



T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**FARKLI Fe İÇERİĞİNE SAHİP CoCrMo
(ASTM F75) BİYOMEDİKAL
ALAŞIMLARININ HASSAS DÖKÜM
YÖNTEMİYLE ÜRETİLMESİ ve
KARAKTERİZASYONU**

Ali KELEŞ

YÜKSEK LİSANS

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim
Dalı**

**EKİM-2018
KONYA
Her Hakkı Saklıdır**

TEZ KABUL VE ONAYI

Ali KELEŞ tarafından hazırlanan “Farklı Fe içeriğine sahip Co-Cr-Mo (ASTM F75) biyomedikal alaşımlarının hassas döküm yöntemiyle üretilmesi ve karakterizasyonu ” adlı tez çalışması 08/10/2018 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği / oy çokluğu ile Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Başkan

Prof.Dr. Mesut UYANER

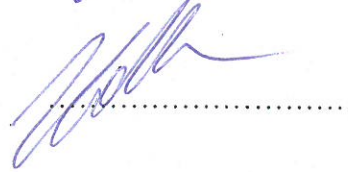
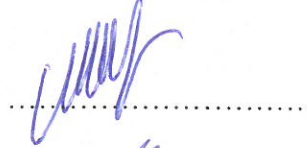
Danışman

Dr.Öğr. Üyesi Mehmet YILDIRIM

Üye

Doç.Dr. Volkan KALEM

İmza



Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Mustafa YILMAZ
FBE Müdürü

Bu tez çalışması Selçuk Üniversitesi BAP koordinatörlüğü tarafından 17201148 numaralı proje ile desteklenmiştir.

TEZ BİLDİRİMİ

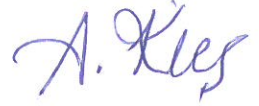
Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

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.

Ali KELEŞ

08.10.2018



ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

FARKLI Fe İÇERİĞİNE SAHİP CoCrMo (ASTM F75) BİYOMEDİKAL ALAŞIMLARININ HASSAS DÖKÜM YÖNTEMİYLE ÜRETİLMESİ ve KARAKTERİZASYONU

Ali KELEŞ

Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Dr.Öğr. Üyesi Mehmet YILDIRIM

2018, 61 Sayfa

Jüri

Dr.Öğr. Üyesi Mehmet YILDIRIM
Prof.Dr. Mesut UYANER
Doç.Dr. Volkan KALEM

CoCrMo (ASTM F75) alaşımları üstün mekanik özellikleri, yüksek korozyon direnci ve biyouyumluluk gibi özelliklerinden ötürü ortopedi ve cerrahi uygulamalarında sıklıkla kullanılmaktadır. Bu tip alaşımların yüksek Cr içeriği (atomik % 25-27) hem biyouyumluluk davranışını göstermesini sağlarken hem de koruyucu krom-oksit tabakası oluşturarak korozyon direncine de katkı sağlamaktadır. Ayrıca içerdiği Mo (atomik % 5-7) sayesinde metal-karbür çökeltileri oluşturarak üstün mekanik özellik göstermektedir. Bu çalışma genel olarak iki ana konuya odaklanmıştır: (i) farklı Fe içeriğine sahip ticari saflıktaki CoCrMo (ASTM F75) biyomedikal alaşımlarının hassas döküm yöntemiyle üretilmesi, mikroyapı ve sertliğinin incelenmesi ve (ii) uygulanan ısıl işlemin alaşımın; faz ilişkileri, mikroyapısı, sertliği ve aşınma direncine etkisinin incelenmesi.

Alaşımın mikroyapısı optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile faz analizleri ise X-ışınları kırınımı (XRD) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Alaşımın Fe içeriğinin kristal yapı ve mikroyapı üzerine çok fazla etkisinin olmamasına rağmen, artan içeriği ile birlikte sertlik artmıştır.

Alaşıma uygulanan yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte YMK kristal yapıya sahip γ -Co matris fazı, kısmen SPH kristal yapıya sahip ϵ -Co fazına dönüşmüştür. Bu dönüşüm neticesinde, alaşımın sertliği önemli ölçüde artmıştır.

Uzun yaşlandırma sürelerinde (16 ve 22,5 saat) sertlik önemli ölçüde artmış fakat aşınma direncinde azalma gözlemlenmiştir. Kısa yaşlandırma sürelerinde ise aşınma direnci yüksek iken, sertlikte önemli bir değişiklik gözlemlenmemiştir. Bu yüzden, hem aşınma direnci hem de sertlik açısından en uygun yaşlandırma süresi 8 saat olarak önerilmektedir.

Anahtar Kelimeler: ASTM F75, Biyomalzemeler, CoCrMo alaşımı, Eklem protezi, Hassas döküm

ABSTRACT

MS THESIS

CHARACTERIZATION AND PRODUCTION OF CoCrMo BIOMEDICAL ALLOYS (ASTM F75) HAVING VARIOUS Fe CONTENT VIA INVESTMENT CASTING TECHNIQUE

Ali KELEŞ

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
SELÇUK UNIVERSITY
THE DEGREE OF MASTER OF SCIENCE METALLURGY AND MATERIALS
ENGINEERING**

Advisor: Asst.Prof.Dr. Mehmet YILDIRIM

2018, 61 Pages

Jury

Asst.Prof.Dr. Mehmet YILDIRIM

Prof.Dr. Mesut UYANER

Assoc.Prof.Dr. Volkan KALEM

The CoCrMo biomedical alloys, also known as ASTM F75 alloys, are extensively used in the production of orthopedic implants such as hip prosthesis, interlocking nails due to their excellent biocompatibility, high corrosion resistance and high strength. High Cr content (25-27 at.%) of such alloys make them biocompatible and also increase corrosion resistance by forming protective Cr₂O₃ particles. In addition, Mo forms carbide precipitates and enhances the mechanical properties. This study generally focuses on two main topics: (i) fabrication of commercially pure CoCrMo biomedical alloys having different Fe compositions via investment casting technique and investigation of microstructure and hardness and (ii) investigation of the effect of heat-treatment on phase relationships, microstructure; hardness and wear resistance of CoCrMo biomedical alloys.

The microstructural examination was performed via light optical microscopy and scanning electron microscopy, (SEM), while phase analysis was done with X-ray diffraction (XRD) analysis. Although Fe content of the alloys did not much affect microstructure and crystal structures, hardness of the alloy increased with the increased Fe content.

γ -Co matrix phase having FCC crystal structure partially transformed into ϵ -Co (HCP) phase. This transformation led to increase in hardness values.

Long aging time (16 and 22.5 h) significantly increased hardness and reduced wear resistance, while short aging times (2 and 4 h) increased wear resistance but did not affect hardness. Therefore, it is believed that 8 h is the optimum aging time on the basis of hardness and wear resistance.

Keywords: ASTM F75, Biomaterials, CoCrMo alloys, Joint prosthesis, Investment casting

ÖNSÖZ

Çalışmalarım sürecinde yardımlarını ve deneyimlerini benden esirgemeyen danışmanım Dr.Öğr. Üyesi Mehmet YILDIRIM' a, karşılaştığım sorunları hiçbir zaman çözümsüz bırakmayan bölümümüz Arş.Gör. Mehmet Şahin ATAŞ ile Arş.Gör. Gökhan ARICI'ya, tez sürecinde her zaman yanımda olan yüksek lisans çalışma arkadaşım Elif BAYLAN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca tüm eğitim-öğretim hayatım boyunca olduğu gibi eğitimimin bu aşamasında da bana destek olan aileme minnettarım.

Tez kapsamında kullanmış olduğum alışımların tedarik edilmesi ve üretilmesinde yardımlarını esirgemeyen Sistem Ortopedik Tıbbi Malzemeler Ltd. Şti.'ye sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ali KELEŞ
KONYA-2018

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	v
ÖNSÖZ	vi
İÇİNDEKİLER	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR	ix
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	3
2.1. Hassas Döküm Yöntemi	3
2.1.1. Dereceli hassas döküm yöntemi	4
2.1.2. Seramik kabuklu hassas döküm yöntemi	4
2.2. Biyouyumlu Metalik Malzemeler	9
2.2.1. Paslanmaz çelikler	10
2.2.2. Kobalt-krom alaşımları	11
2.2.3. Titanyum alaşımları	14
2.3. CoCrMo Alaşımlarının İç Yapı Bileşenlerinin İncelenmesi	17
2.3.1. Döküm-CoCrMo alaşımında faz ve mikroyapı oluşumları	18
2.3.3. Mikroyapı ve mevcut fazların mekanik özelliklere etkisi	20
2.4. CoCrMo Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler ve Faz Dönüşümleri	22
3. MATERYAL VE YÖNTEM	24
3.1. Üretim	24
3.2. Isıl İşlem	27
3.3. Karakterizasyon	27
3.3.1. Kimyasal analiz.....	27
3.3.2. X-Işınları kırınımı	27
3.3.3. Mikroyapı analizi	28
3.3.4. Sertlik ölçümleri	29
3.3.5. Aşınma testi	30
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA	32
4.1. CoCrMo Alaşımına Fe İçeriğinin Etkisi	32
4.2. CoCrMo Alaşımlarında Yaşlandırma Süresinin Sertlik, Mikroyapı ve Faz Dönüşümü Üzerine Etkisi	35
4.2.1. Yapısal özelliklerin incelenmesi	35
4.2.2. Sertlik ölçümleri	46
4.2.3. Pin-On disk aşınma deneyi	49
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	55

5.1. Sonuçlar	55
KAYNAKLAR	56
ÖZGEÇMİŞ	60



SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

Co	:	Kobalt
Cr	:	Krom
Mo	:	Molibden
ZrSiO₄	:	Zirkon
Al₂O₃	:	Alümina
ZrO₂	:	Zirkonyum dioksit
SiO₂	:	Silisyum dioksit
Y₂O₃	:	Yittria
Fe	:	Demir
Ni	:	Nikel
O	:	Oksijen
W	:	Tungsten
C	:	Karbon
Ti	:	Titanyum
Mg	:	Magnezyum
V	:	Vanadyum
°C	:	Derece Celcius
SiC	:	Silisyum karbür
ω_s	:	Aşınma faktörü
γ	:	İstif hatası
Å	:	Angstrom
σ	:	Sigma
μ	:	Mikron
α	:	Alfa

Kısaltmalar

nm	:	Nanometre
GPa	:	Giga pascal
M.Ö.	:	Milattan önce
gr	:	Gram
A	:	Amper
V	:	Volt
cm	:	Santimetre
F	:	Fahrenheit
ft	:	Feet
ASTM	:	American Society for Testing and Materials
YMK	:	Yüzey merkezli kübik yapı
SPH	:	Sıkı paket hegzagonal
MPa	:	Mega pascal
ağ.%	:	Ağırlıkça yüzde
SEM	:	Taramalı elektron mikroskobu
Hv	:	Vickers sertlik
HIP	:	Sıcak izostatik presleme
EDX	:	Enerji dağılım spektrometresi

ISO	:	Uluslararası standart organizasyonu
XRD	:	X-ışınları kırınımı
kg	:	Kilogram
kV	:	Kilovolt
km	:	Kilometre
W	:	Kuvvet
N	:	Newton
L	:	Kayma mesafesi
V	:	Hacim
UHMWPE	:	Ultra yüksek moleküler ağırlıklı polietilen



1. GİRİŞ

Hassas döküm, tarih boyunca eski çağlardan beri kullanılan ve insanlığın teknolojik olarak gelişmesine katkı sağlayan önemli bir üretim yöntemidir. İnsanlığın eski çağlarda kullandığı aletlerin ve sanatsal eserlerin yapımında kullanılmıştır. Hassas dökümün başlangıcı ise M.Ö. 2000 yıllarına kadar uzanmaktadır. Hassas dökümde ilk olarak bakır kullanılmış olup, daha sonra kalay ile birlikte kullanılarak bronz dökümler yapılmıştır. Bronzdan heykeller, yapıldığı tarihten bu güne kadar varlığını korumuştur. Tarih süreciyle birlikte hassas döküm endüstriyel olarak da önem kazanmıştır. Özellikle, küçük ve karmaşık makine parçalarının imalatına olanak tanıyan bu yöntem, zamanla sanayi ile bütünleşmiştir. Aynı zamanda da değerli mücevherlerin üretiminde kullanılan bir yöntem haline gelmiştir. Sanayide kendine yer bulan bu yöntem, zamanla insanların karşılaştığı sağlık problemlerini çözmek için kullanılan gereçlerin üretimi için de kullanılmıştır. Sağlık alanında ilk olarak, dişçilikte kullanılan alaşımların dökümü için kullanılmaya başlamıştır (Druschitz, 2009; Prasad, 2012).

Hassas döküm, karmaşık şekilli parçaların ve geleneksel döküm yöntemleri ile üretilmesi mümkün olmayan 5 gr'dan daha küçük olan parçaların üretimine olanak sağlayan gelişmiş bir yöntemdir. Bu yöntem dereceli ve seramik kabuk yöntemi olarak iki tiptir. Dereceli hassas döküm yönteminin bazı sınırlamaları bulunmaktadır. Bu yüzden endüstriyel olarak seramik kabuklu hassas döküm yöntemi daha çok tercih edilmektedir. Seramik kabuk ve dereceli hassas döküm yöntemi model hazırlama açısından birbirine çok benzemektedir. Her iki yöntemde de kaybolan mum kullanılarak modeller imal edilmektedir. İki yöntemi birbirinden ayıran en önemli faktör kalıp oluşturma aşamasıdır. Dereceli hassas döküm yönteminde, salkım bir dereceye yerleştirilerek etrafı alçı ile doldurulmaktadır. Daha sonra derece içinden mum boşaltma işlemi yapılarak kalıp oluşturulmaktadır. Alçı malzemesinin sıcaklık dayanımı düşük olduğu için endüstriyel olarak sürekli ve yüksek sayıda parça üretimine olanak tanıyamamaktadır. Bu yüzden daha çok mücevherlerin üretilmesinde kullanılan yöntem olarak sınırlı kalmıştır (Mishra ve Ranjana, 2010).

Seramik kabuk yönteminde, mum modeller bir ana mum yolluğa montaj edilmesiyle salkım oluşturulmaktadır. Oluşturulan salkım özel seramik çamur ile yeteri kalınlığa ve mukavemete ulaşana kadar kaplanmaktadır. Daha sonra mumun eritilip boşaltılması ile birlikte içi boş kalıplar elde edilmektedir. Bu kalıp bir seramik kabuktan

oluştugu için yöntemle seramik kabuklu hassas döküm yöntemi adı verilmiştir (Druschitz, 2009; Pattnaik ve ark., 2012).

Seramik kabuklu hassas döküm yöntemi; mum model oluşturma, salkıma alma, seramik kabuk oluşturma, otoklav ile mum uzaklaştırma, sinterleme, ön ısıtma, döküm, seramik kırma, kesme ve sıfırlama adımlarını takip eden çok aşamalı bir yöntemdir.

Seramik kabuklu hassas döküm yöntemi; çok geniş kimyasal kompozisyon aralığı ve hassas boyutsal tolerans ölçüleri sağladığı için biyomedikal alaşımların üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır (Hollander ve Wulff, 1975).

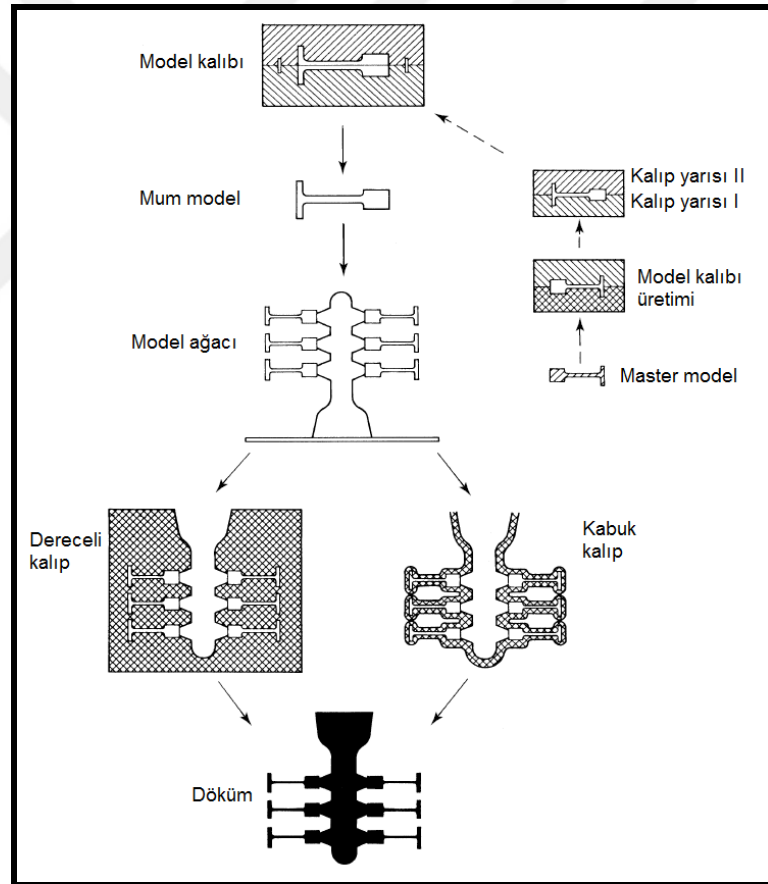
Çalışma kapsamında CoCrMo alaşımının üretimi seramik kabuklu hassas döküm yöntemi vasıtasıyla yapılması amaçlanmıştır. Co-Cr alaşımları 1930'larda ilk kez diş endüstrisinde "Vitalyum Çeliği" olarak adlandırılmış ve kullanılmıştır. Sonralarında üstün özelliklerinden dolayı ortopedi cerrahisinde protez olarak, özellikle kalça ve diz eklem tedavilerinde kullanılmaya başlanmıştır (Stefanescu, 2009).

Döküm sonrasında mekanik özelliklerin geliştirilmesi için ısıtma işlemi uygulanarak; aşınma direnci, darbe direnci ve yorulma dayanımının artırılması amaçlanmaktadır. Protezlerin eklemlerde kullanılmasından dolayı doğal olarak aşınma meydana gelebilmektedir. Bu aşınma neticesinde metal iyon salınımı gerçekleşerek çeşitli rahatsızlıkların meydana gelmesine sebep olmaktadır. Ayrıca burada kullanılan protezler, iskelet ve kas sisteminin temel görevi olan vücut hareket mekanizmasında meydana gelecek yükleri taşıyabilecek kadar yeterli mukavemete sahip olmak zorundadır (Hollander ve Wulff, 1975; Cohen ve ark., 1978; Caudillo ve ark., 2002). CoCrMo alaşımı içerisinde bulunan yüksek Cr elementi miktarı sayesinde yüzeyinde oluşan pasif oksit tabakası ile çok iyi korozyon direnci göstermektedir (Ocampo ve Salinas, 1995; Manam ve ark., 2017).

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Hassas Döküm Yöntemi

Hassas döküm yöntemi Şekil 2.1’de gösterildiği gibi; dereceli hassas döküm ve seramik kabuklu hassas döküm olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Dereceli hassas döküm yöntemi, maliyet ve endüstriyel sınırlamalar nedeniyle çok fazla tercih edilmeyen bir yöntemdir. Bu yöntem genelde mücevher imalatında kullanılmaktadır. Seramik kabuklu kaybolan mum yöntemi ise sanayide; makine, havacılık, uzay, savunma ve ortopedik amaçlı protez imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır (Sübaşı, 2004; Pattnaik ve ark., 2012).



Şekil 2.1 Hassas döküm teknikleri şeması (Beeley, 2001)

2.1.1. Dereceli hassas döküm yöntemi

Dereceli hassas döküm yöntemi daha çok mücevher üretiminde kullanılan, sınırlı bir yöntemdir. Bu yöntem ile seramik kabuklu hassas döküm yöntemi arasında temel fark kalıp oluşturma aşamasıdır. İki yöntemin kalıplama işlemleri birbirinden tamamen farklılık göstermektedir. Dereceli hassas döküm yönteminde, seramik kabuklu yönleme benzer şekilde mum model kullanılmaktadır. Sıcak mum, enjeksiyon makinesi vasıtası ile kalıba doldurularak kalıbın tersi şeklini alarak mum model oluşturulmuş olur. Takiben mum modeller, döküme uygun bir şekilde mumdan imal edilen ana yolluk üzerine montaj edilerek salkım oluşturulmaktadır. Elde edilen salkımlar bir fanus içerisine yerleştirilir ve fanus tamamen alçı ile doldurulmaktadır. Sonrasında fanusa vakumlama yapılarak alçının tüm salkımı tamamen örtmesi sağlanmaktadır. Kalıp içinde bulunan mum fırınlama ya da benzer bir metod kullanılarak boşaltılmaktadır. Ardından alçı kalıp sinterlenerek döküme hazır hale getirilmektedir. Döküm işlemi atmosfere açık ya da vakumlu ortamda yapılabilmektedir (Güler, 2012).

2.1.2. Seramik kabuklu hassas döküm yöntemi

Bu yöntemde kaybolan bir mum model etrafında seramik ürünlerin kaplanması neticesinde seramik kabuklu kalıplar elde edilmektedir.

Seramik kabuklu hassas döküm yöntemi;

- Mum model oluşturma,
- Salkım montajı,
- Seramik kabuk oluşturma,
- Otoklav ile mum uzaklaştırma,
- Sinterleme,
- Ön ısıtma,
- Döküm,
- Seramik kabuk uzaklaştırma,
- Kesme ve sıfırlama, adımlarını takip eden çok aşamalı bir yöntemdir.

2.1.2.1. Model oluşturma

Genellikle alüminyum kalıplar; iyi ısı iletim katsayısı ve düşük ağırlıklı olmasından dolayı model oluşturmak için tercih edilmektedir. Mum modeller enjeksiyon makinası ile sıcak mumun alüminyum kalıp içerisine doldurulması neticesinde elde edilmektedir. Mum model direk olarak nihai ürünlerin boyut özelliklerini belirleyeceği için bu adım çok önemlidir. Ayrıca bu aşamada boyutsal kusurlardan kaynaklanacak hataların elimine edilerek, nihai ürünlerde meydana gelebilecek hataların en aza indirilmesi hedeflenmektedir. Uygun modellerin oluşturulması için çeşitli parametrelere dikkat edilmektedir. Bu parametreler mum sıcaklığı, mumun enjeksiyon basıncı, kalıp sıcaklığı, mumun kimyasal kompozisyonu, mum viskozitesi vb. olarak sıralanmaktadır (Anlar, 2009; Eşiyok, 2011; Güler, 2012).

2.1.2.2. Salkım oluşturma

Elde edilen mum modeller bir ana mum yolluk üzerine montaj edilerek salkım oluşturulmaktadır. Mum modeller bir havya vasıtası ile besleyici memelerinden ısıtılarak eritilmekte ve ana yolluğa montajlanmaktadır. Montaj esnasında modeller gelişigüzel konumlandırılmazlar. Salkım direk olarak kalıbın şeklini tayin edeceği için, döküm şartlarına uygun olarak oluşturulmalıdır. Modeller döküm esnasında türbülansa mahal vermeyecek, yüzey enerjisini yenebilecek ve akışın kolay olmasını sağlayacak şekilde konumlandırılmalıdır (Sübaşı, 2004; Karafazlıoğlu, 2016).

