

75054

SİLİSYUM KATKISININ DÖKÜM CrNiCo  
SÜPERALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Havva Kazdal ZEYTİN

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 25 Temmuz 1997

Tezin Savunulduğu Tarih : 23 Ocak 1998

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Adnan TEKİN

Diğer Jüri Üyeleri: Prof. Dr. Okan ADDEMİR

Prof.Dr. E.Sabri KAYALI

Prof.Dr. Lütfü ÖVEÇOĞLU

Prof.Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU

Prof.Dr. Mehmet KOZ

OCAK 1998

## ÖNSÖZ

Süperalaşımlar, yüksek sıcaklıklarda yapısal ve mekanik kararlılıklarını koruyan malzemeler olup, özellikle yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu denizcilik, endüstriyel gaz türbinleri, kara taşıtları, enerji üreten tesisler, petrokimya, roket motorları, uzay araçları gibi değişik bir çok alanda kullanılmaktadırlar. Bunların dışında, tıp mühendisliği ve korozyona dayanıklı malzeme olarak da önemli bir yere sahiptirler.

Bu çalışmada, demir-çelik endüstrisinde çelik kütük tav fırınlarında kullanılan, düşük ısı iletkenliği ve yüksek aşınma özellikleri gösteren 30Cr 22Ni 22Co 16Fe 5Mo 4W 0.1C bileşimine sahip CrNiCo süperalaşımının, silisyum ile modifiye edilerek servis ömrünün arttırılması hedeflenmiştir. Bu çerçevede, alaşım geliştirilmesi ve karakterizasyon için, TÜBİTAK-MAM, MKTAE, Malzeme Araştırma Bölümü'nde bir seri çalışma gerçekleştirilmiştir.

Çalışmalarım sırasında, yardımlarını esirgemeyen hocam sayın Prof. Dr. Adnan Tekin'e öncelikle teşekkür ederim. Çalışmalarımın son aşamasında bana yardımcı olan Prof. Dr. Okan Addemir'e ayrıca teşekkür ederim. Doktora çalışması için gerekli desteği sağlayan, laboratuvar imkanlarını kullanmama izin veren TÜBİTAK-MAM Başkanlığı ve MAM-MKTAE Müdürlüğü'ne, çalışmamın bir bölümünde yardımcı olan ve ODTÜ imkanlarını kullanmamı sağlayan Prof. Dr. Erdoğan Tekin'e teşekkür ederim. TÜBİTAK-MAM Döküm Laboratuvarlarında birlikte çalıştığım ve engin tecrübelerinden yararlandığım merhum Yük. Met. Müh. Ahmet Gültekin'i de rahmetle anıyorum.

TEM ve SEM çalışmalarında desteklerini gördüğüm değerli arkadaşlarım Yrd. Doç. Dr. Ali A. Kaya ve Yük. Müh. Soner Akkurt'a, TÜBİTAK-MAM Malzeme Araştırma Bölümü'nde çalışmalarımın yürütülmesinde emeği geçen araştırmacı Serdar Sevik, Dr. Şerafettin Eroğlu, Murat Tepecik, Altuğ Uzunali; araştırma teknisyenleri Orhan Arısoy, Orhan İpek, Mehmet Berk; döküm grubu teknisyeni arkadaşlarım Mehmet Büyükalçıkaya, Necdet Bilezikçoğlu, Osman Kerman, Erhan Bilgin ve tüm mekanik atölye çalışanlarına gösterdikleri sabır ve yardımlardan ötürü sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Katkıları ve sabrı için eşim Dr. Sakin Zeytin'e ve her türlü koşulda her zaman yanımda olan aileme ayrıca teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

|                                                           | <u>Sayfa No</u> |
|-----------------------------------------------------------|-----------------|
| ÖNSÖZ                                                     | ii              |
| SEMBOL LİSTESİ                                            | vi              |
| ŞEKİL LİSTESİ                                             | vii             |
| TABLO LİSTESİ                                             | xi              |
| ÖZET                                                      | xiii            |
| SUMMARY                                                   | xiv             |
| BÖLÜM 1 GİRİŞ                                             | 1               |
| 1.1 Süperalaşımların Gelişimi                             | 1               |
| 1.2 Proses Gelişimi                                       | 3               |
| 1.3 Teknolojinin Gelişimi                                 | 5               |
| 1.4 Isıl İşlem ve Yapısal Kararlılık                      | 6               |
| 1.5 Yüksek Sıcaklık Korozyon Problemi                     | 6               |
| BÖLÜM 2 KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ                        | 7               |
| 2.1 Süperalaşım Sistemleri                                | 7               |
| 2.1.1 Nikel Bazlı Süperalaşımlar                          | 7               |
| 2.1.2 Kobalt Bazlı Süperalaşımlar                         | 9               |
| 2.1.3 Demir-Nikel Bazlı Süperalaşımlar                    | 14              |
| 2.2 Süperalaşımların Mikroyapıları                        | 19              |
| 2.2.1 Nikel Bazlı Süperalaşımların Mikroyapıları          | 19              |
| 2.2.1.1 Gama Matris                                       | 20              |
| 2.2.1.2 Gama Üssü Fazı ( $\gamma'$ )                      | 21              |
| 2.2.1.3 Karbürler                                         | 23              |
| 2.2.1.4 Nikel Bazlı Süperalaşımlarda Karbür Reaksiyonları | 24              |
| 2.2.1.5 Topolojik Sıkı Paket (TCP) Fazlar                 | 26              |
| 2.2.1.6 Karbürler ve TCP Fazları                          | 27              |

|                                                                         |           |
|-------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 2.2.2 Kobalt Bazlı Süperalaşımların Mikroyapıları                       | 27        |
| 2.2.2.1 Allotropik Faz Dönüşümleri                                      | 28        |
| 2.2.2.2 İstif Hataları                                                  | 29        |
| 2.2.2.3 Ostenitik Matris                                                | 30        |
| 2.2.2.4 Karbürler                                                       | 31        |
| 2.2.2.5 Geometrik Sıkı Paket (GCP) Fazlar                               | 34        |
| 2.2.2.6 Topolojik Sıkı Paket (TCP) Fazalar                              | 35        |
| 2.2.3 Demir-Nikel Bazlı Süperalaşımların Mikroyapıları                  | 36        |
| 2.2.3.1 Ostenitik Matris                                                | 36        |
| 2.2.3.2 $\gamma'$ Çökmesi                                               | 37        |
| 2.2.3.3 $\gamma''$ Çökmesi                                              | 38        |
| 2.2.3.4 Aşırı Yaşlanma                                                  | 39        |
| 2.2.3.5 Çökme Hızları                                                   | 41        |
| 2.3 Süperalaşımlarda Tane ve Tane Boyutu Etkisi                         | 42        |
| 2.4 Proseslerin Özellik ve Mikroyapıya Etkisi                           | 43        |
| 2.4.1 Yapı-Özellik Kontrolü                                             | 44        |
| 2.4.2 Isıl İşlem                                                        | 45        |
| 2.4.2.1 Dövme Nikel Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi                  | 45        |
| 2.4.2.2 Döküm Nikel Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi                  | 46        |
| 2.4.2.3 Kobalt Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi                       | 47        |
| 2.4.3 Sertleştirme Mekanizmaları                                        | 50        |
| 2.5. Aşınma                                                             | 51        |
| 2.5.1 Aşınma Türleri                                                    | 51        |
| 2.5.2 Aşınmanın Ölçülmesi                                               | 53        |
| <b>BÖLÜM 3 DENEYSEL ÇALIŞMALAR</b>                                      | <b>55</b> |
| 3.1 Gerekçe                                                             | 55        |
| 3.2 Deneysel Metod                                                      | 55        |
| 3.3 Deney Sonuçları                                                     | 60        |
| 3.3.1 CrNiCo Süperalaşımının Mikroyapısı                                | 60        |
| 3.3.1.1 Döküm Halindeki Alaşımın Mikroyapısı                            | 60        |
| 3.3.1.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Isıl İşlemi ve Mikroyapısı         | 80        |
| 3.3.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Mekanik Özellikleri                  | 99        |
| 3.3.2.1 Döküm Halinde Mekanik Özellikler                                | 99        |
| 3.3.2.2 Isıl İşlemlile Döküm CrNiCo Süperalaşımının Mekanik Özellikleri | 103       |

|                                                                     |     |
|---------------------------------------------------------------------|-----|
| BÖLÜM 4 TARTIŞMA                                                    | 109 |
| 4.1 Mikroyapıya Silisyumun Etkisi                                   | 109 |
| 4.1.1 Süreksiz Çökelme                                              | 110 |
| 4.1.2 Sigma                                                         | 114 |
| 4.1.3 Chi                                                           | 117 |
| 4.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının<br>Isıl İşlem Sonrası Mikroyapısı  | 118 |
| 4.3 Mekanik Özellikler                                              | 121 |
| 4.3.1 Döküm Halindeki CrNiCo Süperalaşımının<br>Mekanik Özellikleri | 122 |
| 4.3.1.1 Çekme dayanımı ve sertlik                                   | 122 |
| 4.3.1.2 Aşınma                                                      | 124 |
| 4.3.2 Yüksek Sıcaklık Mekanik Özellikleri                           | 125 |
| 4.3.2.1 Çekme Dayanımı ve Sertlik                                   | 125 |
| 4.3.2.2 Aşınma Davranışı                                            | 125 |
| SONUÇLAR VE ÖNERİLER                                                | 132 |
| KAYNAKLAR                                                           | 135 |
| ÖZGEÇMİŞ                                                            | 143 |

## SEMBOL LİSTESİ

|                      |                                     |
|----------------------|-------------------------------------|
| $A$                  | : Isı iletim alanı                  |
| $A$                  | : Temas alanı                       |
| $d$                  | : Hasar derinliği                   |
| $k_{cam}, k_{örnek}$ | : Isı iletim katsayıları            |
| $k$                  | : Isı iletim katsayısı              |
| $L$                  | : Hasar izi kalınlığı               |
| $\Delta m$           | : Ağırlık kaybı                     |
| $Q$                  | : Sıcaklık                          |
| $R$                  | : Aşınma izi çapı                   |
| $S$                  | : Hasarın yüzey alanı               |
| $s$                  | : Kayma mesafesi                    |
| $T_2, T_3$           | : Termokupl'dan ölçülen sıcaklıklar |
| $V$                  | : Hasar hacmi                       |
| $\theta$             | : Hasar açısı                       |
| $\delta$             | : Kalınlık                          |
| $\rho$               | : Aşınma malzemesinin yoğunluğu     |

## ŞEKİL LİSTESİ

|                                                                                                                                                                                                                                                                                           | <u>Sayfa No</u> |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| Şekil 1.1 Incoloy 903, 718 ve A286 süperalaşımlarının genleşme katsayıları                                                                                                                                                                                                                | 4               |
| Şekil 2.1 Belirlendikleri yıllara göre nikel bazlı süperalaşımlarda oluşan fazlar                                                                                                                                                                                                         | 20              |
| Şekil 2.2 Ni-Co-Cr-Mo dörtlü sisteminden 1200 °C’de alınan Ni-Co Cr üçlü kesidi. Kesit ağ. %5 Mo içermektedir                                                                                                                                                                             | 21              |
| Şekil 2.3 $\gamma'$ fazının tipleri. a) $\gamma$ içinde basit $\gamma'$ çökmesi; b) $\gamma + \gamma'$ çift çökme; c) koherant ( $\gamma + \gamma'$ ) çift çökme ve koherant olmayan sert faz; d) yönlendirilerek katılaşmış ötektik                                                      | 22              |
| Şekil 2.4 Tane sınırlarının şematik görünüşü. a) segrege olmamış tane sınırları; b) tane sınırı segregasyonu; c) tane sınırlarında segrege olmayan bir fazın tercihli çökmesi, bunlara komşu bölgelerde taneciksiz serbest bölge; d) koherant olmayan fazların çözünmesi ve süresiz çökme | 22              |
| Şekil 2.5 YMK kobaltta çözünürlüğün bir fonksiyonu olarak SPH→YMK dönüşümüne alaşım elementlerinin etkisi                                                                                                                                                                                 | 29              |
| Şekil 2.6 1200 °C’de yaklaşık üçlü faz diyagramları. Bu şekillerde tepe (dördüncü köşe) wolframdır. Kobaltça zengin katı eriyik her bir diyagramda geniş gölgeli alanlar olarak gösterilmiştir. Küçük koyu alanlar ise TCP fazlarıdır                                                     | 30              |
| Şekil 2.7 Goldschmidt’e göre karbür oluşum şeması                                                                                                                                                                                                                                         | 31              |
| Şekil 2.8 Ağ. %0.1-0.6 C aralığında kobalt bazlı alaşımlarda oluşan karbürlerin tipine farklı elektronegativiteye sahip elementlerin etkisi                                                                                                                                               | 32              |
| Şekil 2.9 Kobalt bazlı süperalaşımlarda tipik ötektik oluşumu                                                                                                                                                                                                                             | 33              |
| Şekil 2.10 Asal yönlerde düzenlenmeyi gösteren (111) kayma düzleminde atom dizilimi. a) YMK $\gamma'$ , HMK $\gamma''$                                                                                                                                                                    | 38              |
| Şekil 2.11 Sertleştirme çökeltilerinin birim hücredeki düzeni. a) HMK $\gamma''$ , b) YMK $\gamma'$                                                                                                                                                                                       | 39              |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 | <u>Sayfa No</u> |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| Şekil 2.12 MC, M <sub>6</sub> C, laves, δ ve γ'' fazları için oluşum kinetiklerini gösteren Inconel 718 alaşımının zaman-sıcaklık-çökelme diyagramları                                                                                                                                                          | 41              |
| Şekil 2.13 Hassas döküm süperalaşımlarda tane boyutu sınıflandırması                                                                                                                                                                                                                                            | 42              |
| Şekil 2.14 Dövme nikel bazlı süperalaşımların karakteristik mikroyapısı                                                                                                                                                                                                                                         | 46              |
| Şekil 2.15 Döküm nikel bazlı süperalaşımların karakteristik mikroyapısı.                                                                                                                                                                                                                                        | 47              |
| Şekil 2.16 Kobalt bazlı CM7 alaşımını zaman-sıcaklık dönüşüm diyagramı                                                                                                                                                                                                                                          | 48              |
| Şekil 3.1 Aşınma deney cihazı (tribometre) şematik görünüşü                                                                                                                                                                                                                                                     | 58              |
| Şekil 3.2 Isı iletkenlik ölçüm düzeneği (şematik)                                                                                                                                                                                                                                                               | 59              |
| Şekil 3.3 Döküm CrNiCo süperalaşımının mikroyapısına silisyumun etkisi. Ağ.% Si olarak, a) 0.48 b) 2.16 c) 3.05 d) 4.20 e) 5.43                                                                                                                                                                                 | 61              |
| Şekil 3.4 CrNiCo Süperalaşımını tane boyutuna silisyumun etkisi Ağ.%Si olarak a) 0.48 b)2.16 c) 3.05 d) 4.20 e) 5.43.                                                                                                                                                                                           | 62              |
| Şekil 3.5 Ağ. % 0.48 silisyum içeren alaşımın SEM mikrografı. Sigma etrafında M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> karbürü                                                                                                                                                                                            | 63              |
| Şekil 3.6 Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımın SEM mikrografı. Matriste çökelmiş blok sigma fazı içinde yerleşmiş chi ve sigma/chi arayüzeyinde M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> karbürü                                                                                                                            | 64              |
| Şekil 3.7 X-ışınları element dağılım haritaları: a)0.48 Si: Co, Fe ve Ni elementleri ağırlıklı olarak matriste bulunurken, Cr, Mo ve Si atriste çökelen fazlarda yoğunlaşmıştır. b) %.43 Si: Cr özellikle chi fazında; Mo, özellikle sigmada ve silisyum sigma ve chi fazlarında ağırlıklı olarak bulunmaktadır | 65              |
| Şekil 3.8 Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımda matrisin enerji dağılımlı x-ışınları (EDS) paterni                                                                                                                                                                                                                 | 68              |
| Şekil 3.9 Ağ.% 4.20 Si içeren alaşımın matris difraksiyon paterni. Kristal yapı KYM ostenit (γ). Zon eksen: < 220>                                                                                                                                                                                              | 69              |
| Şekil 3.10 M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> karbürüne ait a) aydınlık alan görüntüsü ve b) difraksion paterni Kristal sistemi : KYM, Zon eksen: < 1131>                                                                                                                                                           | 71              |
| Şekil 3.11 a) Ağ.% 0.48 Si içeren alaşımın matris/σ arayüzeyinde oluşmuş M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> karbürü. b) Ağ.% 5.43 Si bileşiminde rozet görünümlü mikroyapı                                                                                                                                          | 72              |

|                                                                                                                                                                                                              |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 3.12 Ağ.% 0.48 Si içeren alaşımda sigma fazına ait, a) TEM aydınlık alan görüntüsü b) difraksiyon paterni. Kristal sistemi: Tetragonal, Zon eksen: <002>                                               | 74 |
| Şekil 3.13 Ağ.% 4.20 Si içeren alaşımda sigma fazına ait EDS paterni                                                                                                                                         | 75 |
| Şekil 3.14 Ağ.% 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımında sigma fazı içine yerleşmiş chi ( $\chi$ )                                                                                                              | 76 |
| Şekil 3.15 Ağ. % 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımında chi ( $\chi$ ) fazının a) aydınlık alan görüntüsü ve b) buna ait difraksiyon paterni. Kristal yapı KHM, Zon eksen: <131>                              | 78 |
| Şekil 3.16 Ağ.% 5.43 Si içeren alaşımda chi matris ile birleşmiş, sigma incelmış ve chi fazının etrafında kısalmış ve yuvarlaklaşmış $M_{23}C_6$ karbürü                                                     | 78 |
| Şekil 3.17 Ağ.%4.20 si içeren alaşımda sigma fazına ait EDS paterni                                                                                                                                          | 79 |
| Şekil 3.18 Döküm CrNiCo süperalaşımının silisyum içeriğine göre 900 °C'de 30 dak. ve 25 saatlik ısıt işlemler sonucunda oluşan mikroyapıları.                                                                | 81 |
| Şekil 3.19 Ağ. %0.48 Si içeren alaşımın 900 °C'de 30 dak. ısıt işlem sonrası mikroyapısı.                                                                                                                    | 84 |
| Şekil 3.20 Ağ.% 0.48 Si içeren CrNiCo süperalaşımının 900 °C'de 25 saat tutma sonucu oluşan mikroyapısı. Bu mikroyapı blok R fazı ile muhtemel silisid ve laves fazlarını içermektedir                       | 85 |
| Şekil 3.21 Ağ.% 4.20 Si içeren alaşımın 900 °C'de 200 saat ısıt işlem sonrası mikroyapısı                                                                                                                    | 87 |
| Şekil 3.22 Silisyum miktarına bağlı olarak 1100 °C'de 30 dak ve 25 saat tutulan CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı. Bu koşullarda oluşan mikroyapılar genel olarak 900 °C'de oluşan mikroyapılarla benzerdir | 90 |
| Şekil 3.23 1100 °C'de 25 saat ısıt işlem gören ağ. %0.48 silisyum içeren alaşımın mikroyapısı                                                                                                                | 92 |
| Şekil 3.24 1100 °C'de 25 saat ısıt işlem gören ağ. % 4.20 silisyum içeren alaşımın mikroyapısı.                                                                                                              | 93 |

|                                                                                                                                                       |     |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 3.25 Farklı silisyum bileşimindeki alaşımların 1250 °C’de 30 dak. ve 25 saat ısıtıl işlem görmüş haldeki optik mikrografları.                   | 96  |
| Şekil 3.26 a) Ağ.% 0.48 b) 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımının yük-uzama eğrileri                                                                   | 101 |
| Şekil 3.27 Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımın tipik aşınma eğrisi                                                                                     | 102 |
| Şekil 3.28 a) Ağ.% 0.48 ve b) 4.20 silisyumlu alaşımda 1000 °C’de çekme deneyi sonrasında oluşan mikroyapılar                                         | 105 |
| Şekil 4.1 Silisyumun fonksiyonu olarak matriste çökelen fazların hacimsel değişimi                                                                    | 110 |
| Şekil 4.2 Süreksiz çökelmenin sınıflandırılması                                                                                                       | 112 |
| Şekil 4.3 1100 °C’de 200 saat ısıtıl işlem görmüş ağ.%4.20 Si içeren alaşımın mikroyapısı                                                             | 120 |
| Şekil 4.4 Ağ.% 2.16 silisyum içeren alaşımda 1250 °C’de ısıtıl işlem sonrası mikroyapı                                                                | 121 |
| Şekil 4.5 Döküm CrNiCo süperalaşımının silisyum miktarına bağlı olarak sertlik değişimi                                                               | 122 |
| Şekil 4.6 CrNiCo süperalaşımında silisyum miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve uzamanın değişimi                                                  | 123 |
| Şekil 4.7 Silisyumun fonksiyonu olarak döküm CrNiCo süperalaşımının aşınma hızının değişimi                                                           | 124 |
| Şekil 4.8 900, 1100, 1250 °C’de yapılan ısıtıl işlemler sonrasında, silisyum miktarına bağlı olarak sertliğin değişimi                                | 125 |
| Şekil 4.9 Silisyumun fonksiyonu olarak 900, 1000, 1100 °C sıcaklıklarda çekme dayanımının değişimi                                                    | 127 |
| Şekil 4.10 Çekme deneyinden sonra ağ.%4.20 Si içeren alaşımın mikroyapısı a) 900, b) 1100 °C                                                          | 128 |
| Şekil 4.11 Aşınma deneylerinde en düşük aşınma hızının elde edildiği ağ. %4.20 Si içeren alaşımın 1100 °C’de 25 saat ısıtıl işlem sonrası mikroyapısı | 130 |
| Şekil 4.12 Silisyumun ve sıcaklığın fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi                                                                         | 131 |

## TABLO LİSTESİ

|                                                                                                   | <u>Sayfa No</u> |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| Tablo 1.1 Süperalaşımlarda proses gelişimi                                                        | 5               |
| Tablo 2.1 Bazı önemli nikel bazlı süperalaşımların kimyasal bileşimleri                           | 8               |
| Tablo 2.2 Bazı önemli kobalt bazlı süperalaşımların kimyasal bileşimleri                          | 10              |
| Tablo 2.3 Kobalt bazlı süperalaşımlarda alaşım elementlerinin etkisi                              | 13              |
| Tablo 2.4 Bazı önemli Fe-Ni bazlı süperalaşımların kimyasal bileşimleri                           | 17              |
| Tablo 2.5 Tipik Fe-Ni bazlı süperalaşımlardayapıyı kontrol eden fazların solvüs sıcaklıkları      | 45              |
| Tablo 3.1 Deney numunelerinin hazırlanmasında kullanılan alaşım elementlerinin bileşimi           | 56              |
| Tablo 3.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımın temel bileşimi                                | 56              |
| Tablo 3.3 Silisyum miktarına bağlı olarak ostenitik matrisin x-ışınları faz analizleri sonuçları  | 67              |
| Tablo 3.4 Ağ % 0.48 silisyum içeren alaşımda matrisin WDS analiz sonuçları                        | 68              |
| Tablo 3.5 $M_{23}C_6$ karbürüne ait x-ışınları faz analizi sonuçları                              | 70              |
| Tablo 3.6 Döküm CrNiCo süperalaşımında sigma fazına ait x-ışınları faz analizi sonuçları          | 73              |
| Tablo 3.7 Ağ.% 0.48 ve 4.20 silisyum içeren alaşımın sigma fazına ait WDS element analizi         | 75              |
| Tablo 3.8 Chi fazına ait x-ışınları faz analizi sonuçları                                         | 77              |
| Tablo 3.9 Ağ.% 0.48 ve 4.20 Si içeren alaşımın chi fazına ait WDS analizi                         | 79              |
| Tablo 3.10 900 °C’de 30 dak. tutulan ağ.% 0.48 Si içeren alaşımın x-ışınları faz analizleri       | 83              |
| Tablo 3.11 900 °C’de 25 saat tutulan ağ %0.48 Si içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları | 86              |

|                                                                                                                              |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Tablo 3.12 900 °C’de 200 saat tutulan ağ.%4.20 Si içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları                           | 88  |
| Tablo 3.13 900 °C’de 30 dak süreyle tutulan ağ.% 0.48 Si içeren alaşımdaki fazların EDS analiz sonuçları                     | 89  |
| Tablo 3.14 900 °C’de 200 saat tutulan ağ.%0.48 silisyum içeren alaşımdaki fazların EDS analizi                               | 89  |
| Tablo 3.15 1100 °C’de 25 saat tutulan ağ. % 0.48 silisyum içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları                   | 92  |
| Tablo 3.16 1100 °C’de 25 saat ısıt ışlem görmüş ağ. %4.20 silisyum içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları          | 94  |
| Tablo 3.17 1250 °C’de 25 saat ısıt ışlem görmüş ağ.% 0.48 Si içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları                | 98  |
| Tablo 3.18 1250 °C’de 25 saat ısıt ışlem görmüş ağ.%4.20 silisyum içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları           | 99  |
| Tablo 3.19 Silisyum miktarına bağlı olarak döküm CrNiCo süperalaşımının ve fazların sertlik değişimi                         | 100 |
| Tablo 3.20 Silisyum miktarına bağlı olarak CrNiCo süperalaşımının mekanik özelliklerinin değişimi                            | 102 |
| Tablo 3.21 Döküm halindeki CrNiCo süperalaşımının silisyumun fonksiyonu olarak aşınma özellikleri                            | 103 |
| Tablo 3.22 CrNiCo süperalaşımının sertliğinin silisyum miktarına bağlı olarak sıcaklıkla değişimi                            | 104 |
| Tablo 3.23 900, 1000 ve 1100 °C’de ısıt ışlem görmüş alaşımın çekme deney sonuçlarının silisyumun fonksiyonu olarak değişimi | 105 |
| Tablo 3.24 1000 °C’de çekme deneyi sonrasında ağ.%4.20 silisyumlu alaşımın x-ışınları faz analizleri                         | 106 |
| Tablo 3.25 Silisyumun ve ısıt ışlem sıcaklığının fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi                                   | 107 |
| Tablo 3.26 Silisyumun fonksiyonu olarak ısı iletim katsayısının değişimi                                                     | 108 |
| Tablo 3.27 Bazı malzemelerin ısı iletim katsayısı                                                                            | 108 |

## ÖZET

Bir yüksek sıcaklık malzemesi olan CrNiCo süperalaşımı, çelik kütüklerin tavlandığı fırınlarda kullanılmaktadır. Hem yüksek oranda içerdiği Cr, Co, Ni gibi stratejik ve pahalı alaşım elementleri, hem de kullanıldığı alandaki ekonomik değeri bakımından, bu malzemenin servis ömrünün uzun olması istenmektedir. Standart bileşimi ile yaklaşık olarak 6 ay servis ömrüne sahip olan bu alaşımın, çeşitli nedenlerle servis dışı kalması önemli maddi kayıplara neden olmaktadır.

Bu çalışmada, 30Cr 22Ni 22Co 16Fe 5Mo 4W 0.1 C bileşimine sahip CrNiCo süperalaşımının servis ömrünün, silisyum ile modifiye edilerek artırılması hedeflenmiştir. Normal ergitme ve döküm koşullarında yaklaşık olarak bileşiminde ağırlık %0.5 Si bulunan bu alaşıma ağırlık % olarak 2.16, 3.05, 4.20 ve 5.43 Si ilave edilmiştir. Beş değişik silisyum bileşiminde hazırlanan numuneler döküm halinde ve çalışma sıcaklıklarına yakın sıcaklıklar olan 900, 1100 ve 1250 °C'de ısıtılma işlemi gördükten sonra karakterize edilmiştir. Mikroyapısal incelemeler için optik metalografi, elektron metalografi (SEM, TEM), x-ışınları, enerji ve dalga boyu dispersif spektrometrik (EDS,WDS) analiz metodları kullanılmıştır. Mekanik özelliklerin belirlenmesi için döküm halindeki ve ısıtılma işlemi görmüş alaşımlarda mikro ve makro sertlik ölçümleri, aşınma deneyleri ile 900, 1000 ve 1100 °C'de yüksek sıcaklık çekme deneyleri yapılmıştır. Döküm halindeki CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı, ostenitik matris, blok sigma fazı, sigma içine yerleşmiş chi fazı ile düşük silisyumlu bileşimlerde matris/sigma arayüzeyinde, yüksek silisyumlu bileşimlerde hem matris/sigma hem de sigma/chi arayüzeyinde oluşmuş hücresel  $M_{23}C_6$  fazlarından oluşmaktadır. Silisyum arttıkça katılaşma sırasında oluşan geniş yüzeyli sigma ve chi fazının miktarı artmaktadır. Yüksek silisyumlu bileşimlerde hücresel yapı bozularak  $M_{23}C_6$  lamelleri kısalmakta ve sürekliliğini kaybetmektedir. Ağırlık % 5.43 Si bileşiminde mikroyapı son derece kırılğan rozet görünümlü bir hal almaktadır. 900, 1100 ve 1250°C'de yapılan ısıtılma işlemleri sonrasında, primer sigma fazı etrafında çökelmeler olmakta, silisyum miktarı arttıkça aynı ısıtılma işlemi süre ve sıcaklıklarında bu çökeltilerin miktarı da artmaktadır. 1100 °C'de matriste çökelen fazlar bir miktar kabalaşmakta ve düşük silisyumlu bileşimlerde sigma fazı R fazına dönüşmektedir. 1250 °C'de primer fazlar çözünmekte, matriste çökelti olmamaktadır.

Silisyumun en önemli etkisinin, aşınma özellikleri üzerinde olduğu belirlenmiştir. Döküm halindeki alaşımda, mikroyapıdaki primer fazların artışı ile aşınma hızı düşmekte, ancak çekme dayanımı olumsuz etkilenmektedir. Silisyum artışı ile, alaşımın sertliği artmış, matrisin sertliği ise değişmemiştir. Bütün ısıtılma işlemi sıcaklıklarında, silisyum arttıkça sertlik artıp, çekme dayanımı düşerken, süneklik sıcaklığa bağlı olarak önemli ölçüde yükselmektedir. ısıtılma işlemi görmüş alaşımın aşınma hızı, çökeltili fazlarının morfolojilerine bağlıdır. En düşük aşınma hızı, matriste geniş yüzeyli ve bir miktar kabalaşmış çökeltilerin yoğun olduğu 1100 °C'de elde edilmiştir.

## EFFECT OF SILICON ADDITIVE ON THE PROPERTIES OF CAST CrNiCo SUPERALLOYS

Superalloys contain Group VIIA elements and they are described as alloys which are used at elevated temperatures because of their high resistance to stress and high surface stability. Development of superalloys has gone parallel with the developments in the aerospace and land based vehicles, especially in the gas turbine engines. This development is attributed to the interdisciplinary studies (metallurgy, physics, mechanical eng., design, chemical eng. and marketing) carried out in the last 50 years. Along with new alloy developments, processing and production techniques have played a key role in the evolution of superalloys.

Considering their uses, superalloys are expected to have the following properties:

- High resistance to creep at elevated temperatures,
- Structural stability,
- High resistance to thermal fatigue,
- Good wear and corrosion resistance at high temperatures.

These properties can be obtained by selection of alloy composition, mechanical and heat-treatment parameters.

Superalloys, in general, are classified into three major groups: Nickel, cobalt and nickel/iron based alloys. Superalloys also contain alloying elements of Cr, Mo, W, Nb, Ta, Al, Ti, C, B, Zr, Hf, La, Yt and Th in various concentrations.

80Ni-20Cr alloy is a typical Ni-based superalloy. This alloy has good thermal conductivity and high resistance to oxidation. Creep strength of these alloys can be improved with small additions of Al and Ti. Precipitation hardening is the main hardening mechanism in the nickel-based superalloys. Al and Ti forms  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) precipitates. High temperature life time of these super alloys depends on  $\gamma'$  phase.

The improvements in the properties are based on the followings:

- Higher Al and Ti, higher  $\gamma'$  phase,
- Higher Co, higher solubility temperature for  $\gamma'$  phase,
- Addition of solid solution strengthener such as W, Mo.

This group of superalloys is used at the temperatures in the range 650-1100 °C. Some Ni-based superalloys are used up to 1200 °C for the moving parts of turbine engines.

Cobalt-based superalloys are used at extreme temperatures. Cobalt, a group VIIIA element, transforms from F.C.C. to H.C.P. structure at 417 °C. Cobalt-based alloys are hardened by classical methods. Solid solution strengtheners, such as W, Mo, Ta and Cr are added to the solubility limit. Precipitation hardening takes place by

carburization Cr, Hf, Zr, Ta, W, Nb, and Ti. Carbide precipitates form during either production step or during service temperatures.

Cobalt-based alloys were first used at 1900s after some developments in the systems of Co-Cr and Co-Cr-W. Especially, Stellite and Vitallium alloys are important and they are used for cutting tools and biomedical applications.

As-cast and forged cobalt-based alloys have been used because of the following reasons:

- They have high melting points and can be used at higher temperatures.
- They have good hot corrosion resistance in hostile gas turbine atmospheres due to their alloying element content.
- Compared to nickel-based superalloys, cobalt-based alloys exhibit higher thermal fatigue resistance.

