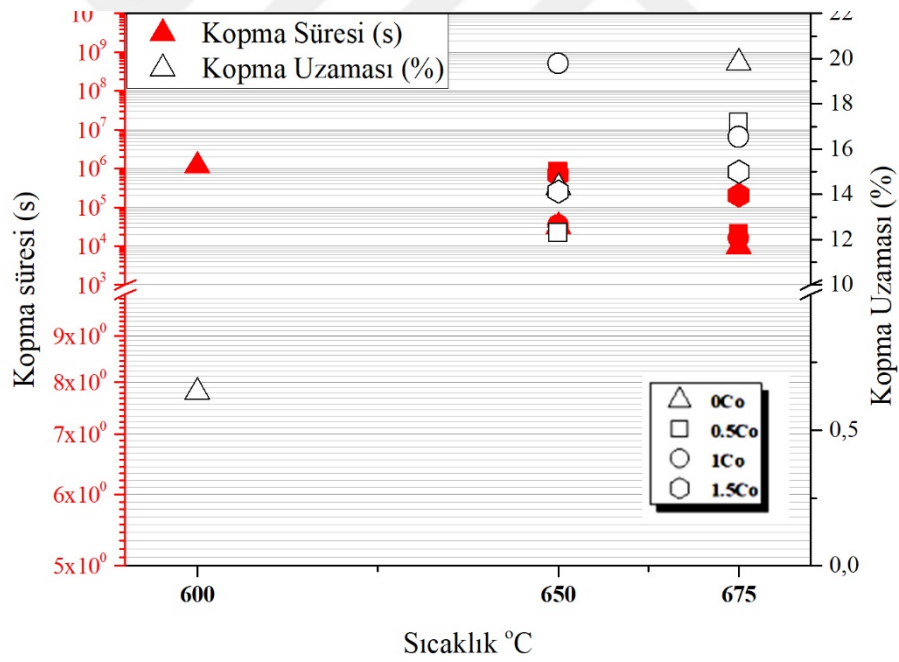
Şekil 6.69 KM-1 kodlu yalın kaynak metali 150 MPa gerilme altında 600 °C’de yapılmış sürünme testi sonucu



Şekil 6.70 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait 150 MPa gerilme altında 650 °C’de yapılmış sürünme testi sonuçları

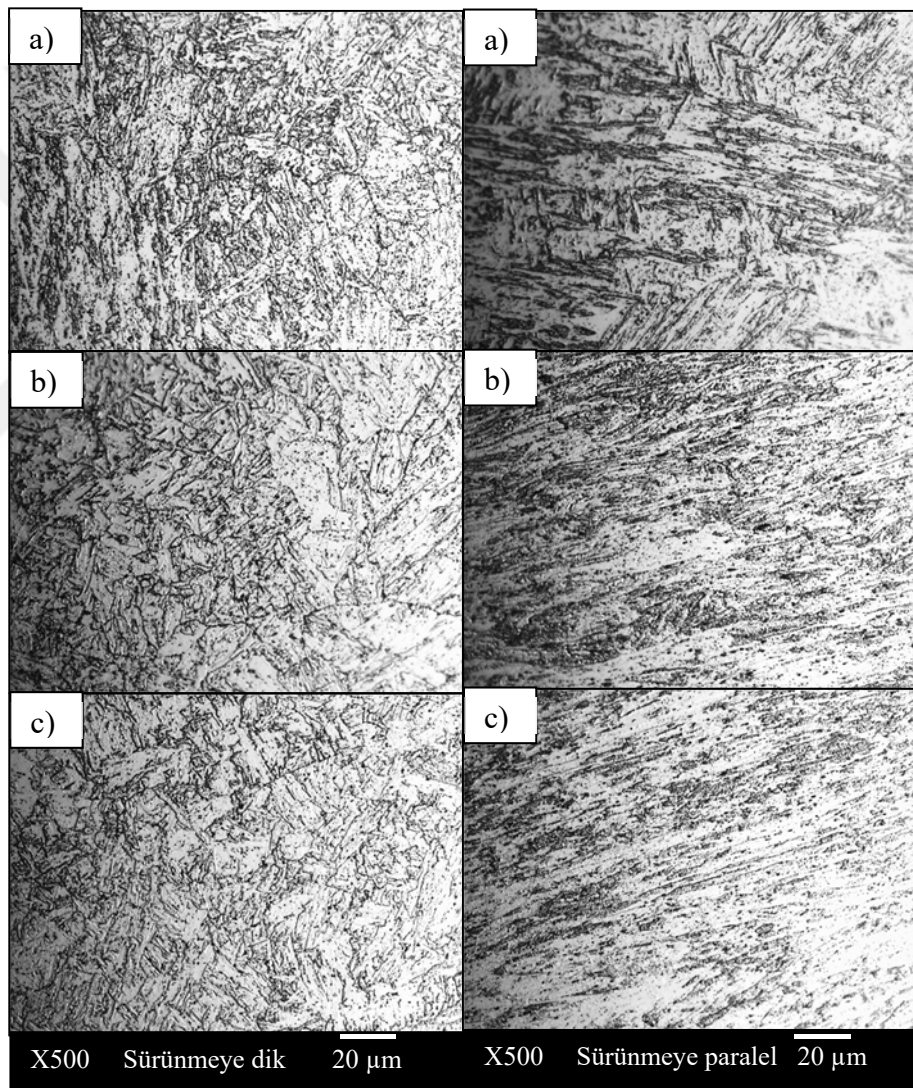


Şekil 6.71 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait 150 MPa gerilme altında 675 °C’de yapılmış sürünme testi sonuçları



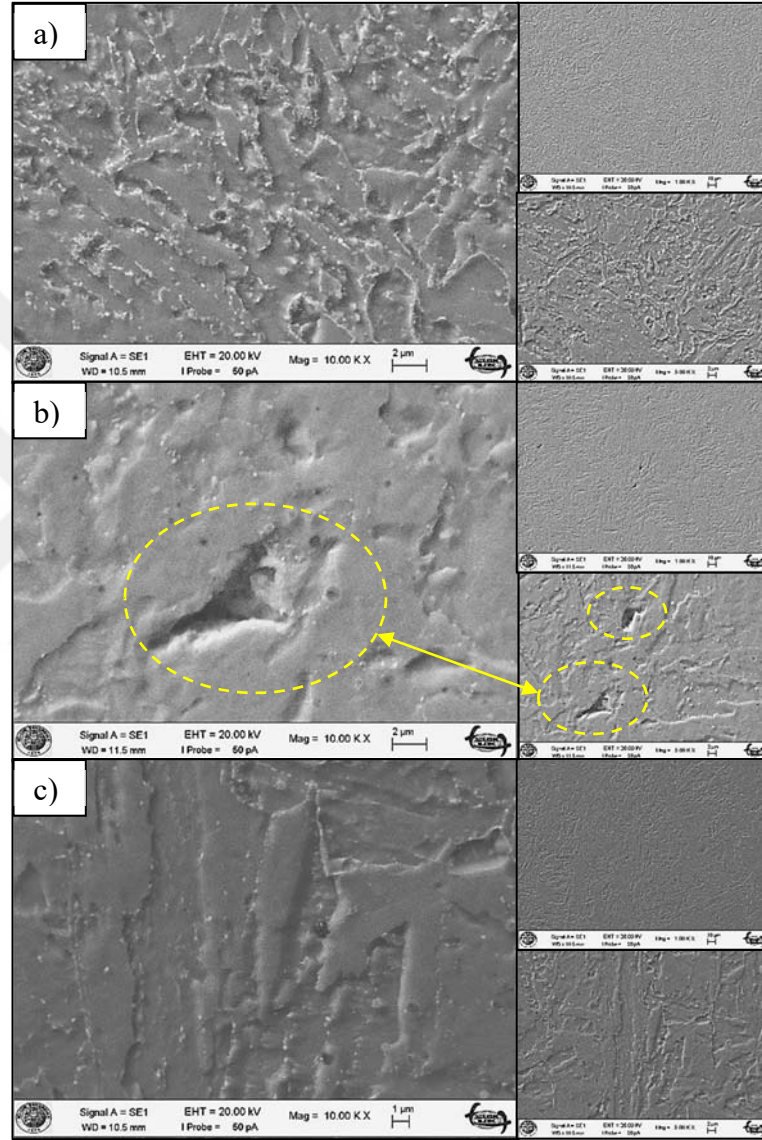
Şekil 6.72 % 0.8Ni içeren yalın kaynak metalleri kopma süresi ve kopma uzaması ilişkisi

Sürünme deneyi sonrası kopma gösteren (orta bölgeden kesildi) ve kopma göstermeyen deney numuneleri uzama bölgesinden kesilerek hem sürünmeye dik hem de sürünmeye paralel şekilde metalografik olarak hazırlanmış optik mikroskop ve elektron mikroskopunda incelenmiştir. KM-1(% 0.8Ni 0Co) kodlu sürünme numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları Şekil 6.73'de gösterilmiştir. Sıcaklığın yükselmesi ile temperlenmiş martenzit çıta sınırları ve birincil östenit tane sınırlarında irileşme meydana geldiği sürünmeye dik bölgeden alınan görüntülerden tespit edilmiştir. Bununla birlikte sürünmeye paralel şekilde yapılan optik mikroskop incelemesinde martenzit çıta sınırlarında sürünme deformasyonu yönünde uzama meydana geldiği gözlenmiştir.



Şekil 6.73 Sürünme testi sonrası KM-1 kodlu (% 0.8Ni, 0Co) numuneye ait optik mikroskop resimleri
a) 600 °C b) 650 °C c) 675 °C (dağlama: Pikrik HCl)

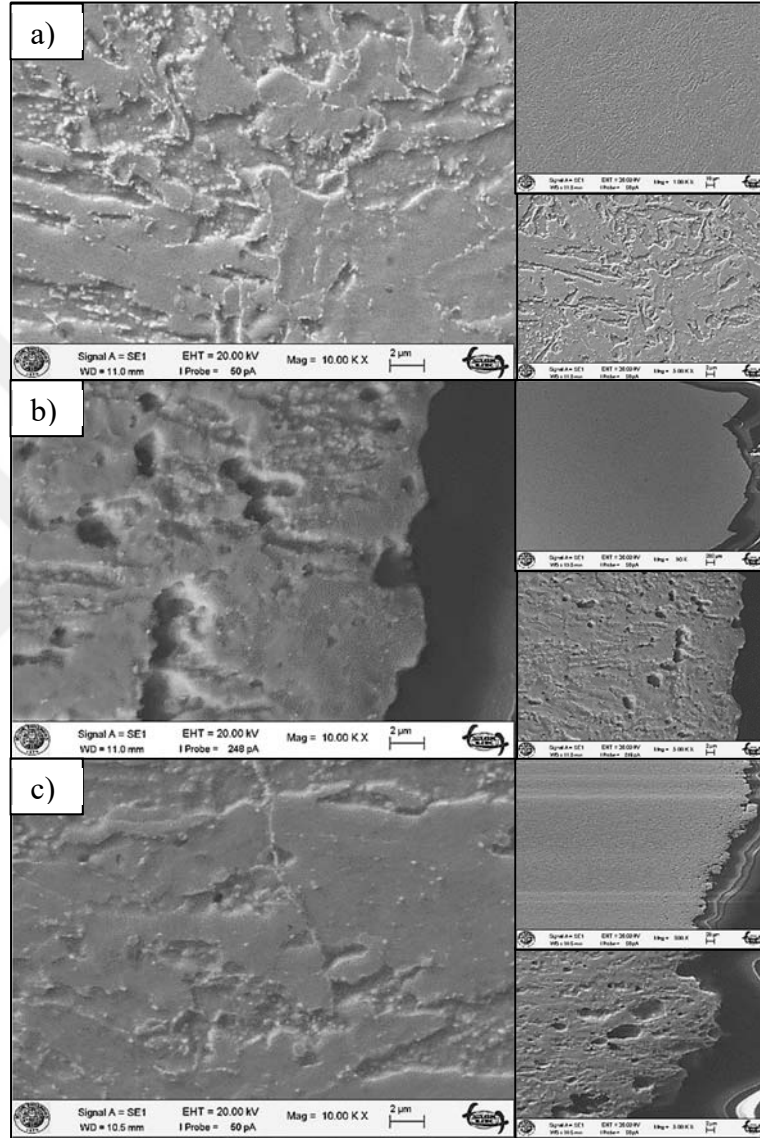
Sürünmede meydana gelen mikro boşluk oluşumunu incelemeye X500 büyütmede yapılan optik mikroskop incelemesi yetersiz kaldığından SEM ile inceleme gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.74 ve Şekil 6.75 KM-1(% 0.8Ni 0Co) kodlu numuneye ait farklı büyültmelerde alınan sürünmeye dik ve sürünmeye paralel şekilde alınan SEM fotoğraflarını göstermektedir.



Şekil 6.74 KM-1 kodlu (% 0.8Ni, 0Co) sürünme numunesine ait SEM fotoğrafları
a) 600 °C b) 650 °C c) 675 °C (dağlama: Pikrik HCl) (sürünmeye dik)

Sürünmeye dik kesitten alınan SEM fotoğraflarından da görüldüğü gibi 600 °C sıcaklıkta yapılan ve kopmanın gerçekleşmediği durumda kaynak metalinde temperlenmiş martenzit çıta sınırları ve bu sınırlarda meydana gelen karbürler görünmektedir. Yapılan SEM incelemesinde aşırı çıta irileşmesi ve mikro boşluk oluşumuna rastlanılmamıştır. 650 °C’de yapılan sürünme testi numunesinde ise

sürünmeye dik kesitte mikro boşluk meydana geldiği tespit edilmiş ayrıca temperlenmiş martenzit çita yapısında irileşme meydana geldiği gözlenmiştir. 675 °C’de yapılan sürünme testi numunesi SEM incelemesinde ise aşırı çita irileşmesi meydana geldiği gözlenmiş ve mikro boşluğa rastlanmamıştır.



Şekil 6.75 KM-1 Kodlu (% 0.8Ni, 0Co) sürünme numunesine ait SEM fotoğrafları
a) 600 °C b) 650 °C c) 675 °C (dağlama: Pikrik HCl) (sürünmeye paralel)

Sürünmeye paralel alınan SEM fotoğraflarından görüldüğü gibi 600 °C’de yapılan sürünmede temperlenmiş martenzit çita sınırlarında bir miktar irileşme gözlenmiştir. Sürünmeye dik ve sürünmeye paralel bölgelerden alınan SEM görüntülerinde mikro boşluk oluşmadığı tespit edilmiştir. 650 ve 675 °C sıcaklıklarda yapılan sürünme testi numunesinin sürünmeye paralel bölgeden yapılan SEM incelemesinde aşırı çita irileşmesi gözlenmiştir. Bununla birlikte 650 ve 675 °C sıcaklıklarda 150 MPa gerilme altında

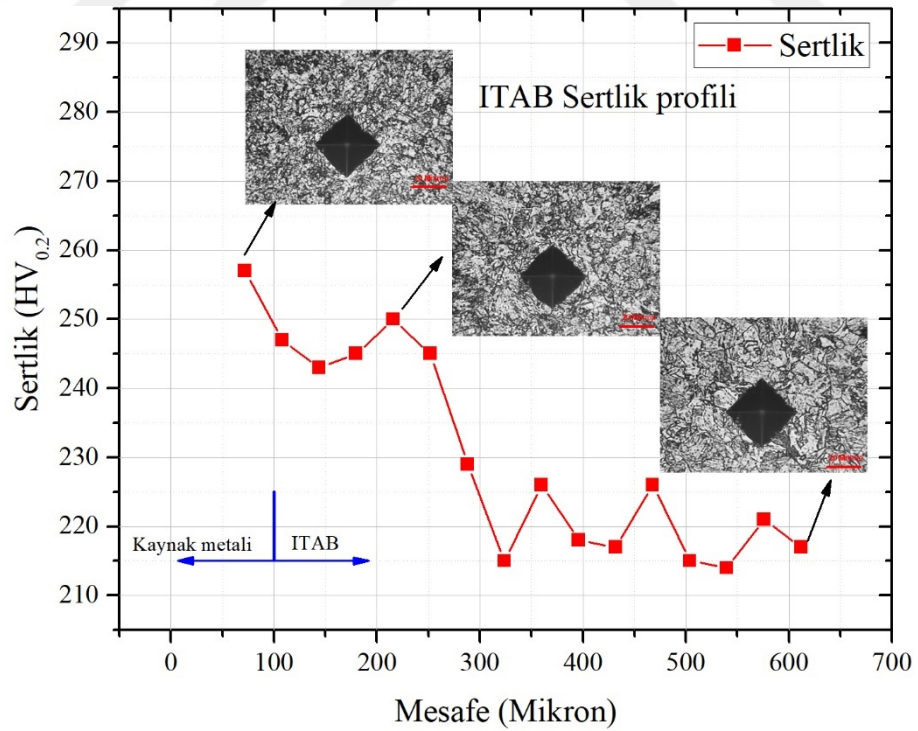
yapılan sürünme testinde kırılmanın mikro boşluk oluşumu ve bu mikro boşlukların birleşmesi ile meydana geldiği gözlenmiştir.

6.4 Kaynaklı Bağlantı Mekanik Özellik Karakterizasyonları

Kaynak metali esas metal uyumunun belirlenmesi amacıyla Gr91 malzeme ile 0.8Ni içeren KM-1 ve KM-4 kodlu kaynak metalleri birleştirilmiş ve mekanik özellik karakterizasyonları yapılmıştır. Kaynaklı bağlantılara da yalın kaynak metallerine benzer şekilde 760 °C 4h kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmıştır. Yapılan testler ve elde edilen sonuçlar ilgili bölümlerde verilmiştir.

6.4.1 Kaynaklı bağlantı mikro sertlik sonuçları

Kaynaklı bağlantının ısı tesiri altında kalan (ITAB) bölgesine ait sertlik profili Şekil 6.76’de verilmiştir. Düşük yükte (1.961 N) yapılan mikro sertlik değerleri eğme testi için hazırlanmış numuneler üzerinden alınmıştır. Şekilden görüldüğü gibi ısı tesiri altında kalan bölgenin sertliğinin esas metale oranla yüksek olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.76 Kaynaklı bağlantı sertlik profili

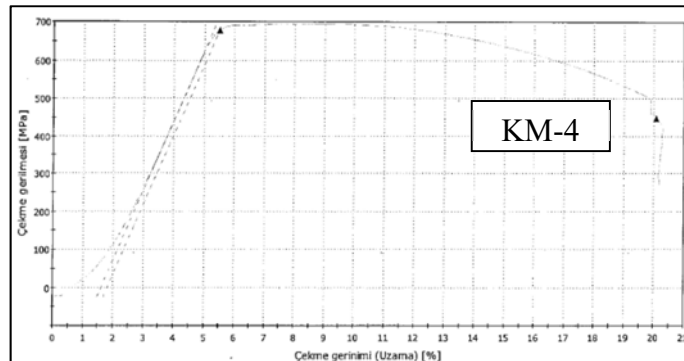
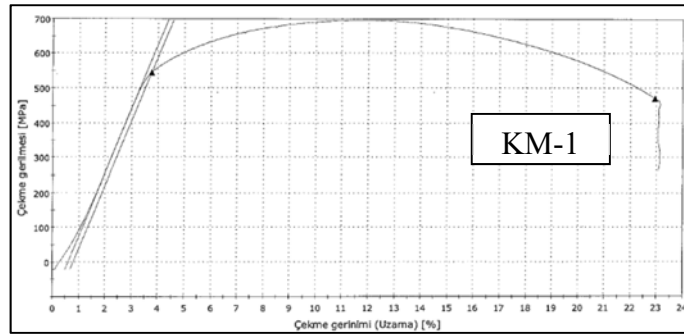
Yapılan eğme testlerinde kök ve yüzde çatlak oluşumu tespit edilmediğinden üretilen kaynak metallere Gr91 ile uyumu sertlik testi ile değerlendirildiğinde uygun görülmektedir.

6.4.2 Kaynaklı bağlantı çekme deneyi sonuçları

Kaynak metali esas metal uyumunun belirlenmesi amacıyla Gr91 esas metal kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantı çekme testi sonuçları Çizelge 6.12’de verilmiştir. Yapılan testler sonucunda kopmaların normal olarak ana malzemeden gerçekleştiği görülmüştür. Çekme testine ait gerilim-gerinim eğrileri Şekil 6.77’de gösterilmiştir. Kobalt içermeyen kaynaklı bağlantının kobalt içeren kaynaklı bağlantıyla aynı mekanik değerleri vermiştir. Kopmanın normal olarak Gr91 esas malzemeden gerçekleştiği için bu durumun normal olduğu değerlendirilmiştir.

Çizelge 6.12 Kaynaklı bağlantı çekme testi sonuçları (mühendislik)

	Akma (MPa)	Çekme (MPa)	Uzama (%)	Kopma bölgesi
KM-1	540	695	19	Gr91-Esas Metal
KM-4	600	694	19	Gr91-Esas Metal



Şekil 6.77 Kaynaklı bağlantı mühendislik gerilim-gerinim diyagramları

6.4.3 Kaynaklı bağlantı charpy darbe deneyi sonuçları

KM-1 ve KM-4 kodlu elektrodların Gr91 malzeme ile birleştirilmiş ve ısı tesiri altında kalan bölgeden (ITAB) çentik açılarak elde edilmiş tokluk değerleri Çizelge 6.13’de verilmiştir.

Çizelge 6.13 Kaynaklı bağlantı darbe testi sonuçları

	Test Sıcaklığı	Ortalama (J)	Çentik Durumu
KM-1	(+20 °C)	168	ITAB
KM-4	(+20 °C)	177	ITAB

Tokluk değerleri esas malzemenin tokluk değerlerine yakın çıkmıştır. Gr91-KM-1 ve Gr91-KM-4 birleştirilmesi tokluk değerleri açısından bakıldığında uyumlu görünmektedir. Tokluk değerlerinin üretilen yalın kaynak metallere oldukça yüksek çıkması esas malzemedeki oksijen miktarının düşük olması ve katılaşma formunun kaynak prosesinden farklı olması ile açıklanabilir.

6.4.4 Eğme deneyi sonuçları

KM-1 ve KM-4 kodlu elektrodlar ile yapılan kaynaklı birleştirmenin kök ve yüzey eğme testi numuneleri Şekil 6.78’de gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi eğme deneyi sonucunda kök ve yüzeyde çatlama rastlanılmamıştır.



KM-1

KM-4

Şekil 6.78 Eğme testi numuneleri

Yapılan mekanik özellik karakterizasyonlarına göre KM-1 ve KM-4 kodlu kaynak metallerrinin Gr91 esas malzeme ile uyumunda olumsuz bir sonuçla karşılaşılmamıştır.