2.1.2.3. Seramik kabuk işlemleri

Mum salkımların üzerinde refrakter ürünlerin kaplanmasıyla, seramik kabuk oluşturulmaktadır. Burada kabuk katman katman oluşturularak elde edilmektedir. Katmanlar oluşturulurken, seramik ürünlerin birbirine tutundurulması amacıyla iki farklı çamur kullanılmaktadır. Çamurların kompozisyonları ve bileşenleri kullanım amacına göre farklılık göstermektedir. İlk katman olarak, Çizelge 2.1 özellikleri belirtilen refrakter ürünler kullanılmaktadır. İlk kat uygulaması direkt olarak boyutsal özelliklere etki etmektedir. İnce hatların ve boşlukların elde edilmesi adına bu aşamada kullanılan refrakter ürünlerin boyutları, diğer katlara nazaran daha küçük olmalıdır. Aynı zamanda direkt olarak sıvı metal ile temas eden katman olması nedeniyle

kullanılacak refrakter ürünlerin döküm sıcaklığına ve aşındırıcı etkiye dayanacak kadar kimyasal ve termal kararlılığa sahip olması da gerekmektedir. Birinci çamura daldırılan salkımlar daha sonra yağmurlama denilen işleme tabi tutularak seramik partiküllerin salkım üzerinde tutunması sağlanmaktadır. Çizelge 2.2’de belirtilen refrakter ürünler, seramik çamurla kaplanmış salkım üzerine tutundurulmaktadır. Kaplama akışkan yatak veya yağmurlama kabinleri vasıtası ile yapılabilmektedir. Burada homojen bir tabakanın oluşturulmasına özen gösterilmelidir. Aynı zamanda herhangi bir şişme, boncuk oluşumu veya akış çizgilerinin oluşmasına izin verilmeden yapılması gerekmektedir (Deniz, 2010; Güler, 2012).

Çizelge 2.1. Birinci kat uygulamaları için en yaygın kullanılan 2 refrakter malzemenin tipik özellikleri (Karafazlıoğlu, 2016)

Özellikler	Zirkon	Alümina
Formül	ZrSiO ₄	Al ₂ O ₃
Kaynak	Doğal mineral	Yapay
Kompozisyon	% 66 ZrO ₂ -% 33 SiO ₂	% 99,8 Al ₂ O ₃
Özgül ağırlık(gr/cm ³)	4,60	3,80
Termal Genleşme(cm/cm/°C)	4,0 x 10 ⁻⁶	7,5 x 10 ⁻⁶
Termal iletkenlik(BTU/h/ft ² /cm/°C)*	13,5 (200-1000 °C)	19 (1100 °C)

*BTU: İngiliz ısı birimi, ft: İngiliz uzunluk ölçüsü birimi = 30,38 cm

Çizelge 2.2. Kabuk hassas dökümde kullanılan refrakterler (Guerra ve Schiefelbein, 1994)

Refrakter	Formülasyon	Kaynağı	Kimyasal aktivite	Özgül ağırlık (g/cm ³)
Fused silika	SiO ₂	Yapay	Asit	2,21
Alümina silikat	Al ₂ O ₃ ,SiO ₃	Doğal-yapay	Hafifçe asit	2,47-2,85
Zirkon	ZrSiO ₄	Doğal mineral	Hafifçe asit	4,5
Alümina	Al ₂ O ₃	Yapay	Asit ve baz	3,85
Zirkonya	ZrO ₂	Yapay	Hafifçe baz	5,71-6,1
Yitriya	Y ₂ O ₃	Yapay	Baz	4,84

İkinci çamur, destek katlarının oluşturulması için kullanılmaktadır. Bu katmanların oluşturulmasında genellikle iki farklı tane boyutunda refrakter ürünler kullanılmaktadır. İlk kat işlemi yapılan ve nemi uzaklaştırılan salkımlara daha sonraki katmanların oluşturulması için ikinci çamur kaplaması yapılmaktadır. Takiben seramik partiküllerin yağmurlama işlemi ile salkım üzerine kaplanmasıyla artan katmanlar elde edilmektedir. Kabuk, döküm esnasında meydana gelen gazların döküm hatalarına sebebiyet vermemesi için gaz çıkışına izin verecek şekilde tasarlanmalıdır. İkincil katmanların temel görevi kalıbın döküm esnasında meydana gelen mekanik

kuvvetlerden etkilenmeden bir bütün halinde kalmasını sağlamaktır (Guerra ve Schiefelbein, 1994; Karafazlıoğlu, 2016).

Çizelge 2.3. Destek katı uygulamaları için en yaygın kullanılan 2 refrakter malzemesinin tipik özellikleri (Karafazlıoğlu, 2016)

Özellikler	Erimiş Silika	% 48 Alümina silikat	% 60 Alümina silikat
Formül	SiO ₂	Al ₂ O ₃ ,SiO ₂	Al ₂ O ₃ ,SiO ₂
Kaynak	Yapay	Doğal-yapay	Doğal-yapay
Kompozisyon	% 99,8 SiO ₂	% 47 Al ₂ O ₃	% 59 Al ₂ O ₃
Özgöl ağırlık(gr/cm ³)	2,20	2,20	2,80
Termal genişleme(cm/cm/°C)	3,0 x 10 ⁻⁷	5,3 x 10 ⁻⁶	4,5 x 10 ⁻⁶
Termal iletkenlik(BTU/h/ft ² /cm/°C)*	13,0 (200-1000 °C)	13,0 (200-1300 °C)	8,5 (200-1000 °C)

*BTU: İngiliz ısı birimi, ft: İngiliz uzunluk ölçüsü birimi = 30,38 cm

Çizelge 2.3'te destek katı için yaygın olarak kullanılan refrakter malzemeler belirtilmektedir. Belirtilen % 48 ve % 60'lık alümina silikat kompozisyon olarak birbirinden farklıdır. Her katman oluşturulduktan sonra belli bir süre oda şartlarında ya da çeşitli metotlar kullanılarak nemin uzaklaştırılması gerekmektedir. Eğer nem uzaklaştırılmadan diğer katlar kaplanırsa elde edilecek kalıplarda sonraki aşamalarda kırılma ve çatlama meydana gelecektir.

2.1.2.4. Mum uzaklaştırma

Salkımlar kalıplamadan sonra içleri mum ile dolu ve dışında bir kabuk oluşmuş haldedir. Salkımların içerisinde bulunan mum uzaklaştırılarak içi boş kalıplar elde edilmektedir. Mumun uzaklaştırılması, salkımlara dışarıdan bir enerji verilerek mumun sıvı faza geçirilmesi neticesinde kalıp içerisinde uzaklaştırılması şeklinde olmaktadır. Bu aşamada çeşitli yöntemler kullanılmakla birlikte en ideal yöntem otoklav ile su buharı altında mum uzaklaştırma işlemidir (Mishra ve Ranjana, 2010).

2.1.2.5. Sinterleme

İçleri boşaltılan kalıplar, bağlayıcıların ve suyun sağlamış olduğu yaş mukavemete sahiptir. Fakat bu mukavemet döküm için yeterli değildir. Bu mukavemete ulaşması amacıyla kalıplara sinterleme işlemi uygulanmaktadır. Kalıplar uygun

fırınlarda döküm işlemine uygun bir sıcaklıkta 4 saatlik bir sinterleme işlemine maruz bırakılmaktadır. Sinterleme sonucunda, kalıplarda refrakter partikülleri arasında kimyasal olarak bir bağ oluşmaktadır (Sims ve ark., 1987).

2.1.2.6. Ön ısıtma

Dökümün soğuk kalıplara yapılması uygunsuzdur. Bu yüzden döküm, önceden ısıtılmış kalıplara ya da sinterlemenin hemen sonrasında sıcak kalıplara yapılmalıdır. Ön ısıtma sıcaklığı, ergiyiğin döküm sıcaklığına göre tayin edilmelidir. Ön ısıtılmış kalıplarda döküm esnasında sıvı metal akışı daha kolay olurken, ani katılaşmaya engel olmaktadır (Guerra ve Schiefelbein, 1994; Druschitz, 2009).

2.1.2.7. Döküm

Hassas döküm yöntemini, diğer döküm yöntemlerden ayıran en önemli faktör kalıp üretim yöntemidir. Klasik döküm yöntemine göre hassas döküm yönteminin; kimyasal kontrol, sıcaklık kontrolü, döküm akış hızı ve eğer istenirse atmosferik şartların kontrolü gibi avantajları olduğu bilinmektedir. Bu yüzden, seramik kabuklu hassas döküm yöntemi özel alaşımların üretilmesine olanak sağlamaktadır. Genellikle kullanılan ergitme cihazları klasik yöntemlerle kıyaslandığında, daha düşük ergitme kapasitelerine sahip olduğu bilinmektedir. Hassas döküm yöntemi kullanılarak ekonomik getirisi daha yüksek veya geleneksel yöntemler ile üretilmesi mümkün olmayan ürünler üretilmektedir. Üretimi yapılan ürünler genellikle küçük veya karmaşık geometriye sahip parçalardan oluşmaktadır. Ergiyik, eğer atmosfer koşullarından etkilenen bir kompozisyona sahip ise inert bir ortamda yapılarak sağlıklı bir döküm elde edilebilmektedir. Ayrıca döküm vakum ile yapılabilirse sıvı metal hem ortam şartlarından izole edilmiş olur, hem de negatif basınç etkisiyle akış daha verimli bir şekilde yapılabilir. Böylece kalıp içerisine her ayrıntının iyi bir şekilde doldurulması sağlanmış olur. Bu işlem sayesinde, akıştan ve atmosferik şartlardan kaynaklanan birçok hata elimine edilmektedir (Bayraktar ve Turfaner, 1997;; Güler, 2012; Karafazlıoğlu, 2016).

Döküm sıcaklığı, faz diyagramlarına bakılarak, eğer sıvı metal direk olarak kalıba dökülecekse alaşımın likidüs eğrisinin ortalama 50-100 °C üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilmelidir. Eğer döküm indirekt olarak yapılacaksa, döküm

sıcaklığı likidüs eğrisinin 100-150 °C üzerinde seçilmelidir. Aynı zamanda potaya aşırı ısı kaybını engellemek için ön ısıtma işlemi uygulanmalıdır. Döküm, ön ısıtması yapılan kalıplara; modelin cinsine, alaşımın kimyasal kompozisyonuna ve termal iletim katsayılarına dikkat edilerek uygun bir akış hızında yapılmaktadır (Pattnaik ve ark., 2012; Prasad, 2012; Kaiser ve ark., 2013b).

Dökümü tamamlanmış olan salkımlar hidrolik ya da pnömatik kırıcıya bağlanarak seramik kalıptan gelen refrakter parçaların uzaklaştırılması sağlanmaktadır. Salkım üzerinde bulunan ürünler tek tek kesilerek ana yolluktan ayrılmaktadır. Ürünlerin üzerinde fazlalık olarak bulunan besleyici meme zımpara ile sıfırlama işlemine tabi tutularak teknik resim boyutlarına uygun hale getirilmektedir. Nihai ürünler elde edilmiş olsa da parça üzerinde küçük boşluklar, maça kısımları, çentikler, vida delikleri vs. gibi geometrik bölgelerde halen seramik kalıntıların bulunması muhtemeldir. Bunların giderilmesi için kumlama makineleri vasıtası ile ürünlerin üzerine küçük metal bilyeler ya da uygun seramik kumların yüksek hava basıncı ile püskürtülmesi ile temizleme işlemi gerçekleştirilmektedir.

Kumlama yapılan ortopedik protezler, tamamen parlatılmış olarak üretilmektedir. Polisaj öncesinde ürünler zımparalamaya tabi tutulmaktadır. Zımparalama, 80-100-200-400-600-800-1000-1200'lük zımpara kâğıtlarıyla yapılmaktadır. Sonrasında polisaj makinasında parlatma işlemi uygulanmaktadır.

2.2. Biyoyumlu Metalik Malzemeler

19. yüzyılda endüstriyel devrim ile birlikte metal üretim endüstrisindeki gelişim, biyoyumlu metal implantların üretimine de yol açmıştır (Feninat, 2002; J. Park, 2007; Kaiser ve ark., 2013b).

Metal implantların kullanımının, kemik kırıklarının vücut içinden sabitlenmesi operasyonlarının gelişmesi ile artmaya başladığı bilinmektedir. 1860'lara kadar Lister'in steril cerrahi tekniği ile altından, demirden ve gümüşten imal edilen spinal kemik pinleri ve telleri başarıyla uygulanmıştır (Boronzino, 2006).

Sonrasında, kalıcı bütünsel eklem bileşenleri, geçici vida ve teller gibi önemli ortopedik cerrahi uygulamalara yol açmıştır (B.D. Browner, 2009). Aynı zamanda biyoyumlu malzemeler, dişçilikte dental kök ve dolgu uygulamalarında da kullanılmıştır (F. Rupp, 1996).

Birçok ortopedik gerece ticari olarak ulaşılabilir. Biyoyumlu metal alaşımlar genellikle; Co-Cr alaşımları, paslanmaz elik ve titanyum alaşımları olarak bilinmektedir. Bu üç ana biyoyumlu malzemelerin uygulamalarının sınıflandırılması detaylı olarak izelge 2.4'te gösterilmiştir.

Çizelge 2.4. Biyoyumlu malzemeler ve kullanım alanları (Davies, 2003)

Alaşım	Uygulama	İmplant
Paslanmaz elik	<ul style="list-style-type: none"> • Ortopedik • Dişçilik • Kardiyovasküler 	<ul style="list-style-type: none"> • Femoral (uyluk kemiği bileşeni) protez, ortopedik implant, asetabulum (ukur kalça kemiği) kabı uygulamaları, mono blok kalça cerrahisi • Diş implantları, ortodonti tel uygulaması • Kardiyovasküler stent
Co-Cr alaşımı	<ul style="list-style-type: none"> • Ortopedik • Dişçilik • Kardiyovasküler 	<ul style="list-style-type: none"> • Bütünsel kala artroplastisi uygulaması, kemik ii büyütme, ortopedik implantlar, bütünsel diz cerrahisi, femoral(uyluk kemiğine ait) stemler, • Dental uygulamalar, ortodonti tel uygulamaları • Kardiyovasküler stent
Titanyum ve alaşımları	<ul style="list-style-type: none"> • Ortopedik • Dişçilik • Kardiyovasküler 	<ul style="list-style-type: none"> • Ortopedik protez, bütünsel kalça protezi, sert doku tedavileri, asetabulum kabı, • Diş implantları, ortodonti tel uygulamaları, • Kardiyovasküler stent

2.2.1.Paslanmaz elikler

Medikal alanda kullanılan ilk etkili malzeme paslanmaz çeliktir. Paslanmaz elikler; düşük maliyetleri, kolay uygulanabilirlikleri, kabul edilmiş biyoyumlulukları ve iyi mukavemetleri sayesinde ortopedik uygulamalarda geniş ölçüde tercih edilmektedir (J., 2003; Navarro, 2008).

316L kalite paslanmaz çelikler, en yaygın olarak tercih edilen paslanmaz elik türüdür. ASTM (American Society for Testing and Materials) paslanmaz çeliklerde, karbon içeriğinin krom karbür oluşturma eğilimini arttırdığını dolayısı ile taneler arası

korozyona sebep olduğu için implant uygulamalarında düşük karbon oranlarını tavsiye etmektedir. Bu kapsamda, paslanmaz çeliklerde azalan karbon içeriği artan korozyon direnci sağlamaktadır (Hench, 1991).

2.2.2.Kobalt-krom alaşımları

Kobalt esaslı alaşımlar biyomalzeme olarak ilk kez 1930'larda kullanılmıştır (Pramanik ve ark., 2005). CoCrMo süper alaşımı, Haynes tarafından uçak motorlarında kullanılmak üzere geliştirilmiş ve Stellite (Kobalt alaşımının ticari ismi) olarak adlandırılmıştır (Nakazawa ve ark., 1999; Sumita ve Hanawa, 2003). Diğer süper alaşımlar ile karşılaştırıldığında yüksek sıcaklıklarda daha iyi mukavemet ve korozyon direnci gösterdiği görülmektedir (Chen ve Knowles, 2003). Vitalyumun (Kobalt alaşımının ticari ismi) modifiye edilmesiyle, bu alaşımlar Çizelge 2.5'da listelendiği gibi bir dizi bileşime dönüşmüştür.

Çizelge 2.5. Kobalt alaşımlarının sınıflandırılması (Davies, 2003)

ASTM Standartları	Nominal Kompozisyonlar	Üretim Yöntemi	Medikal Uygulamaları
F75-12	Co-28Cr-6Mo	Döküm	Kalıcı implant
F90-14	Co-20Cr-15W-10Ni	Dövme (Wrought)	Kısa vadeli implant
F562-13	Co-35Ni-20Cr-10Mo	Dövme (Wrought)	Kalıcı implant
F563-15	Co-Ni-Cr-Mo-W-Fe	Dövme (Wrought)	Kısa vadeli implant
F799-11	Co-28Cr-6Mo	Dövme (Forged)	Kalıcı implant
F961-14	Co-35Ni-20Cr-10Mo	Dövme (Forged)	Kalıcı implant
F1058-16	Co-Cr-Ni-Mo-Fe	Dövme (Wrought)	Kalıcı implant
F1537-11	Co-28Cr-6Mo	Dövme (Wrought)	Kalıcı implant

Kobalt-krom alaşımlarının işlenmesi zordur. Bu nedenle üretim yöntemleri belirlenirken maliyet ve özellikleri dikkate alınmaktadır. Döküm özelliklerinin yeterli olduğu yerlerde hassas döküm yöntemi tercih edilmektedir. Fakat daha yüksek mukavemet gerektiren yerlerde sıcak izostatik presleme ya da dövme tercih edilebilmektedir (Davies, 2003).

Co-Cr alaşımlarının; kobalt krom molibden (CoCrMo) ve kobalt nikel krom molibden (CoNiCrMo) alaşımı olmak üzere temelde iki tipi bulunmaktadır. CoCrMo

[Cr (% 27-30), Mo (% 5-7)] hem dental uygulamalarda hem de eklemlerde uzun bir zamandır kullanılmaktadır. CoNiCrMo alaşımları yük altında çalışan kalça ve diz eklemleri gibi protezlerin üretimi için tercih edilmektedir (García ve ark., 2001). Çizelge 2.6'da alaşım elementlerinin CoCrMo alaşımı için etkilerinden bahsedilmektedir. Co-Cr alaşımları yüzeyinde gelişen pasif oksit tabakası (Cr_2O_3) sayesinde klorür durumunda dahi üstün korozyon direnci göstermektedir (Öztürk ve ark., 2006; Ramsden, 2007; Navarro, 2008). Ayrıca, CoCrMo alaşımlarının mekanik, mikroyapısal ve elektrokimyasal özellikleri ısıtım işlem ile değişim göstermektedir (Vidal ve Munoz, 2009).

Çizelge 2.6. Alaşım elementlerinin CoCrMo alaşımı için etkileri(Chen ve Thouas, 2015)

Elementler	Korozyon Direncine Etkisi	Mikroyapı Üzerine Etkisi	Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi
Cr	Artan korozyon direnci (Cr_2O_3)	<ul style="list-style-type: none"> • $Cr_{23}C_6$ 	<ul style="list-style-type: none"> • Aşınma direnci geliştirme
Mo	Artan korozyon direnci	<ul style="list-style-type: none"> • Tane inceltici 	<ul style="list-style-type: none"> • Katı çözelti mukavemetlendirici
Ni	Artan korozyon direnci	-	<ul style="list-style-type: none"> • Katı çözelti mukavemetlendirici • Artan dökülebilirlik kabiliyeti
C	-	<ul style="list-style-type: none"> • $Cr_{23}C_6$ 	<ul style="list-style-type: none"> • Artan dökülebilirlik kabiliyeti • Aşınma direnci geliştirme
W	Azalan korozyon direnci	<ul style="list-style-type: none"> • Çekme boşluğu, • Gaz boşluğu, • Tane sınırı segregasyonunu engelleyici 	<ul style="list-style-type: none"> • Katı çözelti mukavemetlendirici • Azalan korozyon ve yorulma mukavemeti

Co alaşımlarının, başlangıçta döküm olarak kullanılmış daha sonra dövme yöntemiyle de üretilmeye ve kullanılmaya başlandığı görölmektedir. Alaşımların döküm veya dövme ile üretilmesinin, alaşımların korozyon direnci ve mekanik özellikleri üzerinde önemli etkileri vardır. Genel olarak döküm, CoCrMo alaşımlarında kaba taneler, tane sınırı segregasyonu, gaz boşlukları ve çekme boşluklarına yol açmaktadır. Dökme alaşımlar, aşınma direnci, çukurcuk korozyonu ve çatlak oluşumu bakımından dökme olmayan alaşımlara göre daha üstündür (Chen ve Thouas, 2015).

Karbürlerin dağılımını ve büyüklüğünü kontrol etmek için eklenen tungsten, Co esaslı alaşımların korozyon direncini ve yorulma mukavemetini bozabilmektedir. Bu nedenle; Co–20Cr–15W–10Ni ve Co–Ni–Cr–Mo–W–Fe alaşımları yetersiz korozyon direnci göstermektedir. Kalıcı implantasyon için kullanıldıklarında nikel iyonu salınımı nedeniyle geçici implantlarda kullanılmaktadır (Chen ve Thouas, 2015).

Co-Cr tabanlı alaşımlar içerdiği Cr sayesinde mükemmel korozyon direnci göstermektedir. Matris elementi olan kobaltın kristalografik doğası nedeniyle mekanik özellikleri, paslanmaz çeliklerden daha üstündür. Atom numarası 27 olan Co periyodik tabloda Fe ve Ni arasında yer almaktadır. Fe ve Ni'nin fiziksel özellikleri kobaltın fiziksel özelliklerine çok benzemektedir. Çizelge 2.7'de kullanılan Co alaşımlarının mekanik özellikleri belirtilmektedir. Saf kobaltın çekme ve basma dayanımları sırasıyla yaklaşık 210 GPa ile 180 GPa iken demir ve nikelin değerleri ile benzerlik göstermektedir. Kobalt alaşımlarının süper aşınma ve yorulma dayanımları iki kafes yapısına sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Bu değerler demir alaşımlarının çok üzerindedir. Kobalt alaşımlarının kafes yapıları; sıkı paket hegzagonal (SPH) ve yüzey merkezli kübik (YMK) olmak üzere iki tiptedir. Soğuk işlem esnasında tepki olarak matrisin bir kısmının YMK yapıdan HSP yapıya dönüşmesi ile katı çözeltili faz dönüşümü gerçekleşmektedir. İki eşit şekilde birbirine yakın fakat farklı kristal yapıların varlığı, dislokasyon hareketine bir engel teşkil eder ve belirgin bir mukavemet artışına yol açmaktadır. Buna ek olarak Cr, W ve Mo katı çözeltili güçlendirici etkileri ve metal karbür oluşturma eğilimleri bu alaşım sisteminin Çizelge 2.7'de belirtildiği gibi mükemmel yorulma direncine sahip olmasına olanak sağlamaktadır (Chen ve Thouas, 2015).

Paslanmaz çelikler ile CoCrMo alaşımları kıyaslandığında vücut içerisinde meydana gelen iyonlar daha az toksik özellik göstermektedir. Fakat CoCrMo alaşımları, paslanmaz çelikten daha yüksek elastik modül, mukavemet, aşınma ve korozyon direnci göstermektedir. Bu alaşımlarda Cr elementi korozyon direnci sağlarken, Co'nun da korozyon direncine katkısı bulunmaktadır. Böylelikle, CoCrMo alaşımları üstün korozyon direncine sergilemektedir (Ruan ve Grant, 2001)

Titanyum; paslanmaz çelikler ve CoCrMo alaşımları ile karşılaştırıldığında, özgül mukavemet (mukavemet/yoğunluk) bakımından üstün olmakla birlikte tribolojik açıdan daha kötüdür (Davies, 2003).

