

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

**KOBALT ESASLI ALAŞIMLARA BAZI METALLERİN
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ
Emine ÇÖMEZ ŞAP**

**Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi
Programı: Mekanik Metalurji**

OCAK - 2010

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

**KOBALT ESASLI ALAŞIMLARA BAZI METALLERİN
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ
Emine ÇÖMEZ ŞAP
No:(03122201)**

**Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi
Programı: Mekanik Metalurji**

Tez Danışmanı: Prof.Dr. Halis ÇELİK

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 5 OCAK 2010

OCAK - 2010

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

**KOBALT ESASLI ALAŞIMLARA BAZI METALLERİN
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ
Emine ÇÖMEZ ŞAP
No:(03122201)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 5 OCAK 2010
Tezin Savunulduğu Tarih: 25 OCAK 2010**

**Tez Danışmanı: Prof.Dr. Halis ÇELİK (F.Ü)
Diğer Jüri Üyeleri: Prof.Dr.M. Mustafa YILDIRIM (D.P.Ü)
Doç.Dr. Mehmet KAPLAN(F.Ü)
Yrd.Doç.Dr.Cebeli ÖZEK(F.Ü)
Yrd.Doç.Dr.Rasim BEHÇET(B.Ü)**

OCAK - 2010

ÖNSÖZ

Bu tezin hazırlanmasında çok büyük katkıda bulunan danışman hocam sayın Prof.Dr. Halis ÇELİK'e teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca bir proje olarak bu tezi destekleyen üniversitemizin değerli birimi Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (FÜBAP) birimine ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Çalışmalarım sırasında maddi ve manevi desteğini esirgemeyen eşime de teşekkür ederim.

Emine ÇÖMEZ ŞAP
ELAZIĞ - 2010

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET	V
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER LİSTESİ	VII
TABLolar LİSTESİ	IX
SEMBOLLER LİSTESİ	X
1. GİRİŞ	1
2. METAL İMPLANT MALZEMELER	3
2.1. Paslanmaz Çelikler	4
2.2. Kobalt Bazlı Alaşımlar	4
2.3. Dental Amalgam	4
2.4. Nikel-Titanyum Alaşımları	5
2.5. Titanyum ve Titanyum Alaşımları	5
2.6. Metalik İmplant Malzemelerin Mekanik Özellikleri.....	8
3. KOBALT VE KOBALT ALAŞIMLARI	10
3.1. Kobalt	10
3.2. Kobalt Esaslı Alaşımlar	10
3.3. Kimyasal Bileşim	11
3.4. Alaşım Fazları	15
3.4.1. Allotropik Faz Dönüşümü	15
3.4.2. İstif Hataları	17
3.4.3. Ostenit Matriks	18
3.4.4. Karbürler	21
3.4.4.1. Kromca Zengin Karbürler	23
3.4.5. Geometrik Sıkı Paket Fazları	24
3.4.6. Topolojik Sıkı Paket (TSP) Fazları	26
3.5. Kobalt Esaslı Alaşımların Mikroyapısı	26
3.6. Kobalt Esaslı Alaşımların Tipleri.....	29
3.6.1. Kobalt Esaslı Dövme Alaşımları.....	29
3.6.2. Kobalt Esaslı Döküm Alaşımları.....	33
4. LİTERATÜR ÖZETLERİ	37
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	40
5.1. Gereç ve Yöntem.....	40
5.2. Alaşımların Üretilmesi	40
5.3. Kimyasal Analiz İşlemleri	42
6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	43
6.1. Mekanik Deneyler	43
6.1.1. Mn Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerine Etkisi	43
6.1.2. Ti Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerlerine Etkisi	44
6.1.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerlerine Etkisi.....	44
6.2. Çekme Deneyleri.....	45
6.2.1. Mn Katkı Oranının Alaşımın Çekme Dayanımına Etkisi.....	45

	<u>Sayfa No</u>
6.2.2. Titanyum Katkı Oranının Alaşımın Çekme Dayanımına Etkisi	46
6.2.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Çekme Dayanımına Etkisi	47
6.3. Mikroyapı ve EDS Analiz Çalışmaları.....	48
6.3.1. Mangan Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi.....	48
6.3.1.1. C1 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları.....	48
6.3.1.2. C2 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları.....	51
6.3.2. Titanyum Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi	54
6.3.2.1. D1 ve D2 Numunelerinin Mikroyapı Sonuçları.....	54
6.3.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi	57
6.3.3.1. E1 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları.....	57
6.3.3.2. E2 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları.....	61
6.4. X-Işınlari Çalışmaları	64
6.4.1. Mangan İlavesinin Faz Dönüşümüne Etkisi	64
6.4.2. Titanyum İlavesinin Faz Dönüşümüne Etkisi.....	65
6.4.3. Vanadyum İlavesinin Faz Dönüşümüne Etkisi.....	66
6.4.4. X-Işınlari Sonuçları Genel Değerlendirmesi	67
7. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	70
KAYNAKLAR	73
ÖZGEÇMİŞ	78

ÖZET

Bu çalışmada kobalt esaslı bir alaşımların mikroyapı ve mekanik özelliklerine vanadyum (V), titanyum (Ti) ve mangan (Mn) elementlerinin etkisi incelenmiştir. Kobalt esaslı alaşım olarak dental uygulamalarda çok kullanılan Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C alaşım referans alınmış ve daha sonra bu alaşıma % 1,3 Mn; % 0,7-2,0 Ti; % 0,7-1,3 V ilave edilerek altı çeşit yeni alaşım üretilmiştir. Kobalt esaslı alaşıma elementler ergitme yöntemi ile ilave edilmiştir. Malzemelerin ergitilmesi için bir elektrik indüksiyon ergitme fırını kullanılmıştır ve ergitme işlemi normal atmosfer şartlarında yapılmıştır. Alaşımlandırma işlemlerinde % 99.9 saflıkta elementler kullanılmıştır.

Deney numuneleri sıvı haldeki metalin ön ısıtma yapılmış kokil kalıba dökülmesiyle elde edilmiştir. Çubuk şeklinde dökülen alaşımlardan çeşitli numuneler çıkartılmış ve bunlar üzerinde mekanik deneyler, mikroyapı ve X-ışınları incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan deneylerden Mn ilavesinin Co esaslı alaşımların sertliğini düşürdüğü, Ti ilavesinin de sertliği belirli oranlarda düşürdüğü, ancak katkı oranının yükselmesiyle sertlikte artış olduğu gözlenmiş, V ilavesinin yine referans alaşımların sertliğini düşürdüğü anlaşılmıştır. Yapılan mikroyapı incelemelerinde referans alaşımların dendritik bir yapıya sahip olduğu görülmüştür. Dendrit kollarında ise nano yapıli bölgelerin oluştuğı anlaşılmıştır. Mn ilavesi ile malzemedeki dendritik yapı daha homojen bir dağılıma sahip olmuştur. Referans alaşıma Ti ilave edilmesi ile dendritik yapı varlığını korumuş ancak dendrit kollarındaki nano yapının tamamen kaybolduğı gözlenmiştir. V ilavesi ile alaşımda nano boyutlu dendritik yapı tekrar ortaya çıkmıştır ve bu nano dendrit kollarının referans alaşımdakinden daha uzun olduğu görülmüştür.

X-ışınları çalışmaları malzemelerde $M_{23}C_6$, $Mn_{15}C_4$, $TiSi_2$, VSi_2 vb. fazların meydana geldiğini göstermiştir.

Anahtar kelimeler: Kobalt; Kobalt esaslı alaşımlar; Biyomedikal malzemeler; Demir dışı alaşımlar

SUMMARY

Investigation of Effects of Some Metals on Cobalt Based Alloys

Effects of V, Ti, and Mn additions on microstructure and mechanical properties of a cobalt based cast alloy have been investigated in this study. Co-28Cr-6Mo-0.7Mn-0.5Si-0.5C alloy, which is the most common cobalt based alloy used for dental applications, was taken as reference, and 1,3 % Mn, % 0,7-2,0 Ti; % 0,7-1,3 V was added to produce six different alloys. Alloying elements were added to cobalt based alloy by melting in an induction furnace under normal atmospheric conditions. 99.9 % pure elements were used for alloying process.

The melt was die cast into preheated metal dies as bars. Specimens were extracted from these casts for mechanical tests, microstructural analysis, and X-ray diffraction. From the mechanical tests, the hardness of cobalt based alloys were seen to have decreased with Mn and V addition. Ti addition decreased the hardness until a certain rate, but increased in excess. Microstructural analysis showed that the original alloy had dendritic structure. On dendrite arms nano-sized region was taken from. With Mn edition dendritic structure in reference alloy was dispersed homogenly. With Ti addition have been observed that dendrite structure was existed but nano-sized dendritic structures disappear completely. With V addition nano sized dendrite structure was appeared again and it was seen that this nano dendrite arms were longer than reference alloy.

X-ray diffraction studies showed that $M_{23}C_6$, $Mn_{15}C_4$, $TiSi_2$, VSi_2 etc. phases were occurred in materials

Keywords: Cobalt; Cobalt based alloys; Biomedical materials; Nonferrous alloys

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 3.1.	Döküm koşullarında alaşımın matriks mikrosertliğine zirkonyumun etkisi.....	13
Şekil 3.2.	Kobaltta, SPH—YMK dönüşüm sıcaklığına alaşım elementlerinin etkisi.....	16
Şekil 3.3.	Kobalt-krom faz diyagramı.....	17
Şekil 3.4.	Co-Ni ikili denge diyagramı.....	19
Şekil 3.5.	Co-Mo ikili denge diyagramı.....	19
Şekil 3.6.	Co-W ikili denge diyagramı.....	20
Şekil 3.7.	Co-Cr-Mo üçlü denge diyagramı (1200°C).....	20
Şekil 3.8.	Martenzitik dönüşümle kristaldeki şekil değişikliği.....	21
Şekil 3.9.	C oranı % 0,1-0.6 arası Co-esaslı alaşımlarda genellikle bulunan karbür türlerine kimyasal bileşimin etkisi.....	23
Şekil 3.10.	Co-Ti ikili denge diyagramı.....	25
Şekil 3.11.	Co-Al ikili denge diyagramı.....	25
Şekil 3.12.	X-45 alaşımının katılaşma aşamaları.....	27
Şekil 3.13.	MAR-M 509 alaşımına ısıtılma işleminin etkisi.....	28
Şekil 3.14.	S-816 alaşımının mikroyapısı.....	30
Şekil 3.15.	Haynes-25 alaşımının mikroyapısı.....	31
Şekil 3.16.	Haynes 188 alaşımının mikroyapısı.....	32
Şekil 3.17.	1065°C’de 1 saatlik çözeltiye alma işleminden sonra 4 Saat 535°C’de tavlanmış MP- 35’in mikroyapısı.....	32
Şekil 3.18.	Stellite 6-B ‘nin mikroyapısı.....	33
Şekil 3.19.	Hassas döküm mikroyapıları.....	35
Şekil 5.1.	Co-Cr-Mo üçlü denge diyagramında çalışma bölgesi.....	41
Şekil 6.1.	Mangan katkı oranının sertliğe etkisi.....	43
Şekil 6.2.	Titanyum katkı oranının sertliğe etkisi.....	44
Şekil 6.3.	Vanadyum katkı oranının sertliğe etkisi.....	45
Şekil 6.4.	Mangan katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi.....	46
Şekil 6.5.	Titanyum katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi.....	47
Şekil 6.6.	Vanadyum katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi.....	47
Şekil 6.7.	C1 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	49
Şekil 6.8.	C1 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	49
Şekil 6.9.	C1 numunesinde EDS analizinin alındığı noktalar.....	50
Şekil 6.10.	C1 numunesinde 1no’lu spectrumun EDS analiz grafiği.....	51
Şekil 6.11.	C1 numunesinde 3no’lu spektrumun EDS analiz grafiği.....	51
Şekil 6.12.	C2 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	52
Şekil 6.13.	C2 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	53
Şekil 6.14.	C2 numunesinde EDS analizinin alındığı nokta.....	53
Şekil 6.15.	C2 numunesinin EDS analizi grafiği.....	54
Şekil 6.16.	D1 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	55
Şekil 6.17.	D2 numunesinin mikroyapı görüntüsü.....	55
Şekil 6.18.	D1 numunesinde EDS analizinin alındığı noktalar.....	56
Şekil 6.19.	D1 numunesinin 1no’lu Spektrumun EDS analizi grafiği.....	56

Sayfa

Şekil 6.20.	D1 numunesinin 3no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği.....	56
Şekil 6.21.	E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü	58
Şekil 6.22.	E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü	59
Şekil 6.23.	E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü	59
Şekil 6.24.	E1 numunesinde EDS analizinin alındığı noktalar	60
Şekil 6.25.	E1 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği	60
Şekil 6.26.	E1 numunesinde 2no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği	60
Şekil 6.27.	E2 numunesinin mikroyapı görüntüsü (500X)	61
Şekil 6.28.	E2 numunesinin mikroyapı görüntüsü (50000X)	62
Şekil 6.29.	E2 numunesinde EDS analizi alınan noktalar.....	63
Şekil 6.30.	E2 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği	63
Şekil 6.31.	E2 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği	64
Şekil 6.32.	Referans numune ve Mn ilaveli numunenin X-Işınları analizi.....	65
Şekil 6.33.	Referans numune ve Ti ilaveli numunenin X-Işınları analizi.....	66
Şekil 6.34.	Referans numune ve V ilaveli numunenin X-Işınları analizi	67
Şekil 6.35.	Mn, V ve Ti ilaveli numunelerin X-Işınları analizi.....	68

TABLÖLAR LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1.	Metallerin bazı tıbbi uygulamaları 3
Tablo 2.2.	Kobalt bazlı alaşımların kimyasal bileşimleri 5
Tablo 2.3.	Ti6Al4V malzemesinin kompozisyonu 7
Tablo 2.4.	Ti6Al4V malzemesinin mekanik davranışları 7
Tablo 3.1	Kobalt esaslı alaşımlarda alaşım elementlerinin etkisi..... 12
Tablo 3.2.	Bazı metallerin Co ve Co-30Cr alaşımlarındaki atom çapı farklılıklarına göre yaklaşık çeşitli çözünübilirlik dereceleri 14
Tablo 3.3.	Demir ve nikel esaslı alaşımlar ile kobalt esaslı alaşımlardaki karbon içerikleri..... 22
Tablo 3.4.	Dövme kobalt esaslı alaşımların kimyasal bileşimine örnekler 30
Tablo 3.5.	Kobalt esaslı döküm alaşımlarının kullanım yerlerine göre sınıflandırılması ve Kimyasal bileşimleri..... 34
Tablo 3.6.	Kobalt esaslı döküm alaşımlarının ergime sıcaklık aralıkları..... 36
Tablo 5.1.	Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri..... 42

SEMBOLLER LİSTESİ

Al	: Alüminyum
C	: Karbon
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Fe	: Demir
H	: Hidrojen
HSP	: Hegzagonal sıkı paket
KYM	: Kübik yüzey merkezli
Mn	: Mangan
Mpa	: Mega paskal
M _x C _x	: Metal Karbür
Mo	: Molibden
Ni	: Nikel
O	: Oksijen
SPH	: Sıkı paket hekzagonal
Ti	: Titanyum
TiO ₂	: Titanyum dioksit
TSP	: Topolojik Sıkı Paket
V	: Vanadyum
W	: Tungsten
YMK	: Yüzey merkezli kübik
σ	: Sigma
γ	: Gama
α	: Alfa
ϵ	: Epsilon
μ	: Mikro
nm	: Nanometre

1. GİRİŞ

Biyomalzemelerin kullanımı, tarihte çok eski zamanlardan beri vardır. Mısır mumyalarında bulunan yapay göz, burun ve dişler bunun en güzel kanıtlarıdır. Altının diş hekimliğinde kullanımı ise 2000 yıl öncesine kadar uzanmaktadır. Bronz ve bakır kemik implantlarının kullanımı da milattan önceye kadar gitmektedir (Park ve Lakes, 1992).

Canlı dokuya doğrudan temas halinde bulunan ve vücudun herhangi bir organı ile yer değiştirip onun fonksiyonunu yerine getirmeye yarayan yapay malzemelere biyomalzemeler denir. Bu malzemelerde aranılan en önemli özellik, onun vücutla uyumlu olması, yani farmakolojik olarak soy olmasıdır.

Doğal ve yapay yollardan elde edilebilen farklı türlerdeki biyomalzemelerin, özellikle son 40 yılda insan vücudunda eksilen, bozulan veya yıpranan organların yerine, insan yaşamının daha sağlıklı ve konforlu sürdürülebilmesi için, fonksiyonel ya da sadece görünüm amaçlı yaygın kullanımı söz konusudur.

Hiçbir protez veya implant malzemesinin, insan kemiğinin yerini tutamayacağı bir gerçektir. Ancak, henüz yeterli olmamasına rağmen, 1950'li yıllardan itibaren kullanılan birçok implant malzemesi mevcuttur. İmplant malzemelerinin büyük bir çoğunluğu protez malzemesinin kullanılacağı yere göre; yorulma ve aşınma dayanımı, tokluk, gerilme-gerinme, korozyon direnci, biyouyumluluk, hafiflik, süngerimsi veya sert doku, ısıl iletkenlik, manyetiklik ve imalat özellikleri göz önüne alınarak DIN, ASTM ve TSE gibi standartlara göre hazırlanmaktadır.

Demir, altın, gümüş, kurşun, bronz ve platin gibi metaller 19. yüzyılın başlarında çatlak kemiklerin tedavisi için, çivi ve tel halinde kullanılmaya başlanmıştır. Yük taşıyıcı olarak en yaygın kullanılan metalik implant malzemeler; paslanmaz çelikler, Co-Cr-Mo'li alaşımlar ve Ti ve alaşımlarıdır.

Genel işlevleri bakımından implantlar, belli kimyasal ve mekanik özelliklere sahip olmalıdır. Bugün biyomalzeme ile doku arasında gelişen olayların çok önemli olduğu bilinmektedir. Metalik implant ile canlı dokunun uyum içinde birbirine zarar vermeden çalışıp çalışmayacağını (biyolojik uyum) bu olaylar tayin eder. Vücuttaki kalıcı implantların başarısı vücut sıvısı içinde minimum düzeyde çözünmesine ve vücutta istenmeyen reaksiyonlar meydana getirmemesine bağlıdır.

Metaller, kas-iskelet sisteminin biyomekanik koşullarına en iyi uyum gösteren malzemelerdendir. Metaller, belirli sınırlarda ağır, uzun süreli, değişken ve ani yüklenmelere karşı özelliklerini kaybetmeden dayanabilmeleri nedeni ile tercih edilmektedirler.

En yaygın olarak kullanılan saf ya da alaşım halindeki biyometaller; Co, Ti, V, Al, Cr, W, Mo, Ni 'in farklı kombinasyonundaki alaşımları ile saf titanyum ve paslanmaz çelik çeşitleridir. Metallerin saf halde kullanımının uygunluğu çok nadirdir. Bir metalin tek başına sağlayamadığı bazı özellikler, diğerlerinin katkısıyla oluşturulabileceğinden, metallerin alaşım olarak kullanımı tercih edilir. Buna rağmen, istenilen özelliklerin tümü tam olarak alaşımlarda bulunmayabilir. Ticari metalik malzemelerin pek çoğu alaşım halindedir. Günümüzde başlıca üç metal grubu ve bunların değişik türevleri, ortopedi ameliyatlarında fabrikasyon protez malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bunlar paslanmaz çelikler, kobalt-krom esaslı alaşımlar ve titanyum esaslı alaşımlardır. En yaygın olarak kullanılan saf ya da alaşım halindeki protezler ise; Co-Cr-Mo, Co-Ni-Cr-Mo-Ti, Co-Cr-W-Ni, Ti-Al-V alaşımları ile saf titanyum ve paslanmaz çelik çeşitleridir (Langer ve diğ., 1996).

Tıp alanında oldukça geniş bir kullanım alanı bulan metaller şekillendirilmeleri ve üretilmelerindeki güçlüğe rağmen sert dokuları ve yüksek dayanımları nedeniyle kemik yerine kullanımları uygun bulunmuştur. Metallerden kırık kemik parçalarının birleştirilmesinde; plaka ya da vida olarak, parçalı veya tek parça halinde kalça kemiği veya diz kapağı protezleri olarak, dişçilikte ise protez ve dolgu malzemesi olarak yararlanılır.

Biyouyumluluğu olan Co esaslı metalik alaşımların temelde iki tipi vardır. Bunlardan birincisi olan Co-Cr-Mo alaşımı dökümle şekillendirilir, ikincisi ise Co-Cr-Ni-Mo alaşımı olup sıcak haddelemeyle işlenir.

Dökülebilir Co-Cr-Mo alaşımı dişçilik alanında uzun süreden beri kullanılmaktadır. Son zamanlarda bu alaşımın suni eklem yapımında kullanıldığı da görülmektedir. Co-Cr-Ni-Mo alaşımı ise, yükün fazla olduğu bacak ve kol eklemlerinde kullanılmaktadır (Park ve Lakes, 1992).

Bu çalışmada farklı kompozisyona sahip Co esaslı Cr-Mo alaşımına farklı oranlarda Vanadyum (V), Mangan (Mn) ve Titanyum (Ti) ayrı ayrı ilave edilerek bu katkıların bazı mekanik ve mikro yapı özelliklerine etkileri incelenmiştir.

2. METAL İMPLANT MALZEMELER

Metaller, kas-iskelet sisteminin biyomekanik koşullarına en iyi uyum gösteren malzemelerdendir. Metaller; belirli sınırlarda ağır, uzun süreli, değişken ve ani yüklenmelere karşı özelliklerini kaybetmeden dayanabilmeleri nedeni ile tercih edilmektedirler.

Metal protezlerin biyouyumluluğu, vücut içerisinde (invivo environment) korozyona uğramalarıyla ilgilidir (Williams, 1982). Korozyon, metallerin çevreleriyle istenmeyen bir kimyasal reaksiyona girerek oksijen, hidroksit ve diğer başka bileşikler oluşturarak bozunmasıdır. İnsan vücudundaki akışkan, su, çözünmüş oksijen, protein, klorür ve hidroksit gibi çeşitli iyonlar içerir (Taş, 2000). Bu nedenle, insan vücudu biyomalzeme olarak kullanılan metaller için oldukça korozif bir ortamdır. Malzeme, korozyon sonucunda zayıflar, daha da önemlisi korozyon ürünleri doku içerisine girerek hücrelere zarar verebilirler. Bu yüzden invivo kullanılacak metal protezlerin, serum, tükürük veya farklı sentetik tampon çözeltiler içinde test edilmeleri gereklidir (Browne ve Gregson 1993). Biyomalzeme olarak kullanılan metallerin önemli olanları aşağıda sıralanmaktadır. Tıp alanında oldukça geniş bir kullanım alanı bulan metaller (Tablo 2.1) şekillendirilmeleri ve üretilmelerindeki güçlüğe rağmen sert dokuları ve yüksek dayanımları nedeniyle kemik yerine kullanımları uygun bulunmuştur. Metallerden kırık kemik parçalarının birleştirilmesinde; plaka ya da tek parça halinde kalça kemiği veya diz kapağı protezleri olarak, dişçilikte ise protez ve dolgu malzemesi olarak yararlanılır (Sarsılmaz, 2003).

Tablo 2.1. Metallerin bazı tıbbi uygulamaları (Sarsılmaz, 2003)

Uygulamalar	Metal Alaşımları
Dişçilik uygulamaları	Co-Cr Alaşımları
Kırık plakları	Paslanmaz çelik (Ostenitik), Co-Cr
Kalp kapakçıkları	Co-Cr Alaşımları
Mafsal parçaları	Co-Cr Alaşımları, Ti alaşımları
Vidalar	Co-Cr Alaşımları, Ti alaşımları

2.1.Paslanmaz Çelikler

Çelikler genel olarak iki ana gruba ayrılırlar. Demir, karbon, silisyum, manganez ve az miktarda fosfor ve kükürtten oluşan çelik, karbon çeliği olarak adlandırılır. % 1'den daha düşük karbon içeriğine sahip ve diğer metaller ve ametalleri de içerecek şekilde hazırlanan çelik ise alaşımlı çelik olarak isimlendirilir. Bu gruptaki çelikler, karbon çeliğine göre daha pahalıdır ve işlenmeleri de daha zordur. Ancak, korozyon ve ısıl dirençleri çok daha yüksektir. Alaşımlı çelikler; alüminyum, krom, nikel, kobalt, manganez, molibden, silisyum, titanyum, tungsten, vanadyum ve az oranda da bakır, kükürt ve fosfor içerebilirler. Alüminyum, aşınmaya karşı direnci artırırken, yüksek miktarlarda eklenen krom, korozyon direncini ve ısıl direnci artırır. Bu tür çelikler, "paslanmaz çelik" olarak adlandırılırlar. Biyomalzeme olarak yaygın kullanılan paslanmaz çelik 316L olarak bilinir. "L", karbon içeriğinin düşük olduğunu belirtmek için eklenmiştir. Bu çelik, 1950'li yıllarda 316 paslanmaz çeliğin karbon içeriği, ağırlıkça % 0.08'den % 0.03'e düşürülerek hazırlanmıştır. 316L'nin, % 60-65'i demir olup, % 17-19 krom ve % 12-14 nikelden oluşur. Yapısında az miktarda azot, mangan, silisyum, kükürt, fosfor ve molibden de bulunur (Pasinli, 1999).

2.2.Kobalt Bazlı Alaşımlar

Bu tip alaşımlar Co-Cr alaşımları olarak nitelendirilirler. Temelde iki tipi vardır. Bunlardan birincisi Co-Cr-Mo alaşımı olup dökümle şekillendirilir. İkincisi ise, Co-Cr-Ni-Mo alaşımıdır ve sıcak haddelemeyle işlenir. Dökülebilir Co-Cr-Mo alaşımı dişçilik alanında uzun süreden beri kullanılmaktadır. Son zamanlarda ise suni eklem yapımında kullanıldığı görülmektedir. Co-Cr-Ni-Mo alaşımı ise yükün fazla olduğu bacak ve kol eklemlerinde kullanılmaktadır. Tablo 2.2 'de 2 tip alaşımın bileşimi verilmiştir (Park ve Lakes, 1992).

2.3. Dental Amalgam

Amalgam; bakır, gümüş, kalay ve çinkodan oluşan alaşımın civa ile karıştırılması sonucu hazırlanan sert ve dayanıklı bir malzemedir. Civa, oda sıcaklığında sıvı fazda olur ve diğer metallerle reaksiyona girmesi sonucu, bir oyuk içini doldurulabilecek plastik kütle halini alır. Bu özelliğinden dolayı amalgam, diş dolgu maddesi olarak kullanılır. Estetik

olmaması ve civa içermesi, başlıca olumsuz yanlarıdır. Son yıllarda amalgamın içerdiği civanın çevresel etkileri önem kazanmış ve civanın doğa için zararlı bir atık olmasından dolayı, birçok Avrupa ülkesinde amalgam kullanımı, büyük ölçüde kısıtlanmıştır. Ancak, tüm tartışmalara karşın, diş dolgusunda kullanılan amalgamdaki civanın sistemik toksin etkisi gösterilebilmiş değildir.

Tablo 2.2. Kobalt bazlı alaşımların kimyasal bileşimleri (Park ve Lakes,1992)

Element	Co-Cr-Mo (F75)		Co-Ni-Cr-Mo (F562)	
	Min.	Max.	Min.	Max.
Cr	27.0	30.00	19.0	21.000
Mo	5.0	7.00	9.0	10.500
Ni	-	2.50	33.0	37.000
Fe	-	0.75	-	1.000
C	-	0.35	-	0.025
Si	-	1.00	-	0.150
Mn	-	-	-	0.150
P	-	-	-	0.015
S	-	-	-	0.010
Ti	-	-	-	1.000
Co	Matris			

2.4. Nikel-Titanyum Alaşımları

Bu alaşımlar, deforme edildikten sonra, ısıtıldıkları zaman ilk şekillerine dönebilme özelliğine sahiptirler. Bu özellik, (Shape Memory Effect-SME) "şekil hafıza etkisi" olarak adlandırılır. Bu alaşımın SME etkisi, ilk olarak Buehler ve arkadaşları tarafından gözlemlenmiştir (Buehler ve diğ., 1963). Şekil hafıza etkisinin gerekli olduğu bazı biyomalzeme uygulamaları, diş köprüleri, kafatası içerisindeki damar bağlantıları, yapay kalp için kaslar ve ortopedik protezlerin üretiminde kullanılmaktadır.

2.5. Titanyum ve Titanyum Alaşımları

Titanyumun, biyomalzeme üretiminde kullanımı 1930'lu yılların sonlarıdır (Park,

1992). Fiziksel ve kimyasal açıdan üstün özellikler gösteren titanyum, 316 paslanmaz çelik ve kobalt alaşımlarına göre daha hafif bir malzemedir. Özgül ağırlığı 4.5 gr/cm^3 , ergime sıcaklığı $1680 \text{ }^\circ\text{C}$ olan ve oda sıcaklığında sıkı dizilmiş hekzagonal kafes yapısına sahip bir metaldir. Adını Yunan mitolojisinin güçlü tanrıları titanlardan alır. Titanyum implant yüzeyinde oluşan oksit tabakasının, titanyum oksite benzediği ve metal-oksit ara yüzeyindeki oksitlerin karışımını değiştirdiği rapor edilmiştir (Sutherland ve diğ., 1993;). Titanyumun elde edilmesi ve işlenmesi çok zor olduğundan metal olarak kullanılması çok özel alanlarla sınırlandırılmıştır. Buna karşılık gerek titanyum mineralleri gerekse titanyum oksidin (TiO_2) geniş kullanım alanları vardır. En önemli titanyum mineralleri; rutil, anatase ve ilmenit'tir. TiO_2 (rutil ve anatase), tetragonal sisteme sahiptir. Fe_2TiO_3 (ilmenit) ise trigonal sistemde kristallenir.

Titanyumun avantajları:

- Uzun süreli implantasyonda (deri içine yerleştirme) en iyi biyouyumluluk gösterir,
- Enjekte edilen maddelerle birlikte, kimyasal reaksiyona girme olasılığı en azdır,
- Manyetik olmadığından, MR (manyetik rezonans) için uyumludur,
- Yoğunluğu düşük olduğundan dolayı, hafiftir,
- Hipoalerjiktir (alerjik özelliği az).

Son yıllarda titanyum ve titanyum alaşımlarının, tıp ve dışçilikte uygulamasında ciddi bir artış görülmektedir. Geleneksel olarak titanyum kullanımı uzay, uçak ve deniz sanayi alanlarında yoğunlaşmıştır. Metalin, dayanıklılık ve rijit yapısı, düşük özgül ağırlığı ve göreceli hafif oluşu, yüksek ısılara dayanıklılığı ve korozyona karşı direnci kullanımın bu özel alanlarda yaygınlaşmasına neden olmuştur. Son otuz yılda metalin yeni işleme yöntemlerinin gelişimine paralel olarak biyomedikal ürünlerdeki kullanımı artmaktadır. Bugün titanyum ve alaşımları protez eklem, cerrahi splint, damar stentler ve bağlayıcıları, dental implant, kuron köprü ve kısmi protez yapımında kullanılmaktadır. Metalin mekanik özelliklerini geliştirmek için; örneğin, alüminyum, vanadyum ve demir gibi metallerle alaşımı yapılır. Uluslararası ASTM, dört çeşit ticari saf titanyumu ve Ti6Al4V , " Ti6Al4V ekstra az boşluklu" ve TiAlNb olmak üzere, üç titanyum alaşımını standart olarak tanımlamaktadır (Davidson ve diğ., 1994). Titanyum çok reaktif bir metal olup, korozyona karşı yüksek direncini, hızla oluşan bu koruyucu oksit tabakasına borçludur. Ti6Al4V malzemesinin kimyasal kompozisyonu Tablo 2.3'te verilmiştir.

Tablo 2.3. Ti6Al4V malzemesinin kompozisyonu (ASTM, 1992)

Element	V	Al	C	H	Fe	O	N	Ti	Diğer.
%	3.5-4.5	5.5-6.5	0.08	0.0125	0.25	0.13	0.05	Kalan	0.1-0.4

Tablo 2.3'te kimyasal özellikleri verilen malzemenin mekanik özellikleri Tablo 2.4 'de verilmiştir. Bu malzeme, düşük yoğunluklu ve yüksek dayanımlı titanyum, hafif protezlerin yapımında kullanılmaktadır.

Tablo 2.4. Ti6Al4V malzemesinin mekanik davranışları (ASTM, 1992)

Malzeme	Akma Ger. (MPa)	Çekme Ger. (MPa)	% Uzama Oranı	% Büz. Oranı
Ti6Al4V	795	860	10	25

Yüksek reaksiyona meyilli olma özelliği aynı zamanda titanyumun arzu edilen birçok özelliğinin oluşumuna neden olmaktadır. Neredeyse anında oksit olarak, metal yüzeyinde yaklaşık 10 nanometre kalınlığında dirençli ve stabil oksit katmanı oluşur. Bu oksit katmanı kıymetli metallerde olduğu gibi yüksek biyouyumlu bir yüzey ve korozyona karşı direnç özelliği sağlar. Ayrıca bu oksit katmanı porselene kaynaşma, polimere yapışma ve implantlarda plazma püskürtme veya çekirdek apatit ile kaplama yöntemlerine katkıda bulunmaktadır. Titanyum uzun süreden beri kemik içi implantı olarak kullanılmaktadır. Kemik içi implantlar çubuk ve levha şeklinde saf veya alaşımlı titanyumdan yapılmaktadır, implant yüzeyindeki oksit tabakasının inert etkisi, fizyolojik sıvı, protein, sert ve yumuşak dokunun metal yüzeyini kavramasını sağlar.