7 TARTIŞMA

Bu bölümde yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar literatürde yapılan çalışmalar ile karşılaştırılmıştır. Tartışma kısmı mikroyapı ve mekanik özellikler olmak üzere iki kısımda incelenmiştir. Bu bölümde ayrıca elde edilen sonuçların birbiri ile karşılaştırılması neden sonuç ilişkisi açısından tartışılmıştır.

7.1 Mikroyapı Özellikleri

7.1.1 P92 esas metalin mikroyapısı

Çalışmanın amacı olan Ni ve Co modifikasyonu ile mikroyapı ve mekanik özellikler açısından optimum özellikleri sağlayan elektrodların üretimi, P92 esas malzemenin birleştirilmesi amacıyla tasarlanıp üretimleri yapılmıştır. Bu amaçla P92 esas metalin mikroyapı özellikleri farklı ısı işlem döngüleri uygulanarak optik mikroskop ile incelenmiştir. Ayrıca ısı işlem sonrasında sertlik ölçümleri yapılarak elde edilen fazların karakterize edilmesinde kullanılmıştır.

9CrMoW P92 çeliği literatür bölümünde (Şekil 3.8) belirtildiği gibi havada soğutma ile martenzite dönüşebilen sertleşebilirliği yüksek bir çeliktir. Ancak P92 çeliği çok yavaş soğutma koşulları altında (fırında soğutma) eş eksenli ferritik bir yapıya sahip olmaktadır. Bu nedenle T/P91- T/P92 çelikleri literatürde (Prasad ve ark., 2012) Ferritik/Martenzitik çelikler olarak adlandırılmaktadır. Yapılan ısı işlemlerde östenit bölgesinden hem fırında soğutma hem de havada soğutma işlemleri uygulanmıştır.

Fırında soğutulan malzemenin sertliğindeki azalma soğuma hızının düşük olması sebebiyle oluşan eş eksenli ferritik bölgeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Arayer elementi olan karbon ve azot elementleri östenit içerisinde ferrite oranla yüksek çözünebilirliğe sahiptirler. 1050 °C sıcaklıktaki östenit bölgesinden soğuma esnasında oluşan ferrit adacıkları karbon ve azot elementleri bakımından fakir bölgelerdir bu sebepten sertlik değerinin de düşük olması beklenmektedir. Östenitleme ardından 760 °C sıcaklıkta 2-8 h süresince uygulanan temperleme işleminde fırında soğutulan malzemedeki ferrit tanelerinde ısı işlem süresine bağlı olarak tane büyümesi meydana gelmiştir. Bu durum tane sınırlarında tane büyümesini engelleyen karbür/nitrür ve karbonitrür çökelti fazlarının bulunmayışına atfedilebilir. Şekil 6.2’de verilen mikroyapı fotoğraflarından görüldüğü gibi fırında soğutma esnasında parça kalınlığına bağlı olarak

bölgesel yoğun ferrit adacıkları meydana gelmiş bununla birlikte martenzitik yapının da oluştuğu gözlenmiştir. Karbon ve azot gibi arayer elementlerinin difüzyon hızı Cr, Mo, W gibi elementlerle karşılaştırıldığında yüksektir. Ferritik bölgelerde oluşan tane sınırlarında karbon azot gibi elementler bulunmamakta bunların yüksek difüzyon hızı sebebiyle martenzitik alanda kaldıkları düşünülmekte ısıtma işlem süresine bağlı olarak meydana gelen tane büyümesi de bu durumu desteklemektedir. Ayrıca ısıtma işlem süresine bağlı olarak sertlikte de bir miktar azalma gözlenmiştir (Şekil 6.4).

1050 °C sıcaklıkta 1h süresince yapılan ısıtma işlemin ardından havada soğutulan P92 çeliğinin mikro yapısı temperlenmemiş martenzit fazından oluştuğu gözlenmiştir. Bu savı sertlik sonuçları doğrulamaktadır. Östenitleme ardından havada soğutulan malzemenin sertliği 401 HV iken 760 °C 2, 4, 6, 8 h sıcaklıkta yapılan temperleme ısıtma işlemi sonrası ölçülen sertlik sonuçları sırasıyla 241, 221, 219, 211 HV olarak ölçülmüştür. Sertlikteki düşmenin sebebi olarak katı eriyikte bulunan Mo, V, Nb, W gibi, karbür yapıcı elementlerin karbür oluşturarak katı eriyikten ayrılmasına ve martenzitik yapıda bulunan yüksek iç gerilmenin, sıcaklığın artmasıyla düşen akma dayanımı ile plastik deformasyona sebep olmasına atfedilebilir. Östenit tane sınırlarına baktığımızda tane boyutunda bir irileşme gözlenmemiştir. Bu durum matris malzemedan daha yüksek ergime sıcaklığına sahip kısmen stabil karbür/nitrür ve karbonitrür çökelti fazlarının tane büyümesini engellemesinden kaynaklanmaktadır. Temperleme ısıtma işlem süresine bağlı olarak sertlikteki azalmanın ise karbürlerin irileşmesi sebebiyle meydana geldiği düşünülmektedir.

P92 çeliğinde temperlenmiş ve temperlenmemiş mikroyapıların karakterize edilebilmesi amacıyla A_{c1} - A_{c3} arasında ısıtma işlem yapılmıştır. Şekil 6.2'de verilen mikroyapılar ile Şekil 6.3'de gösterilen mikroyapılar karşılaştırıldığında, yavaş soğuma koşulları altında oluşan ferritik tanelerin küresel bir morfoloji sergilerken temperlenmemiş martenzitin polinagal bir morfolojiye sahip olduğu gözlenmiştir. Ayrıca yavaş soğuma koşulları altında oluşan ferrit taneleri arasında belirgin sınırlar bulunurken temperlenmemiş martenzit poligonel blok ve birbirinden bağımsız olarak oluştuğu gözlenmiştir. A_{c1} - A_{c3} sıcaklıkları arasında yapılan (850 °C) ısıtma işlem sonrasında havada soğutma ile elde edilen mikroyapıda görülen fazların beklenildiği şekilde temperlenmemiş martenzit ve temperlenmiş martenzitten oluştuğu tespit edilmiştir. Şekil 6.3'de görüldüğü gibi üç farklı dağılayıcı ile yapılan optik mikroskop incelemesinde temperlenmemiş martenzitin literatürde de belirtildiği şekilde (Das ve ark., 2008; Silwal ve ark., 2013) açık renkli olarak tespit edilmiştir. Sertlik sonuçları da (Şekil 6.4) oluşan

açık renkli fazın temperlenmemiş martenzit olduğunu göstermektedir. Bununla birlikte P92 çeliği ısıl işlem çalışmalarının hiçbirinde delta ferrit fazına rastlanılmamıştır. Bu durum kaynak metalinde oluşan delta ferrit fazının katılaşma esnasında oluştuğu görüşünü desteklemektedir. Bununla birlikte SAVE12 (11.2 Cr, 3.16W, 2.94Co) çeliği üzerinde yapılan araştırmada delta ferrit fazının katılaşma prosesi, sıcak şekillendirme ve kaynak prosesiyle oluşabileceği bildirilmiştir (Li ve ark., 2012b).

7.1.2 Kaynak metali mikroyapı özellikleri

Üretilen örtülü elektrodların tasarımında alaşım elementlerinin örtüye ilave edilme formunun uygun olup olmadığının belirlenmesi için cüruf analizi gerçekleştirilmiş Çizelge 6.3 ve Çizelge 6.4'de verilmiştir. Örtü maddesine ilave edilen alaşım elementlerinin boyutları çok küçük olduğunda yüzey enerjileri yükselecek ve ark esnasında yanarak cürufa karışımları mümkün hale gelebilecektir. Büyük olduğunda ise ark esnasında kaynak metaline homojen miktarda karışmayacak ve istenmeyen türde bileşenlerin oluşması mümkün hale gelebilecektir. Analiz sonuçları alaşım elementlerinin örtüye katılma formunun uygun olduğunu desteklemektedir. Ayrıca kaynak metali mikroyapı incelemelerinden de alaşım elementlerinin homojen dağıldığı anlaşılmaktadır.

Üretimi gerçekleştirilen % 0.8Ni'li % 0-0.5-1-1.5Co ve % 0.4Ni'li % 0-0.5-1-1.5 Co içeren 8 farklı kaynak metalinin mikroyapı karakterizasyonunda optik mikroskop, SEM, TEM, DSC, XRD yöntemleri kullanılmış ve elde edilen sonuçlar ilgili bölümlerde verilmiştir.

Yapılan makro incelemelerde (Şekil 6.5) pasoların belirgin olarak ortaya çıkmasında kaynak metallerinin temperlenmemiş halde FeCl₃ ile dağlamanın daha uygun olduğu belirlenmiştir. Bunun sebebi ise martenzitik yapının yüksek iç gerilmeye sahip ve FeCl₃ kimyasalına daha duyarlı olmasından kaynaklanmaktadır. Makro dağlamada ve mikroyapıların belirlenmesinde FeCl₃ çözeltisi kullanılmış (5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol) ve ilgili bölümlerde ifade edilmiştir. Karbon çeliklerinin makro incelemesinde sıklıkla kullanılan nital çözeltisi yüksek krom içeren bu tür çeliklerin makro incelemesi için uygun olmadığı, kullanılan FeCl₃ çözeltisinin kaynak dikişlerini belirgin olarak ortaya çıkardığı görülmüştür.

Kaynak metali mikroyapı incelemelerine optik mikroskop ile başlanmış ve kaynak metallerine ait mikroyapılar Şekil 6.6 ve Şekil 6.7'de verilmiştir. Görüldüğü gibi kaynak metallerinde döküm işleminden farklı katılaşma gerçekleştiğinden farklı

yönlenmeler ve birincil östenit tane sınırları tespit edilmiştir. Bununla birlikte yüksek $Cr_{E\text{Ş}}$ 'e sahip kaynak metallere darbe dayanımını (Wang ve ark., 2010) ve sürünme dayanımını azaltan (Mohyla ve Kubon, 2010) delta ferrit fazı gözlenmiştir. Kaynak metali mikroyapı özelliğini etkileyen en önemli faktörlerden biri $Cr_{E\text{Ş}}$ 'i belirleyen kimyasal bileşimdir.

Literatürde örtülü elektrod ile yapılmış P92 kaynak metalleri Çizelge 7.1'de ifade edilmiştir. Bu tez çalışması kapsamında yapılan bileşimlerde kaynak metali üretimi ve karakterizasyonu ile ilgili kapsamlı araştırma literatürde bulunmamaktadır. 8 farklı kompozisyonda üretilen kaynak metallere ait $Cr_{E\text{Ş}}$ Çizelge 6.1'de verilmiştir. Literatürde verilen kompozizyonlara ait $Cr_{E\text{Ş}}$ aynı şekilde Patriarca ve ark. (1976) tarafından geliştirilmiş formüle göre hesaplanmış ve Çizelge 7.1'de verilmiştir. Çalışma kapsamında üretimi gerçekleştirilen kaynak metallere ait $Cr_{E\text{Ş}}$ literatürde verilen değerlerin üstünde ve altında yer almaktadır. Bu kapsamda mikroyapıda delta ferrit oluşumu ve oluşabilecek diğer faz ve çökeltilerin karakterizasyonu ile birlikte mekanik özelliklerdeki farklılık araştırılmış ve ilgili bölümlerde ifade edilmiştir.

Delta ferritin kaynak metalinde oluşması tokluğu olumsuz etkilemesi nedeniyle, $Cr_{E\text{Ş}}$ 'in 9'un altında olması gerektiği ifade edilmektedir (Klueh ve Harries, 2001). Üretilen kaynak metallere $Cr_{E\text{Ş}}$ 'in 9'un üzerinde olan bileşimlerde bir miktar delta ferrit fazı tespit edilmiştir.

Kaynak metalinde bulunan Co miktarının artması $Cr_{E\text{Ş}}$ düşmesine neden olmuştur. Delta ferrit oluşumunun engellenmesi için ferrit ve östenit yapıcı elementlerin dengesi oldukça önemlidir, östenit yapıcı Co elementinin delta ferrit oluşumunu engellemek için kaynak metaline katılması literatürde (Oñoro, 2006a) belirtildiği şekilde uygun görülmektedir. Ayrıca Co elementi sürünme dayanımına da önemli etkilerde bulunmaktadır, bu durum mekanik özelliklerin tartışıldığı bölümde açıklanmıştır.

Çizelge 7.1 Literatürde ifade edilmiş T/P92 kaynak metali analizleri (% ağırlık)

No:	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Nb	V	W	N	B	CrEş	Referans
1	0.09	0.26	0.73	0.007	0.005	0.65	8.47	0.47	-	0.042	0.189	1.67	0.046	-	7.664	(Saber ve ark., 2011)
2	0.11	0.2	0.6	-	-	0.7	8.8	0.5	-	0.05	0.2	1.6	0.05	-	6.95	(Výrostková ve ark., 2008)
3	0.11	0.25	0.60	0.008	0.011	0.61	9	0.45	-	0.05	0.20	1.80	0.05	0.003	7.97	(Marshall ve ark., 2002)
4	0.10	0.30	0.70	-	-	0.50	9	0.45	-	0.03	0.20	1.70	0.05	-	8.964	(Abson ve ark., 2007)
5	0.11	0.22	0.54	0.014	0.005	0.59	8.50	0.50	-	0.02	0.20	1.45	0.041	0.002	7.219	(Kim ve ark., 2008)
6	0.11	0.2	0.78	0.011	0.005	0.64	8.73	0.45	-	0.043	0.199	1.66	0.047	-	6.654	(Chalk, 2013)
7	0.09	0.42	0.99	0.011	0.006	0.42	8.74	0.49	-	0.08	0.23	1.59	0.048	-	9.795	
8	0.1	0.23	0.59	0.013	0.009	0.7	9.82	1.41	1.09	0.05	0.25	-	0.025	0.007	8.91	
9	0.085	0.33	1.60	-	0.001	0.63	8.5	0.54	-	0.086	0.24	1.60	0.038	<0.008	8.09	(Ennis, 2002)
10	0.082	0.17	1.60	-	0.002	0.62	8.55	0.54	-	0.085	0.25	1.65	0.037	<0.008	7,55	
11	0.08	0.41	0.94	0.008	0.001	0.52	9.62	0.23	1.57	0.03	0.37	1.63	0.005	-	9.195	(Kobelco, 2009)

P92 çeliği normalize edilmiş ve temperlenmiş halde kullanılmaktadır ve bu durumda mikroyapısı temperlenmiş martenzitten oluşmaktadır (Şekil 6.2). Aynı şekilde kaynak metalinin de temperlenmiş martenzitten oluşması hedeflenmektedir. Ancak kaynak şartlarından dolayı az miktarda tane sınırı içermeyen delta ferrit fazı bütün kaynak metallere $C_{TEŞ}$ 'e bağlı olarak bir miktar tespit edilmiştir. Düşük miktarda oluşan delta ferrit fazı kaynak metalinin katılması esnasında kaynağın hızlı soğumasından dolayı kalıntı olarak oluşmuştur (Arivazhagan ve Vasudevan, 2014). Literatürde (Arivazhagan ve Kamaraj, 2013) matristen ayrı olarak oluşan düşük miktardaki (< % 2) delta ferrit fazının P91 çeliğinde tokluğu etkilemediği ifade edilmiştir. Özellikle $C_{TEŞ}$ 'i yüksek olan kaynak metallere optik mikroskop incelemelerinde tespit edilen açık renkli fazın delta ferrit olup olmadığının belirlenmesi amacıyla östenitleme ardından su verme ve temperleme ısıl işlemleri yapıp mikro sertlik özellikleri belirlenmiştir. Delta ferrit fazı yapılan östenitleme ve su verme işlemi ile giderilememiştir, ayrıca mikro sertlik sonuçları delta ferrit fazının temperlenmiş martenzitik matris yapıdan daha düşük olduğunu göstermiştir. Bu durum Chai ve ark. (2015) tarafından P91 malzemesi üzerine yaptıkları çalışmayla uyum göstermektedir. Delta ferrit fazını kaynak esnasında oluşan yüksek hızlı ısıtma ve soğutma halinde meydana gelen bölgesel segregasyon olarak değerlendirilebilir. Bununla birlikte atom çapı büyük olan elementlerden oluşan bu fazın ısıl işlemle difüzyon yoluyla giderilmesi için oldukça yüksek sıcaklık ve zaman gereklidir bu ise pratik değildir.

Literatürde P92 çeliği ve kaynak metali mikroyapısının belirlenmesinde farklı dağlayıcılarla çalışan araştırmacılar bulunmaktadır. Çizelge 7.2 literatürde farklı araştırmacıların kullandıkları dağlama çözeltilerini göstermektedir. Bu dağlama çözeltilerinden Ferrik klorid ve Pikrik HCl dağlama çözeltisi olarak seçilmiş bunun yanında okzalik asit ile (elektrolitik) de üretilen kaynak metallere dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. P92 kaynak metalinin okzalik asit ile dağlanması ile ilgili çalışma literatürde bulunmamaktadır. Bu dağlayıcı kuvvetli asidik özelliğinden dolayı matris ile oluşan çökelti fazları ve inklüzyon ara yüzeyi ile birincil östenit tane sınırlarını aşırı dağlamıştır (Şekil 6.9). Optik mikroskop incelemelerinde östenit tane sınırları ve çita sınırlarını en belirgin olarak gösteren dağlayıcı olarak görülmesine karşın elektron mikroskopu ile yapılan karakterizasyon için bu dağlayıcının uygun olmadığı anlaşılmıştır.

Çizelge 7.2 Literatürde P92 çeliği ve kaynak metali için kullanılmış olan dağlama çözeltileri

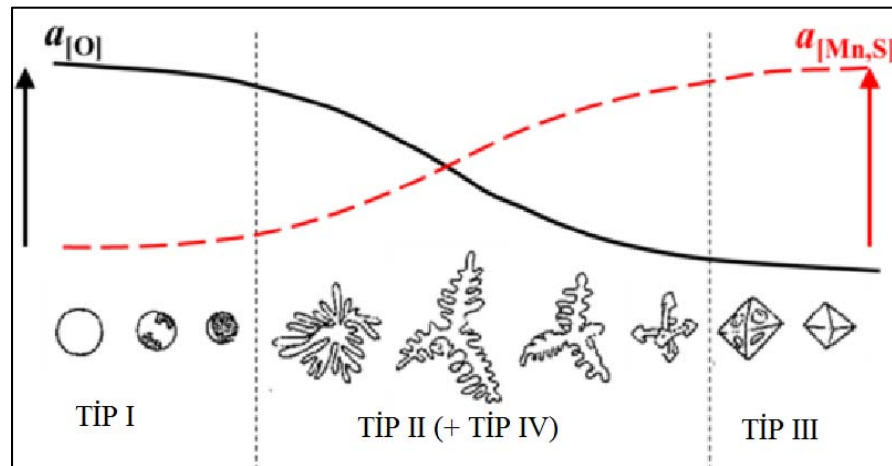
Dağlama çözeltileri		
Dağlayıcı	Bileşim	Referans
Ferrik klorid	5 gr FeCl ₃ + 2 ml HCl + 95 ml etil alkol	(Chalk, 2013), (Hoey ve ark., 2015)
Vilella	1 gr pikrik asit + 5 ml HCl + 100 ml etil alkol	(Chovet ve ark., 2008), (Hajra ve ark., 2016), (Kalck ve ark., 2010)
-	% 2HNO ₃ + % 1HF + % 97H ₂ O	(Dudko ve ark., 2017)
Nital	10 ml Nitrik asit + 90 ml etil alkol	(Guo ve ark., 2013)
Pikrik HCl	2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol	(Oñoro, 2006b)
-	5 gr CuCl ₂ + 30 ml HCl + 25 ml alkol + 30 ml H ₂ O	(Wu ve ark., 2017)

Mikroyapıda bulunan çökelti fazlarının karakterizasyonunda optik mikroskop büyütme yeteneğinin sınırlı olması dolayısıyla yeterli değildir. Çünkü üretilen kaynak metallere özellikle sürünme dayanımına katkıda bulunan mikron altı düzeyde çökelti parçacıkları bulunmaktadır optik mikroskop bu çökelti fazlarının belirlenmesinde yetersiz kalmaktadır.

Elektron mikroskopu ikincil elektron (SE) normal yüzey incelemelerinde farklı morfolojide görüntüler elde edilmiştir. Bu farklı morfolojilerin sebebi olarak çok pasolu kaynakta önceki pasonun sonraki paso tarafından temperlenmesi, kaynak metali katılma sırasında oluşan kolonsal yapı gösterilebilir. Mikroyapıda bulunması muhtemel çökelti, mikro boşluk ve çökelti fazlarının karakterizasyonunda dağlanmış ve dağlanmamış halde SEM incelemesi gerçekleştirilmiştir. SEM EDX analizlerinde M₂₃C₆ karbürü olduğu düşünülen karbürlerin analizleri % 0.8Ni içeren KM-1, KM-2, KM-3 ve KM-4 kodlu kaynak metallere yapılmış ve Şekil 6.18-Şekil 6.21’de gösterilmiştir. C, W, Cr elementlerinin bulunması M₂₃C₆ fazı olduğu savını desteklemektedir. Ayrıca Thermo-Calc analizlerinde de bütün kaynak metallere M₂₃C₆ fazı olduğu tespit edilmiştir. Literatürde M₂₃C₆ çökeltisinin bileşiminde bulunan esas metalik elementlerin Cr, Fe, W ve Mo olduğu ifade edilmektedir (Výrostková ve ark., 2008). MX tipi M₂₃C₆ dan daha küçük olan çökeltilerin EDX analizlerinde SEM yetersiz kalmaktadır. MX tipi karbür/karbonitrür analizleri TEM ile gerçekleştirilmiş ve ilgili bölümde ifade edilmiştir.

Üretimi gerçekleştirilen kaynak metallerinin hiçbirinde mikro boşluk ve $M_{23}C_6$ fazından daha büyük olan laves fazı tespit edilmemiştir.