Çizelge 2.7. Döküm ve dövme Kobalt tabanlı alaşımların mekanik özellikleri(Davies, 2003)

Alaşım	Young modülü (GPa)	En yüksek çekme dayanımı (MPa)	% 0,2 akma mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Pürüzsüz, çentiksiz yorulma mukavemeti/MPa (10^6 döngü R=-1)
F75/Döküm, tavllanmış	210	650-890	450-520	15	200-310
F75/PM/HIP (sıcak izostatik presleme)	250	1280	840	-	725-950
F799/Dövme	210	1400-1590	900-1030	28	600-900
790/Tavllanmış	210	950-1220	450-650	-	-
F90/%44Soğuk dövülmüş	210	1900	1610	-	590
F562/Soğuk dövülmüş, yaşlandırılmış	230	1800	1500	8	690-790
F562/Dövme	230	1210	960-1000	-	500
F563/Tavllanmış	230	600	280	50	-
F563/Soğuk dövülmüş	230	1000-1310	830-1170	12-18	-
F563/Soğuk dövülmüş, yaşlandırılmış	230	1590	1310	-	-
F1058 Tel	230	1860-2280	1240-1450	-	-

CoCrMo alaşımı, ultra yüksek moleküler ağırlıklı polietilen (UHMWPE) dolgu ile birlikte diz eklemi protezi olarak sıklıkla kullanılmaktadır. Bu sayede metal-metal aşınmasını engelleyerek iyon salınımı düşürülmektedir. Co₂₉Cr₆MoNi alaşımında bir miktar Ni bulunmaktadır. Ni ve Co iyonları alerjik tepkilere neden olabilmektedir. Özellikle, Ni kanserojendir. Co ve Ni esaslı sistemlerde toksik problemine neden olmaktadır (Ratner, 2004).

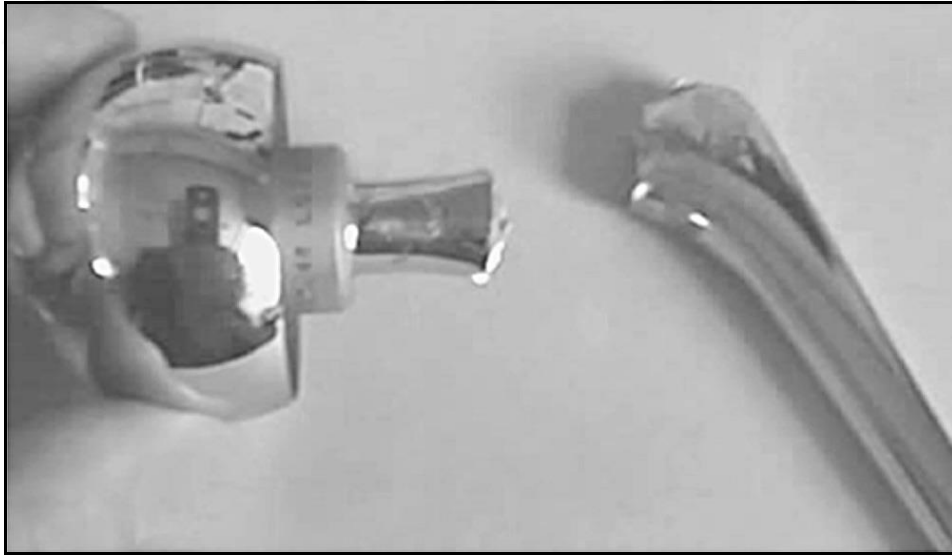
2.2.3. Titanyum alaşımları

Titanyum alaşımları; Alfa (α), beta (β) veya alfa-beta (α - β) şeklinde üç yapısal formda sınıflandırılmaktadır. Titanyum alaşımlarında, α faz, β fazına kıyasla çok daha yüksek bir elastik modül sergilemektedir. Aynı zamanda ortopedik uygulamalar için gereken ihtiyaçları karşılamaktadır (E. Eisenbarth, 2004; Nag, 2009).

Titanyum alaşımları; yüksek özgül mukavemet, yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, üstün biyoyumluluk gibi özelliklere sahiptir. Fakat titanyum alaşımları için; alüminyum ve vanadyum iyonu salınımı yaptıklarından dolayı bazı endişeler bulunmaktadır (Navarro, 2008; M. Geetha, 2009).

Ti6Al4V alaşımı; osteomalazi (kemik yumuşaması), alzheimer hastalığı ve periferel nöropati (sinir sistemi hastalığı) gibi kalıcı hastalıklara yol açmaktadır. Alaşımı oluşturan; Al ve V elementlerinin iyon salınımından kaynaklanmaktadır. Ayrıca V iyonunun, elementel ya da oksitlenmiş haldeki (V_2O_5) içeriği de zehirlidir (Walker ve ark., 1989).

Yapılan klinik çalışmalar göstermektedir ki, Ti6AlV4 alaşımlarından yapılmış stemlerin (kalça eklemi bileşeni) boyun bölgesi erken sürelerde (beklenen kullanım ömründen daha kısa sürelerde) kırılmaktadır. Bu verilere bakılarak, Ti alaşımı için stem boyun kırığının paslanmaz çelik ve Co alaşımlarından daha sık meydana geldiği görülmektedir. Bütünsel kalça protezlerinde, α - β titanyum alaşımlarının zayıf eğilme performansının Şekil 2.2'de kalça protezi boyun bölgesi kırığı görülebilmektedir (Boronzino, 2006).



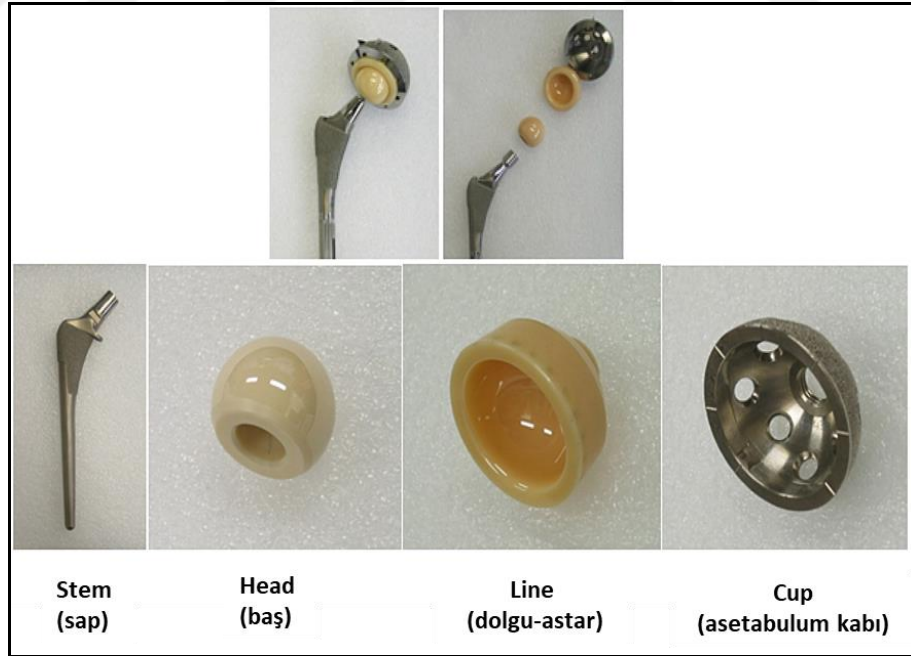
Şekil 2.2. Bir hastada titanyum bütünsel kalça protezinde kırılmış stem (Chen ve Thouas, 2015)

Çizelge 2.8. Hareketli eklem yüzeylerin aşınma sıralaması (Chen ve Thouas, 2015)

Oynar Başlık ve Soket	Aşınma Direnci
Seramik-Seramik($Al_2O_3-ZrO_2$)	Üstün
CoCrMo-CoCrMo	Mükemmel
Al_2O_3 -CoCrMo	Mükemmel
Al_2O_3 -UHMWPE	Mükemmel
CoCrMo-UHMWPE	İyi
Ti6Al4V-UHMWPE	İyi
Metal-Metal(paslanmaz çelik ya da titanyum alaşımı)	Zayıf

*UHMWPE (ultra yüksek molekül ağırlıklı polietilen)

Aşınma ürünleri ciddi yıpranmalara neden olmasından dolayı yenileme cerrahisi operasyonu yapılmasını zorunlu kılmaktadır. Bu nedenle, insan vücudundaki eklem implantlarının uzun ömürlülüğünü belirleyen temel özellikler; yüksek yorulma mukavemeti, mükemmel korozyon ve aşınma dirençleridir. Çizelge 2.8’de belirtildiği gibi CoCrMo-CoCrMo, Al_2O_3 -CoCrMo, Al_2O_3 -UHMWPE çiftleri mükemmel aşınma direnci sergilemektedir.

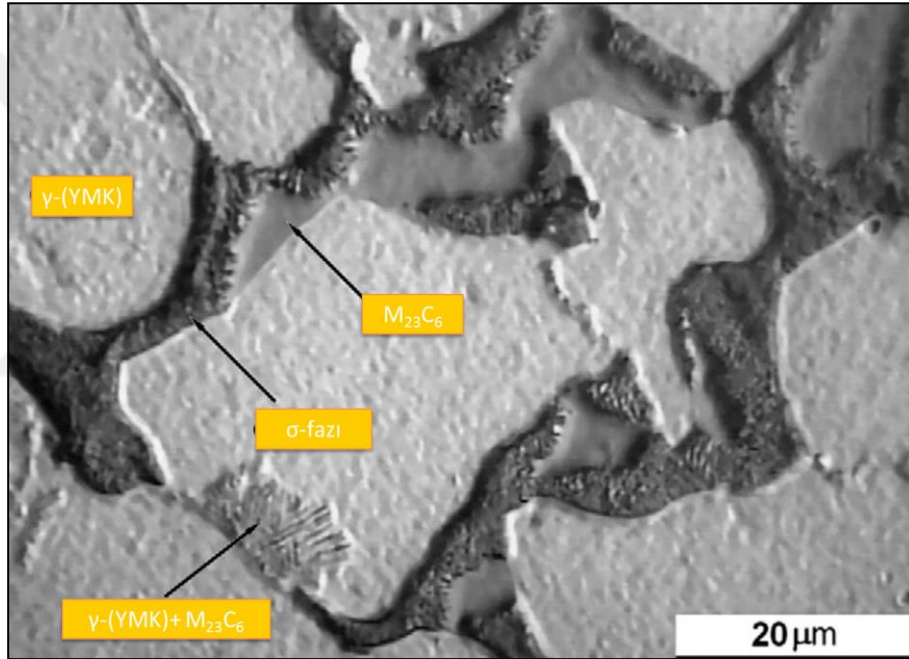


Şekil 2.3. Modern bütünsel kalça protezinin yapısı ve bileşenleri (Chen ve Thouas, 2015)

Şekil 2.3'te stem, head, line ve kap resmedilmektedir. Stem; femur kemiğine sabitlenen taşıyıcı mekanizmayı sağlarken, head, line ve kap kalçaya sabitlenerek hareket kabiliyeti sağlamaktadır.

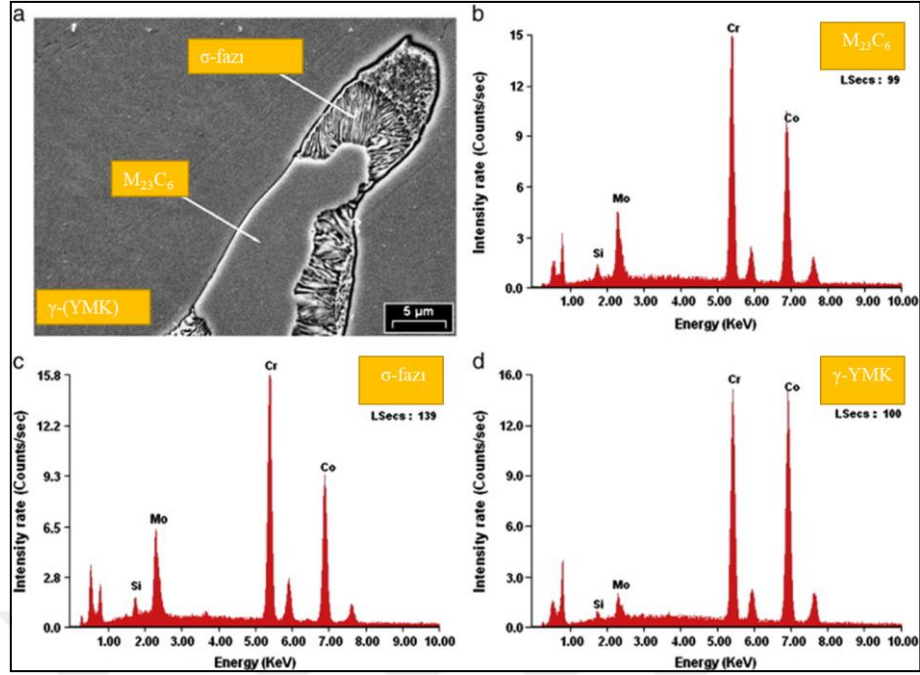
2.3.CoCrMo Alaşımlarının İç Yapı Bileşenlerinin İncelenmesi

Hassas döküm yöntemi ile üretilen ASTM F75 (American Society for Testing and Materials) alaşımının döküm mikroyapısı; yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip dentritik kobalt matris, tane sınırlarında ve interdentritik boşluklarda bulunan $M_{23}C_6$ ikincil faz çökeltilerinden meydana gelmektedir (Mancha ve ark., 2001).



Şekil 2.4. Tipik bir CoCrMo döküm alaşımının faz yapısının incelenmesi (Giacchi ve ark., 2011)

Şekil 2.4 'de tipik bir CoCrMo alaşımının döküm mikroyapısı, Şekil 2.5'da ikincil elektron mikroskobu görüntüsü ve fazların EDS analizleri gösterilmektedir. Dökülmüş alaşım; krom ve molibden zengin γ dentritik matris (YMK Co fazı) ve tane sınırları ve interdentritik bölgelerde bulunan $M_{23}C_6$ tipi ikincil fazlardan oluşmaktadır (Weeton ve Signorelli, 1955).

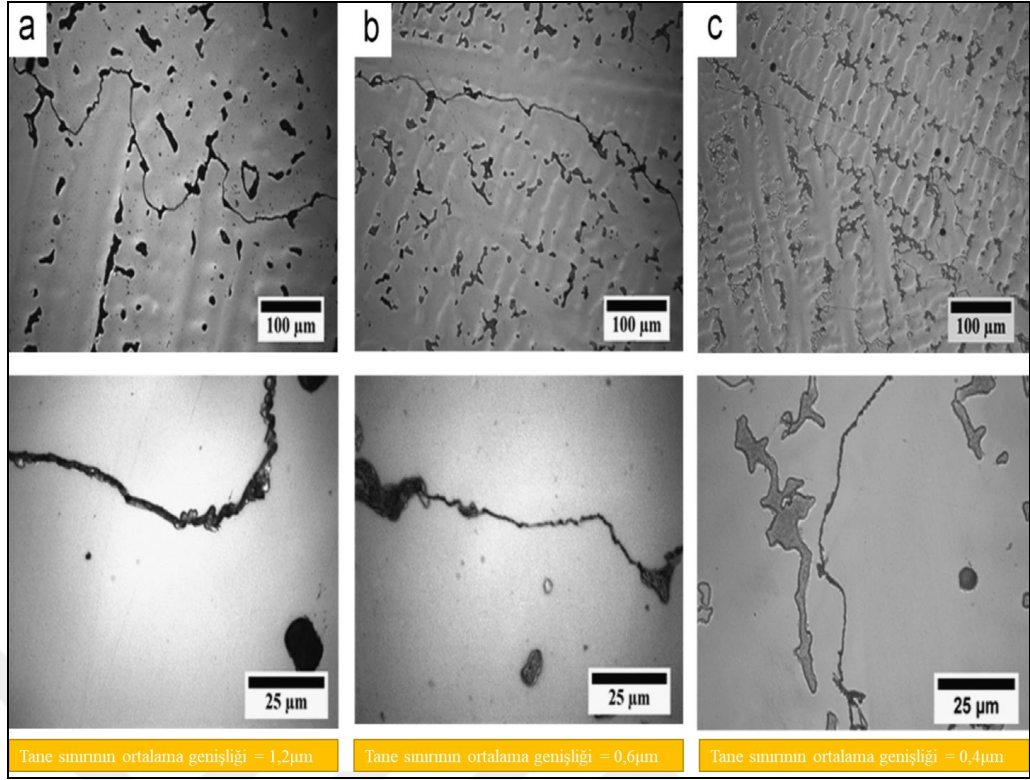


Şekil 2.5. a) Ana fazların ikincil elektron mikroyapı görüntüsü, b) $M_{23}C_6$ karbürün EDS analizi, c) σ -fazının EDS analizi, d) Co–Cr–Mo matrisin EDS analizi (Giacchi ve ark., 2011)

2.3.1. Döküm-CoCrMo alaşımında faz ve mikroyapı oluşumları

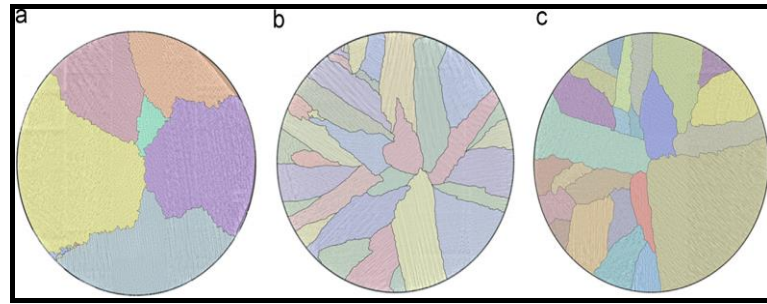
Ramirez ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada; ASTM F75 (Co-ağ.% 26Cr-ağ.% 5.7 Mo) alaşımının karbon içeriğinin ve soğuma oranının döküm mikroyapısına etkisini incelemişlerdir. Farklı çaplarda silindirik malzemeler ile farklı sıcaklıklar altında farklı soğuma eğrileri kullanarak katılaşma mekanizmasını takip etmişlerdir. İkincil çökelti fazının miktarına, soğuma oranının çok etkili olmadığını gözlemlemişlerdir. Farklı karbon içeriklerinde, artan karbon içeriğiyle birlikte karbür miktarının arttığını bildirmişlerdir (Ramírez-Vidaurri ve ark., 2009).

İkincil faz çökeltilerinin karbür içeriği krom ve molibden zengindir. Aynı zamanda artan soğuma oranı ile ortalama tane boyutu ve mikro-porozite oranı bir miktar azalmıştır. Soğuma oranlarının farklı şekillerde uygulanması sonucunda; sertlik, maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı, mukavemet, süneklik gibi tüm mekanik özelliklerde farklı değerler ortaya çıkmaktadır. Üretim esnasında içyapıda düşük soğuma oranlarından kaynaklı olarak ötektoid reaksiyon sonucunda engebeli ve perlitik tipte iki farklı morfolojide karbür oluşmaktadır (Ocampo ve Salinas Rodriguez, 1995).



Şekil 2.6. Üç farklı soğuma oranlarında: a) düşük, b) orta, c) yüksek için tane sınırları (Kaiser ve ark., 2013b)

Hassas dökümde döküm iç ve dış bölgeleri arasında tane boyutu farklılıkları bulunmaktadır. Bunun sebebi soğumanın farklı olması olup Şekil 2.6 ve Şekil 2.7'de farklı soğuma hızına bağlı farklı tane oluşumları gösterilmiştir.



Şekil 2.7. a) Düşük, b) orta, ve c) yüksek soğuma oranlarında tane yapılarının resimleri (Kaiser ve ark., 2013b)

Dentritik matris içinde bulunan lamel karbür yapısı tane sınırında engebeli bir şekilde görülmektedir. Döküm sonrasında uygulanacak olan termal iyileştirmeler ile homojen yapı, iç gerilmelerin giderilmesi, elimine edilmiş porozite ve kısmen çözülmüş karbür ağları sonucunda mükemmel mekanik özelliklerin elde edilmesi sağlamaktadır (Weeton ve Signorelli, 1955; Giacchi ve ark., 2011).

2.3.3. Mikroyapı ve mevcut fazların mekanik özelliklere etkisi

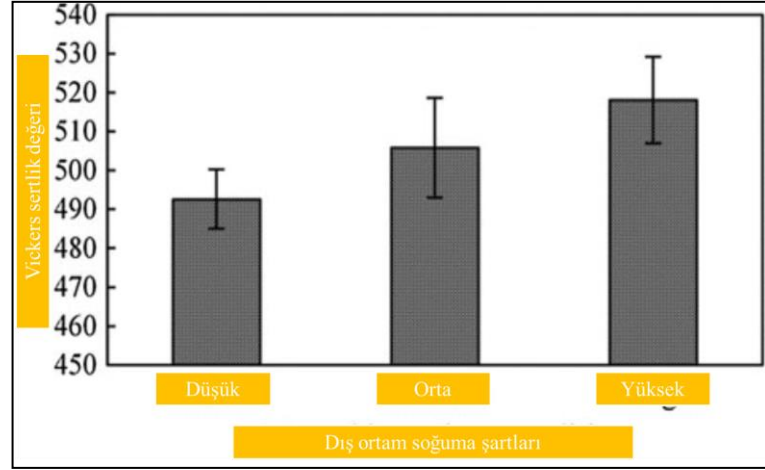
İkincil faz çökeltileri ana güçlendirme mekanizmasını sağlarken (Sikkenga ve Castings, 2008) aynı zamanda düşük sünekliğe de neden olmaktadır (Herrera ve ark., 2005). Kaba ve engebeli karbürler; dislokasyon hareketi ve gerilim uygulandığı zaman istif hataları için önemli rol oynamaktadır (Sims ve ark., 1987).

İmplant ürünlerin şekillerinin karmaşıklığı ve işlenmesi çok zor olmaktadır. Nihai boyutlarda ürün elde etmek için hassas döküm yöntemi sıklıkla tercih edilmektedir. Yetersiz mekanik özelliklerin direk olarak döküm kaynaklı kusurlar ve alaşımın mikroyapısıyla ilgili olduğu bilinmektedir. Tane boyutu, karbür miktarı ve dağılımı, porozitenin varlığı mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir.

Dentrit kol boşluk mesafelerinin azalması ile mekanik özellikler değişime uğramaktadır. (Flemings, 1991). Tane boyutu, tane sınırları ve tane içerisindeki dislokasyonlar da mekanik özellikleri etkileyen diğer önemli faktörlerdir (Kilner ve ark., 1982). Tane sınırları, taneler arasında dislokasyon hareketini engelleyerek mukavemeti arttırmaktadır. Tane boyutu ve mukavemet arasındaki ilişki, birçok alaşım sisteminde "Hall-Petch" denkleminde göre belirlenmektedir (Shvindlerman ve Gottstein, 2004). Artan soğuma oranları ile tane boyutu azalmış ve böylece mukavemetin arttığı görülmüştür. Co-28Cr-6Mo için Young modülü 210 GPa (Pilliar, 2009) ve 241 GPa (ASM International, 2009) olarak rapor edilmiştir. Young modülü düşük, orta ve yüksek soğuma oranları için hesaplanmıştır. Düşük soğuma oranında 190 GPa olarak bulunmuştur.