Canlı doku ve implantın statik ve fonksiyonel olarak bu birleşme işlemine, osteointegration denilmektedir (Branemark, 1983). Kemik ile titanyum yüzey arasındaki bağı tanımlamak için "osteointegration" terimini ilk kez ortaya koymuştur. "Bio-integration", biyoaktif bir yüzeyde kemik gelişimini tetiklemek anlamına gelir. Bu da kemik ile implant arasındaki bağı doğrudan etkiler. Biyoaktivite, lifli doku arasına girmeksizin bir malzemenin canlı dokuya bağlanma özelliğidir (Williams, 1991). Kemikle bağlanması iyi ve doku tarafından kabul edilirliliği yüksek olan titanyum, yerleştirildikten sonra vücudun bir parçası haline gelir. Bu da implanta maksimum dayanım sağlamaktadır.

2.6. Metalik İmplant Malzemelerin Mekanik Özellikleri

Biyomalzemeler vücutta oldukça yüksek kuvvetlere ve gerilmelere maruz kalabilirler. Bu yüklenmeler vücudun hareketine bağlı olarak hem statik hem de dinamik olabilirler. Kırık bir kemiğin tamiri için uygulanmış bir biyomalzeme, eklem ve kas zorlanmalarında meydana gelen yüklenmelere karşı dayanıklı olmalıdır. Tipik yüklenmeleri değerlendirmek için bazı basit statik durum hesaplamaları yapılabilir. Örneğin tek bacak üzerinde durulduğunda temurbaşı üzerine düşen yük miktarı yaklaşık olarak vücut ağırlığının 2.5 katıdır. Vücut hareket ettiğinde yüklenmeler artar. Yürüme sırasında kalçadaki yük, vücut ağırlığını 4 katına, dizdeki ise 3 katına çıkar. Koşma ve zıplama sırasında kalça-diz eklemlerinde yüklenmeler daha da artar. Bu yüklenmelerin sıklığı (birim zamandaki sayısı) da önemlidir. Hızlı bir yürüme saniyede tam bir yürüme çevrimine (iki adım) karşılık gelir. Ortalama bir insan yılda iki milyon adım atabilir. Aktif bir insan için bu sayı iki ya da üç katına çıkabilir (Kurgan, 2005). Metalik malzemeler, mekanik özellikler bakımından diğerlerine göre daha üstün niteliktedirler. Soğuk şekillendirilmiş biyometalik malzemeler akma, çekme, yorulma mukavemetleri ve % uzama bakımından mükemmel mekanik özellik gösterirler. Ti-6Al-4V alaşımının mekanik özellikleri implant edilebilen diğer metal alaşımlarının mekanik özellikleriyle rahatlıkla karşılaştırılabilir. Elde edilen mukavemet yaklaşık olarak 316L paslanmaz çelik ile aynı ve Co-Cr-Mo alaşımının mukavemetinin hemen hemen iki katıdır. Elastisite modülü ise cerrahide kullanılan diğer alaşımların yarısı kadardır. Modülün küçük olması malzemenin daha az sert olmasına ve yük uygulandığında elastik olarak deforme olmasına neden olur.

Ortopedik implant malzemelerindeki kırılmaların en önemli nedeninin yorulma olduğuna inanılır. Paslanmaz çeliklerde, gerilme direncinin artırılması ve tane boyutunun küçültülmesi ile malzemenin yorulma direnci artar. İmplantlar üzerinde yapılan araştırmalar; yorulma hatalarının öncelikle malzeme hataları, tasarım, kararlı olamayan iç düzensizlikler gibi faktörlerden kaynaklandığını göstermiştir (Fındık ve Coşan, 2002).

Protez malzemelerindeki en ufak zayıflık ve yetersizlik, ardışık cerrahi müdahaleleri de ardından gerektireceğinden, protez malzemelerinin yerine göre, aşağıda da sıralanan özellikleri taşıması beklenilmektedir.

-Akma, çekme-basma dayanımı, süneklik, tokluk ve elastisite modülü gibi mekanik davranışlar bakımından üstün özellikler gösterebilmelidir.

-Milyonlarca sayıdaki titreşim ve darbelere karşı yeterli dayanım için, yorulma

dayanım süreleri arzu edilen sınırlar içinde olmalıdır.

-Korozyon direncini, korozif ortamda da uzun dönem sürdürebilmelidir. Çünkü insan vücudu yüksek doygunlukta oksijenli çözelti (% 0,9 NaCl) ve protein içeren, oldukça etkili bir korozif ortama sahiptir.

-Vücut dokusu ile temas halinde iken, herhangi bir alerjik reaksiyona neden olmaksızın, biyolojik uyumluluk gösterebilmelidir.

-Eklem hareketleri nedeniyle oluşacak, sürtünme ve aşınma davranışları sonucu ortaya çıkan artık ve parçacıklar, vücutta büyük tehlikelere yol açabileceğinden, sürtünme ve aşınma davranışları üstün niteliklerde olmalıdır.

-Kemik dokunun gelişimini önlemeksizin tutunma yüzeyi oluşturabilen, aynı zamanda kan ve vücut sıvılarının dolaşımına engel oluşturmayacak özellikteki, gözenekli bir iç ve yüzeysel yapıya sahip olmalıdır.

-Manyetik alanlardan etkilenmeme ve hafiflik, estetik olma gibi özelliklere de sahip olmalıdır.

Yukarıda söz edilen tüm bu özelliklerin, tek tip bir biyomalzemede bulunması mümkün değildir.

Metal, polimer, seramik veya kompozit çeşitleri bulunan biyomalzemelerin, yerine göre saf, alaşımlı ya da kompozit halde üretilip, fonksiyonunu yerine getireceği uzva göre tasarlanıp üretilmesi söz konusudur. Günümüzde halen devam etmekte olan biyomalzeme ile ilgili araştırma çalışmaları giderek artan yoğunlukta devam etmektedir. Her geçen gün, vücut ve dokularla daha uyumlu, daha az aşınma ve korozyon davranışı gösteren, daha uzun süre dayanabilen, daha ekonomik ve gerektiğinde de daha estetik görünüm taşıyabilen biyomalzemelerin keşif ve kullanım imkanı artmaktadır.

3. KOBALT VE KOBALT ALAŞIMLARI

3.1. Kobalt

Kobaltın ergime sıcaklığı 1495 °C'dir. Kristal kafesi 417 °C'nin altında hegzagonal sıkı paket (HSP) ve bu sıcaklığın üstünde kübik yüzey merkezli (KYM) yapıya sahiptir. Atom numarası 27 olan kobalt (Co), periyodik tabloda demir ve nikel arasında yer almaktadır ve yoğunluğu 8,8 g/cm³ tür. Nikelin ergime sıcaklığı 1455 °C olup yüksek sıcaklıklarda kobalt gibi KYM yapıya sahiptir. Bu durum kobaltın yüksek sıcaklık özelliklerinin nikel ile karşılaştırılabileceği anlamına gelmektedir (Brooks, 1982). Kobalt esaslı alaşımlar, nikel esaslı alaşımlara göre mukayese edildiğinde daha stabildirler ve çok yüksek sıcaklıklarda çözünebilen karbür oluşumu ile yüksek mukavemet değerleri kazanabilirler. Böylece yüksek sıcaklık aralığında kobalt esaslı alaşımların, nikel esaslı alaşımlara tercih edilebileceği ortaya çıkmaktadır.

Genel olarak kobalt esaslı alaşımlar yüksek aşınma direnci, yüksek sıcaklık direnci ve yüksek korozyon direncine sahip malzemelerdir (Kuzucu ve diğ., 1997, Krol ve diğ., 2004). Birçok kobalt esaslı alaşım % 20-30 civarında krom içerir. Nikel esaslı süper alaşımlara göre de daha fazla karbon içeriğine sahiptirler.

3.2. Kobalt Esaslı Alaşımlar

Kobalt esaslı alaşımlar genellikle 650-1150 °C sıcaklık aralığında kullanılır ve 1100 °C civarındaki sıcaklıklarda nikel esaslı alaşımlardan daha serttirler. Krom, tungsten, nikel, molibden ve diğer alaşım elementlerinin ilavesiyle sertleştirilirler. Diğer alaşımlara göre önemleri aşağıda sıralanmıştır.

- 1) Kobalt esaslı alaşımlar demir ve nikel esaslı alaşımlara göre yüksek ergime sıcaklığı gösterirler.
- 2) İçerisindeki yüksek krom içeriğinden dolayı kirli gaz atmosferinde, daha iyi yüksek sıcaklık korozyon direnci gösterirler.

3) Genel olarak, kobalt esaslı alaşımlar daha iyi sıcak yorulma direnci ve kaynak kabiliyetine sahiptirler.

4) “Stellite“ olarak adlandırılan kobalt esaslı alaşımlar yüksek aşınma direncine sahiptir ve yüksek sıcaklık aşınma ortamlarında yaygın bir kullanım alanı vardır.

3.3. Kimyasal Bileşim

Kobalt esaslı alaşımların kimyasal yapısı paslanmaz çelik ailesine benzemektedir. Alaşım elementleri, gerçekte bütün ostenitik alaşım sistemleriyle aynıdır (Sims, 1969).

Anahtar element krom, oksidasyon, yüksek sıcaklık korozyon direnciyle birlikte katı eriyik sertleşmesini sağlamak amacıyla % 20-30 (Ağ.) aralığında ilave edilir. Karbür çökmesiyle sertleştirme istenilen bir olay olduğunda, krom-karbonun farklı oranlarda karbür oluşturmada da krom önemli bir rol oynar. Kobalt krom ikili sisteminde % 58 (At.) krom oranında kararlı bir sigma (σ) fazı meydana getirdiğinden, daha yüksek krom seviyeleri istenmez.

Karbürle sertleştirme, kobalt esaslı alaşım sistemlerinde faydalanan önemli bir çökeltiyle sertleştirme mekanizması olduğu için karbon ilavesine dikkat edilmelidir. Çünkü karbonun % 0,3-0,6 (Ağ.) aralığında ilavesi mukavemette lineer olmayan bir artış gösterdiğinden; karbon kontrol, çekme, kopma mukavemeti ve sünekliği etkilemektedir. Mukavemetteki artışın tam tersine bu aralıktaki süneklik azalır. Daha da önemlisi 650-927°C sıcaklık aralığındaki servis koşullarında ikincil karbür çökmesinin bir sonucu olarak karbürlerde süneklik daha da düşecektir. Dövme alaşımlarında karbürler; üretim, ısı-ışıl işlem ve sonraki servis koşullarında tane boyutunu kontrol ettiği için karbon ilavesi önemlidir.

Dövme ve döküm kobalt esaslı alaşımları için tungsten ve molibden gibi refrakter elementler katı eriyik sertleşmesini sağlamak amacıyla kullanılır. Tungsten konvansiyonel alaşımlarda tercih edilir. Örneğin; dökme WI-52’de % 11 (Ağ.) W, dövme L-605’de % 15 (Ağ.) W, MM-918 ve S-57 gibi yüksek sıcaklık yassı ürün alaşımlarında oksidasyon direncini arttırdığı için tungsten yerine tantalyum kullanılmıştır. FSX-414 ve MM-509 gibi alaşımlarda tungsten yerine molibden ilavesinin, mukavemette bir düşüş olmadan yüksek sıcaklık çekme ve kopma sünekliğini arttırdığı gözlenmiştir. Ayrıca molibden ilavesi, solidüs ve likidüs sıcaklıklarını çok küçük oranlarda azaltır, karbür morfolojisini değiştiren toplam katılaşma sıcaklığını arttırır ve ek ötektik karbürleri meydana getirir (Sims ve diğ., 1987).

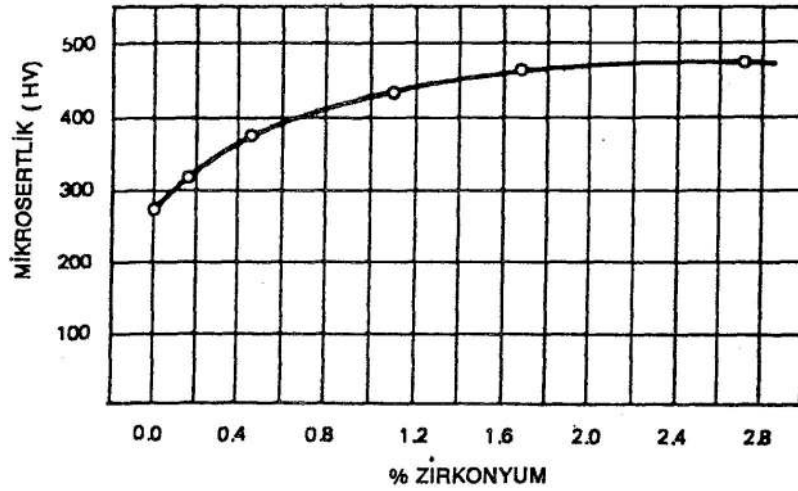
Yüksek sıcaklıkta ostenitik (YMK) kobalt matrisinin kararlılığını arttırmak, düşük sıcaklıklarda (SPH) kobalta dönüşmesini önlemek için % 20 (Ağ.) nikel veya demir ilavesi kullanılır. Dövme alaşımlarda bu elementlerin varlığı deformasyon direncini düşürür ve şekillenebilirliği artırır. Genel olarak, döküm alaşımlarındaki nikel ve demir ilaveleri % 10 (Ağ.) olarak sınırlandırılmıştır. Daha yüksek seviyedeki ilaveler kopma mukavemetinde azalmaya sebep olur (Sims ve diğ., 1987). Karbür çöktirlerinin davranışları üzerine yapılan çalışmalarda, nikel ilavesinin alaşımlardaki karbür boyutu ve miktarını etkilediği karbür tipi ve dağılımını etkilemediği gözlenmiştir (Zhuank ve diğ.,1989).

Temel alaşım elementlerinin kobalt esaslı alaşımlardaki etkileri Tablo 3.1’de özetlenmiştir. Bu alaşım elementlerinden yalnızca tungstenin ergime sıcaklığını arttırıcı bir özelliği vardır (Sims ve diğ., 1987).

Tablo 3.1 Kobalt esaslı alaşımlarda alaşım elementlerinin etkisi (Sims ve diğ., 1987)

Etkisi	Ni Ostenitin kararlılığını arttırır	Cr Yüzey kararlılığını arttırır	W Katı eriyik sertleştirme si	Ti,Zr,Cb,Ta Karbür yapısı	C Karbür yapıcı
Örnekler (%)					
Problem	Korozyon direncini düşürür	TSP fazlarını meydana getirir		Yüzey kararlılığını düşürür	Sünekliği düşürür
X-4x	10	25	7.5		0.45
MM-509	10	24	7.0	3.5 Ta, 0.5 Zr, 0.2 Ti	0.60
L-605	10	20	15.0	-	0.10
HS-188	22	22	14.0	-	0.08

Daha az kuvvetli bir sertleştirme karbona benzer bir etki gösteren nitrür ve karbonitrürlerle elde edilir. Genel olarak, bu malzemeler termodinamik olarak karbürlerden daha az kararlıdır ve servis koşullarında bozulabilirler (Sims ve diğ., 1987). Döküm kobalt alaşımlarında zirkonyum özel önem taşıyan bir elementtir. Şekil 3.1’de zirkonyumun MAR-M 509 alaşımında sertliğe etkisi gösterilmiştir (Opiekun, 1987).



Şekil 3.1. Döküm koşullarında alaşımın matris mikrosertliğine zirkonyumun etkisi (Opiekun, 1987)

Al-Resist 215, HS-224, WS-25 ve MAR-M gibi alaşımlarda, % 0,1-2,25 (Ağ.) oranlarında zirkonyum bulunur. Zirkonyum ilavelerinin, yüksek zirkonyum içerikli karbonitrür $[Zr(N,C)]$ oluşumuyla alaşımları değiştirdiği bulunmuştur. Yaklaşık 3420°C'lık yüksek ergime sıcaklığına sahip karbonitrürler sıvı fazdan ilk önce kristalize olurlar ve kristalizasyon çekirdeklerini meydana getirirler. Aynı zamanda, ostenitik kobalt dendritlerinin boyutunu azaltırlar (Opiekun, 1987).

Bor, sünekliği ve kopma mukavemetini arttırmak için döküm kobalt alaşımlarına ilave edilir. Bununla birlikte mikroyapıdaki borun etkisi karbürlere karşıttır (Sims ve diğ., 1987). Çeşitli alaşımlarda bor seviyesi % 0,1(Ağ.) mertebesinde (Opiekun, 1991). Fakat, ek bir sertleştirme sağlamak için daha yüksek mertebelerde ilaveler yapılmıştır (Sims ve diğ., 1987). % 4 (Ağ.) bor içeren kobalt esaslı alaşımlar vardır. Bor tane sınırlarında bir segregasyon eğilimi gösterir ve böylece tane sınırı enerjisini azaltarak yüksek sıcaklık direncini artırır. Örneğin, HS-25 900 °C da 1000 saatlik çalışma koşullarında 70 MPa'lık bir sürünme mukavemetine sahiptir. % 0,01 Bor ilavesiyle aynı koşullarda sürünme mukavemeti 95 MPa olmuştur (Opiekun, 1991).

Alüminyum, yassı metal alaşımlarından S-57 ve döküm alaşımı Ar-213'ün her ikisine de ilave edilmiştir. Bu sistemlere % 5 (Ağ.) alüminyum ilavesi oksidasyon ve sıcak korozyon direncini artırır (Sims ve diğ., 1987).

Titanyum ilaveleri, nikel alaşımlarındaki γ' 'ne benzer uniform, kovalent sıralanmış (YMK) $(Co, Ni)_3Ti$ çökeltisini meydana getirmek için dövme alaşımları CM-7 ve Jetalloy

1650 de kullanılmıştır. Bu fazın kararlı olduğu sıcaklığın (704 °C) üzerinde yüksek çekme mukavemeti elde edilmiştir. Bununla birlikte, % 5 (Ağ.) den fazla titanyum seviyeleri, (SPH) Co₃Ti veya C₂Ti Laves fazlarını meydana getiren, kararlı olmayan fazları oluşturur (Sims ve diğ., 1987).

Kobalt esaslı alaşımlarda kobalt ve çözelti atomu arasındaki atom çapı farkından giderek yapılacak değerlendirmeler katı çözelti mukavemetlendirme imkanını sağlayabilmek için bir fikir verebilir (Sims, 1987). Bu hususun Cr, Nb, W, Ta ve Mo için uygulanabilirliği Tablo 3.2’de görülmektedir. Söz konusu tablodan giderek sadece % 100 Co bünyesinde çözünürlüğü incelemek yerine, araştırmada kullanılan alaşımların % 20-30 Cr içermesi nedeniyle, % 30 Cr içerikli üçlü alaşımda çözünürlüğü incelemek en uygun yoldur. Tablo 3.2 üzerinde yapılan incelemede W ve Mo’nin alaşıma iyi özellikler kazandıracağı görülmektedir (Ta ve Nb’nin etkileri için mevcut bir belirti görülmemektedir).

Tablo 3.2. Bazı metallerin Co ve Co-30Cr alaşımlarındaki atom çapı farklılıklarına göre yaklaşık çeşitli çözünürlük dereceleri (Brooks, 1982)

Çözünen	Yaklaşık atom çap farkı, % (d_{Co} - d_M)/d_{Co}	1000 °C Co da yaklaşık çözünürlük, % ağ.	1200°C da Co-30Cr alaşımında yaklaşık çözünürlük % ağ
Krom	-0.1	35	-
Nikel	+0.2	100	100
Demir	+0.6	100	30
Manganez	+10	76	-
Tungsten*	-10	25	15 (25 °C de)
Tantalyum*	-15	12	-
Molibden*	-9	20	100
Niobyum*	-15	3	-
Titanyum	-17	8	-
Alüminyum	-15	6	-
Karbon	+40	0.3	0.3
(*) işaretli elementler en büyük atom çap farkına ve en yüksek çözünürlüğe sahiptirler. Aynı zamanda kuvvetli mukavemet kazandırıcı elementlerdir.			

3.4. Alaşım Fazları

Nikel ve demir esaslı alaşımlar gibi kobalt esaslı alaşımlarda karmaşık kimyasal ve kristallografik bir yapıdadırlar (Sims ve diğ., 1987). Genel yapı aşağıdaki gibi bileşenlerden meydana gelmiştir:

- 1) Ostenit veya γ olarak adlandırılan, sürekli YMK yapıda matris,
- 2) Bir veya daha fazla tipde karbür fazları.
- 3) $\gamma'(\text{Ni, Co})_3(\text{Al, Ti})$, $\eta \text{Ni}_3\text{Ti}$ gibi geometrik sıkı paketlenmiş fazlar.
- 4) $\sigma(\text{Co, Ni})(\text{Cr, Mo, W})$, Co_2Ta Laves, $\text{Co}_7\text{W}_5\text{Cr}$ (Co, Ni, Cr, W) C gibi topolojik sıkı paketlenmiş fazlar (Opiekun, 1991).
- 5) ϵ olarak adlandırılan SPH yapıda kobalt, çok az bulunan bir çökelti fazıdır.

Bunlara ek olarak R(rombohedral) (Co, Cr, W, Fe), (Ta, Ti, Zr) (C, N) ve Ni_5Zr tipi fazlar da bulunmaktadır (Opiekun, 1991). Ancak, iyi dizayn edilmiş kobalt esaslı süperalaşımlarda yalnızca ostenitik matris ve karbürler bulunur.

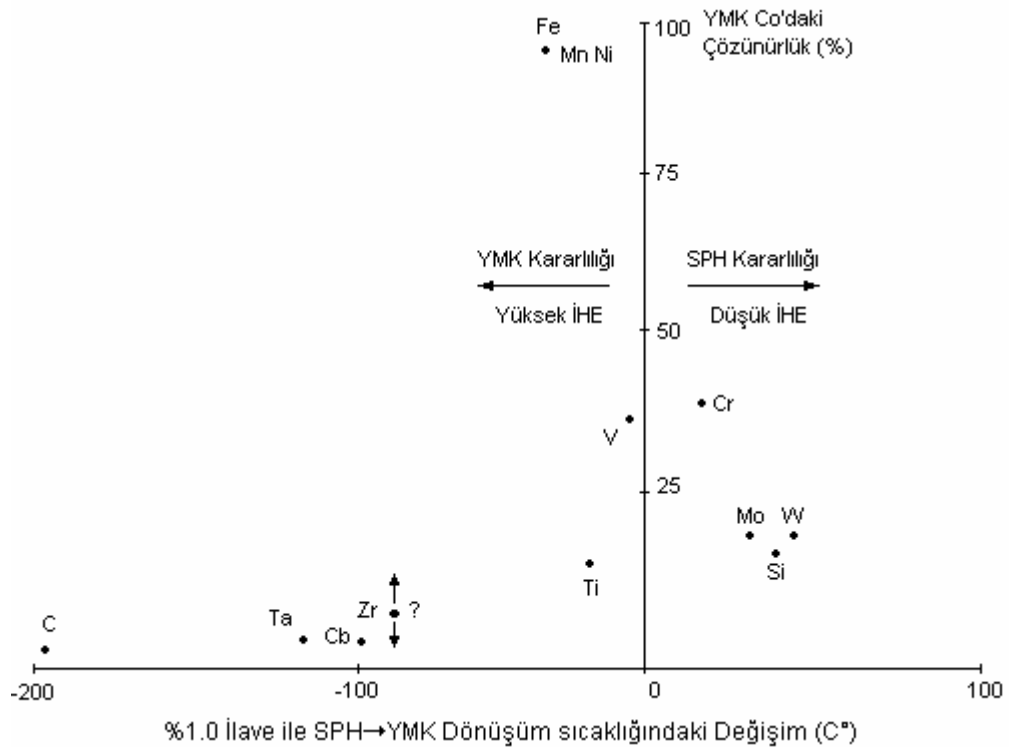
3.4.1. Allotropik Faz Dönüşümü

Saf kobalt yüksek sıcaklıktaki γ (YMK) ostenitik yapıdan, düşük sıcaklıktaki ϵ (SPH) yapıya 417°C 'de bir allotropik faz dönüşümü gösterir. Giamei'ye göre, reaksiyon doğada atermaldir ve sıcaklık çevrimi sırasında geri dönebilme özelliği gösterir. Soğuma sırasında, YMK yapıdan SPH yapıya dönüşüm 390°C 'de (M_s sıcaklığı) meydana gelir; Isıtma 430°C da (A_s sıcaklığı) YMK yapıya dönüşümüne neden olur. Bundan başka, SPH oluşumunun derecesi alaşım elementlerine ve başlangıç malzemelerinin tane boyutuna bağlıdır; ince tane boyutu ve yüksek empürite miktarı dönüşümü engeller. Ancak, soğuk işlem, reaksiyonun tamamlanmasını sağlayacaktır (Sims ve diğ., 1987).

Karmaşık kobalt alaşımlarının mekanik özelliklerine martenzitik dönüşümün etkisi hakkında çok az bilgi vardır. Bununla birlikte, Kamel ve Halim dönüşüm sıcaklığında saf, çok kristalli kobaltın özelliklerini incelemişler ve SPH kobaltın YMK kobalttan dört kat daha yüksek deformasyon sertleşmesi sabitine sahip olduğunu bulmuşlardır (Sims ve diğ., 1987). Artan sıcaklıkla, toplam % uzama artarken kopma gerilmesi azalmış, ancak; toplam % uzama değerleri aynıken YMK kobalt için kopma gerilmesindeki azalma hızının on kat

daha büyük olduğu bulunmuştur. Tam tersine, artan sıcaklıkla SPH kobaltın sürünme hızı YMK kobaltın sürünme hızından daha hızlı artmıştır (Sims ve diğ., 1987).

Denge koşullarında, kobalta alaşım elementlerinin ilavesi SPH ve YMK yapıların termodinamik kararlılığını azaltarak veya arttırarak değiştirecektir. Benzer şekilde, bu elementler M_s ve A_s sıcaklıklarını etkileyerek martenzitik dönüşümü de etkileyeceklerdir (Sims ve diğ., 1987). Örneğin, yaklaşık % 20 (Ağ.) W içeren Co-W alaşımlarında, artan tungsten içeriğinin M_s sıcaklığını oda sıcaklığına düşürdüğü, ancak % 1 (Ağ.) lik tungsten ilavesinin M_s sıcaklığını 75 °C kadar arttırdığı da bilinmektedir (Dutkiewicz ve diğ., 1991). % 9.6 (Ağ.) W içeren döküm Co-W alaşımı 1260 °C da 15 saatlik ısıtılma işlemi tabii tutulmuş ve oda sıcaklığına suyla soğutulmuştur. Alaşımın içerisinde büyük oranda YMK kobalt ve tungstenin M_s sıcaklığını düşürdüğünü gösteren küçük bir oranda SPH kobalt bulunmuştur (Dutkiewicz ve Kistorz 1991). Alaşım elementlerinin ayrı ayrı etkileri, tam anlamıyla Morral tarafından analiz edilmiştir. Şekil 3.2.'de dönüşüm sıcaklığına her bir elementin % 1 ilavesinin etkisi ve çözünürlük ilişkisi verilmiştir (Sims ve diğ., 1987).

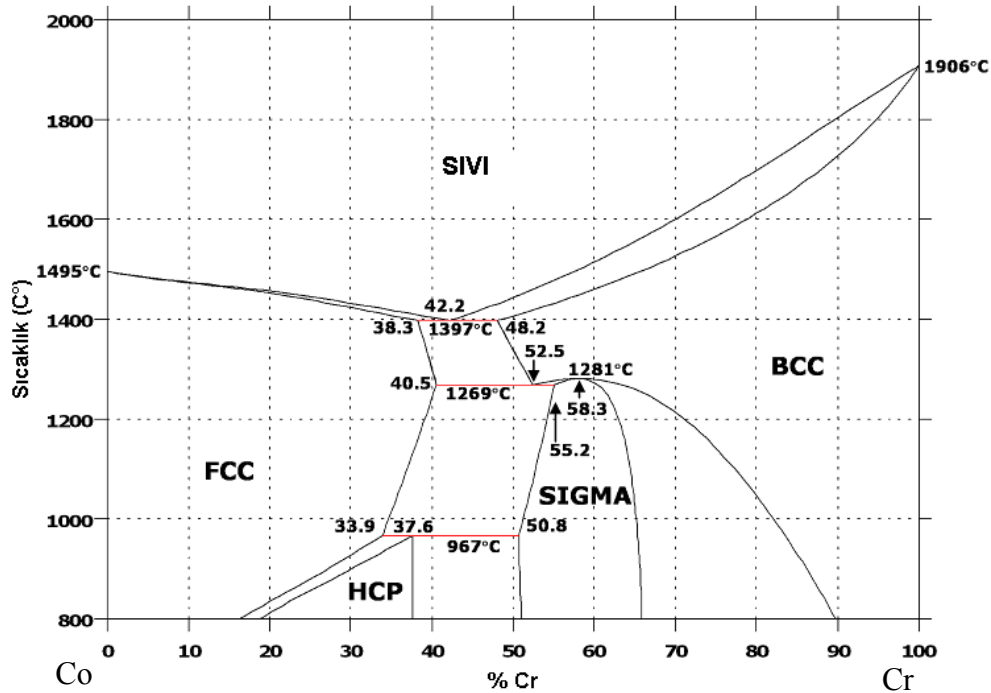


Şekil 3.2. Kobaltta, SPH—YMK dönüşüm sıcaklığına alaşım elementlerinin etkisi (Sims ve diğ., 1987)

Nikel, demir, manganez ve karbon YMK yapıyı kararlı hala getiren elementlerdir. Tam tersine korozyona direnci ve mukavemeti arttırmak için ilave edilen ana elementlerden krom ve tungsten SPH yapıyı kararlı hala getiren elementlerdir.

3.4.2. İstif Hataları

YMK malzemelerde bir tam dislokasyon iki kısmi dislokasyona ayrılabilir. Bu iki kısmi dislokasyon arasında SPH yapıda, üç atom tabakası kalınlığında bir hatalı bölge meydana gelir. Kısmi dislokasyonlarda parçalanmanın büyüklüğü, azalan dislokasyon enerjileriyle denge dışı SPH alanının varlığından kaynaklanan enerji artışı arasındaki bir dengedir. İstif hataları, katı eriyik sertleşmesinde önemlidir. Kısmi dislokasyonları birlikte hareket ettirmek için gerilme belli bir değere ulaşınca kadar kayma olmaz. Bu nedenle, yüksek istif hatasına sahip olan alaşımlar daha yüksek mukavemete de sahiptirler (Brooks, 1990). İstif hatasının derecesi alaşımın kimyasal bileşimi, sıcaklık, uygulanan gerilme veya deformasyon oranının bir fonksiyonudur (Sims ve diğ., 1987). Kromun YMK ve SPH kobalt içerisindeki çözünürlüğü çok yüksektir. Şekil 3.3’de kobalt-krom ikili sisteminin faz diyagramını görülmektedir.



Şekil 3.3. Kobalt-krom faz diyagramı (Metals Handbook, 1973)

Kromun kobalt içerisindeki çözünürlüğünün yüksek olmasından dolayı Co-Cr alaşımlarında istif hatalarının kolaylıkla oluşması beklenir % 20-30 (Ağ.) Cr aralığında kararlı olan fazlar SPH (€) ve σ 'dır. Bununla beraber yüksek sıcaklıklardaki YMK yapıdan bu fazların oluşumu oldukça yavaştır ve genel yapı uzun süreli tavlama hariç hala YMK yapıdadır (Brooks, 1990).