SEM fotoğrafları incelendiğinde $M_{23}C_6$ olduğu düşünülen karbürlerden daha büyük boyutlu ancak $1\mu m$ 'den büyük olmayan küresel parçacıklar tespit edilmiş ve EDX analizleri yapılmıştır. % 0.8Ni içeren KM-1, KM-2, KM-3 ve KM-4 kodlu kaynak metallerinde bulunan küresel parçacıklar Şekil 6.15'de EDX analiz sonuçları ise % ağırlık olarak Şekil 6.16'da verilmiştir. Benzer şekilde % 0.4Ni içeren kaynak metallerinden KM-5, KM-6, KM-7 ve KM-8 kodlu örneklerde bulunan küresel parçacıklar Şekil 6.24'de ve % ağırlık olarak EDX ile tespit edilen element miktarları da Şekil 6.25'de verilmiştir. Kaynak metallerinde bulunan bu küresel parçacıkların dağlanmadan SEM ikincil elektron görüntülerinde siyah parçacıklar olarak ortaya çıkmıştır. Şekil 6.13'de KM-1, KM-2, KM-3 ve KM-4 kodlu kaynak metallerine ait dağlanmamış SEM ikincil elektron görüntüleri verilmiştir. X3000 büyütme kadar yapılan incelemede kaynak metallerinde mikro boşluk/çatlak bulunmadığı tespit edilmiştir. Kaynak metallerinde bulunan küresel parçacıklar koyu renkli olarak görüntülenmiştir ve SEM EDX analizleri yapılmıştır. Hem dağlanmış halde (beyaz renkli) hem de dağlanmamış halde (koyu renkli-siyah) tespit edilen küresel parçacıkların oksit inklüzyonu olduğu tespit edilmiştir. SEM EDX analizlerinde oksijen tespit edilmesi ve şeklinin küresel olması bu savı desteklemektedir. Literatürde (Arivazhagan ve Vasudevan, 2014; Ånmark ve ark., 2015) (Şekil 7.1) oksit inklüzyonlarının Tip I şeklinde küresel olduğu ifade edilmektedir.



Şekil 7.1 Çeliklerde bulunan oksit-sülfür ve sülfür inklüzyonlarının O, Mn, S aktivitesine göre sistematik gösterimi (Ånmark ve ark., 2015)

Küresel oksit parçacıkları, delta ferrit içerisinde ve temperlenmiş martenzitik yapıda tespit edilirken $M_{23}C_6$ çökeltileri delta ferrit fazı içerisinde görülmemiştir. Yüksek

CREŞ sahip KM-5 kodlu kaynak metalinde bu durum ifade edilmiştir (Şekil 6.24). Delta ferrit fazının çökelti fazı içermediği ve düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip olduğu farklı araştırmacılar tarafından (Abe ve Nakazawa, 2013) ifade edilmiştir. Ancak sürünme esnasında uzamış delta ferrit fazında da deformasyon kaynaklı çökeltilerin oluşabileceği bazı araştırmacılar tarafından (Falat ve ark., 2009) bildirilmiştir.

Kaynak metali normal yüzey incelemelerinde tespit edilen küresel oksit parçacıkları kırık yüzeylerde çukurcuk içeren bölgelerde de tespit edilmiş, EDX analizleri ile oksit bileşeni oldukları belirlenmiştir. Benzer şekilde Arivazhagan ve ark. (2009) özlü elektrodla yaptıkları P91 çeliğinin ark kaynağında farklı % CO₂ içeriklerinin argonla birlikte kullanıldığında meydana gelen özellikleri incelemişler ve çukurcuk içeren bölgelerde inklüzyonlar tespit etmişlerdir, ayrıca inklüzyon miktarının azalması ve boyutunun küçülmesi ile birlikte kırık yüzeyde çukurcuk içeren bölgelerin arttığını ifade etmişlerdir. Yapılan kırık yüzey incelemelerinin hiçbirinde EDX analizlerine göre karbür tespit edilmemiştir, ancak üretilen 8 kaynak metalinin tamamında az miktarda oksit inklüzyonlarına rastlanmıştır. Kaynak esnasındaki oksijen kontrolü döküm yöntemi ile karşılaştırıldığında oldukça zordur. Bunun yanında kaynak yapılan ortamın şartları ve kaynak yapan kişinin tecrübesi de kaynak metalinde bulunan oksijen miktarını etkilemektedir. Oksijenin kaynak metalinde bileşik formda mı yoksa serbest halde mi bulunduğu tespit edilmesi oldukça zordur. Yapılan mikroyapı karakterizasyonlarında gerek kaynak metali yüzeyinde gerekse kırık yüzey analizlerinde karbürlerden daha büyük yaklaşık 1µ boyutlarında oksit inklüzyonları tespit edilmiştir, kaynak metalindeki oksijen içeriğinin (Şekil 6.1) bileşik formdaki bu oksit inklüzyonlarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Üretilen kaynak metali mikroyapılarında bulunan sürünme dayanımının artmasına yardımcı olan ayrıca östenitlemede tane büyümesini engelleyen ikinci faz parçacıklarının (çökelti fazları) kantitatif olarak tespit edilmesi amacıyla X-Ray Difraksiyon (XRD) yöntemi kullanılmıştır. Kaynak metallerinin katı malzeme olarak (bulk sample) X-Ray Difraksiyon analizinde (KM-1, KM-2, KM-3 ve KM-4) yalnızca 3 adet pik tespit edilmiştir (Şekil 6.36). Bu piklerin HMK yapılı Fe' ait oldukları düşünülmektedir. Jin ve ark. (2011) P92 malzemesi üzerinde yaptıkları çalışmada benzer pikleri elde etmişlerdir. Kaynak metalinde bulunan çökelti fazlarının matris malzeme olan Fe elementine göre oldukça düşük miktarda olması sebebiyle çalışılan cihazda belirlenen tarama açısında tespit edilememiştir. Hajra ve ark. (2016) P92 malzemesi üzerinde yaptıkları çalışmada kafes parametresi 0.2853 Å olan HMK yapılı faz tespit etmişler ve çökelti fazlarının

geleneksel XRD yöntemiyle tespit edilemeyecek kadar düşük oranda bulunduğunu ifade etmişlerdir. P92 malzemesi ve P92 kaynak metaline ile ilgili literatürde yapılmış olan X-ray difraksiyonu ile ilgili çalışmalar ve elde edilen fazlar Çizelge 7.3’de verilmiştir.

Çizelge 7.3 P92 malzemesi ve kaynak metalinde literatürde belirtilen fazlar

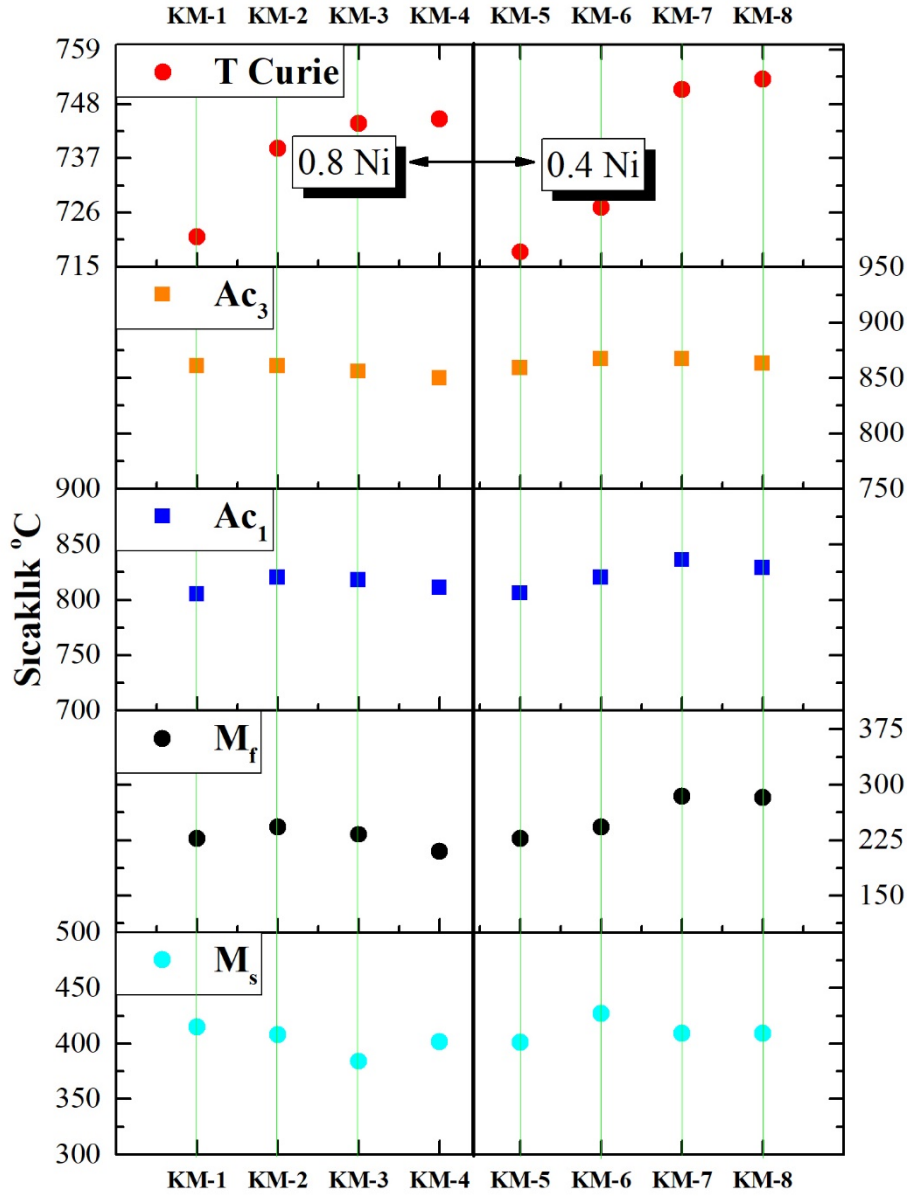
Malzeme	Elde Edilen Fazlar	Isıl İşlem	Referans
P92	Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃ , Cr ₂ N, VN, Fe ₃ C, NbN, Fe ₇ W ₆	-	(Saini ve ark., 2017)
P92 KM	M ₂₃ C ₆ , V(C,N)	760 °C 2h	(Wu ve ark., 2017)
P92	M ₂₃ C ₆ , M ₃ C	650 °C 30 s	(Xu ve ark., 2014)
	M ₂₃ C ₆	650 °C 300 s	

Çökelti fazlarının ana matriste düşük miktarda bulunmasından dolayı XRD ile tespit edilemediğinden, ASTM (E963-95, 2010) standardında belirtildiği gibi karbür çökeltme yöntemiyle çökelti fazları ana matristen ayrılmış ve XRD analizi gerçekleştirilmiştir. Çökeltilen karbürlerin karakterizasyonunda SEM-EDX yönteminden de yararlanılmıştır. SEM fotoğrafları ve EDX analiz sonuçları Şekil 6.38 ve Şekil 6.39’da gösterilmiştir. XRD analizi sonuçları Şekil 6.37’de ifade edilmiştir. Tespit edilen piklerin Cr₂₃C₆, W₂C, Cr₇C₃, NbCN, VCN fazlarına ait olabileceği düşünülmektedir. Cr₂₃C₆ fazında SEM fotoğraflarına uyumlu bir şekilde şiddeti yüksek pikler elde edilmiştir. XRD analizinde Laves fazı ve Z- fazı tespit edilmemiştir.

7.1.2.1 Dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi

Kaynak sonrası uygulanan temperleme işlemi A_{c1} dönüşüm sıcaklığının üstünde gerçekleştirilirse mikroyapıda östenit oluşacak oda sıcaklığına soğutulduğunda mikroyapıda oluşan östenit temperlenmemiş (fresh) martenzit olarak kalacaktır. Temperlenmemiş martenzit malzemede sertlik, akma ve çekme dayanımlarını artırırken tokluk ve süneklik özelliğini düşürmektedir (Şekil 6.67). 8 farklı kaynak metaline uygulanan kaynak sonrası ısıl işlem 760 °C olarak seçilmiştir. 760 °C sıcaklığın üretilen kaynak metalleri için A_{c1} dönüşüm sıcaklığının altında olduğu Şekil 6.40 - Şekil 6.43’de verilen DSC sonuçlarından görülmektedir. Ayrıca yapılan mikroyapı çalışmalarında 760 °C sıcaklıkta temperlenen kaynak metallerinin hiçbirinde temperlenmemiş martenzit fazına rastlanılmamıştır. Sertlik sonuçları da bu durumu desteklemektedir. DSC sonuçlarından elde edilen verilere göre kaynak metallerine ait A_{c1}, A_{c3}, Curie sıcaklığı

(ısıtma verileri ile) , M_s ve M_f sıcaklıkları (soğutma verileri ile) tespit edilmiş Şekil 7.2’de karşılaştırmalı olarak gösterilmiştir. Hajra ve ark. (2016) P92 malzemesi üzerinde yaptıkları DSC analizinde (Şekil 6.40-Şekil 6.43) benzer pikler elde etmişler ve ekzotermik ve endotermik reaksiyonları benzer şekilde tanımlamışlardır.

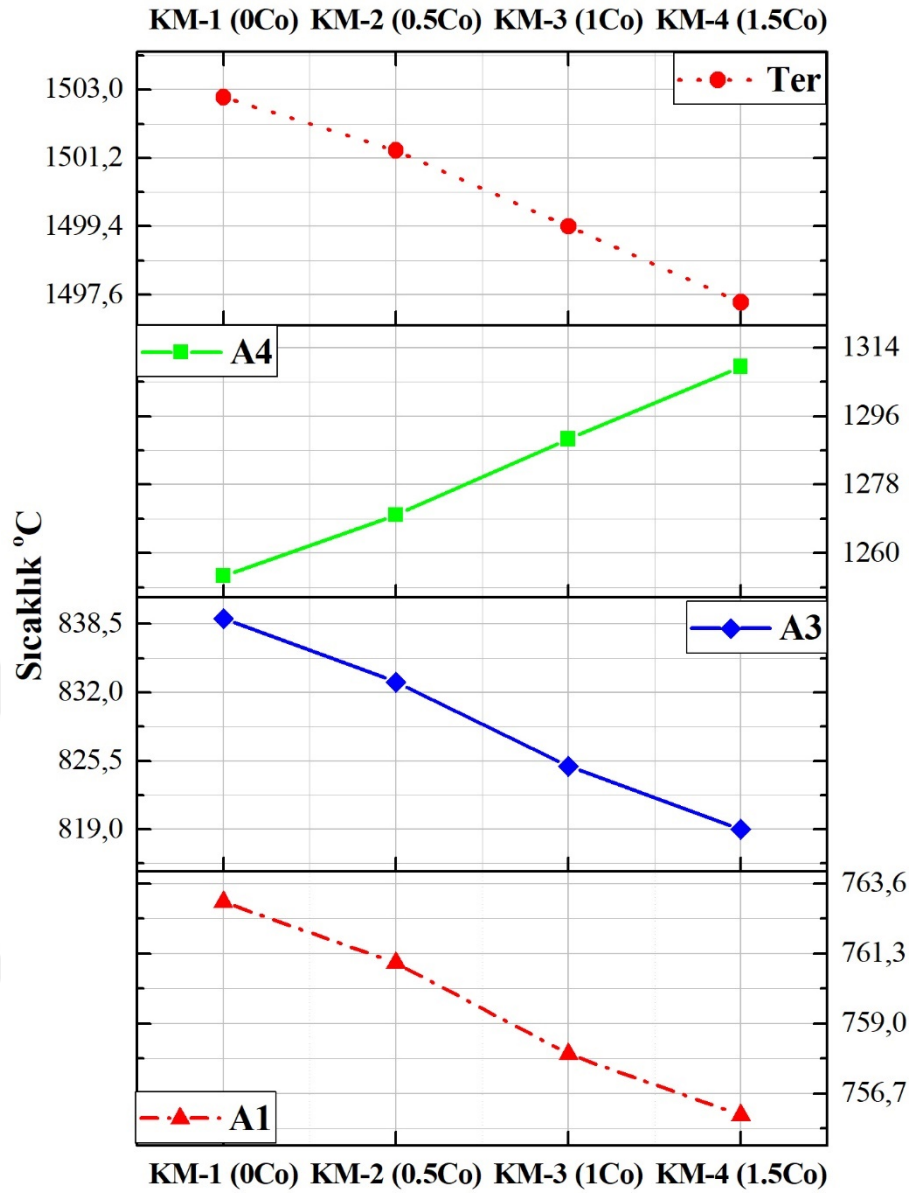


Şekil 7.2 Üretilen kaynak metallere DSC sonuçları karşılaştırması

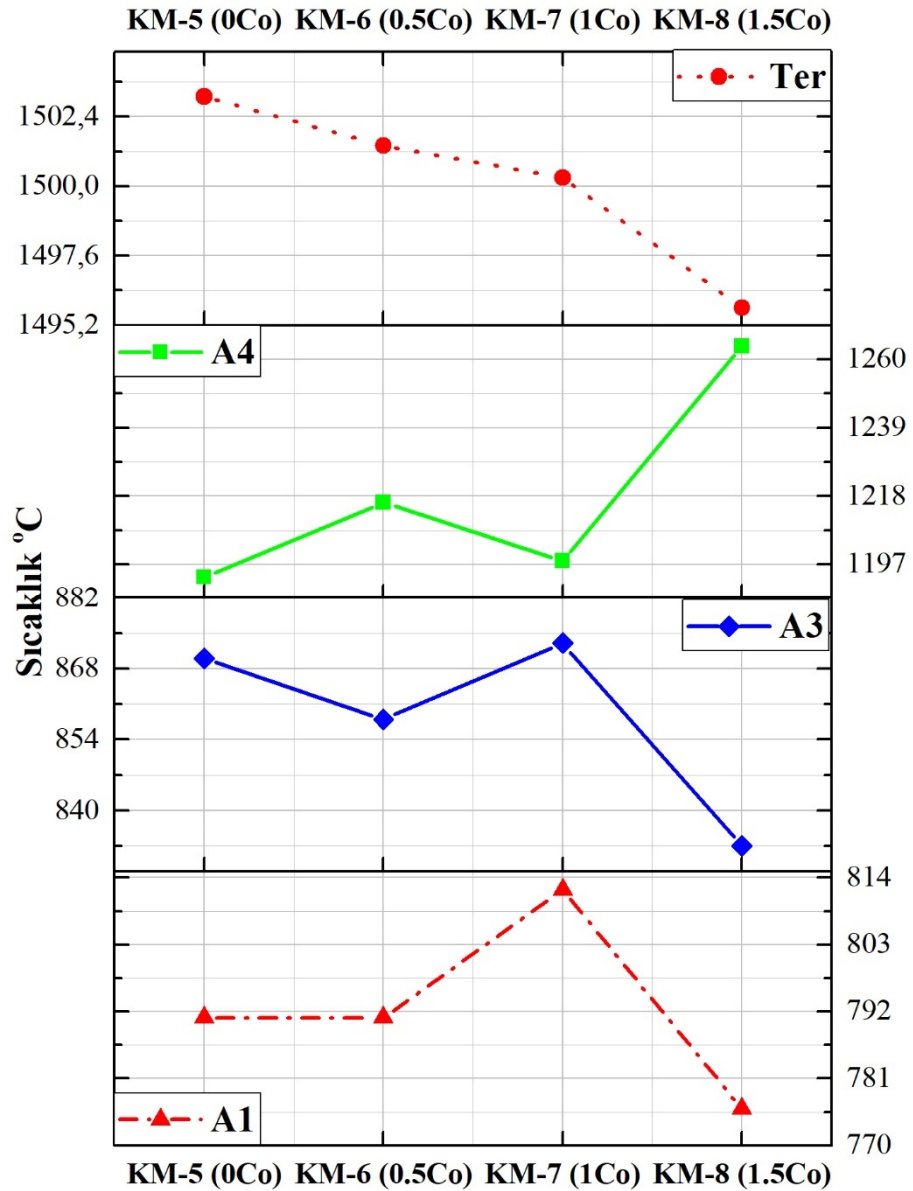
Şekil 7.2’de görüldüğü gibi hem % 0.8Ni içeren (KM-1-4) hem de % 0.4Ni içeren (KM-5-8) kaynak metallere Curie sıcaklığı kobalt miktarının artmasıyla artmaktadır. Bu durum literatürle uyum göstermektedir (Yan ve ark., 2015). Gustafson ve Ågren (2001) difüzyonun curie sıcaklığı üstünde fazla olmasından dolayı Curie sıcaklığının yükselmesiyle birlikte $M_{23}C_6$ karbürünün ve martenzit çıta yapısının irileşmesini

engelleyeceğini bildirmişlerdir. Yapılan EBSD analizlerinde (Şekil 6.49) % 1.5Co içeren KM-4 kodlu kaynak metalinin Co içermeyen KM-1 kodlu kaynak metalinden daha ince bir çıta (lath) yapısına sahip olduğu gözlenmiştir.

Thermo-Calk analiz yöntemiyle termodinamik olarak denge şartları altında oluşan faz ve çökeltiler tespit edilmiştir. Sonuçlar kısmında grafiklerin çiziminde bazı impürite elementleri ve karbür/nitrür yapıcı elementler dikkate alınarak çizilmiştir, gaz ve bazı oksitli bileşenler dikkate alınmamıştır. Thermo-Calc analizleri kobalt elementinin kaynak sonrası ısıtım işlemi için kritik olan A_{c1} dönüşüm sıcaklığını çok fazla düşürmediğini göstermiştir. Şekil 7.3 ve Şekil 7.4’de Thermo-Calc hesaplamalarından elde edilen sonuçlar üretilen kaynak metalleri için karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Görüldüğü gibi kobalt ilavesiz kaynak metali A_{c1} dönüşüm sıcaklığı 763 °C iken % 1.5 kobalt ilavesiyle yalnızca 7 °C’lik bir düşüşle 756 °C sıcaklığa düşmüştür. Bunun yanında kobalt ilavesinin delta ferrit başlangıç sıcaklığı olan A_4 sıcaklığını şiddetli bir şekilde yükselttiği tespit edilmiştir. (0Co $A_4=1254$ °C, 1.5Co $A_4=1309$ °C). Ayrıca kobalt ilavesinin kaynak metali ergime sıcaklığını da düşürdüğü Thermocalc modelleme sonuçlarından anlaşılmıştır. Nikel miktarının % 0.4’den % 0.8’e yükselmesi A_{c1} dönüşüm sıcaklığını düşürmüştür.