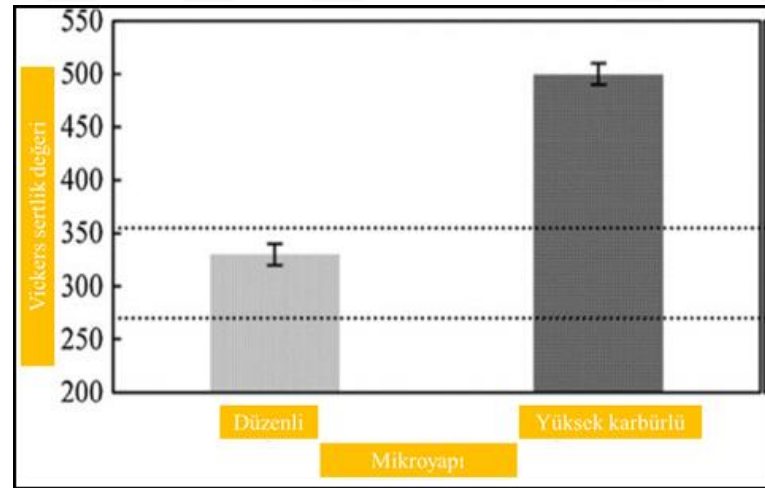
Kaiser ve arkadaşları yaptıkları çalışmada CoCrMo alaşımında matrisin 310-350 Hv, karbürlerin ise 400-600 Hv (Vickers Sertlik) sertlik değerlerine sahip olduğunu belirtmişlerdir (Kaiser ve ark., 2013b).

Birçok çalışmada soğuma hızının sertlik üzerine etkisi tartışılmıştır. Soğumanın hızlı ya da yavaş olması sertliğin değişmesi anlamına gelmektedir. Yeteri kadar difüzyon süresi bulan karbür ağları küreselleşme veya büyüme eğilimine gitmektedir. Aynı zamanda taneler de büyüyerek gelişimini tamamlamaktadır. CoCrMo alaşımı için, Şekil 2.8'de görüldüğü üzere soğuma hızındaki artışa paralel olarak sertlik değeri artmaktadır.



Şekil 2.8. Soğuma oranının sertlik üzerine etkisi (Kaiser ve ark., 2013a)

Mikroyapının karakteristiği mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir. Ölçülen sertlik değerlerine göre karbür oranındaki artış sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur. Şekil 2.9'da düzenli ve yüksek karbürü mikroyapının sertlik değerleri kıyaslanmış, sırasıyla 300-340 ve 450-500 H_v olarak gösterilmiştir. Artan sertlik değerleri aşınma direncini geliştirmekte fakat aynı zamanda malzemelerde gevreklik meydana getirmektedir.



Şekil 2.9. Mikroyapının sertlik üzerindeki etkisi; noktalı çizgiler, ASTM F75'in kabul edilebilir sertliğinin ölçüğünü göstermektedir (Kaiser ve ark., 2013a)

2.4. CoCrMo Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler ve Faz Dönüşümleri

Co alaşımlarının, ASTM F75 standartları içerisinde farklı kimyasal içeriğe sahip olmaları mekanik özelliklerini etkilemektedir. Döküm alaşımlarda; kimyasal olarak homojen olamama, çekme büzölmeleri, iri tane boyutları gibi kusurlarla karşılaşılabilir (Campbell, 2004). Bu tip kusurlar, alaşımların mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

CoCrMo alaşımları; döküm kusurlarının giderilmesi ve dolayısı ile mekanik özelliklerin geliştirilmesi için bir dizi ısıl işleme tabi tutulmaktadır. Bu tip alaşımlara uygulanan ısıl işlemler; çözündürme, homojenleştirme, sıcak izostatik presleme (HIP) ve yaşlandırma olarak sıralanmaktadır (Kurosu ve ark., 2010).

Literatürde birçok yazar; en iyi uzama değerlerinin, HIP ısıl işlemi (Coke, 1975; Hollander ve Wulff, 1975) ve alaşımlama sonucu karbürlerin rafine edilmesiyle elde edildiğini bildirmişlerdir (Kilner ve ark., 1987). Buna rağmen en yaygın olarak kullanılan yöntem, düşük maliyetinden dolayı çözündürme ısıl işlemidir. Uygulanan sıcaklık ve süreler ile ilgili literatür tarafından sağlanan veriler çok değişkenlik gösterse de, bu tip bir işlem genellikle 1200 °C civarında, 1 ile 4 saat arasında değişen periyotlarda gerçekleştirilmektedir.

Weeton ve arkadaşları (Weeton ve Signorelli, 1955) çözündürme ısıl işlemi takiben yaşlandırma ısıl işlemi uygulamışlar ve artan sertlik değerleri elde etmişlerdir.

Çözündürme ısıl işlemi ve karbürlerin çözünme kinetiği reaksiyonları, Clemow ve Daniell tarafından değerlendirilmiştir (Clemow ve Daniell). Çözünme kinetiği, döngünün başında nispeten yüksek olduğu ve ısıl işlem süresi uzadıkça azaldığı sonucuna varmışlardır. Ayrıca bu durumun $M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$ karbür dönüşümü ile ilişkili olduğunu bulmuşlardır. M_6C karbür oluşumunun ısıl işlem sıcaklığındaki artış ile desteklendiğini bildirmişlerdir.

Öte yandan, Caudillo ve arkadaşları (Caudillo ve ark., 2002), $M_{23}C_6$ karbürlerin M_6C karbür haline dönüşmeden doğrudan matris içinde çözüldüğünü bildirmişlerdir.

Düşük ısıl işlem sıcaklıklarında, karbür kalınlaşma, küreselleşme ve heterojen durum gözlenmektedir. Ayrıca karbür erime kinetiğinin yoğun olarak azaldığı belirtilmektedir (Clemow ve Daniell).

Birçok üretici alaşımların sünekliğini arttırmak amacıyla çözündürme ısıl işlemi uygulamaktadır. 1955'te Weeton ve Signorolli çözündürme ısıl işlemi takiben

yaşlandırmanın artan sertlik değerleri sağladığını bildirmişlerdir (Weeton ve Signorelli, 1955).

CoCrMo alaşımlarında kafes yapısı, termodinamik olarak kararlı olan sıkı paket hegzagonal (SPH) olarak beklenmektedir. Fakat alaşımda matrisin kafes yapısı, yüzey merkezli kübik (YMK) olarak görülmektedir. YMK→SPH faz dönüşümü, normal soğuma şartları altında çok ağır ilerlemektedir. Birçok Co esaslı alaşımda oda sıcaklığında kararlı faz yapısı YMK olarak kalmaktadır (Sebilliau ve Bibring, 1955; Vander Sande ve ark., 1976). Saf Co için YMK→SPH allotropik dönüşümü; $T_C = 417^{\circ}\text{C}$ 'de martenzitik dönüşüm ile gerçekleşmektedir (Adams ve ark., 1968; García ve ark., 1999). Dönüşüm sıcaklığı; T_C , Co-27Cr-5Mo-0.05C dövme alaşımlarda SPH alanının kararlılığı, Cr ve Mo gibi alaşım elementleri sayesinde genişleyerek daha yüksek sıcaklıklara (970°C 'ye) doğru kaymaktadır (Saldivar Garcia ve ark., 1999b). Martenzitik dönüşümden elde edilen SPH yapısı ϵ -martenzit olarak bilinmektedir. Bu faz ayrıca plastik deformasyon yoluyla (Ocampo ve Salinas Rodriguez, 1995) veya $T > T_C$ (sıcaklığa bağımlı martenzit) sıcaklıklarından yarı kararlı YMK fazına su vermek suretiyle de elde edilebilmektedir (Saldivar Garcia ve ark., 1999a; Saldivar Garcia ve ark., 1999b).

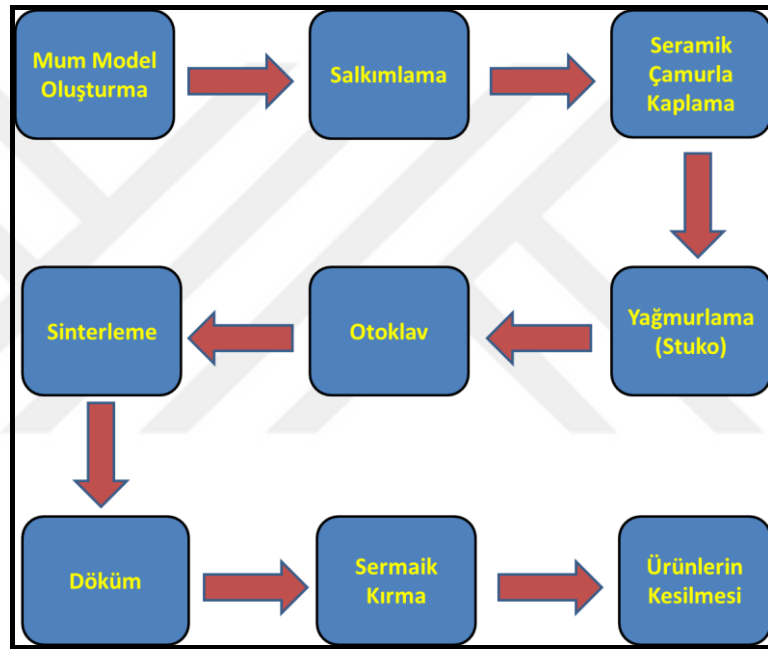
YMK→SPH dönüşümü " T_C sıcaklığının" altında izotermal yaşlandırma ile meydana gelebilmektedir. ϵ -martenzit çekirdekleri, YMK tane sınırlarında, karbon çeliklerin tipik bir bileşenini oluşturan perlite benzeyen bir morfoloji geliştirmektedir. Bu görünüm, ϵ -martenzit gelişmesiyle birlikte karbürlerin oluşmasından kaynaklanmaktadır.

Artan çözündürme ısı işlemi sıcaklıklarında ve sürelerde alaşıma su verme, ısıya bağımlı olan martenzit dönüşümü için muhtemel çekirdek sayısını artabilmektedir. Co-27Cr-5Mo-0.05C dövme alaşımında artan tavlama sıcaklıkları ile atermal martenzitin miktarının sürekli olarak arttığı deneysel olarak doğrulanmıştır (García ve ark., 1999).

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1.Üretim

Hassas döküm yöntemi; Şekil 3.1’de gösterildiği gibi sırasıyla; mum model oluşturma, salkıma alma, salkımların seramik kabuk ile kaplanması, mumun salkımlardan uzaklaştırılarak kalıp elde edilmesi, sinterleme, döküm, döküm sonrası seramik kabuğun kırılarak uzaklaştırılması ve ürünlerin salkımlardan kesilerek alınması aşamalarından oluşmaktadır.



Şekil 3.1. Hassas döküm üretim aşamalarını gösteren diyagram

Üretilen ürünün şekil ve boyutlarına göre hazırlanmış alüminyum kalıplar kullanılarak enjeksiyon makinesi vasıtasıyla Şekil 3.2’de gösterilen tıbya (kaval kemiği) bileşeni gibi mum modeller üretilmiştir. Mum model oluşturma direkt olarak nihai ürünün şeklini tayin edeceği için bu adım çok önemlidir. Enjeksiyon işleminde; mum sıcaklığı, viskozitesi, enjeksiyon basıncı gibi parametreler kritik rol oynamaktadır. Mum modeller bu işlemi takiben bir ana yolluğa montaj edilerek salkım oluşturma işlemi yapılmıştır. Salkımlar oluşturulurken, sıvı metalin yüzey enerjisini yenebileceği ve yine türbülansa mahal vermeden sağlıklı bir akış yapabilmesi adına, modeller uygun bir açı ile ana yolluk üzerinde konumlandırılmıştır.



Şekil 3.2. Hassas döküm ile üretimi yapılacak diz ve kalça bileşenlerin mum modelleri

Seramik kabuk oluşturulmasında Şekil 3.3'te gösterildiği gibi iki farklı çamur ve üç farklı stuko (yağmurlama) kumu kullanılmıştır. İlk katmanda kullanılacak refrakterin tane boyutu küçük ve kimyasal olarak kararlı olmak zorundadır. Tane boyutunun küçük olması; yüzeyi daha iyi örtmesini ve ince ayrıntıların kalıpta oluşmasını sağlamaktadır. Bu katman sıcak metal ile temas edeceği için yüksek kimyasal ve termal kararlılığa sahip olmalıdır. Bu yüzden bu aşamada zirkonya (ZrO_2) esaslı kaplama kumu kullanılmıştır. Artan katmanlar ile yeterli kalınlığa ulaşan kalıplarda yeterli mukavemet sağlanmaktadır. Burada katmanlar inceden kalına doğru artarak dengeli bir kalıp oluşturulması amaçlanmıştır. Destek katmanları için müllit ($3(Al_2O_3)2(SiO_2)$) kullanılmıştır. Üretilen ürünün yapısına ve kimyasal bileşimine uygun olarak toplam 8 katman oluşturulmuştur.

Kuruması tamamlanan salkımlara daha sonra Şekil 3.4'te gösterilen otoklav vasıtasıyla $175\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 7 barlık su buharı basıncı altında mum uzaklaştırma işlemi uygulanmıştır.

İçi boşaltılan kalıplar döküm için yeterli mukavemete ulaşabilmesi için $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Döküm öncesinde kalıplara termal şoka uğramaması ve sıcak metalin akışını kolaylaştırmak için ön ısıtma işlemi uygulanmıştır.

Döküm işlemi 25 kg kapasiteli Inductotherm marka indüksiyon ocağı ile Şekil 3.5'te gösterildiği gibi gerçekleştirilmiştir. Döküm malzemesi olarak ticari saflıkta ASTM F75 CoCrMo alaşımı ile birlikte yine aynı alaşımın döndü hırdası kullanılmıştır. Ticari olarak üretilen numunelerin kimyasal kompozisyonları ISO 5832-4 (ISO, 2014) kalite standartlarına uygun olarak hazırlanmıştır.



Şekil 3.3.Seramik kabuk oluşturma işlemi



Şekil 3.4.Otoklav vasıtası ile kalıplarda mum boşaltma işlemi

Burada dökülen numuneler her ne kadar ISO kalitesinde üretim yapılsa da, ürünlerin büyük çoğunluğu ASTM F75 standardına da uymaktadır. Kimyasal analiz, optik emisyon spektrometresi vasıtası ile hem sıcak metal banyosu hem de döküm sonrası alınan numuneler için incelenmiştir. Sıvı metal önceden ısıtılmış kalıplara direkt olarak dökülmüştür. İşlem esnasında sıvı metalin hava ile temasını kısmen kesmek adına ocak üzerine kesiksiz argon gazı verilmiştir. Sıcaklık Co-Cr faz diyagramları vasıtası ile 1580°C olarak belirlenmiştir. Döküm işlemi; sıvı metalin üzerine argon gazı verilerek kesiksiz bir şekilde direkt olarak kalıplara yapılmıştır.

Şekil 3.6 ve 3.7’de hassas döküm yöntemiyle üretimi yapılmış CoCrMo alaşımı nihai diz ve kalça protezi bileşenleri gösterilmektedir.

3.2. Isıl İşlem

Numunelere 1240°C’de 4 saat çözündürme ısıl işlem uygulandıktan sonra bu sıcaklıktan su verilmiş ve sonrasında numunelere 720 °C’de 2, 4, 8 ve 16 saat yaşlandırma işlemi uygulanmıştır.

Tüm ısıl işlemler Protherm Marka PLF 13019 kamara fırında gerçekleştirilmiştir.

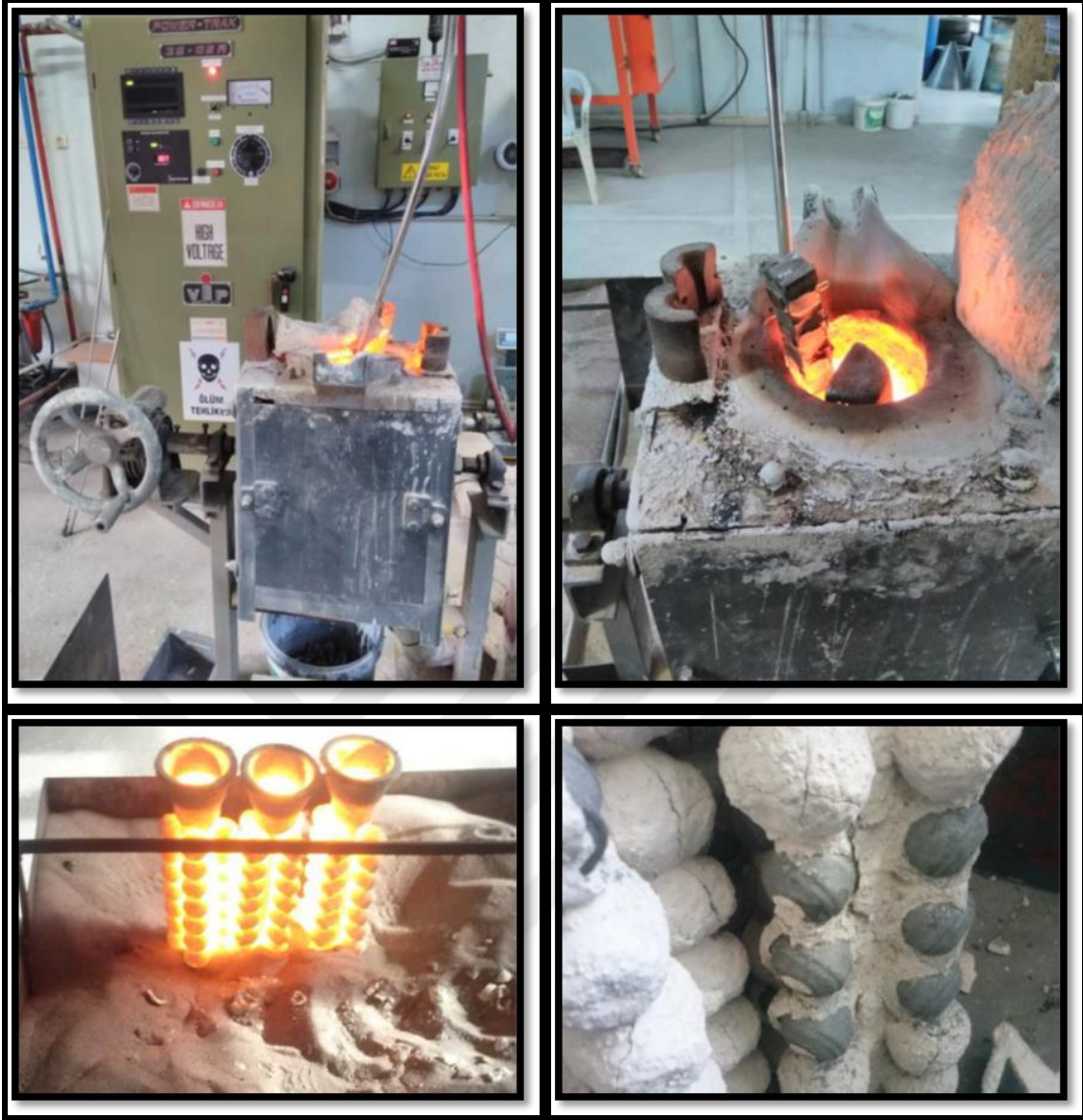
3.3. Karakterizasyon

3.3.1. Kimyasal analiz

Numunelerin kimyasal analizleri Oxford Foudry Master Model optik emisyon spektrometresi kullanılarak yapılmıştır.

3.3.2. X-Işımları kırınımı

Numunelerin faz analizleri Bruker D8 Advance Model difraktometre ile Cu-K α (X-Işını kaynağı olarak) $\lambda=1,54056 \text{ \AA}$, çalışma gerilimi: 40 kV, tarama hızı: 2°/dakika, $2\theta=25^\circ-100^\circ$ kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5. CoCrMo alaşımının indüksiyon ocağında ergitilmesi ve dökülmüş ürün grubu

3.3.3 Mikroyapı analizi

Numuneler mikroyapı analizi için standart metalografi teknikleri kullanılarak hazırlanmıştır. Numuneler önce SiC esaslı zımpara kâğıtları (80-1200) ile zımparalanmış ve $1\mu\text{m}$ 'lik alümina (Al_2O_3) süspansiyonu kullanılarak parlatılmıştır. Sonrasında numuneler elektrolitik olarak dağlanmıştır. Elektro dağlama işlemi kromik asit çözeltisinde 0.4 A ve 4 V elektrik akımı ile gerçekleştirilmiştir. Numunelerin mikro yapıları Nikon Eclipse MA 100 Model ters metal mikroskobu ve Zeiss LS-10 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak analiz edilmiştir.



Şekil 3.7. Hassas döküm yöntemiyle üretilen CoCrMo kalça protezi bileşenleri sırasıyla; stem (uyluk kemiğine yerleştirilmektedir), kap (asetabulum boşluğuna yerleştirilmektedir), baş (hareket aktarımı sağlaması için stem başına sabitlenmektedir)



Şekil 3.6. Hassas döküm ile üretilmiş CoCrMo alaşımı diz protezi bileşeni (uyluk kemiğine sabitlenmektedir.)

3.3.4. Sertlik ölçümleri

Sertlik ölçümleri Digirock RBOV sertlik ölçüm cihazı kullanılarak yapılmıştır. Ölçümler Rockwell-C (HRC) birimine göre elmas uç kullanılarak 10 kg ön yük, 150 kg uygulama yükü altında gerçekleştirilmiştir. Numune üzerinde ölçümlerin sağlıklı olması

açısından üç farklı ve birbirinden bağımsız noktalardan ölçümler alınarak ortalama sertlik sonucu hesap edilmiştir.

3.3.5. Aşınma testi

Döküm ve ısıl işlem görmüş CoCrMo alaşımı numuneler 5 mm çap ve uzunluğunda kesilerek silindirik pin haline getirildi. Kesilen numunelerin yüzeyleri SiC aşındırıcı zımpara kâğıtları kullanılarak zımparalandı. Ardından Al₂O₃ süspansiyon ile zımpara edilen yüzeyleri parlatıldı. Aşınma deneyi Şekil 3.8’de gösterilen pin-on disk test cihazı kullanılarak gerçekleştirildi. Daha önceden hazırlanmış olan pinler tutucu vasıtası ile disk üzerine dikey gelecek şekilde sabitlendi. Burada disk; metal dairesel bir levha üzerine monte edilmiş 80 mesh’lik SiC zımpara kâğıdı kullanılarak oluşturulmuştur. Aşınma testi; sabit pine karşılık dönen diskin, pin olarak hazırlanmış numuneyi aşındırması üzerine kurulmuştur. Aşınma deneyi tüm numuneler için aynı koşullar altında gerçekleştirilmiş olup, deney parametreleri aşağıda belirtildiği gibidir;

- 1 kg’lık dönme yükü (9,8 N),
- 5 cm dönme çapı,
- 200 dev./dk dönme hızı,
- Kuru aşındırıcı ortam
- Aşınma deneyi oda sıcaklığında başlatmış olup kayma mesafesinde ki artış ile birlikte 40 °C’ye kadar ulaşmıştır,
- Kayma mesafesi 1,2 km olarak seçilmiştir.