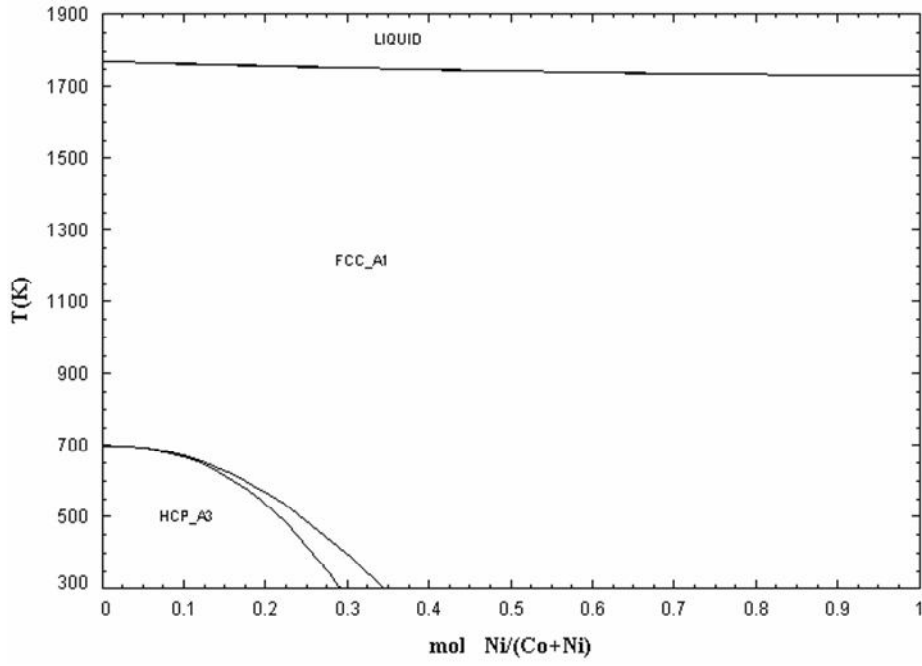
Alaşım elementleri istif hatası enerjisini oldukça büyük oranda etkiler. Örneğin; nikel YMK yapıyı kararlı hale getirirken, istif hatası enerjisini de arttırır. İstif hatası enerjisini çok fazla etkilemedikleri halde kobalt içerisindeki çözünürlükleri oldukça yüksek olduğu için nikel ve demir çok önemlidir. Diğer taraftan, Nb çok büyük bir etkiye sahip olduğu halde çözünürlüğü çok düşük olduğu için etkisi önemsizdir (Brooks, 1990). Co, Ni, Cr, Mo alaşımlarında deformasyonla YMK–SPH dönüşümü, oda sıcaklığında istif hatası 10-15 mJ/m² olduğunda görülmüştür. İstif hatası enerjisi 20-50 mJ/m² arasında ise deformasyon YMK allotropun ikizlenmesi ile kontrol edilmektedir (Zhuank, 1989).

İstif hataları karbür çökmesinde de önemli bir rol oynarlar. Kobalt esaslı alaşımlarda istif hatalarının, karbür çökmesi için çekirdek görevi gördüğü bulunmuştur. Bu nedenle, tavlama sırasında sürünme ve çekme mukavemetini büyük oranda arttıran ince karbür çökeltileri geliştirilebilir (Brooks, 1990).

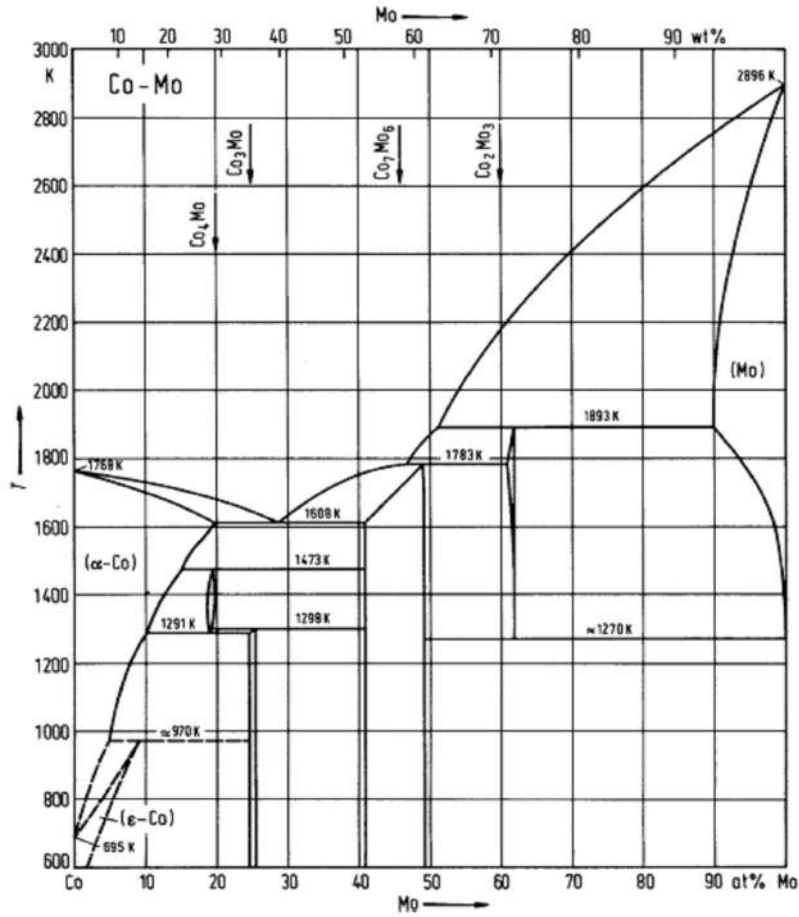
3.4.3 Ostenit Matriks

Şekil 3.4, 3.5 ve 3.6'da Co-X ikili denge diyagramları ve Şekil 3.7'de Co-Cr-Mo üçlü denge (ternary) diyagramları görülmektedir. Şekillerin kobaltça zengin köşeleri incelendiğinde yüksek sıcaklıklarda YMK, oda sıcaklığında SPH yapının kararlı olduğu görülmektedir.

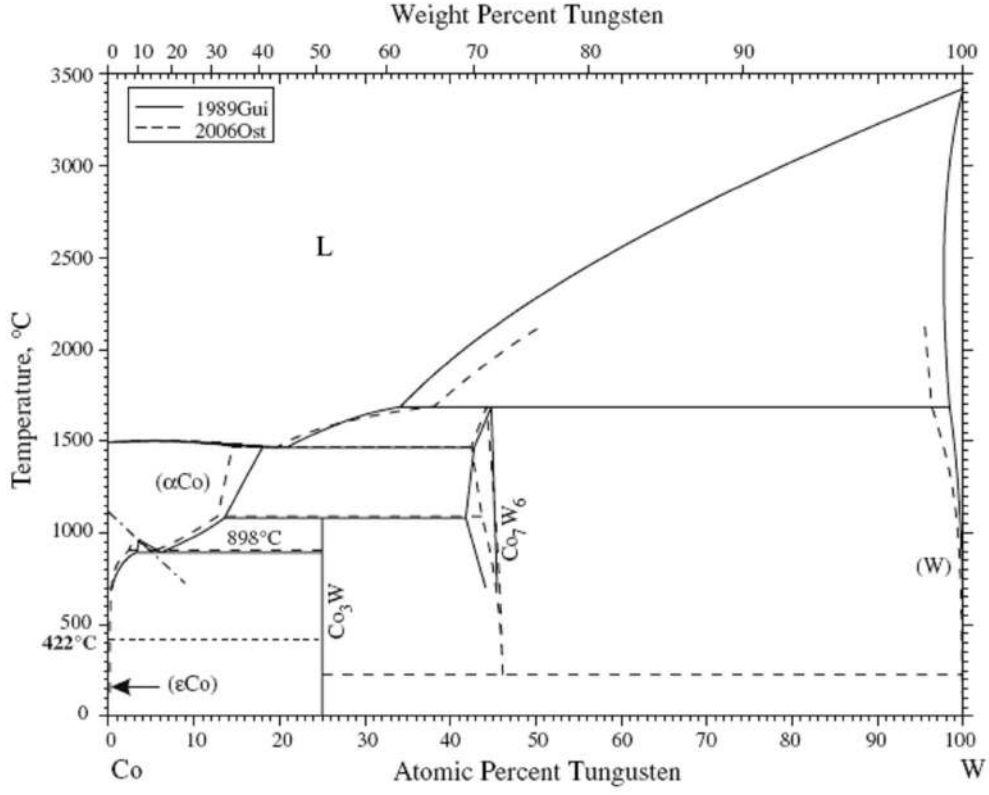
Kobalt esaslı süperalaşım ailesi, demir ve nikel esaslı sistemlerdekine benzer, YMK ostenitik matrislidir (Sims ve diğ., 1987). Tungsten ile alaşımlandırılmış L-605 alaşımında, Laves fazı çökeltileri ve düşük sıcaklık sünekliliğindeki azalmanın nedeninin yüksek silisyum seviyeleri olduğu bulunmuştur. Daha yüksek nikel içeriğiyle, tungstenin düşürülmesi ve silisyum kontrolüyle HS-188 üretilmiştir.



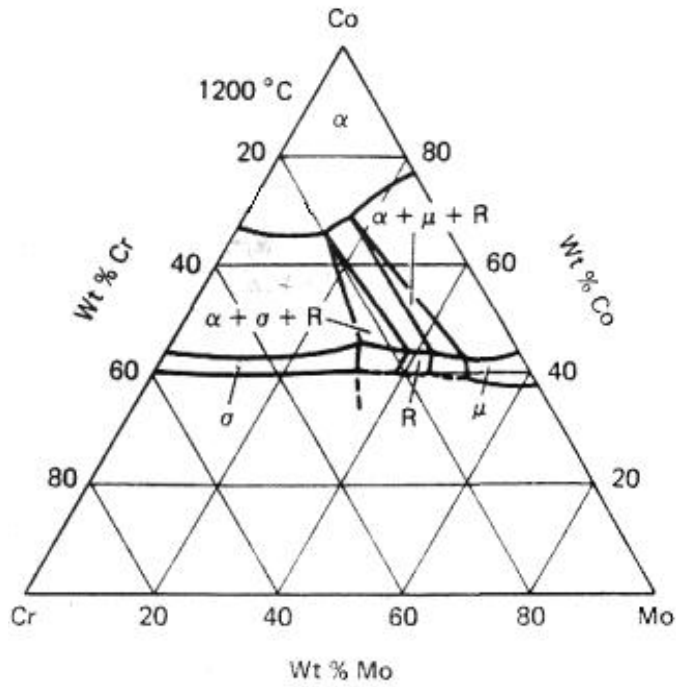
Şekil 3.4. Co-Ni ikili denge diyagramı (Metals Handbook, 1980)



Şekil 3.5. Co-Mo ikili denge diyagramı (Metals Handbook, 1980)

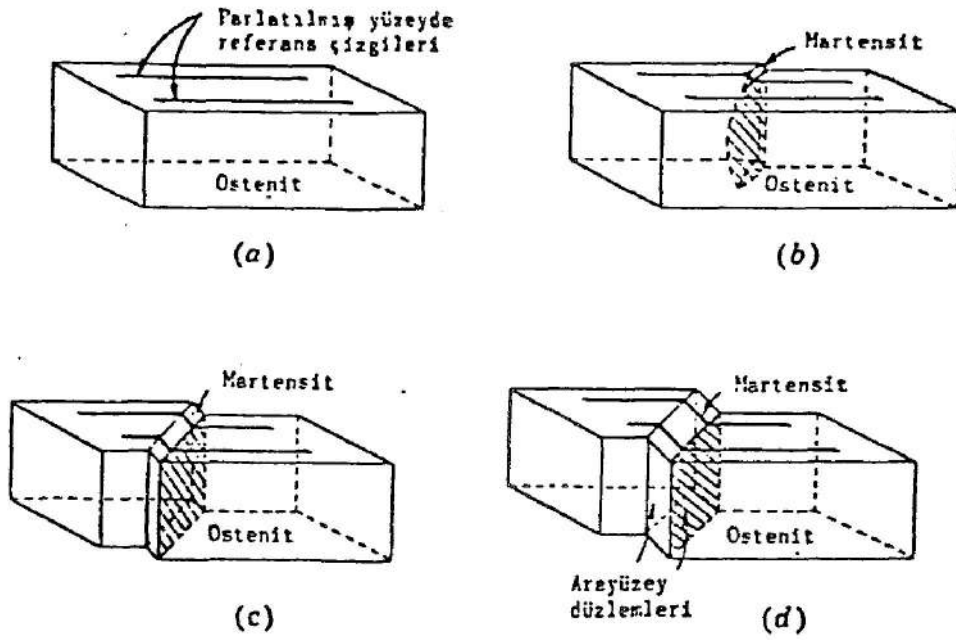


Şekil 3.6. Co-W ikili denge diyagramı (Metals Handbook,1980)



Şekil 3.7. Co-Cr-Mo üçlü denge diyagramı (1200°C) (Rideout ve diğ., 1951)

Özet olarak, pek çok kobalt esaslı süperalaşımın denge matris bileşimi % 50 Co, bileşim dengesinin yarısı kadar krom ile nikel, tungsten ve diğer refraktar elementlerin bulunmasıyla elde edilir. Genellikle, bu bileşim YMK ostenit alanı içerisindedir. Martenzitik dönüşümle ilgili iki önemli olay dikkate alınabilir. Örneğin, çelikte ostenitten ferrite dönüşüm sırasında % 4'lük bir hacim artışı olmaktadır ve bu artış, ostenitten martenzite dönüşüm olduğunda daha da yüksek olur. Ayrıca, martenzitik dönüşümün geometrik özelliklerinden biri de şekil deformasyonudur. Düzgün yüzeye sahip malzemelerde martenzitik dönüşüm sonucu Şekil 3.8'de görüldüğü gibi çarpılmalar meydana gelir.



Şekil 3.8. Martenzitik dönüşümle kristaldeki şekil değişikliği

Hacimsel ve geometrik farklılıklar göz önüne alınırsa, sürekli sıcaklık çevriminde kullanılacak, çok hassas toleranslı döküm ve dövme kobalt esaslı süperalaşımların işlevini kaybedeceği düşünülebilir. Bu nedenle, bu alaşımların bütün sıcaklıklarda, matris fazın YMK yapıda olacağı ve hiç bir dönüşüm olmayacak şekilde dizayn edilmesi düşünülmelidir.

3.4.4. Karbürler

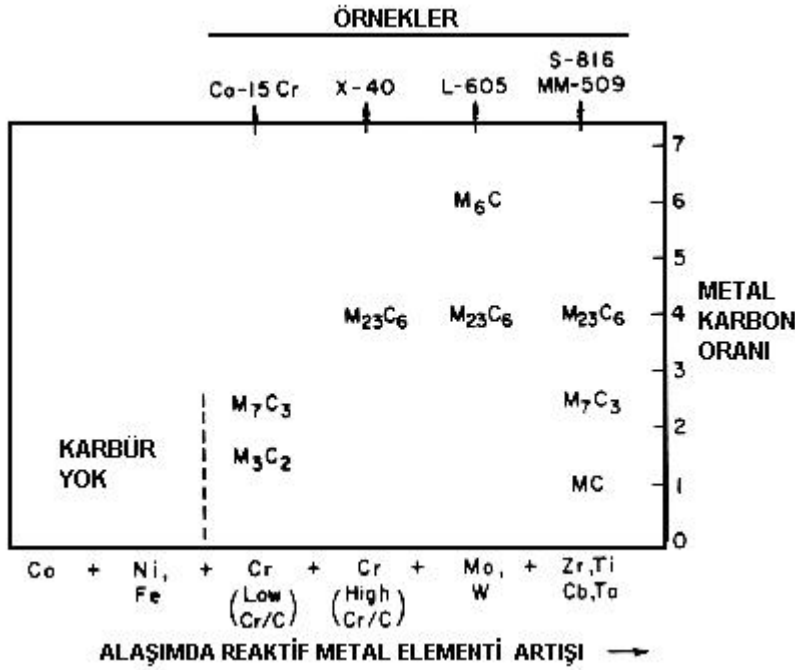
Kobalt esaslı süperalaşımlar, kübik ve koherant olmayan karbür partikülleriyle sertleştirilir. Bu alaşımların karbon içeriği demir ve nikel esaslı alaşımlardan daha

yüksektir (Sims ve diğ., 1987). Tablo 3.3’de demir ve nikel esaslı alaşımlar ile kobalt esaslı alaşımlardaki karbon içeriğinin genel içerikleri gösterilmiştir (Sims ve diğ., 1987).

Tablo 3.3. Demir ve nikel esaslı alaşımlar ile kobalt esaslı alaşımlardaki karbon içerikleri (Sims ve diğ.,1987)

Malzeme	% C (Ağ.)
Ostenitik Paslanmaz Çelik	0,02-0,20
Nikel Esaslı Süper Alaşım (Döküm)	0,05-0,20
Kobalt Esaslı Süper Alaşım (Döküm)	0,25-1,0

Şekil 3.9 oluşan karbürlerin türüne, kimyasal bileşimin etkisini göstermektedir. Bu alaşımlarda Cr içeriğinin genellikle yüksek olması nedeniyle (örneğin % 20’den daha fazla), M_7C_3 ve M_3C_2 karbürleri nadiren bulunur, bulunduğu zaman da yaşlandırma sonucu çözünürler. Şunu da belirtmek gerekir ki, Cr içeriği $M_{23}C_6$ türü karbürlerin oluşumunu sağlar ve bunlar en yaygın olan karbürlerdir. $M_{23}C_6$ tipi karbürün tam kimyasal bileşimi alaşımların özelliğine bağlıdır. MM-509 türü bir alaşımda bu karbür $[Cr_{77}Co_{27}W_{03}(Ni+Ta)_{03}]_{23}C_6$ formundadır ve bu formül yaklaşık olarak $[Cr_{18}Co_4(W,Ta)_1]C_6$ şeklinde gösterilebilir. Şekil 3.9 Zr, Ti, Nb ve Ta ilavesinin M_7C_3 ve MC (TaC gibi) tipi karbürlerin oluşumunu sağlayacağını göstermektedir. Mo ve W ilavesi M_6C tipi karbür oluşumunu sağlar. Co, karbür oluşturmaz genellikle Co-esaslı alaşımlarda karşılaşılan C ve Cr içerikleri nedeniyle (Örneğin % 0,2-1 C, % 10-30 Cr) stabil $M_{23}C_6$ karbürü oluşabilir (Luyckx ve Love, 2006). Arzu edilen karbür dağılımının alaşıma mukavemet kazandıracak incelikte bir yapıda olması, fakat fazla miktarda karbürden (bu genellikle C içeriğinin sınırlandırılması ile kontrol edilir) ve sürekli veya yarı sürekli karbürlerin filmlerinden sakınmakla sünekliğin korunması gerekir. Verilen bir alaşım için yararlı bir karbür dağılımının geliştirilmesi, ısıtım işlemi ile ilgilidir ve sonuçlar incelenmelidir. Bunu yapmak için kullanılan yararlı teorik bir kuram yoktur.

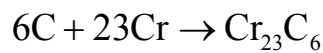
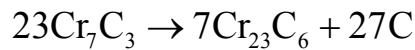


Şekil 3.9. C oranı % 0,1-0.6 arası Co-esaslı alaşımlarda genellikle bulunan karbür türlerine kimyasal bileşimin etkisi (Schwarz ve Warlimont,1997)

3.4.4.1. Kromca Zengin Karbürler

Bu karbürler M_3C_2 , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tipindeki karbürlerdir. Temel olarak krom elementi içeren karbürlerdir M_3C_2 ortorombik yapıdadır ve kromla bir peritektik reaksiyon yapar; düşük krom içerikli ilk süperalaşımlarda bulunmuştur. M_7C_3 trigonal yapıdadır ve o da düşük krom-karbon oranlarında meydana gelir (Sims ve diğ., 1987). Kobalt esaslı alaşımlarda krom içeriği genellikle yüksek olduğundan (Örneğin, % 20'den büyük) M_7C_3 ve M_3C_2 nadiren bulunur (Brooks, 1990). Ancak, liküdis sıcaklığından yavaş soğutma sonucunda, MAR- M 509 alaşımında M_7C_3 bulunmuştur.

M_7C_3 ısıtış-ışıl sırasında çözünebilir. M_7C_3 den $M_{23}C_6$ 'ya ayrışma reaksiyonu, aşağıdaki reaksiyonlar gereğince kuvvetli ikincil karbür sertleşmesini meydana getirir (Sims ve diğ., 1987).



Krom, $M_{23}C_6$ tipi karbür oluşumunu destekler ve bu tip karbürler en çok rastlanan karbürlerdir (Brooks, 1990). Hassas döküm alaşımları için katılaşma sırasında $M_{23}C_6$

birincil çökelti olarak meydana gelebilir. Pek çok ticari alaşım için $M_{23}C_6$ ilk olarak, ikincil dendrit kolları arasında dendritler arası çökelti olarak bulunur ve soğuyan son fazdır (Sims ve diğ., 1987).

3.4.5. Geometrik Sıkı Paket Fazları

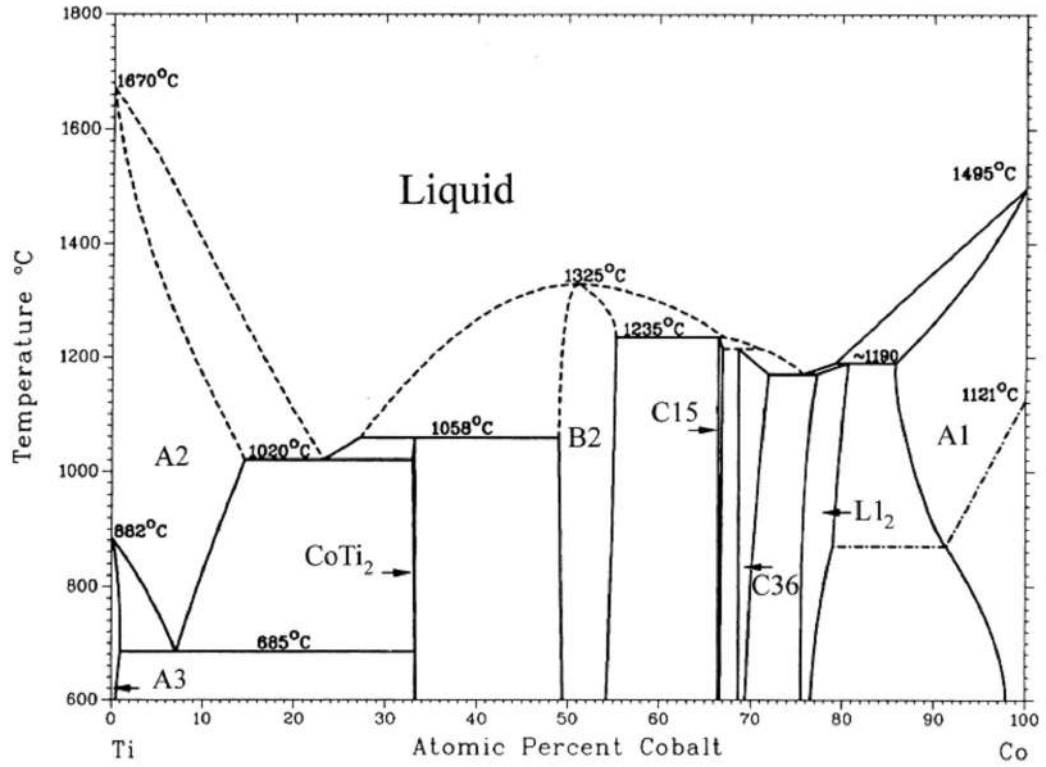
Geometrik sıkı paket fazları A_3B_8 yapısındadır; A burada küçük atom çaplı elementi gösterir. Geometrik sıkı paket fazlar ostenitik matris içerisinde sıralı ve koherent çökelti halindedir. Nikel esaslı alaşımlarda γ fazı en önemli sertleştirme elemanıdır ve $Ni_3(Al, Ti)$ genel formülüyle ifade edilir (Sims ve diğ., 1987).

Kimyasal ve kristallografik kararlılık, % 1'den daha az bir latis uyumsuzluğundan etkilendiği için kobalt esaslı alaşımlarda GSP-fazlarının meydana gelişi gerçekte oldukça zordur. Aynı zamanda Şekil 3.10 ve 3.11'de görüldüğü gibi Co-Ti sisteminde Co_3Ti fazı var olduğu halde Co-Al sistemine benzer bir Co_3Al fazı yoktur (Sims ve diğ., 1987). Burada, Co-Ti sisteminde γ olarak gösterilen alan Co_3Ti alanıdır.

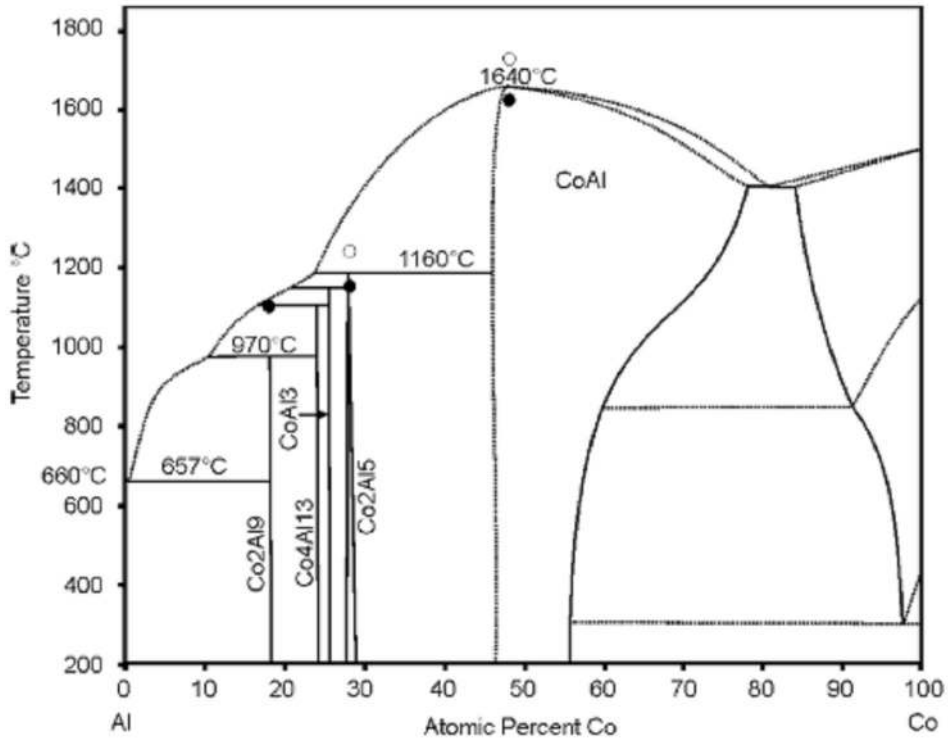
Buradaki çökelti partikülü $Co_3(Cr, Ti)$ şeklindedir. Kobalt esaslı alaşımlarda GSP fazları nikel esaslı alaşımlardan daha düşük sıcaklıklarda çözünür (Brooks, 1990). Gerçekte, GSP Fazı $(Ni, Co)_3Ti$ şeklindedir. Genel olarak, bu faz 760 °C'a kadar kararlıdır; ancak bu sıcaklığın üzerinde Laves tipi A_2B veya Ni_3Ti fazına, sıralı, SPH bir yapıya dönüşür (Sims ve diğ., 1987).

Önemli sayılabilecek çalışmalar da, Co-8Cr-10Ta alaşımı gibi kobalt-krom-tantalyum sisteminde yapılmıştır. Krom tantalyumun çözünürlüğünü azalttığı için azaltılmıştır. % 2.25 (Ağ.) V ilavesi koherent α Co_3Ta 'u daha yüksek bir sıcaklıkta (700°C dan 800 °C'a çıkartmıştır) kararlı hale getirmiştir. Tantalyumun % 15'e kadar artırılmasıyla ve % 20 Ni ilavesiyle β - Co_3Ta (romboedral) çökeltisi elde edilmiştir. YMK fazın matris kararlılığı büyük oranda bu nikel sayesinde olmuş ve 900°C'de kararlı bir sertleştirme sağlanmıştır (Sims ve diğ., 1987).

Özet olarak, şimdiye kadar yapılan çalışmalarla Co_3W , Co_3Ti gibi GSP fazlarıyla sertleştirme işlemleri gerçekleştirilmesine rağmen nikel esaslı alaşımlarda ki $Ni_3(Al, Ti)$ gibi yüksek sıcaklık kararlılığı iyi olan bir çökelti partikülü geliştirilememiştir.



Şekil 3.10. Co-Ti ikili denge diyagramı (Sims ve diğ., 1987)



Şekil 3.11. Co-Al ikili denge diyagramı (Sims ve diğ., 1987)

3.4.6. Topolojik Sıkı Paket (TSP) Fazları

Eğer sıkı paketlenmiş atomların tabakaları sıkıştırılmış büyük atomlarla birinden diğerine değişiyorsa, bu yapı topolojik sıkı paketlenmiş yapıdır; tam tersine, geometrik sıkı paket yapı bütün yönlerde sıkı paketlenmiştir (Sims ve diğ., 1987).

Kobalt esaslı süperalaşımlarda gözlenmiş TSP-fazları sigma (σ), mü (μ), Laves fazları ve Pi (π) yarı-karbür fazlarıdır. Laves fazları kobalt esaslı süperalaşımlarda sık sık gözlenmişlerdir; L-05, S-16 ve HS-88'de bulunurlar. Ostenitik matrisin çözünürlük limiti, krom ve refrakter elementlerce aşıldığında TSP-fazları oluşur.

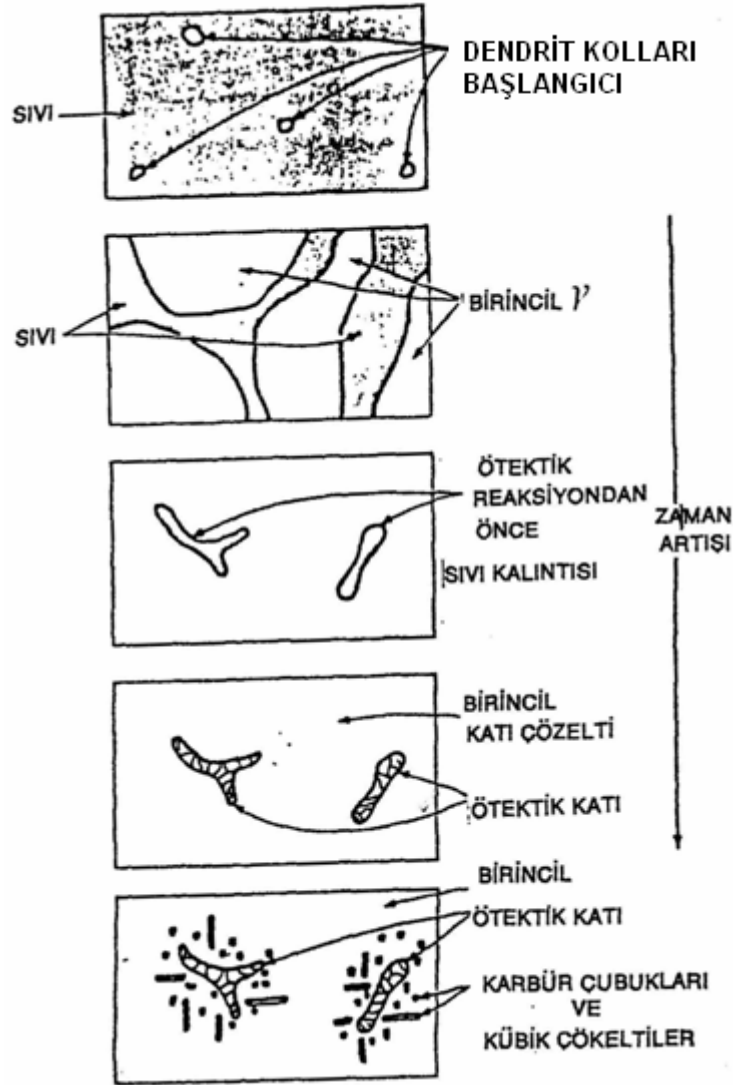
Bu TSP-fazları; nikel ve demir esaslı alaşımlarda olduğu gibi düşük sıcaklık sünekliğinde şiddetli bir düşüş meydana getirdikleri kadar yüksek sıcaklık süneklik ve mukavemetinde de düşmeye neden olurlar. Krom ve tungsten içeriğinin % 37 (ağ.) yi aştığı ve σ fazı ile modifiye edildiği X-45 alaşımında kopma mukavemetinde önemli bir düşme kaydedilmiştir. L-05 alaşımı tipik servis koşullarında ki 871°C da çalıştırıldığında α -Co₂W Laves fazının alaşımın oda sıcaklığı sünekliğini düşürdüğü bulunmuştur. Aynı zamanda, yapılan çalışmalarla silisyum içeriğinin Laves fazı kararlılığını arttırdığı görülmüştür. Nikel, tungsten ve silisyum seviyelerinin dengelenmesiyle Laves fazı çökeltilerini en aza indirmek mümkündür (Sims ve diğ., 1987).

3.5. Kobalt Esaslı Alaşımların Mikroyapısı

Modern kobalt esaslı alaşımların mikroyapısını kimyasal bileşim, kristallografik fazlar ve termomekanik işlemler etkiler. Alaşımın yapısı içerisinde çökelmiş fazların doğası ve morfolojisi, mekanik özelliklerin kuvvetli bir belirleyicisidir ve gerçek servis koşullarında alaşım sisteminin yapısal kararlılığını sağlarlar. Bu nedenle, alaşımın mikroyapısının araştırılması ve ısıtma işlemi gibi mikroyapıyı değiştiren işlemlerin özelliklerinin belirlenmesi gerekir (Sims ve diğ., 1987).