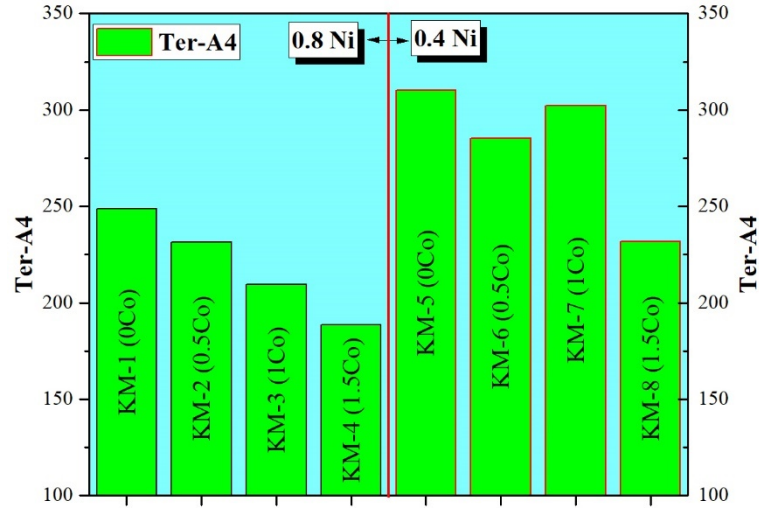


Şekil 7.3 0.8Ni içeren kaynak metallerine ait ThermoCalc sonuçları karşılaştırması



Şekil 7.4 0.4Ni içeren kaynak metallerine ait ThermoCalc sonuçları karşılaştırması

Şekil 7.5’de üretilen bütün kaynak metallerinin ThermoCalc analizlerine göre hesaplanmış ergime sıcaklığı ile (T_{er}) delta ferrit başlangıç sıcaklığı (A_4) arasındaki fark karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Görüldüğü gibi Co miktarının artması sıcaklık aralığını daha dar konuma getirmiştir, kaynak metali soğuma esnasında delta ferritin bulunduğu sıcaklık aralığının delta ferrit oluşumunu etkilediği düşünülmektedir. Bununla birlikte kaynak metalinin bu sıcaklık aralığında kalma süresinin de delta ferrit oluşumunda etkili olabileceği düşünülmektedir. ThermoCalc analiz sonuçlarına göre kobalt elementinin, kaynak metalinin soğuması esnasında delta ferritin çekirdeklenip büyüebilmesi için gerekli zamanı azaltarak bu fazın oluşumunu kısıtladığı söylenebilir.



Şekil 7.5 Kaynak metallerine ait Ter-A₄ farklarının karşılaştırması

ThermoCalc analizlerine göre kobalt miktarının artması ile çökelti faz oranlarında çok önemli bir değişim gözlenmemiştir Helis ve ark. (2009) yaptıkları ThermoCalc analizleri ile uyum göstermektedir.

DSC ve ThermoCalc analiz sonuçları arasında kaynak metallerine ait dönüşüm sıcaklıklarında bir miktar sapmalar gözlenmiştir. DSC analizinde kullanılan malzeme boyutunun düşük olması ve ısıtma hızının yüksek olması A_{c1} sıcaklığını üst sıcaklık noktasına ötelemiştir. ThermoCalc sonuçlarından A₁ sıcaklığının DCS sonuçlarından daha düşük sıcaklıklara ötelendiği tespit edilmiştir. Bu farklılığın ThermoCalc'ın denge şartları altındaki dönüşüm sıcaklığını tespit etmesinden ileri geldiği anlaşılmaktadır. Çelik üreticileri de A_{c1} sıcaklıklarının tespitinde oldukça düşük ısıtma hızları kullanmaktadırlar (100 °C/h). Bununla birlikte yapılan mikroyapı karakterizasyonu ve sertlik ölçüm sonuçlarından 760 °C sıcaklıkta yapılan ısıl işlemin A₁ sıcaklığının altında olduğunu göstermiştir.

7.2 Mekanik Özellikler

7.2.1 Sertlik sonuçlarının incelenmesi

Kaynak metaline uygulanan (KM-1) temperleme işleminin sertlik üzerindeki etkisi mikro sertlik değerlerinin haritalandırılması ile Şekil 6.52'de gösterilmiştir. Şekilde ifade edildiği gibi kaynak sonrası yapılan temperleme işlemi ile sertliğin şiddetli bir şekilde düştüğü gözlenmiştir. Sertlikteki bu azalma martenzitik yapının temperlenmesinden ve kaynak metalinde katı eriyik olarak bulunan W, Mo, Cr gibi güçlü

karbür yapıcı elementlerin karbür oluşturarak katı eriyikten ayrılması bu sayede katı eriyikteki karbonun azalması ile meydana gelmektedir. Ayrıca kaynak işlemi çok pasolu işlem şeklinde gerçekleştirildiğinden pasolar arası sertlik değişimi de haritalama yönteminde tespit edilmiştir. Temperlenmemiş ve temperlenmiş halde pasolar arasında sertlik farklılıkları meydana gelmiştir. Pasolar arasındaki bu sertlik farklılığının sebebi kaynak işleminde sonraki pasonun önceki pasoyu temperleme etkisinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca literatürde pasolar arasında oluşan çökelti fazlarının bileşimlerinde de farklılık olduğunu ifade eden araştırmacılar bulunmaktadır (Mythili ve ark., 2003). Çok pasolu kaynak işleminde önceki paso kısmen ergidiğinden ve çökeltilerin çözünüp yeniden oluştuğundan dolayı östenit tane sınırları, çita sınırları ve çökelti bileşimlerinde bir miktar farklılık olmasına sebep olmaktadır. % 0.4Ni ve % 0.8 Ni içeren kaynak metallere ve bunların düşük miktardaki kobalt (% 0, 0.5, 1, 1.5Co) ile alaşımlandırılmasının makro sertlik sonuçlarına doğrudan keskin bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir.

% 0.8Ni ve % 0.4Ni içeren kaynak metalleri ve % 0, 0.5, 1, 1.5Co ile modifiye edilmiş kaynak metallere temperlenmemiş ve temperlenmiş haldeki Brinell sertlik sonuçlarına baktığımızda (Şekil 6.53) çok önemli bir değişim gözlenmemiştir. Bununla birlikte sertlik değerleri bütün kaynak metallere kaynak sonrası ~380 HB değerinde iken temperleme işlemi sonrasında (PWHT) ~250 HB değerine düştüğü tespit edilmiştir. Düşük miktarda delta ferrit fazı içeren KM-1 kodlu kaynak metaline uygulanan mikrosertlik işleminde delta ferrit fazının temperlenmiş martenzitik matristen daha düşük sertlik değerinde olduğu gözlenmiştir (Şekil 6.8) ayrıca delta ferrit fazının ısı ile giderilemediği tespit edilmiştir.

7.2.2 Sünek gevrek geçiş sıcaklığı

P92 malzemesinde olduğu gibi P92 kaynak metalinin de tokluğunun arzu edilen mekanik mukavemeti sağlayacak düzeyde olması tercih edilir. AWS.5.5 standardında P92 kaynak metali için belirli bir değer bulunmamaktadır. Bununla birlikte P91 çeliği içinde konstrüksiyon sonrasında kontrol amaçlı uygulanan hidro testin başarıyla gerçekleştirilmesi için kaynaklı bağlantının minimum (+20 °C) 47 J olması gerektiği bildirilmiştir (Samir, 2015). Yapılan charpy darbe testlerinden bu kaynak metallere test sıcaklığına hassas oldukları gözlenmiştir.

Üretilen 8 farklı P92(CrMoW) kaynak metali sünek-gevrek geçiş sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla -40, -20,+ 20, +40 ve +60 °C sıcaklıklarda darbe testi uygulanmıştır. Şekil 6.55 ve Şekil 6.59'da % 0.8Ni ve % 0.4Ni içeren kaynak metallerinin sünek-gevrek geçiş sıcaklık grafikleri verilmiştir. Elde edilen sonuçlardan -40 ve -20 °C sıcaklıklarda darbe dayanım değerlerinin oldukça düşük olduğu görülmüştür (<30 J). +20, +40, +60 °C'de yapılan testlerde ise tokluğun artan sıcaklıkla belirgin bir şekilde arttığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte hem % 0.8Ni içeren hem de % 0.4Ni içeren kaynak metallerinde (KM-4, KM-8) +40 ve +60 °C sıcaklıklarda yapılan test sonuçlarından en yüksek tokluk değerlerinin % 1.5Co içeren kaynak metallerinde elde edilmiştir. HMK yapılı metallerde sıcaklığın azalması ile birlikte kırılma tipi sünekten gevrekliğe doğru bir geçiş sergilemektedir. YMK ve HSP yapılı metallerde karşılaşılmayan bu durumun asıl nedeni HMK yapılı metallerin sıkı paket düzlemlerine sahip olmamasından kaynaklanmaktadır. Metallerin şekil değiştirmesinde (kaymada) atom titreşimlerinin etkisi bulunmaktadır ancak sıcaklığın azalması ile atom titreşimleri azalmakta ve şekil değişimine katkısı sınırlı olmaktadır. Sıkı paket atom düzlemi içermeyen HMK yapılı metallerde bu durum daha belirgin halde görülmektedir. Karşılaştırma için; YMK ve HSP metallerde de düşük sıcaklıklarda atom titreşimleri sınırlıdır. Ancak bu tip kristal yapılı metallerin sıkı paket atom düzlemlerindeki atom yoğunluğu fazla olması titreşimin az olmasının verdiği olumsuz etkiyi asgariye indirgemektedir. Sonuç olarak metallerde plastik şekil değiştirme mekanizmalarının en yüksek olarak görüldüğü kayma, sünek kırılmanın en belirgin özelliğidir. Düşük sıcaklıklarda atom titreşimlerinin kaymaya sağladığı katkı az olduğu için HMK yapılı metaller belirli bir sıcaklıkta veya sıcaklık aralığında sünek kırılmadan gevrek kırılmaya geçer.

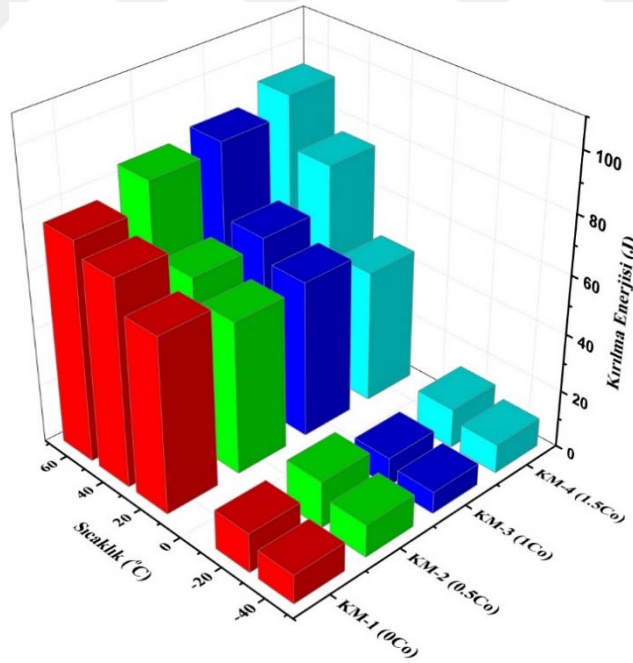
Darbe tokluğunun temperlemeye olan bağımlılığının belirlenmesi amacıyla temperlenmemiş ve yalnızca kaynak sonrası üretilen kaynak metaline oda sıcaklığında uygulanan charpy darbe testi sonucu yalnızca KM-4 (% 0.8Ni % 1.5Co) kodlu numune için 4 J kadar tespit edilmiştir. Sertleşebilirliği yüksek östenit bölgeden oda sıcaklığında soğutulduğunda bile martenzitik yapı oluşturan bu tür çelikler için temperlemenin önemi açıkça görülmektedir (Şekil 6.54).

Literatürde Co içermeyen P92 kaynak metali oda sıcaklığı tokluk değerlerini 760 °C 2h için 48 J, 760 °C 4h için 62 J şeklinde ifade edilmiştir (Marshall ve ark., 2002). Standartlarda (AWS) P92 için henüz bir standart tokluk değeri verilmemiş olmasına karşın P91 çeliklerin kaynak metali tokluk değerleri minimum 47 J olması gerektiği belirtilmektedir (Zhang ve ark., 2009). Literatürde farklı kaynak metotlarına bakıldığında

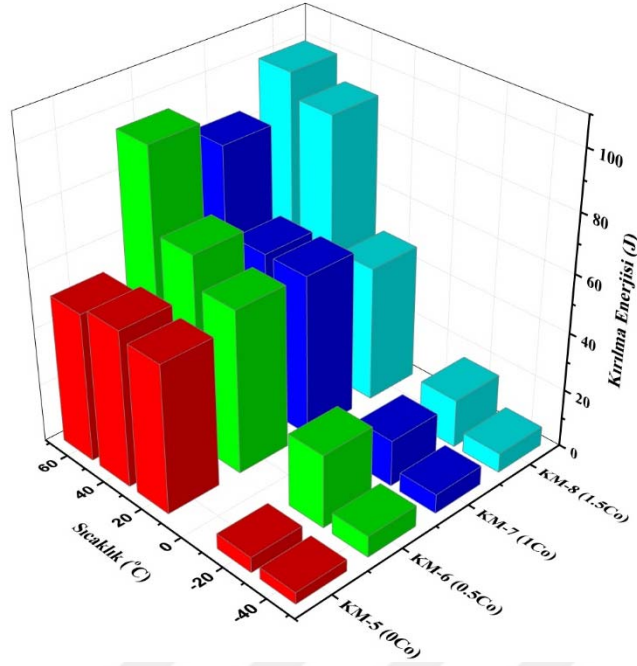
en yüksek tokluk değerinin TIG kaynak yönteminde elde edildiği görülmektedir (760 °C 2h 168 J, 760 °C 4h 212 J). Bunun sebebi olarak TIG kaynak metodunun daha düşük oksijen ve inklüzyon içeriğinden olduğu ifade edilmektedir (Marshall ve ark., 2002). Üretimi gerçekleştirilen yalın kaynak metallere de az miktarda küresel inklüzyonlar tespit edilmiş ve ilgili bölümde detaylı açıklanmıştır.

Yalın kaynak metallere farklı sıcaklıklarda yapılmış Charpy test sonuçları ortalamaları Şekil 7.6 ve Şekil 7.7’de verilmiştir. Görüldüğü gibi düşük sıcaklıklarda yapılan darbe testlerinde bütün kaynak metallere tokluk değerleri oldukça düşüktür ancak sıcaklığın artması ile tokluk değerleri yükselmiştir.

Kaynak metali tokluğu mikroyapıda oluşan ikincil fazlardan etkilenmektedir. Özellikle C_{FeS} yüksek olduğunda (>9) % 2’den fazla oluşan delta ferrit fazı kaynak metali tokluğunu düşürmektedir. Üretimi yapılan kaynak metallere % 0.4Ni içeren KM-5 kodlu kaynak metalinde bu durum tespit edilmiştir. Benzer şekilde delta ferritin kaynak metali tokluğu üzerinde olumsuz etkisi olduğu birçok araştırmacı tarafından ifade edilmiştir (Harrelson ve ark., 1986; Abson ve ark., 2007; Mohyla ve Kubon, 2010; Wang ve ark., 2010; Abd El-Rahman Abd El-Salam ve ark., 2013).



Şekil 7.6 0.8Ni içeren yalın kaynak metali ortalama tokluk değerleri



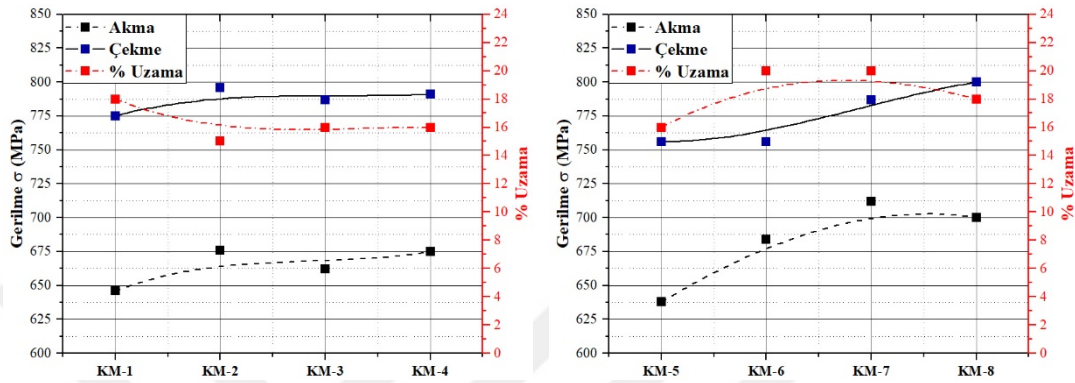
Şekil 7.7 0.4Ni içeren yalın kaynak metali ortalama tokluk değerleri

7.2.3 Çekme testi sonuçlarının incelenmesi

Çok pasolu kaynaktan çıkartılan yalın kaynak metali çekme mukavemeti birçok parametreden etkilenmektedir. Sıcaklık, inklüzyon içeriği, ikinci faz (Laves, Z fazı, delta ferrit), birincil östenit tane boyutu ve ısıl işlem bunlardan sadece bazılarıdır. Bununla birlikte esas keskin etki kimyasal bileşim tarafından kontrol edilmektedir. Çalışma kapsamında % 0.8Ni ve % 0.4Ni’li olarak üretilen ve % 0, 0.5, 1,1.5 Co ile modifiye edilen 8 farklı kaynak metalinin oda sıcaklığındaki çekme testleri yapılmış Çizelge 6.10’da verilmiştir.

Yalın kaynak metallerine ait çekme testi verileri P92 malzemesi ile karşılaştırıldığında akma ve çekme sonuçları oldukça yüksek çıkmasına rağmen süneklik P92 malzemesi civarında ya da daha düşük çıkmaktadır. Bu durumun kaynak metalinde bulunan çok az miktardaki inklüzyonların sünekliği düşürmesinden ve kaynak metalinde bulunan tane yapısının (kolonsal + ~eş eksenli) esas malzemedan (eş eksenli) farklı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 7.8’de üretilen bütün kaynak metallerine ait çekme testi sonuçları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Kobalt miktarının artması ile süneklik azalmadan akma ve çekme dayanımı artmıştır. Bu artış % 0.8Ni (KM-1, KM-4) içeren kaynak metalinde çok fazla belirgin olmamakla birlikte % 0.4Ni (KM-5, KM-8) içeren kaynak metallerinde daha açık bir şekilde gözlenmiştir. Bu durum Ni

elementinin kaynak metalinde katı eriyik mukavemetlenmesi sağladığından kaynaklanabilir bununla birlikte % 0.4Ni içeren kaynak metalinde bu mukavemetlenme daha düşük olduğundan kobalt elementinin etkisi daha belirgin bir şekilde ortaya çıkmıştır. KM-5 kodlu % 0.4Ni içeren ve $C_{RE\delta}$ değeri en yüksek olan kaynak metalinde akma dayanımının daha düşük olduğu gözlenmiştir.



Şekil 7.8 Yalın kaynak metallerine at çekme testi sonuçları (mühendislik)

Mikroyapı ve mikro sertlik incelemelerinden de anlaşıldığı gibi çökelti fazı gözlenmeyen ve matrise oranla daha düşük sertliğe sahip olan ikinci fazın (delta ferrit) akma dayanımına olumsuz etkide bulunduğu ifade edilebilir. Bununla birlikte elde edilen çekme testi verileri birleştirilecek olan çeliğin (P92) ASTM standartlarında (Çizelge 3.5) verilen minimum akma ve çekme dayanımının oldukça üzerinde olduğu gözlenmiştir.

Kaynaklı bağlantı ile ilgili yapılan çekme testinde kobalt içermeyen kaynaklı bağlantının kobalt içeren kaynaklı bağlantıyla aynı mekanik değerleri vermesi kopma bölgesinin P91 esas metalden olmasından kaynaklanmaktadır. P91 esas metalin çekme testi ile ilgili yapılan çalışmalar da (Paddea ve ark., 2012) bu sonucu desteklemektedir.

7.2.4 Sürünme testi sonuçlarının incelenmesi

Sürünme dirençli çeliklerden P92 (CrMoW) çeliğinin örtülü elektrodla birleştirilmesi amacıyla üretimi gerçekleştirilen kaynak metallere darbe tokluğu, sertlik ve diğer mikroyapı karakterizasyonlarına göre optimum özelliği veren % 0.8Ni'li ve % 0, 0.5, 1, 1.5Co ile alaşımlandırılmış kaynak metalleri sürünme testine tabi tutulmuşlardır. Sıcaklık olarak (KM-1 için ilave olarak 600 °C), 650 °C ve 675 °C seçilmiştir. Kobalt içermeyen % 0.8Ni'li kaynak metalinde 600 °C sıcaklık altında ve 150 MPa gerilme düzeyinde 321 h süresince kopmanın gerçekleşmediği gözlenmiştir (Şekil

6.69). Sürünme deneyi sonrası numunelerin optik mikroskop incelemelerinde temperlenmiş martenzit çita sınırlarında büyük oranda bir irileşme tespit edilmemiştir (Şekil 6.73). Ayrıca 600 °C’de yapılan sürünme testi numunesinden alınan kesit örneklerinde mikro boşluk oluşumu gözlenmemiştir. Bu durum sürünme testine tabi tutulmuş deney numunelerinin sürünmeye dik (Şekil 6.74) ve sürünmeye paralel (Şekil 6.75) olarak yapılan yüksek büyültmelerdeki SEM incelemeleri ile doğrulanmıştır. Yapılan test, elektrodun (kaynak metalinin) başarıyla üretildiğini doğrulamak amacıyla gerçekleştirilmiştir.

Sürünme testinin konstrüksiyonun çalışma şartlarında yapılması çok uzun süren deneyler olduğundan gerilme ve/veya sıcaklığın yükseltilmesi ile kısa süreli sürünme testleri yapıp uzun sürelerdeki sürünme özellikleri extrapolasyon metodları ile tespit edilmektedir. P92 çeliği servis koşulları Ultra Süper Kritik buhar şartları olarak tanımlanan 600 °C’de 300 Bar (30 MPa) kadardır (Lukáš ve ark., 2015). Kullanılan malzeme kalınlığı ve gerilme parametrelerine bağlı olarak çeliğin kullanılma sıcaklığı 580 °C ile 625 °C arasında yer almaktadır (Wang ve ark., 2013).

Yapılan sürünme testleri servis koşullarının üzerindeki gerilme ve sıcaklık değerleri ile gerçekleştirilmiştir. 650 ve 675 °C’de yapılan sürünme testlerinde KM-1(% 0.8Ni-0Co) kodlu kaynak metalinde kopma mikro boşluk oluşumu ve mikro boşlukların birleşmesi şeklinde gerçekleşmiştir (Şekil 6.75). Günümüzde sürünme dirençli ferritik/martenzitik çeliklerin servis koşullarının iyileştirilmesi amacıyla Co elementi ile alaşımlandırılması önem kazanmıştır. Özellikle 9Cr’lu çeliklerde tokluk ve sürünmeye olumsuz etkisi olan delta ferrit fazı oluşumunu engellemesi, çökelti miktarını artırması (Helis ve ark., 2009) ve sürünme dayanımını sağlayan çökeltilerin irileşmesini engellemesi (Kipelova ve ark., 2012) buna en büyük etkendir. Yapılan çalışmada Co elementinin östenit yapıcı etkisiyle kaynak metalinde delta ferrit fazı oluşumunu engellediği optik mikroskop incelemelerinde tespit edilmiştir (Şekil 6.7). Ancak yapılan SEM incelemelerinde ve Thermo-Calc modelleme çalışmasında $M_{23}C_6$ ve MX tipi (Nb (CN)-V(CN)) çökelti fazlarının miktarında önemli bir değişim gözlenmemiştir. Bununla birlikte yapılan EBSD incelemesinde KM-4 (% 0.8Ni-1.5Co) kodlu kaynak metalinin kobalt içermeyen KM-1 (% 0.8Ni-0Co) kodlu kaynak metalinden daha ince temperlenmiş martenzit çita yapısına sahip olduğu gözlenmiştir.