Şekil 3.8. Pin-on-disk aşınma test cihazı

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. CoCrMo Alaşımına Fe İçeriğinin Etkisi

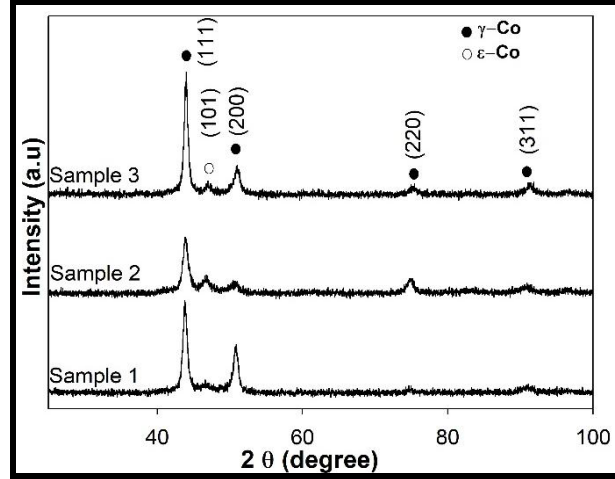
Çizelge 4.1. CoCrMo numunelerinin optik emisyon spektrometre verilerine göre kimyasal bileşimi ve ASTM F75 ve ISO 5832-4 standartlarına göre belirtilen kimyasal bileşim aralıkları

Numune	Co	Cr	Mo	Fe	Ni	W	Mn	C	Si
1	64,3	28,0	5,5	0,404	0,0775	0,107	0,457	0,206	0,731
2	64,9	27,6	5,33	0,728	0,0749	0,0868	0,283	0,206	0,673
3	64,0	28,6	5,0	1,0	0,0945	0,0635	0,298	0,183	0,656
ASTM F75	Denge	27-30	5-7	Maks. 0,75	Maks. 0,5	Maks. 0,2	Maks. 1	Maks. 0,35	Maks. 1
ISO 5832-4	Denge	26,5-30	4,5-7	Maks. 1	Maks. 1	-	Maks. 1	Maks. 0,35	Maks. 1

CoCrMo numunelerinin kimyasal kompozisyonları Çizelge 4.1'de verilmiştir. Kimyasal analiz sonuçlarına göre numune 1 ve 2'nin ağırlıkça yüzde Fe konsantrasyonu ASTM F75 standardı için belirtilmiş olan maksimum % 0,75 oranının altındadır. Fakat numune 3 için ölçülen % 1 değeri ASTM F75 standardında belirtilen maksimum değerden yüksek olmakla beraber, ISO 5832-4 (ISO, 2014) standardına uygundur.

Öte yandan, alaşımın temel elementleri Co, Cr ve Mo'nun konsantrasyonları, ASTM F75 ve ISO 5832-4 standartları tarafından belirtilen aralıktadır. Ayrıca, bu alaşımlarda önemli bir parametre olan Ni miktarı, her üç numune için de % 0,1'den azdır. ASTM F75 standartlarına göre maksimum Ni konsantrasyonu % 0,50 olmalıdır. Yüksek Ni içeriğine sahip CoCrMo alaşımları alerjilere ve zehirlenmelere yol açabilmektedir. Ek olarak, özellikle manyetik rezonans (MR) uygulamalarında, Ni'nin manyetik özelliği nedeniyle ciddi sorunlar ortaya çıkmaktadır.

Üretilen CoCrMo numunelerin XRD desenleri Şekil 4.1'de gösterilmiştir. XRD desenlerine göre, tüm numuneler temel olarak YMK kristal yapısına sahip γ -Co fazından meydana gelmektedir. Bununla birlikte, ϵ -Co fazının (101) düzlemine karşılık gelen düşük yoğunluklu kırınım çizgisinin varlığı ile tüm numunelerin SPH kristal yapısına sahip ϵ -Co fazını az miktarda içerdiği görülmektedir. Fe miktarının değişmesi ile alaşımların faz içeriklerinde önemli değişiklikler meydana gelmemiştir. Ayrıca, var olan kırınım çizgilerinin de açı değerlerinde değişiklik olmamıştır. Bununla birlikte; Cr, Co matris içinde geniş bir katı çözünebilirliğine sahiptir ve % 27-30 Cr ilavesinde bile tek fazlı katı çözelti oluşturmaktadır (Hansen, 1958).

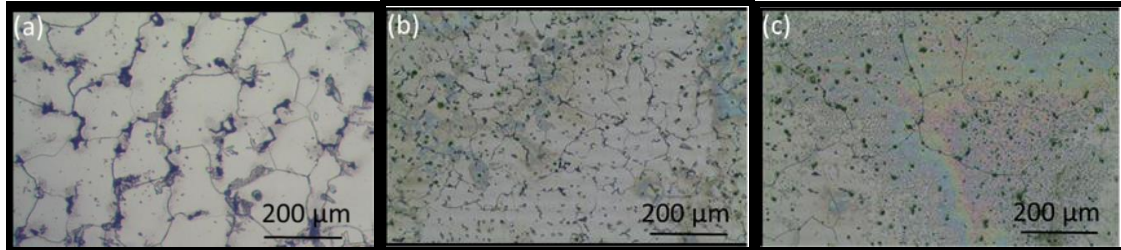


Şekil 4.1. CoCrMo alaşımlarına ait X-ışını kırınım desenleri

Böylece, XRD analizlerinde Cr veya Co-Cr esaslı intermetalik bileşiklere karşılık gelen herhangi bir faza ait kırınım çizgisine rastlanmamıştır. Ek olarak, incelenen numunelerin kafes parametreleri, Bragg Yasası kullanılarak hesaplanmış ve sonuçlar, Çizelge 4.2' de gösterilmiştir. Saf Co, 3,545 Å kafes parametresine sahiptir. İncelenen numunelerin hesaplanan kafes parametreleri saf Co' dan çok daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeni, alaşımı oluşturan elementler arasındaki atomik yarıçap farklarıdır. Co ile karşılaştırıldığında Fe (1,24 Å), Ni (1,25 Å) ve Cr (1,25 Å) atomik yarıçapları, Co'nun (1,25 Å) yarıçapına çok yakın iken, Mo (1,36 Å) ve W (1,37 Å) ise çok daha yüksek yarıçap değerlerine sahiptir. Normal olarak, CoCrMo alaşımlarında YMK yapıya sahip γ -Co fazının (3,56 Å) kafes parametresi saf Co'nun (3,545 Å) kafes parametresine çok yakındır (Yoda ve ark., 2012). Bu benzerlik, Co ve Cr'nin atomik yarıçapının hemen hemen aynı olmasından kaynaklanmaktadır. Co (~% 64) alaşımın temel elementi iken, Cr (~% 28) ise çözünen ana alaşım elementidir. Bununla birlikte, bu çalışmada Fe, W, Mn, Ni, Si ve C gibi çeşitli elementleri içeren ticari olarak temin edilen yüksek saflıkta alaşımlar kullanılmıştır. Bu elementlerin yapıda çözünmesi, YMK γ -Co fazının kafes parametresini arttırmaktadır (Yoda ve ark., 2012). Bununla birlikte, incelenen numunelerin kafes parametreleri karşılaştırıldığında, kafes değerinin artan Fe içeriği ile azaldığı gözlenmiştir. Çizelge 4.1'e göre, Mo ve W'nin miktarı artan Fe içeriği ile azalmıştır. Fe, Mo ve W'nin HMK (hacim merkezli kübik) kristal yapısına sahip olması nedeniyle Fe atomlarının temel olarak YMK kafesindeki Mo veya W atomlarının yerini aldığına inanılmaktadır. Dahası, Mo ve W, Fe ile karşılaştırıldığında çok daha büyük atomik yarıçapa sahiptir. Böylelikle kafes parametresi artan Fe ile azalmaktadır.

Çizelge 4.2. CoCrMo alaşımlarında γ -Co fazına ait hesaplanmış kafes parametreleri

Numune	Kafes parametresi (Å)
1	3,5739
2	3,5684
3	3,5600



Şekil 4.2. CoCrMo alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri; a) numune 1, b) numune 2, c) numune 3

Numunelerin optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2’ de verilmektedir. İncelenen numunelerin mikroyapıları Co dendritleri ve tane sınırlarında ve interdendritik bölgelerdeki ince çökeltilerden oluşmuştur. Tüm numuneler, mevcut fazların boyut ve hacim fraksiyonlarında küçük farklılıklar gösteren benzer mikroyapısal özellikler göstermiştir. YMK γ -Co fazı CoCrMo alaşımlarının matris fazıdır. Alaşımların sertliği ve mukavemeti $M_{23}C_6$ tipi çökeltiler tarafından sağlanmaktadır. Ayrıca, tüm numuneler için bir miktar döküm hatasının varlığı da gözlemlenmiştir.

CoCrMo alaşımlarına ait sertlik değerleri Çizelge 4.3'te listelenmiştir. Sertlik değerleri, tüm numunelerde Fe içeriğindeki artış ile birlikte artmaktadır. Sırasıyla 0,404 ve 0,728 Fe içeriği olan Numune 1 ve 2 için, ortalama değerler ASTM F75 standardında (ASTM, 2012) belirtilen gerekli sertlik değerinin alt limitine yakın olduğu görülmektedir. Alt sınır, 25 HRC olup, 1 ve 2 numaralı numuneler için sırasıyla 24,2 ve 24,5 HRC sertlik değerleri ölçülmüştür. Öte yandan, numune 3 için ölçülen 29,6 HRC değeri ASTM F75 Standartları gerekliliğini yerine getirmektedir (ASTM, 2012).

Çizelge 4.3. CoCrMo alaşımlarına ait sertlik değerleri

Numune	Sertlik (HRC)
1	24,2
2	24,5
3	29,6

4.2. CoCrMo Alaşımlarında Yaşlandırma Süresinin Sertlik, Mikroyapı ve Faz Dönüşümü Üzerine Etkisi

4.2.1. Yapısal özelliklerin incelenmesi

Çizelge 4.4. CoCrMo alaşımına ait numunenin spektral analiz sonuçları

% Ağırlık	Co	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	Fe
A0 numunesi	64,1	0,184	0,681	0,369	27,7	6,19	0,0385	< 0,02	0,627
ASTM F75	Denge	Maks. 0,35	Maks. 1,0	Maks. 0,75	27-30	5-7,0	Maks. 0,5	Maks. 0,2	Maks. 0,75

Çizelge 4.4.'de CoCrMo alaşımına ait numunenin spektral analiz sonuçları verilmiştir. Alaşımı meydana getiren elementlerin miktarlarının, ölçülen kimyasal kompozisyona bakıldığında ASTM F75 standardına uygun olduğu görülmektedir. Bu kompozisyon A0 numunesine ait olmakla beraber, tüm numuneler için referans numune olarak kullanılmıştır.

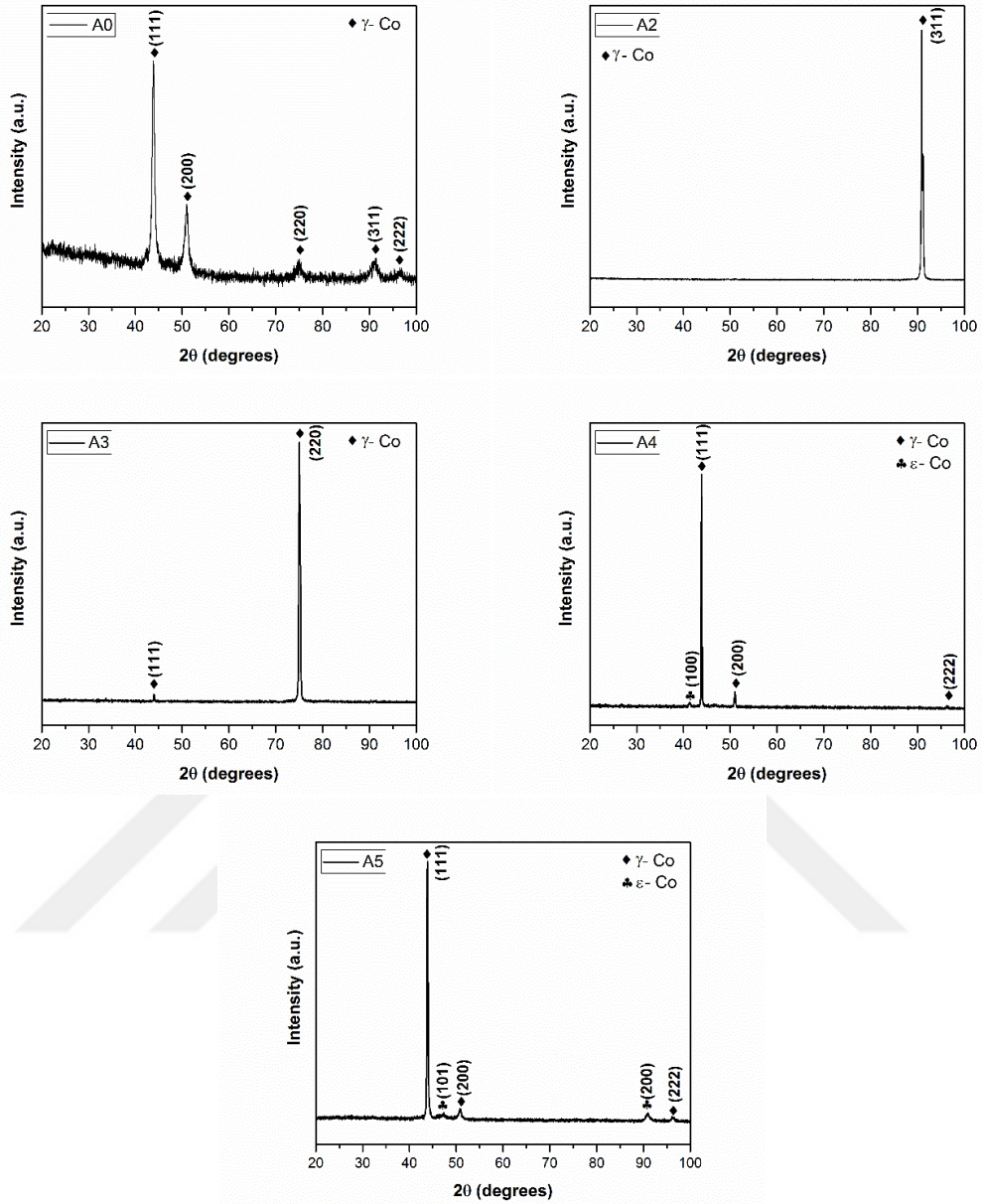
Çizelge 4.5. CoCrMo alaşımlarının numuneleri ve uygulanan işlemler

Numune	Uygulanan süreç
A0	Döküm hali
A1	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme
A2	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme+720°C'de 2 saat yaşlandırma
A3	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme+720°C'de 4 saat yaşlandırma
A4	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme+720°C'de 8 saat yaşlandırma
A5	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme+720°C'de 16 saat yaşlandırma
A6	1240°C'de 4 saat çözündürme ısıtma işlemi/su verme+720°C'de 22,5 saat yaşlandırma

Çizelge 4.5'te kullanılan numune kodları ve uygulanan ısıtma işlemler tanımlanmıştır. Şekil 4.3'te; dökülmüş haldeki ve ısıtma işlemi uygulanmış CoCrMo alaşımlarına ait X-ışınları kırınım desenleri verilmektedir.

A0 olarak adlandırılan dökülmüş haldeki numune referans olarak ele alınmıştır. X-ışını analizlerine göre dökülmüş haldeki alaşımın YMK yapıya sahip γ -Co tek fazlı yapıda olduğu anlaşılmıştır. X-ışını verileri γ -Co 'un standart JCPDS kart verileri (JCPDS kart no: 15-0806) ile oldukça örtüşmektedir. (111), (200), (220), (311) ve (222) piklerinin tamamı YMK yapıya sahip γ -Co fazına aittir. Ayrıca, (111) pikine ait X-ışını kırınım şiddeti diğer piklere nazaran çok güçlü bir şekilde elde edilmiştir. A0 numunesi referans numune olarak kabul edilmiş ve bu numuneye ısı işlem uygulanarak ısı işlemi faz yapısı üzerine etkisi incelenmiştir.

A1 numunesi 1240 °C'de 4 saat çözündürme ısı işlemine maruz bırakılmış ardından bu sıcaklıktan su verilmiştir. Bu numunenin faz analizi için XRD yöntemi kullanılmış fakat kırınım desenleri elde edilememiştir. Bu numune 720 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmak üzere kullanılmıştır.



Şekil 4.3. Dökülmüş haldeki ve ısıtılmış haldeki CoCrMo alaşımlarına ait X-ışınları desenleri

A2 numunesi çözündürme ısıtılması ardından $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 2 saat yaşlandırma ısıtılması işlemine tabi tutulmuştur. 2 saat yaşlandırma sonrasında numune YMK γ -Co tek fazlı yapısındadır. A3 numunesi aynı sıcaklıkta 4 saat yaşlandırma ısıtılması işlemine tabi tutulmuştur. Faz analizinden elde edilen verilere göre A3 numunesinin de A2 numunesi gibi tek faz γ -Co yapısında olduğu gözlemlenmiştir. Yaşlandırma süresinin 8 saate çıkarılması ile birlikte yapıda YMK γ -Co fazının yanında SPH ϵ -Co fazının da oluştuğu gözlemlenmiştir. Fakat bu ısıtılması işlem süresinde meydana gelen ϵ -Co fazının şiddeti diğer piklere nazaran önemli ölçüde düşük kalmıştır. Bu durum yapıdaki γ -Co fazının ϵ -Co fazına oranının çok fazla olduğunu göstermektedir. SPH kristal yapıya sahip ϵ -Co

fazının miktarı, yaşlandırma süresinin 16 saate çıkmasıyla birlikte artmıştır. A5 numunesinde ϵ -Co yapısına ait daha fazla kırınım piki bulunmaktadır. Elde edilen kırınım desenleri irdelendiği zaman, artan yaşlandırma süreleriyle birlikte ϵ -Co'a ait kırınım pikleri görülmüştür. İlk olarak ϵ -Co piki 8 saat yaşlandırmada meydana gelmiş olup, 16 saatlik yaşlandırma ile birlikte şiddetinin arttığı görülmektedir. Sonuç olarak ısıl işlem, kırınım desenlerinde farklılıklar oluşturmuştur. Artan sürelerde faz yapısında değişim meydana gelerek kısmen γ -Co'dan fazından ϵ -Co fazına yani YMK \rightarrow SPH kristal yapıya dönüşüm gerçekleşmiştir. Sonuçlardan da anlaşılacağı üzere; artan yaşlandırma süreleriyle birlikte SPH kristali miktarının artacağı tahmin edilmektedir. Tüm numunelerde Co fazının varlığı dışında herhangi bir kırınım piki görülmemiştir. Temel numune olan A0 alaşımı içerisinde, yüksek miktarda bulunan Cr (% 27,7) ve Mo'ya (% 6,19) ait herhangi bir pik gözlemlenmemiştir. X-ışınları analizine göre dökülmüş haldeki ve düşük süre yaşlandırılmış (2 ve 4 saat) tek faz numuneleri YMK γ -Co iken, daha uzun süre yaşlandırılan numunelerde (8 ve 16 saat) YMK γ -Co ve SPH ϵ -Co fazları birlikte bulunmaktadır.

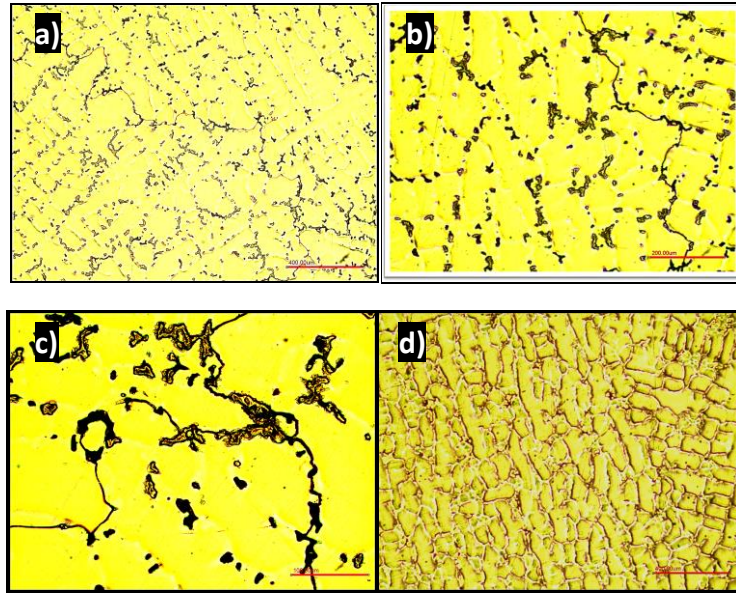
XRD desenlerinde görülen fazların ağırlıkça oranları (Sage ve Guillaud, 1950) tarafından geliştirilen Denklem 4.1 kullanılarak hesaplanmıştır. Burada; I^{SPH} , X-ışını analizinde oluşan SPH düzleminin hesaplanan kırınım şiddeti, I^{YMK} , oluşan YMK piklerinin kırınım şiddeti değerlerini ifade etmektedir. A4 numunesi için meydana gelen ϵ -Co SPH fazının ağırlıkça fraksiyonu % 3,076 olarak bulunmuştur. Kalan ağırlık fraksiyonun tamamı, (% 96,923'lük oran) γ -Co fazına ait olan YMK kristal yapıdan oluşmaktadır. A5 numunesine ait olan X-ışını kırınım desenleri incelenmesiyle aynı formül kullanılarak ağırlıkça faz fraksiyonları hesaplanmıştır. İki farklı ϵ -Co fazına ait pik oluşturan SPH kristalinin verileri neticesinde, bu fazın toplam ağırlıkça fraksiyonu %12,48 olarak bulunmuştur. İki fazdan meydana gelen numune bir diğer faz olan γ -Co'nun ağırlıkça fraksiyonu % 87,519 YMK kristal yapıdan oluşmaktadır. Elde edilen veriler göstermiştir ki, artan yaşlandırma süresiyle birlikte ϵ -Co yapısına ait olan SPH fazının miktarında artış olmaktadır.

$$f^{SPH} (\%ağ.) = \frac{I_{Düzlem}^{SPH}}{1.5I_{Düzlem}^{YMK} + I_{Düzlem}^{SPH}} \quad (4.1)$$

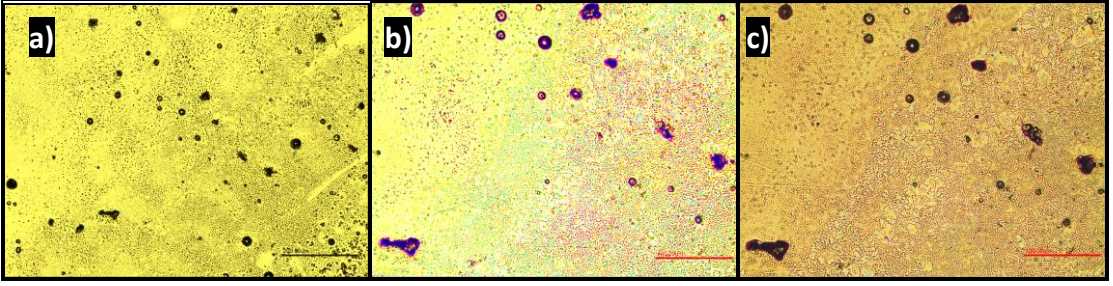
Isıl işlem uygulanmış ve döküm haldeki tüm numunelerin kafes parametreleri Bragg yasası kullanılarak hesaplanmış ve sonuçlar Çizelge 4.6'da gösterilmiştir. Hesaplanan değerler incelendiği zaman, tüm numunelerin saf Co'dan daha yüksek bir kafes parametresine sahip olduğu görülmektedir. Daha büyük kafes parametresi alaşım içerisinde bulunan elementlerin atom çaplarındaki farklılıktan kaynaklandığı sanılmaktadır. Cr (1,25 Å)'nin atomik yarıçaplarındaki Co ile karşılaştırıldığında, Co (1,25 Å) değeri ile bire bir aynı olduğu görülmektedir. Alaşımı meydana getiren elementlerden kimyasal olarak en yüksek miktarda bulunan temel element olan Co'nun (~% 64), ana alaşım elementi olan Cr'nin ise (~% 27-30) olduğu ASTM F75 standardında Çizelge 4.4'te açıklanmıştır. A0 numunesi herhangi bir işlem uygulanmamış döküm halinin örneğidir. Bu numuneye 1240 °C'de 4 saatlik çözündürme ısıl işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 4.6. CoCrMo alaşımı numuneleri için γ -Co fazına ait hesaplanan kafes parametreleri