Cobalt-based superalloys have complex chemical composition and crystallographic structure. The microstructure consists of austenitic matrix and carbide and intermetallic precipitates in the matrix. Intermetallic phases are geometric closed packed (GCP) and topological closed packed (TCP) electron compounds. The main carbides formed in alloys are  $M_3C_2$ ,  $M_7C_3$  and  $M_{23}C_6$  and  $M_6C$  and  $MC$ .

The evolution of nickel/iron superalloys goes parallel to that of stainless steels. First alloy named Inconel was developed by Krupp in Germany in 1935. The alloy is high in Fe and low in Ni. The composition of this alloy is 30%Ni, 15%Cr, 1.7%Ti and 0.1%C and it is strengthened by  $Ni_3Ti$  ( $\gamma'$ ) precipitates. Ni/Fe-based alloys contain generally 25-35% Ni and 15-25%Cr.

Iron-nickel based alloys have high temperature strength because of solid-solution hardening, grain boundary hardening and alloying effects. This is attributed to the following structural properties:

- Iron and nickel based austenitic matrix,
- Alloying additions that are soluble in austenite,
- Alloying additions that form precipitates (intermetallics, carbides, and borides),
- Alloying additions for grain boundary strengthening.

In this group, the most important phases are  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates and  $MC$  and  $M_6C$  carbides. In addition, refractory solid solution strengtheners such as W, Mo improve properties of the alloys. Forged and rolled alloys can be used for high temperature applications. Iron/nickel-based alloys with medium room temperature and high temperature strength levels are cheaper than nickel-cobalt based alloys.

Developments in both alloying and processing are crucial for obtaining desired properties. Chemical compositions of the alloys have been optimized using various alloying elements which provide structural and surface stability at elevated temperatures. As for the process development, vacuum melting process is important for high strength requirements. In addition, adding reactive elements to the alloys is possible only when melting is carried out in vacuum or protective atmospheres.

Contamination of the alloys can also be minimized. With vacuum melting process, end products can be obtained. Single crystal turbine blade can also be produced.

Since 1970, oxide dispersion strengthened alloys (ODS) obtained by a mechanical alloying technique have received a great attention. Both, high temperature strength and good corrosion resistance requirements are met by these alloys.

Surface protection of superalloys has been an important area. Diffusion coatings of Al, Cr and Si are obtained by PVD or CVD techniques.

For the last 40 years, improvements both in alloying and processing have led to high creep properties. Improvements are summarized below:

- Hot deformation,
- Conventional casting,
- Directional solidification,
- Single crystal growth.

In the future, possible parameters to be optimized:

- Composition,
- Casting processing,
- Heat treatment.

For the development of superalloys, the following properties must be considered:

- Mechanical properties,
- Density,
- Defect-free product,
- High temperature corrosion resistance,
- Economics.

In this study, a high temperature material with composition of 30Cr22Ni22Co16Fe5Mo4W and 0.1 C is used. It is employed for steel annealing furnaces as support materials on which steel bars roll. This material is used at temperatures about 900-1200 °C because of its low thermal conductivity and high temperature wear strength.

Classical CrNiCo superalloy has a service life of 6 months. In order to improve service life of the alloy, effects of Si addition on the material properties were studied. Si was added during casting as a deoxidant in the amounts of 0.48%w, 2.16%w, 3.05%w, 4.2%w and 5.43%w. Alloys melt in open-air induction furnace were cast into pre-heated molds. As-cast alloys were heat treated at temperatures of 900, 1100 and 1250 °C to study service performance. Characterization studies were carried out on both as-cast and as-heat-treated alloys. Electron and optical microscopies were used for microstructural analysis. X-ray diffraction studies were carried out to determine the phases present in the alloys. Wear, hardness and tensile tests were done to determine mechanical properties.

Studies on as-cast alloys revealed that the alloys consisted of the following phases: intermetallic sigma in austenitic matrix, chi formed in sigma phase and  $M_{23}C_6$  phase which grew around both sigma and chi. The amounts of these phases depend on Si additions. At low Si contents, total amount of phases is about 10 vol.%, while it is 50% at high Si contents such as 5.43%w Si. At low Si contents, cellular  $M_{23}C_6$  carbides form as a result of eutectoid reaction. The cellular carbide grains become small spherical particles located around sigma and chi phases.  $M_{23}C_6$  carbides grow at the sigma/chi and sigma/austenite interfaces. The amount of chi phase present inside the sigma phase increases with increasing Si content. Si favors formation of intermetallics in CrNiCo superalloys. The microstructure at 5.43% Si has a rosette-like morphology and it is very brittle.

Wear properties are affected by increased intermetallic formation. Wear rate of the as-cast alloy fall drastically as Si content increases from 0.48% to 2.16%. At higher Si contents, wear rate decreases further at a slower rate. This behavior may be explained by a mechanism involving intermetallics with a high surface area. It is found that wear properties are related rather to properties of phases present in the alloys, not to the hardness of the alloys. Morphology and size of the phases are very important. In CrNiCo superalloys, intermetallic phases have high surface area and hardness. These phases increase with Si content and reduce wear rate. Macrohardness of CrNiCo superalloy increase as a function of Si. The most important findings obtained from hardness measurements are following: macrohardness increase from 250HV to 650HV. The increase in hardness depends on phases. Hardness of the matrix phase does not change. These observations indicate that Si does not affect the hardness of the matrix phase, while Si increases the amount of intermetallics and hardness of these phases.

An increase in Si content or in the amount of phases degrade the tensile strength of the as-cast alloys. Above 3.05% Si content, toughness is reduced drastically because of increased hardness and brittle intermetallic phases. Optimum hardness, tensile strength and wear rate are obtained from the alloys of 4.2% Si.

Microstructures of the CrNiCo superalloys heat-treated at service temperatures were examined by optical and electron microscopes and X-ray diffractometer. Heat treatments were carried out at 900, 1100 and 1250 °C for 0.5, 5, 25 and 200 hours.

At 900 °C, precipitates were observed around the sigma phase after 30 mins heat treatment. As the heat-treatment time was increased, precipitates were seen to be formed in matrix phase, as well. With increasing Si content, precipitation rate increase and in 30 mins the matrix phase was observed to be full of precipitates. After 25 hours heat treatment, the samples contained rod-like and lamellar phases.

Cellular  $M_{23}C_6$  phase was seen in the samples heat treated at 900 °C because this phase was dissolved in a solution. X-ray diffraction (XRD) analyses on this sample revealed that massive sigma, chi and  $Cr_{6.5}Ni_{2.5}Si$  (sigma) were present. After 25 hours, Laves phase was detected by XRD. The most important finding was that at low Si contents, massive sigma phase transformed to R phase, while at high Si contents, sigma phase was stable. Si increased the stability of intermetallic phases formed at high temperatures.

Microstructures of the samples heat-treated at 1100 °C were observed to be similar to those of the samples at 900 °C. Precipitates were, however, more spherical and precipitation rate was higher at 1100 °C. Also, primary chi phase formed during casting started to be dissolved. At 1100 °C, for low Si contents acicular Laves phase and  $\text{Cr}_{6.5}\text{Ni}_{2.5}\text{Si}$  phase were observed around massive sigma phase. More equiaxed particles in matrix were seen at higher Si contents. At this temperature, sigma phase transformed to R phase. Chi phase was still observed at higher Si contents. Si additions led to more stable intermetallic phases. These secondary phases precipitated in the matrix were observed to be coarsened at 1100 °C.

At a heat treatment temperature of 1250 °C, majority of the phases was dissolved. At low silicon contents, austenitic matrix, sigma and  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  phases were seen. At higher Si contents, the phases formed were more stable and at 5.43% partial melting was observed. This result indicates that the melting point of the alloy is decreased as a result of new eutectic formation. Therefore, CrNiCo superalloys that contains 4.2% Si and above are not recommended for the use at a service temperature of 1250 °C.

Microstructures are the most important features that affect the high temperature properties and life-time of the alloys. Effects of heat-treatment at near service temperatures on the hardness, wear properties and tensile strength of CrNiCo superalloys were investigated. Maximum hardness values were obtained at 900 and 1100 °C. The matrix phases of the samples heat-treated at these temperature were observed to be full of hard secondary precipitates. The hardness decreases with increasing temperatures. For a given heat-treatment temperature, hardness increases with an increase in Si content. At 1250 °C, hardness becomes lower due to dissolution of phases.

Tensile tests at 900, 1000 and 1100 °C showed that tensile properties were not significantly affected by Si content. Tensile strength, however, decreased with increasing temperature. Ductility increased strongly with increasing temperature. Si additions lowered ductility at all temperatures studied.

Wear tests on the heat-treated samples showed that lowest wear rate was obtained from the samples of 4.2%Si heat-treated at 1100 °C for 25 hours. At 1100 °C, the phases precipitated in the matrix were coarser and had wide surfaces. It is known that hard intermetallic phases with wide surfaces reduce wear rate. At 1250 °C, wear rate generally increased. For the Si content above %4.2, wear test results were not meaningful because of partial melting of the alloys. Wear rate, generally, decreased with increasing Si content at all temperatures studied here.

Depending upon Si content, CrNiCo superalloys heat-treated at near service temperatures and as-cast CrNiCo superalloys exhibited good wear properties. Si increased hardness of as-cast and heat-treated alloys. Tensile strength and ductility were reduced as the Si content increased. Considering service conditions, optimum composition of this alloy was determined to be the composition with 4.2%Si which yielded a good combination of wear, tensile strength and ductility.

## BÖLÜM 1 GİRİŞ

Süperalaşımlar VIIIA grubu elementlerince zengin, yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmiş, kullanıldıkları sıcaklıklarda yüksek mekanik ve korozyon dayanımı gösteren alaşımlardır [1]. Özellikle uçak gaz türbinlerinde aşınma ile birlikte büyük kuvvetlerin birarada mevcut olması süperalaşımların geliştirilmesinde önemli etken olmuştur. Ayrıca bu malzemeler, yüksek sıcaklığın söz konusu olduğu denizcilik, endüstriyel gaz türbinleri, kara taşıtları, enerji üreten tesisler, petrokimya, roket motorları, uzay araçları gibi çok değişik alanlarda kullanılmaktadırlar. Süperalaşımlar yüksek sıcaklıkta gerilmeler altında çalışabildiği gibi, düşük sıcaklık uygulamaları için de önemlidir. Süperalaşımların kimyasal bileşimleri, bu malzemelerden istenilen fiziksel, mekanik ve korozyon gibi özelliklere göre belirlenebilmektedir. Özellikle tıp mühendisliğinde ve korozyona dayanıklı özel malzeme üretiminde belirgin yere sahiptirler. Temel kullanım alanlarından biri olan türbin kanatçıkları göz önünde bulundurularak bir süperalaşımdan beklenen özellikler temel olarak şunlardır [2,3]:

- Yüksek sürünme dayanımı,
- Yüksek yapısal kararlılık,
- Termik yorulmaya karşı direnç ,
- Yüksek sıcaklık korozyonu ve erozyonuna karşı direnç.

Süperalaşımlar üzerindeki çalışmalar, alaşım geliştiriminin yanında şekillendirme ve ısıtım işlem teknikleri ile yüzey koruyucu kaplamalar konusunda yoğunlaşmıştır.

### 1.1 Süperalaşımların Gelişimi

Süperalaşımlar gerçekte çok kompleks alaşım bileşimlerine sahiptir ve içerdikleri temel elementlere bağlı olarak üç grupta toplanırlar [2].

- Nikel (Ni) bazlı,
- Kobalt (Co) bazlı,
- Demir-(Nikel) (Fe-Ni) bazlı süperalaşımlar.

Kullanım alanlarına bağılı olarak, bileşimlerinde krom (Cr), molibden (Mo), wolfram (W), niyobyum (Nb), tantalum (Ta), alüminyum (Al), titanyum (Ti), karbon (C), bor (B), zirkonyum (Zr), hafniyum (Hf), lantan (La), ytriyum (Y) ve toryum (Th) gibi alaşım elementlerini içerirler.

Süperalaşımlar malzeme olarak, temeli kübik yüzey merkezli (KYM) ostenitik ( $\gamma$ ) paslanmaz çeliklere dayanmaktadır. 1921'de 80/20 nikel-krom alaşımına çok küçük miktarlarda titanyum ve alüminyum ilave edilmiştir. 1930 'lu yıllarda İngiltere, Amerika ve Almanya'da nikel bazlı alaşımlarda Cr içeren ve ostenit ( $\gamma$ ) olarak adlandırılan katı eriyikte karbürler ve ince çökelti fazları oluşturulmuştur. Sonraki yıllarda bu çökelti fazının KYM'li  $\gamma'$  yapıya sahip olduğu belirlenmiştir. Motor teknolojisine bağılı olarak ostenitik alaşımlar kullanım alanı bulmuşlardır. 1940'lı yıllar ve II.Dünya savaşını takip eden yıllarda alaşım geliştirme büyük gelişme gösterirken, proses geliştirme yetmişli ve seksenli yıllarda hızlanmıştır. Bu çerçevede; nikel bazlı süperalaşımların kullanıldıkları sıcaklık aralığının yükseltilmesi için,  $\gamma'$ -hacimsal miktarını arttırmak (Al+Ti artışı) ( $\gamma'$  çökmesi); Co ilavesi ile  $\gamma$ -çözünme sıcaklığını arttırmak (karbür formasyonları); katı eriyiği sertleştirecek alaşım elementi ilavesi (Mo,W), gibi mekanizmalar üzerinde çalışmalar yapılmıştır [4-7].

Kobalt bazlı süperalaşımlarının temeli 1900'lü yıllarda Co-Cr ve Co-Cr-W sistemleri ile ilgili patentlerin alınması ile atılmıştır. Ardından E.Haynes [8] tarafından geliştirilen Stellite alaşımları kesme, makina takımları ve aşınma dirençli yüzey uygulamaları gibi endüstriyel amaçlar için kullanılmaya başlanmıştır. Bir döküm alaşımı olan %65Co %35Cr %5Mo (Vitalium) [9,10] diş protezleri için 1930'da geliştirilmiştir. Bu malzemeden üretilen HS21 ise 1940'larda turbo motorlarda ve gaz türbin uygulamaları için önemli bir malzeme haline gelmiştir. Benzer olarak, dövme Co-Ni-Cr alaşımı S816 [11] bu uygulamalarda hem gaz türbinleri hem de pervanelerde geniş ölçüde kullanılmıştır. Diğer ana alaşım 1940 yılında R.H.Thielman [1] tarafından keşfedilmiş olan X40 alaşımı olup, gaz türbin pervanelerinde halen kullanılmaktadır. Bu alaşım kobalt bazlı alaşımların yeni tipleri için de model oluşturmuştur. Vakum ergitme tekniklerinin geliştirilmesi ile 1950-1970 yılları arasında  $\gamma'$  sertleştirilmesi yapılmış nikel bazlı alaşımlar kobalt bazlı alaşımların yerine kullanılmaya başlanmış ve kobalt alaşımları gaz türbin endüstrisinde ikinci sıraya düşmüştür; bununla birlikte, kobalt bazlı döküm ve dövme alaşımları aşağıdaki nedenlerle kullanılmaya halen devam edilmektedir [12-14]:

- Kobalt bazlı alaşımlar daha yüksek ergime sıcaklıklarına sahiptir. Buna uygun olarak da daha düz bir gerilme-uzama eğrisi verirler. Böyle bir durum nikel veya demir esaslı alaşımlara göre daha yüksek sıcaklıkta kullanım imkanı sağlar.
- Kobalt alaşımları yüksek alaşım elementleri içermeleri nedeniyle kirli gaz türbin atmosferlerinde yüksek sıcak korozyon direncine sahiptir.
- Genellikle Co-bazlı alaşımlar, nikel alaşımlarına göre daha üstün termal yorulma direnci ve kaynak edilebilirlik gösterir.

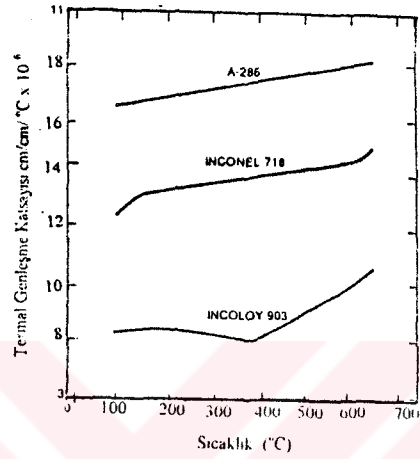
Çağdaş demir-nikel bazlı süperalaşımların gelişimi paslanmaz çeliklerle ilişkilidir. YMK Fe-Ni-Cr alaşımları ağırlık %2'den daha az Ti ilave edilerek yaşlandırma ile sertleştirilebilmektedir. Bu alaşımlar, daha yüksek dayanım sağlamak amacıyla geliştirilmiştir. En çok dikkat çeken Alman alaşımı Tınıdır, İngiliz alaşımı 618 B ve Amerikan alaşımı A286'dır. Bu alaşımlar yüksek demir, düşük nikel ve nispeten daha düşük hacimli çökelti içermeleri ile karakterize edilirler [1,15,16].

## 1.2 Proses Gelişimi

1940'lı yıllarda açık atmosfer koşullarında ergitilen malzemeler hadde ve dövme ile şekillendirilirdi. Kobalt bazlı alaşımlardan üretilen kompleks parçalar basınçlı hassas döküm yolu ile üretilmeye başlandılar. 1950'li yıllarda vakum teknolojisinin gelişimi ile alaşım hazırlama tekniğinde de imkanlar iyileşmiş, özellikle reaktif elementlerin ilavesi ve arzu edilmeyen kirleticilerin uzaklaştırılması önemli bir adım olmuştur [2,17]. 1960'lı yıllar döküm alaşımlar için parlak bir dönemdir. Vakum döküm yöntemlerinin geliştirilmesi ile nihai formda parçaların üretim imkanları ortaya çıkmış, bu zaman dilimi içinde yönlendirilmiş katılaşma ile türbin kanatçığı ve tek kristal üretimi üzerinde çalışılmıştır [8,17,18].

Alaşımların ıslah edilmesi mevcut ergitme sistemlerinin ve dövme preslerinin kapasitesi ile sınırlı kalmıştır. Vakum indüksiyon ergitmeleri ve çok yüksek kapasiteli mekanik makinaların geliştirilmesi ile alaşım gelişimi hızlanmıştır. Vakum ergitme tekniği Ti ve Al gibi reaktif elementlerin alaşıma katılmasına olanak tanımıştır. İlk demir-nikel alaşım gruplarından günümüze doğru eğilim, yüksek nikel ve düşük demir içeriği ile, katı eriyik sertleştirilmesine katkısı olan elementleri artırma yönünde olmaktadır. Yüksek seviyelerde

Al ve Ti kullanılması yaşlandırma sertleşmesi yapan çökeltilerin hacim fraksiyonunu arttırmaktadır. Nikelce zengin bir alaşım olan Inconel 901 bu gelişmelerle ortaya çıkmıştır [6,19]. Çökelti sertleştirilmesi için katkı elementi olarak niyobiyumun kullanılması 718 ve 756 gibi çağdaş alaşımların gelişmesine yol açmıştır. Inconel 903 ve 909 alaşımları yüksek sıcaklık ve oldukça düşük termal genleşme katsayı özelliklerini optimize eden iki alaşımdır [20-22] (Şekil 1.1).



Şekil 1.1. Incoloy 903, 718 ve A286 süperalaşımlarının genleşme katsayıları [1].

1970'lerden önceki yıllarda toz metalurjisi yöntemleri ile oksit-dispersiyonu ile sertleştirilmiş alaşımlar (ODS-oxide dispersion strengthened) ve mekanik alaşımlandırılmış tozlar (MAP-mechanically alloyed powder) geliştirilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda korozyon dayanımı için yüzey işlemleri süperalaşımlarda uygulanan önemli bir yöntemdir. 1950'li yıllarda Al-, Cr-, ve Si- difüzyon tabakaları kullanılırken, 1970 ve 1980'li yıllarda kullanılmaya başlanan kimyasal buhar çöktürme (CVD) ve fiziksel buhar çöktürme (PVD) ve özellikle plazma sprej yöntemleri, bu konuda oldukça önemli gelişmeler olarak kabul edilmektedir. Bu gelişmeler bir gaz türbin kanadı örnek alınarak Tablo 1.1'de verilmiştir. 1940'lı yıllardan beri yeni tip süperalaşımlar alaşım ve proses geliştirme çalışmalarının kombinasyonu ile sağlanmıştır. Süperalaşımlardan istenen optimum sürünme özelliklerini elde etmek için geliştirme kademeleri, aşağıdaki üretim şekillerini içerir:

- sıcak şekillendirme,
- geleneksel döküm,
- yönlendirilmiş katılaşma,
- tek kristal.

Malzeme geliştirilmesinde mekanik özelliklerin yanısıra özellikle yüksek sıcaklık korozyonu ve uzun süreli yapısal kararlılık çok önemli bir faktördür. Dolayısıyla alaşım ve proses geliştirme bir çok faktörü optimize edecek boyutta olmalıdır.

Tablo 1.1 Süperalaşımlarda proses gelişimi [2].

| Türbin kanatçığı üretimi                                                                      | Yüzey işlemleri                      |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------|
| 1940 -Açık ergitme<br>-Dövme<br>-Hassas döküm                                                 |                                      |
| 1950 Vakumda ergitme,<br>-istenmeyen empüritelerin uzaklaştırılması                           | Difüzyon tabakaları<br>(Al,Cr,Si)    |
| 1960 Vakumda döküm<br>-Empüriteler ve oksidasyon yok<br>-Yönlendirilmiş katılaşma             |                                      |
| 1970 Tek kristal türbin kanadı<br>-Oksit dispersiyonu ile sertleştirme<br>-Mekanik alaşımlama | -Koruyucu tabakalar ( M Cr Al Y)     |
| 1980 Proses geliştirme<br>Isıl işlem                                                          | -CVD/PVD                             |
| 1990                                                                                          | -Plazma sprej<br>-Vakum plazma sprej |

### 1.3 Teknolojinin Gelişimi

Süperalaşımların tarihçesine bakıldığında bu malzemelerin gelişiminin uçak gaz türbinlerinin gelişimi ile paralel olduğu görülmektedir. 1800'li yıllarda güçlü motorların ve buhar türbinlerinin gelişmesi, 1990'lı yılların başlarında Avrupa'da güç jeneratörlerinde gaz türbin sisteminin kullanılması bu malzemelerin ortaya çıkışında başlangıç olmuştur. 1940'lı yıllarda jet uçaklarının gelişimi ile rotorlar, türbin kanatçıkları ve yanma odalar gibi yapı elemanlarından beklenen yüksek sıcaklık dayanımı gibi özellikler malzeme özelliklerini de belirleyici olmuş ve alaşım gelişimini yönlendirmiştir [1,3].

#### 1.4 Isıl İşlem ve Yapısal Kararlılık

Süperalaşımlarda ısıtıl işlem, optimum özelliklere sahip bir mikroyapının oluşturulması amacıyla yapılır. Isıl işlemin etkisinin en çok görüldüğü Ninomic 80A alaşımında en iyi sürünme özellikleri çözeltiye alma ve çökelme sertleşmesi gibi iki kademeli bir ısıtıl işlem ile sağlanır. Ayrıca ısıtıl işlem, servis koşullarında çalışan parçaların bozulan yapısını tekrar düzeltmek amacı ile de yapılır. Örneğin bir uçak türbin kanadında belli bir çalışma zamanı sonucu  $\gamma'$  çökeltisinde büyüme meydana gelir. Bu olay yapılacak bir ısıtıl işlemle ortadan kaldırılabılır. 1950'li yıllardan beri nikel bazlı alaşımların gelişimi daha yüksek sıcak dayanım yönünde olmuş ve bu nedenle ya Al+Ti miktarı arttırılmış ya da katı eriyik sertleştirme yapan W ve Mo gibi elementler birlikte ilave edilmiştir [23]. Bu şekilde elde edilen IN 100 (Ni-%10 Cr %15 Co %3 Mo%5.5Al %4.7Ti %0.18C) alaşımında iğnesel ve kırılğan sigma  $\sigma$  fazı [24] 1963 yılında görülmüştür. Sigma fazı çökeltisi sürünme dayanımını düşürmektedir. Ancak sigma fazı, özellikle Cr içeren alaşımlarda, yüksek sıcaklık korozyon özelliklerini iyileştirmektedir. Arzu edilmeyen sigma ve diğer TCP (topolojik sıkı paket) fazların ortadan kaldırılması için yoğun çalışmalar sonunda, 1964 yılında atomsal oluşum üzerinde bir metod geliştirilmiştir. Bu metod Phacomp-Metodu [25] olarak tanımlanmakta ve TCP fazının oluşum hassasiyetini belirlemektedir. Ortalama elektron boşluk sayısı ( $N_v$ ) olarak tanımlanan bu değer, matris ( $\gamma$ ) içinde karbür, borür ve  $\gamma'$  çökeltilerini hesaplamaktadır. Kritik bir değer olan 2.5 değerinin aşılması durumunda ise, alaşım tipine bağlı olarak, TCP fazlarının oluşma olasılığı vardır.

#### 1.5 Yüksek Sıcaklık Korozyon Problemi

Yüksek sıcaklık mukavemetine sahip alaşımlarda korozyon hassasiyetinin artması Cr miktarının düşmesi ile ilişkilidir. Özellikle saf yakıt ile çalışan hava taşıt araçlarının gaz türbinlerinde özellikle kanatlarda önemli ölçüde yüksek sıcaklık korozyon problemi meydana gelir. Zararlı elementler olarak kükürt, sodyum, vanadyum, klor ve denizel ortamlarda sodyum klorür sayılabilir. Yüksek sıcaklık korozyonunun kompleks mekanizmasında en önemli faktör, kromlu ortamlarda kükürt ile krom sülfür oluşumudur. Bu yüzden matris önemli ölçüde krom kaybeder. Yüksek sıcaklık korozyon direncini arttırmak için iki yol izlenir [1,2]:

- Uygun yapısal kararlılık gözönüne alınarak yüksek kromlu alaşım geliştirilmesi,,
- Yüzey kaplamaları, örneğin difüzyonla veya plazma sprey yöntemi ile kaplama yapmak.

## BÖLÜM 2 KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ

### 2.1 Süperalaşım Sistemleri

#### 2.1.1 Nikel Bazlı Süperalaşımlar

Süperalaşımanın kimyasal bileşimleri yapı-özellik ilişkisini belirleyen en önemli parametredir. Nikel bazlı süperalaşımlar çok kompleks malzemeler olup, metalurjistleri büyüleyen bir yapı-özellik kombinasyonuna sahiptir. Bu malzemeler yüksek sıcaklıklarda (650-1100 °C) ve halen geleneksel olarak uçak motorlarında toplam ağırlığının %50'sinden fazla kullanılmaktadırlar. Süperalaşımlar, 1940-1965 yıllarından beri sürünme kopma dayanımı 5000 saat ve iyi yüksek sıcaklık korozyon dayanım göstermesi gereken uçak motor kanatlarında kullanılmıştır. Uçak motorlarında 20.000-50.000 saat ve endüstriyel gaz türbinlerinde 100.000 saat yüksek performans gösterirken, günümüzde hareketli veya sabit gaz türbinlerinde kullanılan nikel bazlı süperalaşımlar, 1200 °C'ye kadar iyi oksidasyon direncine sahiptir [1,26].

Tablo 2.1'de bazı önemli nikel bazlı süperalaşımların kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Nikel bazlı süperalaşımlara 12-13 farklı element ilave edilebilir. İstenmeyen element olarak sıvı metale katılmış silisyum, fosfor, kükürt, oksijen ve azot doğrudan ergitme pratiğinden kaynaklanmaktadır. Eser olarak selenyum, tallium, telluryum, kurşun ve bizmut gibi elementlere çok küçük miktarlarda (ppm) izin verilir. Nikel bazlı alaşımlarda genellikle %10-20 Cr, her biri % 8'e kadar alüminyum ve titanyum, %5-10 Co ve çok küçük miktarda Zr ve C bulunur, Mo, W, Ta ve Hf (opsiyon olarak) ilave edilebilir [27]. Bu alaşım elementlerinden bir kısmı yüzey merkezli kübik (YMK)  $\gamma$  matrisi oluştururlar. Bunlar V, VI ve VII grubu elementleri olup nikel, kobalt, demir, krom, molibden ve tungstendir. İkinci grup  $\gamma'$  çökeltisi (NiX) oluşturan elementler II, IV ve V grubu elementleri olan alüminyum, titanyum, niyobyum, tantalum ve hafniyumdur. II, III ve IV grup elementleri olan, bor ve karbon tane sınırlarında segrege olurlar.

Tablo 2.1 Bazı önemli nikel bazlı süperalaşımın kimyasal bileşimleri [1,28].

| ALAŞIM/ELEMENT<br>(ağ.%) | Ni   | Cr   | Co   | Mo   | W   | Ta  | Cb  | Al  | Ti   | Fe   | Mn   | Si  | C    | B    | Zr   | diğer  | yoğunluk               |
|--------------------------|------|------|------|------|-----|-----|-----|-----|------|------|------|-----|------|------|------|--------|------------------------|
| IN 713 C                 | 74   | 12.5 | 0    | 4.2  | 0.0 | 0.0 | 2.0 | 6.1 | 0.8  | -    | -    | -   | 0.12 | 0.01 | 0.1  | -      | 7.9 gr/cm <sup>3</sup> |
| IN 713LC                 | 75   | 12   | -    | 4.5  | -   | -   | 2.0 | 5.9 | 0.6  | -    | -    | -   | 0.05 | 0.01 | 0.1  | -      | 8.0                    |
| B-1900                   | 64   | 8.0  | 10.0 | 6.0  | -   | 4.0 | -   | 6.0 | 1.0  | -    | -    | -   | 0.1  | 0.01 | 0.1  | -      | 8.2                    |
| B-1023                   | 58   | 15.5 | 10.0 | 8.5  | -   | -   | -   | 4.2 | 3.6  | -    | -    | -   | 0.16 | 0.06 | -    | -      | -                      |
| CMSX-2                   | 66   | 8.0  | 4.6  | 0.6  | 5.8 | 0.0 | 5.6 | 0   | -    | -    | -    | -   | -    | -    | -    | -      | 8.6                    |
| GMR-235                  | 63   | 15.5 | -    | 5.3  | -   | -   | -   | 3.0 | 2.0  | 10.0 | 0.3  | 0.6 | 0.15 | 0.06 | -    | -      | 8.0                    |
| IN 100                   | 60   | 10   | 15   | 3.0  | -   | -   | -   | 5.5 | 4.7  | -    | -    | -   | 0.18 | 0.01 | 0.06 | 1.0V   | 7.7                    |
| IN 713                   | 67   | 9.5  | 10   | 2.5  | -   | -   | -   | 5.5 | 4.6  | -    | -    | -   | 0.18 | 0.01 | 0.06 | 1.0V   | 7.7                    |
| IN 738LC                 | 61   | 16   | 8.5  | 1.7  | 2.6 | 1.7 | 0.9 | 3.4 | 3.4  | -    | -    | -   | 0.11 | 0.01 | 0.05 | -      | 8.1                    |
| IN 939                   | 48   | 22.5 | 19   | -    | 2.0 | 1.4 | 1.0 | 1.9 | 3.7  | -    | -    | -   | 0.15 | 0.01 | 0.09 | -      | 8.2                    |
| IN 792                   | 61   | 12.4 | 9.0  | 1.9  | 3.8 | 3.9 | -   | 3.1 | 4.5  | -    | -    | -   | 0.12 | 0.02 | 0.1  | -      | 8.3                    |
| RR7080                   | 61   | 9.0  | 10   | -    | -   | 2.5 | -   | 5.5 | 1.5  | -    | -    | -   | 0.14 | 0.01 | 0.05 | 1.5Hf  | -                      |
| IN713+Hf                 | 74   | 12   | -    | 4.5  | -   | -   | 2.0 | 5.9 | 0.6  | -    | -    | -   | 0.05 | 0.01 | 0.05 | 1.3Hf  | -                      |
| René125+Hf               | 59   | 8.5  | 10   | 2.0  | 8.0 | 3.8 | -   | 4.8 | 2.5  | -    | -    | -   | 0.11 | 0.01 | 0.05 | 1.4Hf  | 8.5                    |
| MAR M246                 | 63   | 9.0  | 10   | 2.5  | 10  | 1.5 | -   | 5.5 | 1.5  | -    | -    | -   | 0.14 | 0.01 | 0.05 | 1.8Hf  | 8.6                    |
| René 80                  | 60   | 14   | 9.5  | 4.0  | 4.0 | -   | -   | 3.0 | 5.0  | -    | -    | -   | 0.17 | 0.01 | 0.03 | -      | 8.2                    |
| UDI 700                  | 55   | 15   | 17   | 5.0  | -   | -   | -   | 4.0 | 3.5  | -    | -    | -   | 0.06 | 0.03 | -    | -      | -                      |
| HASTEALLOY               | 57   | 21.2 | 0.84 | 13.4 | -   | -   | -   | -   | 0.03 | 3.17 | 0.31 | -   | -    | -    | -    | 0.14 V | -                      |
| INC718 718               | 52.5 | 19   | -    | 3.0  | -   | -   | 5.1 | 0.5 | 0.9  | 18.5 | 0.2  | 0.2 | 0.04 | -    | -    | -      | -                      |
| SRR 99                   | 66   | 9.0  | 5.0  | -    | -   | 2.9 | 0.7 | 5.5 | 1.8  | -    | -    | -   | 0.03 | -    | -    | -      | -                      |

### 2.1.2 Kobalt Bazlı Süperalaşımlar

VIIIA grubu geçiş elementi olan kobalt (Co), kritik stratejik element olarak kabul edilmektedir. Katıldığı alaşım sistemlerine magnetik, aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi özellikler kazandırır. Özellikle bu son özellik süperalaşım uygulamalarında önemlidir. Kobalt ferromagnetik olup, ergime noktası 1493 °C, buharlaşma noktası  $\approx 3100$  °C, yoğunluğu 8.9 gr/cm<sup>3</sup> olup, 390 °C’de allotropik olarak kübik yüzey merkezli yapıdan, hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıya dönüşür.