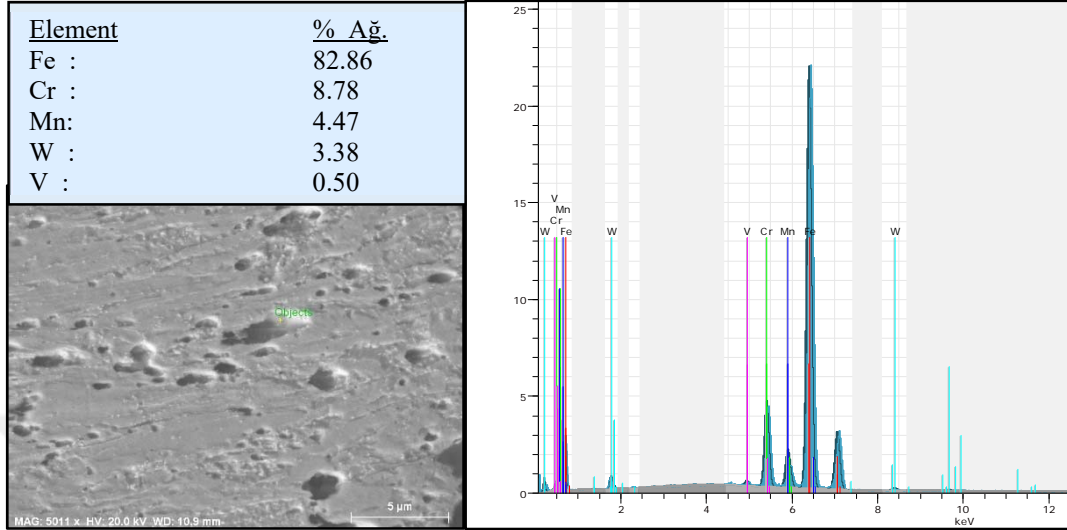
Kobalt içeren kaynak metallerinin 650 °C ve 675 °C’de yapılan sürünme testlerinde kobalt elementinin sürünme kopma ömrünü artırdığı tespit edilmiştir. Özellikle 675 °C’de yapılan sürünme testinde en yüksek sürünme kopma dayanımının

1.5Co içeren kaynak metalinde meydana geldiği görülmüştür (Şekil 6.71). Sürünme kopma ömürleri karşılaştırıldığında % 1.5Co içeren kaynak metali Co'suz kaynak metaline göre 650 °C (8.8 h-187.8 h) ve 675 °C (2.7 h-57.4 h) 'de 21 kat daha uzun bir sürünme kopma ömrüne sahip olduğu tespit edilmiştir. Kobalt miktarına göre sürünme kopma ömrünün artması beklenmiştir ancak sürünme testi yapılan malzeme kaynak metalidir. Çok pasolu kaynak yöntemi ile üretimi gerçekleştirilen kaynak metalinde döküm malzemedan farklı olarak kaynak şartlarındaki hızlı ısınma ve hızlı soğumadan dolayı farklı morfolojide taneler meydana gelmektedir (kolonsal, eşekslenli, iri taneli bölge, ince taneli bölge). Bununla birlikte çok pasolu kaynakta her kaynak dikişleri arasında bir ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) meydana gelmektedir. Sürünme test sonuçlarındaki Co ile sürünme kopma mukavemeti ilişkisindeki ufak sapmaların bu sebepten meydana geldiği düşünülmektedir.

Yapılan mikroyapı karakterizasyon çalışmalarından sürünme testine tabi tutulan kaynak metallerinin mikroyapılarında delta ferrit fazı en fazla % 2 mertebelerinde ve kaynak şartlarından dolayı oluşmuştur. Optik ve SEM incelemelerinde yaklaşık benzer mikroyapı tespit edilirken EBSD analizinde % 1.5Co elementinin kaynak metali mikroyapısını daha ince çita yapısına dönüştürdüğü tespit edilmiştir.

Sürünme testleri gerçekleştirilen kaynak metallerinde sürünmeye dayanımı sağlayan mikroyapılarında bulunan çökelti fazlarıdır. Bununla birlikte malzemenin sürünme dayanımına; sıcaklık, uygulanan gerilme, tane ve alt tane boyutu, farklı sürünme bölgelerinde oluşan çökelti fazları, çökelti irileşmesi ve çözünen atom konsantrasyonu faktörleri de etki etmektedir (Shrestha ve ark., 2012). Sıcaklık ve basıncın artmasıyla çökelti fazlarında irileşme meydana gelmektedir. İrileşme esnasında çökelti fazlarına matris yapıdan difüzyon meydana gelmektedir. Yapılan DSC analizlerinde kaynak metalinde bulunan Co elementinin Curie sıcaklığını yükselttiği tespit edilmiştir (Şekil 7.2). Difüzyonun ise Curie sıcaklığına bağımlı olduğu bilinmektedir (Yan ve ark., 2015). Kobalt elementi ilavesi ile Curie sıcaklığının yükselmesi ve atom difüzyonunun gecikmesi sayesinde çökelti irileşmesinin engellenmesi sağlanarak sürünme-kopma dayanımında iyileşme meydana geldiği düşünülmektedir. Şekil 7.9'da sürünme esnasında meydana gelen çökelti irileşmesi görülmektedir. Sürünme öncesi SEM EDX ile karşılaştırıldığında (Şekil 6.18) Fe elementinde artma tespit edilmiş ve sürünme sonrası irileşen fazla karbon tespit edilmemiştir. Bu durum ise sürünme sonrası oluşan intermetalik Laves fazı olduğunu desteklemektedir. Thermo-Calc modelleme çalışmasında da bu alışımda denge şartlarında Laves fazı oluşmasının mümkün olduğu

tespit edilmiştir (Şekil 6.44). Vřrostková ve ark. (2008) P92 kaynak metalinde 625 °C’de 1000 h süresince yapılan yaşlandırma işlemi sonrası yaptıkları TEM karakterizasyonunda Laves fazı oluşumunu tespit etmişlerdir.



Şekil 7.9 650 °C sıcaklıkta 150 MPa gerilmeye sürünme kesitine paralel alınmış Co içermeyen kaynak metalinde çökelti irileşmesi SEM ve EDX analizi

Yapılan sürünme test sonuçlarından eşitlik (4.6) kullanılarak aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Sonuçlardan da tespit edildiği gibi 650 ve 675 °C yapılan sürünme testinde Co miktarının artmasıyla genel olarak aktivasyon enerjisi düşmüştür (Çizelge 6.11). Aynı gerilme ve sıcaklıklar altında yapılan sürünme testlerinde aktivasyon enerjisi sürünme hızlarına bağlı olarak tespit edilmiştir. Shrestha ve ark. (2012) P91 (9Cr-1Mo) çeliği sürünme mekanizması ile ilgili yaptıkları çalışmada dislokasyon çökelti etkileşimi nedeniyle sürünme mekanizmasının artan sıcaklıkla azalan bir eşik gerilmeye (threshold-stress) bağlı olduğunu, bu gerilmeye ise tane içlerinde dağılan uyumsuz (incoherent) MX tipi çökeltilerin sebep olduğunu, $M_{23}C_6$ tipi tane sınırlarında yoğun olarak bulunan çökeltilerin ise büyük bir katkıda bulunmayabileceğini bildirmişlerdir. Sıcaklığın 650 °C’den 675 °C’ çıkarılması ile sürünme hızı bütün kaynak metallerinde artmıştır ancak bu artış en az % 1.5Co içeren kaynak metalinde meydana gelmiştir. Yapılan SEM karakterizasyonlarında (Şekil 6.9-Şekil 6.12) tespit edildiği gibi sürünme dayanımını sağlayan çökeltiler yoğun olarak temperlenmiş martenzit çıta sınırlarında ve birincil östenit tane sınırlarında yoğun olarak bulunmaktadır. % 1.5Co içeren kaynak metalinin daha yüksek sürünme ömrüne sahip olmasının nedenlerinden biride daha ince temperlenmiş martenzit çıta yapısına sahip olması olarak değerlendirilebilir.

8 SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu deneysel çalışmada sürünme dayanımı yüksek ASTM tarafından P92 olarak adlandırılmış Japonya’da keşfedilmiş (NF616) çelik için elektrik ark kaynağı yönteminde kullanılmak üzere örtülü elektrod üretimi hedeflenmiştir. Yapılan mikropi testleri modelleme ve mekanik özellik test sonuçlarından üretim başarı ile gerçekleştirilmiştir. Yapılan testlerden elde edilen verilere göre şu sonuçlara ulaşılmıştır.

8.1 Sonuçlar

1. P92 esas metal üzerinde yapılan mikroyapı karakterizasyonlarında temperlenmemiş martenzit fazı polinogal şekilde iken fırında soğutma ile elde edilen ferrit fazının (α) küresel formda olduğu görülmüştür.
2. Kaynak metali mikroyapı çalışmalarında, dağlamada birincil östenit tane sınırı ve çıta (lath) sınırlarının belirgin olarak tespit edilmesinde 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml etil alkol dağlayıcısının daha uygun olduğu sonucuna varılmıştır. 0.8Ni içeren kaynak metallere Co içermeyen (KM-1) ve % 1.5Co içeren (KM-4) kaynak metallere EBSD analizlerinden kobaltın kaynak metali matris yapısını incelttiği tespit edilmiştir.
3. XRD sonuçlarından kaynak metalinde sürünme dayanımını sağlayan çökelti faz miktarlarının matris yapıya oranla düşük olduğundan karakterizasyonunun kaynak metali analizi ile tespit edilemediği ancak karbür çökeltme yöntemi ile mümkün olduğu anlaşılmıştır. Bununla birlikte Nikel miktarının % 0.4’den 0.8’e çıkartılmasının bu malzemede çökelti fazlarına etkisinin olmadığı belirlenmiştir.
4. Yapılan diferansiyel taramalı kalorimetre analiz (DSC) verilerine göre bütün kaynak metallere Co elementinin Curie (T_c) sıcaklığını artırdığı anlaşılmıştır.
5. ThermoCalc modelleme ile yapılan çalışmada kobalt elementinin artmasıyla (% 0-0.5-1-1.5) ergime sıcaklığının düştüğü, delta ferrit başlangıç sıcaklığının (A_4) yükseldiği, A_3 sıcaklığının düştüğü ve kaynak sonrası ısıl işlem için kritik olan A_1 sıcaklığının ise 0.4Ni içeren kaynak metali için 792 °C (0Co) den 780 (1.5Co) °C’ye düştüğü, 0.8Ni içeren kaynak metali için ise 762 °C (0Co) den 755 °C (1.5Co)’ye düştüğü tespit edilmiştir. Ancak bu modelleme yöntemi

denge şartlarında veri analizi yaptığından dolayı aynı değişim DSC analizlerinde tespit edilememiştir. Bu durum DSC’de kullanılan ısıtma hızından kaynaklanmaktadır.

6. Yapılan mikroyapı sertlik ve darbe testi incelemelerinden delta ferritin kaynak metali tokluğunu düşürdüğü ve geçiş sıcaklığını yükselttiği tespit edilmiştir. Ayrıca yapılan çalışmada delta ferrit fazının $C_{RE\dot{S}}$ ’e bağımlı olduğu ve ısı ile girdisi giderilemediği tespit edilmiştir. Bununla birlikte bütün kaynak metallere $C_{RE\dot{S}}$ ’den bağımsız olarak az miktarda (<2) delta ferrit oluştuğu tespit edilmiştir. Bu durum çok pasolu kaynakta pasolar arasındaki ısı girdisi ve bölgesel soğuma hızı farkından kaynaklanmaktadır.
7. Yapılan darbe testi sonuçlarına göre P92 kaynak metalinin tokluk değeri sıcaklığa bağımlıdır ve geçiş sıcaklığı oda sıcaklığı civarında (+20) yer almaktadır. Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılan testlerde (-40, -20) darbe değeri Ni (0.4-0.8) ve Co (0.5, 1, 1.5) elementinden bağımsız olarak 20 J değerinin altında yer almaktadır.
8. Kobaltın (% 1.5) % 0.4Ni ve % 0.8Ni içeren yalın kaynak metallere oda sıcaklığının üzerinde yapılan darbe testlerinde (+40, +60) tokluk değerini artırdığı tespit edilmiştir. Kobaltın $C_{RE\dot{S}}$ ’i düşürerek ve T_{Er-A4} sıcaklık aralığını azaltarak delta ferrit oluşumunu engelleyici bir etkisi olduğu tespit edilmiştir.
9. Yalın kaynak metali çekme testi sonuçlarından kobalt elementinin sünekliği düşürmeden akma ve çekme dayanımını bir miktar artırdığı tespit edilmiştir.
10. Üretilen P92 kaynak metalinde Co elementinin bulunması sürünme kopma ömrünü artırmıştır. 650 ve 675 °C’de yapılan sürünme testlerinde en fazla sürünme kopma ömrü % 1.5Co içeren kaynak metalinden elde edilmiştir.
11. KM-1 kodlu 0.8Ni içeren kaynak metali sürünme deneyi sonuçlarında sıcaklığın yükselmesi ile sürünme kopma uzamasının arttığı tespit edilmiş, 600 °C sıcaklıkta 150 MPa gerilme değerinde yapılan testte (321 h) kaynak metalinde kopma gerçekleşmemiştir. Yapılan karakterizasyonlar kaynak metali üretiminin başarı ile gerçekleştirildiğini göstermektedir.

8.2 Öneriler

Çalışma kapsamında birçok karakterizasyon metodu uygulamalı olarak yapılmıştır, bununla birlikte daha sonra yapılabilecek ve bu alanla ilgili çalışan bilim insanları için şu öneriler verilebilir;

1. Nükleer santrallerde kullanım alanı bulan bu tür malzemeler için Co elementinin bu tür kaynak metalllerinde radyasyon gevrekliğine duyarlılığı ile ilgili çalışma yapılabilir.
2. Çalışma sıcaklığında aşınma testi, korozyon ve oksidasyon testleri ve yüksek sıcaklıkta çekme testi yapılabilir.
3. Kobalt miktarı yükseltilerek mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.
4. Kaynak metalinin kırılma tokluğuna Co elementi ve Ni elementinin etkisi incelenebilir.
5. Uzun süreli sürünme testleri (long-term) yapılarak Co elementinin uzun sürelerde çökelti irileşmesine etkisi incelenebilir. Ayrıca farklı sıcaklık ve gerilme değerlerinde sürünme testleri yapılarak Co elementinin etkisi incelenebilir.
6. Kaynak metaline farklı ısıl işlem şartları uygulanarak XRD analizi ile kalıntı gerilme analizleri yapılabilir.
7. Bu tür malzemelerde oluşan karbürler karbür çökeltme yöntemi ile matris malzemedен çözündürülüp farklı boyutlardaki karbürler birbirinden ayrıştırılarak boyut analizleri ayrı ayrı gerçekleştirilip ICP-MS teknolojisi ile kimyasal analizleri de belirlenebilir.
8. Çalışma kapsamında gerçekleştirilen üretim elektrod ve kaynak metalii üzerinedir. Benzer kimyasal bileşim döküm yolu ile imalat gerçekleştirilerek Co/Ni etkisinin doğrulanması uygun olabilir.

KAYNAKLAR

- 07.08.2017, Creep mechanisms,
<https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/creep/mechanisms.php>:
- 4136:2012, B. E. I., Destructive tests on welds in metallic materials — Transverse tensile test (ISO 4136:2012). BS EN ISO 4136:2012, BS EN ISO: 1-18.
- A335/A335M, A., 2011, Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature, (C), 1-13.
- Abd El-Rahman Abd El-Salam, M., El-Mahallawi, I. ve El-Koussy, M. R., 2013, Influence of heat input and post-weld heat treatment on boiler steel P91 (9Cr–1Mo–V–Nb) weld joints Part 1 – Microstructure, *International Heat Treatment and Surface Engineering*, 7 (1), 23-31.
- Abe, F., Noda, T., Araki, H. ve Nazakawa, S., 1991, Alloy composition selection for improving strength and toughness of reduced activation 9Cr-W steels, *Journal of Nuclear Materials*, 179-181, 663-666.
- Abe, F., 2004, Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr–W steels, *Materials Science and Engineering: A*, 387-389, 565-569.
- Abe, F., 2008, Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants, *Science and Technology of Advanced Materials*, 9 (1), 1-15.
- Abe, F., Torsten-Ulf, K. ve R., V., 2008, Creep-resistant steels, *Cambridge*, CRT Press, p. 19.
- Abe, F. ve Nakazawa, S., 2013, Microstructural evolution and creep behaviour of bainitic, martensitic, and martensite–ferrite dual phase Cr–2W steels, *Materials Science and Technology*, 8 (12), 1063-1069.
- Abson, D. J., Rothwell, J. S. ve Woollin, P., 2007, The Influence of Ti, Al and Nb on the toughness and creep rupture strength of grade 92 steel weld metal, *Integrity of High Temperature Welds IOM3*, London.
- An, J., Jing, H., Xiao, G., Zhao, L. ve Xu, L., 2010, Analysis of the creep behavior of p92 steel welded joint, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20 (8), 1474-1480.
- Ånmark, N., Karasev, A. ve Jönsson, P., 2015, The Effect of different non-metallic inclusions on the machinability of steels, *Materials*, 8 (2), 751-783.
- Arivazhagan, B., Sundaresan, S. ve Kamaraj, M., 2009, A study on influence of shielding gas composition on toughness of flux-cored arc weld of modified 9Cr-1Mo (P91) steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (12-13), 5245-5253.

- Arivazhagan, B. ve Kamaraj, M., 2013, Metal-cored arc welding process for joining of modified 9Cr-1Mo (P91) steel, *Journal of Manufacturing Processes*, 15 (4), 542-548.
- Arivazhagan, B. ve Vasudevan, M., 2014, A comparative study on the effect of GTAW processes on the microstructure and mechanical properties of P91 steel weld joints, *Journal of Manufacturing Processes*, 16 (2), 305-311.
- AWSA5.5-96, 1996, Specification for low-alloy steel electrodes for shielded metal arc welding. ANSI/AWSA5.5-96. Florida, AWS: 12.
- Beidokhti, B., Koukabi, A. H. ve Dolati, A., 2009, Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (8), 4027-4035.
- Bhole, S. D., Nemade, J. B., Collins, L. ve Liu, C., 2006, Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 173 (1), 92-100.
- Chai, X., Bundy, J., Amata, M., Zhang, C., Zhang, F., Chen, S., Babu, S. ve Kou, S., 2015, Creep rupture performance of welds of P91 pipe steel, *Welding Journal*, 145-157.
- Chalk, K., 2013, Weld Consumables and PWHT for P92 Power Plant Steel, Phd. Thesis, *The University of Nottingham*, 30, 18.
- Chovet, C., Galand, E. ve Leduey, B., 2008, Effect of various factors on toughness in P92 saw weld metal, *Welding in the World*, 52, 18-26.
- Cipolla, L., 2010, Conversion of MX nitrides to modified Z-Phase in 9-12%Cr ferritic steels, Ph.D. Thesis, *Technical University of Denmark*, (13) 11,22.
- Çimenoglu, H. ve Kayalı, S., 1991, Malzemelerin yapısı ve mekanik davranışları, *İstanbul, İ.T.Ü .Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi*, p. 184-213.
- Danielsen, H. K. ve Hald, J., 2006, Behaviour of Z phase in 9–12% Cr steels, *Energy Materials*, 1 (1), 49-57.
- Das, C. R., Albert, S. K., Bhaduri, A. K., Srinivasan, G. ve Murty, B. S., 2008, Effect of prior microstructure on microstructure and mechanical properties of modified 9Cr–1Mo steel weld joints, *Materials Science and Engineering: A*, 477 (1-2), 185-192.
- Das, C. R., Albert, S. K., Swaminathan, J., Raju, S., Bhaduri, A. K. ve Murty, B. S., 2012, Transition of Crack from Type IV to Type II Resulting from Improved Utilization of Boron in the Modified 9Cr-1Mo Steel Weldment, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43 (10), 3724-3741.

- Dieter, G. E., 1976, Mechanical metallurgy, *Tokyo Japan*, Kosaido Printing Co. LDT. , p. 453-459.
- Dudko, V., Fedoseeva, A. ve Kaibyshev, R., 2017, Ductile-brittle transition in a 9% Cr heat-resistant steel, *Materials Science and Engineering: A*, 682, 73-84.
- Durand-Charre, M., 2004, Microstructure of steels and cast irons, Springer Science & Business Media, p. 73.
- E10-15, A., 2015, Standard test method for Brinell hardness of metallic materials, ASTM: 1-32.
- E963-95, A., 2010, Standard practice for electrolytic extraction of phases from Ni and Ni-Fe base superalloys using a hydrochloric-methanol electrolyte. United States, ASTM International: 1-4.
- Ennis, P. J., 2002, The mechanical properties and microstructures of 9% chromium steel p92 weldments, *OMMI*, 1, 1-10.
- Ennis, P. J., 2014, 7 - Ferritic and martensitic steels for power plants, In: Structural Alloys for Power Plants, Eds: Shirzadi, A. ve Jackson, S.: Woodhead Publishing, p. 188-220.
- Evans, G. M. ve Bailey, N., 1997, Metallurgy of basic weld metal, Elsevier, p. 129.
- Falat, L., Výrostková, A., Homolová, V. ve Svoboda, M., 2009, Creep deformation and failure of E911/E911 and P92/P92 similar weld-joints, *Engineering Failure Analysis*, 16 (7), 2114-2120.
- Fedoseeva, A., Dudova, N. ve Kaibyshev, R., 2016, Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3%Co modified P92 steel, *Materials Science and Engineering: A*, 654, 1-12.
- Foldyna, V., Purmensky, J. ve Kubon, Z., 2001, Development of advanced chromium steels with respect to microstructure and structural stability, *ISIJ International*, 41, 81-85.
- Fujitsuna, N., Igarashi, N. ve Abe, F., 2000, Acceleration of FeW precipitation and its effect on creep deformation behavior of 8.5Cr-W-VNb steels with Si, *Key Engineering Materials*, 171-174, 469-476.
- Guo, X., Gong, J., Jiang, Y. ve Rong, D., 2013, The influence of long-term aging on microstructures and static mechanical properties of P92 steel at room temperature, *Materials Science and Engineering: A*, 564, 199-205.
- Gustafson, Å. ve Ågren, J., 2001, Possible effect of Co on coarsening of M₂₃C₆ carbide and Orowan stress in a 9% Cr steel, *ISIJ International*, 41 (4), 356-360.