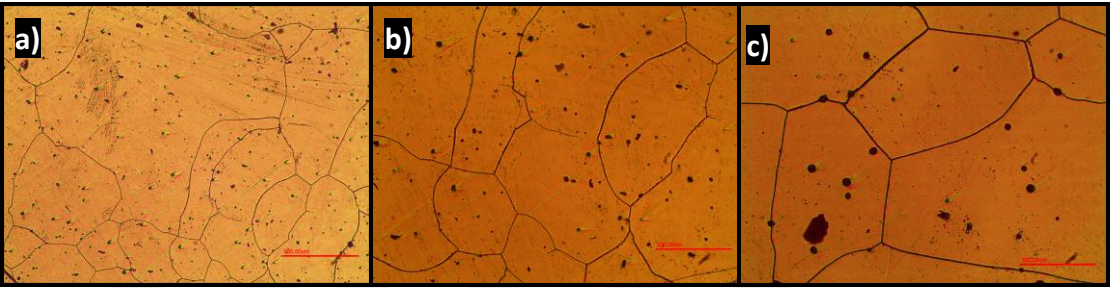
Numune	Latis parametresi (Å)
A0	3,5769
A2	3,5811
A3	3,5707
A4	3,5790
A5	3,5829



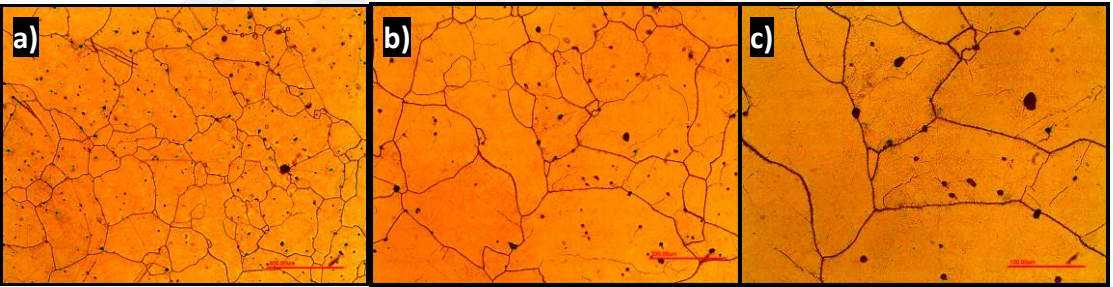
Şekil 4.4. A0 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme, d) 50X büyütme



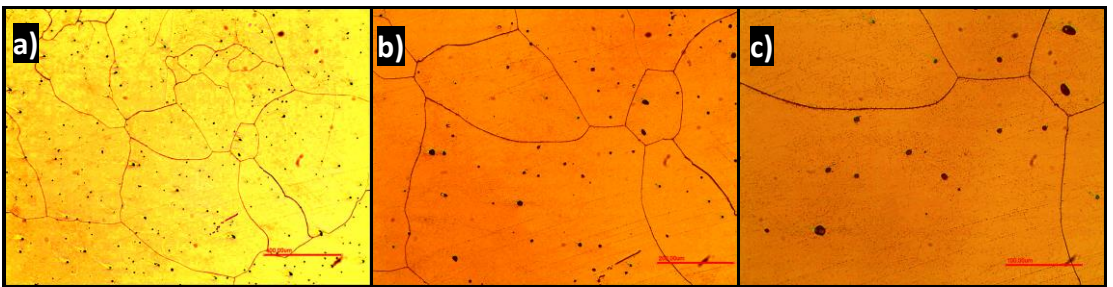
Şekil 4.5. A1 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme



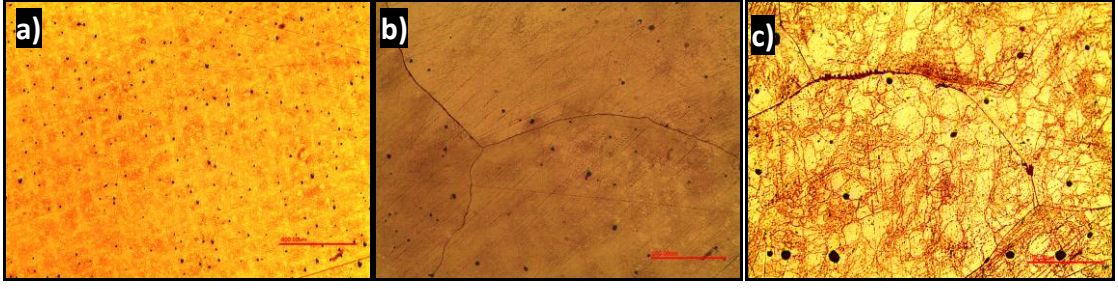
Şekil 4.6. A2 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme



Şekil 4.7. A3 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme



Şekil 4.8. A4 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme

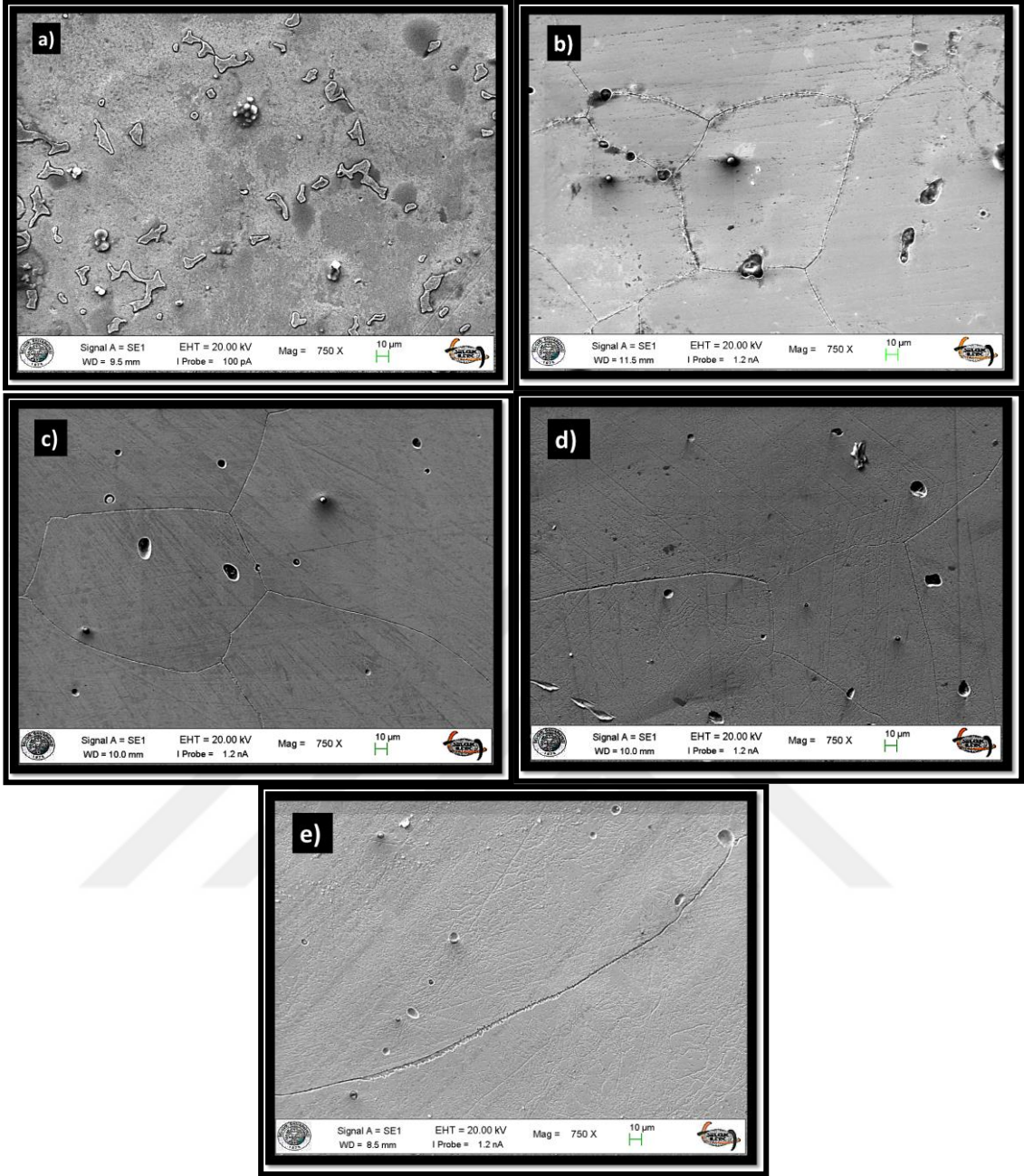


Şekil 4.9. A5 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme

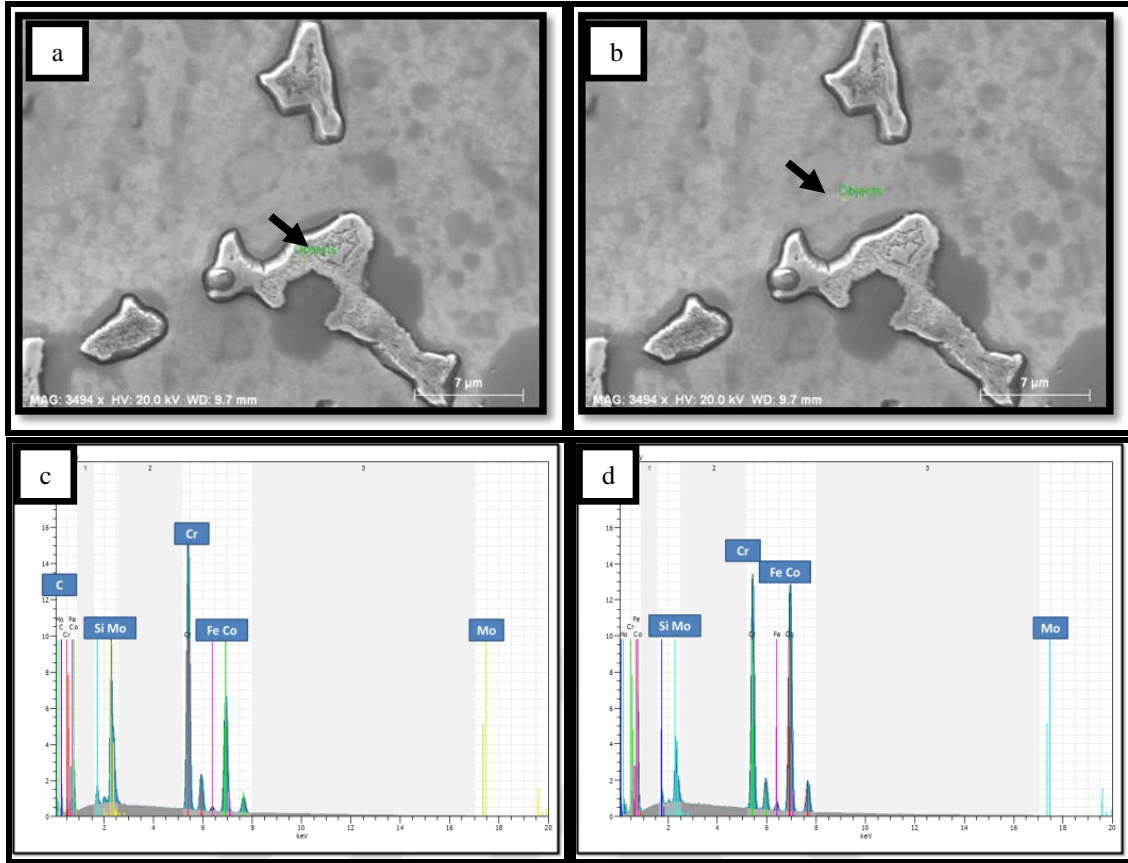


Şekil 4.10. A6 numunesine ait optik mikroskop görüntüleri: a) 50X büyütme, b) 100X büyütme, c) 200X büyütme

Dökülmüş ve yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelenmiştir ve Şekil 4.4-4.18’de verilmiştir. Dökülmüş haldeki A0 numunesinin mikroyapısı γ -Co esaslı dentritler ve interdentritik bölgelerde bulunan $M_{23}C_6$ çökeltilerinden meydana gelmektedir. Oluşan çökeltilerin varlığı, Çizelge 4.7’de verilen enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) ile belirlenmiştir. Çizelge 4.7’den anlaşıldığı üzere Cr ve Mo miktarında önemli artış, Co miktarında ise ciddi bir azalma gözlemlenmiştir. İncelenen alaşımın bileşiminde bulunan Cr ve Mo’nun kuvvetli karbür oluşturu element olduğu bilinmektedir. Ancak karbür çökeltilerinin tam (net) bileşimi belirlenememiştir, bunun sebebi ise EDS yönteminin yarı-kanitatif bir yöntem olmasından kaynaklanmaktadır.



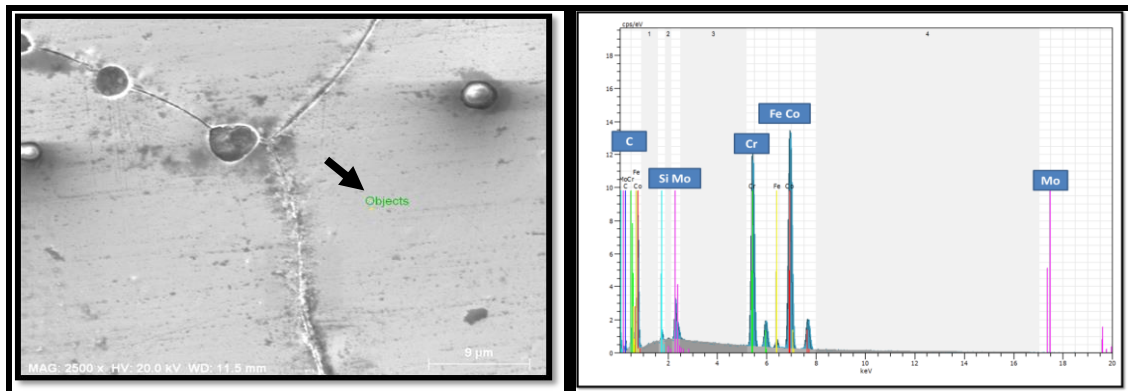
Şekil 4.11. Döküm hali ve ısıl işlem görmüş numunelerin SEM görüntüleri: a) A0, b) A3, c) A4, d) A5, e) A6



Şekil 4.12. A0 numenesine ait SEM görüntüsü ve EDS analizleri: sırasıyla a-c $M_{23}C_6$ karbürü; b-d: γ -Co fazı

Çizelge 4.7. A0 numenesine ait γ -Co fazı ve $M_{23}C_6$ karbürü EDS analizi

Element (%ağ.)	Co	Cr	Mo	Fe	Si	C	Diğer elementler
γ -Co fazı	60,22	29,54	8,25	2,06	0,74	1,00	Denge
$M_{23}C_6$ karbür	32,67	37,57	22,96	1,21	1,15	3,04	Denge

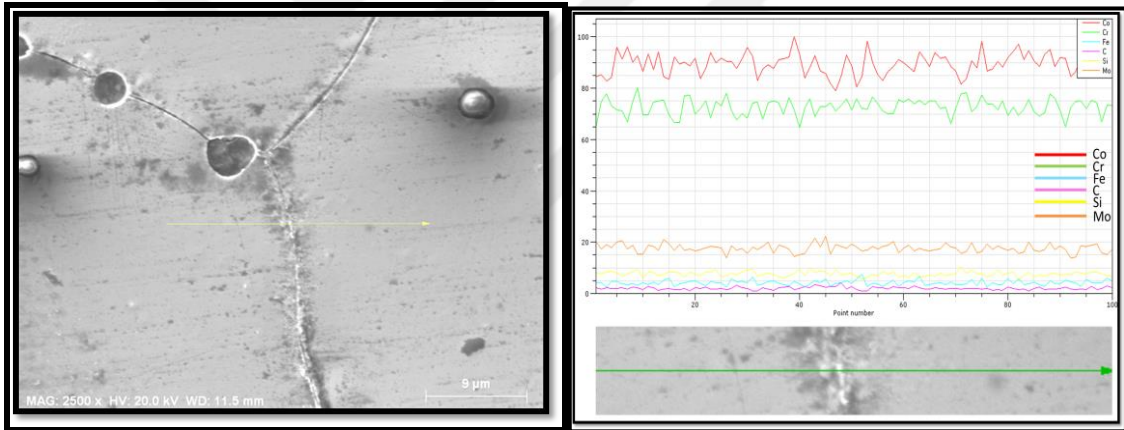


Şekil 4.13. A3 numenesine ait γ -Co fazı SEM görüntüsü ve EDS analizi

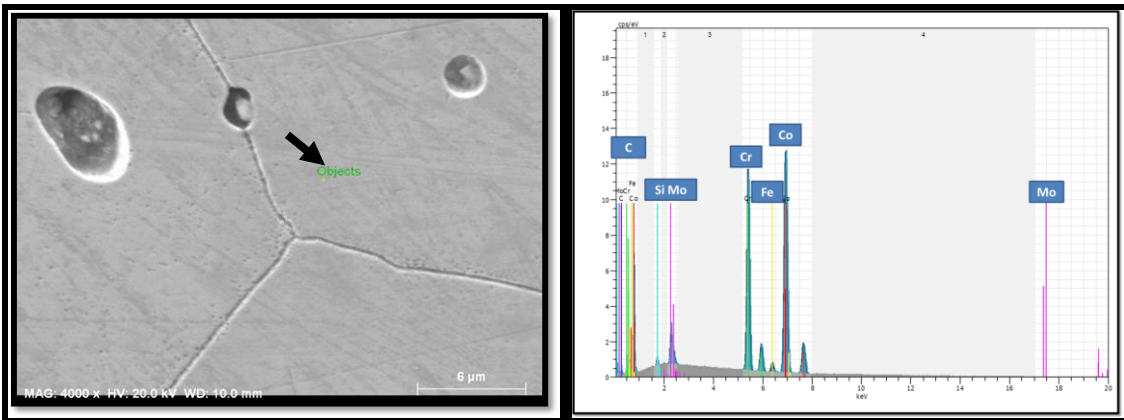
Çizelge 4.8. A3 numunesine ait γ -Co fazı EDS analizi

Element (%ağ.)	Co	Cr	Mo	Fe	Si	C	Diğer elementler
γ -Co fazı	64,66	26,95	5,22	1,98	0,49	0,83	Denge

Şekil 4.13 ve 4.14'te A3 numunesine ait SEM ve EDS analizi görüntüleri verilmiştir. A3 numunesine ait SEM görüntüsü incelendiğinde, tane sınırlarında siyah renkte oluşmaya başlayan tane sınırı karbürü gözlenmektedir. Karbürlerin henüz tane sınırında tamamen oluşmadığı, difüzyonun etkisi ile tane sınırına yakın bölgelerde yığıldığı, tane sınırına yakın koyu renkli bölgelerden görülmektedir. Çizelge 4.8'de γ -Co fazı EDS analiz verileri görülmektedir. Şekil 4.14'te matris ve tane sınırı arasındaki EDS çizgisel tarama analizi ve SEM görüntüsü verilmektedir. Tane sınırında C miktarında artış, Fe ve Cr miktarında azalma görülmektedir.



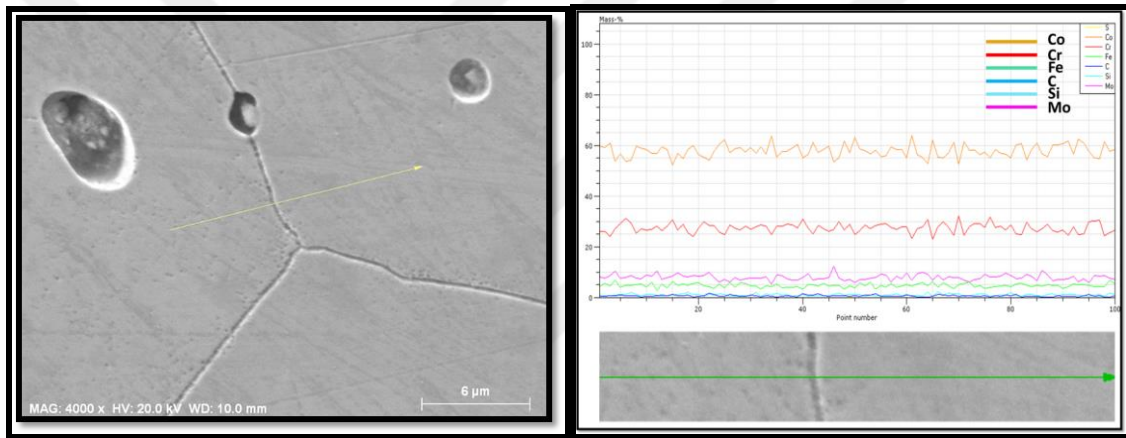
Şekil 4.14. A3 numunesine ait SEM görüntüsü ve matris tane sınırı geçişi taraması EDS analizi

Şekil 4.15. A4 numunesine ait γ -Co fazı SEM görüntüsü ve EDS analizi

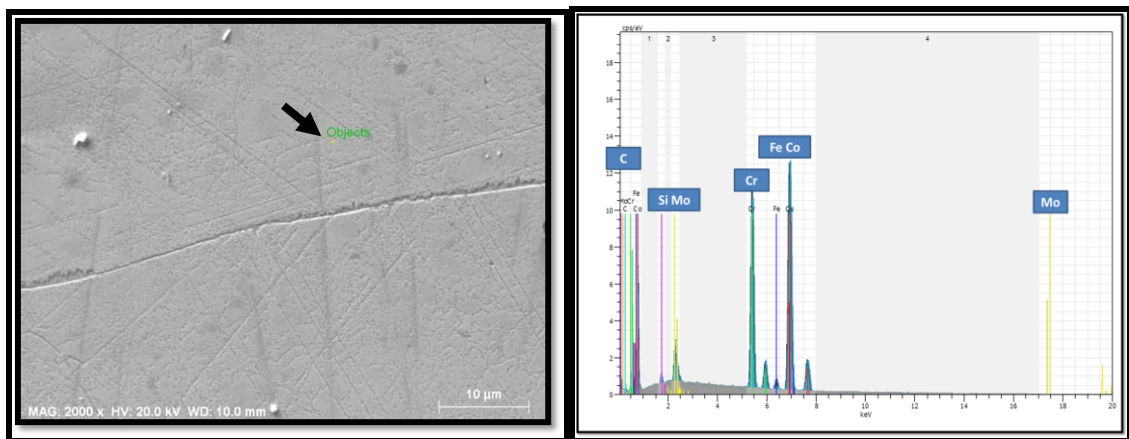
Çizelge 4.9. A4 numunesine ait γ (% 97)- ϵ (% 3) Co fazı EDS analizi

Element (%ağ.)	Co	Cr	Mo	Fe	Si	C	Diğer elementler
γ (%97)- ϵ (%3) Co fazı	64,73	26,66	5,66	2,29	0,55	0,78	Denge

Şekil 4.15’da A4 numunesine ait SEM görüntüleri ve Çizelge 4.9’da EDS analizi sonuçları verilmektedir. Numunenin mikroyapısı iri taneli γ -Co matris fazı ve tane sınırı yakınlarında bulunan karbür çökeltilerinden oluşmaktadır. Şekil 4.16’da verilen EDS çizgisel tarama analiz verilerine göre tane sınırında Cr, Mo ve C miktarlarında artış, Co miktarında ise azalma meydana gelmektedir. Bu durum, A4 numunesi için tane sınırlarındaki karbür çökeltilerinin varlığını doğrulamaktadır.