Kobalt bazlı alaşım sistemlerinde mühendislik özelliklerinin geliştirilmesi, magnetik ve allotropik dönüşüme alaşım elementlerinin etkisi ve kobalt matriste çökelmenin gerçekleştirilmesine dayanmaktadır. Allotropik dönüşüme etki eden elementler iki grupta toplanır: Bunlar KYM’li osteniti kararlı kılan Ni, Mn, Fe ve karbon veya HSP yapıyı kararlı kılan Cr, W ve Mo elementleridir [29]. Bazı kobalt bazlı alaşımların kimyasal bileşimleri Tablo 2.2’de verilmiştir.

Kobalt alaşımlarında klasik sertleştirme mekanizmaları uygulanır. Katı eriyik sertleştirilmesi, büyük atomik çapa sahip W, Mo, Ta ve Cr gibi refrakter elementlerin çözünürlük sınırına kadar ilave edilmesi ile yapılır. Çökelme sertleştirilmesi prensip olarak doğrudan karbür reaksiyonu veya Cr veya Zr, Hf, Ta, W, Nb ve Ti ilavesi ile karbonitrür çökmesi şeklinde sağlanır. Bu elementler genellikle koherant olmayan KYM mono karbürler (MC) ya da değişik formlarda krom karbür ( $M_3C_2$ ,  $M_7C_3$  veya  $M_{23}C_6$ ) yaparlar. Diğer alaşım elementleri de kromun yerine bir miktar geçebilirler. Yüksek refrakter elementli alaşımlar  $M_6C$  karbürü içerirler. Karbür dağılımı ile sertleştirilmiş alaşımlar düşük sıcaklıklarda aşınma dirençli ve yüksek sıcaklıklarda sürünme dirençli kobalt alaşımları olarak adlandırılırlar. Bu karbürler primer proseslerden (ergitme, döküm veya sıcak işlem) veya ısıtma işlemi ya da servis sıcaklıklarında ikincil çökelme ile meydana gelirler. Tanelerarası çökelme mukavemet ve sertliği yükseltirken, buna karşılık hücresel tane sınırı çökelmeleri tokluğu düşürür. Refrakter element içeren yüksek alaşım içerikli alaşım sistemlerinde mikroyapısal faz kararsızlığı 650-900 °C sıcaklık aralığında oluşur. Bunun sonucunda topolojik sıkı paket sigma, mu, veya laves fazları meydana gelir.

Tablo 2.2 Bazı önemli kobalt bazlı süperalaşımlarının kimyasal bileşimleri [1,10,14].

| ALAŞIM/ELEMENT (ağ %) | C    | Cr   | Ni   | Fe  | W   | Mo  | Ta   | Cb   | Zr   | Ti  | Al  | Diğer  |
|-----------------------|------|------|------|-----|-----|-----|------|------|------|-----|-----|--------|
| Air Resist            | 0.18 | 19   | -    | -   | 4.7 | -   | 6.5  | -    | 0.15 | -   | 3.5 | 0.1Y   |
| CM7                   | 0.01 | 20   | 15   | -   | 15  | -   | -    | -    | -    | 1.3 | 0.5 | -      |
| FSX-414               | 0.25 | 29   | 10   | -   | 7   | -   | -    | -    | -    | -   | -   | 0.01B  |
| Haynes 188            | 0.08 | 22   | 22   | 1.5 | 14  | -   | -    | -    | -    | -   | -   | 0.08La |
| L-605                 | 0.1  | 20   | 10   | 3   | 15  | -   | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| MarM 302              | 0.85 | 22   | 1.5  | 1   | 10  | -   | 9    | -    | 0.2  | -   | -   | -      |
| MarM 509              | 0.6  | 24   | 10   | -   | 7   | 3.5 | 0.5  | 0.2  | -    | -   | -   | -      |
| MarM 918              | 0.05 | 20   | 20   | -   | -   | -   | 7.5  | 0.1  | -    | -   | -   | -      |
| MP35N0.03             | 0.20 | 35   | -    | -   | -   | 10  | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| S 590                 | 0.43 | 20   | 20   | 28  | 4   | 4   | -    | 4    | -    | -   | -   | -      |
| S 816                 | 0.4  | 20   | 20   | 4   | 4   | 4   | -    | 4    | -    | -   | -   | -      |
| Stellit 6B            | 1.15 | 30   | 3    | -   | 4.5 | 1.5 | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| Stellit 31            | 0.5  | 25   | 10   | 1.6 | 7   | -   | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| TaC-Co50B             | 1.33 | 15   | 8.5  | -   | 6   | -   | 18.7 | -    | -    | -   | -   | -      |
| Vitalium              | 0.4  | 30   | 2.5  | -   | 5   | -   | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| X-40                  | 0.5  | 25   | 10   | -   | 7.5 | -   | -    | -    | -    | -   | -   | -      |
| X45                   | 0.75 | 26.5 | 10.5 | 7.5 | -   | -   | -    | 0.01 | -    | -   | -   | -      |

Bu fazlar morfolojik olarak plaka, iğnesel şekilde tercihli matris düzlemlerinde ve istif hatalarında gelişirler. Bazı minor ve eser elementler kobalt alaşımlarında zorunludur. Örneğin, kopma dayanımı ve tokluk için bor, zirkonyum, titanyum ve alüminyum ilavesi yapılır [1,10,30]. Kobalt bazlı süperalaşımlara bazı alaşım elementlerinin etkisi aşağıda verilmiştir.

**Krom :** Kobalt alaşımlarının kimyasal yapısı paslanmaz çeliklerin yapısına benzer. Çok veya az miktarda bulunan alaşım elementlerinin rolü, ostenitik alaşım sistemlerindeki etkiye çok benzer. Özel olarak anahtar element olarak krom %20-30 aralığında ilave edilir. Bu element, oksidasyon ve sıcak korozyon direnci sağlar ve bir ölçüde de katı eriyik sertleşmesi yapar. Karbür çökmesi ile sertleşmenin tercih edildiği durumlarda da krom, önemli rol oynar. Bu rol Cr-C oranına göre oluşan karbürlere bağlıdır. Co-Cr ikili sistemi yaklaşık olarak at. %58 Cr içeriğinde kararlı bir  $\sigma$  fazı oluşturduğundan daha yüksek Cr seviyelerinden kaçınılmalıdır.

**Karbon:** Döküm alaşımlarında yüksek sürünme kopma mukavemeti açısından kritiktir. Zira karbür mukavemetlendirmesi kobalt alaşımlarında birincil sertleştirme mekanizmasıdır. Karbonun kontrolü, çekme ve kopma dayanımı ve süneklik açısından önemlidir. Yaklaşık ağı.%0.3-0.6 C aralığında dayanımdaki artış lineer değildir. Bu aralıkta süneklik azalır. Daha önemlisi süneklik, 650 °C- 927 °C aralığında servis koşullarındaki ikincil karbür çökme reaksiyonu nedeniyle düşer. Karbürlere daha basit dövme alaşımlarında da (ağı.%0.15) proses, ısıtma işlem ve takip eden servis koşullarında tane boyutunu kontrol etmek açısından önem taşır.

**Tungsten/Molibden:** Refrakter elementlerden W ve Mo hem dövme hem de döküm kobalt alaşımlarında en önemli katı eriyik sertleştiricisi olarak kullanılmaktadırlar. Oysa Ta, Nb, Zr ve Hf gibi daha düşük erirliği olan elementler etkili karbür yapıcı olarak kullanılırlar. W ilavesi döküm W1-52 alaşımında ağı.%11, dövme L-605 alaşımında ağı.%15'e kadar bulunur. Bunların dışında Co25 W1 Zr1 Ti 0.5C alaşım ailesi düşük vakumda üretilerek uzay uygulamaları için geliştirilmiş alaşımlardır.

Günümüz kobalt alaşımlarının çoğunluğu, primer katı eriyik sertleştirilmesi ile mukavemetlendirmede, ağı.%10'a kadar W içermekle birlikte, işlem sertleştirilmesi yapılmış

“çok fazlı” alaşımlarda ağırlık %10’a kadar Mo bulunur. Tungsten yerine kullanılan atomik eşdeğerde molibden yüksek sıcaklıklarda çekme ve kopma sünekliğini mukavemette azalma olmaksızın iyileştirir (FSX414 ve MM509). Ayrıca alaşım fiyatı ve yoğunluğu, genleşme katsayısı ve mikroyapısal karakteristiklerinde sadece çok küçük değişimler oluşur. Molibden ilavesi solidüs ve likidüs sıcaklığının hafifçe düşmesine neden olmakta ve toplam katılaşma aralığını artırır. Bu da karbür morfolojisini biraz değiştirerek ilave ötektik karbürlerin meydana gelmesine neden olur.

*Aluminyum:* Hem dövme (S57) hem de döküm (AR213) kobalt alaşımlarında kullanılmaktadır. Bu sistemlerin her birine ağırlık %5 aluminyum ilavesi oksidasyon ve sıcak korozyon direncini önemli ölçüde iyileştirir. Bu alaşımlar üniform koherant olmayan CoAl çökeltisi ile sertleştirilirler. CoAl çökeltisi 760 °C’nin üzerinde aşırı yaşlanma gösterir. AR215 alaşımına tungsten ve S57 alaşımına tantalyum ilavesi bu alaşımların daha yüksek sıcaklıklarda kararlı olmalarını sağlar.

*Titanyum:* Bu element CM7 ve Jet Alloy 1650 alaşımlarında dövme nikel alaşımlarındaki  $\gamma'$  oluşumuna benzer düzenli bir YMK  $(Co,Ni)_3Ti$  düzenli koherant çökeltisi oluşturmak için kullanılır. Bu fazın kararlı olduğu 704 °C’ye kadar yüksek çekme mukavemetleri elde edilmiştir. Fakat ağırlık %5’in üzerindeki Ti ilaveleri HSP  $Co_3Ti$  veya  $Co_2Ti$  laves fazlarının kararlı olmasına neden olur.

*Azot:* Bazı havada ergitilmiş döküm alaşımlarında azotun mevcudiyeti pozitif bir etkiye sahiptir. Nitrür ve karbonitrürlerin oluşumunun sertleştirme etkisi daha zayıftır. Genelde, termodinamik olarak bunlar karbürlerden daha az kararlıdır ve servis sırasında bozulurlar.

*Bor:* Döküm kobalt alaşımlarına kopma dayanımını ve sünekliği arttırmak amacıyla ilave edilmektedir. Ancak mikroyapıda borun tam fonksiyonu karbürler tarafından gizlenmektedir. Nikel alaşımlarında bor, tane sınırlarında molibden zengin borürler şeklinde çökelirler. Kobalt alaşımlarında benzer bir borür tespit edilememiştir. Kullanılan bor seviyeleri tipik olarak ağırlık %0-0.15 aralığındadır. Buna karşılık ilave bir mukavemetlendirme için ağırlık %0-1’e kadar da kullanılabilir. Yüksek sıcaklıklarda ostenitik kobalt matrisin kararlılığını arttırmak için ağırlık %20’ye kadar Ni veya düşük

sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket kobalta dönüşümü bastırmak için de Fe kullanılmaktadır. Dövme alaşımlarında bu elementlerin bulunması deformasyon direncini düşürür ve işlenebilirliği iyileştirir. Ancak döküm alaşımlarında kopma dayanımında daha büyük bir düşüşe neden oldukları için bu katkılar (Fe,Ni) ağırlık %10 ile sınırlandırılmıştır. Tablo 2.3’de günümüz döküm ve dövme alaşımlarında kullanılan temel alaşım elementlerinin rolleri gösterilmiştir. Bu alaşım elementlerinden sadece tungsten, ergime sıcaklığında bir artışa neden olmaktadır.

Tablo 2.3 Kobalt bazlı süperalaşımlara alaşım elementlerinin etkisi [1].

| ELEMENT   | NİKEL                         | KROM                                        | TUNGSTEN                       | Ti,Zr,Cb,Ta                       | KARBON             |
|-----------|-------------------------------|---------------------------------------------|--------------------------------|-----------------------------------|--------------------|
| FONKSİYON | osteniti<br>kararlı kılar     | yüzey<br>kararlılığı<br>ve karbür<br>yapıcı | katı eriyik<br>sertleştiricisi | MC<br>karbürleri<br>yapar         | karbür<br>yapıcı   |
| PROBLEM   | düşük<br>korozyon<br>dayanımı | TCP fazı<br>oluşturur                       | TCP fazı<br>oluşturur          | yüzey<br>kararlılığına<br>zararlı | toklukta<br>azalma |
| ÖRNEKLER  |                               |                                             |                                |                                   |                    |
| X40       | 10                            | 24                                          | 7.0                            | 3.5 Ta,0.5Zr                      | 0.6                |
| L605      | 10                            | 20                                          | 15                             | -                                 | 0.1                |
| HS188     | 22                            | 22                                          | 15                             | -                                 | 0.08               |

Ticari kobalt alaşımlarının çoğunluğu hava veya argon atmosferi altında ergitilmektedir. Çünkü bu alaşım grubu alüminyum ve titanyum gibi reaktif elementler içermezler. Eğer bu elementler mevcutsa, yüksek teknoloji gerektiren pahalı ergitme teknikleri uygulanmalıdır. Silisyum ve manganez ilaveleri akışkanlığı artırarak dökülebilirliği iyileştirmekte, deoksidasyon sağlamak ve kükürt kontrolü için kullanılmaktadırlar. Vakum ergitme yöntemi ile, MM509 gibi günümüz alaşımlarına mono karbür yapıcı Zr, Hf ve Ti gibi alaşım elementlerinin çok düşük miktarları ilave edilmektedir. Daha geleneksel X-40 gibi alaşımlarda ise çekme ve kopma dayanımlarında iyileştirme sağlamak ve daha temiz bir alaşım elde etmek için vakum teknikleri kullanılmaktadır. Açık atmosferde ergitilmiş

alaşımlar tipik olarak 400 ppm O<sub>2</sub> ve 700 ppm N<sub>2</sub> içerirler. Oysa vakumda ergitilmiş alaşımlar 100 ppm'den daha az O<sub>2</sub> ve N<sub>2</sub> içerirler.

Yakın zamanlarda ESR (curuf altı ergitme) prosesi Nafziger [1] tarafından araştırılmış ve vakum ark yeniden ergitme yöntemi ile karşılaştırılmıştır. Sonuçta yüksek mukavemet değerlerinde bir iyileşme görülürken, alaşım mikroyapısında metal olmayan kalıntılar bakımından önemli bir farklılık tespit edilememiştir. Bununla birlikte, ESR yönteminde kükürt ve fosfor değerlerinde küçük bir azalma meydana gelmiştir. Kobalt alaşımlarında oksidasyon direncinde önemli iyileştirmeler son yirmi yılda nadir toprak alkali metallerden olan Yt (itriyum) ve La (lantanyum) elementlerinin döküm FSX418 ile dövme HS188 alaşımlarına ilave edilmesi ile sağlanmıştır. Sürpriz bir şekilde, ağı.%0.08-0.15 mertebesindeki ilaveler oksit tabakasının adhezyonunu teşvik etmiş ve oksidasyon kinetiğini yavaşlatılmıştır. Bu elementler, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oksidini kararlı kılmakta CoCrO<sub>4</sub> spineli ile CoO oluşumunu azalmaktadır [12,17,31].

### 2.1.3 Demir-Nikel Bazlı Süperalaşımlar

Yüksek oranlarda demir ve nikel içeren ve çökelme ile sertleştirilen alaşımlar süperalaşımların başka bir grubunu oluşturur. Genellikle ağı.%25-60 Ni ve ağı. %15-60 Fe içeren alaşım grubu gaz ve buhar türbin türbin parçalarında (kanat, diskler, şaft, ve bağlantı elemanları) ve otomotiv endüstrisinde kullanılırlar. Süperalaşımların bu grubunun en önemlileri, yaşlanmaya müsait olanlarıdır. Bunların dışında primer katı eriyik sertleştirme, deformasyonla sertleştirme, ve/veya karbür çökeltmesi ile serleştirme uygulanan gruplar da dikkate değerdir. Fe-Ni süperalaşımlarının içinde en çok bilinenleri düzenli YMK çökeltilerle sertleştirilmiş demirce zengin A286 alaşımıdır. Düzenli YMK çökeltilerle sertleştirilmiş nikelce zengin Inconel 901 alaşımı ve yine düzenli YMK çökeltilerle, sertleştirilmiş düşük genleşmeli demirce zengin Inconel 903 alaşımlardır [8,15,19-22].

Demir-nikel alaşım grubu katı eriyik, çökelti, tane sınırı sertleştirmesinin sağladığı yüksek sıcaklık dayanımına sahiptir. Bunların yanı sıra bu alaşımların çeşitli karakteristikleri kimyasal bileşimleri ile ilgilidir [1]. Bu karakteristikler şu şekilde sıralanabilir:

- Demir ve nikel esaslı ostenitik bir matris,
- Katı eriyik sertleştirilmesi için ostenitte çözünen alaşım elementi katkıları,
- Mukavemet artırıcı çökeltiler (düzenli intermetalikler, karbürler ve borürler gibi) oluşturan alaşım katkıları
- Tane sınırı sertleştirilmesi için alaşım elementi katkıları.

Tablo 2.4’de bazı önemli Fe-Ni bazlı süperalaşımların kimyasal bileşimleri verilmiştir. Ni-Fe esaslı alaşımlar bileşim ve sertleştirme mekanizmaları ile dört sınıfa ayrılmaktadırlar. Birinci grupta düzenli YMK- $\gamma'$  ile sertleştirilmiş olan alaşımlar bulunur. Bu grup kendi içinde iki alt gruba ayrılır. Birinci grubu demirce zengin Tinidur, V57 ve A286 gibi alaşımlar oluşturur. Bu alaşımlar nispeten düşük nikel (ağ.%25-35) içerirler ve çökelti sertleşmesi için ağ.%2’den daha az titanyum ilavesine ihtiyaç duyarlar; 650 °C’ye kadar kullanışlı mekanik özelliklere sahiptirler. İkinci alt grup ağ.%40’ı aşan daha yüksek nikel içeriği, yüksek miktarda katı eriyik sertleştiricisi ve daha yüksek miktarda mukavemet artırıcı çökeltiler içerirler. Bu grupta 901 ve Inconel 750 gibi alaşımlar bulunur. Demirce zengin alaşımlara kıyasla daha yüksek dayanıma sahiptirler ve daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilirler. Nikelce zengin bu alaşım grubu çekici özellikler gösterdiklerinden gaz türbinlerinde kullanılır ve nikel bazlı süperalaşımlara göre daha ekonomiktirler.

718 ve 706 alaşımlarının dahil olduğu ikinci ana grup alaşımlar genel olarak düzenli HM tetragonal  $\gamma''$  ile sertleştirilmektedirler. HM tetragonal  $\gamma''$  fazının keşfi ve üstün özellikleri demir-nikel bazlı süperalaşım metalurjisine çok önemli katkılar sağlamıştır. 718 alaşımı modern zamanlarda en çok kullanılan süperalaşım olarak ortaya çıkmıştır. Bu grup kriyojenik sıcaklıklardan 650 °C’ye kadar çok istisnai özellikler gösterir.

Alaşımların üçüncü grubu YMK  $\gamma'$  ile sertleştirilen demirce zengin FeNiCo sistemi üzerinde kurulan tek alaşımdır ve yüksek mukavemet düşük termal iletkenlik özellikleri ile birlikte geliştirilmiştir. Inconel 903 ve 909 bu gruptaki önemli alaşımlar olup, Cr ve Mo gibi ferriti kararlı kılan elementler elimine edilerek türetilmiştir. Bu alaşımlar 650 °C’ye kadar mükemmel özellikler gösterir, fakat kromun olmayışı malzemenin oksidasyon direncini önemli ölçüde azaltır.

Dördüncü grup alaşımlar karbür, nitrür ve/veya karbonitrürlerden yararlanılarak mukavemetleri artırılan alaşımlardır. Bu grupta 16-25-6, HMN ve CRMD serileri bulunur ve yaklaşık 815 °C'ye kadar kullanılırlar. Bu grup alaşımlarda ya çok az ya da hiç çökelti sertleşmesi etkisi görülmez. HastealloyX ve NT155 tipik örnekler olup özellikle düşük gerilmeli ortamlarda (1093 °C'ye kadar) kullanılırlar. Burada gerekli en önemli özellik oksidasyon direncidir.

*Katı Eriyik Sertleştirici Elementler:* Demir-nikel bazlı süperalaşımlara ilave edilen tipik katı eriyik sertleştiriciler %10-25 Cr ve %0-9 Mo'dir. Molibden yerine tungsten de kullanılabilir. Wolframın, molibdenden daha üstün sertleştirme özellikleri gösterdiği ifade edilmektedir [1]. Kobaltın latis parametresi nikelde çok yakındır. Demir-nikel ostenit kafesini molibden genişletir, kobalt ise daraltır. Bu elementler demirin yerini alabilirler.

Demir-nikel alaşımlarına ilave edildiği zaman, Cr ve Fe tercihli olarak ostenite geçerler ve bir takım önemli özellikler meydana getirirler. Bu elementlerin mevcudiyeti çökelti sertleştirme yapan elementlerin (Ti, Al, Nb) matristeki çözünürlüğünü azaltır. Ni %50 Fe alaşımında Cr ve Mo olmadığı durumda herhangi bir çökeltme sertleştirme olmazsa, titanyumun çözünebilirlik sınırı yaklaşık olarak ağırlık %1-5 arasında değişir (901 alaşımında %2). Demir-nikel alaşımlarının özellikleri katı eriyik sertleştiricilerin ilavesi ile geliştirilir. Bu ostenitin kafes parametresinin büyümesi ile ilgilidir. Mukavemet artışı, ostenit ile katı eriyik sertleştirici elementlerin atom boyutları arasındaki farklılığın bir sonucudur. Matrisin latis parametresinin genişlemesi koherant çökelti ile olan uyumsuzluğu etkiler. Ayrıca katı eriyik sertleştiricileri istif hatası enerjilerini azaltarak yüksek sıcaklıklarda çapraz kayma olayını zorlaştırmaktadır. Böylece katı eriyik sertleştiricileri çökeltme sertleşmesinin etkinliğini arttırmaktadır [19,32]

Tablo 2.4 Bazı önemli Fe-Ni bazlı süperalaşımların kimyasal bileşimleri [1,33].

| ALAŞIM/ELEMENT(ağ.%) | C     | Fe    | Ni    | Co   | Cr   | Ti   | Mo   | Diğer                  |
|----------------------|-------|-------|-------|------|------|------|------|------------------------|
| A286                 | 0.005 | kalan | 26.0  | -    | 15.0 | 2.15 | 1.25 | 0.3V,0.2Al,0.003B      |
| Disaloy              | 0.04  | "     | 25.0  | -    | 13.5 | 1.75 | 3.0  | 0.1 Al                 |
| Incoloy800           | 0.05  | "     | 32.5  | -    | 21.0 | 0.38 | -    | 0.38Al                 |
| Incoloy901           | 0.05  | "     | 42.7  | -    | 13.5 | 2.5  | 6.2  | 0.25Al                 |
| N155                 | 0.15  | "     | 20.0  | 20.0 | 21.0 | -    | 3.0  | 2.5W,1.0Nb+0.1Ta,0.15N |
| AISI330              | 0.05  | "     | 36.0  | -    | 19.0 | -    | -    | -                      |
| 16-25-6              | 0.08  | "     | 25.0  | 16.0 | -    | -    | 6.0  | 0.15N                  |
| HastalloyX           | 0.1   | 18.5  | kalan | 1.5  | 22.0 | -    | 9.0  | 0.6W                   |
| Pyromet31            | 0.04  | kalan | 55.5  | -    | 22.7 | 2.5  | 2.0  | 1.5Al,1.1Nb,0.005B     |
| Alloy718             | 0.04  | 18.5  | kalan | -    | 19.0 | 0.9  | 3.05 | 5.13B+Ta,0.5Al         |
| Haynes556            | 0.1   | 29.0  | 20.0  | 20.0 | 22.0 | -    | 3.0  | 2.5W,0.9Ta,0.1Nb,0.3Al |
| Incoloy909           | 0.01  | kalan | 38.0  | 13.0 | -    | 1.5  | -    | 4.7Nb,0.4Si            |
| V57                  | 0.08  | kalan | 27.0  | -    | 14.8 | 3.0  | 1.3  | 0.3Al,0.7,0.01B,0.3Mn  |
| 16-25-6              | 0.08  | kalan | 25.0  | -    | 16   | -    | 6.0  | 1.35Mn,0.7Si           |
| S-590                | 0.43  | kalan | 20.0  | 20   | 20.5 | -    | 4.0  | 1.25Mn,4.0Nb,0.4Si     |

Krom, demir-nikel süperalaşımlarının korozyon direncini arttırmada ilave bir fayda sağlar. Bu yüzden kromun yüzeyde koruyucu bir oksit filmi oluşturacak kadar yüksek konsantrasyonlarda olması gereklidir. 901 alaşımı için yapılan çalışmalar göstermiştir ki, sürekli bir koruyucu oksit filmi oluşumu için gerekli eşik değer ağırlık %9 kromdur. Ni-Fe alaşımları, genelde bu seviyenin üzerinde Cr içermektedirler. Düşük genleşmeli 903 alaşımı Cr içermez ve bu yüzden kötü oksidasyon ve korozyon direncine sahiptir. Alaşım düşük sıcaklıklarda pas oluşumuna duyarlıdır. 480 °C'nin üzerinde oluşan NiO+CoO ile az da olsa bir oksidasyon direnci kazanır [1,34].

*Çökelti Sertleştiriciler:* Demir-nikel bazlı alaşımlarda hakim sertleştirme, koherant düzenli  $A_3B$  tipi bileşiklerin çökeltilerinden sağlanır. Bu çökelti ikiye ayrılırlar: Düzenli YMK  $\gamma'$  ve düzenli HM Tetragonal  $\gamma''$  fazları. Al ve Ti içeren bu alaşımlarda, temel sertleştirme bileşenleri olarak düzenli  $\gamma'$  oluşmaktadır. A286 ve 901 alaşımlarının dahil olduğu bu sınıf alüminyuma göre daha fazla titanyum içeren nikel bazlı süperalaşımlardan farklıdır. Titanyumun alüminyuma oranı arttıkça,  $\gamma'$  fazının kafes parametreside artar (bu demirin nikel oranı arttıkça ostenitin latis parametresinin artmasına benzer).  $\gamma$  ve  $\gamma'$  fazlarının latis parametreleri arasındaki uyumsuzluğu azaltmak için gerekli titanyum, alüminyuma göre daha yüksektir. Bu oran yaklaşık olarak at.%21'i aştığı zaman yarı kararlı bir YMK  $\gamma'$  oluşur ki, bu, yüksek sıcaklıklarda kararlı bir hegzagonal  $Ni_3Ti$  ( $\eta$ ) fazına dönüşür. Bu dönüşüm, yüksek sıcaklık kararlılığını ters yönde etkiler. Niyobiyum içeren alaşımlarda temel yaşlandırma bileşeni olarak düzenli HM Tetragonal  $\gamma''$  oluşur. Bu sınıf alaşımlar 718 ve 706 olup sırasıyla ağırlık %3-5 Nb içerirler. Bu sınıf elementler daha düşük miktarlarda Al (ağırlık %0.5 ve 0.2) ve Ti (ağırlık %0.9 ve 1.7) içerirler ve  $\gamma'$  ve  $\gamma''$  fazları oluşur; bunlar alaşımda birlikte bulunur. 718 alaşımında  $\gamma'$  fazının  $\gamma''$  fazına oranı 2.5-4 arasında olduğu belirlenmiştir. Raymond ve ark. [1] %0.2 alüminyumun altında  $\gamma''$  fazının hakim olduğunu belirtmektedirler. Al içeriği %0.5'e çıktıkça  $\gamma'$  fazı hakim olmaktadır. Artan alüminyum ile meydana gelen bu olay, akma dayanımında bir azalma şeklinde kendini göstermektedir. 718 alaşımı için de benzer etkilerden söz edilmektedir. Yapılan çalışmalarda  $Ni_3Al$  ( $\gamma'$ ) fazında Nb çözünürlüğünün oldukça yüksek olduğu belirtilmektedir (%40). Bu karşılık  $Ni_3Nb$  ( $\gamma''$ ) fazında alüminyumun çözünürlüğü oldukça düşüktür (%1). Alaşımların sertleştirme mekanizmaları üzerine, düşük alüminyum seviyelerinin çok önemli bir etkisi vardır [6,17,19].

Düşük genleşmeli 903 alaşımı üzerinde yapılan çalışmalar sertleşmeye neden olan çökeltilerin yalnızca YMK  $\gamma'$  olduğunu göstermektedir. Bu alaşımın ağırlık %3 Nb içermesi halinde YMK çökeltileri kararlı kılmak için sadece % 1 Al yeterlidir [14].  $\gamma''$  fazı bir çok araştırmanın konusu olmuştur. 650 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda uzun yaşlandırma sürelerinde ortorombik  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  ( $\delta$ ) fazına dönüşür. Bu sıcaklık üzerinde 718 alaşımında meydana gelen ayrışma bununla ilgili olabilir [20].

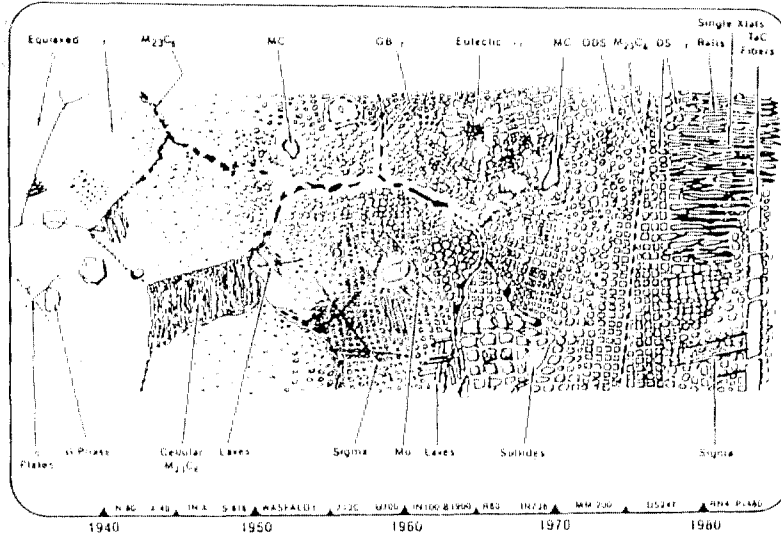
*Diğer Alaşım Elementleri:* Demir-nikel bazlı süperalaşımların özelliklerini iyileştirmek için bazı başka elementler bilinçli olarak ilave edilir. Bor, temel bir alaşım elementi olup gerilme-kopma özelliklerini ve sıcak işlenebilirliği arttırmak için %0.003-0.03 seviyelerinde, zirkonyum benzer maksatlar için ve karbür yapıcı olarak katılır. Bor ve zirkonyum arayüzey enerjisini değiştirir. Bu durumda tane sınırlarında çökelen ikincil fazların kabalaşması ve küreselleşmesi söz konusudur. Globular ve blok veya küreselleşmiş fazlar çentik duyarlılığına bağlı olarak daha sünek bir tane sınırı meydana getirir. Bor, tane sınırında çekirdeklenmeyi yavaşlatarak yarı kararlı  $\gamma'$  fazının  $\eta$  fazına dönüşümünü geciktirir.

Demir-nikel alaşımlarına sıcak işlemler için vanadyum ilave edilir. Vanadyum A286 alaşımına yüksek sıcaklık çentik hassasiyetini iyileştirmek için katılır [6]. Karbon, deoksidan olarak veya sıcak işlem sırasında tane boyutunu kontrol eden primer MC karbürlerini oluşturmak amacıyla kullanılır. Manganez ve nadir toprak elementleri bazan deoksidan olarak; magnezyum, sünekliği arttırmak için kullanılırken, bu, tane sınırı fazlarının morfolojilerinin modifikasyonu ile sağlanır.

## 2.2 Süperalaşımların Mikroyapıları

### 2.2.1 Nikel Bazlı Süperalaşımların Mikroyapıları

Şekil 2.1, zaman içinde süperalaşımlarda geliştirilmiş fazları göstermektedir. Nikel bazlı süperalaşımlar genel olarak aşağıda belirtilen fazları içerirler [1,27,28]. Süperalaşımların yüksek sıcaklıklarda kullanımını belirleyen fazların oluşum mekanizması dinamik kimyasal yapısından kaynaklanır. Bu fazlar karşılıklı olarak birbirlerini etkilerler.