Kobalt esaslı alaşımlarda karmaşık karbür morfolojisini anlamak için tipik döküm alaşımı X-45 alaşımının mikroyapısı tanımlanabilir, Bu alaşım yaklaşık olarak % 26 Cr, % 0.25 C, % 11 Ni, % 8 W, % 1 Mn ve % 1 Si içerir. Bu alaşımın katılaşma ve soğuma adımları tam olarak anlaşılamamasına rağmen prosesin şu şekilde olacağı tahmin edilmektedir: Sıvı soğutulduğunda, YMK matris (γ) sıvı içerisinde çöker. Soğumanın ilerlemesiyle, kristallerin boyutu artar; fakat merkez bölge, ötektik sıcaklığa ulaşmadan

hemen önceki dış bölgeden kobaltça daha zengin, karbon ve diğer refrakter elementlerce daha fakirdir. Ötektik reaksiyon kobaltça zengin YMK faz ve $M_{23}C_6$ tipi karbürlerden meydana gelen iki fazlı oluşumu meydana getirir. $M_{23}C_6$ tipindeki ek karbürler, çökmeye izin veren yeniden ısıtma veya katılaşma sonrasında ki çok yavaş soğumayla katıhal reaksiyonu tarafından birincil γ fazından çökeltilir. Şekil 3.12 'de bu alaşımın katılaşma aşamaları şematik olarak gösterilmiştir (Brooks, 1990).

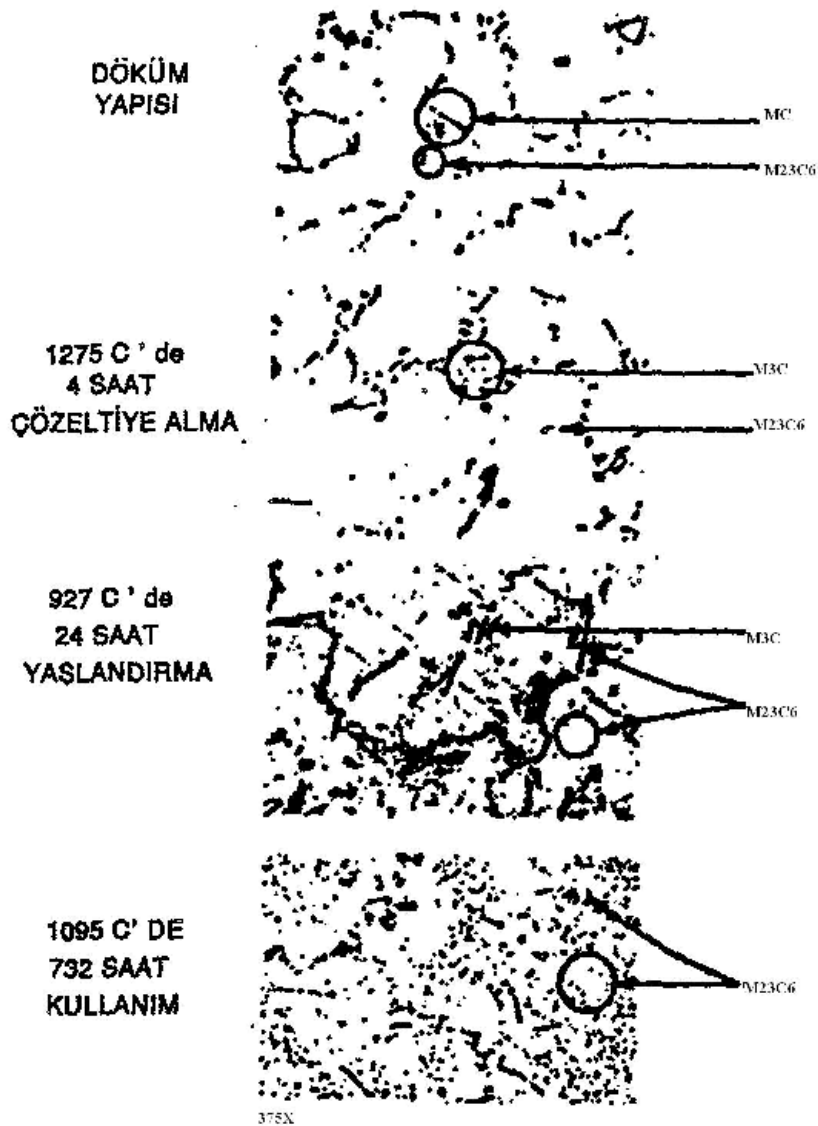


Şekil 3.12. X-45 alaşımının katılaşma aşamaları (Brooks, 1990)

Karbür çökmesi, krom ve tungsten gibi kuvvetli karbür yapıcı elementler ve karbonca en zengin olan birincil bölgelerinde mümkündür. Ek $M_{23}C_6$ çökmesinin meydana geldiği bölgeler sıvı fazın son katılaştığı ve ötektik bölgelerin yakınındaki

alanlardır (Brooks, 1990). Böylece soğuyan son sıvı faz tane sınırlarında ve dendrit kolları arasında ince $M_{23}C_6$ psödoötektik (ötektik benzeri) karbürleri meydana getirir. Ötektik yapı $M_{23}C_6$ ve γ matrisin arka arkaya sıralanmasıyla meydana getirilir. Bununla birlikte, bu psödoötektikte baskın faz krom-karbon oranı ve soğuma hızının her ikisine de bağlı olabilir (Sims ve diğ., 1987).

Döküm kalıplarında MC ve $M_{23}C_6$ karbür tiplerini içeren MAR-M 509 alaşımında, ısıtılmanın karbür dağılımına etkisi Şekil 3.13’de gösterilmiştir.



Şekil 3.13. MAR-M 509 alaşımına ısıtılmanın etkisi (Sims ve diğ., 1972)

1275°C'da 4 saatlik bir solüsyona alma işlemi sırasında bazı $M_{23}C_6$ ve temel karbür M_6C ile karbür ağı çözdürülür. Bu alaşımda, M_6C tipi karbürün kararlılığı tungsten varlığıyla sağlanır 927 °C'da 24 saatlik tavlama $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin artmasına neden olur. Bazıları YMK matris düzlemleri, [111] düzlemlerine paralel plakalar halinde, diğerleri ise ince disperse partiküller halindedir. Ek olarak, yeniden çözünmek için çok ince olan MC karbür dispersiyonu da vardır. Ancak, 1095 °C 'da 723 saatlik servis koşullarında $M_{23}C_6$ karbürleri görülebilir hale gelmişlerdir (Brooks, 1990).

3.6. Kobalt Esaslı Alaşımların Tipleri

Kobalt esaslı süperalaşımlar, genel olarak, üretim şekillerine göre; dövme kobalt esaslı alaşımlar ve dökme kobalt esaslı alaşımlar olarak ikiye ayrılırlar. Her iki grup da, uygulama ve kullanım alanlarına göre üçe ayrılmıştır. Burada, örneklerle, genel özellikler ve mikroyapılardan söz edilecektir.

3.6.1. Kobalt Esaslı Dövme Alaşımları

Kobalt esaslı dövme alaşımları üç ana grupta değerlendirilebilir (Donachie, 1984).

- a) S-816 Haynes 25, Haynes 188, Haynes 556 gibi alaşımları içeren 650-50 °C sıcaklık aralığında kullanılan alaşımlar.
- b) Yaklaşık 650 °C sıcaklığında kullanılan MP-35 N ve MP-159 gibi alaşımlar.
- c) Aşınma dirençli Stellite 6B gibi alaşımlar (Donachie, 1984).

Tablo 3.4'de kobalt esaslı dövme alaşımların kimyasal bileşim örnekler verilmiştir (Metals Handbook, 1980).

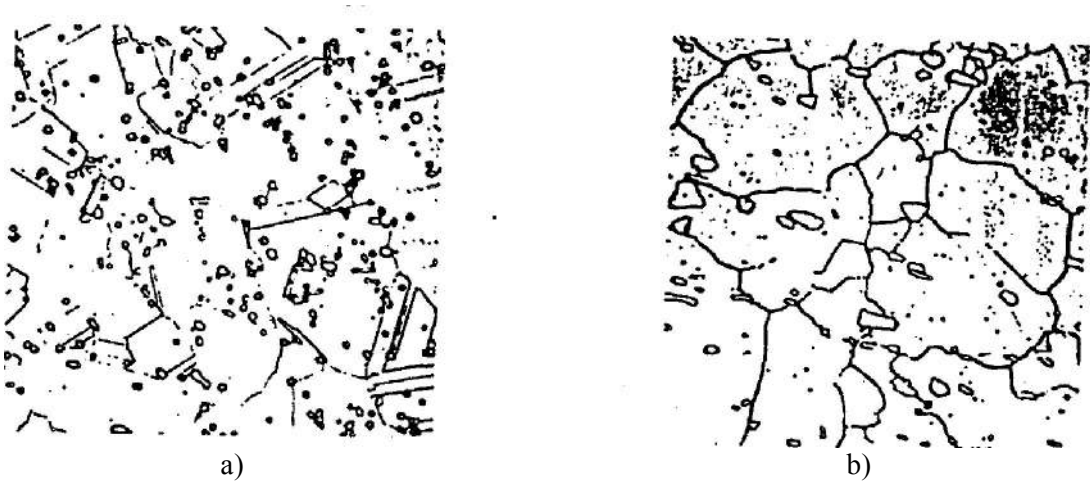
Kobalt esaslı dövme alaşımlarında, ısı-ışıl işlem görmüş bütün alaşımlar YMK kristal yapıdadır; ancak, MP-35N ve MP-159 servis uygulamalarından önce gereken termomekanik işlem sırasında kontrollü, az miktarda SPH yapıya sahiptirler. 650-1050°C sıcaklık aralığında ısı-ışıl işlem görmüş Stellite 6B ve 1000 saat veya daha fazla, yaklaşık 650°C luk bir sıcaklıkta tutulmuş Haynes 25 kısmen SPH yapıya dönüşebilir (Metals Handbook, 1980).

Tablo 3.4. Dövm kobalt esaslı alaşımların kimyasal bileşimine örnekler (Metals Handbook, 1980)

Malzeme	% Bileşim							
	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Fe	C	Diğer
Haynes 25	20	10	-	15	-	3	0,10	1,5 Mn
Haynes 188	22	22	-	14,5	-	3,0 max	0,10	0.90 La
S - 186	20	20	4,0	4,0	4,0	4,0	0,38	-
Stellite 68	30	1,0	-	4,5	-	1,0	1,0	-
MP - 35 N	20	35	10	-	-	-	-	-
MP - 159	19	25	7	-	0,6	9,0	-	3,0 Ti, 0,2 Al

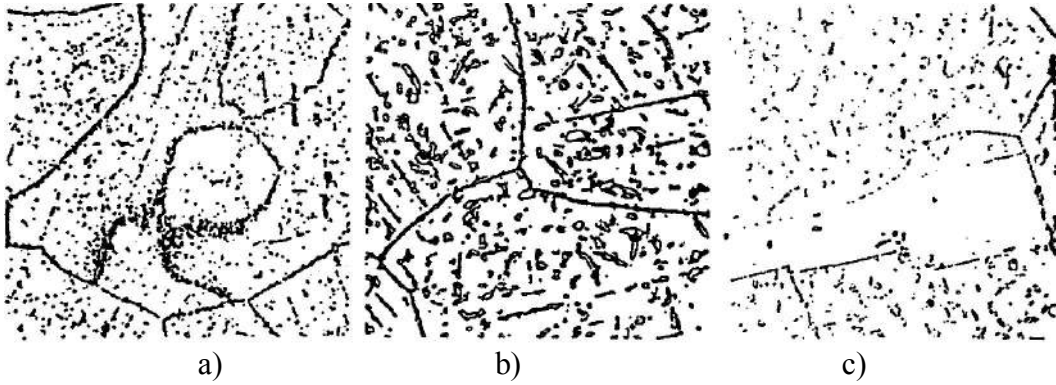
Hiç bir dövme kobalt esaslı alaşım tamamen katı çözelti değildir. $M_{23}C_6$, M_6C , M_7C_3 ve MC tipindeki karbürlerle intermetalik bileşikler içerir. Tavlama, genel olarak oda sıcaklığı sünekliğinde kayıplara neden olan ek ikincil faz çökmesine neden olur (Metals Handbook, 1980).

Yüksek sıcaklık grubu alaşımı S-816 geniş olarak gaz türbin kanatçıkları ve panellerinde kullanılmıştır. Fakat kirli ortamlara dirençli, daha yüksek mukavemetli ve daha düşük yoğunluklu nikel esaslı alaşımlarla değiştirilmiştir. Şekil 3.14'de S-816 alaşımına ait mikroyapı görülmektedir (Metals Handbook, 1985).



Şekil 3.14. S-816 alaşımının mikroyapısı, a) 1 Saat 1175°C'da solisyona alınmış ve suyla soğutulmuş S-816 alaşımı, b) Aynı alaşımının 16 Saat 760°C'da tavlandıktan sonra havada soğutulmuş mikroyapısı (Metals Handbook, 1985)

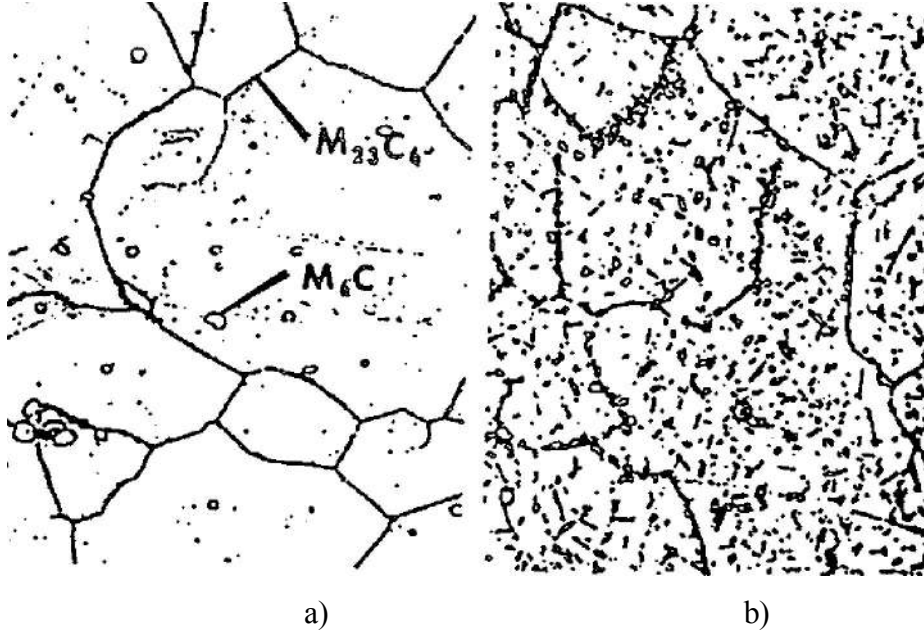
Haynes 25 belki de en iyi bilinen kobalt esaslı dövme alaşımıdır ve gaz türbinlerinin sıcak kesitlerinde, nükleer reaktör parçalarında, aşınma yastığı ve tıbbi malzeme olarak geniş oranda kullanılmaktadır (Metals Handbook, 1980). Şekil 3.15’de Haynes 25 alaşımına ait mikroyapılar görülmektedir (Metals Handbook, 1980).



Şekil 3.15. Haynes-25 alaşımının mikroyapısı. (1205 °C’da çözeltiye alınmış)
a) 3400 Saat 815 °C’da tavllanmış
b) 3400 Saat 870 °C’da tavllanmış
c) 3400 Saat 925 °C’da tavlannışdır (Metals Handbook, 1980)

Haynes 188 gaz türbinlerinde iletim kanalı ve yanma ünitesi olarak, özellikle yassı metal ürün olarak dizayn edilen bir alaşımdır. Temel kimyasal bileşimi, 1100 °C’da oksidasyon direnci, sıcak korozyon direnci, sürtünme direnci ve oda sıcaklığında şekillenebilirlik sağlar. Haynes 25, MP-35N ve MP-159 gibi. Haynes 188’de yüksek sertlik ve mukavemet eldesi için soğuk çekilebilir. % 50 soğuk deformasyondan sonra Haynes 188 oda sıcaklığında 1690 MPa, 540 °C’da 1585 MPa’lık bir çekme mukavemetine sahip olur (Metals Handbook, 1985). Şekil 3.16 ’da Haynes 188 alaşımına ait mikroyapılar görülmektedir (Metals Handbook, 1980).

MP-35N ve MP-159 işlem sertleşmesi görmek için özellikle dizayn edilmişlerdir. Her iki alaşım da soğuk işlem koşullarında yüksek mukavemet ve sünekliğe sahiptir. Bu alaşımlarda; yüksek mukavemet ve sünekliğin kombinasyonu, soğuk işlenmiş YMK matris içerisindeki küçük plakalar halinde var olan SPH yapıya atfedilir (Metals Handbook, 1980). Şekil 3.17’de MP-35N alaşımına ait mikroyapı görülmektedir (Metals Handbook, 1985).



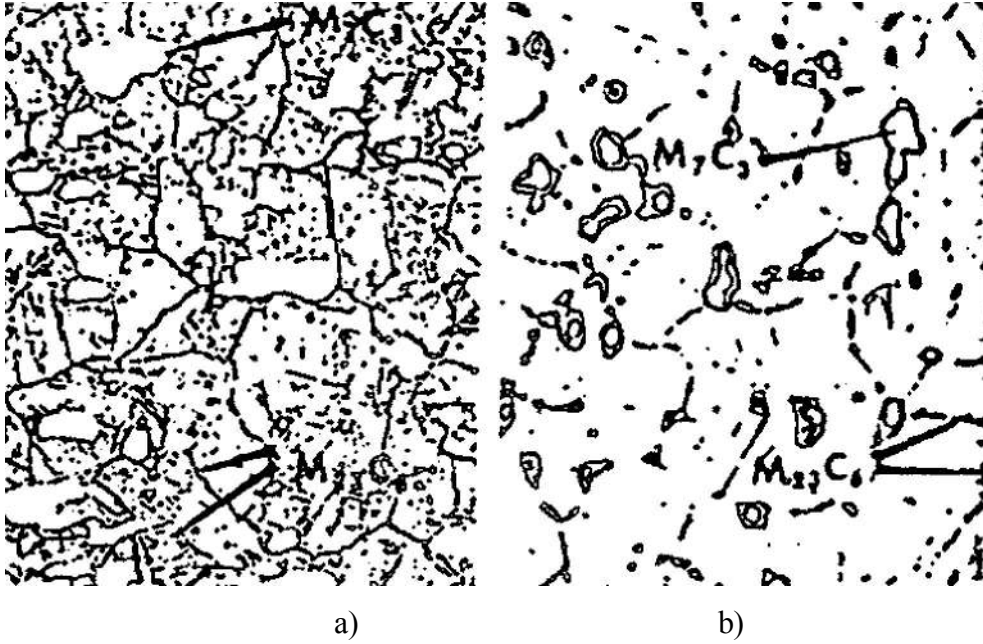
Şekil 3.16. Haynes188 alaşımlarının mikroyapısı a)1175 °C’da Çözeltiye alınmış, 3400 saat 650 °C’da tavllanmış malzemenin Mikroyapısı, b)1175 °C’da çözeltiye alınmış, 62414 Saat 870 °C’da tavllanmış malzemenin mikroyapısı. (Metals Handbook, 1980)



Şekil 3.17. 1065 °C’de 1 saatlik çözeltiye alma işleminden sonra 4 Saat 535°C’de tavllanmış MP-35’in mikroyapısı. (Metals Handbook, 1985)

Yüksek sıcaklık dövme kobalt esaslı alaşımlarının son grubu tek bir alaşımı içerir: Stellite 6B (Metals Handbook, 1980). Bu alaşım yüksek sıcaklık sertliği ve iyi oksidasyon direnciyle karakterize edilir. Diğer özelliği Cr_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tiplerindeki kompleks karbürlerinden elde edilen sıcak sertliği veren, yüksek krom (yaklaşık % 30) içeriğidir

(Metals Handbook, 1980). Şekil 3.18'deki Stallite 6B alaşımına ait mikroyapılar görülmektedir (Metals Handbook, 1985).



Şekil 3.18. Stellite 6-B'nin mikroyapısı a) 1230 °C'de çözeltiye alınmış, 8 Saat 900 °C'de tavllanmış malzemenin mikroyapısı, b) 1230 °C'de çözeltiye alınmış 8 saat 1150 °C'de tavllanmış mikroyapısı (Metals Handbook, 1985)

Stellite 6B, buhar türbinlerinde erozyona dirençli tabaka, gaz türbinlerinde aşınma yastığı, yüksek hız ve sıcaklıklarda özel maddeleri taşıyan boru sistemlerinde dirsek olarak yaygın oranda kullanılır.

3.6.2. Kobalt Esaslı Döküm Alaşımları

Kobalt esaslı döküm alaşımları demir esaslı alaşımlara göre daha iyi aşınma ve yüksek sıcaklık özellikleri gösterirler. Sürekli yüksek sıcaklık koşullarında, nikel esaslı alaşımlardan aşınma özellikleri daha iyidir ve çok iyi yüksek sıcaklık özellikleriyle birlikte, değişik ortamlarda mükemmel korozyon direnci gösterirler (Klemp, 1988). Kobalt esaslı döküm alaşımlarının kimyasal bileşimlerine örnekler Tablo 3.5 'de gösterilmiştir (Metals Handbook).

Yüksek sıcaklık için kullanılan dökme kobalt esaslı alaşımların yüksek sıcaklık mukavemetleri, karbür çökeltileri kadar krom ve tungsten ile elde edilen katı eriyik

sertleştirilmesiyle sağlanır. Bu olay 815 °C 'ın üzerinde mükemmel mukavemetin elde edilmesini sağlar (Klemp, 1988).

Tablo 3.5. Kobalt esaslı döküm alaşımlarının kullanım yerlerine göre sınıflandırılması ve kimyasal bileşimleri (Metals Handbook, 1985)

Alaşım	C	Mn	Si	Cr	Kimyasal bileşim(%a)	W	Fe	Diğerleri
Aşınma dirençli alaşımlar								
Alaşım No.3	2,0-2,7	1,00	1,00	29,0-33,0	3,00	11,0-14,0	3,00	–
Alaşım No.6	0,9-1,4	1,00	1,50	27,0-31,0	3,00	3,5-5,5	3,00	1,5 Mo
Alaşım No.12	1,1-1,7	1,00	1,00	28,0-32,0	3,00	7,0-9,5	3,00	–
Alaşım No.19	1,5-2,1	1,00	1,00	29,5-32,5	3,00	9,5-11,5	3,00	–
Star-J	2,20	1,00	1,00	31,0-34,0	2,50	16,0-19,0	3,00	–
Alaşım 98M2	1,7-2,2	1,00	1,00	28,0-32,0	2,0-5,0	17,0-20,0	2,50	0,8 Mo, 1,1 B, 4,2 V
Yüksek sıcaklık alaşımları								
Alaşım No.21	0,2-0,3	1,00	1,00	25,0-29,0	1,75-3,75	–	3,00	5,5 Mo, 0,007 B
Alaşım No.25	0,05-0,15	1,0-2,0	1,00	19,0-21,0	9,0-11,0	14,0-16,0	3,00	–
Alaşım No.31	0,45-0,55	1,00	1,00	24,5-26,5	9,5-11,5	7,0-8,0	2,00	0,5 Mo
Alaşım X-40	0,45-0,55	1,00	1,00	24,5-26,5	9,5-11,5	7,0-8,0	2,00	0,01 B
Alaşım X-45	0,20-0,30	0,4-1,0	0,75-1,0	24,5-26,5	9,5-11,5	7,0-8,0	2,00	0,01 B
Alaşım FSX-414	0,20-0,30	0,4-1,0	0,5-1,0	28,5-30,5	9,5-11,5	6,5-7,5	2,00	0,01 B
Alaşım WI-52	0,40-0,50	0,50	0,50	20,0-22,0	1,00	10,0-12,0	2,00	2,0 Nb
MAR M 302	0,78-0,93	0,20	0,40	20,0-23,0	–	9,0-11,0	1,50	0,01 B, 0,20 Zr, 9,0 Ta
MAR M 509	0,55-0,65	0,10	0,40	21,0-24,0	9,0-11,0	6,5-7,5	1,50	0,20 Ti, 0,10 B, 0,50 Zr, 3,5 Ta
Biyomedikal alaşım								
ASTM F75	0,35	1,00	0,40	27,0-30,0	1,00	–	1,50	6,0 Mo

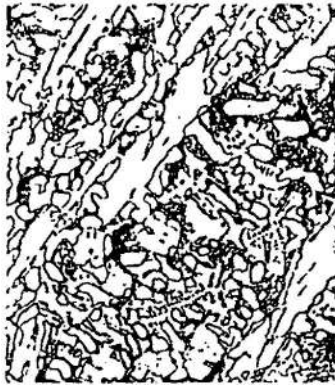
Dökme kobalt esaslı alaşımlar, vakumda ergitilmiş nikel esaslı alaşımların mukavemetine sahip olmadıkları halde, yüksek sıcaklıklardaki iyi korozyon dirençleri ve kolay kaynak edilebilirlikleri sayesinde 980 °C 'ın üzerindeki sıcaklıklarda, özellikle uzun

ömürlü uygulamalarda, nikel esaslı alaşımlarla rekabet edebilirler (Klemp, 1988). Çeşitli kobalt esaslı döküm alaşımlarına ait mikroyapılar Şekil 3.19’da görülmektedir (Metals Handbook).

Aşınmaya, erozyona ve kavitasyona karşı dirençlerinin yanında dökme kobalt esaslı alaşımlar aşağıdaki özelliklere de sahiptirler.

- a) Darbe ve termal şoka karşı direnç,
- b) Isıl ve oksidasyon direnci,
- c) Yüksek sertlik ve tokluk,
- d) Yüksek sıcaklık kararlılığı (Klemp, 1988).

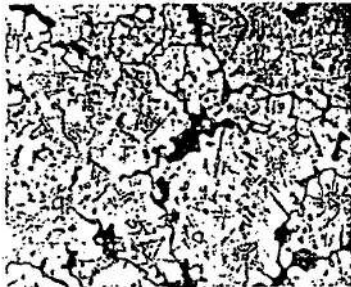
Tıbbi malzeme olarak kullanılan döküm kobalt esaslı alaşımların tek uygulaması, aslında No.21 alaşımının çok yüksek saflıktaki bir şekli olan ASTM F-75’tir. İnsan vücudu ortamının gerektirdiği yüksek mukavemet, korozyon ve aşınma direncine sahiptir.



a)



b)



b)



d)

Şekil 3.19. Hassas döküm mikroyapıları, a) 98M2 Stellite alaşımına ait hassas döküm yapısı, b) W1-52 alaşımına ait mikroyapı, c) MAR-M 302 alaşımına ait mikroyapı, d) MAR-M 509 alaşımına ait mikroyapı (Metals Handbook, 1980)

Kobalt esaslı alaşımların döküm, özellikleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- a) İyi akıcılık,
- b) Düşük ergime sıcaklığı,
- c) Kolay gaz tasfiyesi,
- d) Oksidasyondan kaynaklanan kayıpların düşüklüğü.

Tablo 3.6'da kobalt esaslı döküm alaşımlarının ergime sıcaklık aralığı gösterilmiştir.

Tablo 3.6. Kobalt esaslı döküm alaşımlarının ergime sıcaklık aralıkları(Metals Handbook, 1980)

Alaşım	Ergime Sıcaklık Aralığı (°C)
Aşınma Dirençli Alaşımlar	
Alaşım No.3	1215-1285
Alaşım No.6	1260-1355
Alaşım No.12	1255-1340
Alaşım No.19	1240-1300
Star J	1215-1275
Yüksek Sıcaklık Alaşımları	
Alaşım No.21	1340-1365
Alaşım No.25	1330-1410
Alaşım No.31	1340-1395
Alaşım X-40	1340-1395
Alaşım X-45	1340-1395
Alaşım FSX-414	1340-1395
WI-52	1315-1345
MAR M 302	1315-1370
MAR M 509	1290-1400
Biyomedikal Alaşım	
ASTM F75	1315-1345

Fiyat, kötü talaşlı imalat kalitesi, aşınma dirençli alaşımlarda çatlak problemi ve daha sonraki ısıtmalardan kaynaklanan kirlilik göz önünde bulundurulması gereken problemlerdir.

4. LİTERATÜR ÖZETLERİ

Bu bölümde Co esaslı Cr-Mo alaşımları üzerine yapılmış çalışmalar incelenerek literatür özetleri verilmiştir.

Liu ve arkadaşları (2005) çalışmalarında sünekliliği artırmak için yeni bir tribolojik alaşım geliştirmişlerdir. Burada T-400 alaşımının Cr oranını artırıp, Mo ve Si oranını düşürerek sünekliliği artan T-401 adında yeni bir Tribaloy alaşım geliştirmişler ve bu alaşımın mekanik, aşınma ve korozyon özelliklerini incelemişlerdir. Yapılan deneyler T-401 alaşımının sünekliliğinin T-400 alaşımından daha iyi olduğunu, ancak sertlik ve aşınma davranışının T-400 alaşımından daha kötü olduğunu tespit etmişlerdir.

Yao ve arkadaşları (2005); yüksek C içeriğine sahip Stellite 706K alaşımının metalografik ve aşınma davranışları incelemişlerdir. Stellite 707K'nın temel alaşım elementi Cr ve Mo'dur. Bu alaşımın korozyon ve aşınma direncinin Stellite 6K'dan daha iyi olduğu belirlenmiştir. Stellite 6K ve Stellite 6B'den daha yüksek bir çekme dayanımına sahip olduğu tespit edilmiştir. Araştırmacılar; Stellite 706K'nın bu özeliğe sahip olmasını karbür parçacıklarının miktarına ve ilave edilen Mo'den dolayı oluşan sert matrise dayandırmışlardır.

Wang ve arkadaşları (1999); çalışmalarında, demir esaslı bir malzemenin Mo içeriğini değiştirerek artan Mo oranının aşınmaya etkisini incelemişlerdir. İşlem basamakları olarak çalışmada, 1 ile 5 ms⁻¹ arasında kayma mesafesi ile 10 N ile 30 N arasında yük uygulanmıştır. Deneyler için dört farklı numune hazırlanmış; bunlardan birincisi 1120 °C sıcaklıktan hızla soğutulmuş, ikincisi aynı sıcaklıktan soğutulup ve 500 °C'de temperlenmiş, üçüncüsü 1200 °C'de hızla soğutulmuştur ve dördüncüsü de numune 1200 °C 'den hızla soğutulup 500 °C'de temperlenerek uygulanmıştır. Daha sonra aşınma deneyleri yapılarak aşınma değerlerine bakılmıştır.

Hsang-Chung Hsu ve Shuang-Shii (2004); plazma alevi ile ergiterek elde edilen Co-Cr-Mo-N implant alaşımının aşınma özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmada; HPPM (yüksek basınçlı plazma ergitme) yöntemi, yüksek azotlu Co-Cr-Mo implant alaşımı yapmak için kullanılmıştır. Ergitilerek elde edilen ingotlar daha sonra ısı işleme tabi tutulmuştur. Deney numunelerin çekme ve aşınma özellikleri değerlendirilmiştir. Deneysel sonuçlar azot içerikli numunenin en çok % 0.288 oranında azot içerdiğini göstermiştir. Aşınma davranışı ve çekme dayanımının azot oranı yüksek olan numunelerde az

olanlardan daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir.

Matkovic ve arkadaşları (2004); Co-Cr dental alaşımlarının mikroyapı ve diğer bazı özelliklerine Mo ve Ni'nin etkisini incelemişlerdir. Co-Cr alaşımının mikroyapı ve özelliklerine Ni ve Mo ilavesinin etkisi biomedical uygulamalar için en iyi şekilde karakterize etmek amacıyla bu çalışma yapılmıştır. Ark kaynak tekniği kullanılarak argon gazı atmosferinde üretilen Co-Cr-Ni alaşımlarından hazırlanan numunelere optik mikroskop ve SEM kullanılarak mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Üretilen numunelerden $\text{Co}_{55}\text{Cr}_{40}\text{Ni}_5$ ve $\text{Co}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Ni}_{10}$ alaşımları dendritik katılaşma mikroyapısında ortaya çıkmıştır. Sertlik sonuçları ve korozyon dayanımı mikroyapı ve farklı kimyasal alaşım elemanlarının etkisiyle ilişkilendirilmiştir. Nikel içeriği katkısıyla alaşımın sertliği azalmış, fakat krom içeriği ile artma göstermiştir. Dolayısı ile Co-Cr-Ni alaşımlarının sertliği Co-Mo-Cr alaşımlarından daha düşüktür. En yüksek korozyon karakteristiği tipik dendritik mikroyapılı numunelerde, daha yüksek krom içeriklerinde görülür.

Kuzucu ve arkadaşları (1998); Cr, Ni, W ve C elementlerinin ilave edildiği Co esaslı bir alaşımında oluşan fazlarını incelemişlerdir. Çalışmada, döküm yöntemiyle elde edilmiş Co-27.74Cr-19.27Ni-6.11W-1.1C alaşım döküm yöntemiyle elde edildikten sonra, sıvı N ve suda soğutulmuştur. Metalografik araştırmalar; sonucunda dendritik kollar arasında ötektik karbürlerin çökeldiğini göstermiş, dendritik bir mikroyapıya sahip bir döküm numunesi elde edilmiştir. Farklı soğutma ortamlarında hızla soğutulan numunelerde, dendritik kollar arasında çökelmiş karbür fazının bulunduğu ve bunun sonucunda daha küçük dendrit tanelerinin ve daha ince dendritik kollarının oluştuğu belirlenmiştir.