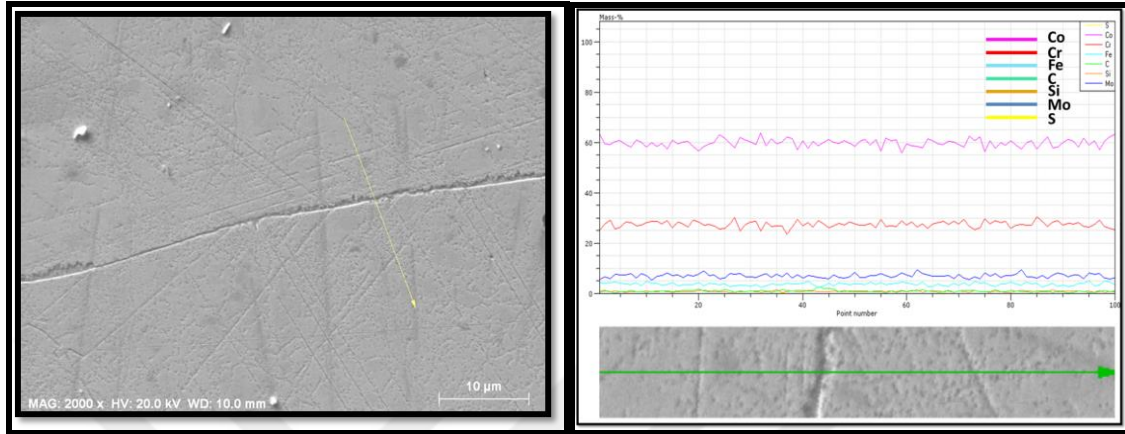


Şekil 4.16. A4 numunesine ait SEM görüntüsü ve matris tane sınırı geçişi EDS tarama analizi

Şekil 4.17. A5 numunesine ait SEM görüntüsü ve EDS analizleri: sırasıyla a-c $M_{23}C_6$ karbürü; b-d: γ -Co fazı

Çizelge 4.10. A5 numunesine ait γ (% 87,52)- ϵ (% 12.48) Co fazı EDS analizi

Element (%ağ.)	Co	Cr	Mo	Fe	Si	C	Diğer elementler
γ (%87,52)- ϵ (%12.48) Co fazı	66,03	26,70	5,48	2,53	0,66	0,72	Denge



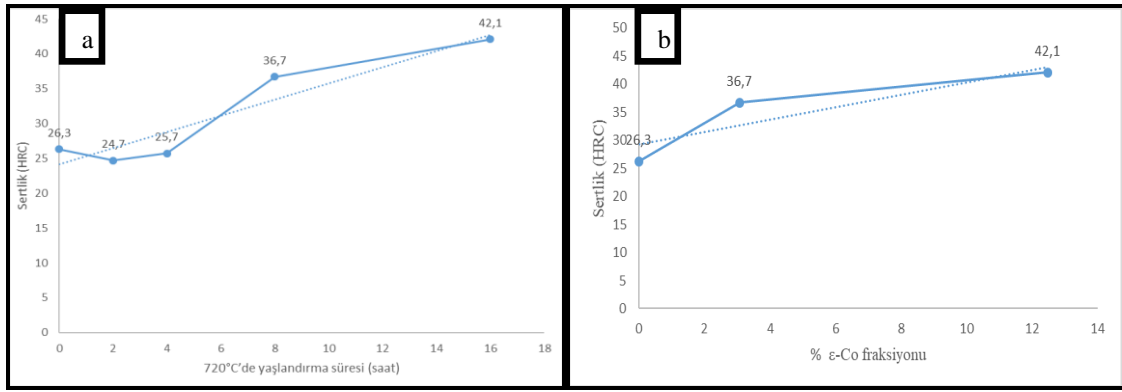
Şekil 4.18. A5 numunesine ait SEM görüntüsü ve matris tane sınırı geçişi tarama EDS analizi

Şekil 4.17’de A5 numunesine ait SEM görüntüleri ve Çizelge 4.10’da EDS analizi sonuçları verilmektedir. Numunenin mikroyapısı detaylı bir şekilde incelendiğinde diğer numunelerden farklı olarak birbirlerine simetrik uzanan ve tane sınırında kesişen çizgilerin bulunduğu görülmektedir. Oluşan bu çizgiler atermal martenzit adı verilen SPH kristal yapılı ϵ -Co fazının göstergesidir. Ayrıca, yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte tane sınırı karbürlerinin miktarında önemli bir artış olmuştur. Şekil 4.18’de verilen EDS çizgisel tarama analizinde diğer numunelerde olduğu gibi A5 numunesinde tane sınırında C miktarının arttığı gözlemlenmiştir.

4.2.2. Sertlik ölçümleri

Çizelge 4.11. CoCrMo alaşım numunelerin ölçülen sertlik değerleri

Numune	Sertlik (HRC)
A0	27,1
A1	26,3
A2	24,7
A3	25,7
A4	36,7
A5	42,1
A6	43,2



Şekil 4.19. a) 720°C’de yaşlandırma süresinin sertlik üzerine etkisi; **b)** % ϵ -Co fraksiyonunun sertlik üzerine etkisi

Uygulanan çözündürme ve yaşlandırma ısı işleminin CoCrMo alaşımlarının mekanik özelliklerine etkisi sertlik testi ile incelenmiştir ve elde edilen sonuçlar Çizelge 4.11 ve Şekil 4.19’da verilmiştir. Sertlik sonuçlarına göre dökülmüş, çözündürülmüş ve düşük süre yaşlandırılmış (2 ve 4 saat) numuneler benzer sertlik değerine sahiptir. Artan yaşlandırma süresi (8, 16 ve 22,5 saat) ile birlikte numunelerin sertlik değerlerinde önemli artışlar meydana gelmektedir. Döküm halindeki alaşımın sertliği ASTM F75 standardına uygun olarak 27,1 HRC olarak bulunmuştur. Fakat döküm hataları ve haldeki düzensiz mikroyapıdan kaynaklanan uygunsuzluklar mekanik özellikleri olumsuz etkilediği bilinmektedir (Weeton ve Signorelli, 1955). Tane sınırlarında ve interdentritik boşluklarda bulunan $M_{23}C_6$ ikincil faz çökeltileri sertlik değerini arttırmaktadır. Tane boyutu, faz yapıları ve çeşitli döküm hatalarının meydana gelmesinde metalin soğumasının çok etkili olduğu bilinmektedir. Alaşımın dökümü sırasında sistem termodinamik olarak dengeye gelinceye kadar dönüşümler gerçekleşmeye devam etmektedir. Dönüşüm mekanizmasında ısının etkisi bu yüzden çok büyüktür. Yeteri kadar enerji alan taneler büyümeye, bu esnada karbür oluşturu elementler difüzyona uğramaya devam etmektedir. Bu yüzden tane boyutu ve karbürler döküm halinde çok geç soğumaya uğradığı için maksimum boyuta ulaşmaktadır. Döküm halinde meydana gelen kaba ve engebeli karbürler çok büyük boyutta olduğu için gerilim uygulandığı zaman dislokasyon hareketini engeller ve istif hatalarının oluşmasına ve bu bölgelerde gerilim yığılmasına neden olmaktadır. Oluşan bu yüksek gerilmeli bölgeler, yük altında muhtemel hata noktaları haline gelmektedir. Tane sınırlarının mukavemet artışı sağladığı Hall-Petch denkleminde de bilinmektedir (Shvindlerman ve Gottstein, 2004). Fakat döküm halinde belirtildiği üzere tane yapısı çok büyüktür ve bu mukavemeti olumsuz olarak etkilemektedir.

Düzensiz karbür ve tane yapısının elimine edilmesi için A0 numunesi 1240°C'de 4 saat çözündürme ısıl işlemine tabi tutulmuş ve ardından çözünen karbürlerin tekrar oluşmasını engellemek adına bu sıcaklıktan su verilmiştir. Şekil 4.4'te görülebileceği üzere tane sınırına ve bloklu halde mikroyapı içinde dağılmış düzensiz karbürler ısıl işlemin etkisiyle çözünerek, matris içerisine dağıldığı görülmektedir. Isının etkisiyle birlikte, karbür ağlarının sahip olduğu ($M_{23}C_6$) yüksek Cr içeriği ile matris içerisinde homojen olma eğilimine girerek katı çözelti difüzyonu meydana gelmektedir. Böylece, tane sınırında bulunan karbür ağlarının sertlik üzerine direk etkisi bulunmaktadır. Çözünme ile birlikte sertlik değerinde az da olsa bir düşüş meydana gelmiştir. Sertlik azalırken (Dobbs ve Robertson, 1983) süneklik, % uzama ve tokluk değerlerinin artış gösterdiği bilinmektedir. Elde edilen mikroyapı ve sertlik göz önüne alındığında mekanik özelliklerin iyileştirildiği düşünülmektedir. Fakat CoCrMo alaşımlarının daha iyi mekanik özellikler göstermesi için ikinci bir ısıl işlem uygulanması gerekmektedir (Mancha ve ark., 2001). Çözündürme ısıl işlemi ile elde edilen A1 numunesine 720°C'de 2-4-6-8-16-22,5 saatlik yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmıştır. Çözünen karbür ağları γ -Co matris içerisinde doygun bir çözelti meydana getirmektedir. Yaşlandırma esnasında yeteri kadar enerji alan Cr ve Mo gibi güçlü karbür oluşturu elementler C ile birlikte katı hal difüzyonu oluşturma eğilimine girmektedir. Bunun sonucunda ise tane sınırı gibi en yüksek enerji yoğunluğuna sahip bölgelerde karbür çökeltileri meydana gelmektedir. A2 numunesi Çizelge 4.11'de gösterildiği gibi 24,7 HRC değeri göstermektedir. Sertliğin yaşlandırma ile birlikte artacağı düşünülmüş fakat A2 numunesine ait sertlik değerinde nispeten azalma yaşanmıştır. Bunun nedeni olarak çözündürme ısıl işlemi esnasında 1240°C'den su verme işlemi ile aşırı doygunluğa ulaşan numunenin iç gerginliklere neden olduğu sanılmaktadır. A2 numunesi için yapılan 720°C'deki 2 saatlik yaşlandırma süresinde de, iç gerilmeler elimine edildiği için sertliğin azaldığı düşünülmektedir. Ayrıca yaşlandırma ısıl işleminin etkisiyle yeni tanelerin meydana geldiği görülmüştür. Numunenin mikroyapısı Şekil 4.6'da γ -Co esaslı iri taneli matris fazı ve tane sınırlarında oluşan ikincil karbür çökeltilerinden oluşmaktadır. Devam eden yaşlandırma sürelerinde A3 numunesi 720 °C'de 4 saat ısıl işleme maruz bırakılmıştır. Sertlik değeri 25,7 HRC olarak bulunmuştur. Artan süre ile birlikte sertlik miktarında nispeten artış meydana gelmiştir. Ana matris γ -Co YMK iken tane sınırlarına çökelmiş ikincil karbür yapısının varlığı ve bloklu karbürler sertlik değerini arttırdığı düşünülmektedir. Ayrıca A3 numunesinde de A2 numunesine benzer olarak yeni taneler oluştuğu, tane yapısındaki farklılıklar Şekil 4.6'da

görülebilmektedir. Devam eden yaşlandırma işleminde A4 numunesi 720 °C'de 8 saat süre ile ısıtıl işlem uygulandığında sertliği keskin bir şekilde artış göstererek Çizelge 4.11'de gösterildiği üzere 36,7 HRC olarak görülmektedir. Faz yapısı yaşlandırmanın etkiyle birlikte büyük oranda γ -Co YMK iken kısmen ϵ -Co fazı SPH kristali ve tane sınırlarında çökelmiş karbür yapıları meydana geldiği görülmektedir. SPH kristali YMK kristaline göre daha az kayma düzlemi içerir ve dolayısı ile ekstra bir mukavemetlendirme mekanizması yaratmaktadır. Buradan da anlaşılacağı üzere ϵ -Co yapının varlığı sertlik değerine ayrıca katkı sağlamaktadır. Burada, ϵ -Co oluşumu YMK \rightarrow SPH dönüşümü ile gerçekleşmektedir. Bu dönüşümün gerçekleşmesi için metastabil γ -Co fazından hızlı su verme sonucunda oluştuğu bilinmektedir. Atermal martenzit fazı (ϵ -Co) yüksek sıcaklıklarda martenzit embriyo oluşumu ile (T_C 'nin üzerinde) YMK tane sınırlarında ve istif hatalarında çekirdeklendiği bilinmektedir (López ve Saldivar-Garcia, 2007). Artan çözündürme ısıtıl işlemi sıcaklıklarında sürelerde alaşımın su verilmesi atermal martenzit oluşumu için muhtemel çekirdeklenme sayısı artmaktadır. Yaşlandırmanın etki ile birlikte oluşan atermal martenzit embriyoları büyüyerek SPH kristal yapıya sahip olan ϵ -Co fazını meydana getirmektedir. Bu ϵ -Co fazının miktarının artan yaşlandırma süresi ile birlikte arttığı, γ -Co fazının varlığının azaldığı gözlemlenmektedir. Artan ϵ -Co fazının varlığı ile sertlik arasındaki ilişki Şekil 4.19'da gösterilmektedir. Şekilden de anlaşılacağı üzere SPH kristal yapıya sahip ϵ -Co fazının varlığı sertliği arttırmaktadır. Ayrıca Şekil 4.9'daki mikroyapılar incelendiğinde tane sınırında çökelmiş karbür ağının testere dişine benzer bir şekilde uzadığı ve yaşlandırma süresi ile birlikte artış gösterdiği görülmektedir. Sertlik değerindeki artış, daha önceki yapılan çalışmalarda (Dobbs ve Robertson, 1983) gözlemlenmiş olup bu durum; sünekliği, tokluğu ve uzamayı olumsuz etkilediği bildirilmiştir.

4.2.3. Pin-On disk aşınma deneyi

Karbürlerin ortalama boyutu, hacim fraksiyonu ve matris içindeki dağılımı aşınma direncini doğrudan etkilemektedir. Döküm halindeki alaşım, hacim olarak yüksek karbür oranına sahiptir. Daha yüksek karbür ağı içeriğine sahip olan alaşımların daha iyi aşınma direnci gösterdiği bilinmektedir (Balagna ve ark., 2012). Şekil 4.20'ye bakıldığında A0 numunesi, en düşük aşınma mesafesi gösterdiği görülmektedir. Buradan; dökümün doğasından kaynaklanan geniş karbür ağı yapısı, numunenin aşınma

direncine olumlu etki ettiği görülmektedir. Tüm numunelerin SEM ve optik mikroskop görüntülerine bakıldığında, A0 numunesine ait mikroyapının karbür hacmi fraksiyonu diğerlerinden göz ile ayırt edilebilecek kadar fazladır. Karbürlerin daha sert bir yapıdayken matris ise daha yumuşak bir yapıda olduğu çok iyi bilinmektedir. Karbür hacim fraksiyonunun fazla olması matrisin aşınmasına engel olarak, aşınma direncine olumlu etki etmiştir. Bunun sonucu olarak aşınma ile hacim kaybı azalmıştır. Aşınma ile hacim kayıpları Şekil 4.23’de gösterilmektedir.

Aşınma ile numuneden ayrılan sert karbürler ayrıca abrasif aşındırıcı olarak davranır. CoCrMo alaşımlarının aşınmasında matriste çözünen C miktarı çok önem taşımaktadır. Maris içinde çözünen C, YMK yapısının stabilitesini geliştirdiğinden gerinim kaynaklı dönüşümün önüne geçmektedir. Bu sayede SPH yapıya dönüşüm engellenmektedir. Aslında; matriste çözünen C, gerinim kaynaklı dönüşümü etkilediği için aşınmayı da doğrudan etkilemektedir (Balagna ve ark., 2012).

A1 numunesinde, çözündürme ısıl işlemi uygulanarak karbürler matris içinde çözüldürüldü. Takiben aynı sıcaklıkta su verme uygulanarak karbürlerin tekrar oluşmasının önüne geçildi. Şekil 4.5’te gösterilen mikroyapıya sahip olan A1 numunesinde, meydana gelen yüksek aşınma karbür yapısının elimine edilmesinden kaynaklanmaktadır. A2 numunesinde aşınma kaybı, yaşlandırma ısıl işlemi ile bir miktar azalmaktadır. Bunun nedeni olarak C açısından doymuş matrisin ısıl işlemin etkisi ile tekrar karbür oluşturma eğilimine girmesi olduğu düşünülmektedir. Diğer (A3, A4, A5) CoCrMo numuneleri de, Şekil 4.25 verildiği gibi aşınma deneyi sonucunda meydana gelen % kaybolan hacim miktarında artış göstermektedir. Tane sınırında karbür oluşumu, sertliği önemli ölçüde arttırmıştır. Fakat sertlik artarken, aynı zamanda numuneler gevrek davranış göstermektedir. Tane sınırındaki karbürler aşınmanın etkisiyle potansiyel çatlak ve kırılma noktaları oluşturmuştur. Özellikle yüksek karbon içeriğine sahip alaşımlarda; Cr ve Mo elementlerinin karbürleri, alaşımın aşınma davranışını ayrıca etkilemektedir. Bu yüksek sertliğe sahip karbürler başka bir aşındırıcı ile temas ettiğinde; çatlayabilir, kırılabilir ya da yerinden koparak ayrılabilir (Balagna ve ark., 2012). Bunun sonucu olarak, aşınmanın en çok bu mekanizmada olduğu tahmin edilmektedir. Ayrıca yaşlandırma süresinin artmasıyla A5 ve A6 numunelerinde SPH fazı oluşmuştur. SPH fazının varlığı artan yaşlandırma süresiyle artmaktadır. SPH fazının miktarı sertliği artırırken aynı zamanda aşınmayı da arttırmaktadır. Bunun sonucu olarak artan aşınma kaybı, Şekil 4.20’de verilen aşınma mesafelerindeki değişim ile görülmektedir. YMK matrisinde oluşan SPH fazının YMK

fazından daha sert olduğu bilinmektedir. YMK matris içindeki SPH fazı, matrisin tabaklar halinde ayrılmasına neden olmaktadır. Ayrıca, karbürlerden gelen abrasif aşınmaya ek olarak deformasyon tipi aşınma mekanizmasına neden olduğu öne sürülmektedir. Bu deformasyon tipi aşınma mekanizmasında; çok ince karbür partikülleri (istif hatasının boyut aralığında), aparatların karşı hareketi nedeniyle yorulmaya maruz kalan numune için aşındırmaya pozitif bir etkisi olamamaktadır. SPH fazının gevrek yapısı ve gerinim kaynaklı yüksek pekleşme oranı sonucunda, alışımda kırılma ve çatlama eğilimi yapabilmektedir (Varano ve ark., 2006). A6 numunesinde aşınma değerleri, artan yaşlandırma süresiyle bir miktar düşüş göstermektedir. Şekil 4.10 incelendiği zaman matris içinde ince karbür yapısının hafifçe kabalaştığı gözlenmiştir. Matris yapıda oluşan kabalaşan karbürün matrisin aşınma direncini arttırdığı düşünülmektedir.

Şekil 4.22’de aşınma faktörü değerleri verilmektedir. Aşınma faktörü değeri arttıkça aşınmanın azaldığı bulunmuştur. A0 numunesi en yüksek aşınma faktörüne sahip iken en düşük aşınma faktörü A4 numunesinde gözlemlenmiştir.

Varano ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmalarında XRD sonuçlarına göre en yüksek aşınmaya uğrayan numunede SPH kristal yapısının bulunduğunu göstermişlerdir. Ayrıca düşük aşınma kayıpları veren numunede ise baskın fazın YMK olduğunu bildirmişlerdir. Bu bilgiler ışığında SPH fazının aşınma üzerinde zararlı bir etkisinin oluşu anlaşılmaktadır (Varano ve ark., 2006).

Aşınma deneyinden önce tüm numunelerin ağırlıkları hassas terazi vasıtasıyla ölçülmüştür. Tüm deney numunelerine aynı şartlarda aşınma testi uygulanmıştır. Deneyin sonunda ağırlık ölçümleri tekrarlanarak, aşınma kaybı hesaplanmıştır. CoCrMo alaşımının aşınma neticesinde kaybolan hacmi, $8,37 \text{ mg/mm}^3$ özkütle değeri kullanılarak Denklem 4.2 ile hesaplanmıştır.

$$V_{\text{Kayıp}} = \frac{M}{\rho} \quad (4.2)$$

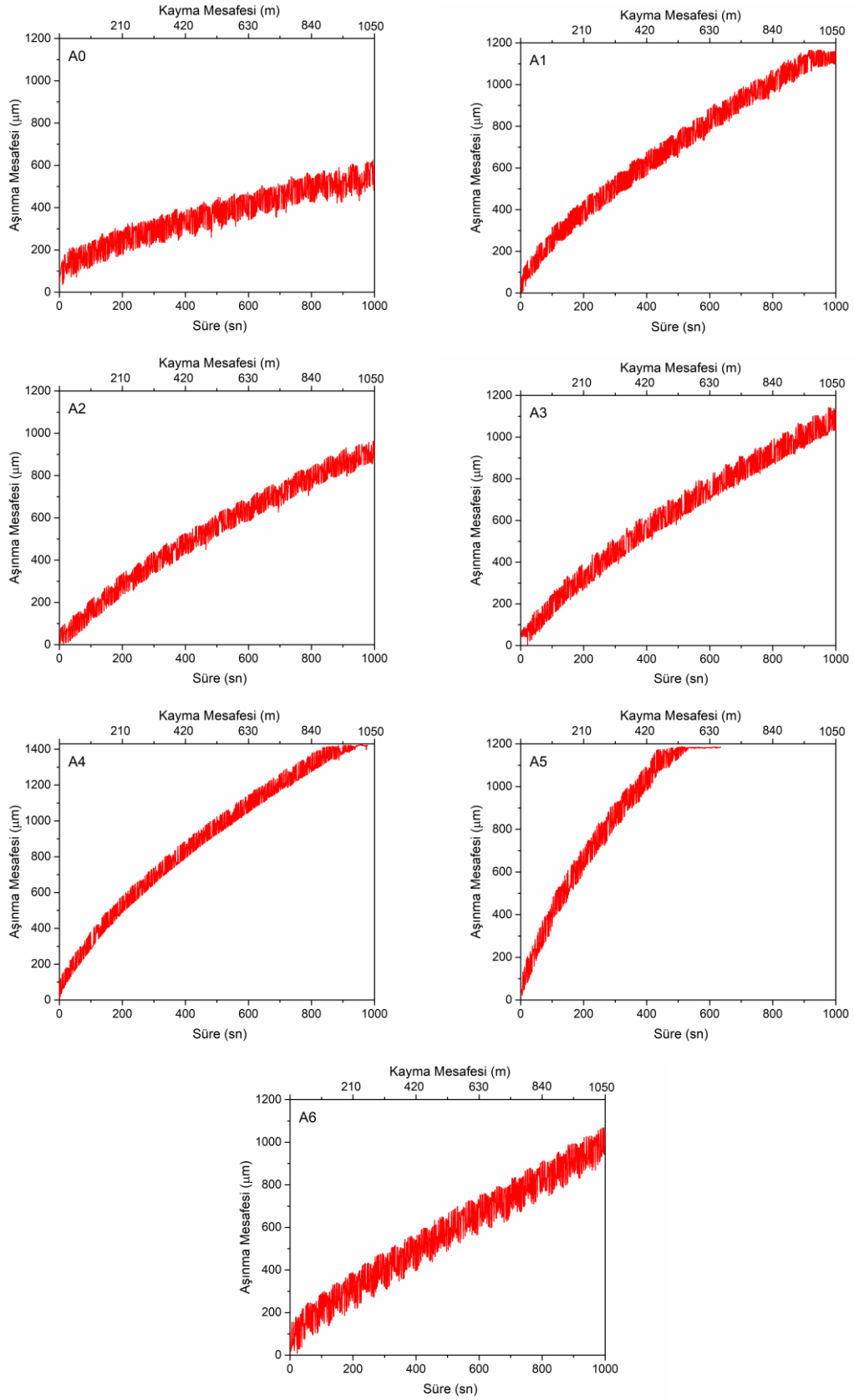
Burada; $V_{\text{Kayıp}}$: aşınma hacmini (mm^3), M: numune kütlesini (mg), ρ : özkütle (mg/mm^3)’ü ifade etmektedir.