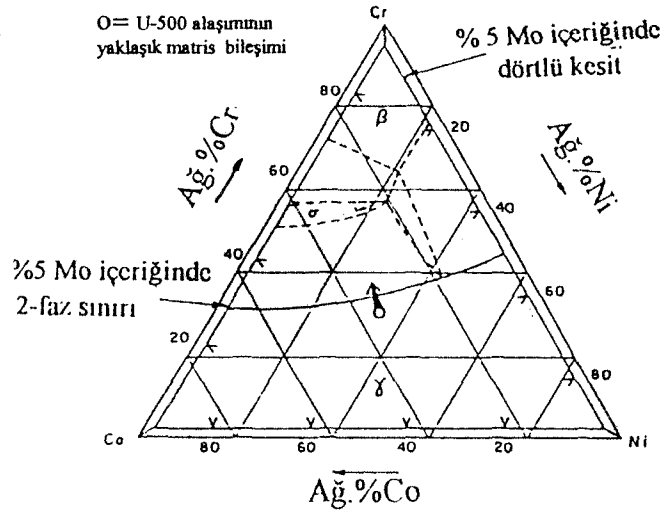
Şekil 2.1. Belirlendikleri yıllara göre nikel bazlı süperalaşımlarda oluşan fazlar [1].

#### 2.2.1.1 Gama matris ( $\gamma$ )

Nikelin, yüksek elastik modül ve düşük yayınlabilirliği nedeniyle (yüksek sürünme dayanımı için gerekli iki faktör),  $\gamma$  matris yüksek sıcaklıklarda uzun süreli çalışmalarda türbin tasarımcıları tarafından tercih edilir. Nikel bazlı süperalaşımların 0.9 Tm sıcaklık seviyelerinde 100.000 saat kullanılmaları dikkate değerdir. Nikel bazlı alaşımların bu koşullara dayanım nedenleri aşağıda sıralanmıştır.

- Faz kararsızlığı olmaksızın nikelin gösterdiği bu yüksek tolerans 3 elektron kabuğunun da dolu olmasıyla ilgilidir.
- Krom ilavesi ile oluşan  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 'ce zengin koruyucu tabaka düşük boşluk miktarına sahiptir; bu yüzden metalik elementlerin dışarıya doğru yayınma hızını ve oksijen, kükürt, azot ve diğer agresif elementlerin içe doğru yayınma hızını azaltır.
- Yüksek sıcaklıklarda  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tipindeki koruyucu tabaka oksidasyona karşı direnci artırır.

Ostenitik matrisli alaşımlar genellikle nikel, kobalt, krom ve molibden (veya tungsten) gibi refrakter elementleri içerir. Şekil 2.2'de Co, Cr, Ni, Mo dördü faz denge diyagramı verilmiştir. Bu diyagramlarda yüzey merkezli kübik bölge ile hacim merkezli kübik bölgeler (Cr-Mo bağ çizgisi) görülmektedir [1,5]. Yüksek sıcaklıklarda nikel bazlı alaşımlarda  $\gamma'$  oluşumu katı eriyikte nikelin azalmasına etki eder; nikelce fakirleşen katı eriyikte diğer elementlerin çözünürlüğü artar. Bu yüzden başka intermetalik fazlar meydana gelir. Bu intermetalik fazların oluşumu elektron boşluk konsantrasyonuna (Nv) bağlıdır [25,35,36].



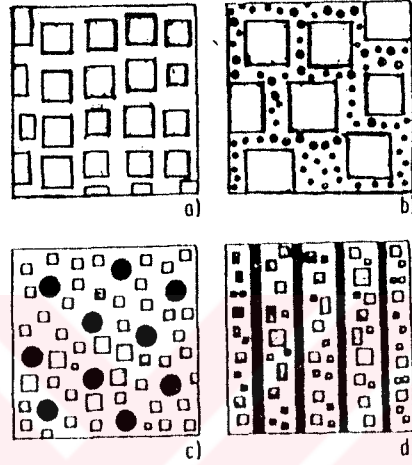
Şekil 2.2 Ni-Co-Cr-Mo dörtlü sisteminden 1200 °C’de alınan Ni-Co-Cr üçlü kesidi.  
Kesit ağ. % 5 Mo içermektedir [4].

Kompleks nikel bazlı süperalaşımlarda, faz analizleri ile ostenitte bulunan katı eriyik elementlerinin kobalt, demir, krom, molibden, tungsten, titanyum ve alüminyum olduğu belirlenmiştir. Alüminyum sadece çökelme sertleşmesi yapabilir. Tungsten, molibden ve krom çok kuvvetli katı eriyik sertleştiricisidir; demir, titanyum, kobalt ve vanadyum katı eriyik sertleşmesine sadece yardımcı olurlar.

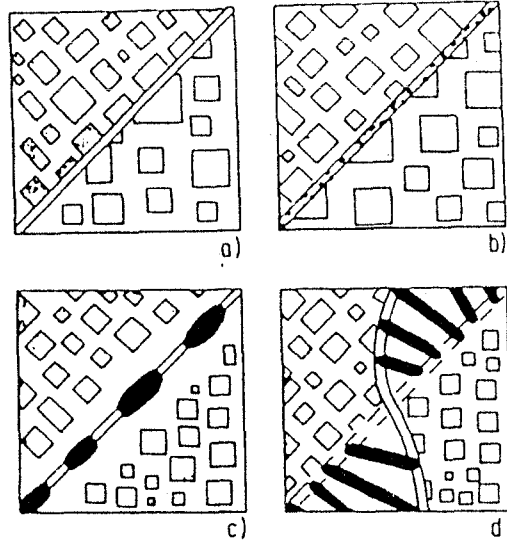
#### 2.2.1.2 Gama üssü Fazı ( $\gamma'$ )

$\gamma'$  KYM kristal yapıya düzenli intermetalik bir partiküldür. Geometrik sıkı paket (GCP) yapıda oluşan bu faz,  $A_3B$  formunda bulunur. Burada A: nikel, kobalt veya demir gibi elektronegatif elementleri ve B: alüminyum, tantalum, titanyum veya niyobyum gibi elektropozitif elementleri gösterir. Nikel bazlı alaşımlarda tipik  $\gamma'$ ,  $(Ni,Co)_3(Al,Ti)$  bileşiminde nikel ve alüminyumun baskın olduğu formdadır [1,7,23,37].  $\gamma'$  intermetalik fazı, homojen çekirdeklenme prosesi ile oluşur ve çok ince bir şekilde dağılmıştır.  $\gamma'$  intermetalik fazı  $\gamma$ -matris ile koheranttır. Bu partiküller plastik deformasyon sırasında önce dislokasyonların kesişmesi ile anti faz sınırı oluştururlar, daha sonra ikinci dislokasyon oluşumu ile anti faz sınırı ortadan kalkar (çift oluşumu). Anti faz sınırının difüzyon kontrollü hareketi ile yüksek sıcaklıklarda bir dislokasyon çifti ayrılır [5]. Bu fazın dayanımı artırıcı etkisi sıcaklık arttıkça artar (Şekil 2.3).  $\gamma'$  yuvarlak veya kübik çökeltiler şeklinde bulunur. Literatürde 0.3-0.6  $\mu m$  boyutlarında olduğu rapor edilmektedir. Ni, Co,

Fe, Cr, Mo, W, Rh ve Hf osteniti kararlı kılar; Al, Ti, Nb, ve Ta,  $\gamma'$  fazını kararlı kılan elementlerdir. Süperalaşımlarda düşük miktarlarda bulunan C, B ve Zr gibi elementler tane sınırlarında segregasyon olurlar. Bir çok araştırmacı W, Mo ve Nb yerine Ta önermektedir. Bor ilave edilmiş alaşımlarda tane sınırlarına bor segregasyonu nedeniyle hücrel çökeltme geciktirilebilir. Nikel bazlı süperalaşımlarda tane sınırlarının davranışı Şekil 2.4'de şematik olarak gösterilmiştir. Bu tipik mikroyapılarda tane sınırlarındaki tercihli çökelmeler ve bunların matrisle olan ilişkisi verilmiştir [5].



Şekil 2.3.  $\gamma'$  fazının tipleri. a)  $\gamma$  içinde basit  $\gamma'$  çökeltmesi; b)  $\gamma + \gamma'$  çift çökeltme; c) koherant ( $\gamma + \gamma'$ ) çift çökeltme ve koherant olmayan sert faz; d) yönlendirilerek katılmış ötektik [5].



Şekil 2.4. Tane sınırlarının şematik görünüşü. a) segregasyon olmamış tane sınırları; b) tane sınırı segregasyonu; c) tane sınırlarında koherant olmayan bir fazın tercihli çökeltmesi, bunlara komşu bölgelerde taneciksiz serbest bölge; d) koherant olmayan fazların çözülmesi ve süresiz çökeltme [5].

### 2.2.1.3 Karbürler

Süperalaşımların yapısında bulunan ana bileşenlerden biri olan karbürlerin etkileri çok komplekstir. Karbür çökelmeleri süresiz, düzensiz biçimde ve tane sınırları boyunca oluşurlar. Karbürlerin en olumlu etkisi yüksek sıcaklıklarda kopma dayanımı üzerinedir. Ayrıca karbür morfolojileri tokluk üzerindede etkili olabildikleri gibi diğer reaktif elementlerin matrisin kimyasal kararlılığı üzerindeki olumsuz etkisini ortadan kaldırılabirler. Bu yüzden, hazırlanan alaşımda kompozisyon ve ısıt işlem, çökeltilerin morfolojisini belirlediğinden çok dikkatli bir şekilde yapılmalıdır [1,38,39].

*MC-Karbürleri* : Süperalaşımlarda çok düşük oranlarda karbon bulunmasına karşılık taneler arasında ve dendritler arası karbür çökeltilerinin oluştuğu gözlenir. MC karbürleri, YMK yapısında olup, matris ile ya çok az veya hiç bir oryantasyonu yoktur. Bu karbürler sıvıdan primer olarak çökeltirler ve temel bileşenleri titanyumdur. Döküm alaşımlarında MC fazındaki titanyum kısmen diğer refrakter metallerle yer değiştirebilir. Titanyum içeren karbürler yüksek sıcaklıkta başka karbürlere dönüşürken tantalyum ve hafniyum içeren MC karbürleri oldukça kararludur [28]. Toz metalurjisi ile üretilmiş alaşımlarda MC karbürleri homojen dağılmamış ve tane sınırlarında toz şeklinde toplanmışlarsa gevrekliğe sebep olabilirler. MC karbürlerinin kararlılığını IVA ve VA grubu elementleri düşürmektedir [4,6].

*M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> Karbürleri* : Bu karbürler orta ve yüksek karbon içerikli alaşımlarda bol miktarda bulunurlar. M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> düşük sıcaklık ısıt işlemleri ve servis sıcaklıklarında 760-980 °C arasında hem MC karbürlerinin ayrışması hem de matriste çözünmüş karbondan meydana gelirler. Çoğunlukla tane sınırlarında oluşmakla birlikte [1,27], nadiren ikiz uçları ve istif hatalarında oluşurlar. MARM200 alaşımında M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürü, ostenitin (111) düzlemlerine paralel plakalar şeklinde intergranüler olarak oluşmaktadır [14]. Bu faz koherant bir fazdır. M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> fazı TCP-σ fazının yapısını yaklaşık olarak sıkı paket yapacak şekilde kompleks kübik yapıya sahiptir. Gerçekten de M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ve σ arasında yüksek bir uyum vardır. Sigma-partikülleri M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> partikülleri üzerinde çekirdeklenir. M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürünün bileşimi yapıda W veya Mo mevcut olduğu zaman yaklaşık olarak [Cr<sub>21</sub> (Mo,W)<sub>2</sub>]C<sub>6</sub> şeklindedir. Bununla birlikte bu karbürün yapısında bir miktar Ni bulunacağı gibi, Fe ve Co küçük oranlarda krom ile yer değiştirebilir.

$M_{23}C_6$  karbürleri nikel bazlı süperalaşımlarda önemli bir etkiye sahiptirler. Tane sınırlarındaki konumu nedeniyle tane sınırı kaymasını engelleyerek kopma dayanımını önemli ölçüde etkilerler. Sonuçta malzemede kopma hasarı, ya tane sınırı partiküllerinin kırılması ya da  $M_{23}C_6$  arayüzeyinin dekohezyonu (ayrılması) sonucu meydana gelebilir [1,40,41]. Bazı alaşımlarda  $M_{23}C_6$  hücrel çökelme ile oluşmaktadır. Ancak kimyasal bileşim ve ısıtma işlemi ile bu fazdan kaçınmak mümkündür. Çünkü hücrel  $M_{23}C_6$  'nın ilk kopma hasarını başlattığı görülmüştür. Kotval ve Hatvel [42] yaptıkları çalışmalarda ostenitik paslanmaz çeliklerde ve nikel bazlı süperalaşımlarda  $M_{23}C_6$  karbürünün tane sınırlarında oluştuğunu ve süresiz veya hücrel çökelme gösterdiğini belirlemişlerdir.

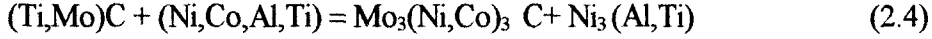
*$M_6C$  Karbürü:* Bu karbürler kompleks kübik yapıya sahip karbürlerdir ve  $M_{23}C_6$  karbürlerine göre nispeten daha yüksek sıcaklıklarda (815-980 °C) oluşurlar.  $M_{23}C_6$  karbürlerine benzemelerine rağmen Mo veya W atomlarının at.%6-8 oranında daha fazla olması durumunda oluşurlar.  $M_6C$ , MAR M200, B1900, Rene' 41 ve AF1753 alaşımlarında  $M_{23}C_6$  gibi oluşurlar.  $M_6C$  karbürünün tipik formülü  $(Ni,Co)_3Mo_3C$  ve  $[(Ni,Co)_2W_4]_6$  şeklindedir. Bu bileşimdeki karbür, molibden ve tungstenin krom ile yer değiştirmesi sonucu oluşur. Bileşim geniş bir aralıkta değişebilir.  $M_6C$  karbürleri yüksek sıcaklıklarda  $M_{23}C_6$  karbüründen daha kararlı olduklarından dövme alaşımlarının üretiminde tane boyutunu kontrol etmek amacıyla tane sınırı karbürü olarak daha yararlıdır [43,44]. Aydın [45] ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada nikel bazlı döküm alaşımında tungsten içeren bileşimde  $M_6C$  karbürünün yüksek oranda mevcut olduğu ve bu karbürün katılaşma sırasında oluştuğu belirtilmektedir.

#### 2.2.1.4 Nikel Bazlı Süperalaşımlarda Karbür Reaksiyonları

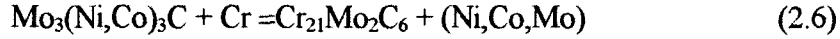
Bir çok nikel bazlı süperalaşımda 980 °C'nin altında karbonun ana kaynağı MC yüksek sıcaklık karbürüdür. Isıtma işlemi ve servis sırasında MC yavaş bir şekilde dekompoze olur. Bir çok alaşımda hakim karbür reaksiyonunun:



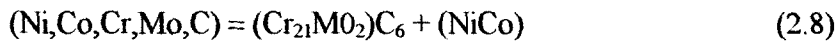
şeklinde meydana geldiği kabul edilmektedir [4,27,37]. Bu eşitliğin mevcut bulgularla termodinamik olarak kanıtı yapılamamaktadır, ancak Sims [1] tane sınırlarında faz dönüşümlerinden hareketle metalografik gözlemlere dayalı bir varsayım ortaya atmıştır. Yukarıda verilen eşitlikler 980 °C civarında oluşmakta ve 760 °C civarında da gözlenmektedir.  $M_6C$  karbürü de benzer bir tarzda oluşmaktadır.



Ayrıca  $M_6C$  ve  $M_{23}C_6$  etkileşirler ve birinden diğeri oluşur.



En yararlı reaksiyon, pek çok ısıt işleminin kontrol eden (2.1) ve (2.5) numaralı reaksiyonlar olabilir. Burada hem blok şeklinde karbür hem de  $\gamma'$  oluşumu önemlidir. Daha önce de ifade edildiği gibi, karbürler tane sınırı kaymasını engellerler. Yapılan araştırmalara göre  $M_{23}C_6$  karbürleri blok şeklindeki morfolojilerden daha çok hücreli morfolojilerde oluşmaktadırlar. Bu morfolojiye sahip çökeltiler sünekliği düşürdüğünden bu tür yapılardan kaçınılmalıdır. Ancak tane sınırlarında çok fazla  $\gamma'$  oluşmuş alaşımlar bu olaya direnç gösterirler.  $\gamma'$  fazının  $M_{23}C_6$  hücrelerinin oluşumunu engellemede anahtar bir görev yaptığına inanılmaktadır.  $M_{23}C_6$  oluşumu sırasında matristeki krom azalmakta ve tane sınırı civarında  $\gamma'$  fazının çözünürlüğünü arttırmaktadır. Doğaldır ki, karbon da çözeltidedir. Soğuma sırasında 595-760 °C sıcaklık aralığında karbonun çözünürlüğü aşırıdır. Doğrudan istif hataları üzerinde ve diğer standart hatalar üzerinde çökelen çok ince  $M_{23}C_6$  örnekleri rapor edilmektedir [4,27,37,39,45].

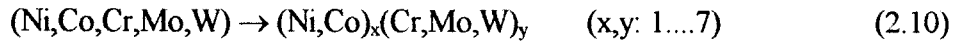


Mihalisinin [55] yaptığı bir seri deneysel çalışmada karbonun difüzyon sırasının  $TiC \rightarrow M_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6 \rightarrow \sigma$  şeklinde olduğunu belirtilmektedir. Bu yer değiştirme çok yavaş olmaktadır.

**Borürler:** Süperalaşımlarda genellikle katkı olarak 50-500 ppm bor bulunabilir. Tane sınırlarına yerleşerek sürünme, kopma yüklemeleri altında tane sınırı yırtılmalarının başlamasına engel olur. Örneğin Udimet700 alaşımında 1200 ppm'den daha yüksek bor, termal geçişine bağlı olarak iki tür  $M_3B_2$  oluşturmaktadır. Bunlardan biri,  $(Mo_{0.48}Ti_{0.07}Cr_{0.39}Ni_{0.06}Co_{0.07})_3B_2$  ve diğeri  $(Mo_{0.31}Ti_{0.07}Cr_{0.49}Ni_{0.06}Co_{0.07})_3B_2$  bileşimindedir. Bu fazlar blok şeklinden yarım ay şekline kadar değişen şekillerde tane sınırlarında görülen refrakter çökeltilerdir.

#### 2.2.1.5 Topolojik Sıkı Paket (TCP) Fazlar

Bazı süperalaşımlarda bileşime bağlı olarak, ısıtılma sırasında veya servis sıcaklıklarında arzu edilmeyen fazlar oluşabilir. Bu fazlar ostenitik alaşımlarda oluşan intermetalik fazlardır ve  $\sigma$ ,  $\mu$ , R ve p gibi adlarla tanımlanırlar [37]. TCP (Topolojik sıkı paket) fazları olarak tanımlanan bu çökeltiler, yüzey merkezli kübik matrisin oktaedral düzlemleri ile sepet şeklinde örülmüş sıkı paketlenmiş atom tabakalarından oluşmuş bir yapı olarak karakterize edilmektedirler. Lineer ince plakalar şeklinde gözükabilirler ve daha çok tane sınırı karbürleri üzerinde çekirdeklenirler. Nikel bazlı alaşımlarda yaygın olarak  $\sigma$  ve  $\mu$  fazları oluşmaktadır. Bir TCP fazı olan  $\sigma$ , doğrudan  $\gamma$  içinden büyüdüğü için bu fazın nikel alaşım matrisinden oluştuğu düşünülmektedir [4,24]. YMK  $\gamma$  alaşım matrisinden aşağıdaki reaksiyon gereği bu faz oluşmaktadır.



Burada sigma her bir hücre başına 30 atom içeren kompleks hacim merkezli tetragonal elektron bileşimidir.  $\mu$  birim hücre başına 13 atom içeren rombohedral hücre olup,  $Fe_7W_6$  veya  $Co_7Mo_6$  şeklinde formülize edilir. R fazı birim rombohedral hücresinde 53 atom bulunan  $A_2B$  formülünde  $Fe_2Mo$  şeklindedir ve  $Zr_2Mg$  kristal yapısındadır [27,37,47].

Süperalaşımlarda  $\sigma$  oluşumu özellikle çok önemlidir. Alaşımın bileşimi ve elektron boşluk sayısı  $N_v$  bu fazların oluşum eğilimini belirlemektedir. Nikel ve krom özellikle önemli iki elementtir. Foley ve ark. [48] geleneksel Ni-Cr-Fe alaşımında yaptıkları bir çalışmada soğuk işlemin ve alaşım elementlerinin etkisi araştırmışlardır. Soğuk işlem  $\sigma$  miktarını

arttırdığı gibi, bu fazın oluştuğu bileşim bölgesini de genişletir. Döküm halindeki alaşıma 1200 °C de ısıtma işlemi yapılırsa, nikel ve krom miktarının sigma oluşturmaksızın artırılabilceği, ancak soğuk işlem görmüş alaşımda sigma oluşturmaksızın, nikel ile birlikte krom miktarının artmasının mümkün olmadığı ortaya konulmuştur. Sigma oluşumunda silisyumun etkisi de önemlidir. Ağ.%0.7 Si içeren alaşımda yapılan tavlamaalarda  $\sigma$  fazı görülmemiştir. Ancak ağ.%3 Si içeren alaşımda 650 °C ve daha yüksek sıcaklıklarda  $\sigma$  fazı gözlenmiştir. Nikel miktarının artması  $\sigma$  oluşum sıcaklığını düşürmekte ve  $\sigma$  fazının kararlı olduğu sıcaklık aralığını daraltmaktadır. Sigma fazı alaşım özellikleri üzerinde zararlı bir etkiye sahiptir. Sertliği ve plaka şeklindeki morfolojisi nedeniyle çatlak başlaması ve yayılması için mükemmel bir kaynaktır. Bu yüzden de düşük sıcaklıklarda gevrek kırılmalar meydana gelir. Ayrıca,  $\sigma$  yüksek oranda refrakter metal içermekte ve  $\gamma$  matrisin dayanımının düşmesine neden olur. Hatta yüksek sıcaklık kopma kırılması, kopma ömründe çok önemli bir azalmaya yol açacak şekilde normal intergranüler kırılmadan daha çok,  $\sigma$  plakaları boyunca (intersigmatik) kırılma şeklinde meydana gelmektedir. Bu ilk defa Ross [1] tarafından ortaya konulmuştur .

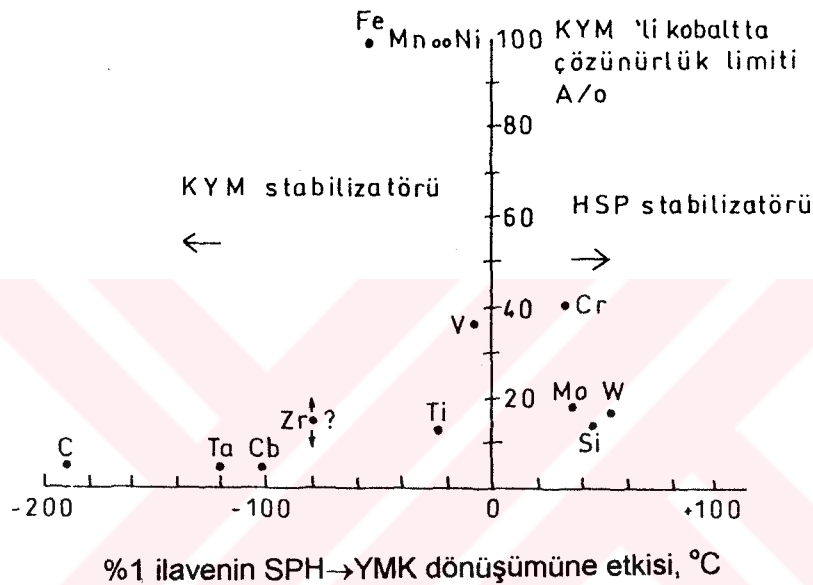
#### 2.2.1.6 Karbürler ve TCP fazları

Mo ve W içeren alaşımlarda  $M_{23}C_6$  ve  $M_6C$  tipi karbürler ile  $\sigma$  ve  $\mu$  gibi TCP fazları arasında enteresan bir ilişki vardır. Mo ve W içeriği ağ.% 7 'nin üzerine çıkınca  $\sigma$  ve  $\mu$  oluşumunda bir değişim meydana gelir. Bu durum özellikle Mo içeriğinin yüksek olduğu alaşımlarda ortaya çıkmaktadır. Bu iki tür faz arasındaki en önemli ilişki  $M_{23}C_6$  karbürünün  $\gamma$  fazına benzerliğidir [49].

#### 2.2.2 Kobalt Bazlı Süperalaşımların Mikroyapıları

Nikel ve demir alaşımları gibi yüksek sıcaklık kobalt alaşımları, kompleks bir kimyasal ve kristalografik yapıya sahiptir. Bu yapı temel olarak ostenitik bir matris ile karbür ve intermetalik bileşikler gibi çökelti fazlarından ibarettir. Intermetalik bileşikler geometrik sıkı paket (GCP) ve topolojik sıkı paket (TCP) türünde elektron bileşikleri yapılarındadırlar. Süperalaşımlar genellikle servis sıcaklıklarında tam olarak dengede değildir, çünkü servis koşulları gerilme, sıcaklık, zaman ve yüzey/atmosfer etkileşimlerini içeren dinamik bir

çalışmalarında yüzey deformasyonu nedeniyle meydana gelebilecek martensitik ters dönüşüm olmaması için dikkatli çalışılmalıdır. YMK ostenit fazını kararlı kılan Fe, Ni, Mn elementleri reaksiyon sıcaklıklarını öyle düşürür ki, sadece martensit meydana gelebilir. Her bir alaşım elementinin etkisi Moral [1,29] tarafından detaylı olarak incelenmiştir. Şekil 2.5’de elementlerin dönüşüm sıcaklığı ve çözünürlüğe etkileri basit olarak gösterilmiştir. Nikel, demir, mangan ve karbon YMK polimorfunu kararlı kılar, korozyon direnci ve dayanım için kullanılan alaşım elementleri (krom ve tungsten) SPH polimorfunu kararlı kılar.



**Şekil 2.5. YMK kobaltta çözünürlüğün bir fonksiyonu olarak SPH→YMK dönüşümüne alaşım elementlerinin etkisi [29].**

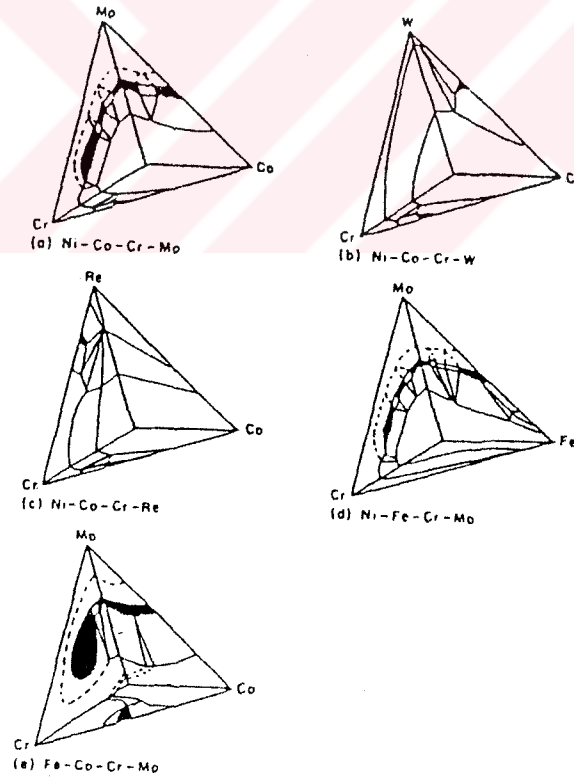
#### 2.2.2.2 İstif Hataları

Kobalt alaşımlarında istif hataları YMK ostenitik matris içinde sıkı paketlenerek dizilmiş atom tabakalarıdır. İstif sırası matris dizilerinin dışındadır. Hata oluşma derecesi, alaşım bileşimine, sıcaklığa ve uygulanan gerilme veya deformasyon miktarına bağlıdır. Alaşım elementleri istif hatası enerjisi üzerine etki eder. Hatalar faz dönüşüm sıcaklık aralıklarında çok önem taşır. Mekanik özellikler de bu rejimden etkilenir. Dislokasyonlarla hataların etkileşiminden çok önemli oranda bir mukavemet artışı meydana gelir. Daha yüksek bir mukavemet artışı servis sırasında tesadüfi olarak meydana gelen ikinci faz partiküllerinin çökmesi ile oluşur. Süneklik ise bu sıcaklıklarda minimum seviyelerdedir. Nikel gibi ostenitik fazı kararlı kılan elementlerin ilaveleri ile istif hatası enerjisi yükseltilebilir.

Böylece kısmi dislokasyonların oluşumu zorlaşır. Bununla birlikte kobalt alaşımlarında kısmi dönüşümler ağırlık %10 Ni varlığında bile meydana gelmektedir (649-760 °C aralığında kalmak koşuluyla). Özet olarak kobalt alaşımlarında SPH → YMK dönüşümü tam olarak anlaşılamamış olup, hassas olarak kontrol edilememekte ve çeşitli amaçlarla kullanılamamaktadır [29].

### 2.2.2.3 Ostenitik Matris

Kobalt esaslı süperalaşım ailesinin temeli YMK ostenitik matristir. Bu matris nikel ve demir sistemlerinin ostenit fazıyla aynıdır. Co-Ni-Cr üçlü sistemi Şekil 2.6'da verilmiştir. L-605 ve FSX-414 alaşımında matris bileşimi ve faz sınırlarına göre pozisyonları görülmektedir. Tungsten elementinin mevcudiyeti, matris bileşimini Co-Ni-Cr düzleminden uzaklaştırır. HMK Cr ile HMK refrakter elementler bir alan oluştururlar. Bu alan, YMK ostenitik matrisin köşelerinde bir ara TCP bileşik tabakası ile ayrılır.



Şekil 2.6. 1200 °C'de yaklaşık üçlü faz diyagramları (bu şekillerde dördüncü köşe wolframdır). Kobaltça zengin katı eriyik her bir diyagramda geniş gölgeli alanlar olarak gösterilmiştir. Küçük koyu alanlar ise TCP fazlarıdır. a) Ni-Co-Cr-Mo, b) Ni-Co-Cr-W, c) Ni-Co-Cr-Re, d) Ni-Fe-Cr-Mo, e) Fe-Co-Cr-Mo [4].

Kobalt içerisinde Mo, Ta ve Nb elementlerinin ikili çözünürlükleri sınırlı olduğu için alaşım matrisinden ikincil faz partiküllerinin çökmesi beklenir. Servis sıcaklıklarında ortaya çıkabilecek problemlere dikkat edilmelidir. Bu diyagram normal servis sıcaklıkları üzerindeki sıcaklıklarda da (1200 °C) faz bağıntılarını göstermektedir. Burada azalan sıcaklıkla azalan çözünen çözünürlüğünü yansıtacak şekilde faz sınırlarının daha iç bölgelere doğru değişmesi beklenebilir. Yüksek oranda W (at.%5) ile alaşımlandırılmış L-605 alaşımında laves fazı çökmesi ve düşük sıcaklıklarda süneklik azalması, yüksek silisyum varlığına bağlanmaktadır. Ardından yapılan Phacomp analizleri ve alaşım modifikasyonu, yüksek nikel içeriği, daha az tungsten ve kontrollü silisyumlu HSS 188 alaşımını oluşturmuştur [10,29].

#### 2.2.2.4 Karbürler

Çağdaş kobalt alaşımları çoğunlukla kübik, koherant olmayan karbür partiküllerinin çökmesi ile sertleştirilmektedir. Bu alaşımlarda bulunan karbon, demir veya nikelli alaşımlara göre daha yüksektir. *Ostenitik paslanmaz çeliklerde*: ağı.% 0.02-0.2 C; *Dövme nikel bazlı süperalaşımlarda*: ağı.% 0.05-0.2 C; *Döküm kobalt bazlı süperalaşımlarda*: ağı.%0.25-1.0 C bulunmaktadır. Karbür yapıcı elementler Şekil 2.7'deki Goldschmidt sistemine göre sınıflandırılır. Bu elementler kobaltın solunda bulunur. Çünkü katkıların çoğu kobalttan daha elektronegatifdir ve bu nedenle daha reaktiflerdir. Bu durum Şekil 2.8'de ağı.%0.1-0.6 C aralığı için gösterilmiştir. Karbür oluşumunun serbest enerjisi soldan sağa doğru artar. Kobalt alaşımlarında karbür fazlarının çökmesi oldukça kompleksir.