- Hajra, R. N., Rai, A. K., Tripathy, H. P., Raju, S. ve Saroja, S., 2016, Influence of tungsten on transformation characteristics in P92 ferritic–martensitic steel, *Journal of Alloys and Compounds*, 689, 829-836.
- Hald, J., 2008, Microstructure and long-term creep properties of 9–12%Cr steels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85 (1-2), 30-37.
- Harrelson, K. J., Rou, S. H. ve Wilcox, R. C., 1986, Impurity element effect on the toughness of 9Cr-1Mo steel, *Journal of Nuclear Materials*, 141-143, 508-512.
- Hasegawa, Y., Yoshida, S., Okayama, Y., Umeki, S., Muraki, T., Oghami, M. ve Kawazoe, F., 2005, Alloy design of nano-sized precipitates bearing high-strength ferritic heat-resistant steels, *NIPPON STEEL*, 67-72.
- Helis, L., Toda, Y., Hara, T., Miyazaki, H. ve Abe, F., 2009, Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants, *Materials Science and Engineering: A*, 510-511, 88-94.
- Hilkes, J. ve Gross, V., 2009, Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications - past , present & future, *IIW Conference*, Singapore, 1-11.
- Hoey, T. M., Chen, R., McCartney, D. G., Sun, W., Mansfield, J., Barnard, P. ve Forter, J., 2015, Requirement for and use of coated P92 steel for enhanced structural integrity at high temperature, *Acta Physica Polonica A*, 128, 514-519.
- Hu, Z. F., 2012, Heat-Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assessment in Power Plants, *Thermal Power Plants*, InTech, p. (196).
- Jin, S. X., Guo, L. P., Yang, Z., Fu, D. J., Liu, C. S., Tang, R., Liu, F. H., Qiao, Y. X. ve Zhang, H. D., 2011, Microstructural evolution of P92 ferritic/martensitic steel under argon ion irradiation, *Materials Characterization*, 62 (1), 136-142.
- Kalck, C., Fournier, B., Barcelo, F., Forest, L., Dalle, F., Giroux, P. F., Tourni', I. ve Anne-Françoise, G. L., 2010, High temperature creep properties and microstructural examinations of P92 welds. 9th Liege conference : materials for advanced power engineering. Liege, Belgium: 424-434.
- Kaneko, K., Matsumura, S., Sadakata, a., Fujita, K., Moon, W. J., Ozaki, S., Nishimura, N. ve Tomokiyo, Y., 2004, Characterization of carbides at different boundaries of 9Cr-steel, *Materials Science and Engineering: A*, 374 (1-2), 82-89.
- Kim, B., Jeong, C. ve Lim, B., 2008, Creep behavior and microstructural damage of martensitic P92 steel weldment, *Materials Science and Engineering: A*, 483-484, 544-546.
- Kipelova, A., Odnobokova, M., Belyakov, A. ve Kaibyshev, R., 2012, Effect of Co on creep behavior of a P911 Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44 (1), 577-583.

- Klueh, R. L. ve Harries, D. R., 2001, High-Chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications, *100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959*, ASTM International, p.6,29,31,71.
- Klueh, R. L., 2004, Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors, *Oak ridge national laboratory, Tennessee*, 11-19.
- Kobelco, 2009, Heat-resistant high-Cr ferritic steel filler metals for thermal electric power boilers, *Kobelco Welding Today*, 12, 3-8.
- Li, J.-y., Zhao, P., Yanagimoto, J., Sugiyama, S. ve Chen, Y.-l., 2012a, Effects of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of a new type of nitrogen-containing die steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 19 (6), 511-517.
- Li, S., Eliniyaz, Z., Zhang, L., Sun, F., Shen, Y. ve Shan, A., 2012b, Microstructural evolution of delta ferrite in SAVE12 steel under heat treatment and short-term creep, *Materials Characterization*, 73, 144-152.
- Liu, S. ve Olson, D. L., 1987, The Influence of inclusion chemical composition on weld metal microstructure, *J. Mater. Eng.*, 9, 237-251.
- Long, X., Cai, G. ve Svensson, L.-E., 1999, Investigation of fracture and determination of fracture toughness of modified 9Cr–1Mo steel weld metals using AE technique, *Materials Science and Engineering: A*, 270 (2), 260-266.
- Lukáš, H., Petr, M. ve Jiřina, V., 2015, Mechanical properties of P92 welded joints made by Gtaw technology. 24th International Conference on Metallurgy and Materials. Brno, Czech Republic.
- Magnee, A., Drapier, J., Coutsouradis, D., Habrakan, L. ve Dumont, J., 1974, Cobalt-containing high-strength steels. A critical review of the physical metallurgy of cobalt-containing high-strength steels, and a survey of their processing, properties and uses, *Centre de Recherches Metallurgiques, Liege (Belgium)*, 18,35,39.
- Manson, S. ve Haferd, A. M., 1953, A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress-rupture data, *NACA, Washington*, 1-50.
- Marshall, A., Zhang, Z. ve Holloway, G., 2002, Welding consumables for P92 and T23 creep resisting steels, *Hanworh Lane, Chertsey, Surrey, England*, 6-18.
- Maruyama, K., Sawada, K. ve Koike, J.-i., 2001, Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel, *ISIJ International*, 41 (6), 641-653.
- Mayr, P., 2007, Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels, PhD. Thesis, *Graz University of Technology, Graz*.

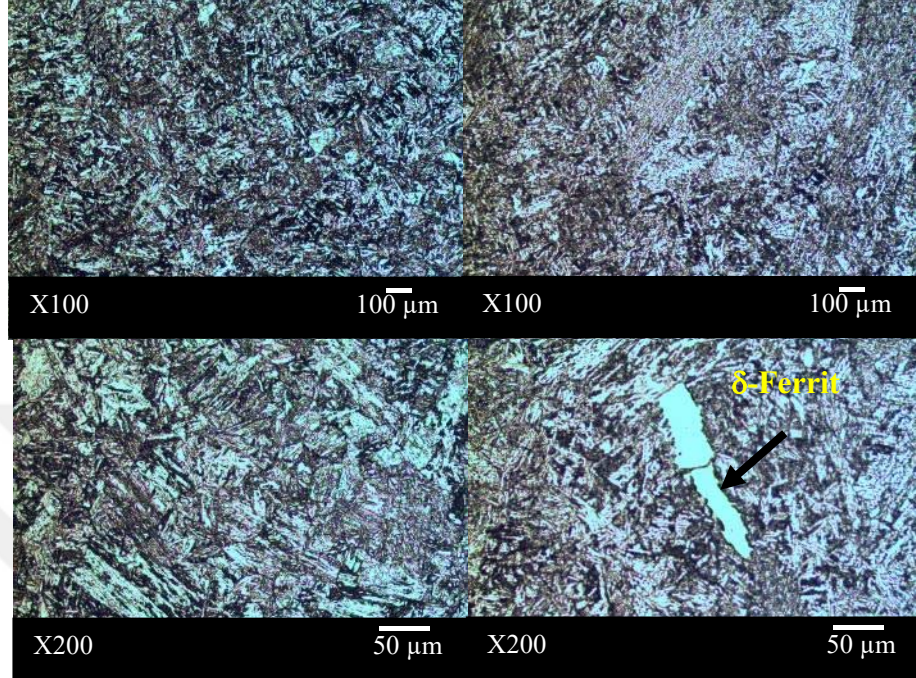
- Mayusama, F., 2001, History of power plant and progress in heat resistant steels, *ISIJ International*, 41, 612-625.
- Mesquita, R. A., Barbosa, C. A., Morales, E. V. ve Kestenbach, H. J., 2010, Effect of silicon on carbide precipitation after tempering of H11 hot work steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42 (2), 461-472.
- Meyers, M. A. e. ve Chawla, K. K., 2009, Mechanical behavior of materials, *New York, UK*, Cambridge University Press, p. 659-665.
- Mohyla, P. ve Kubon, Z., 2010, Influence of delta ferrite on mechanical and creep properties of steel P92. 9.th Liege Conference: Materials for Advanced Power Engineering. Lecomte-Beckers, J., Contrepolis, Q., Beck, T. ve Kuhn, B.
- Mythili, R., Thomas Paul, V., Saroja, S., Vijayalakshmi, M. ve Raghunathan, V. S., 2003, Microstructural modification due to reheating in multipass manual metal arc welds of 9Cr–1Mo steel, *Journal of Nuclear Materials*, 312 (2-3), 199-206.
- Nippon Steel ve Sumitomo, M., 2013, Seamless steel tubes and pipes for boilers. Japan, Metal.
- Olson, D. L., Liu, S., Frost, R. H., Edwards, G. R. ve Fleming, D. A., 1993, Nature and behavior of fluxes used for welding. Welding brazing and soldering. USA, ASM International. 6: 152, 154.
- Oñoro, J., 2006a, Martensite microstructure of 9–12%Cr steels weld metals, *Journal of Materials Processing Technology*, 180 (1-3), 137-142.
- Oñoro, J., 2006b, Weld metal microstructure analysis of 9-12% Cr steels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83, 540-545.
- Paddea, S., Francis, J. A., Paradowska, A. M., Bouchard, P. J. ve Shibli, I. A., 2012, Residual stress distributions in a P91 steel-pipe girth weld before and after post weld heat treatment, *Materials Science and Engineering A-*, 534, 663-672.
- Patriarca, P., Harkness, S., Duke, J. ve Cooper, L., 1976, US advanced materials development program for steam generators, *Nuclear Technology*, 28 (3), 516-536.
- Pilling, J., Ridley, N. ve Gooch, D. J., 1983, The effect of titanium on creep strength in 2.25 Pct Cr-1 Pct Mo steels, *Metallurgical Transactions A*, 14, 1443-1449.
- Prasad, S., Rajkumar, V. ve KC, H. K., 2012, Numerical simulation of precipitate evolution in ferritic–martensitic power plant steels, *Calphad*, 36, 1-7.
- Raju, S., Ganesh, B. J., Banerjee, A. ve Mohandas, E., 2007, Characterisation of thermal stability and phase transformation energetics in tempered 9Cr–1Mo steel using drop and differential scanning calorimetry, *Materials Science and Engineering: A*, 465 (1-2), 29-37.

- Saber, M., Tanner, D. W. J., Sun, W. ve Hyde, T. H., 2011, Determination of creep and damage properties for P92 at 675 C, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 46 (8), 842-851.
- Saini, N., Pandey, C. ve Mahapatra, M. M., 2017, Characterization and evaluation of mechanical properties of CSEF P92 steel for varying normalizing temperature, *Materials Science and Engineering: A*, 688, 250-261.
- Sakthivel, T., Vasudevan, M., Laha, K., Parameswaran, P., Chandravathi, K. S., Panneer Selvi, S., Maduraimuthu, V. ve Mathew, M. D., 2014, Creep rupture behavior of 9Cr-1.8W-0.5Mo-VNb (ASME grade 92) ferritic steel weld joint, *Materials Science and Engineering: A*, 591, 111-120.
- Sakuraya, K., Okada, H. ve Abe, F., 2004, BN Type inclusions formed in high Cr ferritic heat resistant steel, *Tetsu-to-Hagane*, 90 (10), 819-826.
- Samir, M. Y., 2015, A review of effect of welding and post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of grade 91 steel, *International Journal of Research in Engineering and Technology*, 04, 2221-7308.
- Sawada, K., Suzuki, K., Kushima, H., Tabuchi, M. ve Kimura, K., 2008, Effect of tempering temperature on Z-phase formation and creep strength in 9Cr-1Mo-V-Nb-N steel, *Materials Science and Engineering: A*, 480 (1-2), 558-563.
- Shen, Y. Z., Kim, S. H., Han, C. H., Cho, H. D., Ryu, W. S. ve Lee, C. B., 2008, Vanadium nitride precipitate phase in a 9% chromium steel for nuclear power plant applications, *Journal of Nuclear Materials*, 374 (3), 403-412.
- Sherby, O. D., Lytton, J. ve Dorn, J., 1957, Activation energies for creep of high-purity aluminum, *Acta Metallurgica*, 5 (4), 219-227.
- Shrestha, T., Basirat, M., Charit, I., Potirniche, G. P., Rink, K. K. ve Sahaym, U., 2012, Creep deformation mechanisms in modified 9Cr-1Mo steel, *Journal of Nuclear Materials*, 423 (1-3), 110-119.
- Silwal, B., Li, L. ve Griffiths, B., 2013, Effect of postweld heat treatment on the toughness of heat-affected zone for grade 91 steel, *Welding Journal*, 92, 80-87.
- Tan, L., Byun, T. S., Katoh, Y. ve Snead, L. L., 2014, Stability of MX-type strengthening nanoprecipitates in ferritic steels under thermal aging, stress and ion irradiation, *Acta Materialia*, 71, 11-19.
- Taneike, M., Sawada, K. ve Abe, F., 2004, Effect of carbon concentration on precipitation behavior of M₂₃C₆ carbides and MX carbonitrides in martensitic 9Cr steel during heat treatment, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35, 1255-1262.
- Thomson, R. C. ve Bhadeshia, H. K. D. H., 1992, Carbide precipitation in 12Cr1MoV power plant steel, *Metallurgical Transactions A*, 23A, 1171-1179.

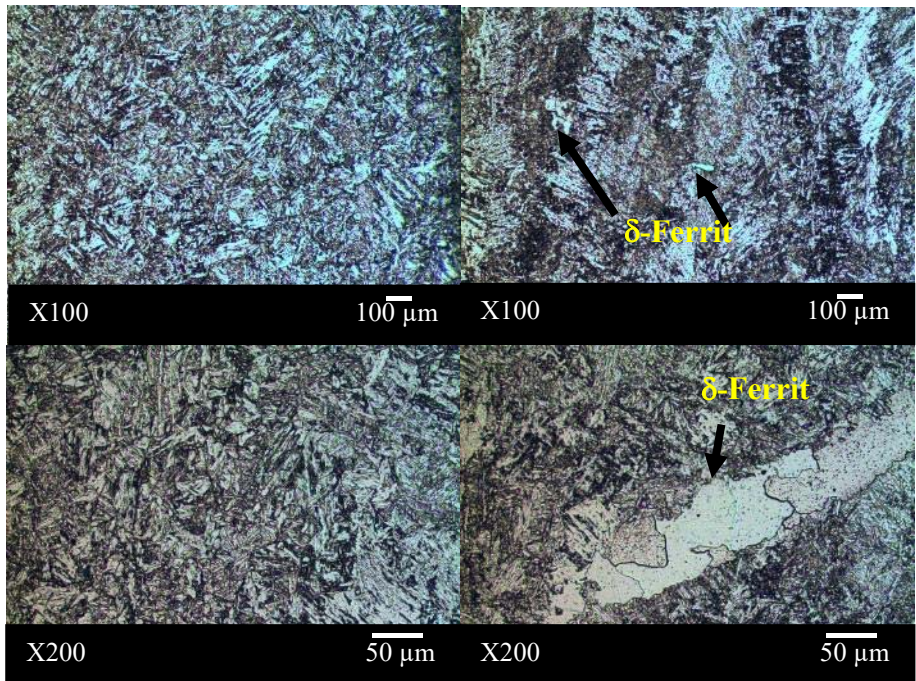
- Vaillant, J. C., Vandenberghe, B., Hahn, B., Heuser, H. ve Jochum, C., 2008, T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants—properties and experience, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85 (1-2), 38-46.
- Voorhees, P. W., 1985, The theory of ostwald ripening, *Journal of Statistical Physics*, 38 (1), 231-252.
- Vuherer, T., Gliha, V., Milović, L., Dunđer, M. ve Samardžić, I., 2011, Instruction of welding and review of steels for power plant equipment and possibility of using haz simulation in order improve weld joint quality. The 6th International scientific-professional conference SBW 2011. Slavonski Brod: 1-13.
- Výrostková, A., Homolová, V., Pecha, J. ve Svoboda, M., 2008, Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing, *Materials Science and Engineering: A*, 480 (1-2), 289-298.
- Wang, L., 2010, Development of predictive formulae for the A_1 temperature in creep strength enhanced ferritic steels. Diss. *The Ohio State University*.
- Wang, P., Lu, S. P., Xiao, N. M., Li, D. Z. ve Li, Y. Y., 2010, Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 527 (13–14), 3210-3216.
- Wang, S. S., Peng, D. L., Chang, L. ve Hui, X. D., 2013, Enhanced mechanical properties induced by refined heat treatment for 9Cr–0.5Mo–1.8W martensitic heat resistant steel, *Materials & Design*, 50, 174-180.
- Böhler Welding, V. B., 2015, Welding solution for thermalpower plant. Voestalpine, 1-13
- Wu, Z., Zhang, X., Song, X., Ma, C., Qi, Y. ve Chen, X., 2017, Microstructure and properties of welded joint for T92 ferritic heat resistant steel, *Journal of Alloys and Compounds*.
- Xu, L.-q., Zhang, D.-t., Liu, Y.-c., Ning, B.-q., Qiao, Z.-x., Yan, Z.-s. ve Li, H.-j., 2014, Precipitation behavior and martensite lath coarsening during tempering of T/P92 ferritic heat-resistant steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 21 (5), 438-447.
- Yan, W., Wang, W., Shan, Y., Yang, K. ve Sha, W., 2015, 9-12Cr heat-resistant steels, Springer, p. 28.
- Zhang, Z., Holloway, G. ve Marshall, A., 2009, Properties of T/P 92 steel weld metals for ultra super critical (USC) power plant, *OMMI*, 6 (1), 1-14.
- Zinkle, S. J. ve Ghoniem, N. M., 2011, Prospects for accelerated development of high performance structural materials, *Journal of Nuclear Materials*, 417 (1-3), 2-8.

EKLER

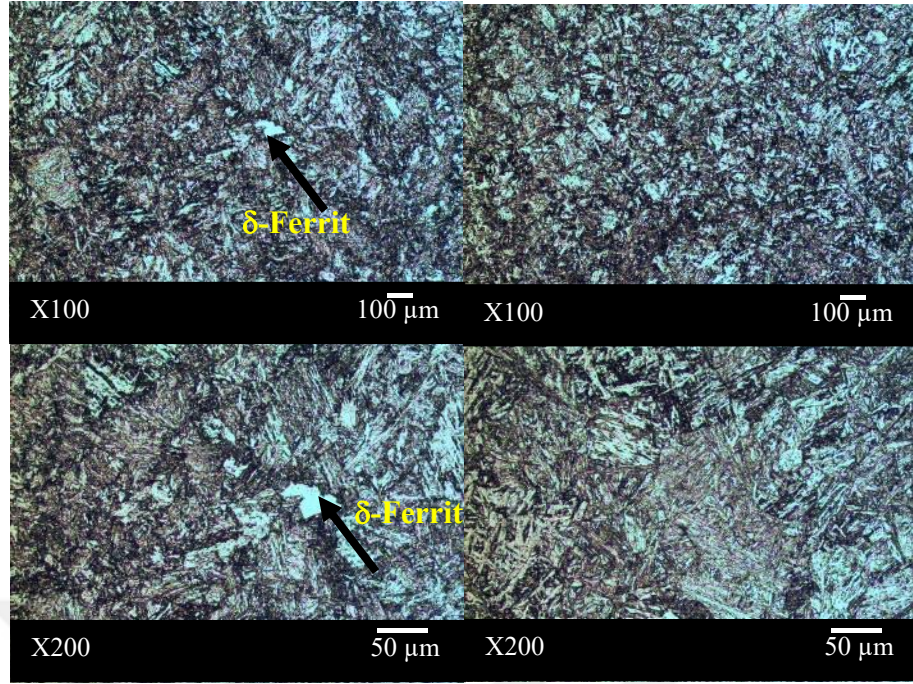
EK-1 Kaynak metallерinin farklı dağlayıcılar kullanılarak elde edilen mikroyapı fotoğrafları.