Deney sonucunda elde edilen başka bir veri olan aşınma faktörü (ω_s); Denklem 4.3. kullanılarak hesaplanmıştır. Burada $M_{\text{Kayıp}}$: aşınma ile kaybolan kütle, W: temas

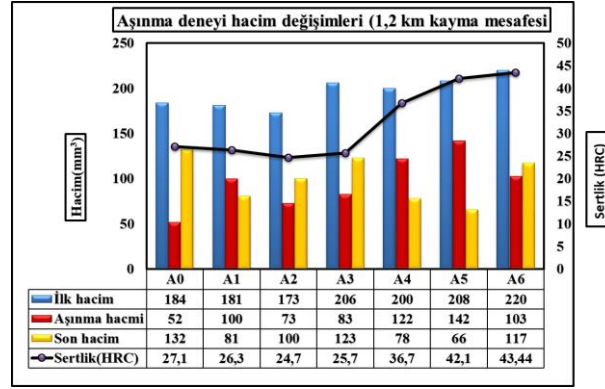
kuvvetini (1kg yük=9.8 N), L: kayma mesafesini (km), ρ : özkütle (mg/mm^3)'yi ifade etmektedir.

$$\omega_s = \frac{M_{\text{Kayıp}}}{W * L * \rho} \quad (4.3)$$

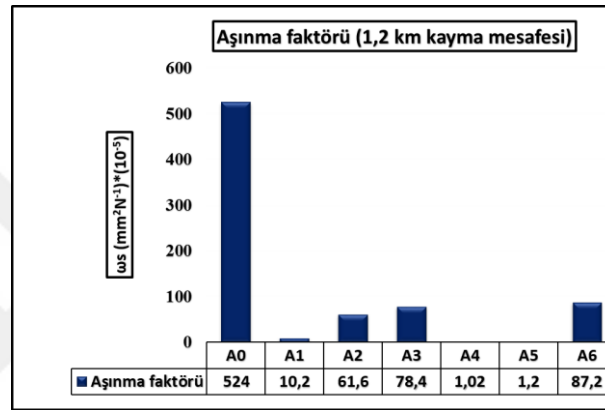




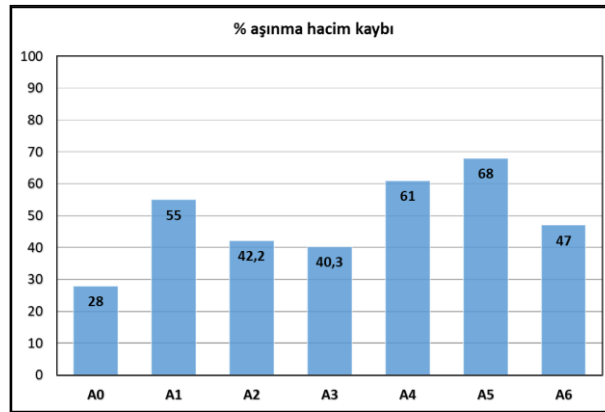
Şekil 4.20. 1050 m (1000 sn.) kayma mesafesi boyunca A0, A1, A2, A3, A4, A5, A6 numunelerinde aşınma mesafeleri



Şekil 4.21. 1,2 km kayma mesafe için hesaplanan sertlik karşılaştırmalı hacim değişimleri grafiği



Şekil 4.22. 1,2 km kayma mesafe için hesaplanan aşınma faktörü değerleri



Şekil 4.23. 1,2 km kayma mesafesinde hesaplanan % aşınma hacimleri

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

- Ticari saflığa ve farklı Fe içeriğine sahip CoCrMo biyomedikal alaşımlar hassas döküm yöntemi ile başarılı bir şekilde üretilmiştir.
- Alaşımların sertlik değeri alaşım içerisindeki Fe miktarının artması ile birlikte artmıştır.
- Alaşımların dökülmüş halinin mikroyapısı YMK kristal yapıya sahip γ -Co dendritik matris fazından ve interdendritik bölgelerde çökelen karbür çökeltilerinden oluşmuştur.
- Isıl işlem ile birlikte karbür çökeltileri matris fazının tane sınırlarında toplanmıştır.
- Artan ısıl işlem süresi ile birlikte mikroyapıda bir miktar YMK γ -Co - SPH ϵ -Co dönüşümü gözlemlenmiş olup bu dönüşüm neticesinde alaşımın sertliğinde önemli artışlar meydana gelmiştir.
- Uzun yaşlandırma sürelerinde (16 ve 22,5 saat) sertlik önemli ölçüde artmış fakat aşınma direncinde azalma gözlemlenmiştir. Kısa yaşlandırma sürelerinde ise aşınma direnci yüksek iken, sertlikte önemli bir değişiklik gözlemlenmemiştir. Bu yüzden, hem aşınma direnci hem de sertlik açısından en uygun yaşlandırma süresi 8 saat olarak önerilmektedir.

KAYNAKLAR

- International Center for Diffraction Data. JCPDS Database. USA, Swarthmore: PDF 15-0806.
- Adams, R., Altstetter, C. ve 1968, *Trans. TMS-AIME*, vol. 242, 139–143.
- Anlar, T. T., 2009, Hassas dökümde kullanılan mum kalıbında besleme yolluklarının yerinin optimizasyonu, *Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü*, Gebze.
- ASTM, 2012, Co-28Cr-6Mo Alloy castings and casting alloy for surgical implants. F75-12 Standard.
- B.D. Browner, 2009, Skletal Trauma Basic Science, Management, and Reconstruction, *Elsevier Health Sciences*, 1.
- Balagna, C., Spriano, S. ve Faga, M., 2012, Characterization of Co–Cr–Mo alloys after a thermal treatment for high wear resistance, *Materials Science and Engineering: C*, 32 (7), 1868-1877.
- Bayraktar, G. ve Turfaner, M., 1997:, Krom-Kobalt alaşımlarının dökülebilirliğine eritme ve döküm yöntemlerinin etkisi, *İÜDişHek Fak. Der.*, 31, 123-129.
- Beeley, P., 2001, In: Foundry Technology, Eds, Second Edition, *Oxford: Butterworth-Heinemann*, p.
- Boronzino, J. D., 2006, The Biomedical Engineering Handbook In: Medical Devices and Systems, Eds, *Trinity College Hartford, Connecticut, U.S.A.:* Taylor&Francis, p.
- Campell, J., 2004, Castings: the new metallurgy of cast metals, In, Eds, 2nd edition, *Oxford, UK: Elsevier*, p.
- Caudillo, M., Herrera–Trejo, M., Castro, M. R., Ramı´rez, E., Gonza´lez, C. R. ve Jua´rez, J. I., 2002, On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy, *John Wiley & Sons, Inc. J Biomed Mater Res* 59, 378–385.
- Chen, Q. ve Thouas, G. A., 2015, Metallic implant biomaterials, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 87, 1-57.
- Chen, Q. Z. ve Knowles, D. M., 2003, *Mater. Sci. Eng.*, A 356, 352–367.
- Clemow, A. J. ve Daniell, B. L., 1979, Solution treatment behavior of Co–Cr–Mo alloy, *J Biomed Mater Res*, 13, 265–279.
- Cohen, J., Rose, R. M. ve Wulff, J., 1978, Recommended heat treatment and alloy additions for cast Co–Cr surgical implants, *J Biomed Mater Res*, 12, 935–937.
- Coke, J. R., 1975, Heat treatment of cast Co–Cr–Mo–C surgical implant alloy, *MIT*.
- Davies, J. R., 2003, Handbook of Materials for Medical Devices,, In: Mettalic materials, Eds, *Ohio: ASM International*, p. 21–50.
- Deniz, S., 2010, Hassas döküm için seramik kalıplar hazırlanmasında otomatik sistemlerin incelenmesi ve geliştirilmesi, *Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü*, Gebze.
- Dobbs, H. ve Robertson, J., 1983, Heat treatment of cast CoCrMo for orthopaedic implant use, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, 18 (2), 391-401.
- Druschitz, E. A., 2009, Investment shell cracking, *Missouri University of Science Technology*, Missouri.
- E. Eisenbarth, 2004, Biocompatibility of b-stabilizing elements of titanium alloys, *Biomaterials*, 26 (25), 5705-5713.
- Eşiyok, A., 2011, Hassas dökümde kullanılan mum kalıbında beslenme yollarının yerinin 3 boyutlu optimizasyonu, *Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü*, Gebze.
- F. Rupp, J. G.-G., K.E. Geckeler, , 1996, Dental implant materials: surface modification and interface phenomen, *Adv. Mater.* (8 (3), 254-257.

- Feninat, E., 2002, Shape memory materials for biomedical applications, *Adv. Eng. Mater.* (4(3)), 91.
- Flemings, M. C., 1991, Behavior of metal alloys in the semisolid state, *Metallurgical transactions A*, 22 (5), 957-981.
- García, A. d. J. S., Medrano, A. M. ve Rodriguez, A. S., 1999, Formation of hcp martensite during the isothermal aging of an fcc Co-27Cr-5Mo-0.05 C orthopedic implant alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (5), 1177-1184.
- García, C., Alvarez, L. F., López, V. ve Jiménez, J. A., 2001, Effects of carbide forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel, *J Mater Sci* (33), 4095–4100.
- Giacchi, J. V., Morando, C. N., Fornaro, O. ve Palacio, H. A., 2011, Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co–Cr–Mo alloys, *Materials Characterization*, 62 (1), 53-61.
- Guerra, M. ve Schiefelbein, G. W., 1994, Review of shell components shell characteristics and properties refractory selection for primary shell coat, *Investment Casting Institute 42 nd Annual Meeting 1994*.
- Güler, A. K., 2012, Hassas dökümde boyutsal hassasiyeti ve yüzey kalitesine etki eden unsurlar, *Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul*.
- Hansen, M., 1958, Constitution of Binary Alloys; Ition, Prepared with the Cooperation of Kurt Anderko: Metallurgy and Metallurgical Engineering Series, McGraw-Hill, p.
- Hench, L. L., 1991, Bioceramics: from concept to clinic, *J. Am. Ceram. Soc.*, 7 (74), 1487-1510.
- Herrera, M., Espinoza, A., Mendez, J., Castro, M., J. Lopez ve Rendon, J., 2005, Effect of C content on the mechanical properties of solution treated as-cast ASTM F-75 alloys, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE: MATERIALS IN MEDICINE*, 16 607– 611.
- Hollander, R. ve Wulff, J., 1975, New technology for mechanical property improvement of cast Co–Cr–Mo–C surgical implants., *J Biomed Mater Res*, 9, 367–369.
- ISO, 2014, Standard: Implants for surgery- metallic materials - Part 4: Cobalt-chromium-molybdenum casting alloy. 5832-4.
- J., A., 2003, Biomechanics of Hip and Knee Prostheses.
- J. Park, R. S. L., 2007, Biomaterials: an Introduction, *Springer Science & Business Media*.
- Kaiser, R., Williamson, K., O'Brien, C., Ramirez-Garcia, S. ve Browne, D. J., 2013a, The influence of cooling conditions on grain size, secondary phase precipitates and mechanical properties of biomedical alloy specimens produced by investment casting, *J Mech Behav Biomed Mater*, 24, 53-63.
- Kaiser, R., Williamson, K., O'Brien, C. ve Browne, D. J., 2013b, Effects of Section Size, Surface Cooling Conditions, and Crucible Material on Microstructure and As-Cast Properties of Investment Cast Co-Cr Biomedical Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44 (12), 5333-5342.
- Karafazlıoğlu, K., 2016, Hassas döküm sürecinde ürün kalitesinin geliştirilmesi, *Dokuz Eylül Üniversitesi, İzmir*.
- Kilner, T., Pilliar, R. M., Weatherly, G. C. ve Allibert, C., 1982, Phase identification and incipient melting in a cast Co–Cr surgical implant alloy, *J Biomed Mater Res* (16), 63–79.

- Kilner, T., Dempsey, A. J., Pilliar, R. M. ve Weatherly, G. C., 1987, The effects of nitrogen addition to a cobalt–chromium surgical implant alloy, *J Mater Sci* (22), 565–574.
- Kurosu, S., Matsumoto, H. ve Chiba, A., 2010, Grain refinement of biomedical Co–27Cr–5Mo–0.16N alloy by reverse transformation, *Mater Lett*, 64, 49-52.
- López, H. F. ve Saldivar-Garcia, A. J., 2007, Martensitic Transformation in a Cast CoCrMo-C Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39 (1), 8-18.
- M. Geetha, 2009, Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implantsea review, *Mater. Sci. Eng.*, 54 (3), 397-425.
- Manam, N. S., Harun, W. S. W., Shri, D. N. A., Ghani, S. A. C., Kurniawan, T., Ismail, M. H. ve Ibrahim, M. H. I., 2017, Study of corrosion in biocompatible metals for implants: A review, *Journal of Alloys and Compounds*, 701, 698-715.
- Mancha, H., Carranza, E., Escalante, J. I., Mendoza, G., Méndez, M. ve Cepeda, F., 2001, M23C6 carbide dissolution mechanisms during heat treatment of ASTM F-75 implant alloys, *Metall Mater Trans A* (32), 79-84.
- Mishra, S. ve Ranjana, R., 2010, Reverse Solidification Path Methodology for Dewaxing Ceramic Shells in Investment Casting Process, *Materials and Manufacturing Processes*, 25 (12), 1385-1388.
- Nag, S., 2009, Characterization of novel borides in TieNbeZrTa 2B metalmatrix composites, *Mater. Charact.*, 2 (60), 106-113.
- Nakazawa, K., Sumita, M. ve Maruyama, N., 1999, Fatigue and fretting fatigue of austenitic and ferritic stainless steels in pseudo-body fluid, *Fatigue'99: Proceedings of the 7th International Fatigue Congress*, Beijing (P.R. China), pp. 1359–1364.
- Navarro, M., 2008, Biomaterials in orthopaedics, *J. R. Soc. Interface*, 5 (27), 1137-1158.
- Ocampo, C. ve Salinas, A., 1995, Effect of carbon content on the resistance to localized corrosion of as cast cobalt based alloys in an aqueous chloride solution, *J Biomed Mater Res.* (29), 441–453.
- Ocampo, C. ve Salinas Rodriguez, A., 1995, Effect of carbon content on the resistance to localized corrosion of as cast cobalt based alloys in an aqueous chloride solution, *Journal of biomedical materials research*, 29 (4), 441-453.
- Öztürk, O., Türkan, U. ve Eroğlu, A. E., 2006, Metal ion release from nitrogen ion implanted CoCrMo orthopedic implant material,, *Surf. Coatings Technol*, 20 (200), 5687-5697.
- Pattnaik, S., Karunakar, D. B. ve Jha, P. K., 2012, Developments in investment casting process—A review, *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (11), 2332-2348.
- Pilliar, R. M., 2009, Metallic biomaterials, In: *Biomedical materials*, Eds: Springer, p. 41-81.
- Pramanik, S., Agarwal, A. K. ve Rai, K. N., 2005, *Trends Biomater. Artif. Organs*, 19, 15-26.
- Prasad, R., 2012, *Progress in Investment Castings*.
- Ramírez-Vidaurre, L. E., Castro-Román, M., Herrera-Trejo, M., García-López, C. V. ve Almanza-Casas, E., 2009, Cooling rate and carbon content effect on the fraction of secondary phases precipitate in as-cast microstructure of ASTM F75 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (4), 1681-1687.
- Ramsden, J. J., 2007, The design and manufacture of biomedical surfaces, *CIRP Ann. Manuf. Technol.*, 2 (56), 687-711.

- Ratner, B. D., 2004, *Biomaterials Science: an Introduction to Materials in Medicine*, Academic press.
- Ruan, J. ve Grant, M., 2001, Biocompatibility evaluation in vitro. Part III: cytotoxicity expression of human and animal osteoblasts on the biomaterials, *J. Central South Univ. Technol.*, 3 (8), 147-155.
- Sage, M. ve Guillaud, C., 1950, Methode d'analyse quantitative des varietes allotropiques du cobalt par les rayons X, *Revue de Metallurgie*, 47 (2), 139-145.
- Saldivar Garcia, A. J., Manı, A. ve Salinas Rodriguez, A., 1999a, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 30A, 1177–1184.
- Saldivar Garcia, A. J., Manı Medrano, A. ve Salinas Rodriguez, A., 1999b, *Scripta Mater.*, vol. 40, 717-722.
- Sebilliau, F. ve Bibring, H., 1955, *Rev. Met.*, vol. 1642, 209–217.
- Shvindlerman, L. ve Gottstein, G., 2004, Precipitation accelerated grain growth, *Scripta materialia*, 50 (7), 1051-1054.
- Sikkenga, C. ve Castings, C. A., 2008, Casting, vol. 15, *ASM Handbook*, ASM International, 1114-1118.
- Sims, C. T., Hagel, W. ve Stoloff, N., 1987, High temperature materials for aerospace and industrial power, In: *The Superalloys II*, Eds: Wiley & Sons Inc, p.
- Stefanescu, D. M., 2009, Science and engineering of casting solidification, In, Eds, 2nd edition, USA: Springer, p.
- Sumita, M. ve Hanawa, T., 2003, Failure processes in biometallic materials, *Bioengineering*, 9, 131–167.
- Sübaşı, T., 2004, Kabuk hassas döküm yönteminde kabuk kalınlığına ve mukavemetine etki eden faktörler *Yıldız Teknik Üniversitesi*, İstanbul.
- Vander Sande, J. B., Coke, J. R. ve Wulff, J., 1976, *Metall. Trans. A*, 7A, 389–397.
- Varano, R., Bobyn, J., Medley, J. ve Yue, S., 2006, The effect of microstructure on the wear of cobalt-based alloys used in metal-on-metal hip implants, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, 220 (2), 145-159.
- Vidal, C. V. ve Munoz, A. I., 2009, Effect of thermal treatment and applied potential on the electrochemical behaviour of CoCrMo biomedical alloy, , *Electrochim. Acta*, 6 (54), 1798-1809.
- Walker, P. R., LeBlanc, J. ve Sikorska, M., 1989, Effects of aluminum and other cations on the structure of brain and liver chromatin, *Biochemistry*, 9 (28), 3911-3915.
- Weeton, J. W. ve Signorelli, R. A., 1955, Structures, micro-constituents and hardness of a wrought cobalt base alloy, *Trans Am Soc Met* (47), 815-852.
- Yoda, K., Takaichi, A., Nomura, N., Tsutsumi, Y., Doi, H., Kurosu, S., Chiba, A., Igarashi, Y. ve Hanawa, T., 2012, Effects of chromium and nitrogen content on the microstructures and mechanical properties of as-cast Co–Cr–Mo alloys for dental applications, *Acta biomaterialia*, 8 (7), 2856-2862.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Ali KELEŞ
Uyruğu : 11.09.1990
Doğum Yeri ve Tarihi : Ilgın/Konya
Telefon : 5419591812
Faks : -
e-mail : ali.keles1@outlook.com

EĞİTİM

Derece	Adı, İlçe, İl	Bitirme Yılı
Lise	: Mehmet Akif Ersoy E.M.L.Gelibolu/ÇANAKKALE	2007
Üniversite	: Fırat Üniversitesi, Merkez/ELAZIĞ	2015
Yüksek Lisans:	Selçuk Üniversitesi, Selçuklu/ KONYA	-

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görevi
2015	Kondöksan Hassas Döküm	Mühendis
2016	Sistem Ortopedik Tıbbi Cihazlar	Dökümhane Yöneticisi
2018	Motus Otomotiv	Ar-Ge Mühendisi

UZMANLIK ALANI Hassas Döküm, Yüksek Alaşımli Çelikler, CoCrMo Alaşımı

YABANCI DİLLER İngilizce

BELİRTMEK İSTEĞİNİZ DİĞER ÖZELLİKLER

YAYINLAR

A. Uluslararası hakemli dergilerde yayımlanan makaleler:

A1.Ö. Güler, E. Evin, S.H. Güler, V. Selen, S. Yardımcı, A. Keleş, Synthesis of C-BN hybride nano structures, *Journal of Optoelectronics and Advance Materials*.Vol.17,No.5-6,May-June 2015

A2. M. Yıldırım, A. Keleş, Production of CoCrMo Biomedical Alloys via Investment Casting Technique *Turk J Electrom Energ* Vol.: 3 No: 1 Page: 12-16 (2018) (Yüksek Lisans tezinden yapılmıştır)

A3. M. Yıldırım, A. Keleş, EFFECT OF HEAT-TREATMENT ON PHASE RELATIONSHIPS, MICROSTRUCTURES AND HARDNESS OF CoCrMo ALLOYS, *Selcuk Univ. J. Eng. Sci. Tech.*, v.**, n.**, 201 (Yayın kabul: 16.09.2018) (Yüksek Lisans tezinden yapılmıştır)

B. Uluslararası bilimsel toplantılarda sunulan ve bildiri kitaplarında (proceedings) basılan bildiriler:

B1. Ö. Güler, E.Evin , S. Yardımcı, A. Keleş , S.H. Güler, Production Of Carbon-Boron Nitride Hybrid Nanotube By Mechano-Thermal Process, *1st International Conference on Organic Electronic Material Technologies (OEMT'2015) / 25-28 March 2015, Elazig, Turkey* 118-119.

B2. M. Yıldırım, A. Keleş, CoCrMo Biyomedikal Alaşımlarının Hassas Döküm Tekniği ile Üretilmesi, *International Conference on Advanced Engineering Technologies (ICADET 2017), 21-23 Sept. 2017, Bayburt, 1364-1368.*(Yüksek Lisans tezinden yapılmıştır)

E. Ulusal bilimsel toplantılarda sunulan ve bildiri kitaplarında basılan bildiriler:

E1.A.Keleş, S. Yardımcı, Biyolojik Atıklardan İleri Teknoloji Amaçlı(ultra)Aktif Korbon Üretimi, *Metalik Fikirler 4. Ar-Ge Proje Pazarı Aluexpo 2015.*