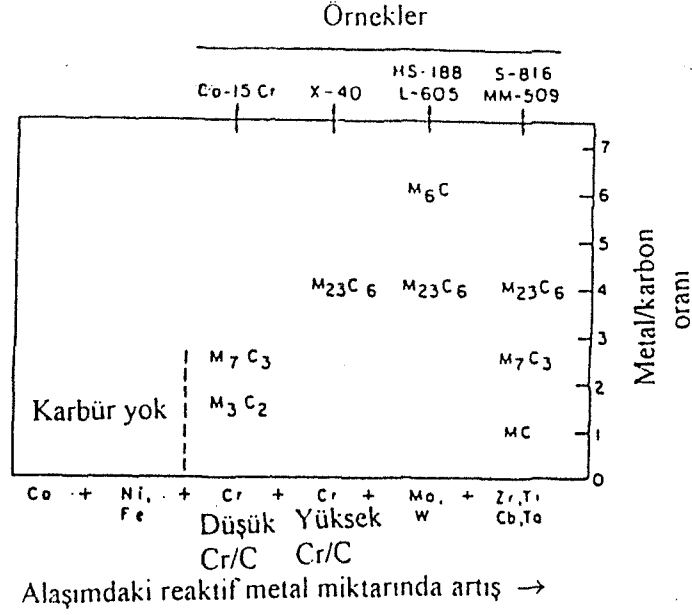
| Grup<br>→   | IV  | V                                     | VI                | VII                             | VIII                            |                     |                   |                                        |
|-------------|-----|---------------------------------------|-------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------|-------------------|----------------------------------------|
| Peryot<br>↓ |     |                                       |                   | Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> | Mn <sub>23</sub> C <sub>6</sub> |                     |                   |                                        |
| 3           | TiC | V <sub>4</sub> C <sub>3</sub><br>(VC) | V <sub>2</sub> C  | Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>  | Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>  | 6-Fe <sub>2</sub> C |                   | Co <sub>3</sub> C<br>Ni <sub>3</sub> C |
|             |     |                                       |                   | Cr <sub>7</sub> C <sub>7</sub>  | Mn <sub>7</sub> C               | Fe <sub>7</sub> C   | Fe <sub>7</sub> C | Co <sub>7</sub> C                      |
| 4           | ZrC | NbC                                   | Nb <sub>2</sub> C | Mo <sub>2</sub> C<br>MoC        |                                 |                     |                   |                                        |
|             |     |                                       |                   |                                 |                                 |                     |                   |                                        |
| 5           | HfC | TaC                                   | Ta <sub>2</sub> C | W <sub>2</sub> C<br>WC          |                                 |                     |                   |                                        |
|             |     |                                       |                   |                                 |                                 |                     |                   |                                        |

Kubik

Hegzagonal

Ortarombik

Şekil 2.7. Goldschmidt'e göre karbür oluşum şeması [50].



Şekil 2.8. Ağ.%0.1-0.6 C aralığında kobalt bazlı alaşımlarda oluşan karbürlerin tipine farklı elektronegativiteye sahip elementlerin etkisi [29].

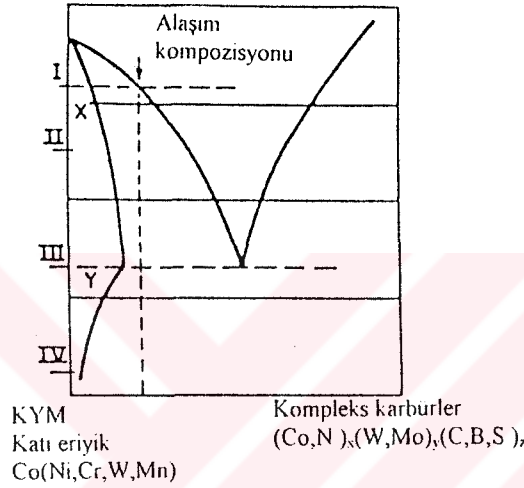
Karbürler tartışılırken genellikle iki gruba ayrılırlar: Kromca zengin karbürler ve refrakter elementlerce zengin karbürler.

**Kromca zengin karbürler ( $M_3C_2$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ):** Bu karbürler temel olarak krom karbürler olmakla birlikte, krom yerine Co, W veya Mo geçebilir. Şekil 3.10'da faz diyagramında Cr-C oranına bağlı olarak oluşan karbürler verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi,  $M_3C_2$  rombik sistemde olup, Cr ile bir peritektik reaksiyon sonucunda meydana gelir.  $M_3C_2$  düşük krom içerikli bazı ilk süperalaşımların yapısında bulunmuştur.

$M_7C_3$  karbürü hegzagonal (trigonal) sistemde olup, düşük Cr-C oranlarında meydana gelir. X 40 alaşımında metastabildir ve yaşlandırma sonucunda  $M_{23}C_6$  karbür fazına dönüşür. Yavaş soğutulmuş MM509 alaşımında da gözlenmiştir; ancak burada çözeltiye alma işlemi sırasında çözünebilmektedir.  $M_7C_3$  karbürünün  $M_{23}C_6$  karbürüne dekompozisyonu aşağıdaki reaksiyonlar gereği oluşur. Bu olay aynı zamanda ikincil karbür sertleştirmesini tanımlamaktadır.



$M_{23}C_6$  karbürünün tipik elektron prob mikro analizleri  $Cr_{17}Co_4C_6$  formülünü vermektedir. Burada kobaltın diğer elementlerle birlikte önemli ölçüde yer aldığı görülmektedir. Şekil 2.9'daki faz diyagramı da bu tezi desteklemektedir. Hassas döküm alaşımları için,  $M_{23}C_6$  katılaşma sırasında bir primer çökelti olarak oluşur.  $M_{23}C_6$  çoğu ticari alaşımlar için ikincil dendrit kolları arasında bir interdendritik çökelti olarak bulunur ve son katılaşan fazdır.  $M_{23}C_6$  ve gama ( $\gamma$ ) matrisinin değişen dizilerinden ibaret bir ötektik çubuk yapısı meydana getirir, ancak bunların morfolojisi alaşımın kimyası ile değişebilir. Ötektik karbürün oluşumu Şekil 2.9'da şematik olarak gösterilmiştir.

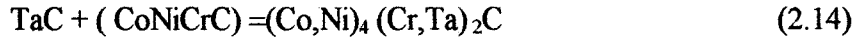


Şekil 2.9. Kobalt bazlı süperalaşımlarda tipik ötektik oluşumu (şematik) [1].

$M_{23}C_6$ 'nin sertleştirmedeki rolü, alaşım matrisinden çok ince partiküllü ikincil bir çökelti oluşturması ile ilgilidir. Bu reaksiyon özellikle 704-871 °C sıcaklık aralığında kuvvetlidir. Daha önce anıldığı gibi, ince  $M_{23}C_6$  karbür partikülleri tercihen istif hataları ve ikiz sınırları boyunca özellikle düşük sıcaklıklarda çökeliyor. Ancak, bu çökelti, düşük sıcaklık sünekliği üzerinde kuvvetli bir negatif etkiye sebep olabilir. Bu durum, özellikle alaşımın karbon içeriğinin ağırlık % 0.5'in üzerinde olması halinde söz konusudur [29].

$M_6C$  ve  $MC$  karbürleri, refrakter elementlerce zengin karbürler olup, hem dövme ve hem de hassas döküm kobalt alaşımlarının sertleştirilmesi için faydalıdır. Nikel alaşım sistemlerinde olduğu gibi  $M_6C$  karbürü genellikle at.%4-6'yı aşan Mo ve/veya W seviyeli düşük krom içerikli alaşımlarda bulunur.  $M_6C$  genellikle mükemmel yüksek sıcaklık kararlılığı gösterir. Öyle ki, dövme malzemelerin fabrikasyonu sırasında tane boyut kontrolü için kullanılır.

M<sub>6</sub>C karbürleri çoğunlukla M<sub>3</sub>M<sub>3</sub>C veya M<sub>4</sub>M<sub>3</sub>C şeklinde oluşur, fakat içinde başka elementleri de çözündürür. Örnek olarak (Co<sub>0.45</sub>Cr<sub>0.3</sub>Ta<sub>0.15</sub>W<sub>0.1</sub>)<sub>6</sub>C verilebilir. M<sub>6</sub>C'nin sıcak kararlılığı dövme L605 ve HS188 alaşımlarında olduğu gibi alaşım bileşiminden kuvvetli bir şekilde etkilenebilir. Bu alaşımlarda 816-927 °C'de 3000 saat tutma sonucunda M<sub>6</sub>C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>'ya dönüşmektedir. M<sub>6</sub>C, alaşım matrisi ile MC karbür reaksiyonunun bir dekompozisyon ürünü olarak da oluşabilir:



MC karbürler çağdaş kobalt alaşımlarının sertleştirilmesinde, özellikle M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ile ayarlandığı zaman önemli bir faktördür. En kuvvetli MC oluşturu elementler Ha, Zr, Ta, Cb, ve Ti'dur. Döküm alaşımlarında MC karbür genellikle elmas veya küp gibi düzenli geometrik şekillerde çökelir. Sıvıda ilk oluşan fazın en karalı MC karbür çökeltisi olduğuna inanılmaktadır; buradan döküm dendritlerinin aralarına göç ederler. Bununla birlikte TaC ve CbC geniş tane boyutlu dökümlerde çoğunlukla çin yazısı şeklinde teşekkül eder ve katılaşma sırasında en son oluşurlar. Bu, Ta ve Co'ın katılaşma aralığını genişletmesi nedeniyle oluşmaktadır. MC karbürler uzun servis koşullarında daha alt bir karbüre parçalanır. Yüksek karbonlu alaşımlar için MC'den M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>'ya değişim reaksiyonu hakimdir. Burada önemli bir ikincil sertleşme etkisi MC karbürün varlığından ileri gelir. Bu durumda MC karbür, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürü için önemli bir kaynak olarak davranır [1,10,29,].

#### 2.2.2.5 Geometrik Sıkı Paket (GCP) Fazlar

Geometrik sıkı paket fazların genel formu A<sub>3</sub>B şeklindedir. Burada A küçük atom boyutuna sahiptir ve bu faz YMK ostenit matriste düzenli koheran bir çökeltidir. Böyle bir faz olan γ' fazı nikel bazlı süperalaşımlarda temel sertleştirme elemanıdır.

Kobalt alaşımları içinde GCP fazların oluşumu zordur. Çünkü %1'den daha az olan latis uyumsuzluğu kimyasal ve kristolografik kararlılığı etkilemez. Co-Ti sisteminde Co<sub>3</sub>Al fazı oluşmaz, ancak Co-Al sisteminde Co<sub>3</sub>Ti [10] fazı oluşmaktadır. 1950 yıllarının sonuna doğru en popüler kobalt alaşımı J1570 ve J1650 alaşımları idi. Bu alaşımlar düzenli

koherant  $\gamma'$  çökmesi ile sertleştirilmekteydiler.  $\gamma'$ , ağırlık %20 nikel ile karalı hale getirilmiştir. Burada oluşan GCP fazı  $(\text{Ni},\text{Co})_3\text{Ti}$  çökeltisidir. Bu fazın oluşumu bir dereceye kadar demir bazlı A-286 [6] alaşımındaki koherent çökeltinin meydana gelmesine benzemektedir. Çökelti partikülünün oluşmasına şüphesiz daha fazla nikel ilavesi neden olmaktadır. Süper mekanik özelliklere sahip  $\gamma'$  çökmesi içeren nikel alaşımlarının gelişmesi J1570 ve J1650 gibi alaşımların gelişimine bağlı olmuştur.

1960 ve 1970 yıllarında önemli alaşım geliştirme çabaları olmuştur. Bu çabalar kobalt esaslı alaşımların GCP fazlarının çökmesi ile oluşan sistemleri tanımaya, anlamaya yöneliktir. Co-Ti ikilisini Co-Al ikilisinden daha kararlı ve daha mukavemetli bir alaşım haline getirmeye uğraşırken, diğer arzu edilen özellikleri geliştirmek amacıyla ilave edilen alaşım elementleri Co-Ti sisteminde oluşan  $\gamma'$  fazının karasızlığına neden olmuştur.  $\gamma'$  fazı 760 °C'ye kadar kararlıdır, fakat bu sıcaklığın üzerinde düzenli  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  (SPH) veya  $\text{A}_2\text{B}$  laves fazına dönüşür. Bu son fazlar {111} matris düzlemleri üzerinde veya istif hatalarında plakalar şeklinde meydana gelir. Bu oluşumlar alaşımın sürünme kopma özelliklerini olumsuz yönde etkiler. Beklendiği gibi  $\gamma'$  fazının kararlılığına hem alüminyum hem de nikelin katkısı vardır. Fakat geliştirilen kobalt bazlı alaşımlar mevcut yüksek dayanımlı döküm nikel alaşımları ile rekabet edemezler.

Co, Cr ve Ta sistemi ile ilgili de çok çabalar sarfedilmiştir. Özellikle Co-8Cr-10Ta alaşımı üzerinde çok durulmuştur. Bu alaşımda Cr içeriği minimum tutulmuştur, çünkü krom tantalyum elementinin çözünürlüğünü azaltmaktadır. Al ve Ti ilaveleri sertleşebilirlik üzerinde çok küçük bir etkiye sahiptir. Oysa ağırlık %2.25 V ilavesi 700 °C'den daha yüksek sıcaklıklarda (800 °C) koherant  $\alpha\text{-Co}_3\text{Ta}$  fazını kararlı kılmaktadır. Tantalyumun %15'e ve nikelin %20 civarına yükseltilmesi matrisin {111} düzlemlerinde  $\beta\text{-Co}_3\text{Ta}$  bileşiğinin çekirdeklenmesine sebep olmaktadır [10,23,29].

#### 2.2.2.6 Topolojik Sıkı Paket Fazlar (TCP)

Kobalt alaşım sistemlerinde görülen TCP fazları,  $\mu$ ,  $\sigma$  ve laves fazlarıdır [29]. Yarı karbür  $\pi$  fazı da gözlenmiştir. Laves fazı kobalt alaşımlarında sık gözlenen bir fazdır. L605 alaşımında yaygın olarak, S816 ve HS188 de ise az bulunur. TCP fazları ostenitik matrisin Cr ve refrakter element çözünürlük sınırı aşıldığı zaman meydana gelmektedir. Nikel ve

demir alaşımlarında olduğu gibi, bu fazlar servis sıcaklıklarında mukavemet ve süneklikte kayba neden olurlar. Düşük sıcaklık sünekliği de hızlı bir şekilde azalır. Toplam Cr ve W içeriğinin %37 değerini aştığı durumlarda sigma fazının oluştuğu ve sürünme kopma dayanımında azalma olduğu belirtilmektedir.  $\alpha$ -Co<sub>2</sub>W laves fazı tipik servis sıcaklığı olan 821 °C'de oluşturmakta ve bu alaşımın oda sıcaklığı sünekliğinde düşüşe neden olmaktadır. Ayrıca, bu fazın oluşumunda ve kararlılığında silisyum elementinin etkisi dikkat çekmiştir. Bu nedenle HS 188 alaşımında laves fazı çökmesini kontrol altına almak amacıyla Ni, W ve Si seviyeleri Phacomp hesaplamaları kullanılarak dikkatli bir şekilde formüle edilmiştir. Bu fazlar kobalt alaşımlarında hem asiküler hem de blok morfolojilerde çökeliyorlar. Asiküler morfolojiler, mikroyapıda çatlak oluşumu ve ilerlemesi nedeniyle arzu edilmezler [1,51].

UMCo-50 alaşımı yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmiş bir Co-30Cr-20Fe katı eriyik alaşımıdır. Düşük kopma mukavemeti nedeniyle bir süperalaşım olarak göz önüne alınmamıştır. Ancak 875 °C üzerindeki sıcaklıklara maruz kaldığında bu alaşımda kararlı bir intergranüler  $\sigma$  çökeltisi oluşur. Bu durumda yüksek sıcaklık sünekliği düşerken mukavemet oldukça artmaktadır [10,45,52].

### 2.2.3 Demir-Nikel Bazlı Süperalaşımların Mikroyapısı

Tüm nikel bazlı süperalaşımlar benzerlikler göstermektedir. Demir bazlı süperalaşımlarda demir ve nikelin dengeli bir karışımı olan ostenitik matris, bütün alaşım gruplarında önemli etkiler kazandıran katı eriyik çökelti sertleştirici elementler içerir.

#### 2.2.3.1 Ostenitik Matris

Ni-Fe alaşımlarının ostenitik matris ağırlık %35-40 Ni içermektedir. Nikelin demire oranı alaşımın nihai karakteristiklerini belirlemede önemli rol oynar; alaşımın fiyatı ve kullanım alanını etkiler. Çoğu alaşımlar bir miktar C (%0.1'den küçük) ve büyük miktarda ferrit stabilizatörü (Cr ve Mo) içerdiklerinden, ostenitik matris oluşturmak için nikel seviyesi en az ağırlık %25 olmalıdır. Co veya diğer ostenit stabilizatörleri bu ihtiyacı biraz düşürür. Demirce zengin matrisin kararlılığı, daha yüksek nikel içerenlere göre düşüktür. Bu nedenle katı eriyik ve çökeltme sertleştirme için kullanılan elementler sınırlandırılır.

Demirin nikel oranı arttıkça alaşımların oksidasyon ve korozyon direnci ters yönde etkilenmektedir. Yüksek demir içeriğinin pozitif etkisi ise, alaşımların maliyetinin düşük ve dökülebilirliğinin iyi olmasıdır.

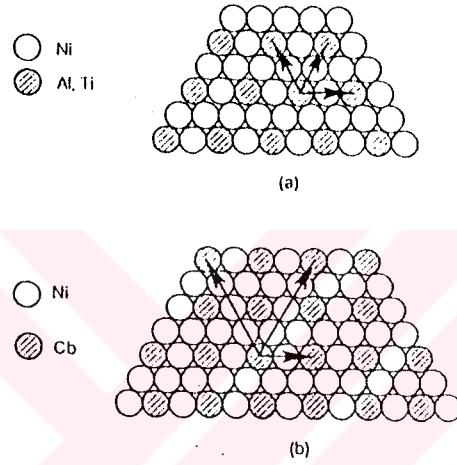
Demir-nikel alaşımlarında sertleştirme sağlayan fazlar, belli sıcaklıklarda yarı kararlı olan fazların kararlı durumlarıdır. Bunlar, atomlar arası mesafeleri çok kısa, TCP veya  $A_2B$  (bu fazlar;  $\sigma$ ,  $\mu$ ,  $\chi$  ve laves) fazlarıdır. Bu alaşımlarda ilave olarak önemli bir sınıfı karbürler oluşturmaktadır. Ticari olarak bilinen demir-nikel alaşımlarında katılaşma esnasında MC tipi idiomorfik veya düzensiz karbürler ve/veya karbonitrürler oluşur. Bu karbürler demir-nikel alaşımlarının uzun servis sıcaklıklarında ( $815\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzeri) veya dövme ya da ısıtma işlemi sırasında özelliklerini yitirmezler. Sertleştirmeye neden olan MC karbürü, Nb içeren alaşımlar için NbC olurken, titanyum içeren alaşımlarda TiC'dür. Mo, V ve Ta gibi elementler MC karbürüne girebilirler. MC stokiometrik karbürler prosesi, ısıtma işlemi veya servis sırasında demir-nikel alaşımlarının tane sınırlarında da çökebilirler. Globular tane sınırı MC karbürleri, genel özellikleri iyileştirirken, yüksek süneklik ve iyi sürünme özellikleri sağlar. Çeşitli nikel bazlı alaşımlar katılaşma ve/veya ısıtma işlemi sırasında  $M_6C$  karbürü oluşturur. Bir kaç demir-nikel bazlı süperalaşım bu fazı oluşturacak düzeyde Mo içerir. Demir-nikel alaşımlarında rastlanılan diğer önemli bir karbür,  $M_{23}C_6$  karbürüdür. Bu karbür, ısıtma işlemi veya servis sıcaklıklarında tane sınırlarında meydana gelmektedir. Isıtma işlemi,  $M_{23}C_6$  karbürünün blok şeklinde oluşmasını sağlayacak şekilde dizayn edilmelidir. Uygun olmayan işlemler sonucunda A286 alaşımında oluşan hücresel  $M_{23}C_6$  fazı sürünmede çentik hassasiyetini artırır [6].

#### 2.2.3.2 $\gamma'$ Çökmesi

Düzenli YMK  $\gamma'$  (L12) çökmesi A286 ve 901 alaşımlarında hakim bir tiptir. Demir-nikel bazlı alaşımların mukavemetini etkileyen parametreler şunlardır [15]:

- $\gamma'$  fazının anti faz sınırı ve hata enerjisi,
- $\gamma'$  fazının mukavemeti ve  $\gamma'$  hacim fraksiyonu ( $V_f_{\gamma'}$ ),
- $\gamma'$  partikül boyutu,
- $\gamma$ - $\gamma'$  modül uyumsuzluğu.

A286 [6] tipi demir-nikel bazlı alaşımlar için,  $Vf_{\gamma}$  sabit iken mukavemet önce artar ve bir maksimuma ulaşır. Burada, sertleştirme, çökelti partiküllerini kesen dislokasyonlardan kaynaklanmaktadır. Bu şekilde  $\gamma'$  'de anti faz sınırı meydana gelir ve yok olur (Şekil 2.10). Bu şekil  $\gamma'$  kayma düzlemi üzerindeki atom düzenini göstermektedir. Maksimum mukavemet demir-nikel alaşımlarında  $\gamma'$  partikül çapı yaklaşık 100-500 °A olduğu durumda elde edilir. Bir çok araştırmacı  $\gamma'$  fazının matrisle koherant olduğunu göstermiştir. Ancak koherant şekil değişimlerinin küçük olması bu sertleştirme mekanizmasının önemini azaltmaktadır.



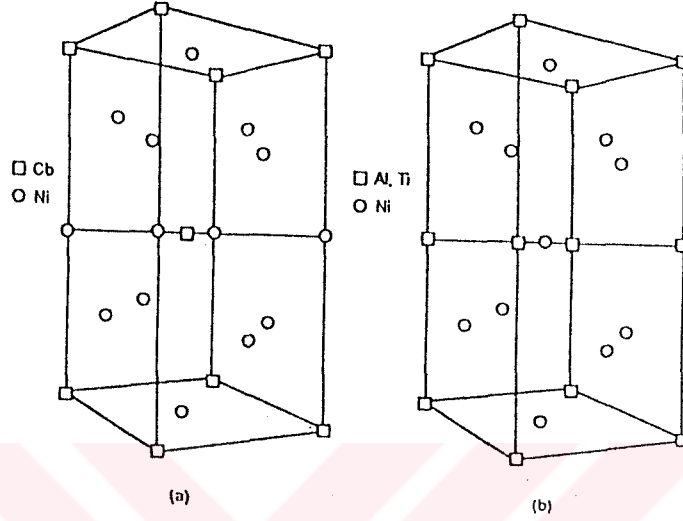
Şekil 2.10. Asal yönlerde düzenlenmeyi gösteren (111) kayma düzleminde atom dizilimi. a) YMK  $\gamma'$ , b) HMK  $\gamma''$  [6].

### 2.2.3.3 $\gamma''$ Çökmesi

Düzenli HM tetragonal  $\gamma''$  (DO22) çökmesi, demir-nikel alaşımlarında Nb ilavesi ile etkili bir çökeltme reaksiyonu haline gelir. Nb elementinin  $Ni_3Al$ 'daki yüksek çözünürlüğünden dolayı alüminyum miktarının  $\gamma''$  fazını hakim kılacak şekilde düşük olması gereklidir.  $\gamma''$  çökmesinin görüldüğü ticari alaşımlar 718 ve A286'dır. Bu alaşımların gösterdiği olağanüstü mekanik özellikler bünyelerinde oluşan çökeltilere bağlıdır.  $\gamma''$  fazının birim hücresi Şekil.2.11'de şematize edilmiştir.

YMK  $\gamma'$  birim hücresi ile karşılaştırıldığında  $\gamma''$  birim hücresi bir miktar farklılık gösterir;  $c_0$  parametresi  $\gamma'$  fazının  $a_0$  parametresinin 2 katıdır. HM Tetragonal latis parametreleri IN 718 alaşımında  $c_0 = 7.406$  ve  $a_0 = 3.624$  °A'dır.  $\gamma'$  ve  $\gamma''$  fazlarının düzenleri arasındaki

fark Şekil.2.11’de görülmektedir. Inconel 718 alaşımında  $\gamma''$  çökeltilerinin morfolojisi disk şekilli olarak rapor edilmektedir. Bu faz ile ostenit arasında aşağıdaki kristolografik ilişki söz konusudur:  $(100)\gamma'' \parallel (100)\gamma$ ;  $[100]\gamma'' \parallel [100]\gamma$ . Ticari bir ısıt işlem sonucu,  $\gamma''$  çökeltilisinin çapı yaklaşık 600 °A’lık bir disk çapına ve 50-90 °A kalınlığa ulaşır [1].



#### 2.2.3.4 Aşırı Yaşlanma

Bir çok nikel bazlı alaşım  $\gamma''$  partikül olgunlaşması nedeni ile aşırı yaşlanır. Aşırı yaşlanma, sıcaklık/zaman koşulları aşıldığı zaman meydana gelir. Demir-nikel alaşımlarında aşırı yaşlanma prosesi titanyumca zengin  $\gamma'$  ve niyobiyumca zengin  $\gamma''$  fazlarının yarı kararlı oluşu nedeniyle daha karışıktır. Isıl işlem sürelerinin uzaması A286 ve 901 gibi alaşımlarda  $\gamma'$  fazının  $\eta$  fazına;  $\gamma''$  fazının ise  $\delta$  fazına dönüşmesine neden olabilir. Bu dönüşümler alaşımın özelliklerinde azalmaya neden olur. Olgunlaşma bu dönüşümlerde özellikle düşük sıcaklıklarda bir ara kademedir.

**$\eta$  (eta) Fazı:**  $\gamma'$  ile sertleştirilmiş demir-nikel bazlı süperalaşımlar HSP  $\eta$ 'nın oluşumuna duyarlıdır. İki oluşum şekli mevcuttur :

1. Dövme/ısıt işlem sırasında,
2. Uzun süreli servis sırasında.

$\eta$  iki şekilde meydana gelebilir. a)  $\gamma' \rightarrow \eta$  dönüşümü yolu ile, b) hücresel tane sınırı şeklinde. Küçük bir miktar  $\eta$  oluşumu (dövme ve ısıtma işlemi) mikroyapıyı kontrol etmek için yararlı bir uygulamadır. Bir süredir tane boyutunu küçültmek için A286,  $\eta$ (eta) solvüs eğrisi civarında dövülmekte ve bunu solvüs eğrisinin altında bir çözeltiye alma işlemi takip etmektedir (900 °C'de iki saat tutulup yağda soğutulur), son olarak 720 °C'de yaşlandırma yapılır. Böylece daha ince bir tane yapısı ile çekme ve sürünme özellikleri arasında daha iyi bir denge sağlanır. Bu şekilde elde edilen etanın morfolojisi ince olarak dağılmış intragranüler plakalar şeklindedir ve tane sınırları civarında bulunur [6].

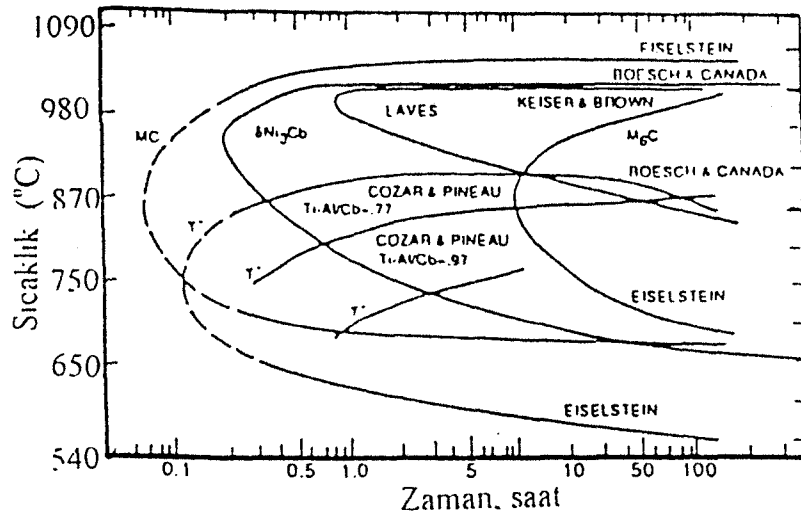
A286 veya diğer demir-nikel alaşımlarında hücresel  $\eta$  bulunur. Bu yapı tane sınırlarına yerleşmiş ostenitik matrisle uyumlu etadan oluşur.  $\gamma'$  çökeltisinden ileri gelen şekil değiştirme enerjisi hücresel  $\eta$  oluşumu için itici kuvvet olarak yardım eder. Bu olay 600-800 °C arasında uzun tutma sürelerinde gözlenir. Etanın intragranüler plakaları veya Widmānstatten formu mukavemette azalmaya ve süneklikte kayba neden olur. 800-860 °C veya daha yüksek sıcaklıklara maruz kalan A286'daki eta bu şekildedir.  $\eta$  plakasının oluşumu  $\gamma' \rightarrow \eta$  dönüşümü ile meydana gelir ve solvüs sıcaklığının üzerindeki ısıtma işlemlerden kaçınmak gerekir. Titanyum seviyesindeki artış ve ılık veya soğuk işlem miktarındaki artış  $\eta$  oluşumunu artırır. Bor hücresel eta oluşumunu geciktirir, fakat Widmānstatten formunu etkilemez. Alüminyum her iki eta formunu engellemede faydalıdır [20,21,53].

*$\delta$  (delta) Fazı :* HM tetragonal  $\gamma''$  ile sertleştirilen demir-nikel alaşımları ortorombik  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  ( $\delta$ ) oluşumuna duyarlıdır. Bu alaşımlarda deltanın oluşumu  $\gamma'$  ile sertleştirilmiş alaşımlarda  $\eta$ 'nin oluşumuna çok benzer. Delta fazı yarı kararlı  $\gamma''$  fazının termodinamik olarak kararlı şeklidir. 718 alaşımında  $\gamma$ ,  $\delta$  fazı oluşumu 650-980 °C aralığında plaka şeklinde ortaya çıkar.  $\gamma$  ve  $\delta$ 'nin sıkı paket düzlemleri arasında  $(010)_\delta // (111)_\gamma$  ve  $[100]_\delta // [110]_\gamma$  ilişkisi vardır.  $\gamma''$  ile sertleştirilmiş ticari alaşımlarda hücresel delta oluşumu hakkında bilgi yoktur. Bununla birlikte, deneysel bir alaşım olan Fe 35Ni 15Cr 5Cb 0.08C alaşımında 700 °C'de yaşlandırma ile hücresel delta oluşmuştur. Bu alaşımda hücresel delta  $\gamma'$  ile sertleştirilmiş demir-nikel bazlı alaşımlardaki hücresel  $\eta$  oluşumuna benzer bir mekanizma ile meydana gelir.

*Minör faz oluşumu:* Ni-7 Fe süperalaşımları G, sigma ( $\sigma$ ),  $\mu$  (mü) ve laves gibi minör fazların oluşumuna nikel bazlı süperalaşımlardan daha eğilimlidir. Bunların oluşumu gevrek karakterlerinden dolayı gevrekliğe yol açar. Alaşım bileşimi, ısı işlem ve servis sıcaklıklarının kontrolü bu fazlardan kaçınmak için en etkili yoldur. İngot katılaşması sırasında oluşan bu fazlar homojenleştirme ve kontrollü sıcak işlem pratiği ile etkili olarak elimine edilebilir. Demir-nikel alaşımlarında niyobiyum, titanyum ve silisyumun artması laves fazını teşvik eder. Buna karşılık bor ve zirkonyum laves ve  $\mu$  oluşumunu azaltır. Sigma fazından kaçınmak için krom ve molibden kontrol altında tutulur. Çoğu demir-nikel alaşımları 760 °C'nin altında kullanıldıkları için servis sırasında minör faz oluşumu nadirdir [19,20,53].

### 2.2.3.5 Çökelme Hızları

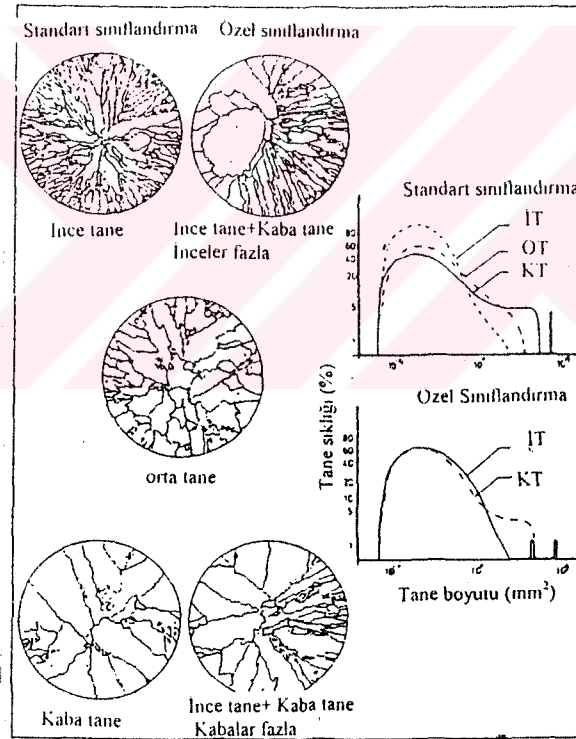
Zaman-sıcaklık-çökelme (ZSC) diyagramları demir-nikel alaşımlarında faz çökelme kinetiğini tanımlamada kullanılır. Bu ilişkiler 718 alaşımı için tamamıyla belirlenmiştir ve Şekil 2.12 bu alaşım için bir ZSC diyagramını göstermektedir. Demir-nikel alaşımları için ZSC diyagramlarını kullanırken çok dikkatli olunmalıdır. Zira enerji durumu (tane boyutu, kalıntı, dövme deformasyon derecesi ve çözeltiye alma ısı işlem sıcaklığı) eğrileri sola ve sağa kaydırabilir. 718 alaşımı için yaygın olarak kullanılan ticari çözeltiye alma ısı işlemi (950 °C, 1 saat, havada soğutma) uzun ısı işlem sürelerinde laves fazının oluşumuna sebep olur. Bu nedenle uzun süreli işlemlerden kaçınılmalıdır.