Jacobs ve arkadaşları (1990); dökümle elde edilmiş Co-Cr-Mo cerrahi implantlarının korozyon davranışı üzerine gözenekli kaplama yönteminin etkisini incelemişlerdir.

Becker ve arkadaşları (1995); cerrahi implant uygulamalarında kullanılan sinterlemeyle elde edilmiş Co-Cr-Mo gözenekli alaşımların preslenmesi, sinterlenmesiyle bunların davranış ve özelliklerini incelemişlerdir. Araştırmacılar, aynı yıl yayınlanan başka bir çalışmalarında bu malzemenin korozyon davranışını incelemişlerdir. Yine Becker ve arkadaşları (1999); cerrahi implantlar için kullanılan, toz metalurjisi tekniği ile elde edilmiş Co-Cr-Mo alaşımlarının yapısal özellikleri üzerine sinterleme atmosferi ve toz morfolojisinin etkisini incelemişlerdir.

Compton ve Shetty (2003); yaptıkları çalışmada Co-Cr-Mo alaşımlarda sinterlenmiş gözenekli tabakanın karakterizasyonunu incelemişlerdir.

Boeck ve arkadaşları (1999), Co-Cr-Mo alaşımlarının çekme ve mikroyapı özellikleri arasındaki ilişkiyi belirlemeye çalışmıştır.

Dobbs ve Robertson,(1982), Co-Cr-Mo esaslı ortopedik alaşımların laboratuvar ortamında korozyon davranışını incelemişlerdir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Gereç ve Yöntem

Çalışmanın ilk aşamasında altı çeşit alaşım indüksiyon ergitme yöntemiyle üretilmiştir. Daha sonra elde edilen alaşımların mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması safhasına geçilmiştir. Bu safhada alaşımların çekme deneyleri, sertlik deneyleri, elektron mikroskop çalışmaları ve X-ışınları difraksiyonu çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

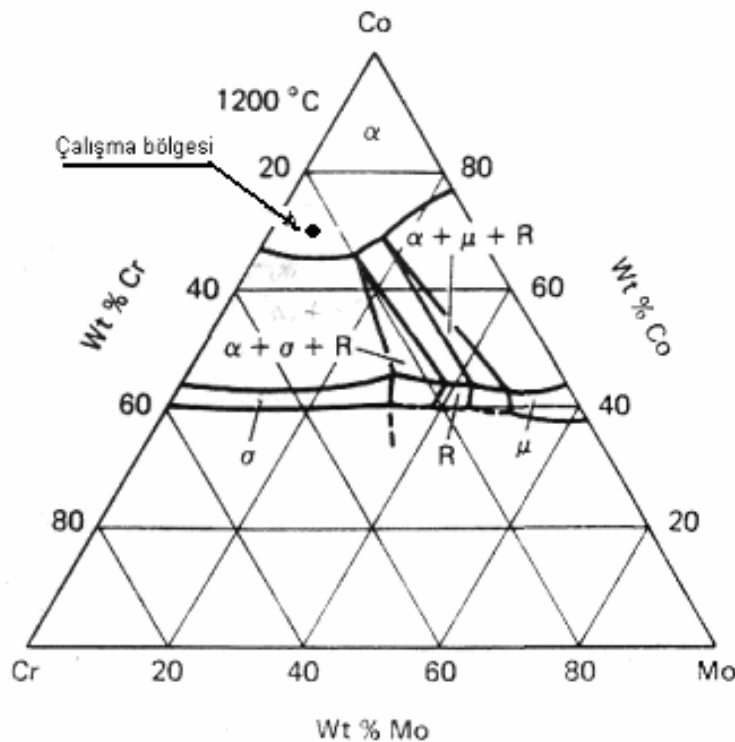
5.2. Alaşımların Üretilmesi

Ergitme işlemleri 5 kg kapasiteli indüksiyon ergitme fırınında yapılmıştır. Metallerin yüksek sıcaklıklarda ergitilerek alaşımlandırılması için 1800 °C sıcaklığa dayanabilen SiC esaslı ergitme potaları kullanılmıştır. Pota sıcaklığının kontrolü ve sıcaklık ölçümü için 350–1800 °C sıcaklık aralığında uzaktan ölçüm yapabilen optik pirometre (Impac IS 200-IGA 200) kullanılmıştır. Ergitme işlemine, ilk önce ergime sıcaklığı en düşük olması nedeniyle, kobalt elementinin ergitilmesiyle başlanmıştır. Daha sonra sırasıyla Cr, Mo, Si, Mn ve C elementleri dışarıdan ergimiş haldeki Co' a ilave edilmiştir. Ergitme işlemleri normal hava şartlarında yapılmıştır ve bu esnada alaşımın oksitlenmesini önlemek amacıyla potanın üzeri mümkün olduğu oranda kapalı tutulmaya çalışılmıştır. Belirli yüzde oranına göre potaya konulan kobaltın ergimesinden hemen sonra sırasıyla kobalt üzerine Cr, Mo, Si, Mn ve C ilave edilerek pota içerisinde ergiyik halinde alaşımın oluşması sağlanmıştır. Ergitme işlemi esnasında 1500 °C sıcaklığa kadar çıkılmıştır. Alaşım homojenliğin sağlanması amacıyla bu sıcaklıkta bir müddet beklenmiş ve elementlerin iyice birbiri içerisinde erimesi sağlanmıştır. Aynı zamanda homojenliği sağlamak için de indüksiyon ergitme fırını en az üç defa açılıp kapatılmıştır. Bazı durumlarda seramik karıştırma çubuğu ile sıvı haldeki alaşım karıştırılmıştır. Yapılan bu işlemlere rağmen, indüksiyon ergitme ocağının önemli bir özelliğinden de istifade edilmiştir. Bu özellik, metallerin ergitilmesi esnasında pota içinde oluşan manyetik alan nedeniyle erimiş haldeki metalin sürekli hareket etmesi ve ergitilen elementlerin dışarıdan müdahaleye gerek kalmadan birbirleriyle iyice karışmasıdır. Sonuç olarak dışarıdan,

potadan ve karıştırıcı çubuktan ergimiş haldeki metale herhangi bir yabancı malzeme karışmadan homojen ve kaliteli bir ergitme işlemi yapılmış ve sonra da döküm gerçekleştirilmiştir.

SiC potada ergimiş metal, kokil (metal) kalıba dökülerek 10 mm çapında ve 13 cm uzunluğunda çubuklar halinde üretilmiştir. Döküm sıcaklığı 1450–1475 °C civarında tutulmuştur. Dökümden önce metalin geç soğuması ve hemen katılaşmaması için kokil kalıp 400-500 °C' ye kadar ön ısıtmaya tabi tutulmuştur.

Üretilen alaşımların, yani Co-Cr-Mo alaşımının üçlü denge diyagramı Şekil 5.1'de görüldüğü gibidir. Bu denge diyagramı üzerinde çalışma bölgesi ok ile işaretlenmiş olup alaşımın kimyasal bileşimi % 67Co-% 28 Cr-% 5 Mo' dir. Üçlü denge diyagramının bu bölgesi tamamen homojen α -fazından ibaret olup alaşımın tokluk özelliğini etkileyen zararlı σ fazı bu bölgede bulunmamaktadır. Alaşımdaki Si, Mn, C gibi diğer katkı elementlerinin yüzde oranlarının düşük olması nedeniyle burada sadece Co, Cr ve Mo elementleri göz önüne alınmıştır.



Şekil 5.1. Co-Cr-Mo üçlü denge diyagramında çalışma bölgesi (Rideout ve diğ., 1951)

5.2. Kimyasal Analiz İşlemleri

Döküm işlemlerinde kullanılmak amacıyla temin edilen tüm alaşım elementlerinin (Co, Cr, Mo, Si, V, Mn, Ti, C) saflık oranı % 99,9 dur. Bu elementlerden belirli oranlarda alınarak birbirine karıştırılıp ergitilmek suretiyle elde edilen alaşım daha sonra kimyasal bileşiminin anlaşılması amacıyla spektral analize tabi tutulmuştur.

Referans malzeme olarak piyasada dental alanda en çok kullanılan alaşım göz önüne alınmıştır. Bu alaşım da Co-28Cr-5Mo-0,5Si-0,7Mn-0,5C bileşimindedir. Bu sebepten dolayı çalışmalara ilk önce bu alaşımın üretilmesiyle başlanmıştır. Söz konusu alaşımın üretimi yüzde ağırlık oranlarına göre elementler bir araya getirilerek indüksiyon ergitme fırını vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu alaşıma % 1,3 Mn; % 0,7-2,0 Ti; % 0,7-1,3 V katılmak suretiyle altı çeşit yeni alaşım örnekleri elde edilmiştir. Üretilen alaşımlar için yapılması gereken testlerden en önemlisi kimyasal analiz testleridir. Deneyin analiz sonuçları Tablo 5.1’de gösterildiği gibidir. Tablodan da görülebileceği gibi, altı adet kobalt esaslı alaşım dökülerek üretimi başarı ile gerçekleştirilmiştir.

Tablo 5.1. Üretilen deney numunelerinin kimyasal bileşimleri

Numune No	Numune Adı	Alaşım elementleri (% ağı)							
		Co	Cr	Mo	Si	C	Mn	V	Ti
C1	Co-Cr-Mo- <u>0,7Mn</u>	63,92	28,61	5,76	0,48	0,49	0,73	0,03	-
C2	Co-Cr-Mo- <u>1,3Mn</u>	62,57	27,78	5,73	0,50	0,49	1,33	0,02	0,01
D1	Co-Cr-Mo- <u>0,7Ti</u>	62,49	29,53	5,56	0,49	0,48	0,73	0,03	0,77
D2	Co-Cr-Mo- <u>2,0Ti</u>	63,07	27,22	5,12	0,48	0,51	0,72	0,02	2,07
E1	Co-Cr-Mo- <u>0,7V</u>	63,61	28,89	5,52	0,51	0,46	0,74	0,69	0,01
E2	Co-Cr-Mo- <u>1,3V</u>	62,28	29,06	5,68	0,52	0,48	0,72	1,26	0,05

6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

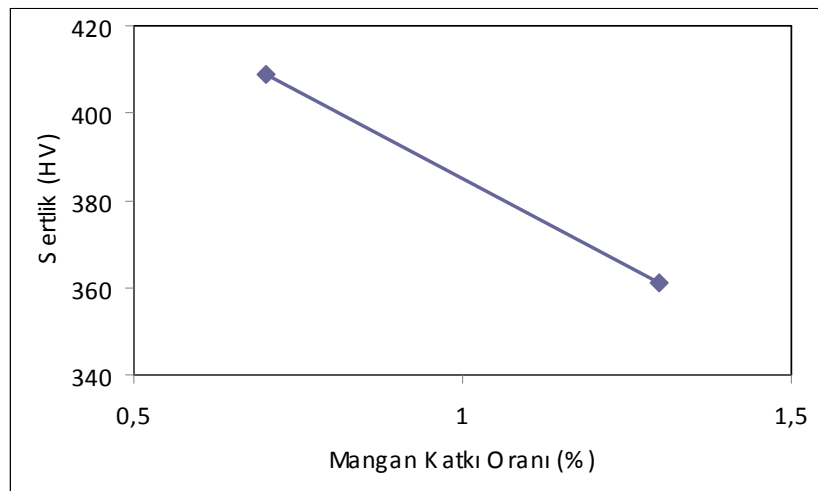
6.1. Mekanik Deneyler

Üretilen alaşımların sertlik ölçümü ile çekme testi deneyleri yapılmıştır. Alınan sonuçlar aşağıda tüm detaylarıyla birlikte verilmiştir.

6.1.1 Mn Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerine Etkisi

Yukarıda bahsedildiği gibi çalışmada altı çeşit alaşım kullanılmıştır. Bunlardan kimyasal bileşimi Co-Cr-Mo-0,5Si-0,5C,-0,7Mn olan ve dental alanda en çok kullanılan C1 numunesine ait alaşım referans veya orijinal numune olarak seçilmiştir. Bu alaşımın sertlik değerine katkı elementleri Ti, V ve Mn'in etkisini anlayabilmek amacıyla bir dizi sertlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçümler Rockwell ve Vickers yöntemleri ile alaşımın en az üç farklı bölgesi kullanılarak yapılmış ve bunların ortalaması alınmıştır. Sertlik ölçüm sonuçları Şekil 6.1'de görüldüğü gibidir.

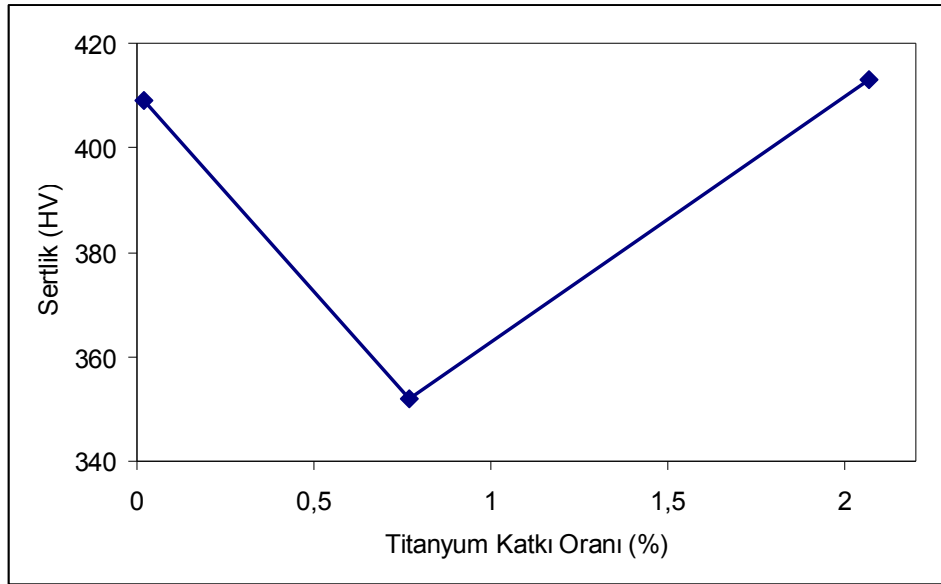
Grafikten anlaşılabileceği gibi % 0,7 Mn içerikli numune orijinal numune (Co-Cr-Mo-0,5Si-0,5C,-0,7Mn) olup bu alaşımın sertliği ortalama 409 HV değerindedir. Bu alaşıma % 1,3 Mn ilavesi sertliğin bir miktar düşmesine sebep olmuştur. Bu düşüş ortalama 50 HV değerindedir.



Şekil 6.1. Mangan katkı oranının sertliğine etkisi

6.1.2. Ti Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerlerine Etkisi

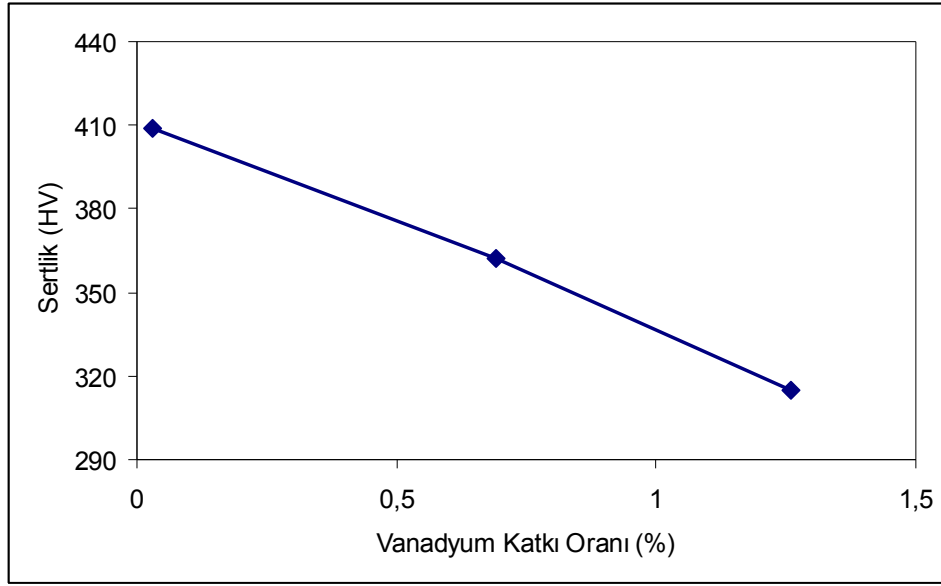
Şekil 6.2 'de titanyum katkılı alaşımın sertlik ölçüm grafiği görülmektedir. Bu grafikte grafik çizgisinin başlangıç noktası orijinal alaşımın sertlik değeri olup, devam eden kısımları ise alaşıma % 0,7-2,0 oranlarında titanyum katılarak üretilen alaşımın sertlik değerleridir. Grafikten anlaşılabacağı gibi alaşıma katılan % 0,7 oranındaki titanyum alaşımın sertliğini 57 HV kadar düşürmüştür. Titanyum katkı oranının % 2,0 'e çıkmasıyla sertlikte devam eden bir düşme olmamış ve hatta çok az bir miktar artış göstererek 413 HV değerlerine ulaşmıştır. Şekil 6.2'de görülen grafik çizgisinin seyrine bakarak % 0,7 titanyum katkı oranında kararlı bir düşüş gösteren sertlik değerleri bu katkı oranından sonra yükselmiştir.



Şekil 6.2. Titanyum katkı oranının sertliğe etkisi

6.1.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Sertlik Değerlerine Etkisi

Şekil 6.3 'te Vanadyum katkılı alaşımın sertlik ölçüm grafiği görülmektedir. Grafik çizgisinin başlangıç noktası "orijinal alaşımın" yani C1 numunesinin sertlik değeri olup devam eden kısımları ise alaşıma % 0,7-1,3 oranlarında V katılarak üretilen alaşımların sertlik değerlerini göstermektedir. Grafikten anlaşılabacağı gibi alaşıma katılan vanadyum, alaşımın sertliğini önemli bir miktar düşürmüştür. Bu sertlik düşüşü 0,7 V katkılı numunede 47 HV değerinde iken; 1,3 V katkılı numunede 94 HV değerindedir.



Şekil 6.3. Vanadyum katkı oranının sertliğe etkisi

0,7 V katkısı ile alaşımın sertliği 362 HV olarak ölçülmüşken; vanadyum katkı oranının 1,3'e yükselmesi ile sertlik değeri 315 HV olmuştur. Vanadyum katkı oranının artışı ile alaşımın sertliğinde de düzgün bir düşüş gözlenmiştir.

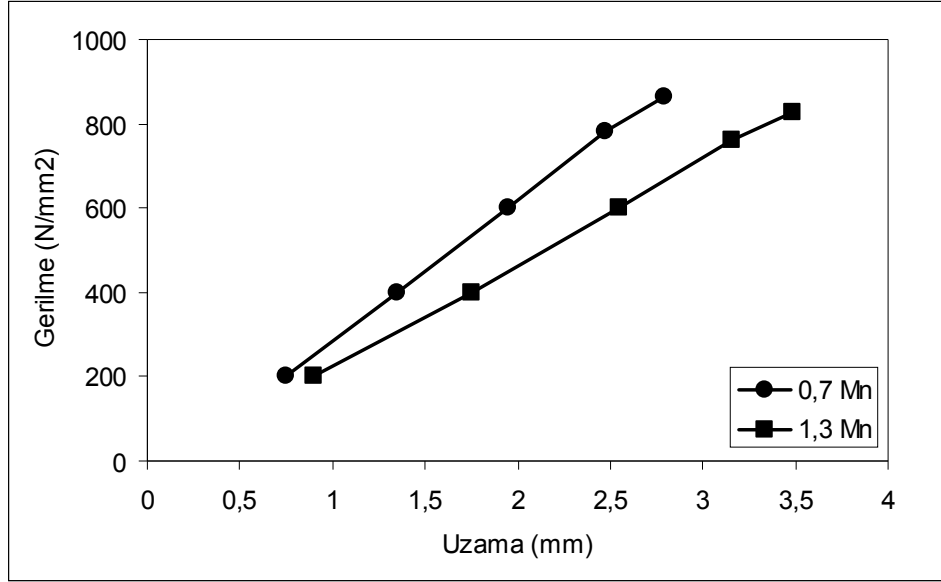
6.2. Çekme Deneyleri

Katkı elementlerinin referans alaşımının çekme dayanımı ve sünekliğini ne miktarda etkilediğini anlamak amacıyla döküm yöntemiyle çubuk şeklinde üretilen numunelerin her birinden en az iki adet çekme çubuğu üretilerek bir dizi çekme deneyleri yapılmıştır. Referans alaşımın sertliğinin yüksek olması nedeniyle çekme numuneleri hazırlanırken talaşlı işlemede zorluk çekilmiştir. Bunun sonucu olarak üretilen çekme numunelerinin yüzeyleri pürüzlü ve tam düzgün olarak çıkmamıştır. Bu sebepten dolayı üretilen çekme deney numunelerinin yüzeyleri bir defa da taşlama işlemine tabi tutularak tam düzgün hale getirilmiştir. Bu işlemlerden sonra çekme deneyleri yapılmıştır.

6.2.1. Mn Katkı Oranının Alaşımın Çekme Dayanımına Etkisi

Mn katkı oranının alaşımın çekme dayanımı ve uzaması üzerindeki etkisini anlamak amacıyla çekme testleri yapılmıştır. Şekil 6.4 'te alaşıma ilave edilen 1,3 Mn oranının % 0,7 Mn ilavesine göre çekme dayanımını düşürerek uzamayı artırdığı

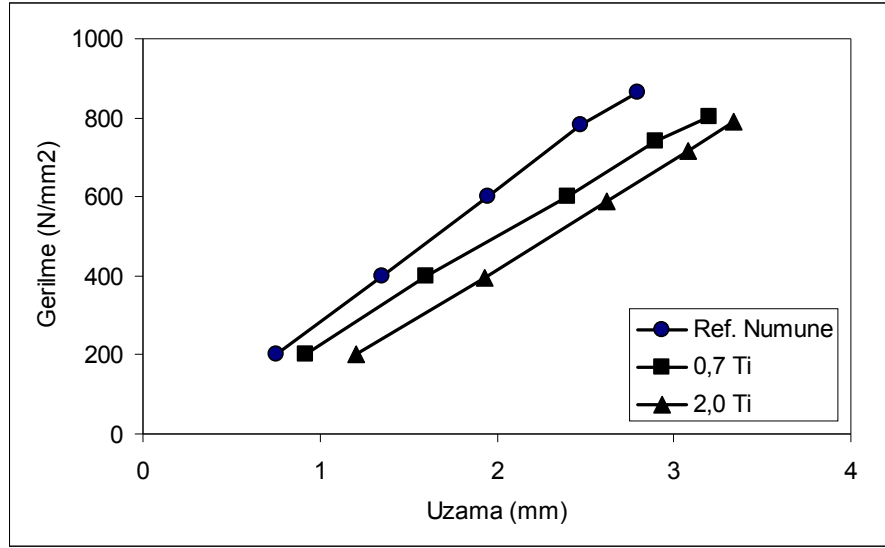
görülmektedir. Mn ilavesiyle alaşımanın hem çekme dayanımı hem de uzama değerlerinde lineer bir değişim gözlenmiştir. Dolayısıyla bu sonuçlardan alaşımanın tokluğunun yükseldiğini söylemek de mümkündür.



Şekil 6.4. Manganez katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi

6.2.2. Titanyum Katkı Oranının Alaşımanın Çekme Dayanımına Etkisi

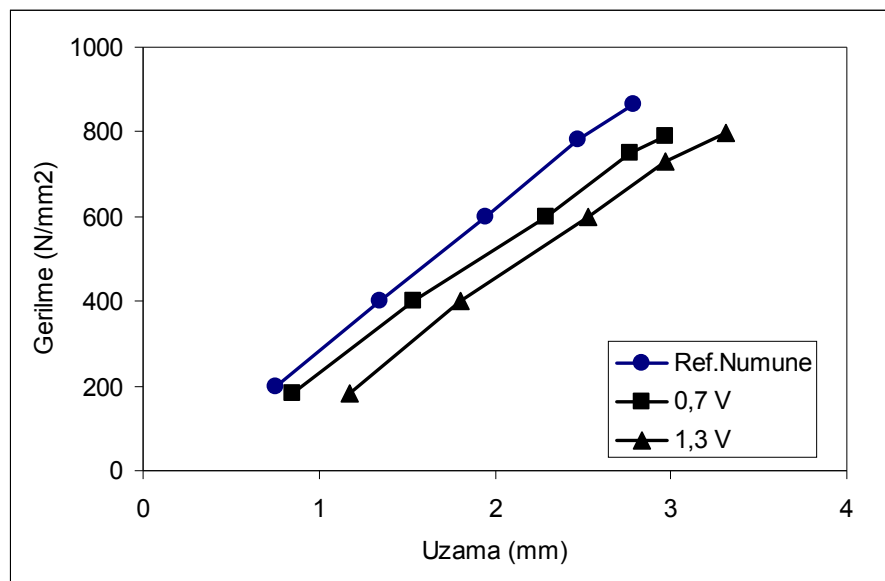
Orijinal kobalt esaslı alaşıma ilave edilen titanyum alaşımanın sertliğini belirli miktarda düşürmüştür. Alaşımanın sertliğindeki düşme çekme dayanımına da etki ederek bir miktar azalmasına aynı zamanda alaşımanın sünekliğinin de artmasına sebep olmuştur. Şekil 6.5'ten de anlaşılacağı üzere, özellikle % 2,0 Ti ilavesinde uzama değerinin daha fazla artarak çekme dayanımının düştüğü açıkça görülmektedir.



Şekil 6.5. Titanyum katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi

6.2.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Çekme Dayanımına Etkisi

Referans alaşıma katılan % 0,7-1,3 V ilavesi alaşımın çekme dayanımında ve uzama değerlerinde bazı değişmelere sebep olmuştur. Şekil 6.6'daki grafikten de anlaşılacağı üzere vanadyum oranının % 0,7-1,3 ilavesi alaşımın çekme dayanımını düşürüp uzamasını artırmıştır.



Şekil 6.6. Vanadyum katkı oranının çekme dayanımı ve uzamaya etkisi

% 0,7 vanadyum ilavesi ile çekme dayanımı bir miktar düşerken; % 1,3 vanadyum ilavesi sonucunda çekme dayanımı tekrar artmıştır. Fakat referans numunenin çekme dayanımı değerine ulaşamamıştır.

6.3. Mikroyapı ve EDS Analiz Çalışmaları

Projede kullanılan referans alaşımının mikroyapısına katkı elementleri Ti, V ve Mn 'ın nasıl etkidiğini anlayabilmek amacıyla bir dizi mikroskobik çalışmalar yapılmıştır. Mikroskobik çalışmalarda elektron mikroskop (SEM) ve noktasal analiz (EDS) cihazları kullanılarak mikroyapı detaylı bir şekilde incelenmiş ve gözlemlenen sonuçlar fotoğraflarla tesbit edilmiştir.

6.3.1. Mangan Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi

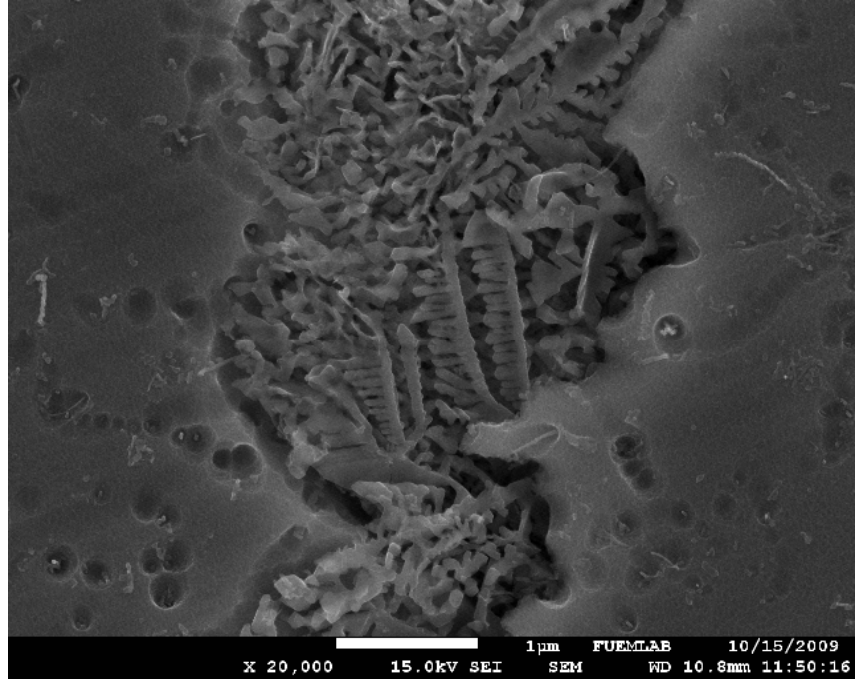
6.3.1.1. C1 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları

Araştırmada % 0,7 ve 1,3 Mn katkı oranlarında iki çeşit alaşım üretilmiştir. Bunlardan % 0,7 Mn içerikli alaşım referans veya orijinal alaşım kabul edilerek tüm numuneler bu alaşımdan türetilmiştir.

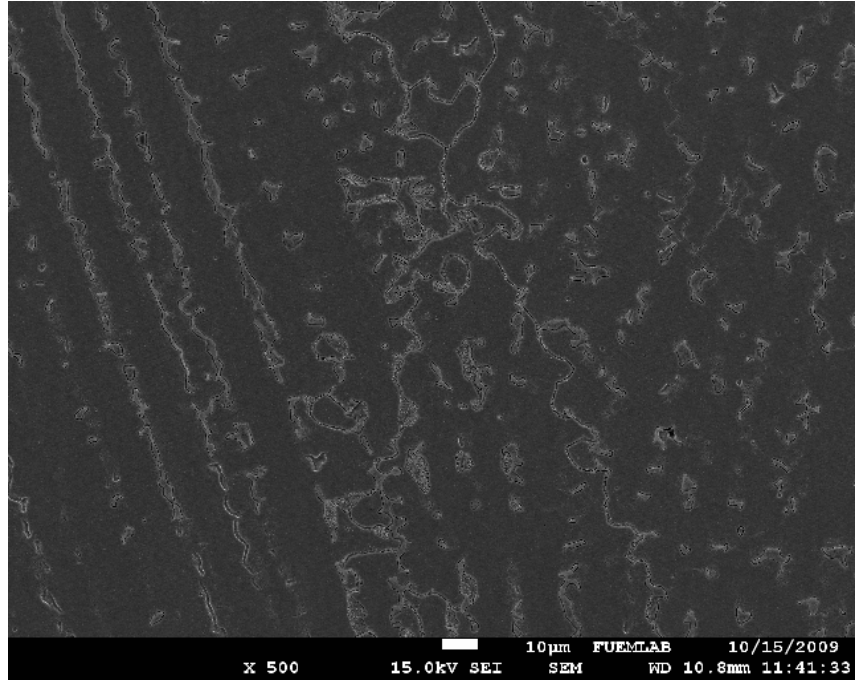
Referans numune olarak kabul edilen ve C1 numunesi olarak da adlandırılan % 0,7 Mn katkı oranına sahip alaşımın 500 büyütmedeki mikroyapı fotoğrafı Şekil 6.8'de görüldüğü gibidir. Mikroyapı fotoğrafından da anlaşılabileceği gibi alaşım dendritik bir yapıya benzeyen uzun hat şeklinde ve yer yer bölgesel olan açık renkli ikinci faz bölgelerine sahiptir. Bu bölgelerin varlığı mevcut olan ana fazın miktarına oranla daha küçük olduğu söylenebilir.

Fotoğraftaki ikinci faz bölgeleri olarak adlandırdığımız açık renkli bölgelerin yapısını daha iyi anlamak amacıyla çok yüksek büyütmelere çıkılarak (20000X) Şekil 6.7'deki fotoğraf elde edilmiştir. Şekil 6.7'deki bu fotoğraf incelendiğinde açık renkli bölgelerin nano mertebesinde dendritik bir yapıya sahip olduğu fark edilmektedir. Bu dendritlerin tarak şeklinde olduğu ve açık renkli bölgeler boyunca çok sık bir şekilde dizildiği ve ayrıca ikincil dendrit kolları arasındaki mesafenin çok az olduğu anlaşılmıştır.

Ayrıca bu dendrit kollarının kalınlığının yaklaşık olarak 83 nm olduğu anlaşılmıştır. Dendrit kolları arasında oluşmuş başka bir faz bulunmadığı da anlaşılmıştır.