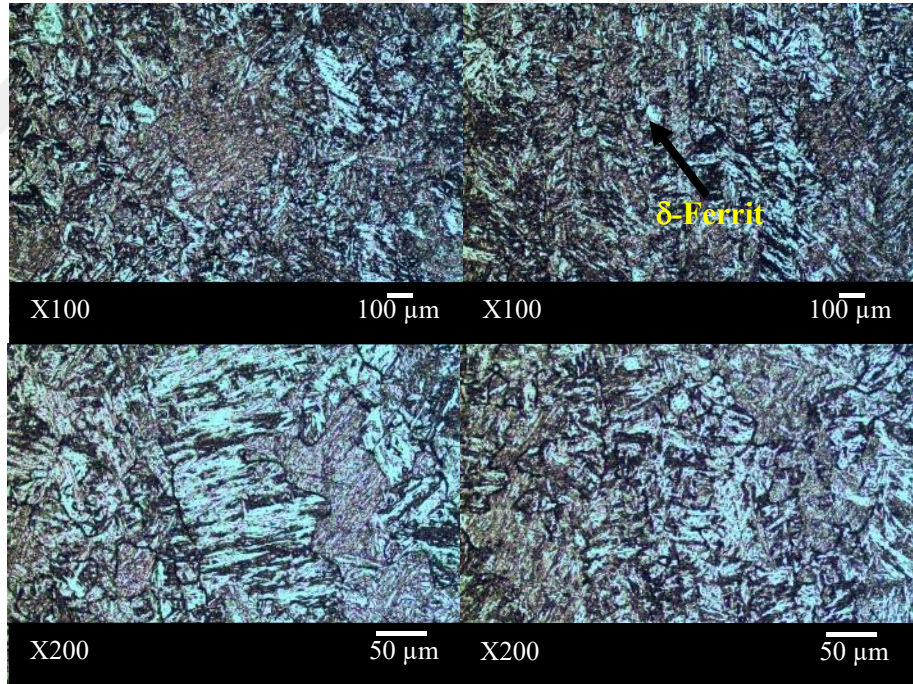
KM-1 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



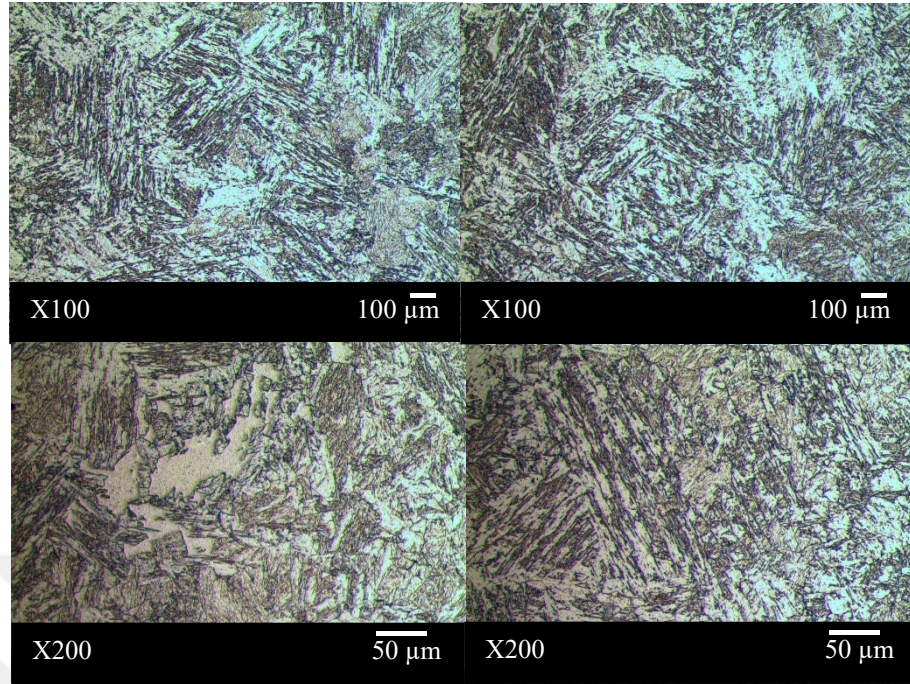
KM-2 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



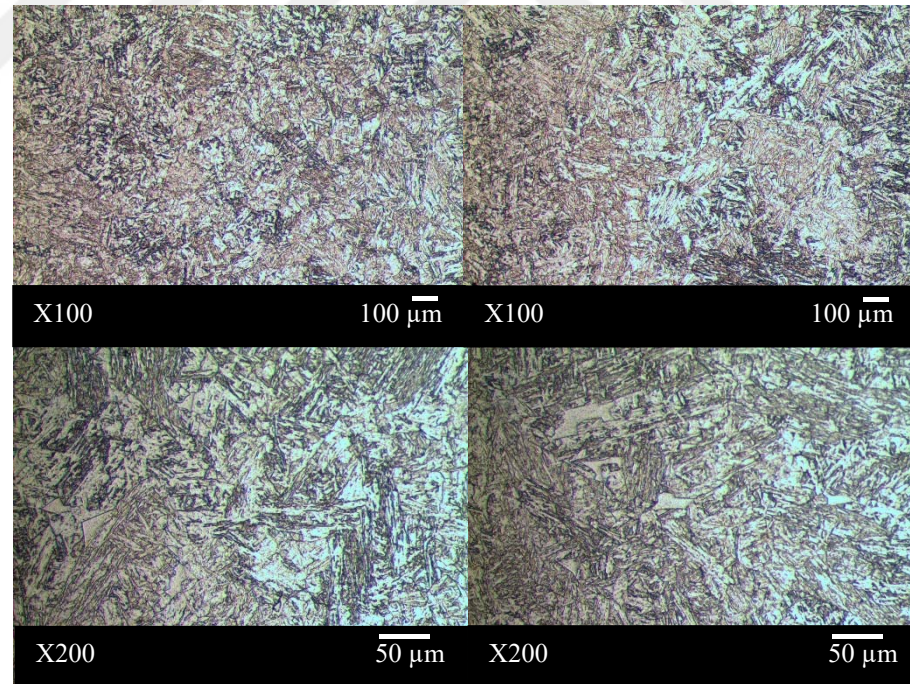
KM-3 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



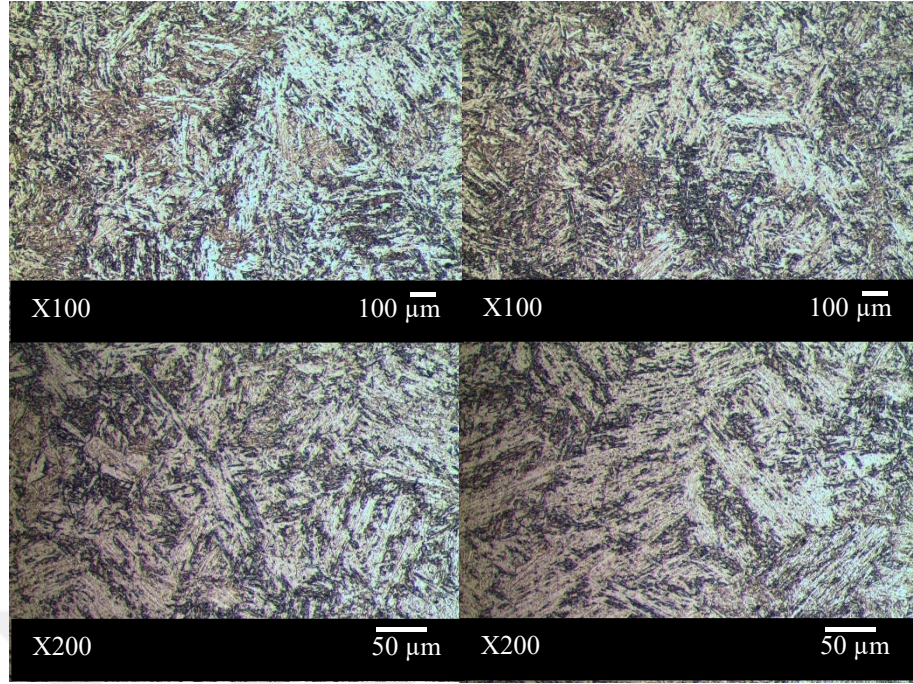
KM-4 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



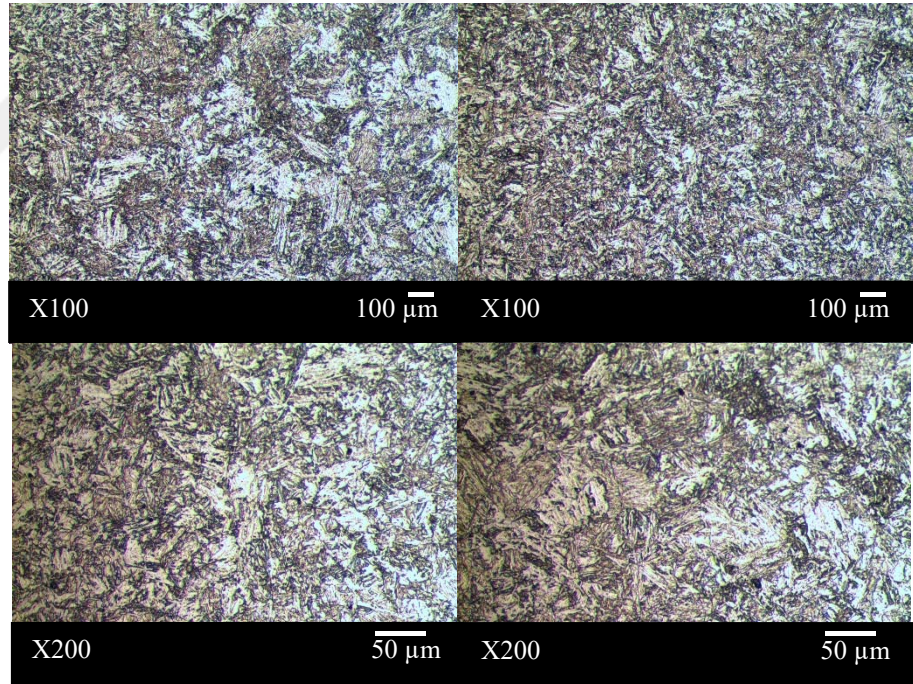
KM-5 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl_3 + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



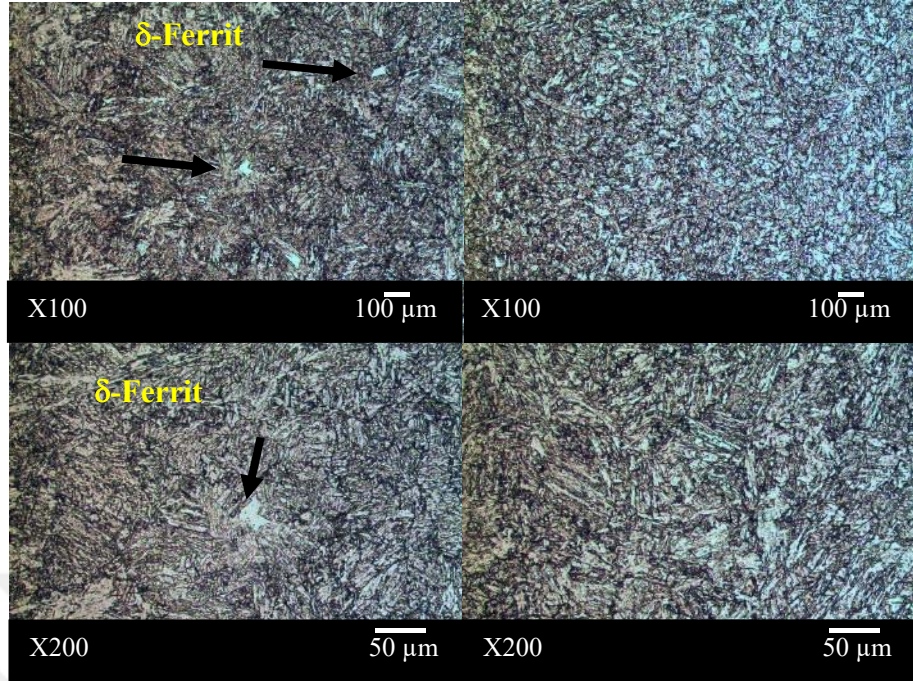
KM-6 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl_3 + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



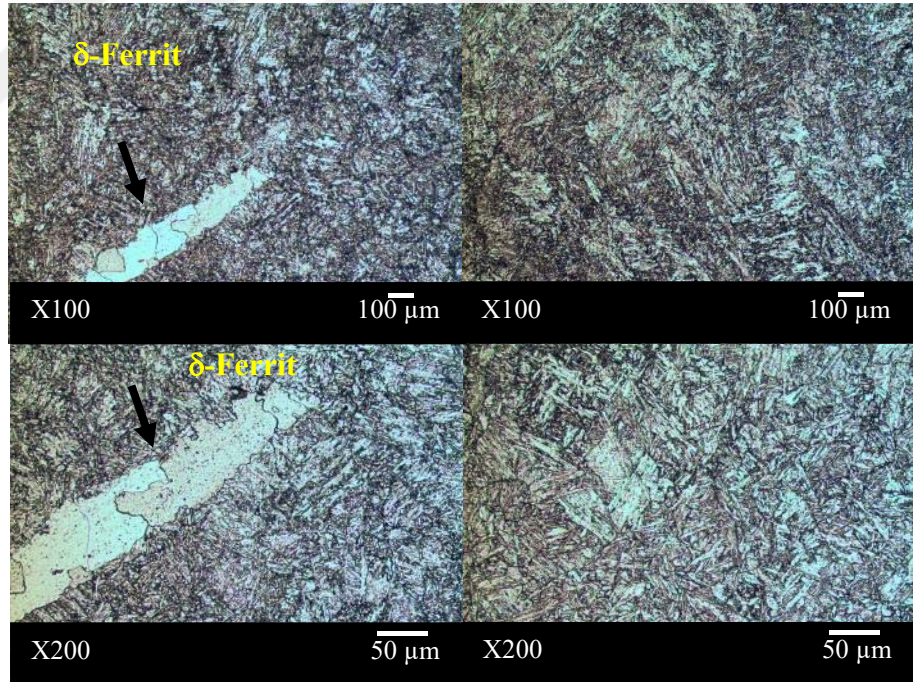
KM-7 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



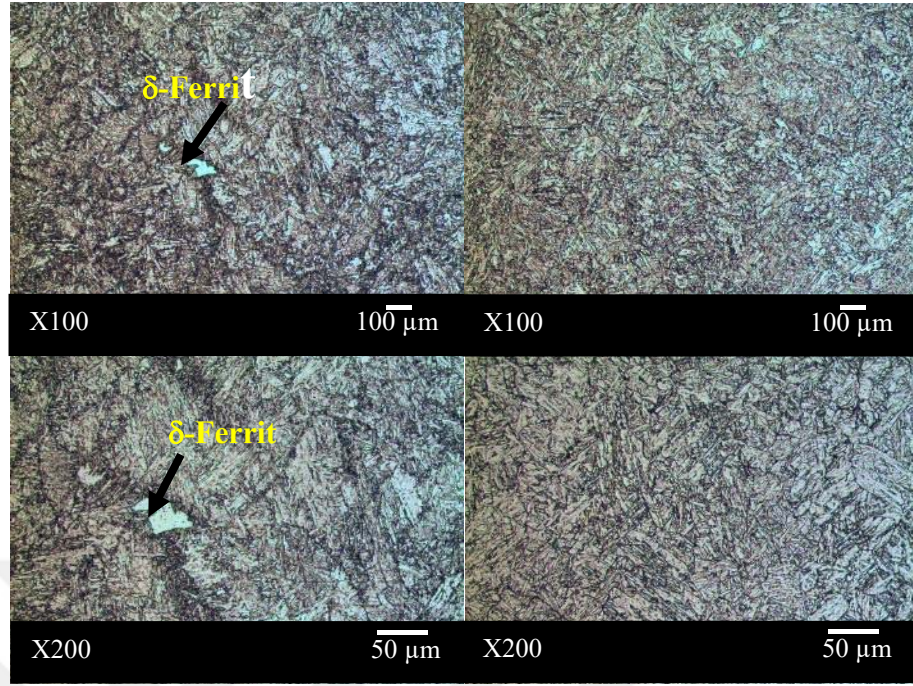
KM-8 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 5 gr FeCl₃ + 2 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



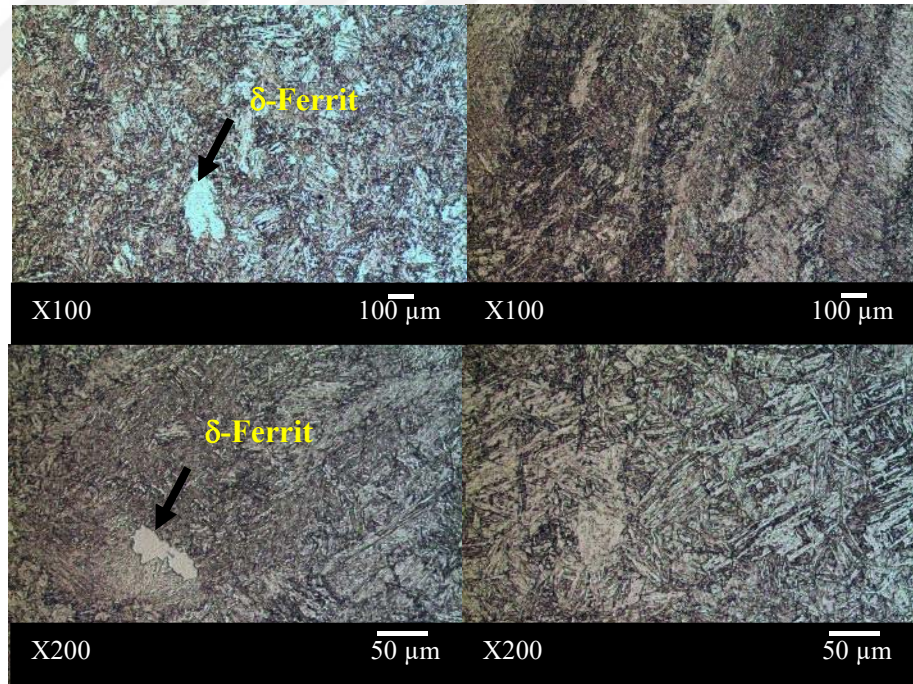
KM-1 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



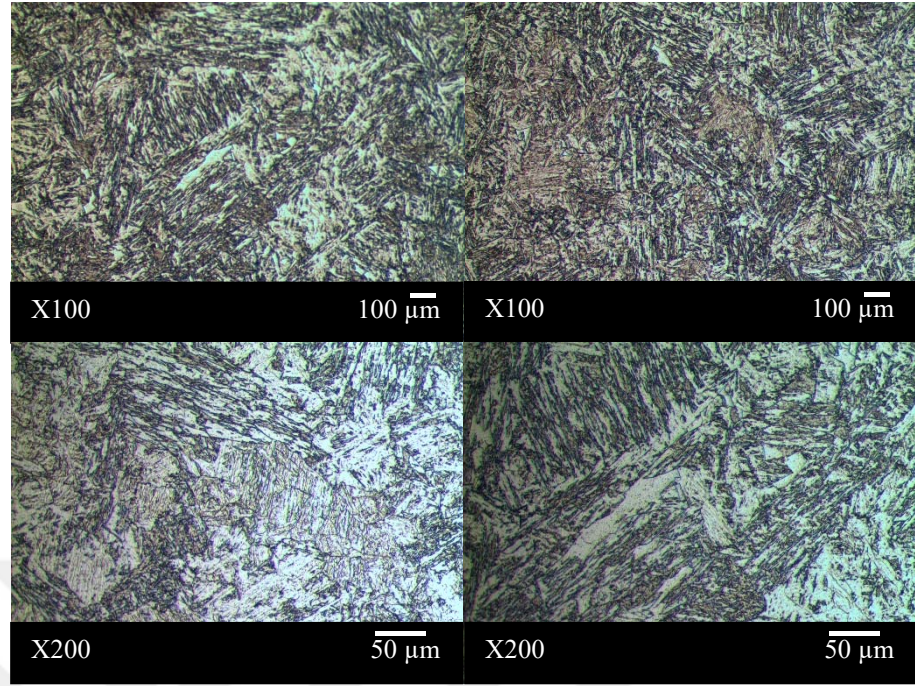
KM-2 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



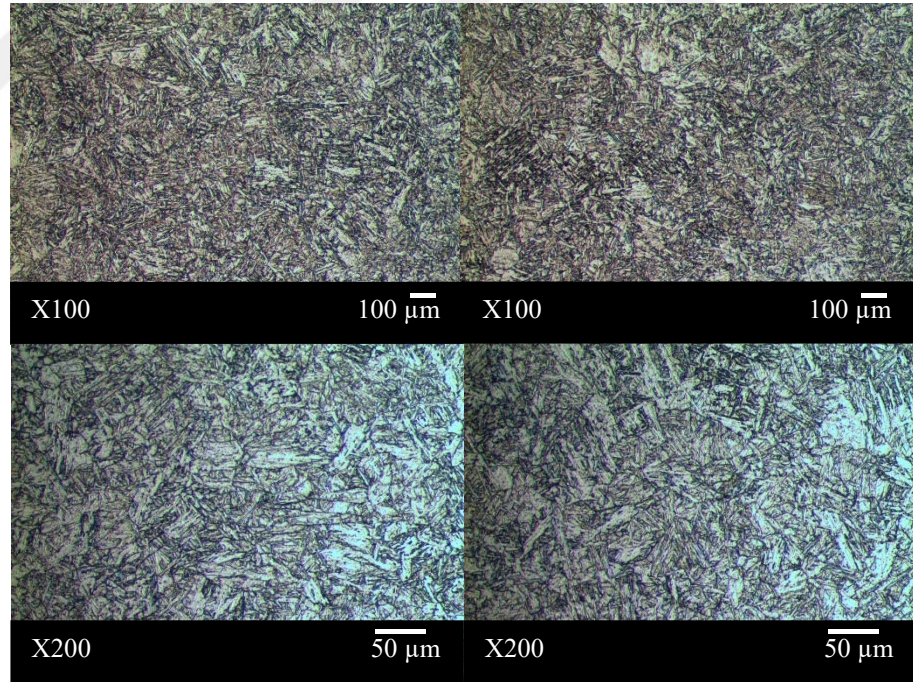
KM-3 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



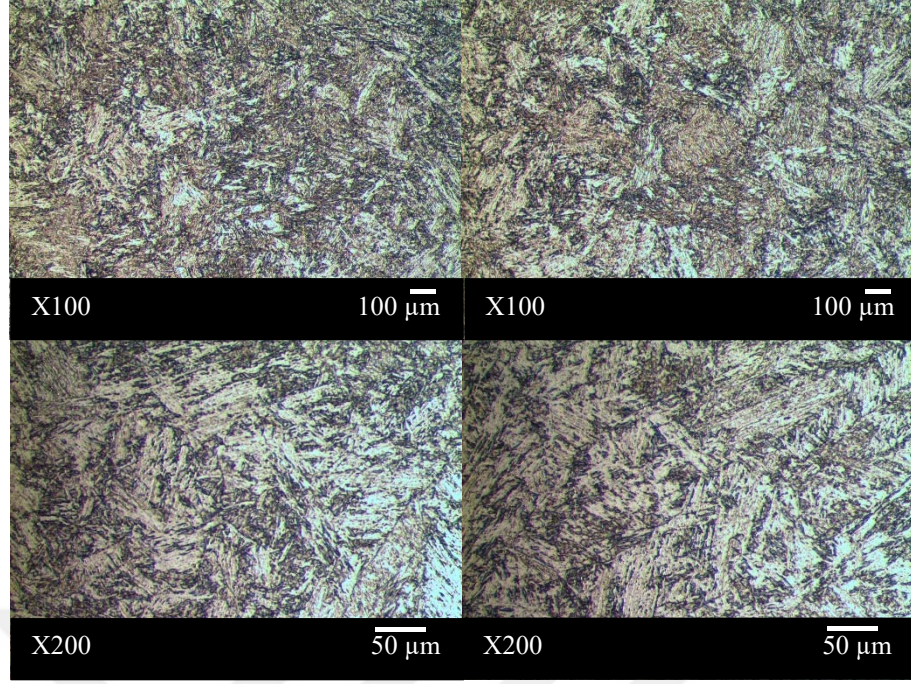
KM-4 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



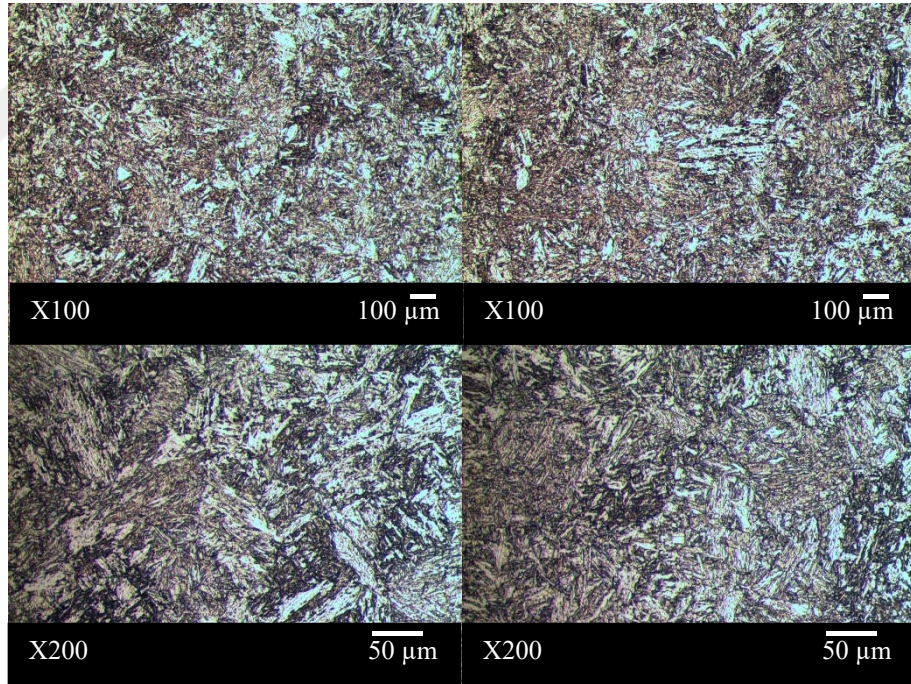
KM-5 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