Şekil 2.12. MC,  $M_6C$ , laves,  $\delta$  ve  $\gamma''$  fazları için oluşum kinetiklerini gösteren Inconel 718 alaşımının zaman-sıcaklık-çökelme diyagramları [1].

### 2.3 Süperalaşımlarda Tane ve Tane Boyutu Etkisi

Süperalaşımların mukavemeti, tane boyutuna ve parçanın kalınlığına çok bağlıdır. Parça kalınlığının tane boyutuna oranı arttıkça kopma ömrü ve sürünme direncinin arttığı belirlenmiştir. Dövme alaşımlarında bu oranın sabit olması sağlanırsa, ömür ve sürünme direnci tane boyutu arttıkça artar. Döküm alaşımlarında da ömür ve sürünme direncinin kalınlık/tane boyutu ilişkisinin benzer olduğu belirlenmiştir. Bu koşullar ince kesitlerde büyük taneler oluşması durumunda tehlikelidir. İnce kesitlerde genellikle sürünme kopma direnci azalan yöndedir. Kesit inceldikçe kopma dayanımı kalın kesitlere göre daha düşüktür [1]. Modern döküm süperalaşımlarda tane boyutunun kontrolü hayati önem taşır. Kloos ve ark. [4] nikel bazlı IN738LC alaşımında yaptıkları çalışmada, hassas döküm ile ürettikleri numunelerde tane boyutu sınıflandırması yapmışlardır (Şekil 2.13).



Şekil 2.13. Hassas döküm süperalaşımlarda tane boyutu sınıflandırması [4].

İnce yapılı bir döküm elde etmek için, büyümeye elverişli çok sayıda çekirdek ilavesi gerektiği ve bu çekirdeklerin katılaşma hızını çok yükselterek tane büyümesini engellediği sonucuna varılmıştır. Bu çalışmanın sonucunda, tane boyutu ince, orta, kaba tane olarak sınıflandırılmıştır. Ancak bir çok numunede bu sınıflar birlikte bulunmaktadır. Bu nedenle

de yeni bir sınıflandırma yapılmıştır. a) ince ve orta tane, b) ince ve kaba tane, c) orta ve kaba tane. Bu sınıflandırmaya temel olan tane boyutu belirlenirken  $Z$ : toplam kesitteki tanelerin sayısı ve  $Z_3$ : hacımsel tanelerin sayısı alınmıştır [4].

|                            |      |                  |
|----------------------------|------|------------------|
| ince tane $Z \geq 350$     | veya | $Z_3 \geq 70$    |
| orta tane $Z \sim 150-350$ | veya | $Z_3 \sim 35-70$ |
| kaba tane $Z \leq 150$     | veya | $Z_3 \leq 35$    |

Tane boyutunun özelliklere etkisine bakıldığında, sürünme ve kopma dayanımının çok düşük olduğu ince taneli yapı ile çekme dayanımının düşük olduğu kaba taneli yapı arasında bir denge sağlanması gerekir. Süperalaşımlarda en önemli alaşımlandırma etkilerinden biri, sürünme özelliklerinin çok az miktarda bor ve zirkonyum katılarak iyileştirilmesidir. Bor ve zirkonyum bir süperalaşımın kopma ömrünü 13 kat, uzama değerini 7 kat, kopma dayanımını 1.9 kat ve  $n$  değerini ( $n$ : sürünme hızının gerilmeye bağlılığı) 2.4'den 9'a kadar arttırmaktadır. Bir çok süperalaşım metalurjistlerine göre belirgin etki bordan gelmektedir. Ağ.%0.01-0.05 Mg katkısı özellikleri iyileştirici ve dövme alaşımlarında dövülebilirliği artırıcı yönde olumlu etki yapmaktadır. Bu etkinin Mg elementinin tane sınırlarını zayıflatıcı bir element olan kükürdü öncelikle bağlaması ile ilgili olduğuna inanılmaktadır [38].

Tüm bu etkilerin bilinmesine karşılık mekanizmalar tam olarak açıklığa kavuşmamıştır. Bununla birlikte bor ve zirkonyumun tane sınırlarına segregasyon olduklarına inanılmaktadır. Süperalaşımlarda kopma çatlakları tane sınırları boyunca yayıldığı için bu etkinin önemi açıktır. Bu oluşumla ilgili mekanizma şu şekilde açıklanmaktadır: Küçük boyutlu atomlar, boşlukları doldurarak tane sınırı difüzyonunu azaltırlar ve tane sınırlarına segregasyon olurlar. Burada Nabarro-Herring tipi bir difüzyon söz konusudur [4].

#### 2.4 Proselerin Özellik ve Mikro Yapıya Etkisi

Bir çok demir-nikel süperalaşımı hem dövme ve hem de döküm halinde bulunmaktadır. Dövme ürün için büyük ingotlar dökülür ve arzu edilen boyutlara dövülür, haddelenir veya ekstrüze edilir. Daha sonra arzu edilen özellikler için ısıtma işlemi uygulanır. Döküm ürünler ya döküldüğü gibi veya bir homojenleştirme veya diğer özellik kazandırıcı ısıtma işlemlerden sonra kullanılırlar.

*Birincil Prosesler* : Demir-nikel alaşımlarının azot ve oksijen içeriğini düşürmek için vakum indüksiyon ergitmesi (VİM) yapılır. Böylece daha reaktif metal katkıları (Al, Ti ve Cr gibi) ile oksijen ve azotun reaksiyonu azaltılır. Vakum indüksiyon ergitmesi karbon ile oksijen ve metalik oksitlerin reaksiyona girerek CO şeklinde uzaklaştırılmasında da etkilidir. CO vakum sistemi ile uzaklaştırılır. Takip eden işlemler için yüksek kaliteli bir VİM ingotunun üretilmesi önemli bir adımdır.

Dövme yapılacak demir-nikel alaşımları, ingot yapısını homojenleştirmek için daha sonra vakum ark ergitmesi (VAR) veya elektro curuf ergitmesi (ESR) ile ergitilirler. Son yıllarda büyük kabul gören ESR prosesinin en önemli avantajı curuf artırılması iken, dezavantajı reaktif elementlerin kaybolma ihtimalidir. Demir-nikel bazlı süperalaşımların homojenleştirme ve sıcak işlem sıcaklıkları alaşıma bağlı olarak değişmekle birlikte ortalama olarak 1100-1200 °C arasındadır [17].

#### 2.4.1 Yapı-Özellik Kontrolü

Metallurjistlerin, süperalaşımların özelliklerini kontrol etmedeki başarısı dövme ve ısıl işlem sırasında alaşımların tane boyutunun kontrolünde yatar. Proses parametrelerinin uygun kontrolü ile ince taneli yapılar elde edilebilir, çekme ve yorulma özellikleri en yükseğe çıkarılabilirken, yüksek sıcaklık sürünme-kopma özelliklerinde bir azalma olur. Bunun tersine kaba taneli yapı elde edilirse sürünme-kopma özellikleri yükselir, çekme ve yorulma direnci kötüleşir. Hem dövme hem de ısıl işlem prosesleri yapı-özellik ilişkilerini kontrol etmede etkili olabilir.

Demir-nikel bazlı alaşımlar nikel bazlı süperalaşımlara göre proses sırasında mikroyapının kontrolü açısından ayrı bir avantaj sunarlar. Bu avantaj tane boyutunu kontrol etmek için doğrudan  $\eta$  ve  $\delta$  fazlarının varlığına bağlanabilir. Dövme veya ısıl işlem sırasında yeniden kristalleşmeyi teşvik etmek için, sıcaklıklar  $\gamma'$  veya  $\gamma''$  fazlarının solvus sıcaklıklarını aşmalıdır. Seçilmiş ticari alaşımlar için bu fazların solvus sıcaklıkları Tablo 2.5'de gösterilmiştir. Eğer daha sonra, yeniden kristalleşme  $\eta$  veya  $\delta$  faz solvusleri altındaki sıcaklıklar altında meydana gelirse, bu fazlar tane büyümesini kontrol etmede etkili olabilir.

Tablo 2.5. Tipik Ni-Fe bazlı süperalaşımlarda yapıyı kontrol eden fazların solvüs sıcaklıkları [1].

| Alaşım | Fazlar                           | Solvüs Sıcaklığı (°C) |
|--------|----------------------------------|-----------------------|
| A-286  | $\gamma'$                        | 855                   |
|        | $\eta$ (Ni <sub>3</sub> Ti)      | 915                   |
| 718    | $\gamma''$                       | 915                   |
|        | $\delta$ (Ni <sub>3</sub> Nb)    | 995                   |
| 706    | $\gamma''$ veya $\gamma'$        | 885                   |
|        | $\eta$ (Ni <sub>3</sub> Ti) veya | 995                   |
|        | $\delta$ (Ni <sub>3</sub> Nb)    |                       |
| 901    | $\gamma'$                        | 940                   |
|        | $\eta$ (Ni <sub>3</sub> Ti)      | 995                   |

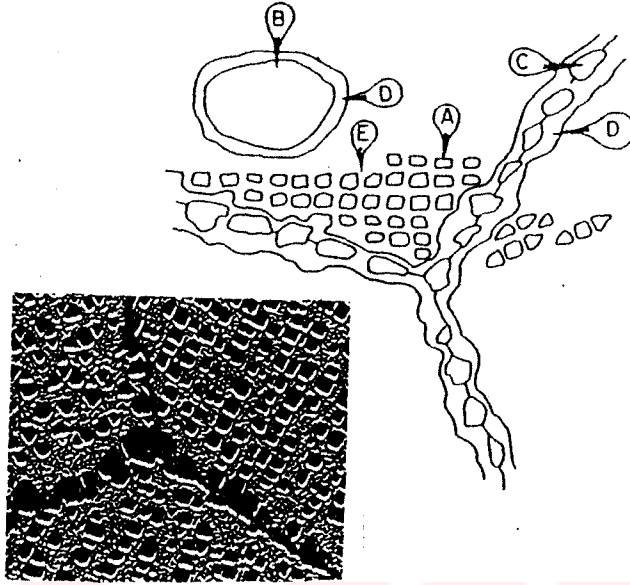
#### 2.4.2 Isıl İşlem

Süperalaşımların ısı işlemi bir sanattır. Yapı, faz kararlılığı, yapısal etkiler ve gerekli etkilerin bilinmesi, bu alaşımlara doğru ısı işlem yapabilmek için zorunludur. Bu bölümde ısı işlemin etkileri dövme ve döküm alaşımları için tartışılmıştır.

##### 2.4.2.1 Dövme Nikel Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi

Çözeltiye alma ısı işlemi yapılmış dövme alaşımlarda yapı, temel olarak, matris ve MC karbürlerinden ibarettir. Çözeltiye alma sıcaklığı çoğunlukla 1040-1230 °C sıcaklık aralığıdır. Çözeltiye alma ısı işlemi daha sonraki yaşlandırma işleminde  $\gamma'$  fazının çökmesi için matrisi hazırlamaktadır. René 41 alaşımında, 1070 °C'de yapılan çözeltiye alma ısı işlemi M<sub>6</sub>C karbürlerinin oluşumuna neden olur. Bu şekilde diğer karbür reaksiyonları azalabilir. Örneğin M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> çözeltiye alma ısı işlemi sırasında oluşmaz. Çözeltiye alma ısı işleminden sonra yapılan yaşlandırma, dayanımı arttıran fazların çökmesine fırsat verir. Sürünme kopma dayanımını arttıran  $\gamma'$ , 840-1100 °C aralığında çökler. 760 °C'de yapılan yaşlandırma ısı işlemi ile gelişimi tamamlanır. Şekil 2.14'de

dövme nikel bazlı süperalaşımların yapısı görülmektedir. Burada kaba ve ince  $\gamma'$  yanında tane sınırlarında  $M_{23}C_6$  karbürü karakteristiktir.



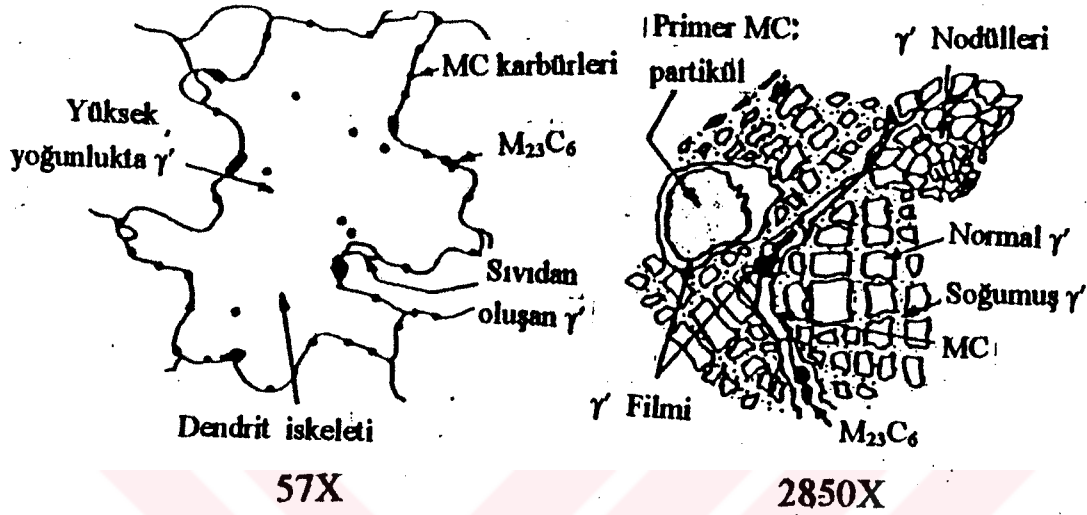
Şekil 2.14. Dövme nikel bazlı süperalaşımların karakteristik mikroyapısı. A:  $\gamma'$  uniform çöktürmesi ısı işlem ile oluşur; B: MC tipi karbürler, bunlar sıvıdan çökelirler; C:  $Cr_{23}C_6$  ısı işlem ile tane sınırlarında oluşurlar; D: Karbür partikülleri üzerinde  $\gamma'$  filmi; E: Nikel, Krom, Kobalt, Molibden ve Alüminyum'dan ibaret matris [4].

Isıl işlem ile  $\gamma'$  ve mekanik özellikler arasındaki ilişkiyi kurmak için yapılan çalışmalar daha çok özel alaşımlar kullanılmıştır. Bu nedenle kullanılan ısı işlem prosedürleri çok kademeli ve her alaşım için farklı detaylar içermektedir [39,49,54,55].

#### 2.4.2.2 Döküm Nikel Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi

İlk döküm alaşımlarının ısı işlemi çok basittir. İlk döküm süperalaşımlar hassas döküm kalıbına dökülerek soğutulmuş ve daha sonra yapının tamamen  $\gamma'$  olmasını sağlamak amacıyla yaklaşık yarım gün,  $760^\circ C$  'de yaşlandırılmıştır. Daha kompleks alaşımlar için ise yine oldukça kompleks ısı işlemler uygulanmaktadır. Örneğin gaz türbinlerinde kullanılan döküm süperalaşımlarda  $\gamma'$  çökmesini sağlamak, sünekliği iyileştirmek, yapıyı homojenleştirmek amacıyla daha ayrıntılı ısı işlemler uygulanmaktadır.  $1180-1235^\circ C$  'de yapılan çözeltiye alma ısı işleminden sonra bile, B1900, René 41 gibi alaşımlarda katılaşma sırasında oluşan  $\gamma-\gamma'$  ötektik salkımları çözünmeden kalabilmektedir [56]. Bu çözeltiye

alınmamış salkım şeklindeki partiküllerin zararlı etkileri bilinmemektedir; ancak yararlı olduklarına da inanılmamaktadır. Şekil 2.15’de nikel bazlı döküm süperalaşımların karakteristik mikroyapıları verilmiştir. Burada, dendrit sınırları bazı karbürler içermektedir. Dendritlerin iskelet tipi yapısında refrakter elementlerin konsantre olduğu görülmektedir.

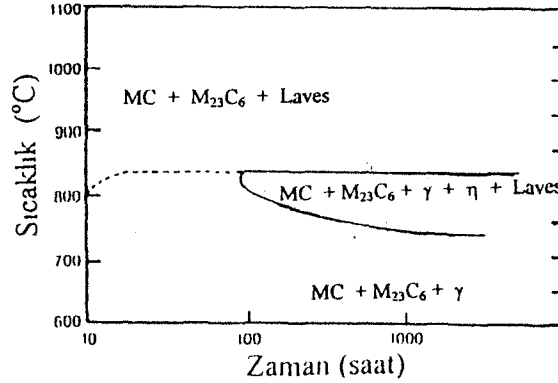


Şekil 2.15. Döküm nikel bazlı süperalaşımların karakteristik mikroyapısı [1].

#### 2.4.2.3 Kobalt Bazlı Süperalaşımların Isıl İşlemi

Günümüz kobalt bazlı süperalaşımların mikroyapısı, alaşımların kimyasal bileşimi, fazların kristalografisi ve uygulanan termo mekanik işlemlerin bir fonksiyonudur. Alaşım mikroyapısında çökelmiş fazların karakter ve morfolojileri, gerçek servis ve işletme koşullarında mekanik özellikleri ve yapısal kararlılığı belirler. Alaşım mikroyapısını ortaya koymak, servis sırasında yaşlanma ve ısı işlem çevrimi sırasında oluşan mikroyapıları belirlemek açısından önemlidir. Dövme kobalt alaşımları en basit mikroyapıya sahip alaşımlardır. Çünkü işlenebilirliğe etkilerini minimum seviyede tutmak amacıyla bu alaşımların karbür içeriği sınırlı tutulmuştur. Örneğin HS 188 alaşımı tavllanmış durumda intergranüler bir dağılım gösteren blok  $M_6C$  ve tane sınırlarında çökelmiş  $M_{23}C_6$  karbür partiküllerinden ibarettir [57,58]. GCP fazları ile sertleştirilmiş J1650 ve CM7 dövme alaşımları düzenli koherant  $(Co,Ni)_3Ti$  ve titanyumca zengin MC karbürü içerirler. CM7 alaşımı  $1204\text{ }^{\circ}C$ 'de çözeltiye alınmakta ve düzenli  $Co_3(Ti,Al)$  partiküllerinin üniform bir dispersiyonu meydana gelecek şekilde  $799\text{ }^{\circ}C$  de yaşlandırılmaktadır.  $816\text{ }^{\circ}C$  ve üzerindeki sıcaklıklarda 1000 saati aşan yaşlandırma çalışmaları  $\eta-Ni_3Ti$  fazına dönüşüme

neden olur. Ayrıca  $\beta$ -Co<sub>2</sub>Ti kaba partikülleri ve Co<sub>2</sub>W laves fazları primer karbürlerle yakın tane sınırlarında çökelirler. CM7 alaşımlarının zaman, sıcaklık ve dönüşüm diyagramı Şekil 2.16'da gösterilmiştir.



Şekil 2.16 Kobalt bazlı CM7 alaşımlarının zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı [1].

Isıl işlem ile sertleştirilmiş çok fazlı kobalt alaşımları YMK-HSP ve ikiz sınırları boyunca Co<sub>2</sub>Mo laves veya düzenli Co<sub>3</sub>Al gibi intermetalik bileşikler içerirler. Isıl işlem çevrimleri gerekli kalıcı soğuk işlem miktarını ve buna bağlı olarak çekme özelliklerini belirleyicidir. Bu yüzden dönüşüm sıcaklıkları aşılmamalıdır.

Yüksek mukavemetli döküm alaşımlarından daha az kompleks olmakla birlikte, hassas döküm kobalt alaşımlarının fiziksel metalurjisi, karbürlerin oluşumu ve ısıl işlemi etrafında yoğunlaşmaktadır. En basit alaşımlar bile kromca zengin M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve M<sub>3</sub>C<sub>2</sub> karbür çökeltilerini içerirler. X40 alaşımı ve bu alaşımdan türetilen X45, FSX414 [59] bu tür örneklerdir. Primer karbür partikülleri dökümün soğuması sırasında intergranüler olarak çöker. Bunlar genellikle kaba, yarı yuvarlak, blok morfolojide partiküllerdir. Psedoötektoid M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürü son katılaşıp sıvı dendrit kolları arasında ve tane sınırlarında oluşmaktadır. Bu yapı ötektik M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> plakalar ve  $\gamma$ -matristen ibarettir. Bu psedoötektoidte hakim faz Cr/C oranına veya soğuma hızına bağlı olarak ikisinden biri olabilir. İkincil M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbür partikülleri dökümün daha kalın kesitlerinde meydana gelebilir. Bunlar genelde ötektik adaların hemen yakınında uzun iğne şekilli çökeltiler olarak oluşurlar. Düşük Cr/C oranlı M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve M<sub>3</sub>C<sub>2</sub> karbürler nispeten daha düşük krom içeriklerinde meydana gelirler [18].

Kromca zengin karbürlerin ısıtılma işlemi öncelikle ince  $M_{23}C_6$  karbürlerinin çözünmesine ve tekrar çekirdeklenmesini hedefler. Tipik olarak 1149-1204 °C sıcaklık aralığında uygulanan çözeltiye alma ısıtılma işlemi bazı kaba tane sınırı karbürlerini çözer ve döküm yapısını bir dereceye kadar homojenleştirir. Ardından 760-982 °C sıcaklık aralığında yapılacak yaşlandırma ısıtılma işlemi ile yapıda daha üniform dağılımlı ince  $M_{23}C_6$  partikülleri tekrar çöker. En düşük yaşlandırma sıcaklıkları, çekme mukavemetinde büyük bir artış sağlarken, sünekliği azaltacak çok ince çökelti oluşturur. Kaba çökelti yüksek sıcaklıklarda sürünme-kopma mukavemeti ve süneklik için tercih edilirler. Hf, Ta, Zr, Nb ve Ti gibi reaktif MC yapıcı elementlerin bir arada bulunması çökelti karakterini ve ısıtılma işlem davranışlarını oldukça değiştirir. Ta, Zr ve Ti ilaveleri yapıda hakim olarak çin yazısı morfolojisinde MC karbürleri oluşturur. Bu çökelti boyutları ve genişliği döküm parçasının boyutu ve soğuma hızının bir fonksiyonudur. Daha ince kesitlerde yüksek soğuma hızlarında ince karbürler meydana gelir.  $M_{23}C_6$  ve MC karbürlerinin ikincil çökmesi ile de ince partiküller meydana gelebilir.

Kobalt bazlı malzemelerin en ilginç sınıfı belkide toz metalurjisi ile üretilen malzemelerdir. Genelde karbür ile sertleştirilmiş kobalt alaşımlarının toz metalurjisi uygulamaları 704 °C ye kadar olan sıcaklıklarda döküm alaşımlarına nazaran daha üstün özellikler meydana getirmektedirler. Bunun nedeni çok daha ince karbür dağılımı ve tane boyutudur. Yüksek sıcaklıklarda kopma özellikleri ince tane boyutu ve kaba ilk tane sınırı karbürlerinin varlığından ters yönde etkilenmektedir. X40 toz metalurjisi alaşımının HIP ısıtılma işlemleri çalışılmış ve 649-982°C arasındaki sıcaklıklarda önemli ölçüde daha iyi sürünme/kopma özellikleri elde edilmiştir [1,10,23,].

Yönlendirilerek katılaştırılmış Co-Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve Co-TaC fiber sertleştirilmiş malzemeler büyüme doğrultusunda geleneksel polikristalin döküm alaşımlarından oldukça mukavemetlidirler. Co-Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> için oda sıcaklığında çekme dayanımı 1379-1482 MPa elde edilmiştir. Süneklik ise %12'den daha düşüktür. Benzer şekilde sürünme kopma dayanımı geleneksel Co alaşımlarından daha yüksek, kopma ömürleri 1093 °C sıcaklıklara kadar 10-20 kat daha fazladır. Oksit dispersiyonu ile sertleştirilmiş (ODS) alaşımlar daha yassı (eğimi düşük) kopma eğrisi gösterirler ve 1093 °C'nin üzerinde diğer bütün sistemlerden üstündürler [1].

### 2.4.3 Sertleştirme Mekanizmaları

Kobalt alaşımlarında kullanılan sertleştirme mekanizmaları temel olarak refrakter elementlerin katı eriyik sertleştirilmesi ve karbür çökmesinin dikkatli bir ayarlaması ile yapılmaktadır. Bu yüksek sıcaklık sürünme dayanımı ve yorulma dayanımı açısından gereklidir. Karbürler tane sınırı kaymasını ve tane büyümesini engelleyici etki yaparlar.

Oksit dispersiyonu ile sertleştirilmiş kobalt alaşımları, kobalt sistemindeki yüksek sıcaklıklarda mukavemetteki kararlılığın bir örneğidir. Termodinamik olarak kararlı ve matris ile reaksiyona girmeyen çok ince ( $100-300 \text{ \AA}$ ) inert  $\text{ThO}_2$  ve  $\text{Y}_2\text{O}_3$  oksit partikülleri ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklara kadar önemli bir sürünme kopma dayanımı sağlar [29,60].

*Süneklik:* Döküm ve ısıtma işlem görmüş MM509 alaşımının kırılma davranışı incelendiğinde, tüm koşullarda kırılma başlangıcının büyük karbür partikülleri ve ötektik adalarda meydana geldiği belirlenmiştir. Çatlak yayılması matrisin mukavemeti ve sertliği ile kontrol edilmiştir. Bu alaşım  $815 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 24 saat yaşlandırıldığında en yüksek matris sertliğine ulaşmıştır (669 knoop). Bu yüksek sertliğin nedeni çok ince dağılmış  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ikincil karbür çökmesidir. Kırılma, transgranüler olarak ikincil çatlak dallanması ile ilerlemektedir. Ancak  $1290 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 4 saat süreyle çözeltiye alınmış alaşımlarda  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  karbürleri çözünmüş ve matris yumuşamıştır (360-370 knoop). Bu ısıtma işlem sonucunda çatlak yayılması ikincil çatlak dallanması ile intergranüler olarak meydana gelmekte ve süneklik daha yüksek olmaktadır. Döküm halindeki sonuçlar, bu iki ısıtma işlem arasındadır. Bu veriler tane sınırlarındaki karbür dağılımının döküm kobalt alaşımlarında kırılma tokluğuna etki eden bir faktör olduğunu ortaya koymaktadır.  $538-871 \text{ }^\circ\text{C}$  sıcaklık aralığındaki servis koşullarında  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  karbürleri ikincil sertleşme halinde düşük sıcaklık sünekliğine potansiyel olarak zararlıdır [1,29,61].

L-605 ve HS188 gibi dövme katı eriyik sertleştirilmesi yapılmış kobalt alaşımlarının sürünme kopma özellikleri, nikel bazlı eşdeğerlerine (Hastaloy, IN 617) göre  $55 \text{ }^\circ\text{C}$  kadar daha yüksek sıcaklıkta daha üstün, X45 ve FSX 414 gibi düşük karbonlu döküm kobalt alaşımlarıninkine yakındır. Ayrıca bu alaşımlar gaz türbin uygulamaları için mükemmel işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlik gösterirler. Özellikle HS188 alaşımı yüksek sıcaklık

bileşenleri için yüksek oksidasyon direnci sahiptirler. Kobalt alaşımlarında hakim ticari sınıf hassas döküm karbür dağılımı ile sertleştirilmiş alaşımlar olup, burada çekme ve kopma dayanımı karbon içeriğinin, dolayısı ile karbür hacminin bir fonksiyonudur.

## 2.5 Aşınma

Çeşitli şekillerde ve farklı boyutlarda her zaman malzemelerin ömürlerini azaltma yönünde etki eden aşınma, “Triboloji” adı altında dünyada ilk defa 1966’da İngiltere Hükümet Komitesi tarafından ele alınmıştır. Genel bir ifade ile aşınma, mekanik etkileşimlerin sonucunda katı bir yüzeyden malzeme kaldırılması olarak tanımlanmaktadır. Aşınmanın olabilmesi için sürtünme elemanına karşı bir eleman, ara madde, yük ve harekete ihtiyaç vardır. Sürtünme ve aşınma, hareketli parçaların yüzeyinde meydana gelmekte ve bu yüzeyler incelendiğinde mikroskobik seviyelerde pürüzsüz olmadıkları görülmektedir.

Aşınma olayı, aşınma izinin görünüşü, hasar oluşum mekanizması, aşınmanın gerçekleştiği şartlara göre üç ayrı grupta toplanır. Bunlardan aşınma izinin görünüşüne göre: çukurlanma, pullanma, çizilme, parlama, oyulma, kazıma şeklinde; fiziksel mekanizmaya göre: adhezyon, abrazyon, kimyasal v.b; aşınma ortamına göre: yağlı veya yağsız aşınma, kayma aşınması, yüksek sıcaklık yuvarlanma aşınması şeklinde sınıflandırılır. Bu mekanizmalardan biri veya birkaçı birarada bir aşınma olayında etkili olabilir. Aşınma olayı genellikle, aşınmanın meydana geldiği fiziksel mekanizmaya göre beş grupta incelenir [62,63,64,65].

### 2.5.1 Aşınma Türleri

**Abrasif Aşınma:** Bir cismin yüzeyinin daha sert başka bir cisimle kesilerek yüzeyden plastik olarak malzeme taşınması hiç malzeme kaldırmaksızın meydana gelebilir. Abrasif aşınmada malzemelerden biri diğerini ya hiç malzeme koparmaksızın ya da diğerinden malzeme taşıyarak aşındırır. Endüstride karşılan aşınma olaylarının yarısı abrasif aşınmadır. Genellikle kesme, çizme ve tekrarlı plastik deformasyonlar bu türdendir [62].

Abrasif aşınma, çeşitli aşındırıcılar ile temas halinde hareket eden aletlerde meydana gelir. Sabanlar, toprak kazıyıcıları, grayder bıçakları, bilyalı değirmenler abrasif aşınmaya

uğrarlar. Abrasif aşınmayı etkileyeyen en önemli faktör, aşındırıcı partikül ile metal yüzeyi arasındaki sertlik farklılığı ve iki yüzeyi temas ettiren basıncın büyüklüğüdür. Bunun yanında ortamda bulunan aşındırıcı üçüncü elemanlar da bu mekanizmayı etkiler. Üçüncü eleman, yabancı bağımsız bir madde olabileceği gibi, sistemden kopan ve üçüncü eleman gibi davranan partiküller de olabilir. Metal-metal sistemlerinde aşınma mekanizması genellikle, iki elemanlı abrasif veya adhezif başlayıp, üç elemanlı abrasif olarak devam eder. Çizilme ve kopma sonucu serbest hale gelen mikro talaşlar, toz, oksit parçacıkları üçüncü elemanı oluştururlar. Bunlar ana malzemeden daha sert olduklarından aşınma hızını artırırlar [64,65].

*Adhezif Aşınma:* pratikte daha az karşılaşılan bir mekanizmadır. Yağlanmamış düzgün olmayan yüzeylerin birinin diğeri üzerinde kayması sonucu yüzey pürüzleri birbiri ile etkileşirler. Bu tür etkileşimler önce iki parça arasında bir adhezif bağlanma ve takiben bir yüzeyden diğeri yüzeye malzeme taşınımı şeklinde meydana gelir [62].

Adhezif aşınma, özellikle birbiri ile kayma sürtünmesi yapan malzeme çiftinde meydana gelen kaynaklaşma sonucunda ortaya çıkar. Birbirinden farklı metalurjik, mekanik, kimyasal, ve topoğrafik özelliklere sahip iki metalin birbiri üzerinde kayması oldukça karmaşıktır. Böyle bir sistemde iki yüzeyi birbirinde tamamen ayıran bir yağlama ile, sürtünmeden dolayı oluşacak ısı azaltılır ve yüksek sıcaklıkta aktive olan kimyasal ve fiziksel reaksiyonlar önlenir. Birbiri içinde çözünmeyen iki metal kullanımı, mikro kaynak oluşumunu engeller ve adhezif aşınma olayını tamamen ortadan kaldırır, ancak bu metodun pratikte kullanımı oldukça zordur. Bunun yanında soğuk kaynak oluşumuna izin vermeyecek derecede düz yüzey kullanımı ve metal-metal temasını önlemek adhezif aşınma mekanizmasının aktive olmasını engeller [64,65].

*Yorulma Aşınması:* Bir katının yüzey tabakalarında meydana gelen periyodik gerilme değişimlerinin sonucunda oluşur. Doğrudan değil ama dislokasyonların oluşumu ile ilgili bir mekanizmadır. Maksimum kayma gerilmelerinin bulunduğu yerde, plastik deformasyon ve dislokasyon alayına bağlı olarak çok küçük boşluklar meydana gelir. Bu boşlukların zamanla yüzeye doğru ilerleyerek büyümesi, yüzeyde küçük çukurcukların oluşumuna sebep verir [65].

**Korozif Aşınma :** Bu mekanizma tribo-kimyasal bir reaksiyon olup daha çok ortamla aşınma yüzeyinin etkileşiminden oluşur. Korozif aşınmada öncelikle birbiri ile temas halindeki yüzeyler ortamla reaksiyona girerler ve yüzeyde oksidasyon ürünlerinden oluşan bir tabaka meydana gelir. Daha sonra temas noktasında çatlak oluşumu ve/veya abrasif etkilerden dolayı reaksiyon tabakaları hasara uğrar. Bu tabakalar bazan koruyucu olabilirken, bazanda yağlayıcı olarak davranabilir. Aksi durumlarda aşınma prosesi çok hızlanabilir. Korozif aşınma genellikle oksidasyon yoluyla oluşan bir aşınmadır. Ancak bazı durumlarda farklı mekanizmalardan da söz edilir. Tribooksidasyon aşınması, özellikle metalik malzeme yüzeylerinde görülür. Malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur, bu çatlaklar yüzeyden parçacıkların ayrılmasına çukur ve oyukların meydana gelmesine sebep olur [62,64].