Şekil 6.7. C1 numunesinin mikroyapı görüntüsü

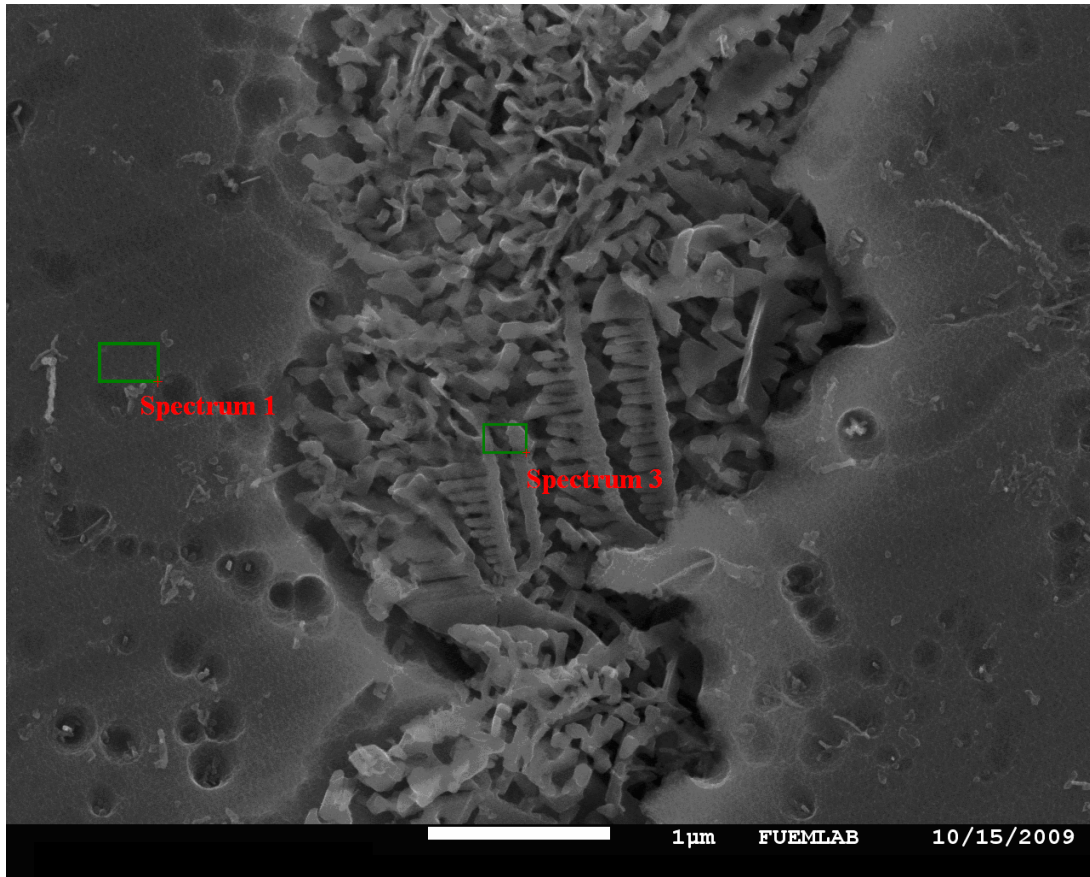


Şekil 6.8. C1 numunesinin mikroyapı görüntüsü

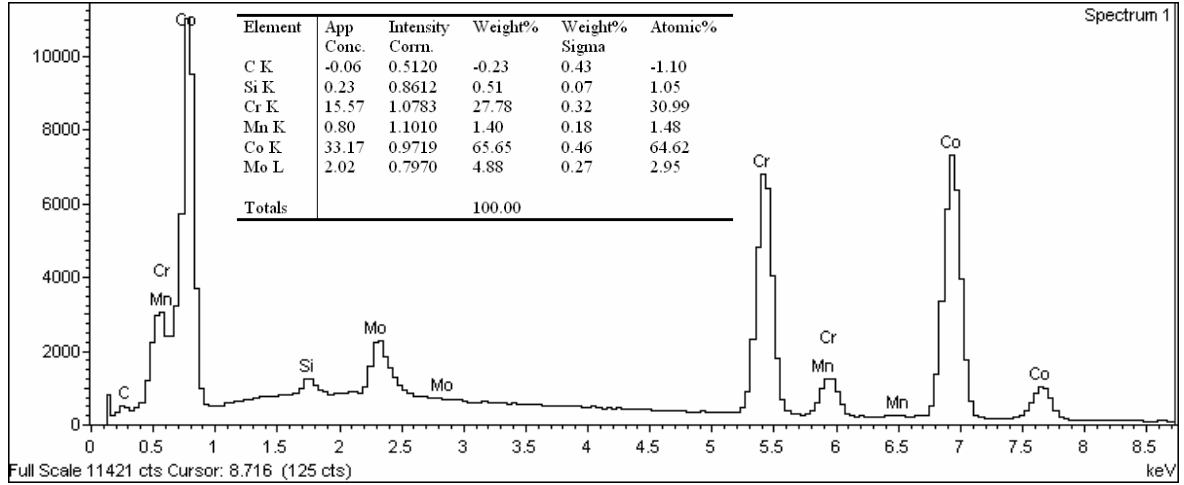
Dendrit kollarının kimyasal yapısının durumunu anlayabilmek amacıyla EDS analizleri yapılmıştır (Şekil 6.9, 6.10 ve 6.11). Analizler farklı faz yapılarının bulunduğu iki yerden alınmıştır. İki bölgeye ait analiz sonuç grafiği ve bu grafiklere ait analiz değerleri Şekil 6.10 ve 6.11’de görüldüğü gibidir. 1 no’lu Spektrumun analiz sonuç

grafiğinden de anlaşılacağı üzere bu bölge Co ve Cr bakımından zengin bir bölgedir. Analizi alınan diğer kısım olan 3 no'lu Spektrumun yani dendritlerin olduğu bölgenin ise Cr bakımından zengin olduğu görülmektedir.

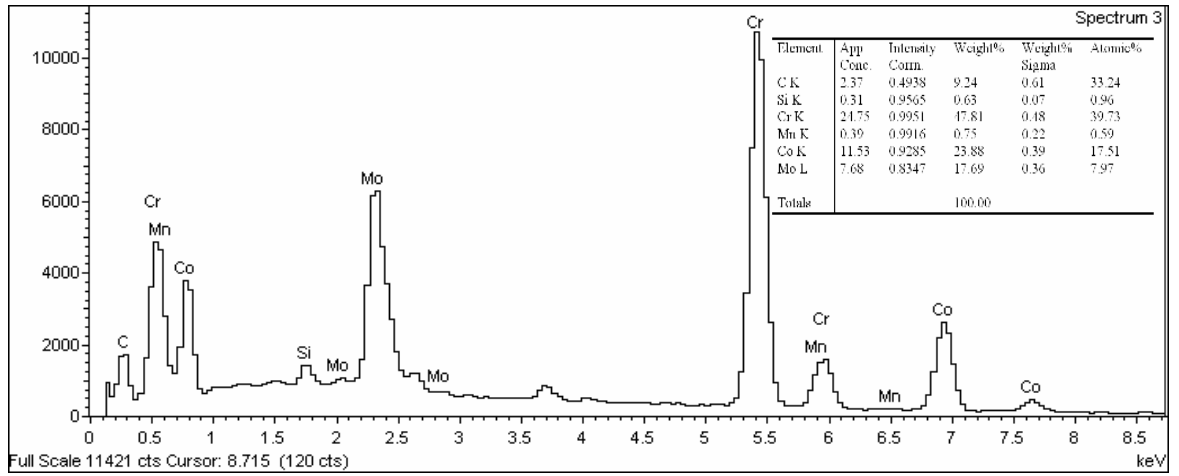
1 no'lu Spektrum bölgesinden alınan EDS analizlerinden (Şekil 6.10) alaşımın yaklaşık olarak kimyasal bileşiminin buralarda teşekkül ettiği anlaşılmaktadır. Alaşımın kimyasal yapısında önemli bir yere sahip olan Co, dendrit bölgesi içerisinde diğer bölgeye göre daha az miktarda bulunmaktadır (Şekil 6.11). Ayrıca dendritik bölgeden alınan analizden Cr 'un bu bölgede daha fazla miktarda bulunduğu sonucuna da varılmıştır.



Şekil 6.9. C1 numunesinde EDS analizi fotoğrafı



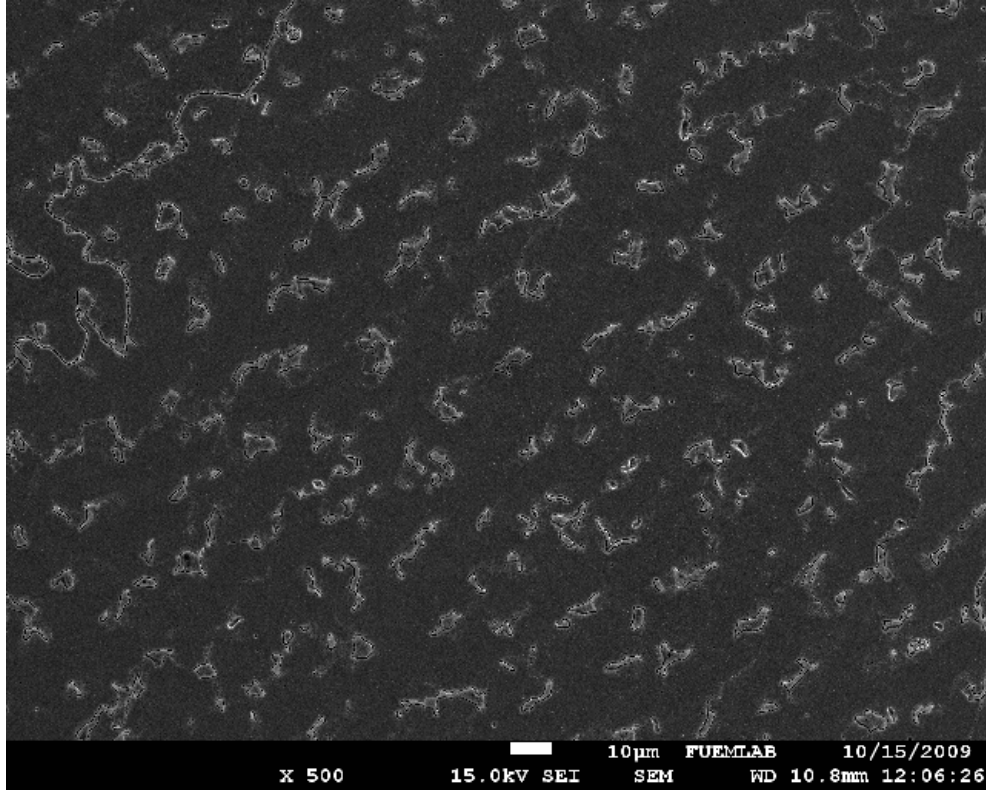
Şekil 6.10. C1 numunesinde 1no'lu spectrumun EDS analiz grafiği



Şekil 6.11. C1 numunesinde 3no'lu spektrumun EDS analiz grafiği

6.3.1.2. C2 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları

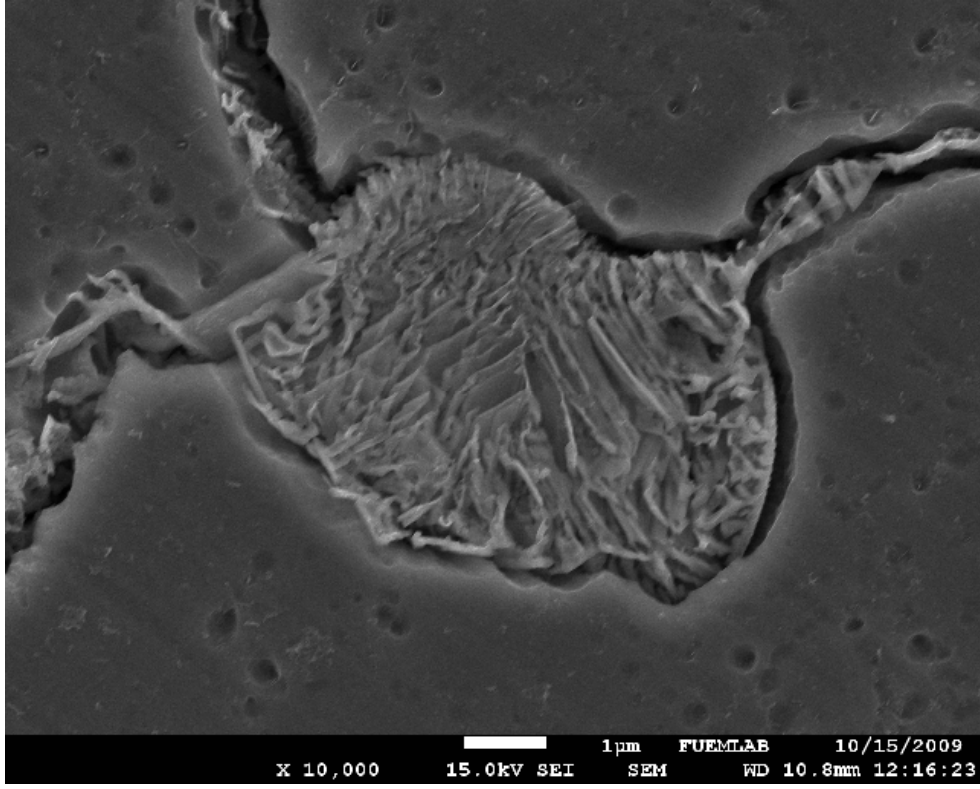
Şekil 6.12'de Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C kimyasal bileşimdeki referans alaşıma % 1,3 Mn ilave edilerek üretilmiş C2 numunesinin mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Fotoğraftan anlaşılabileceği gibi referans alaşım olarak adlandırılan C1 numunesindeki daha çok bir hat boyunca uzanan (çizgi şeklinde) açık renkli yapı (ikinci faz bölgesi) % 1,3 Mn ilavesi nedeniyle bu çizgisel şeklini kaybederek küçük bölgeler halinde tüm yapıya dağılmıştır.



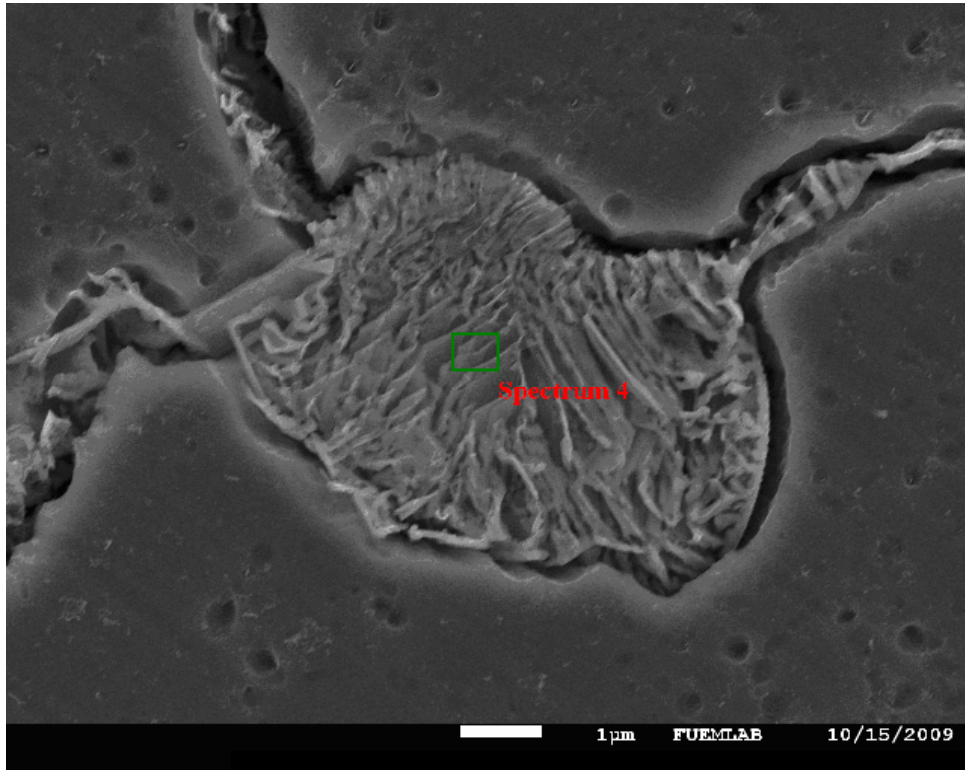
Şekil 6.12. C2 numunesinin mikroyapı görüntüsü

Yine bu ikinci faz bölgeleri olarak adlandırdığımız fotoğraftaki açık renkli bölgelerin yapısını daha iyi anlamak amacıyla yüksek büyütmelere çıkılarak (10000X) Şekil 6.13'deki fotoğraf elde edilmiştir. Şekil 6.13'deki bu fotoğraf incelendiğinde açık renkli bölgelerin yine nano boyutlu dendritik bir yapıya sahip olduğu fark edilmektedir. Fakat bu alaşımda yani referans alaşıma % 1,3 Mn eklenmesiyle elde edilen numunenin nano yapısında; referans alaşımda oluşmuş olan tarak şeklindeki nano boyutlu dendritik yapının oluşmadığı sonucuna varılmıştır. İkinci faz bölgelerinin numune boyunca çok ince hatlarla birbirine bağlı (ilişkili) oldukları yüksek büyütmedeki bu fotoğraftan açıkça görülmektedir. Tane sınırları olarak görülen bu kısımların aslında tane sınırları olmayıp farklı bir faz olduğu da açıktır. Dolayısıyla % 1,3 Mn içerikli bu alaşımın da iki fazdan oluştuğu sonucuna varılmıştır. Ancak bu yapıda Co-Cr ötektik fazının, α fazı içerisinde daha homojen ve ince olarak dağıldığı görülmüştür. Bu yapı istenilen bir durumdur.

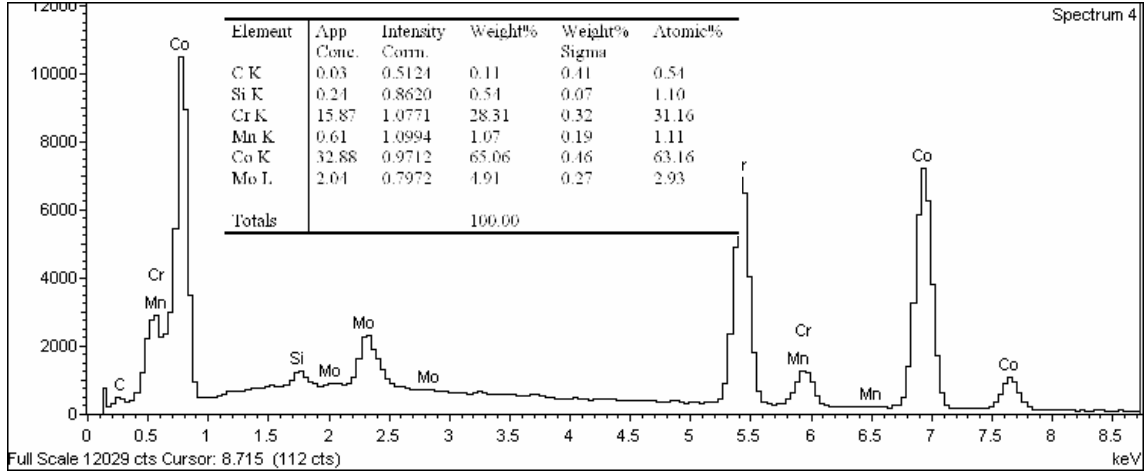
Tane sınırı görünümünde olan kısmın kimyasal yapısının anlaşılması amacıyla EDS analizleri yapılmıştır. Bu analizler Şekil 6.14 'te gösterilen kısımlardan alınmıştır. Fotoğraf üzerindeki noktaların analiz grafiği ve analiz değerleri Şekil 6.15'de görülmektedir.



Şekil 6.13. C2 numunesinin mikroyapı görüntüsü



Şekil 6.14. C2 numunesinde EDS analizinin alındığı nokta



Şekil 6.15. C2 numunesinin EDS analizi grafiği

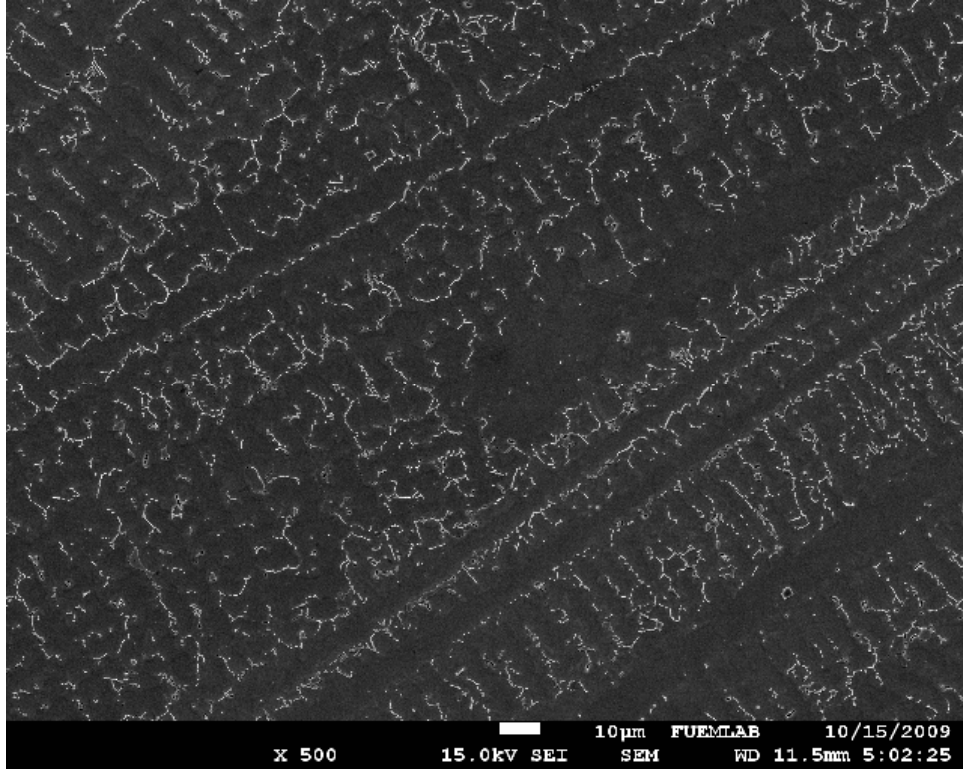
İkinci faz bölgesi olarak adlandırılan bölgeden alınan analizden bu kısmın Cr ve Co içeriği bakımından zengin kısımlar olduğu görülmektedir. Molibden oranının da yine bu bölgelerde biraz yüksek olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.15). Bu bölge genel yapıdaki tüm bileşenleri kapsamamaktadır.

6.3.2. Titanyum Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi

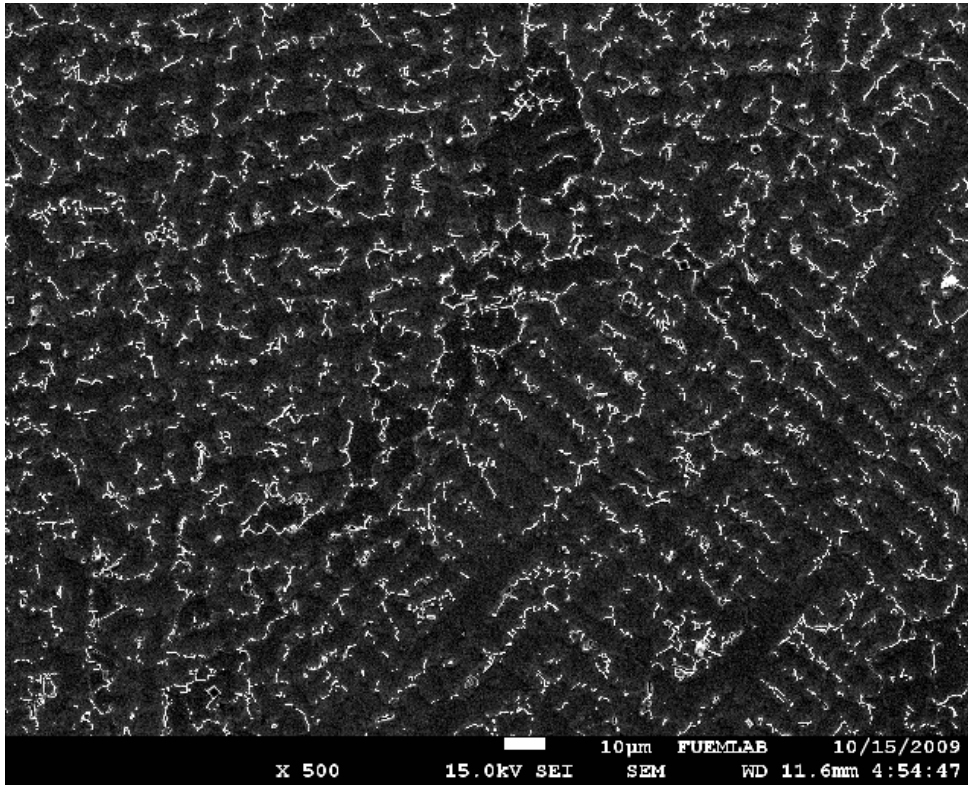
6.3.2.1. D1 ve D2 Numunelerinin Mikroyapı Sonuçları

Şekil 6.16’da Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C kimyasal bileşimdeki referans alaşıma % 0,7 Ti katılarak elde edilen D1 numunesinin mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Görüldüğü gibi alaşım yine dendritik bir yapıya sahiptir ve iki fazlı bir görünüme sahiptir. İkinci faz bölgesi olarak adlandırdığımız bu açık renkli kısımlar numune boyunca dizilmiştir. Ancak bu bölgeler mangan ilaveli numunelerin 500X büyütmedeki fotoğrafları Şekil 6.7 ve 6.12 ’de görülen yapıdan daha farklı bir görünüm sergilemektedir. Titanyum ilavesi bu bölgelerin daha ince yapıya bir hal almasına sebep olmuştur.

Şekil 6.17’de % 2,0 Ti ilave edilmiş D2 numunesinin mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Görüldüğü gibi alaşım yine iki fazlı bir görünüme sahiptir. D1 numunesinde olduğu gibi, ikinci faz bölgesi olarak adlandırdığımız açık renkli kısımlar numune boyunca çizgisel bir biçimde dizilmiştir. Ancak D2 numunesinde (Şekil 6.17) ikinci faz bölgelerinin yoğunluğunun daha da arttığı ve çizgisel yapısını kaybettiği görülmektedir.



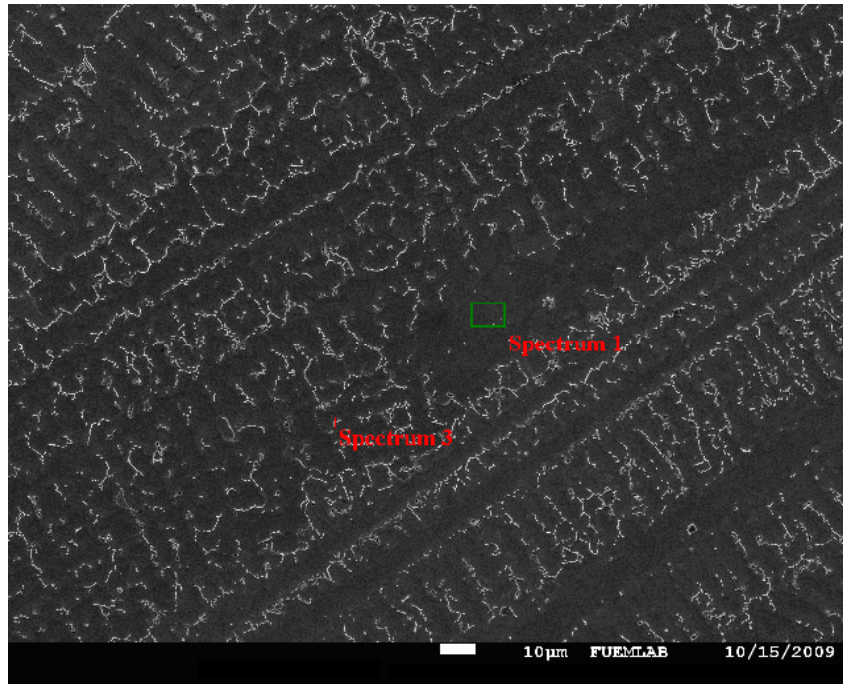
Şekil 6.16. D1 numunesinin mikroyapı görüntüsü



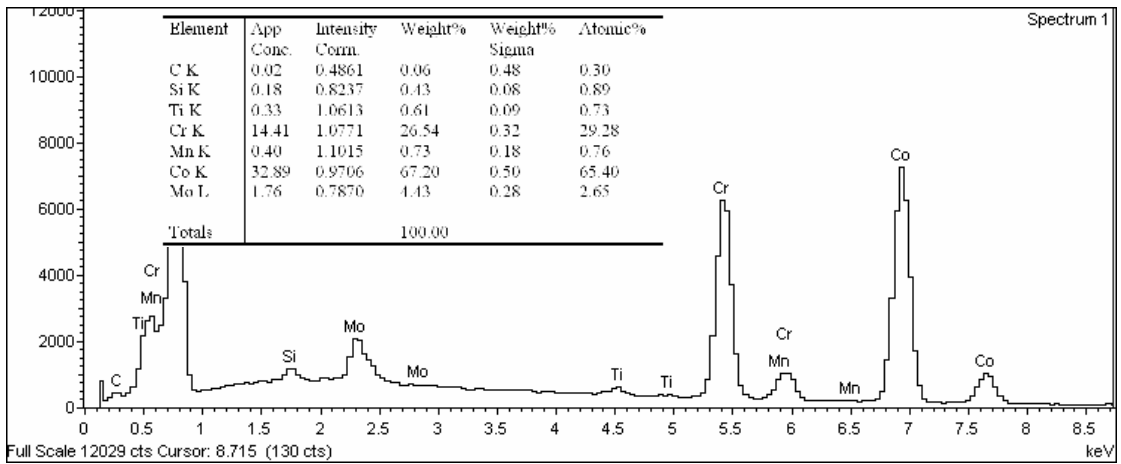
Şekil 6.17. D2 numunesinin mikroyapı görüntüsü

Her iki numunenin de (D1 ve D2) yüksek büyütmelerdeki görüntüsünde mangan ilaveli C1 ve C2 numunelerinin ikinci faz bölgelerinde elde edilen dendritik yapı benzeri bir görünüm belirginliğini yitirmiştir. Dolayısı ile referans alaşıma titanyum ilavesi ile ikinci fazlarda görülen dendritik yapı kollarının kaybolduğu sonucuna varılmıştır.

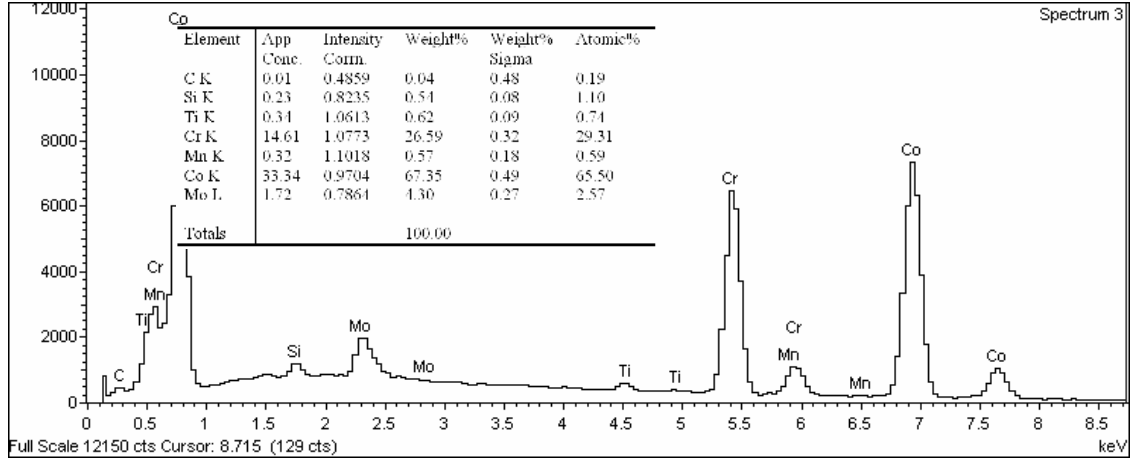
Titanyum ilave edilmiş alaşımların mikroyapı fotoğraflarında benzerlik olması ve her iki alaşım için yapılan EDS analizlerinde çok az farklılıklar bulunması nedeniyle buraya sadece % 0,7 Ti içerikli alaşımların analiz grafiği ve tablosu verilmiştir (Şekil 6.18, 6.19 ve 6.20).