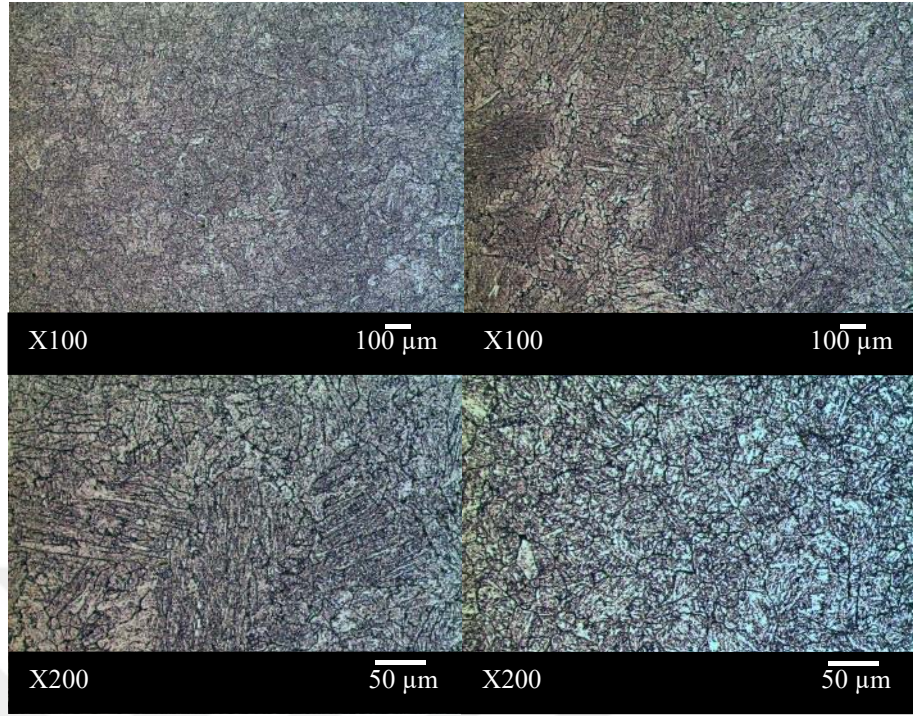
KM-6 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



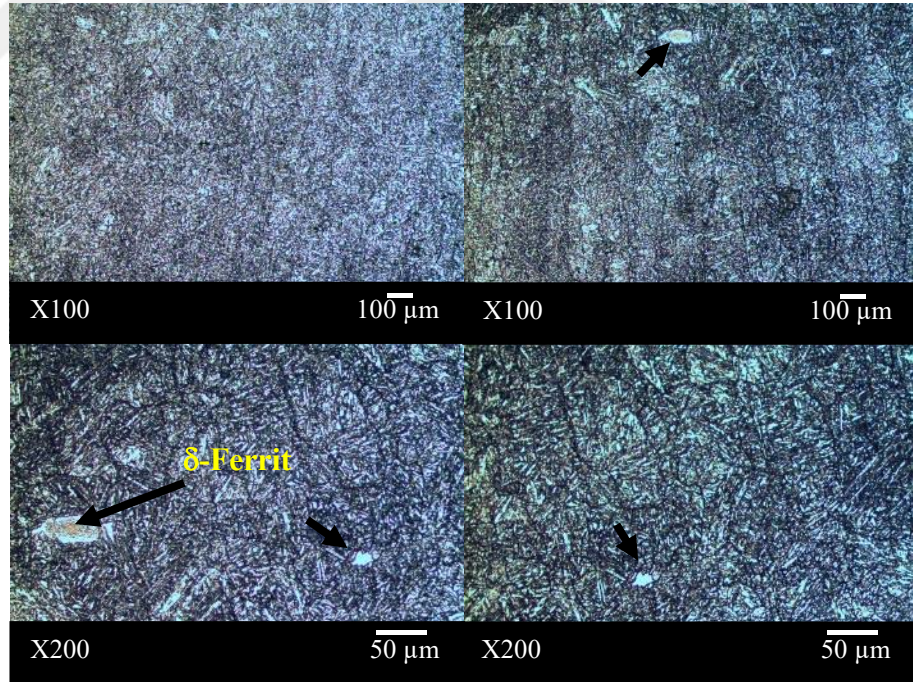
KM-7 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



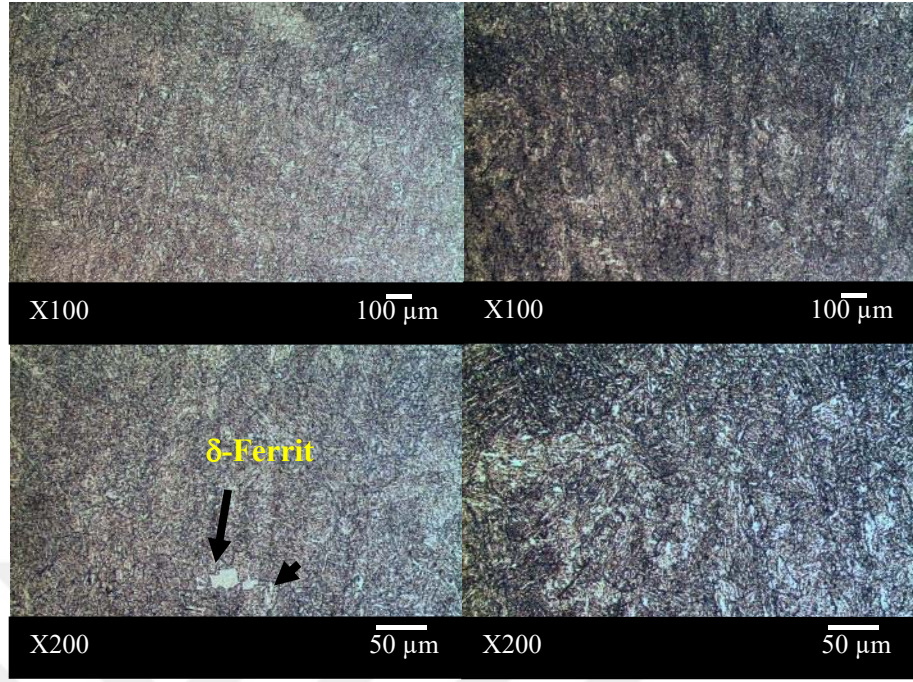
KM-8 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: 2.5 gr pikrik asit + 2.5 ml HCl + 95 ml Etil alkol)



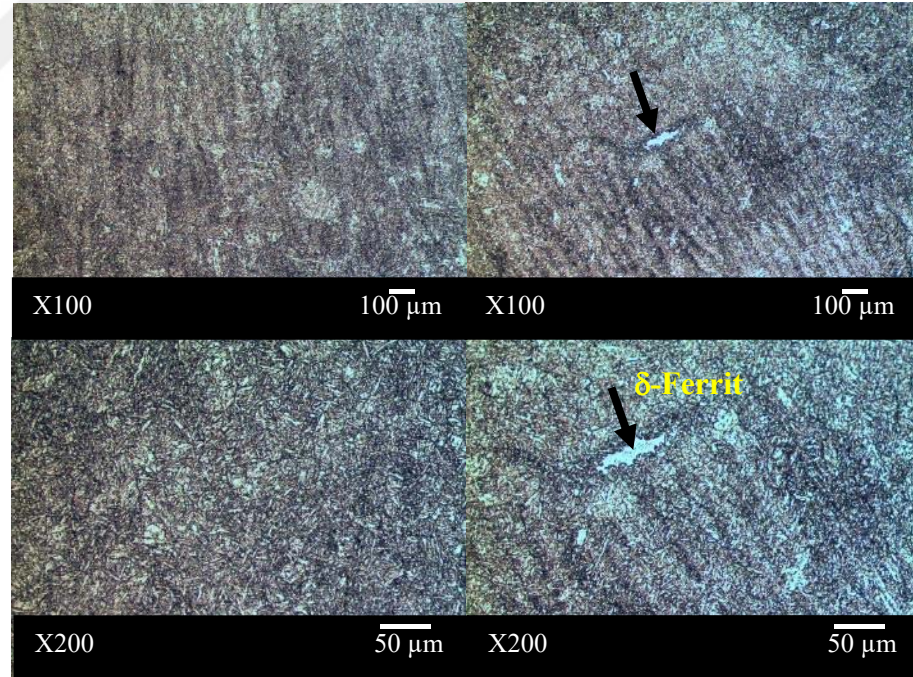
KM-1 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



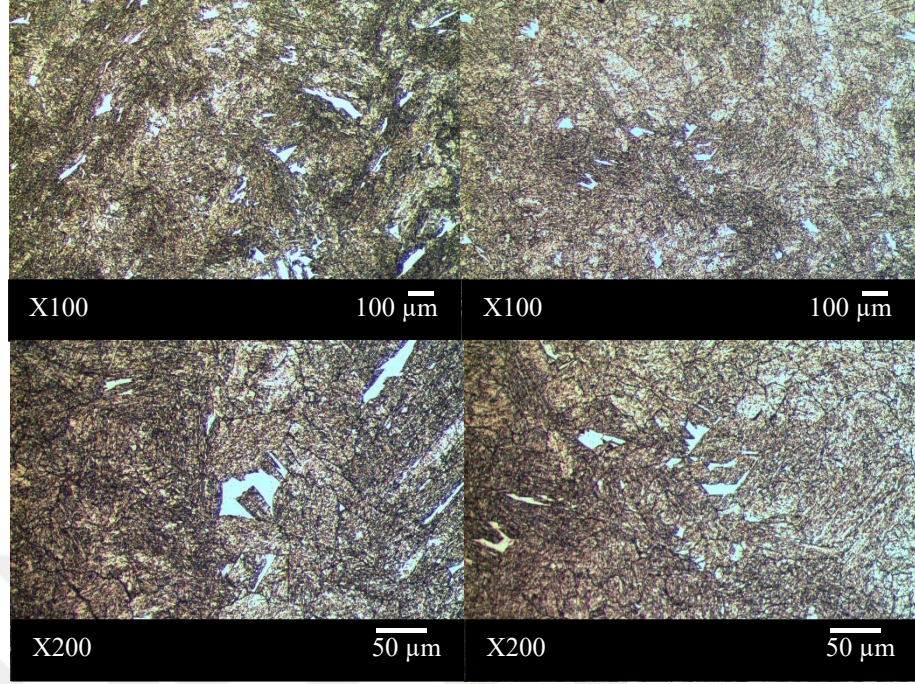
KM-2 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



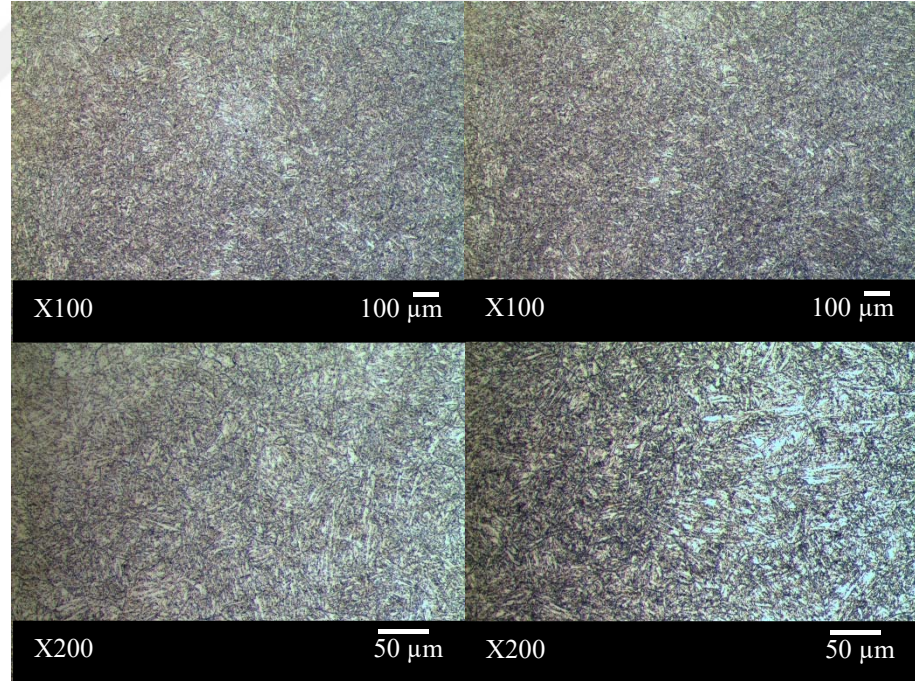
KM-3 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



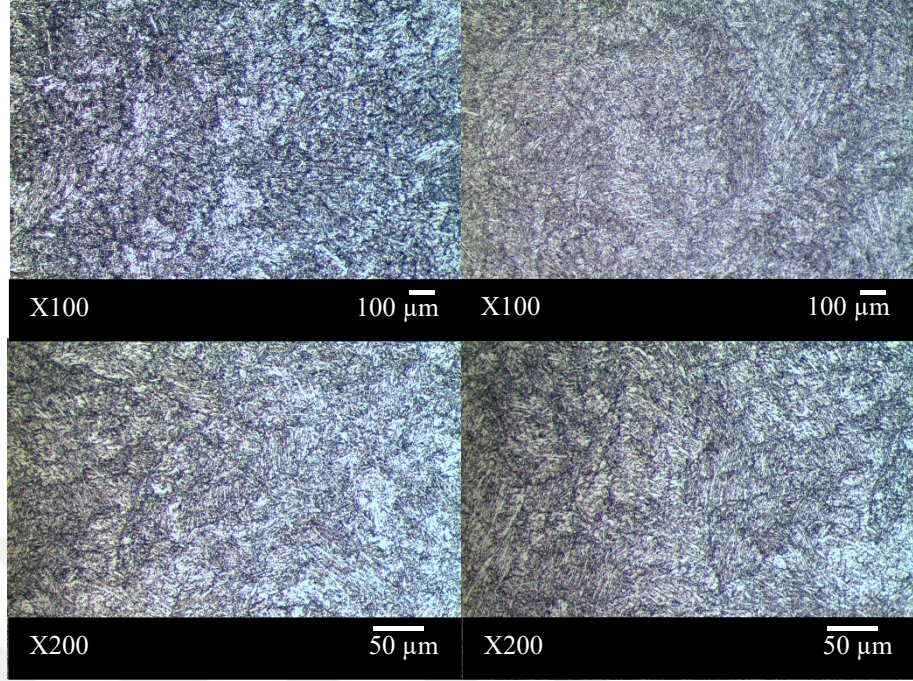
KM-4 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



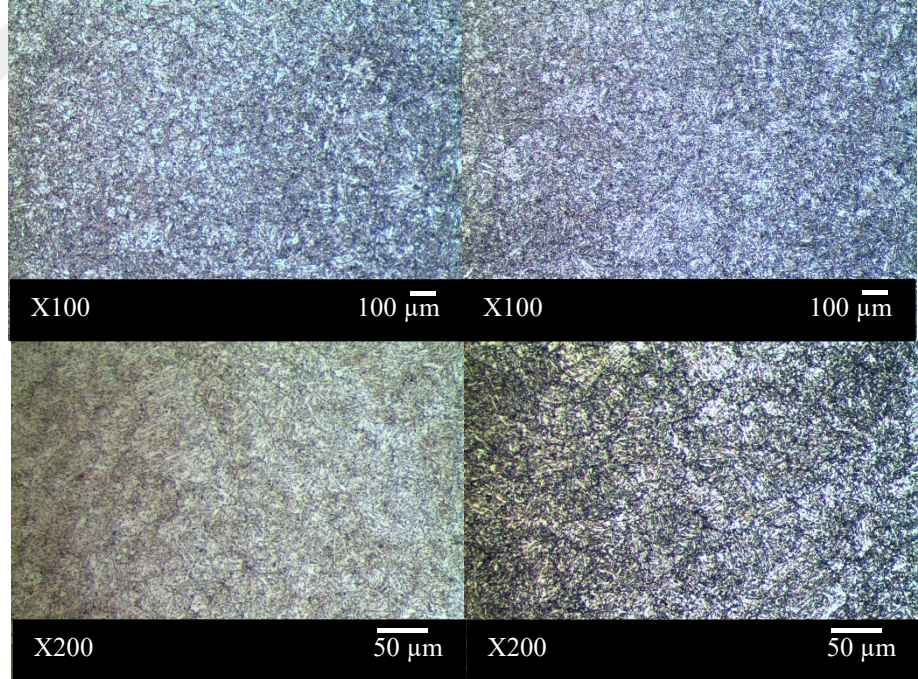
KM-5 (0Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



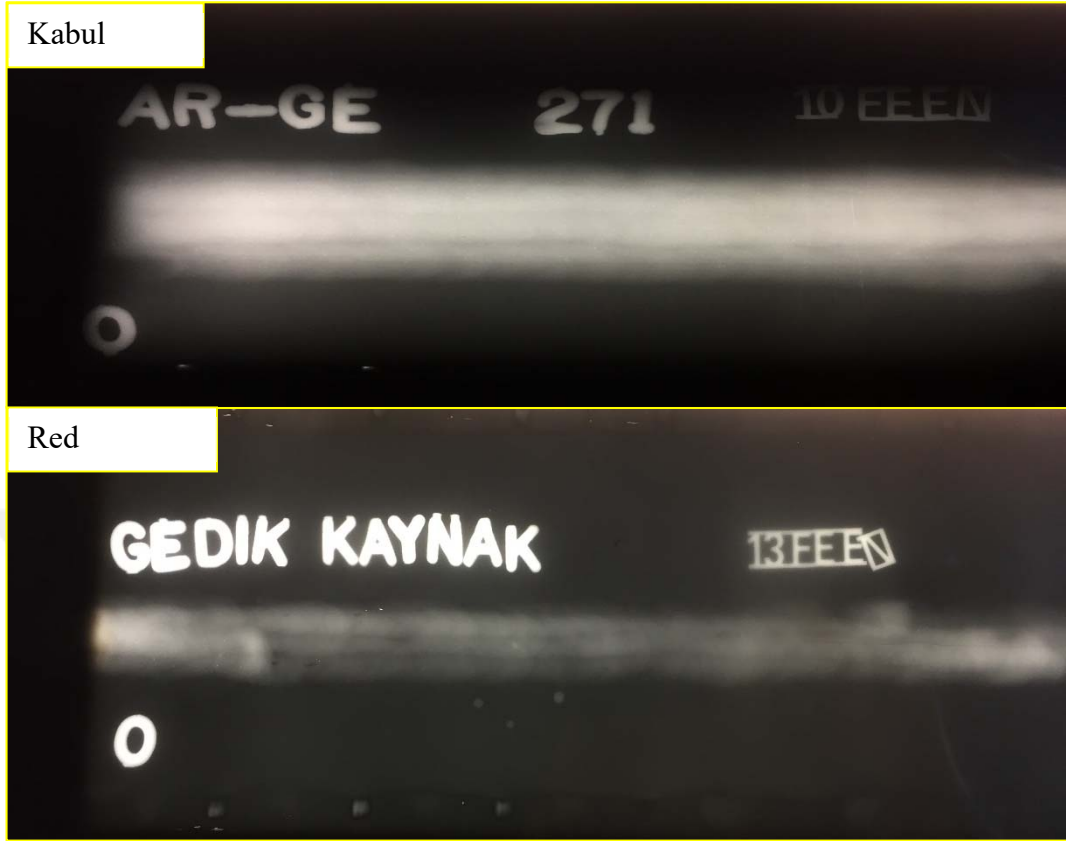
KM-6 (0.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



KM-7 (1Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)



KM-8 (1.5Co) Kodlu numuneye ait mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: Elektrolitik 10 gr Okzalik asit + 90 ml Saf su)

EK-2 Yalın kaynak metali üretiminde kabul ve red alan örnek radyografi sonuçları

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : FİKRET KABAKCI
Uyruğu : T.C.
Doğum Yeri ve Tarihi : KDZ.EREĞLİ / 04.07.1981
Telefon : (0505) 650 74 89
Faks :
E-mail : fikretkabakci@yahoo.com

EĞİTİM

Derece	Adı, İlçe, İl	Bitirme Yılı
Lise	: Zonguldak Endüstri Meslek Lisesi, Merkez, Zonguldak	1997
Üniversite	: Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Öğretmenliği, Karabük	2003
Yüksek Lisans	: Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, KARABÜK	2006
Doktora	: Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Konya	2017

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görevi
2005-2005	Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi	Ücr.Öğr.Gör.
2007-2007	TEKNOTES	Kal.Kont.Per.
2007-2012	Karaelmas Üniversitesi Alaplı MYO	Öğr.Gör.
2012-	Bülent Ecevit Üniversitesi Alaplı MYO	Öğr.Gör.

UZMANLIK ALANI

-

YABANCI DİLLER

İngilizce

BELİRTMEK İSTEĞİNİZ DİĞER ÖZELLİKLER

-

YAYINLAR

Kabakcı, F., Acarer, M., Keskinılıç, S., Kumdalı Acar, F., Kara, İ.H., Microstructure Characterization and Mechanical Properties of 9Cr-1.2W Weld Metal *3rd Iron and Steel Symposium (UDCS'17)* (2017)

Salur, E., Acarer, M., Kabakcı, F., Keskinılıç, S., Kumdalı Acar, F., Microstructural and Mechanical Characterization of 9Cr-1Mo-1W Weld Metal *3rd Iron and Steel Symposium (UDCS'17)* (2017)

Acarer, M., Kabakcı, F., Keskinılıç, S., Kumdalı Acar, F., Kara, İ.H., Microstructure Characterization of P91 and P92 Steels and Weld Metals, *Materials and Fuels for the Current and Advanced Nuclear Reactors V TMS Annual Meeting&Exhibition* (2016)

Acarer, M., Arıcı, G., Kumdalı Acar, F., Keskinılıç, S., Kabakcı, F., Toughness of 2,25Cr-1Mo Steel and Weld Metal *4.th International Conference on the Advancement of Materials and Nanotechnology (ICAMN IV 2016)* AIP Conference Proceedings Vol. 1877, No. 1, p. 090003. AIP Publishing (2017)

Kabakcı, F., Acarer, M., Keskinılıç, S., Kumdalı Acar, F., Toughness of P91 Base and Weld Metal *Livarski Vestnik* 64(3) 154-161 (2017)