**Erozif aşınma :** Erozif aşınma, bir sıvı veya taşıyıcı içerisindeki sert partiküllerin malzeme yüzeyinden yüksek hızlarda kayması veya yuvarlanması sırasında meydana gelir. Kayma veya yuvarlanma sırasında, zamanla yüzeyden parça koparılması ile erozif aşınma oluşur. Bu tür bir aşınma genellikle pervanelerde, boru veya tüplerin keskin dirseklerinde, nozullarda görülür. Erozif aşınma sıcaklık ve akış hızı arttıkça hızlanır [65].

#### 2.5.1 Aşınmanın Ölçülmesi

Malzeme kaybı olarak tanımlanan aşınmanın ölçümü, birbirine temas eden parçalardan birinde veya her ikisinde de meydana gelen hacim veya ağırlık kaybı hesaplanarak yapılır. Aşınmanın ölçülmesinde en çok kullanılan kullanılan parametre aşınma hızıdır ( $dw/dt$ ) ve aşağıdaki formülle ifade edilir.

$$W=dw/dt=\Delta m/s.A.\rho \quad (2.15)$$

Burada;

- $\Delta m$ : Ağırlık kaybı (gr)
- $s$  : Kayma mesafesi (mm)
- $A$  : Temas alanı ( $mm^2$ )
- $\rho$  : Aşınma malzemesinin yoğunluğu ( $gr/mm^3$ )

Aşınma deneyleri iki temel mekanizmaya göre uygulanır.

- Yağlamalı veya yağlamasız ortamda, ana veya karşı malzemenin adhezif (metal-metal) aşınma değerlerinin ölçümü,
  - Katı, sıvı, gaz halindeki maddelerin etkisi altında karşı malzemenin aşınma değerinin ölçümü. Bu yöntemler :
    - Ağırlık kaybı yöntemi,
    - Kalınlık farkı yöntemi,
    - İz değişimi yöntemi,
    - Radyoizotopi yöntemi,
- olmak üzere 4 grup altında toplanmaktadır. Bunun yanında aşınma sistemine uyarlanmış orjinal metodlar kullanılarak da aşınma ölçümü yapılabilir [65].



## BÖLÜM 3 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 3.1 Gerekçe

30Cr 22Ni 22Co 16Fe 5Mo 4W ve 0.1C süperalaşımı (CrNiCo) genel olarak çelik kütüklerin (slab) tavlandığı fırınlarda düşük ısı iletkenliği ve yüksek sıcaklık aşınma dayanımı özellikleri nedeniyle kullanılmaktadırlar. Bu alaşımdan üretilen parçalar tav fırını soğutma borularının üzerine yerleştirilmekte ve çelik kütükler bu parçaların üzerinde hareket etmektedir. Isı iletkenliğinin düşük oluşu soğutma suyunun kütüklere zarar vermesini önlemektedir. Ayrıca malzemenin aşınma dayanımının yüksekliği, eşdeğer refrakter malzemelere göre çok daha uzun servis ömrü sağlamaktadır. CrNiCo süperalaşımının ömrünün artırılması, kullanım ortamından ve bileşiminde bulunan alaşım elementlerinden kaynaklanan yüksek maliyet nedeniyle çok önemlidir. Tav fırının devre dışı kalması büyük üretim kayıplarına sebep olmakta, fırının tekrar faaliyete geçmesi ise uzun zaman almaktadır. Geleneksel bileşimi ile bu malzeme servis koşullarında 6 ay civarında bir süre kullanılabilir. Bu çalışmada, döküm CrNiCo-süperalaşımının kimyasal bileşimi silisyum ile modifiye edilerek servis ömrünün uzatılması amaçlanmıştır. Silisyum, genel olarak, oksidasyon direncini arttırması yanında, çeliklerin sertliğini de arttırmaktadır. Bu noktadan, silisyum ilavesi ile hem oksidasyon direncini ve hem de aşınma direncinin arttırılacağı düşünülmüştür. Bununla birlikte, alaşımın oksidasyon direnci ile ilgili bir çalışma yapılmamış, sadece silisyum ilavesine bağlı olarak mekanik özellik-mikroyapı ilişkisi araştırılmıştır.

### 3.2 DeneySEL Metod

Alaşım 25 kg kapasiteli açık atmosfer indüksiyon ocağında (Inductotherm marka) hazırlanmıştır. Manyezit astarla sinterlenen ocak, başlangıçta saf demir kullanılarak yıkanmıştır. Alaşım hazırlama aşamasında ocak ferro alaşımlardan (Tablo 3.1) başlayarak yüklenmiş, ergimiş metal hazırlanan sıvı metalin bileşimini bozmayacak şekilde silisyum ile deokside edilmiştir.

Sıvı metal önceden astarlanmış ve ısıtılmış ara potaya alınarak hassas döküm kalıplarına dökülmüştür. Hassas döküm kalıpları fused (ergimiş) silikadan, mikroyapı incelenmeleri ve mekanik deneylere imkan verecek şekilde 10 mm çapında ve 10 mm uzunluğunda silindirler şeklinde dizayn edilmiştir. Dökümden hemen önce seramik kalıplar 850-900 °C'ye ısıtılmış ve 1580-1600 °C'deki sıvı metal ile doldurulmuştur. Metalin sıcaklığı Ircon Modline marka infrared pirometre kullanılarak ölçülmüştür.

Tablo 3.1. Deney numunelerinin hazırlanmasında kullanılan alaşım elementlerinin bileşimi.

| Element | Ni | Co | Cr | Fe-W | Fe-Mo | Fe-Cr | Fe-Mn |
|---------|----|----|----|------|-------|-------|-------|
| Ağ.%    | 99 | 99 | 99 | 80   | 70    | 70    | 75    |

Bu çalışmada kullanılan CrNiCo süperalaşımı Tablo 3.2'de verilen bileşim üzerine beş değişik oranda silisyum ilave edilerek hazırlanmıştır. Hedef silisyum miktarı olarak ağ.% 0.5- 2 -3- 4 ve 5 seçilmiş, ancak ergitme koşullarında ağ.% 0.48- 2.16- 3.05- 4.20 ve 5.43 değerleri elde edilmiştir. Yanma payları da dikkate alınarak yaklaşık ağ.%10 fazla silisyum ilave edilmiştir. Kimyasal analizler Perkin Elmer 2380 model atomik absorpsiyon fotospektrometresinde yaş metod ile yapılmıştır.

Tablo 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımın temel bileşimi.

| Element | C    | Cr   | Ni   | Co   | Mo  | W   | Fe   | Mn   |
|---------|------|------|------|------|-----|-----|------|------|
| Ağ.%    | 0.11 | 29.3 | 21.7 | 22.1 | 5.2 | 3.5 | 17.0 | 0.61 |

Isıl işlemler için 10 mm çapında ve 10 mm uzunluğunda hazırlanan numuneler fırına yerleştirilmiş ve sürekli bir şekilde 900, 1100 ve 1250 °C'ye ısıtılmıştır. Elektrik dirençli açık atmosferli fırında, bütün numuneler 30 dak, 5 saat, 25 saat ve 200 saat süreyle tutulmuş ve fırında soğutulmuşlardır. Bu işlem 5 farklı silisyum içeren alaşım grubu için tekrarlanmıştır. Isıl işlem görmüş numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri x -ışınları difraktometresi, optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu ve sertlik cihazı kullanılarak belirlenmiştir.

Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskop çalışmalarında kullanılacak numuneler uygun olarak kesildikten sonra bakalite alınarak zımparalanmış ve parlatılmıştır. Zımparalama işlemleri 120, 320, 600, 1200 grid SiC zımpara ve parlatma işlemi sırasıyla 3 µm, 1 µm elmas pasta ile Buehler Ecomet 4 otomatik parlatma cihazında yapılmıştır. Parlatılmış numuneler %10 CrO<sub>3</sub> + H<sub>2</sub>O çözeltisi ile 30 saniye elektrolitik olarak dağlanmıştır. Silisyumun döküm parçasının tane boyutuna etkisini belirlemek amacıyla makro dağlama ile tane yapısı ortaya çıkarılmıştır. Bunun için, metalografik olarak hazırlanan numuneler 50 ml HCl + 25 ml HNO<sub>3</sub> + 25 ml H<sub>2</sub>O ile dağlandıktan sonra yapıyı daha belirginleştirmek için yüzeye gliserin sürülmüştür.

Geçirimli elektron mikroskobu (TEM) çalışmaları için numuneler 3 mm çapında disk şeklinde hazırlanarak mekanik olarak en az 100 µm altındaki bir kalınlığa getirilmiş ve twin-jet parlatma yöntemi ile inceltirilmiştir. Bu amaçla bir çok çözelti denenmiş ve mikroyapıdaki intermetalik fazların inceltilmesinde %20 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> içeren metanol çözeltisi başarılı olmuştur. Numune hazırlama koşulları -10-0 °C çözelti sıcaklığı ve 20 volt olarak belirlenmiştir. Alaşımın mikroyapıları optik ve elektron mikroskobu (SEM, TEM) teknikleri kullanılarak incelenmiştir. Optik mikroskobu için Reichert MeF2 ile Zeiss Axiotech Vario optik mikroskop ve elektron mikroskobu için (SEM, EDS, WDS) Jeol JSM 6400 ve Jeol 733 taramalı elektron mikroskobu, JEOL 100C geçirimli elektron mikroskobu kullanılmıştır. Faz analizleri (XRD) için Philips 1050-2FW X-ışınları difraktometresinden yararlanılmıştır. Optik mikroskop çalışmalarında farklı silisyum içeren numunelerde fazların hacımsal miktarı çizgisel sayım metodu ile belirlenmiştir [66].

Mekanik özelliklerin belirlenmesi için oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta testler yapılmıştır. Makro sertlik ölçümleri 100 kg yük kullanılarak universal Karl Frank cihazında; mikrosertlik ölçümleri 300 gr yük kullanılarak Leitz Wetzlar cihazında gerçekleştirilmiş ve bu şekilde ayrı ayrı matris ve fazların sertliği ölçülmüştür. Burada primer fazların boyutları ve morfolojileri her bir fazdan tek başına sertlik almaya imkan vermemiştir. Bu nedenle elde edilen sertlik değeri yapıdaki faz bölgelerinin ortalama sertlik değeridir. Çekme deneyleri oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta olmak üzere INSTRON 1105 çekme cihazında yapılmıştır. Yüksek sıcaklık

deneyleri için cihaza fırın monte edilmiş ve çekme deneyi bu fırın içinde gerçekleştirilmiştir. Oda ve yüksek sıcaklık deneylerinde 2 mm/dak'lık çene hızı kullanılmıştır. Yüksek sıcaklık deneyleri, deney cihazının kapasitesinin 1100 °C ile sınırlı olmasından ötürü 900, 1000 ve 1100 °C'de gerçekleştirilmiştir. Numuneler çenelere yerleştirildikten sonra yüksüz olarak deney sıcaklığına fırının kendi ısınma hızı ile yavaş olarak çıkılmış ve bu sıcaklıkta yarım saat beklenmiştir. Daha sonra çekme deneyi gerçekleştirilmiştir. Çekme deneylerinde (oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta) kullanılan deney numuneleri ASTM E8 [67]'e göre döküm çubuklarından hazırlanmıştır.

Aşınma deneyleri, döküm halindeki ve ısıtılmış numunelerde, oda sıcaklığında CSEM tribometre cihazında küre-disk (ball-on disk) metodu ile 5 N yük, 1 mm aşınma izi çapı, 200 rpm devir hızı koşullarında WC-Co aşındırıcı küre kullanılarak yağsız ortamda gerçekleştirilmiştir. Aşınma deney cihazının şematik görünüşü ve çalışma prensibi Şekil 3.1'de verilmiştir. Aşınma izi çap ölçümleri optik mikroskopta 100X büyütmede yapılmış ve ASTM 99-90 [68] göre değerlendirilmiştir. Hesaplamalar için aşağıdaki formülasyon kullanılmıştır [69]:

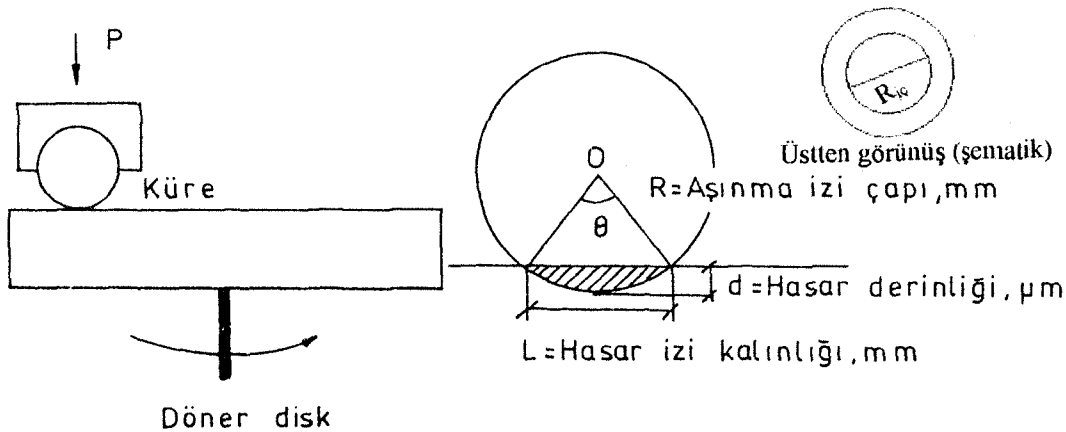
$$\theta = 2 \arcsin (L/6) \quad (3.1)$$

$$S = 1/2 R^2 (\theta - \sin \theta) \quad (3.2)$$

$$V_{\text{hasar hacmi}} = 2\pi (R_{\text{ic}} + 1/2L)S \quad (3.3)$$

$$\text{Aşınma Hızı} = V_{\text{hasar hacmi}} / \text{Toplam iz boyu} = 2\pi(R_{\text{ic}} + 1/2L)S / 2\pi r \text{devir sayısı} \quad (3.4)$$

$$\text{Hasar Derinliği} = d (\mu\text{m}) = 1/2 [2r - \sqrt{(4r^2 - L^2)}] \quad (3.5)$$



Şekil 3.1. Aşınma deney cihazının (tribometre) şematik görünüşü [69].

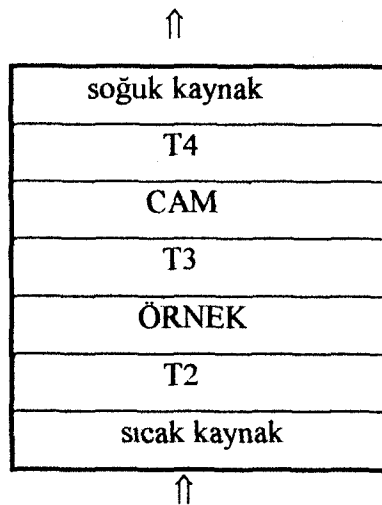
CrNiCo süperalaşımının ısı iletkenlik katsayısı ölçümleri Şekil 3.2'deki düzende 20±1 °C'de gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla 1 cm kalınlığında ve 11 cm çapında diskler hazırlanmıştır. Bu sistemin temel prensibi ısı iletkenlik katsayısı bilinen homojen bir maddeden yararlanarak, ısı iletim katsayısı bilinmeyen katı homojen maddenin ısı iletkenlik katsayısını bulmaktır. Deneylerde ısı iletim katsayısı bilinen madde olarak cam kullanılmıştır. Soğuk ve sıcak kaynaklardan geçen ısı termoelementler yardımıyla ölçülmüş ve Fourier [70] kanununa göre hesaplamalar yapılmıştır;

$$Q = -k A \frac{\delta Q}{\delta n} \quad (3.6)$$

Değerlendirmelerde her bileşim için beş deneyin sonucunun ortalaması alınmıştır. Hesaplamada kullanılan formülün açılımı aşağıdaki gibidir.

$$\frac{k_{cam}}{L_{cam}} A_{cam} (T_3 - T_2) = \frac{k_{örnek}}{L_{örnek}} A_{örnek} (T_2 - T_1) \quad (3.7)$$

Burada :  $k_{cam}$  = camın ısı iletim katsayısı (kcal/mh °C);  $L_{cam}$  = camın uzunluğu (m)  
 $A$  = Alan ( m<sup>2</sup> );  $T_3, T_2$  = Termokupl'dan ölçülen sıcaklıklar (°C)'dir.



Şekil 3.2. Isı iletkenlik katsayısı ölçüm düzeneği (şematik).

### 3.3 Deney Sonuçları

#### 3.3.1 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Mikroyapısı

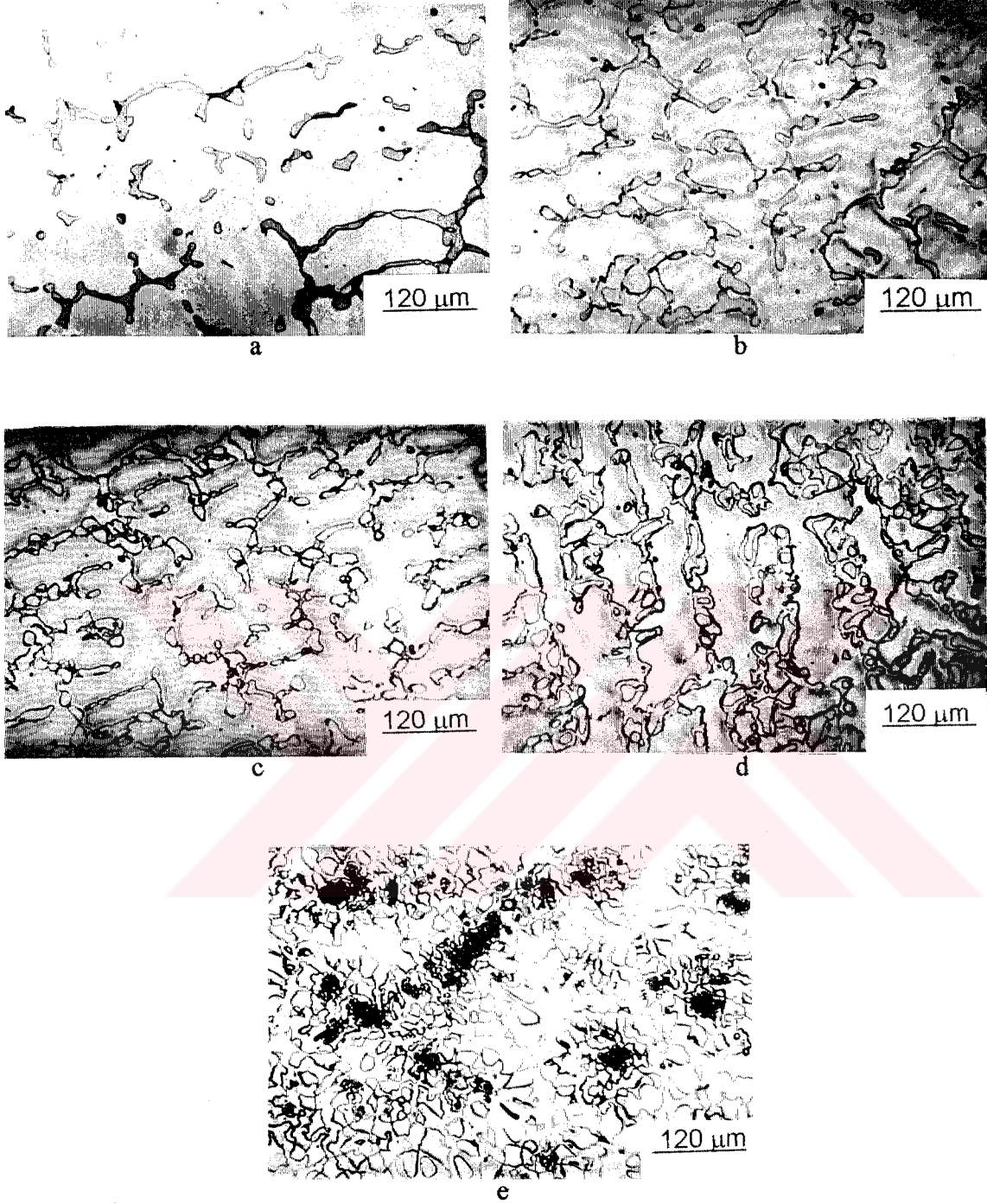
##### 3.3.1.1 Döküm Halindeki Alaşım

Ağ. % 0.48- 2.16- 3.05- 4.20 ve 5.43 silisyum içeren alaşımların dökülmüş haldeki mikroyapıları Şekil 3.3’de görülmektedir. Mikrograflardan da görüldüğü gibi silisyumun miktarı arttıkça primer çökelti fazlarının miktarı artmakta ve matris alanı daralmaktadır. Bunun yanında, tane boyutundaki değişme de belirgindir (Şekil 3.4). Silisyum CrNiCo süperalaşımının tane boyutunu küçültmektedir.

CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı optik mikroskop ile incelendiğinde temel olarak şu oluşumlara rastlanmıştır: Düşük silisyum içeriklerinde mikroyapı, matriste çökelmiş blok faz, bu fazın etrafında hücrel morfolojide çökelmiş lamelli yapı ve fazın içinde zaman zaman üçüncü bir blok fazdan oluşmaktadır. Bu fazlar şunlardır:

*Matris*, KYM ostenitik CrNiCo elementlerince zengin bir katı eriyiktir. Yapıda hakim olarak bulunan blok faz *sigma* ( $\sigma$ ) bir TCP fazıdır. Sigma fazının içinde çökelmiş ada fazı *chi* ( $\chi$ ); hem  $\sigma/\chi$  hem de  $\sigma$ /matris arayüzeyinde oluşan hücrel  $M_{23}C_6$  *karbürü* özellikle düşük silisyum içeren bileşimlerde çok belirgindir. Bu fazlar hakkında bu bölümde ayrıntılı bilgiler verilecektir.

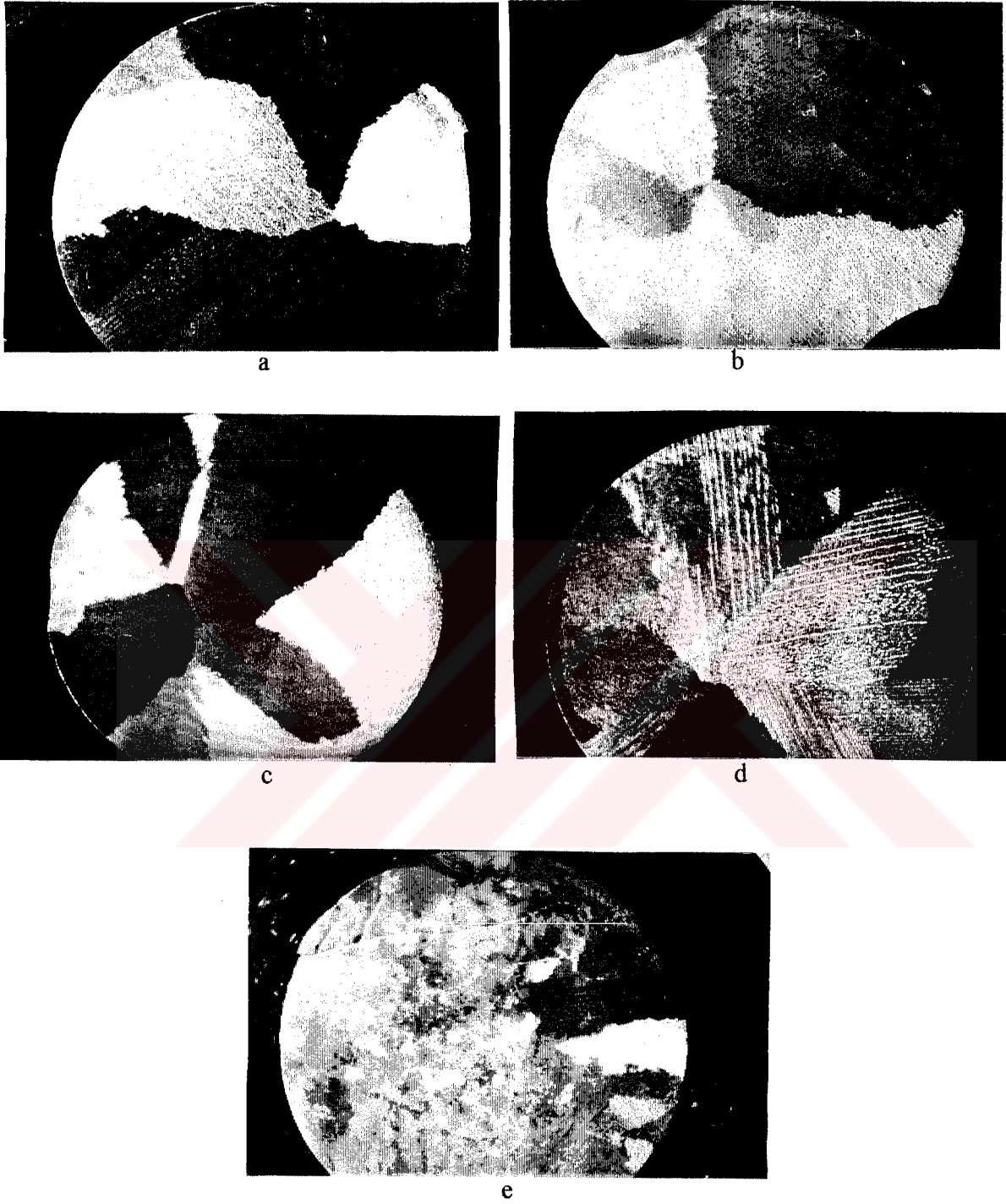
Süperalaşımların mikroyapıları alaşım tipine bağlı olarak değişiklikler göstermektedir. Özellikle metallere arası bileşikler (intermetalik fazlar) malzeme özelliklerini ve performansını belirleyen en önemli bileşenlerdir. Döküm CrNiCo süperalaşımında oluşan fazlar da, karmaşık kimyasal bileşim nedeniyle bir miktar farklı olmakla birlikte, genel olarak süperalaşım mikroyapıları ile paralellik göstermektedirler. Silisyum, literatürde de belirtildiği gibi intermetalik fazların oluşumunu teşvik etmektedir [71,72].



Şekil 3.3. Döküm CrNiCo süperalaşımının mikroyapısına silisyumun etkisi.

Ağ.% Si olarak, a) 0.48 b) 2.16 c) 3.05 d) 4.20 e) 5.43

Silisyum miktarı arttıkça matriste çökelen fazların miktarı artmaktadır. Ayrıca yüksek silisyum değerlerinde mevcut fazların morfolojileri ve birbirlerine göre oranları da değişmektedir ( $10\text{CrO}_3$ , elektrolitik)



Şekil 3.4. CrNiCo süperalaşımının tane boyutuna silisyumun etkisi. Ağ.% Si olarak a) 0.48 b) 2.16 c) 3.05 d) 4.20 e) 5.43. Tane boyutu artan silisyum ile azalmaktadır. (Dağlama çözeltisi: 50 mlHCl+25ml HNO<sub>3</sub>+25mlH<sub>2</sub>O. Büyütme 8X, Stereo mikroskop).

Şekil 3.5’de ağ.%0.48 silisyum içeren alaşımın SEM mikrografi verilmiştir. Bu mikrografta matriste çökelmiş blok fazın etrafında açık renkli faz ve blok faz tarafından çevrelenen üçüncü faz CrNiCo süperalaşımının temel mikroyapısını oluşturmaktadır. Bu fazlardan blok şeklinde olan ana faz sigma, lamelli açık renkli faz  $M_{23}C_6$  ve ana faz tarafından çevrelenen ise chi fazıdır. Düşük silisyum içeriklerinde en dikkate değer oluşum lamelli hücresel yapıdır. Bu faz yapıda hakim sigma fazının etrafında çok yoğun olup, chi fazının etrafında yer yer oluşmaktadır.



Şekil 3.5. Ağ.% 0.48 silisyum içeren alaşımın SEM mikrografi. Sigma etrafında  $M_{23}C_6$  karbürü.

Şekil.3.6’da görülen mikroyapı ise ağ.% 4.20 Si içeren alaşıma aittir. Aynı oluşumlar bu alaşımda da görülmekle birlikte silisyumun, intermetalik fazların miktarını ve morfolojilerini değiştirdiği dikkat çekmektedir. Sigma etrafındaki hücresel  $M_{23}C_6$  lamelleri kısalmış ve sigmanın etrafında film tabakası şeklinde bulunmaktadır; aynı zamanda sigma da incelmıştır. Bu bileşimde chi fazının yüzey alanı genişlemiş ve sigma/chi arayüzeyinde de  $M_{23}C_6$  oluşmuştur. Silisyumun en önemli etkilerinden biri de budur. Sigma/chi arayüzeyindeki hücresel yapı, düşük silisyumlu bileşimlerde gözlenmezken, yüksek silisyumlu bileşimlerde yer yer ortaya çıkmaktadır. Diğer bir dikkat çekici nokta, düşük silisyumlu bileşimlerde sigma içinde hapsolmuş chi fazının, yüksek silisyumlu bileşimlerde ostenitik matrisle ara yüzey oluşturmastır. Yüksek silisyumlu bileşimlerde chi fazı, sigmanın incelmesi ile matrisle birleşmektedir. Ağ.%5.43 Si içeren alaşımda rozet görünümlü bir yapı hakimdir. Rozet görünümlü bu yapıda sigma iyice incelmış, chi fazının miktarı artmış ve bunların etrafındaki hücresel yapı bozulmuştur. Böyle bir mikroyapı oldukça kırılgandır.



Şekil 3.6. Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımin SEM mikrografı. Matriste çökelmiş blok sigma fazı içinde yerleşmiş chi ve sigma/chi arayüzeyinde  $M_{23}C_6$  karbürü.