Şekil 6.18. D1 numunesinde EDS analizinin alındığı noktalar



Şekil 6.19. D1 numunesinin 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği



Şekil 6.20. D1 numunesinin 3no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği

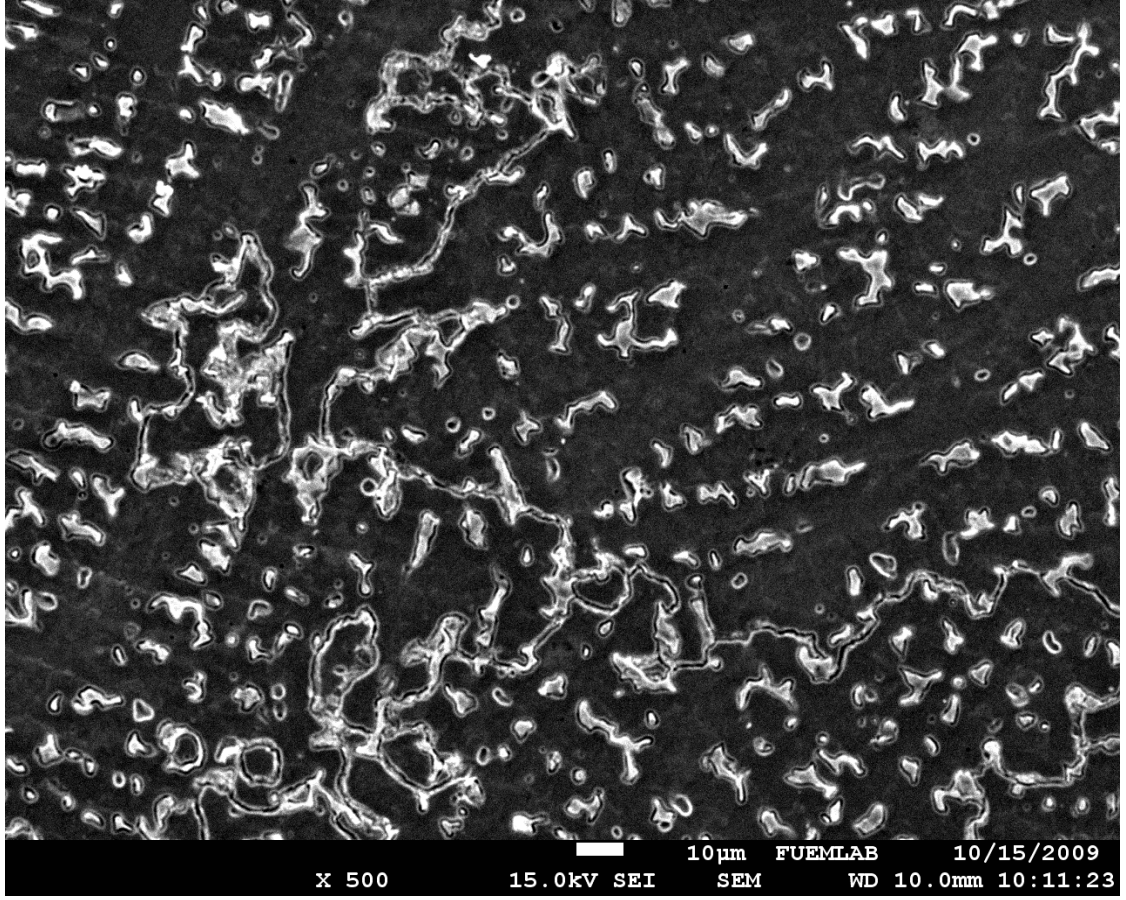
D1 numunesinin Şekil 6.18'deki belirtilen bölgelerinden alınan EDS analiz grafik ve tabloları Şekil 6.19 ve 6.20 'de verilmiştir. Analiz sonuçlarından da anlaşılacağı üzere her iki bölge de kobaltca zengindir. Ayrıca analizi alınan bölgeler genel yapıdaki hemen hemen tüm bileşenleri kapsamaktadır. EDS sonuçları Co-Cr ikili denge diyagramı ile karşılaştırılırsa referans malzemede oluşan α -Co fazı içerisinde Co-Cr ötektikinden oluşan dendrit yapı Ti etkisiyle çok incelmıştır.

6.3.3. Vanadyum Katkı Oranının Alaşımın Mikroyapısına Etkisi

6.3.3.1. E1 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları

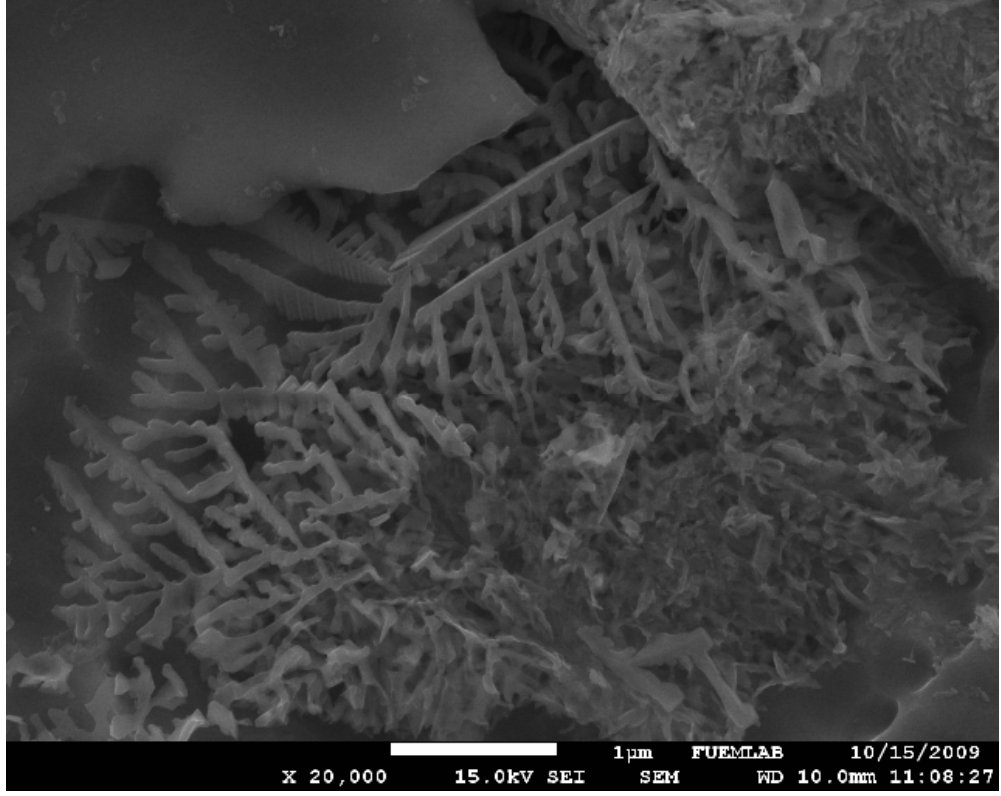
Şekil 6.21'de Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C kimyasal bileşimdeki referans alaşıma % 0,7 V ilave edilen E1 numunesinin mikroyapı fotoğrafı görülmektedir.

Bu alaşım yapısının da yine açık renkli bölgeler ve koyu renkli bölgeler olmak üzere iki fazlı dentritik bir yapıda olduğu görülmektedir. Diğer alaşımların fotoğrafları ile kıyaslandığında vanadyum ilavesi ile ikinci faz bölgesi diye adlandırdığımız açık renkli bölgelerin morfolojisinin değiştiği fark edilmektedir. Özellikle Şekil 6.16 ve 6.17'deki titanyum ilaveli numunelerle karşılaştırdığımızda, her bir ikinci faz bölgesinin vanadyum ilavesi ile ince çizgisel yapısını kaybederek daha geniş yapıya sahip olduğu söylenebilir.

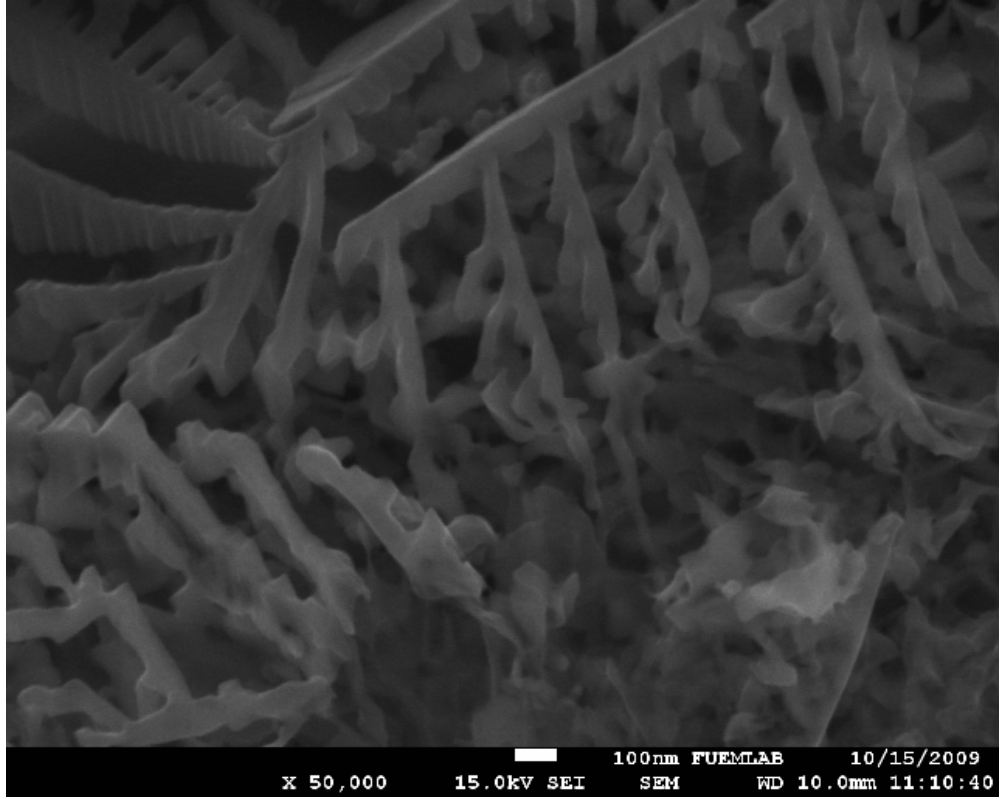


Şekil 6.21. E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü

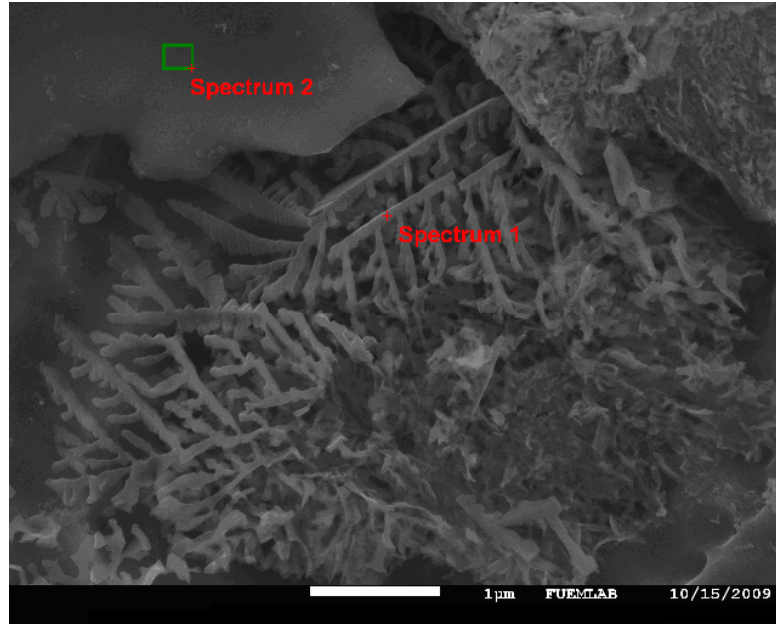
İkinci faz bölgeleri olarak adlandırdığımız fotoğraftaki açık renkli bölgelerin yapısını daha iyi anlamak amacıyla çok yüksek büyütmeyle çıkılarak Şekil 6.22 ve Şekil 6.23 'deki fotoğraflar elde edilmiştir. Şekil 6.22 'deki fotoğraf incelendiğinde; Şekil 6.8'de verilen orijinal numunenin fotoğrafında olduğu gibi titanyum katkılı bu numunenin de açık renkli bölgelerinin nano mertebesinde dendritik bir yapıya sahip olduğu fark edilmektedir. Bu dendrit kollarının kalınlığı ölçülmüş ve yaklaşık olarak 83 nm olduğu anlaşılmıştır. Ayrıca orijinal numunenin dendritik yapısından farklı olarak bu numunede ikincil dendrit kollarının daha belirgin bir şekilde olduğu görülmektedir. İkincil dendrit kolları Şekil 6.23'te daha iyi fark edilebilmektedir. Bu fotoğraflardan çıkarılabilecek sonuçlardan birisi de orijinal alaşıma vanadyum ilavesi ile nano boyutlu dendritik yapının ve ikincil dendrit kolları arasındaki mesafenin arttığıdır. Fotoğraflardan dendrit kolları arasında başka bir fazın oluşmadığı sonucuna da varılmıştır. Şekil 6.24, 6.25 ve 6.26'da E1 numunesinin EDS analiz sonuçları verilmiştir.



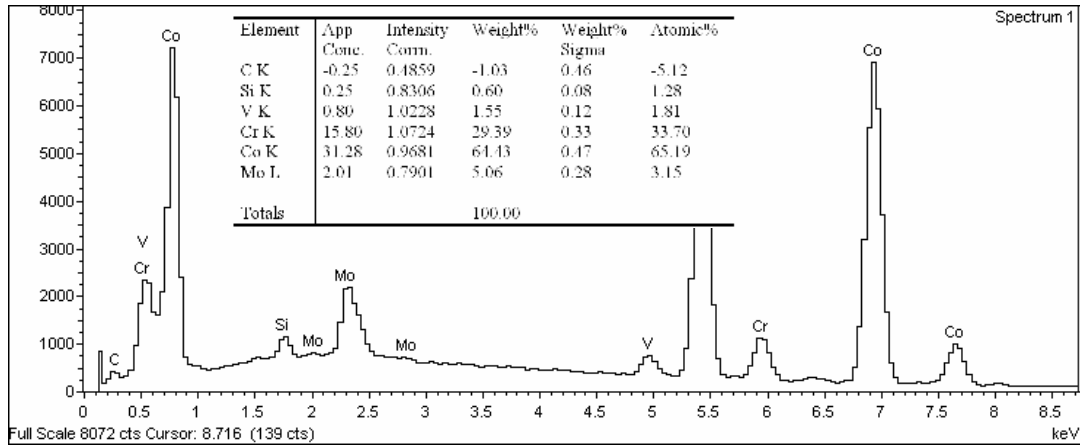
Şekil 6.22. E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü



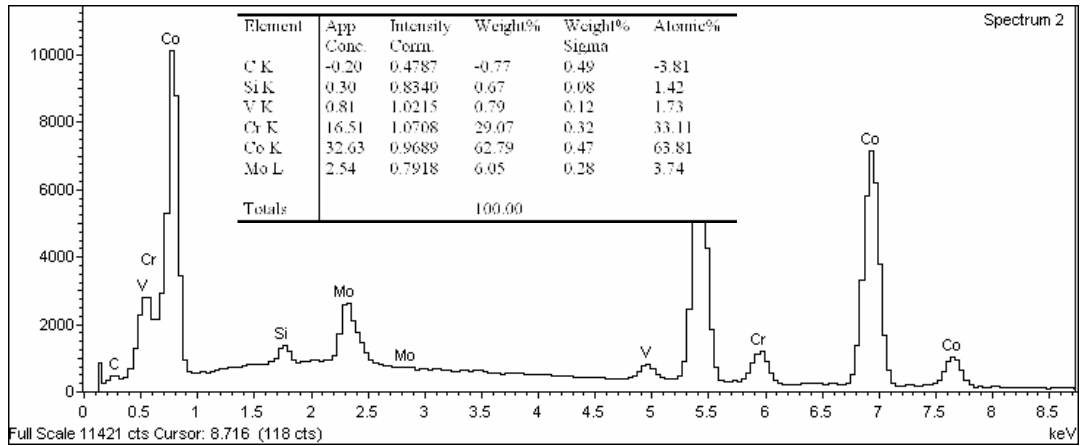
Şekil 6.23. E1 numunesinin mikroyapı görüntüsü



Şekil 6.24. E1 numunesinde EDS analizinin alındığı noktalar



Şekil 6.25. E1 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği

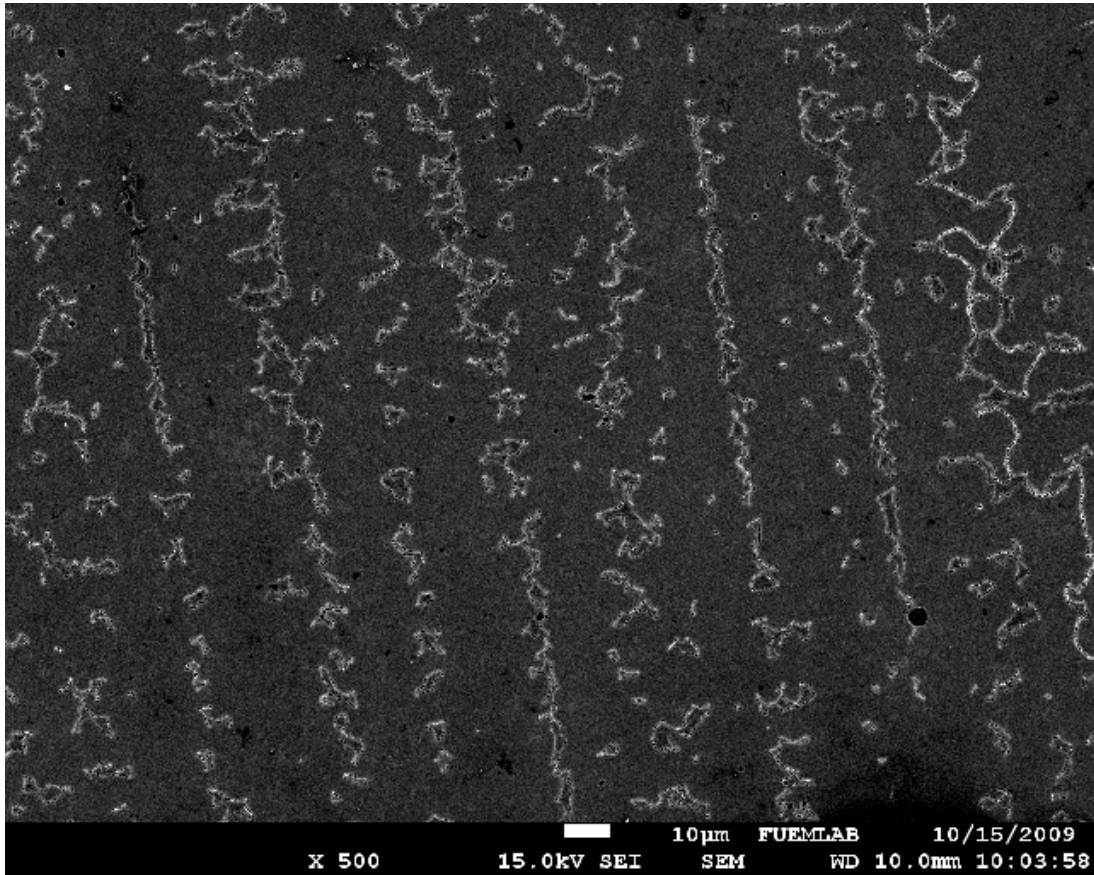


Şekil 6.26. E1 numunesinde 2no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği

Şekil 6.24’de bölgelerden alınan EDS analizlerinin grafik ve tabloları Şekil 6.25 ve 6.26’da verilmiştir. Buna göre Şekil 6.24 ‘te dendrit kolu olarak görülen 1 numaralı noktanın bileşimi ve grafiği Şekil 6.25’te verilmiştir. Bu nokta veya dendrit kolu Co içeriği bakımından 2 numaralı noktadan daha zengin çıkmakla beraber aradaki fark çok büyük değildir. Diğer dikkat çekici sonuçlardan biri de dendrit kolundan alınan 1 numaralı spectrumda vanadyum içeriğinin 2 numaralı noktaya göre daha fazla çıkmış olmasıdır.

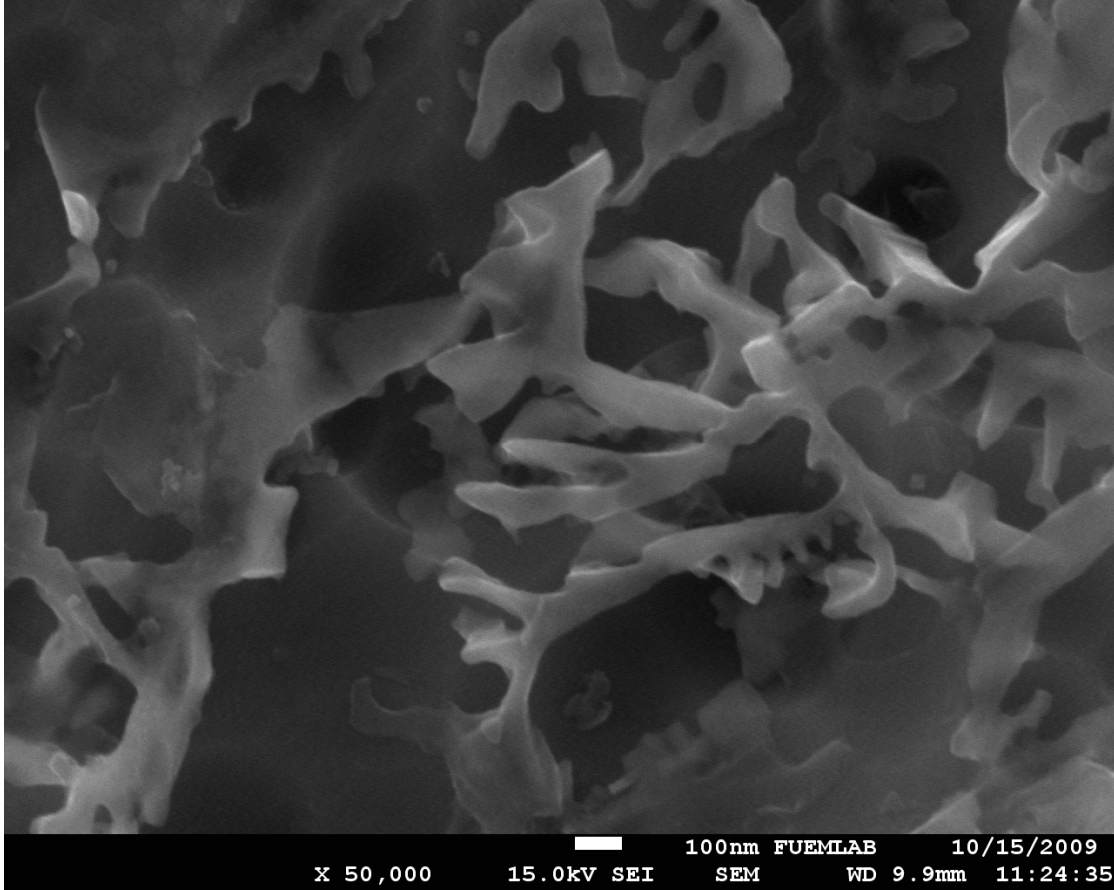
6.3.3.2. E2 Numunesinin Mikroyapı Sonuçları

Şekil 6.27’de C1alaşımına % 1,3 V ilave edilerek elde edilmiş E2 numunesinin mikroyapı görüntüsü yer almaktadır. Alaşımın yapısında yine ikinci faz bölgeleri bulunmakla beraber E1 numunesindeki net görünümü bu alaşımda kaybolmuştur. Ayrıca ikinci faz bölgeleri, E1 numunesindeki aksine olarak, bu fotoğrafta birer hat boyunca dağılmıştır. Yani numune kesiti boyunca çizgisel bir dağılım göstermektedir.



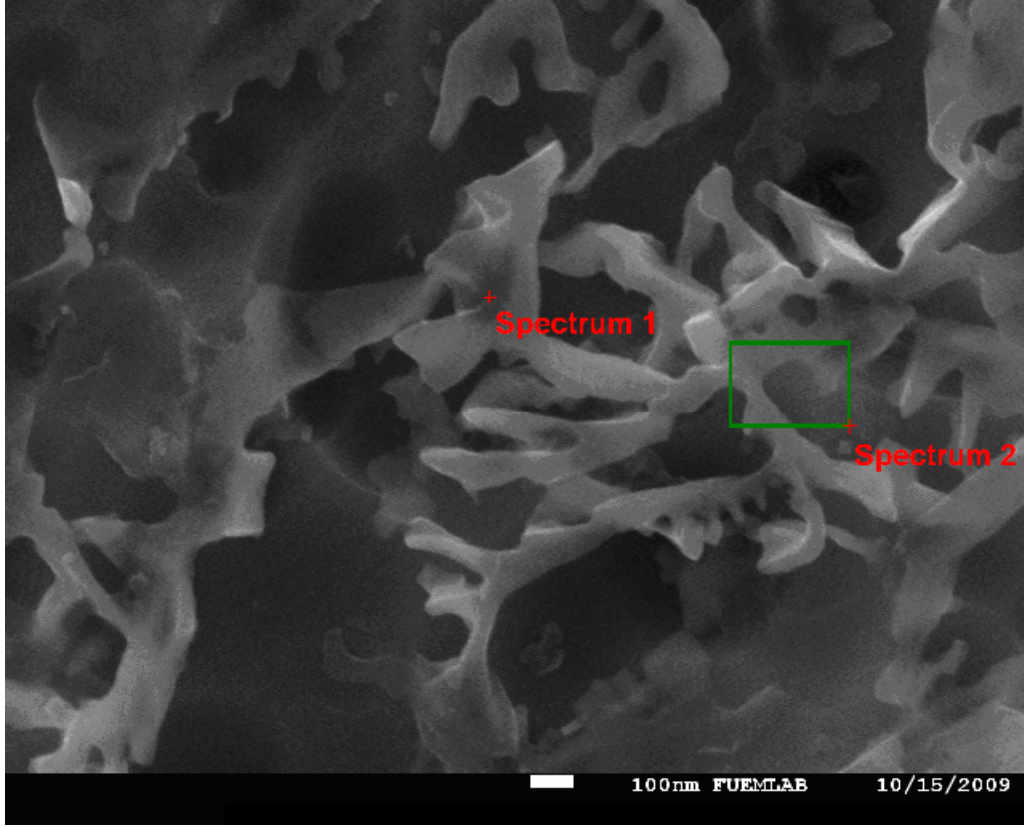
Şekil 6.27. E2 numunesinin mikroyapı görüntüsü

Yüksek büyütmelelere çıkılarak elde edilen fotoğrafta nano boyutlu dendrit yapısı % 1,3 vanadyum katkılı numunede de görülmüştür (Şekil 6.28). Bu yapıya, diğer numunelerde olduğu gibi yine bu numunede de ikinci faz bölgeleri olarak adlandırdığımız, açık renkli bölgelerde rastlanılmıştır. Ayrıca vanadyum ilavesinin %1,3'e çıkmasıyla ikincil dendrit kollarının hem uzunluğunun ve hem de yoğunluğunun azaldığı sonucuna varılmıştır.

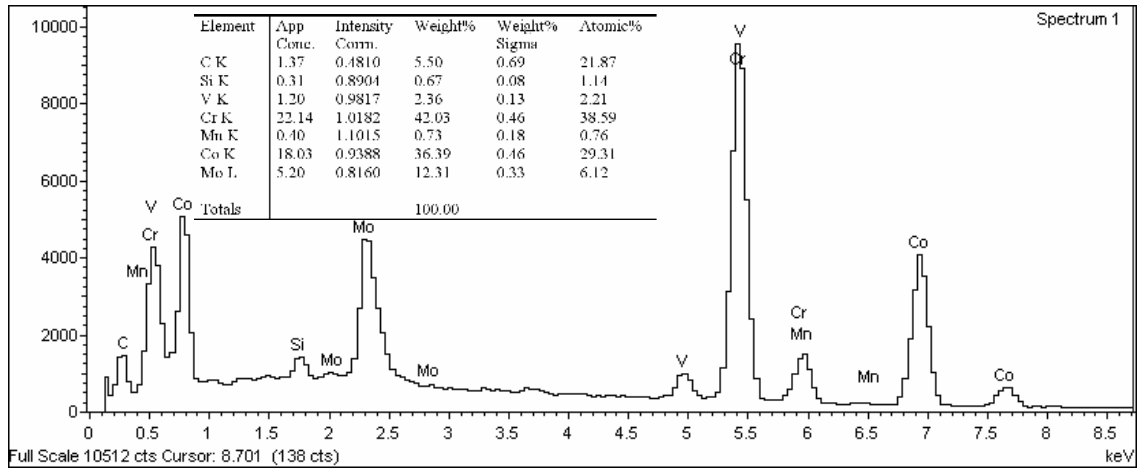


Şekil 6.28. E2 numunesinin mikroyapı görüntüsü

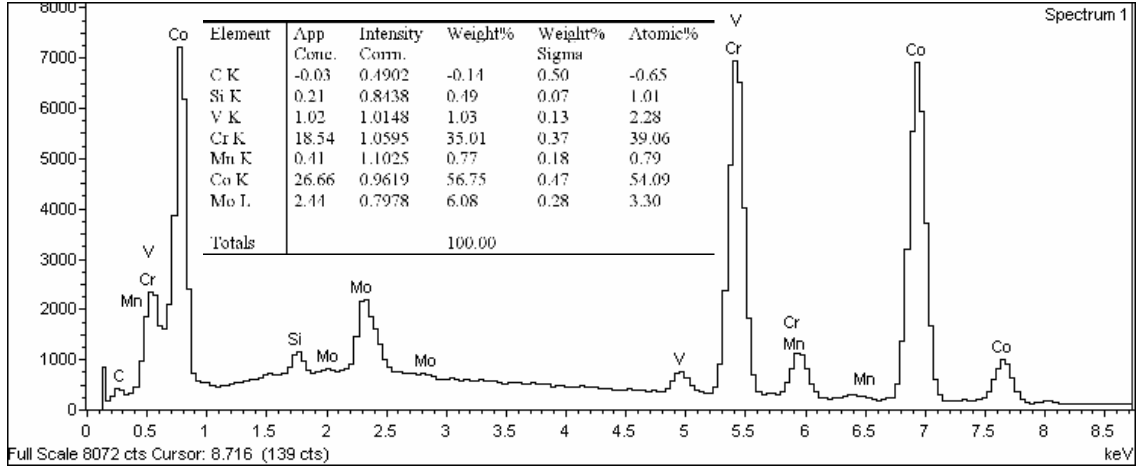
Şekil 6.29, 6.30 ve 6.31'de görüldüğü gibi, fazların kimyasal bileşimini anlamak amacıyla belirli noktalardan EDS analizleri alınmıştır. Dendrit kollarından yani 1 numaralı noktadan alınan analizlerden Co içeriği bakımından düşük olduğu ancak diğer elementler yani Cr, Mo, Mn, V bakımından yüksek değerler içerdiği görülmüştür.



Şekil 6.29 E2 numunesinde EDS analizi alınan noktalar



Şekil 6.30. E2 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği



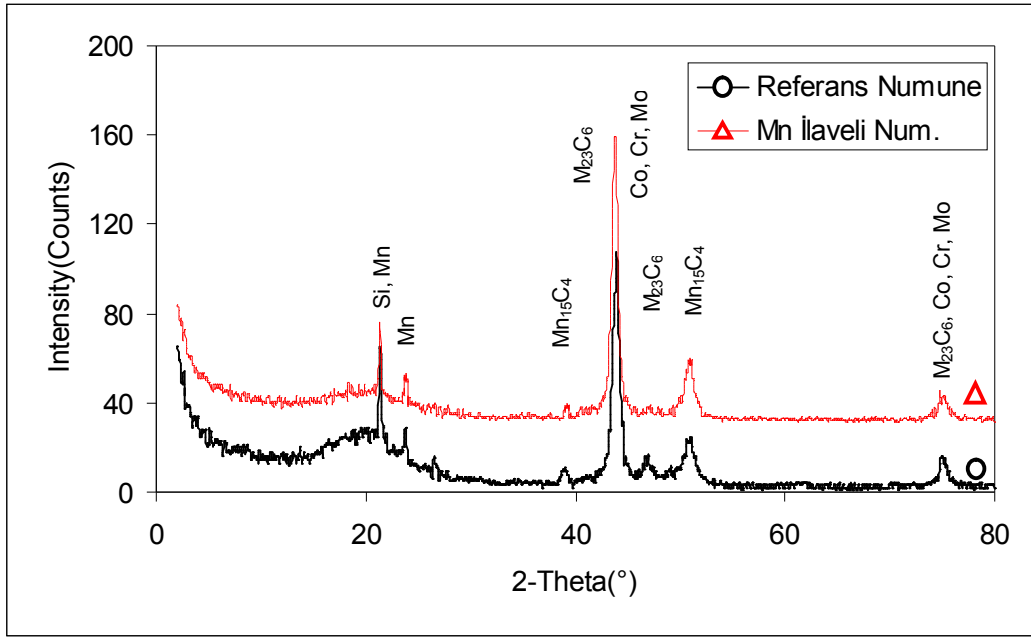
Şekil 6.31. E2 numunesinde 1no'lu Spektrumun EDS analizi grafiği

6.4. X-Işınları Difraksiyonu Çalışmaları

Orijinal kobalt esaslı alaşıma belirli oranlarda ilave edilen elementlerin alaşımın faz yapısında meydana getirdiği değişiklikleri anlayabilmek amacıyla X-Işınları difraksiyonu çalışmaları yapılmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda alaşıma ilave edilen her elementin malzeme yapısında bir takım değişikliklere sebep olduğu anlaşılmıştır.

6.4.1. Mangane İlavetinin Faz Dönüşümüne etkisi

Referans alaşıma Mn ilave edilerek döküm yöntemiyle elde edilen alaşımın X-Işınları analizinde, ana yapının Co, Cr, Mo elementlerinden oluştuğu anlaşılmıştır (Şekil 6.32). Bu ana kütle içerisinde diğer fazlar teşekkül etmiştir. Alaşımda metal karbürler de bulunmaktadır. Bunlardan bir tanesi ve her alaşımda bulunan $M_{23}C_6$ tarzındaki karbürdür. Yirmi üç metal ve altı karbon atomundan meydana gelmiştir. Bu karbürün metal kısmı Co Cr, Mo elementlerden oluşmuştur. Yani $M_{23}C_6$ tarzındaki karbürün ana yapısı $(CoCr Mo)_{23}C_6$ kimyasal bileşiminde teşekkül etmiştir.

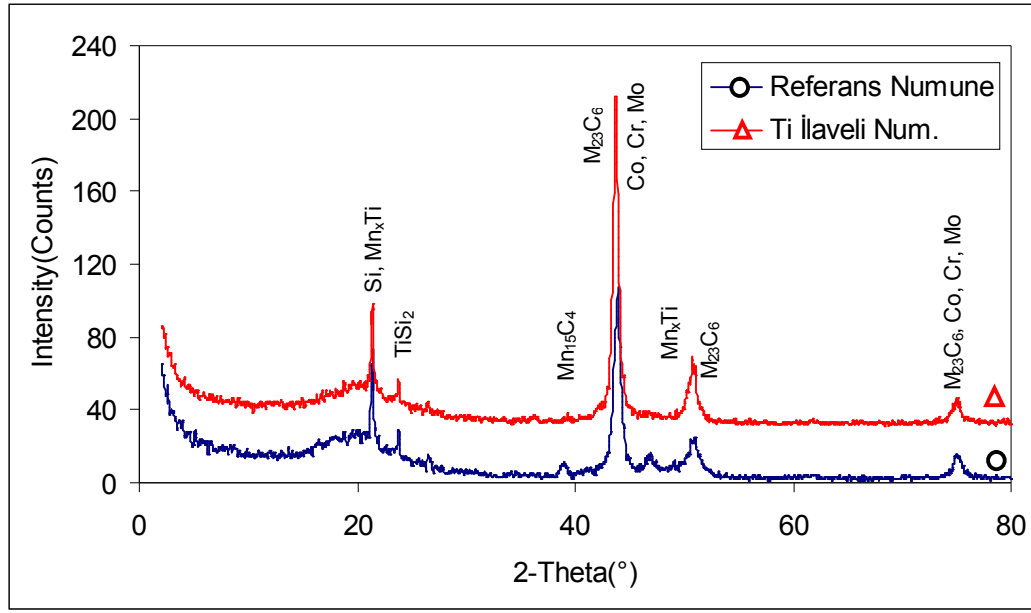


Şekil 6.32. Referans numune ve Mn ilaveli numunenin X-Işınları analizi

Alaşıma ilave edilen Mn ana kütle içerisinde katı çözelti halinde bulunmakla beraber aynı zamanda $Mn_{15}C_4$ bileşiminde mangan karbür oluşmasına sebep olmuştur. Ana kütle içerisinde ayrıca katı çözelti halinde Si elementinin bulunduğu da belirlenmiştir. Referans malzemede bulunan % 0,7 oranındaki Mn elementinin artırılarak % 1,3 olması alaşımdaki $Mn_{15}C_4$ formundaki mangan karbür oranının ve ayrıca ana kütlede serbest haldeki Mn oranının da yükselmesine sebep olmuştur. Alaşımdaki bu değişim yukarıda anlatılan sertlik ve mikroyapıda bazı değişikliklere sebep olarak gösterilebilir.

6.4.2. Titanyum İlavesinin Faz Dönüşümüne etkisi

Referans alaşıma Ti ilave edilerek döküm yöntemiyle elde edilen alaşımin X-Işınları analizinde, yine ana yapının Co, Cr, Mo elementlerinden oluşan $Cr_{0,549}Co_{1,539}Mo_{0,912}$ bileşiğinden teşekkül ettiği anlaşılmıştır (Şekil 6.33). Bu ana kütle içerisinde yapıda görülen diğer fazlar teşekkül etmiştir. Alaşımda metal karbürler de bulunmaktadır. Bunlardan bir tanesi ve her alaşımda bulunan $M_{23}C_6$ tarzındaki karbürdür. Yirmi üç metal ve altı karbon atomundan meydana gelmiştir. Bu karbürün metal kısmı $Cr_{0,77}Co_{0,15}Mo_{0,08}$ bileşimindeki elementlerden oluşmuştur. Yani $M_{23}C_6$ tarzındaki karbürün ana yapısı $(Cr_{0,77}Co_{0,15}Mo_{0,08})_{23}C_6$ bileşiği şeklinde teşekkül etmiştir.

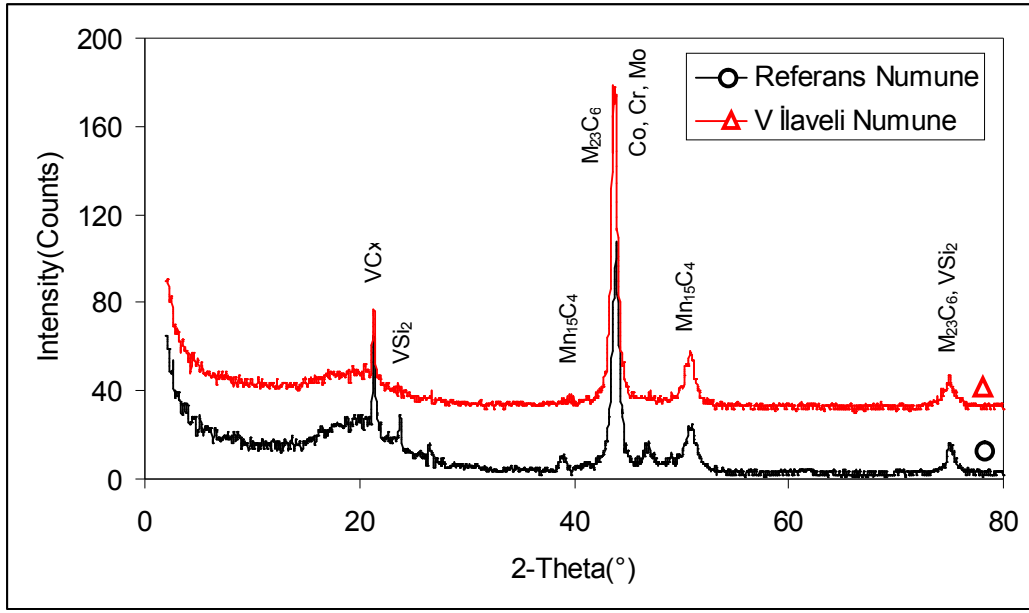


Şekil 6.33. Referans numune ve Ti ilaveli numunenin X-Işınları analizi

Grafikten de anlaşılabacağı üzere ana kütle içerisinde ayrıca serbest halde Si elementi bulunmakla beraber alaşıma ilave edilen Ti elementi Si elementi ile birleşerek titanyum silisid (TiSi_2) oluşturmuştur. Alaşıma ilave edilen Mn ana kütle içerisinde Mn_{15}C_4 bileşiminde mangan karbür oluşması yanında yine ana kütle içinde bulunan Ti elementi ile birleşerek Mn_xTi bileşiğini meydana getirmiştir.

6.4.3. Vanadyum İlavesinin Faz Dönüşümüne etkisi

Şekil 6.34’de, Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C kimyasal bileşimdeki referans alaşım ve bu alaşıma vanadyum ilave edilerek elde edilen numunenin X-Işınları difraksiyon analizi görülmektedir. Elde edilen alaşımın X-Işınları analizinde, ana yapının Co, Cr, Mo elementlerinden oluşan $\text{Cr}_{0,549}\text{Co}_{1,539}\text{Mo}_{0,912}$ bileşiğinden teşekkül ettiği anlaşılmıştır. Bu ana kütle içerisinde diğer fazlar teşekkül etmiştir. Aynı zamanda Co, Cr, Mo elementlerinin oluşturduğu M_{23}C_6 karbürü ana yapıda vardır. Bu karbürün metal kısmı $\text{Cr}_{0,77}\text{Co}_{0,15}\text{Mo}_{0,08}$ formüllü intermetalik bileşikten oluşmuştur. Yani M_{23}C_6 tarzındaki karbürün ana yapısı $(\text{CoCr Mo})_{23}\text{C}_6$ bileşiği şeklindedir.

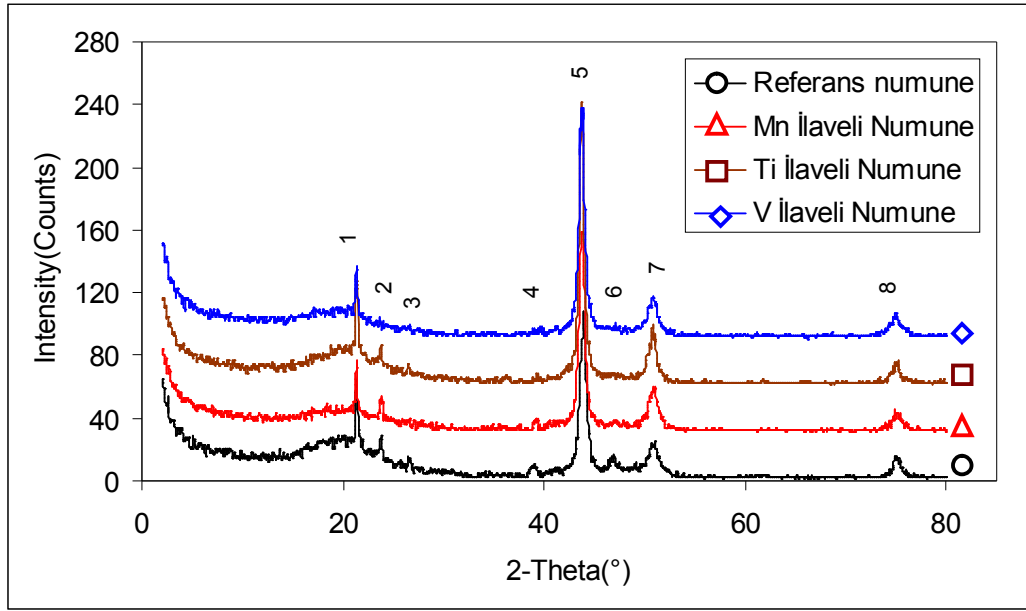


Şekil 6.34. Referans numune ve V ilaveli numunenin X-Işınları analizi

Alaşıma ilave edilen V ana kütle içerisinde VC_x tarzında bir karbür oluşturmuştur. Bundan başka, vanadyum alaşım içinde bulunan Si ile birleşerek VSi_2 oluşturmuştur. Ayrıca alaşımda $Mn_{15}C_4$ bileşiminde mangan karbüre de rastlanmıştır.

6.4.4. X-Işınları Difraksiyonu Genel Değerlendirmesi

Şekil 6.35'te çalışmada kullanılan tüm numunelerin X-Işınları analizinden elde edilen grafiklerin, mukayese yapabilmek amacıyla, üst üste çakıştırılmış resimleri görülmektedir. Şekilde en alt sıradaki analiz grafiği referans numuneyi temsil etmektedir. Bundan sonraki grafikler ise yukarıya doğru sırasıyla Mn, Ti ve V ilaveli alaşımların X-Işınları analizi grafiklerini göstermektedir. Referans numune ve diğer katkılı alaşımlarda görülen piklerin karşılıkları Şekil 6.32, 6.33, 6.34 'de anlatılmıştır.



Şekil 6.35. Mn, V ve Ti ilaveli numunelerin X-Işınları analizi

Söz konusu şekiller ve tanımlamalar da göz önünde tutularak Şekil 6.35'te gösterilen tüm numunelere ait X-Işınları grafiklerinin genel bir değerlendirmesi yapılırsa; alaşımdaki Mn oranının artmasıyla referans numunede gözlemlenen piklerden üç, dört ve altı numaralı pikler kaybolmuş ve altı tane pik kalmıştır. Alaşıma ilave edilen Mn ana kütle içerisinde serbest halde bulunmakla beraber, aynı zamanda $Mn_{15}C_4$ bileşiminde mangan karbür oluşmasına sebep olmuştur. Co-Cr-Mo elementlerinin pikleri kalkarak yerini CoCrMo bileşiğine bırakmıştır. Bu bileşik alaşımda $(CoCrMo)_{23}C_6$ tarzında yani $M_{23}C_6$ metal karbürü olarak yerini almıştır.

Referans alaşıma titanyum ilavesi ile Şekil 6.35 'de görülen 2 numaralı pik varlığını sürdürürken 3 ve 4 numaralı pikler iyice zayıflayarak kaybolma seviyesine gelmiş ve 6 numaralı pik tamamen yok olmuştur. Ana yapının yine Co, Cr, Mo elementlerinden oluşan $Cr_{0,549}Co_{1,539}Mo_{0,912}$ bileşiğinden teşekkül ettiği anlaşılmıştır. Alaşımda metal karbürler de bulunmaktadır. Bunlardan bir tanesi ve her alaşımda bulunan $M_{23}C_6$ tarzındaki karbürdür. Ana kütle içerisinde ayrıca serbest halde Si elementi bulunmakla beraber alaşıma ilave edilen Ti elementi Si elementi ile birleşerek titanyum silisid ($TiSi_2$) oluşturmuştur. Alaşım içerisinde $Mn_{15}C_4$ bileşiminde mangan karbürün oluşmasının yanı sıra, yine mangan ana kütle içinde bulunan Ti elementi ile birleşerek Mn_xTi bileşiğini meydana getirmiştir.

Referans alaşıma vanadyum ilavesi ile Şekil 6.35 'te görülen 2, 4 ve 6 numaralı piklerin iyice zayıfladığı ve neredeyse kaybolduğu; 3 numaralı pikin ise tamamen

kaybolduğu soncuna varılmıştır. Ana yapının Co, Cr, Mo elementlerinden oluşan $Cr_{0,549}Co_{1,539}Mo_{0,912}$ bileşiğinden teşekköl ettiğı anlaşılmıştır. Bu ana kütle içerisinde diğerk fazlar teşekköl etmiştir. Aynı zamanda ana yapıda Co, Cr, Mo elementlerinin oluşturduğı $M_{23}C_6$ karbürü vardır. Alaşıma ilave edilen V ana kütle içerisinde VC_x tarzında bir karbür oluşturmuştur. Bundan başka, vanadyum alaşım içinde bulunan Si ile birleşerek vanadyum silisid (VSi_2) oluşturmuştur. Ayrıca alaşımda $Mn_{15}C_4$ bileşiminde mangan karbüre de rastlanmıştır.

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Çalışmada, indüksiyon ergitme fırınında, döküm yöntemi kullanılarak elde edilen kobalt esaslı Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C bileşimindeki referans bir alaşımın mikroyapı ve mekanik özelliklerine mangan (Mn), vanadyum (V) ve titanyum (Ti) elementlerinin etkisi incelenmiştir. Referans alaşıma % 1,3 Mn; % 0,7-2,0 Ti; % 0,7-1,3 V ilave edilerek altı çeşit numune üretilmiştir. İlave edilen elementlerin referans malzemenin özelliklerini ne şekilde etkilediğini anlamak amacıyla sertlik, çekme dayanımı, elektron mikroskobu ve X-Işınları difraksiyon analizi test yöntemleri kullanılarak yapılan incelemelerde aşağıdaki bulgu ve sonuçlara ulaşılmıştır.

1. Referans alaşım olarak kabul edilen Co-28Cr-6Mo-0,7Mn-0,5Si-0,5C bileşimindeki alaşımın sertliği 409 HV olup, ilave edilen % 1,3 oranındaki Mn alaşımın sertliğini azaltarak 361 HV değerine düşürmüştür.
2. % 0,7 oranında titanyum ilavesinde alaşımın sertliğinde düşme olmuş ancak % 2,0 oranındaki titanyum ilavesi ile alaşımın en son elde edilen sertlik değeri de yükselmeye başlayarak 413 HV değerlerine ulaşmıştır.
3. Referans alaşıma % 0,7 ve 1,3 oranında vanadyum ilavesiyle alaşımın sertliğini düşürmüştür. % 0,7 vanadyum ilavesi ile 362 HV değerlerine ve % 1,3 vanadyum ilavesi ile de 315 HV değerlerine düşmüştür.
4. Referans alaşımın çekme dayanımı 863 N/mm^2 olarak ölçülmüştür. % 1,3 Mn ilavesi çekme dayanımını düşürerek 820 N/mm^2 seviyelerine gerilemesine sebep olmuştur.
5. % 0,7 vanadyum ilavesi ile alaşımın çekme dayanımını bir miktar düşmüş, %1,3 vanadyum ilavesi ile de çekme dayanımı tekrar yükselerek 800 N/mm^2 değerlerine ulaşmıştır.

6. Titanyumun % 0,7 oranında alaşıma ilavesi, çekme dayanımını bir miktar düşürmüştür. Ti ilavesinin % 2,0'a çıkması ile çekme dayanımı tekrar bir miktar yükselmiş ve uzama da çok az artmıştır.
7. Mikroyapı özelliklerini anlamak amacıyla yapılan elektron mikroskobu çalışmalarında referans alaşımın nano boyutlu dendritik bir yapıya sahip olduğu, bu nano boyutlu dendritik yapının sadece belirli bölgelerde görüldüğü ve bu bölgelerin de numune boyunca düzgün bir şekilde dağıldığı sonucuna varılmıştır. Mn ile nano boyutlu dendritik yapının görüldüğü bölgelerin numune üzerinde dağılımı değişmiş ve bu nano boyutlu dendritlerin morfolojisi de değişmiştir. Titanyum ilave edilmesi ile, referans alaşımın nano boyutlu dendritik yapısının tamamen kaybolduğu gözlenmiştir. Vanadyum ilavesi ile alaşımda nano boyutlu dendritik yapı tekrar ortaya çıkmıştır ve bu nano dendritlerin kollarının referans numuneninkinden daha uzun olduğu görülmüştür. Vanadyum ilavesinin artışı ile nano boyutlu dendritik yapının morfolojisinin değiştiği sonucuna varılmıştır.
8. Referans alaşımdan farklı elementler katılarak üretilen tüm alaşımların X-Işınları incelemelerine tabi tutulması sonucunda, faz çeşitliliği bakımından en zengin alaşımın % 0,7 Mn içerikli referans numune olduğu belirlenmiştir.
9. Araştırmada kullanılan tüm alaşımların genel yapısının Co, Cr, Mo elementlerinden ve $\text{Cr}_{0,549}\text{Co}_{1,539}\text{Mo}_{0,912}$ yapısındaki bileşikten meydana geldiği anlaşılmıştır. Diğer fazlar bu yapı içerisinde yer almışlardır.
10. Katkı elementlerinden Mn, alaşımda Mn_{15}C_4 tipinde bir karbür oluşturmuş, titanyum M_{23}C_6 tipinde ve ana yapısı $(\text{CoCrMo})_{23}\text{C}_6$ olan bir karbürü meydana getirmiş, vanadyum ise VC_x tarzında bir karbür oluşturmuştur. Bundan başka, vanadyum alaşım içinde bulunan Si ile birleşerek vanadyum silisid (VSi_2) meydana getirmiştir.
11. İncelemelerden sonra tüm sonuçlar göz önünde bulundurulduğunda referans alaşımın sertliğini bir miktar düşürerek malzemeye süneklik ve tokluk kazandırabilmek için % 1,3 Mn, % 0,7-2,0 V ve % 0,7 titanyum ilave edilebileceği

sonucuna ulaşılmıştır. Ancak bu yüzde değerlerden sonra söz konusu elementlerin ilavesi referans alaşımının sertliğini artırarak önemli sayılabilecek bir avantajlı durum ortaya çıkarmamaktadır.

12. Araştırmada kullanılan referans alaşım biyomalzeme olarak çoğunlukla dental uygulamalarda kullanılmaktadır ve insan sağlığı ile yakından ilgilidir. Dolayısıyla projede kullanılan alaşımların korozyonu büyük öneme sahiptir. Bu nedenle araştırmada kullanılan malzemelerin korozyon özelliklerinin incelenerek açığa kavuşturulması için ayrıca bir çalışma yapılmalıdır.

KAYNAKLAR

- Ana Sofia C.M. D'Oliveira, Paulo Sergio C.P. da Silva , Rui M.C. Vilar, Microstructural features of consecutive layers of Stellite 6 deposited by laser cladding, Surface and Coatings Technology, 153 (2002) 203–209.
- Antony, K. C., Wear Resistant Cobalt Based Alloys, Journal of Metals, 1983, Vol. 35, Pp. 52-60.
- Antony K.C., Silience W.L., ELSI-5 proceedings, University of Cambridge, (1979) Pp. 67.
- ASM Handbook, Volume 2, The Material Information Society, USA, 1992, 446-454.
- ASM Handbook, Vol. 15, Casting, Cobalt-Base Alloys, USA., (1992) pp. 811-814.
- ASTM F-67-89, 1992, Chemical Composition of Ti and Its Alloys, 39.
- Atamert, S., Bhadeshia, H. K. D. H., Comparison of the microstructure and abrasive wear properties of Stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding, Metall. Trans. A, 1989, Vol. 20, pp. 1037-1054.
- Becker, B.S. Bolton, J.D., Youseffi, M., 1995, Production of Porous Sintered Co-Cr-Mo Alloys for Possible Surgical Implant Applications, Powder Metallurgy, 38, 3, 201-208.
- Boeck, B.A., Senders, T.H., Anand, V., Hickl, A.J., Kumar, P., 1985, Relationships Between Processing, Microstructure, And Tensile Properties of Co-Cr-Mo Alloy, powder Metallurgy, 28,2, 1985,97-104.
- Branemark, P.I., 1983, Osseointegration and its Experimental Background, Jour.Prosthet.Dent., 50, 399-410.
- Brien W., Salvati E., Betts F., Metal Levels in cemented total hip arthroplasty. A comparasion of well fixed and loose implants. Clin Orthop, 276(1992) 66-74.
- Brooks, C. R., Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM, Metals Park, Ohio 44073 (1982).
- Brooks, C. R., Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM, Metals Park, Ohio 44073 (1990), Pp. 229-252.
- Browne, M., and Gregson, P.J., 1993, Surface Modification of Titanium Alloy Implants, Biomaterials, 15, 11, 894-898.

- Buehler, W.J., Gilfrich, J.V., and Wiley, R.C., 1963, Effect of Low Temperature Phase Changes on The Mech. Properties of Alloys Near Composition Ti-Ni, Jour. Appl. Phys. Vol.34,1475-1477.
- Capel H., Shipway P.H., Haris S.J., Sliding wear behaviour of electrodeposited cobalt-tungsten and cobalt-tungsten-iron alloys, Wear, 255 (2003) 917-923.
- Compton, R.C., Shetty, R.H., 2003, Characterization of A Sintered Porous Coated Co-Cr-Mo Alloy, Medical Device Materials - Proceedings of The Materials and Processes for Medical Devices Conference, 399-40.
- Çelik E., Elmaslı Kesici Takımlarda Alternatif Bağlayıcılar Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Tezi, 2009 ELAZIĞ
- Çelik, H., High Temperature Abrasive Wear Behaviours of Weldable Cobalt and Iron Based Alloys, Ph.D. Thesis, Istanbul Technical University, 1991.
- Çelik, H.,and Kaplan, M., Effects of silicon on the wear behavior of cobalt-based alloys at elevated temperature, Elsevier, Wear, 257 (2004) 606-611.
- Çelik Ö., Kobalt Katkılandırılmış ZnO Yarıiletken Malzemelerin Üretimi Ve Elektriksel Özelliklerinin Araştırılması, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Tezi, 2009 ELAZIĞ
- Çömez E., Çelik H., Kobalt esaslı elektrotlar ile kaplanan malzemelerin iç yapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, F.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 16/4 (2004) S. 633-641.
- Daxiong H., Tiancheng Z., Yinshun W., Fretting and galvanic corrosion behaviors and mechanisms of Co-Cr-Mo and Ti-6Al-4V alloys, Wear, 249 (2002) 883-891.
- Davidson, J.A., Mishra, A.K., Kovacs, P., and Poggie, R.A., 1994, New Surf. Hardened, Low Modul., Corros. Resist. Ti Alloy For Total Arthroplasty, Biomed. Mater. Eng. 4, 231-243.
- Dobbs, H. S., Robertson, J. L. M., 1982, Alloys For Orthopedic Implant Use., Engineering in Medicine, 11(1982)4, 10, 175-182.
- Donachie, Jr. M.J., Superalloys Source Book, ASM, Metals Park, (1984) Ohio USA.
- Duerig, T.W., Melton, K.N., Stockel, D., and Wayman, C.M., 1990, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth-Heinemann, London/UK., Eds.
- Dutkiewicz, J., Kotorz, G., Mat.Sci. Engl, (1991), 267-272.
- Escobedo, J., Mendez, J., Cortes, D., Gomez, J., Mendez, M. And Mancha, H., Effect of nitrogen on the microstructure and mechanical properties of a Co-Cr-Mo alloy, Materials and Design,17 (2), (1996) 79-83.

- Fındık, F., Cosan M., 2002, Biomedikal Uygulamalarda Metalik Malzeme Secimi, Makine ve Metal Teknolojisi Dergisi, 129 (2002) 9, 32-40.
- Hiromoto S., Onoderab E., Chibab A., Asamic K., Hanawa T., Microstructure and corrosion behavior in biological environments of the new forged low-Ni Co–Cr–Mo alloys. Biomaterials, 26 (2005) 4912–492.
- Hsang-Chung H., Shuang-Shii L., Wear properties of Co–Cr–Mo–N plasma-melted surgical implant alloys, Journal of Materials Processing Technology, 138 (2003) 231–23.
- Hsin-Yi L., Bumgardner Joel D., In vitro biocorrosion of Co–Cr–Mo implant alloy by macrophage cells, Journal of Orthopedic Research, 22 (2004) 1231–1236.
- Izciler, M., Çelik, H., Two- and tree-body abrasive wear behaviour of different heat-treated boron alloyed high chromium cast iron grinding balls, Journal of Materials Processing Technology, 105 (2000) 237-245.
- Jacobs, J.J., Latanision, R.M., Rose, R.M., Veeck, S.J., 1990, Effect of Porous Coating Processing on The Corrosion Behavior of Cast Co-Cr-Mo Surgical implant Alloys, Journal of Orthopaedic Research, 8 (1990) 6, 874-882.
- Karaali A., Mirouh K., Hamamda S., Guiraldenq P., Effect of tungsten 0–8 wt.% on the oxidation of Co–Cr alloys, Computational Materials Science, 33 (2005) 37–43.
- Kereiakes DJ, Cox DA, Hermiller JB, et al., Usefulness of a Cobalt Chromium Coronary Stent Alloy, for the Guidant Multi-Link Vision Stent Registry Investigators. Am J Cardiol 92(2003) 463–6.
- Kim Ji H., Kwang Su N., Kim Gyung G., Chong S. Y., Kim Seon J., Effect of manganese on the cavitation erosion resistance of iron–chromium–carbon–silicon alloys for replacing cobalt-base Stellite, Journal of Nuclear Materials, 352 (2006) 85–89.
- Klemp, T., Model Cast, (1988), 43
- Kurgan, N., 2005, T/M Paslanmaz Çelik _mplantlarının Üretimi ve Teknolojik Özellikleri Üzerine Bir Arastırma, Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa, Doktora Tezi , 9, 25-46.
- Kuzucu, V., Ceylan, M., Çelik, H., Aksoy, İ., Microstructure and Phaze Analyses of Stellite 6 plus 6 % wt. Mo Alloy, Journal of Materials Processing Technology, 69 (1997) 257-263.
- Kuzucu V., Ceylan, Çelik, H., M., Aksoy, İ., Phase investigation of a cobalt base alloy containing Cr, Ni, W and C, , Journal of Materials Processing Technology, 74 (1998) 137-141.

- Kuzucu, V., Ceylan, M., Çelik, H., Aksoy, İ., An investigation of a stellite-6 alloy containing 5.0 wt% silicon, *Journal of Materials Processing Technology*, 79 (1998) 47-51.
- Liu, R., Xu, W., Yao, M.X., Patnaik, P.C., Wu, X.J., 2005, A Newly Developed Triballoy Alloy With increased Ductility, *Scripta Materialia* 53 (2005) 1351–1355 Langer R., Cima L.G., Tamada J.A., and Wintermantel E., 1996, Future Directions in Biomaterials, *Biomaterials*, vol:11, s:742.
- Luyckx S., Love A., The dependence of the contiguity of WC on Co content and its independence from WC grain size in WC–Co alloys, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 24 (2006) 75–79.
- Matkovi, T., Slokar, L., Matkovi, P., 2005, Structure and properties of biomedical Co–Cr–Ti alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 9 June 2005.
- Matkovic T., Matkovic P., Malina J., Effects of Ni and Mo on the microstructure and some other properties of Co–Cr dental alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 366 (2004) 293–297.
- Metals Handbook, (1973), 8th Ed. Vol. 8, ASM, Metals Park, Ohio, USA.
- Metals Handbook, (1980), 9th Ed. Vol. 3, ASM, Metals Park, Ohio, USA.
- Metals Handbook, (1985), 9th., Ed. Vol. 15, ASM, Metals Park, Ohio, USA.
- Northwood D.O., *Mater. Des.* 6 (1985) 58.
- Opiekun, Z., *J.Mat.Sci.*, (1987) 1547-1556, 22.
- Opiekun, Z., *J.Mat.Sci.*, (1991) 3386-3391, 26.
- Ozols A., Barreiro M., Forlerer E., Sirkin H.R., Coating of Co–Cr–Mo alloy for surgical implants by centrifugal spray: Preliminary evaluation, *Surface & Coatings Technology*, 200 (2006) 5884–5888.
- Park, J.B., Lakes R.S., 1992 “Biomaterials”, Plenum Pres, New York and London, 66-115. Sibley S.F., Cobalt, MCP-5, U.S.A., Department of the interior, 1977.
- Pasinli, A., 1999, Biyomedikal Uygulamalarda Kullanılan Biyomalzemeler, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, Sayı 4, TÜRKİYE, 25-34.
- Pickering F.B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science, Essex, UK, (1978) Pp. 10, 226.
- Reclarua L., Heinz L., Eschlara Pierre-Y., Blattera A., Christian S., Corrosion behaviour of cobalt–chromium dental alloys doped with precious metals, *Biomaterials*, 26 (2005) 4358–4365.

- Sarsılmaz F., 2003, Polimer- Hidroksiapatit Kompozitlerinin Ortopedik Biyomalzeme Olarak Kullanılmasının Araştırılması, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, Yüksek Lisans Tezi, 5-6.
- Schwarz W., Warlimont H., A new series of Co-based amorphous alloys and their application as cladding materials, Materials Science and Engineering, A226-228 (1997) 1098-1101.
- Schwarz, W., Warlimont, H., 1997, A New Series of Cobalt-based Amorphous Alloys and Engineering, 10099.
- Sims, C.T., Stoloff, N., H/Gel, W.C., Superalloys II John Wiley and Sons, USP, (1987).
- Sims C.T., Contemporary View of Cobalt Base Alloys, Journal of Metals, Vol 21, (1969) Pp: 27.
- S. Luyckx, N. Sacks, A. Love., Increasing the abrasion resistance without decreasing the toughness of WC-Co of a wide range of compositions and grain sizes, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Volume 25, Issue 1 (2007) Pp: 57-61.
- S. Rideout, W.D. Manly, E.L. Kamen, B.S. Lemen and P.A. Beck, Trans. AIME, Vol.191, p 873-874, (1951).
- Sutherland, D.S., Forshaw, P.D., Allen, G.C., Brown, I.T., and Williams, K.R., 1993, Surface Analysis of Titanium Implants. Biomaterials, 14(1993) 12, 893-899.
- Tas, A.C., 2000, Synthesis of Biomimetic Ca-Hydroxyapatite Powders at 37 °C in Synthetic Body Fluids, Biomaterials, 21(2000), 1429-1438.
- Türkan U., Öztürk O., Eroğlu A. E., Metal ion release from TiN coated CoCrMo orthopedic implant material, Surface & Coatings Technology, 200 (2006) Pp: 5020 – 5027.
- Wang, K.K., Berlin, R.M., Gustavson, L.J., 1999, Dispersion Strengthened Co-Cr-Mo Alloy for Medical Implants, ASTM Technical Publication, 1365, 89-97.
- Williams, D.F., 1982, Biocompatibility in Clinical Practice, Boca Raton, F.L. CRC Press.
- Williams, D.F., 1991, Materials for Surgical Implants. Met. Mater. 1(1991), 24-29.
- Yao, M.X., Wu, J.B.C., Xu, W., Liu, R., 2005, Metallographic Study and Wear Resistance of A High-C Wrought Co-Based Alloy Stellite 706K, Materials Science And Engineering A, 407 291-298.
- Zhuank, L., Langer, E.W Z.Metalikde Bd 80 (1989), 251-252.

ÖZGEÇMİŞ

1978 yılında Hatay ili, Hassa ilçesinde doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Elazığ'da tamamladı. 1997 yılında Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Metal Öğretmenliği Programı'na kayıt yaptırdı ve bu bölümden 2001 yılında mezun olarak Teknik Öğretmen unvanını kazandı. Aynı yıl Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı yüksek lisans programına kayıt yaptırdı. 2003 yılında mezun olup aynı yıl yine Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı doktora programına kayıt yaptırdı. 2010 yılı Şubat ayında Doktora tezini tamamlayarak aynı enstitüye teslim etti.