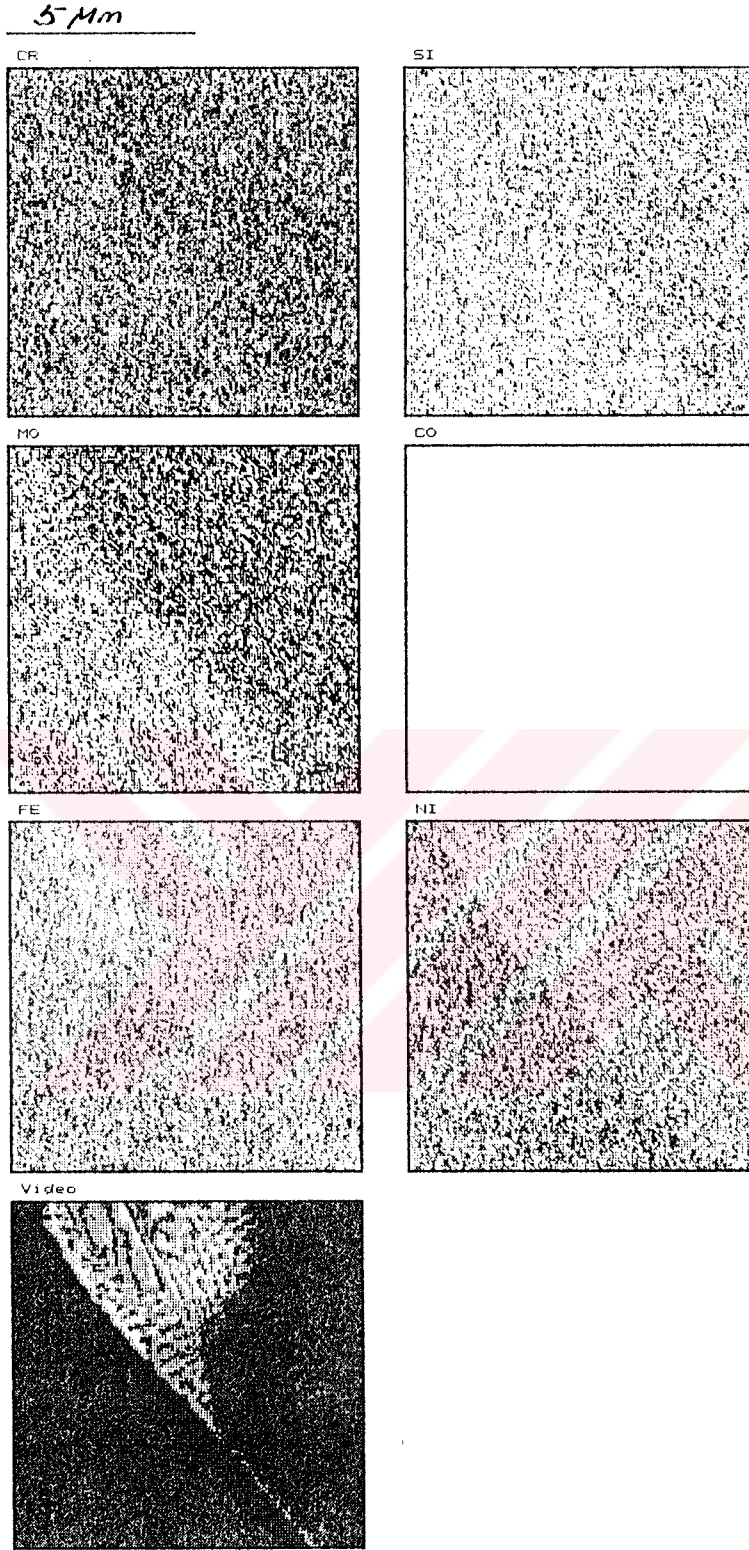
Bu fazların katılaşma sırasında oluşum mekanizmalarını ortaya çıkarmak amacıyla kimyasal bileşimleri ve silisyumun mikroyapıdaki dağılımı belirlenmiştir. X-ışınları element dağılımı (x-ray mapping) ile ağ.% 0.48 ve %5.43 silisyum içeren numunelerde seçilen bir bölgede fazlar üzerinde Cr, Si, Mo, Co, Fe, Ni elementlerin dağılımı haritaları çıkarılmıştır (Şekil 3.7). Ağ.% 0.48 ve 5.43 silisyum içeren alaşımların x-ışınları element dağılım haritaları şöyledir:

Ağ.%0.43 Si

**Cr:** hem matris hem de sigma fazında; **Mo:** sigma fazı ve  $M_{23}C_6$ 'da; **Co:** matriste; **Fe:** matriste; **Ni:** matriste; **Si:** sigma fazında;

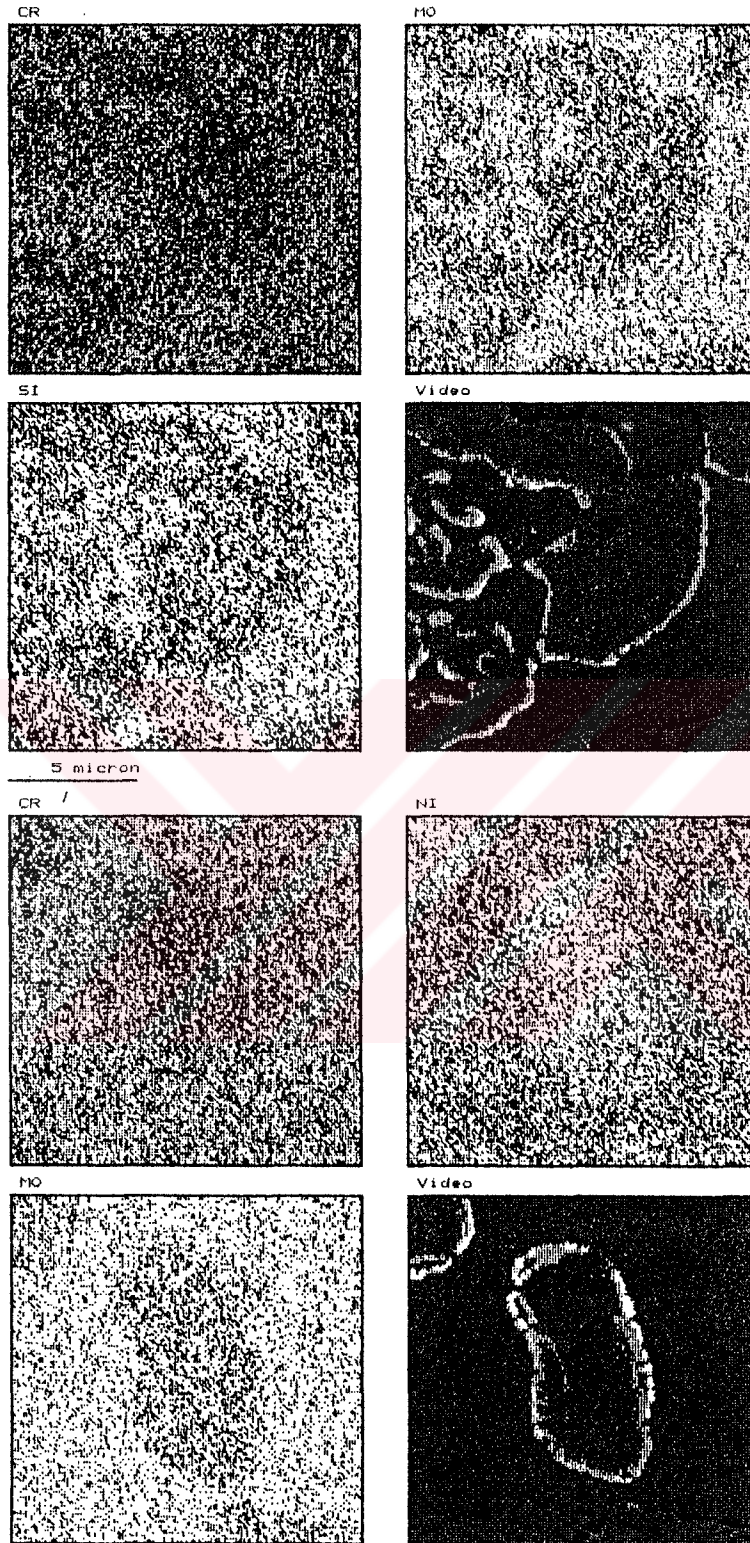
Ağ.% 5.43 Si

**Cr:** matris ve yoğun olarak chi fazında; **Mo:** inter metalik fazların her ikisinde, özellikle daha çok sigma fazında; **Ni:** matriste; **Si:** sigma fazında, daha az yoğun olarak da chi fazında.



a

Şekil 3.7. X- ışınları element dağılımı haritaları : a) 0.48 Si : Co, Fe ve Ni elementleri ağırlıklı olarak matriste bulunurken, Cr, Mo ve Si matriste çökelen fazlarda yoğunlaşmıştır, b) 5.43 Si: Cr özellikle chi fazında; Mo, özellikle sigmada ve silisyum sigma ve chi fazlarında ağırlıklı olarak bulunmaktadır (%10 CrO<sub>3</sub>, elektrolitik).



b

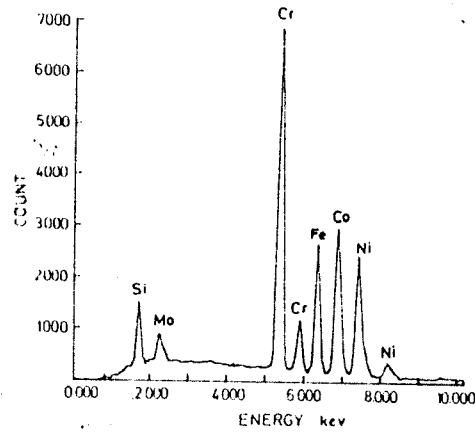
Şekil 3.7. Devam

*Matris:* CrNiCo süperalaşımının matrisini belirlemek için yapılan x-ışınları faz analizlerinde beş ayrı silisyum bileşiminde de ostenitin d-değerleri elde edilmiştir. X-ışınları difraksiyonu faz analizlerinde elde edilen d-değerleri standart x-ışınları kartları ile karşılaştırılmış ve d-değerlerinin bileşime bağlı olarak çok az farklar gösterdiği gözlenmiştir (Tablo 3.3). Çoğu süperalaşımda olduğu gibi, CrNiCo süperalaşımının matrisi ostenitik bir katı eriyiktir. Alaşımın döküm halinde ve yönlenmiş bir dendritik yapıda olması da elde edilen değerleri etkilemiştir.

Tablo 3.3. Silisyum miktarına bağlı olarak ostenitik matrisin x-ışınları faz analizi sonuçları (elde edilen ve standart d-değerleri). Kristal yapı : YMK Ostenit.  
a: 3.5852 Å.

| Ostenite ait x-ışınları faz analizi sonuçları (standart kart numaraları ve elde edilen d-değerleri) |         | 0.48 Si | 2.16 Si | 3.05 Si | 4.20 Si | 5.43 Si |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| 33-397                                                                                              | 35-1489 |         |         |         |         |         |
| 2.075 (100)                                                                                         | 2.081   | 2.0805  | 2.11    | 2.08    | 2.0769  | 2.08    |
| 1.7961(200)                                                                                         | 1.8059  | 1.8044  | 1.80    | 1.807   | 1.8011  | 1.794   |
| 1.2697(220)                                                                                         | 1.2750  | 1.2735  | 1.27    | 1.273   | 1.2708  | 1.27    |
| 1.0828(311)                                                                                         | 1.0880  |         |         | 1.07    |         | 1.084   |
| 1.0368(222)                                                                                         | 1.0421  |         |         | 1.04    |         | 1.037   |
| 0.8970(400)                                                                                         |         |         |         | 0.90    |         |         |

SEM- enerji dağılımlı x-ışınları spektrometresi (EDS) analizleri, ostenitik matrisin Cr, Ni, Fe ve Co elementlerince zengin, bir katı eriyik olduğunu göstermektedir. Şekil 3.8’de ağırlık %4.20 Si içeren alaşımda matristen alınan EDS haritaları görülmektedir. Ayrıca, Tablo 3.4’de ağırlık % 0.48 ve 4.20 silisyum içeren alaşımın dalga boyu dağılımlı x-ışınları spektrometresi (WDS) analiz sonuçları verilmiştir. WDS analizleri matrisin yaklaşık olarak bileşimini vermektedir.

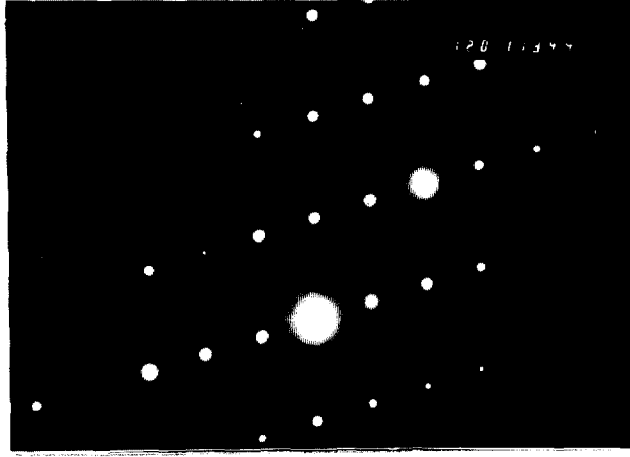


Şekil 3.8. Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımda matrisin enerji dağılımlı x-ışınları (EDS) paterni.

Tablo 3.4. Ağ.% 0.48 ve 4.20 silisyum içeren alaşımda matrisin WDS analiz sonuçları.

| Elementler<br>(Ağ.%) | 0.48 Si | 4.20 Si |
|----------------------|---------|---------|
| W                    | 2.02    | 1.83    |
| Fe                   | 16.18   | 16.10   |
| Ni                   | 21.37   | 21.81   |
| Co                   | 21.75   | 21.81   |
| Cr                   | 32.10   | 32.21   |
| Mo                   | 3.34    | 3.15    |
| Si                   | 3.05    | 3.0     |

Bu tabloda verilen analiz sonuçlarından, matrisin Cr, Co, Ni ve Fe elementlerince zengin olduğu ve matris bileşiminin silisyum miktarındaki değişimlerden etkilenmediği görülmektedir. CrNiCo süperalaşımının mikroyapısında oluşan fazların belirlenmesinde kullanılan diğer bir karakterizasyon tekniği olan TEM çalışmaları ile de, matrisin ostenit olduğu kesinlik kazanmıştır. Şekil 3.9'da ağ.% 4.20 silisyum içeren bileşimdeki alaşımdan hazırlanan TEM numunelerinde matristen alınan difraksiyon paterni verilmiştir. Bu patern tipik bir YMK difraksiyon paterni olup, d-değerleri ASTM 33-397 ve 35-1489 numaralı x-ışınları kartları ile uyumludur.



Şekil 3.9. Ağ. % 4.20 Si içeren alaşımin matris difraksiyon paterni.

Kristal sistem: YMK ostenit ( $\gamma$ ),  $a$ :3.58-3.62 Å, Nokta grubu:  $m\bar{3}m$ ,  
Uzay grubu:  $Fm\bar{3}m$  Zon eksen:  $[113]$

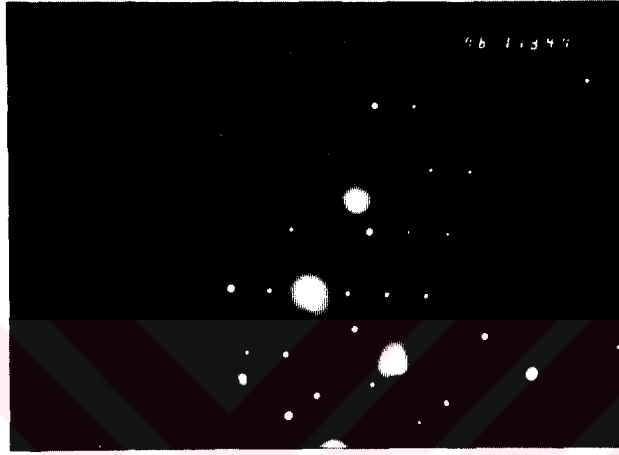
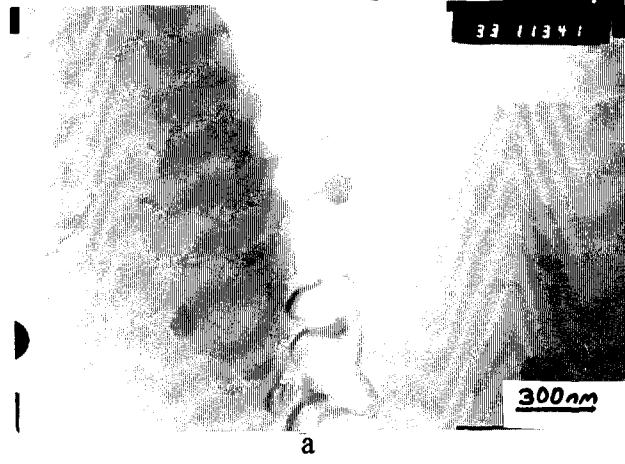
**$M_{23}C_6$  Karbürü:** CrNiCo süperalaşımında ortaya çıkan fazlardan önemli biri olan lamelli yapının karakterizasyonu SEM, TEM ve x-ışınları faz analizleri yardımıyla yapılmıştır. Lamelli fazın  $M_{23}C_6$  karbürü olabileceği kuvvetli bir olasılıktır. Zira böyle hücrel morfolojiler bazı ostenitik süperalaşımlarda tipiktir [73]. Bu çalışmada da x-ışınları faz analizlerinde  $M_{23}C_6$  karbürünün d- değerlerine rastlanmıştır. Tablo 3.5’de  $M_{23}C_6$  fazına ait x-ışınları ASTM standart kartlarındaki d-değerleri ile analiz sonucunda elde edilen d- değerleri verilmiştir. Bu faza ait en şiddetli pikler lamellerin daha uzun ve daha geniş olmaları sebebiyle düşük silisyumlu bileşimlerde elde edilmiştir. Ağ.% 5.43 silisyum içeren alaşımda lameller çok kısa ve miktar olarak azaldığı için yeterli veri alınamamıştır.

Tipik ötektoid lamel morfolojisinde meydana gelen bu hücrel fazın tam olarak karakterizasyonu, TEM difraksiyon paternlerinin çözümü ile yapılmıştır. Şekil 3.10’da verilen TEM mikrografi ve difraksiyon paterni bir süresiz çökelme ile oluşmuş bu ötektoid lamellerin  $M_{23}C_6$  karbürü ve buna ait matrisin sigma olduğunu ortaya koymaktadır. Buradaki difraksiyon paterni ağ.%0.48 silisyumlu bileşimdeki alaşımdan ve sigma/matris arayüzeyinden alınmıştır. Patern hem  $M_{23}C_6$  karbürü hem de sigma fazına ait spotları içermektedir. Küçük birbirine paralel spotlardan oluşan patern standart YMK paterni olup,  $M_{23}C_6$  karbürünü tanımlamaktadır.

Tablo 3.5. Farklı silisyum bileşimlerinde  $M_{23}C_6$  karbürüne ait x-ışınları faz analizi sonuçları (elde edilen ve standart d-değerleri). Kristal yapı: YMK;  $a$ : 10.56-10.65 °Å .

| X-ışınları faz analizi sonuçları (standart ve elde edilen d-değerleri) [74]. | 0.48 Si | 2.16 Si | 3.05 Si | 4.20 Si | 5.43 Si |
|------------------------------------------------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| 3.066 (222)                                                                  |         | 3.077   | 3.0557  |         |         |
| 2.655 (400)                                                                  |         | 2.666   | 2.66    |         |         |
| 1.795 (531)                                                                  |         |         |         | 1.80    | 1.80    |
| 1.878 (440)                                                                  | 1.87    |         | 2.047   | 1.87    |         |
| 1.679 (620)                                                                  |         |         | 1.6937  |         |         |
| 1.620(533)                                                                   | 1.6261  |         |         |         |         |
| 1.601 (622)                                                                  | 1.60    |         |         |         |         |
| 1.478 (551)                                                                  | 1.478   | 1.479   |         | 1.478   | 1.47    |
| 1.419 (640)                                                                  | 1.409   |         |         |         |         |
| 1.227 (662)                                                                  |         | 1.2308  |         |         |         |
| 1.113 (931)                                                                  |         |         |         | 1.08    | 1.12    |
| 1.042(10 20)                                                                 |         |         |         | 1.04    | 1.04    |

$M_{23}C_6$  karbürü düşük sıcaklık ısıt işlemleri ve servis sıcaklıklarında genellikle MC karbürlerinin ayrışması ile oluşurken, CrNiCo süperalaşımında, dökümden katılaşma sırasında meydana gelmektedir. Çoğunlukla tane sınırlarında meydana gelir.  $M_{23}C_6$  karbürü ile sigma fazı arasında oldukça yüksek bir uyum vardır [14]. Bu karbür özellikle nikel bazlı süperalaşımlarda önemli bir yere sahiptir. Bazı nikel bazlı süperalaşımlarda  $M_{23}C_6$  karbürünün CrNiCo süperalaşımında gözleendiği gibi hücrel çökelme ile oluştuğu not edilmektedir. Bunun yanında hücrel çökelme ile oluşan  $M_{23}C_6$ 'nın çentik etkisi yaparak kopma hasarını başlattığı belirtilmekte ve kaçınılması gerektiği öne sürülmektedir [42]. CrNiCo süperalaşımında oluşan  $M_{23}C_6$ , silisyum miktarından etkilenmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde uzun lamelli formda oluşan bu faz, yüksek silisyumlu bileşimlerde kısalmakta ve hücrel formu kaybolmaktadır.



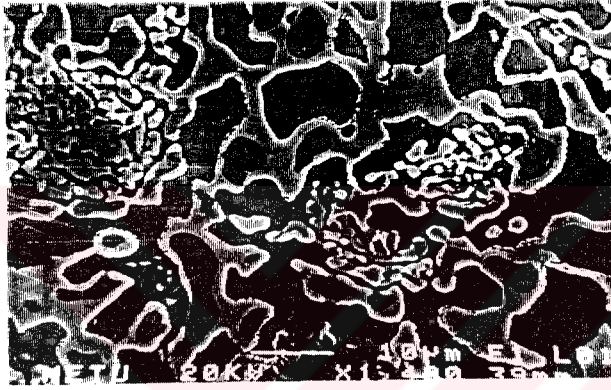
b

Şekil 3.10.  $M_{23}C_6$  karbürüne ait a) aydınlık alan görüntüsü ve b) difraksiyon paterni.  
 Kristal sistem: YMK, a: 10.56-10.65 Å, Nokta grubu:  $m\bar{3}m$ ;  
 Uzay grubu:  $Fm\bar{3}m$ , Zon eksen: [013]

Katılaşma koşullarında bir katı/katı dönüşümü reaksiyonu ile meydana gelen hücrel çökeltmenin sigma fazının sınırlarında çekirdeklendiği ve matris/sigma arayüzeyinde büyüdüğü, silisyum miktarının artması ile sigma ve chi fazı arayüzeyinde de oluştuğu görülmektedir. Lamelli  $M_{23}C_6$  fazının morfolojisi, artan silisyum miktarı ile değişmektedir. Şekil 3.11a'da görülen mikroyapıda ağırlık %0.48 silisyum içeren alaşımda hücrel  $M_{23}C_6$  karbürü oldukça uzun lameller şeklindedir. Daha yüksek silisyum içeriklerinde bu lameller kısalmakta, yuvarlaklaşmakta ve miktar olarak da azalmaktadır. Bu durum muhtemelen tane sınırı difüzyonu ile ilgili olup, tartışma bölümünde ele alınacaktır. Ağırlık %5.43 bileşimindeki alaşımın yapısı incelendiğinde, rozet görünümlü bir mikroyapı ile karşılaşılmaktadır (Şekil 3.11b). Malzemenin çok kırılma hızına neden olan bu yapının oluşum mekanizması ve silisyumun etkisi hakkında bu çalışmada yeterli veri elde edilememiştir.



a



b

Şekil 3.11. a) Ağ.% 0.48 Si içeren alaşımda matris/ $\sigma$  arayüzeyinde oluşmuş  $M_{23}C_6$  karbürü. b) Ağ.% 5.43 Si bileşiminde rozet görünümlü mikroyapı (%10  $CrO_3$ , elektrolitik).

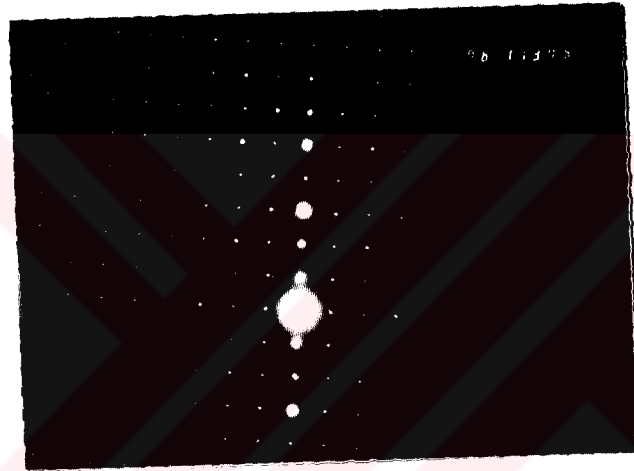
**Sigma:** Tablo 3.6'da beş ayrı silisyum için x-ışınları difraksiyonu faz analizleri ile elde edilmiş d-değerleri ve sigma fazına ait ASTM x-ışınları standart kartları ve literatürdeki d-değerleri verilmiştir. Tablodan görüldüğü gibi, bütün silisyum bileşimlerinde, sigma fazına ait d-değerleri mevcuttur. Aynı şekilde hem ağ. % 0.48 Si hem de 4.20 Si bileşimleri için çözümlenen difraksiyon paternleri bu bulguyu desteklemektedir. Farklı alaşım sistemleri için farklı morfoloji ve farklı kristal yapıda bir çok sigma fazı rapor edilmektedir. CrNiCo süperalaşımında meydana gelen sigmanın hangisi olduğunu belirlemek amacıyla yapılan TEM çalışmaları bu fazın varlığı ve kristal yapısının kesin olarak belirlenmesine yardımcı olmuştur. Şekil 3.12'de sigma fazından alınan difraksiyon paterni ve buna ait zon eksenleri verilmiştir. Sigmanın kristal sistemi tetragonaldır.

Tablo 3.6. Farklı silisyum bileşimlerinde döküm CrNiCo süperalaşımında sigma fazına ait x-ışınları faz analizi sonuçları (elde edilen ve standart d-değerleri).  
Kristal sistemi: Primitif Tetragonal, a: 8.799 °Å, c: 4.546 °Å.

| Sigma fazının x-ışınları<br>faz analizi sonuçları<br>(standart ve elde edilen<br>d-değerleri) [75] | 0.48 Si  | 2.16 Si | 3.05 Si | 4.20 Si | 5.43 Si |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------|----------|---------|---------|---------|---------|
| 4.39(200)                                                                                          | 4.373.61 | 4.16    |         |         |         |
| 4.03(101)                                                                                          |          |         | 4.07    | 4.077   |         |
| 3.67(111)                                                                                          | 3.61     |         |         |         | 3.65    |
| 3.11(220)                                                                                          | 3.14     | 3.05    | 3.09    | 3.11    |         |
| 2.97(211)                                                                                          | 2.91     |         |         |         |         |
| 2.783(310)                                                                                         | 2.71     |         |         |         |         |
| 2.562(221)                                                                                         | 2.55     |         |         |         | 2.559   |
| 2.465(301)                                                                                         | 2.459    |         | 2.49    |         |         |
| 2.374(311)                                                                                         |          |         |         | 2.36    | 2.37    |
| 2.28(002)                                                                                          | 2.295    |         |         | 2.29    |         |
| 2.200(400)                                                                                         | 2.19     |         |         | 2.1985  | 2.20    |
| 2.15(321)                                                                                          | 2.144    | 2.14    |         | 2.148   |         |
| 2.135(410)                                                                                         |          | 2.13    | 2.134   | 2.135   |         |
| 2.018(202)                                                                                         | 2.017    |         |         |         |         |
| 1.98 (041)                                                                                         |          |         |         | 1.988   |         |
| 1.968 (420)                                                                                        |          | 1.97    |         |         |         |
| 1.932(411)                                                                                         |          |         | 1.932   | 1.932   |         |
| 1.887(331)                                                                                         | 1.889    |         |         |         | 1.88    |
| 1.833(222)                                                                                         |          |         | 1.84    |         |         |
| 1.760(312)                                                                                         | 1.76     |         |         | 1.759   | 1.76    |
| 1.487(422)                                                                                         | 1.48     |         |         |         |         |



a



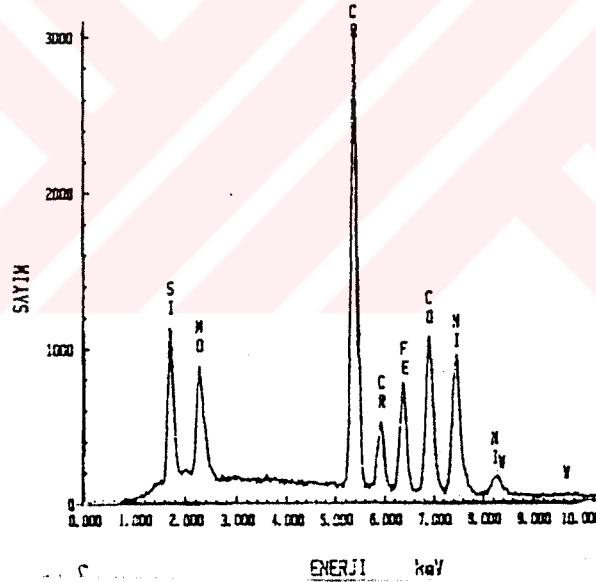
b

Şekil 3.12. Ağ.% 0.48 Si içeren alaşımda sigma fazına ait TEM aydınlık alan görüntüsü ve bu partiküle ait difraksiyon paterni. Kristal sistem : Primitif Tetragonal,  $a=8.799 \text{ Å}$ ,  $c=4.546 \text{ Å}$ , Nokta grubu:  $4/mmm$ ; Uzay grubu:  $P4_2/mmm$ , Zon eksen:  $[001]$

X-ışınları faz analizleri ve TEM çalışmaları ile belirlenen sigma fazının kimyasal bileşimini belirlemek için EDS ve WDS analizleri yapılmıştır. Tablo 3.7’de verilen bu analizlere göre, sigma fazı Cr, W, Mo ve Si elementlerince zengindir. Silisyum miktarının artması bu fazdaki elementlerin dağılımını çok fazla değiştirmemiştir. Sigma fazına ait x-ışınları enerji dağılımı paterni Şekil 3.13’da verilmiştir. Ağ.% 4.20 Si içeren alaşım için verilen bu paternde, silisyumun yanında molibden, krom ve tungstenin belirgin olarak yüksek olduğu görülmektedir. Bu elementler sigma fazını oluşturan elementlerdir ve silisyum sigma fazının bileşiminde yer almaktadır.

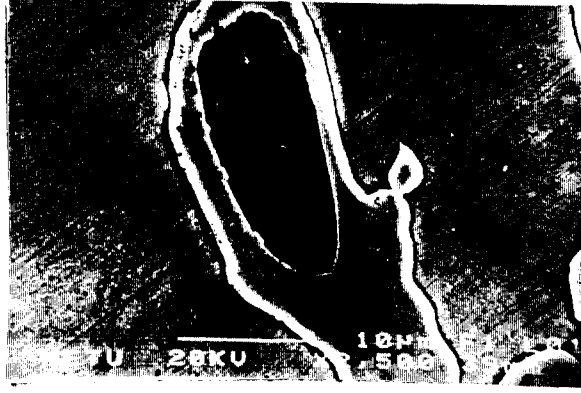
Tablo 3.7. Ağ. % 0.48 ve 4.20 silisyum içeren alaşımların sigma fazına ait WDS element analizi.

| Sigma fazı WDS analizi.Elementler (ağ. %) | 0.48 Si | 4.20 Si |
|-------------------------------------------|---------|---------|
| W                                         | 6.65    | 4.23    |
| Fe                                        | 12.73   | 11.0    |
| Ni                                        | 13.18   | 13.37   |
| Co                                        | 15.66   | 17.0    |
| Cr                                        | 39.16   | 32.50   |
| Mo                                        | 11.97   | 11.0    |
| Si                                        | 0.64    | 5.90    |



Şekil 3.13. Ağ. % 4.20 Si içeren alaşımda sigma fazına ait EDS paterni.

*Chi* ( $\chi$ ): Daha çok paslanmaz çeliklerde var olduğu belirtilen  $\chi$  (chi) fazı CrNiCo-süperalaşımında da oluşmaktadır. Bu alaşımda chi fazı, düşük silisyum içeriklerinde sigma fazı tarafından tamamen çevrenmektedir ve miktarı çok azdır. Bir karbür olarak da tanımlanan chi [76] fazının mikroyapıdaki durumu, ağ.%4.20 silisyumlu alaşım için Şekil 3.14'de verilmiştir. Chi, geniş yüzeyli ve kütsel bir tarzda sigmaya benzer şekilde oluşmaktadır.



Şekil 3.14. Ağ.% 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımında sigma fazı içinde yerleşmiş chi ( $\chi$ ).

Chi fazı sigma gibi bir topolojik sıkı paket bir faz olup, kristal yapısı hacim mekezli kübiktir. Tablo 3.8’de beş ayrı silisyum bileşimi için chi fazına ait d-değerleri ile ASTM standart kartlarındaki ve literatürdeki d-değerleri karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Bunun yanında CrNiCo süperalaşımının mikroyapı bileşenlerinin belirlenmesinde önemli bir metod olarak uygulanan TEM çalışmaları ile chi fazının varlığı kesin olarak ortaya konulmuştur. Şekil 3.15’de ağ.%4.20 Si içeren alaşımın aydınlık alan görüntüsü ve bu bölgeden alınan difraksiyon paterni görülmektedir. TEM çalışmaları düşük ve yüksek silisyumlu iki ayrı alaşım üzerinde gerçekleştirilmiş ve her iki bileşimde de chi fazına ait difraksiyon paternleri elde edilmiştir.

CrNiCo süperalaşımında, silisyum miktarındaki değişim bütün mikroyapı bileşenlerini etkilemektedir. Chi fazı üzerindeki etkisi sigma fazına benzemektedir. Bu faz düşük silisyumlu bileşimlerde çok azken, silisyum arttıkça miktarı artmaktadır [70]. Düşük silisyumlu bileşimlerde  $M_{23}C_6$  karbürü chi fazının etrafında oluşmamıştır. Ancak yüksek silisyumlu bileşimlerde chi fazının yüzey alanının genişlemesine karşılık, sigmanın alanının küçüldüğü ve sigma/chi arayüzeyinde  $M_{23}C_6$  oluştuğu görülmektedir. Chi fazı ağ.% 5.43 silisyumlu bileşimde matrisle iyice birleşmektedir; etrafında lamelleri bozulmuş karbür fazı halen mevcuttur (Şekil 3.16).

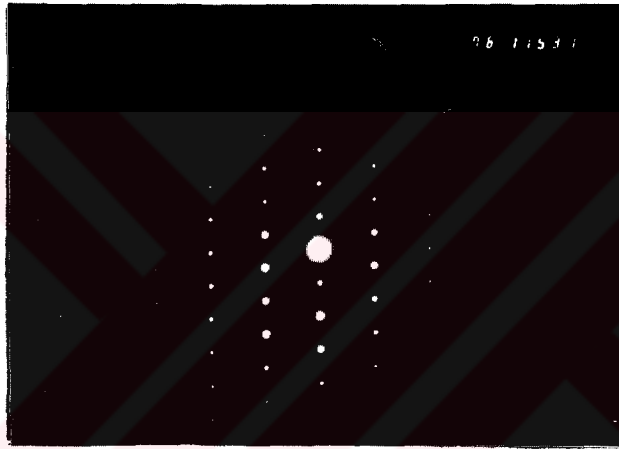
Tablo 3.8. Chi fazına ait x-ışınları faz analizi sonuçları (hesaplanmış ve standart d-değerleri ). Kristal yapı: HMK, a: 8.862-8.878 Å.

| standart ve elde edilen d-değerler [24] | 0.48 Si | 2.16 Si | 3.05 Si | 4.20 Si | 5.43 Si |
|-----------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| 3.74(211)                               |         | 3.98    | 3.71    |         |         |
| 3.17(220)                               |         |         |         |         | 3.17    |
| 2.58(222)                               |         |         | 2.58    |         |         |
| 2.38(321)                               |         | 2.38    |         | 2.38    |         |
| 2.23(400)                               | 2.24    |         |         | 2.23    |         |
| 2.10(330)                               | 2.10    |         |         |         |         |
| 1.99(420)                               |         |         | 1.996   |         | 1.99    |
| 1.90(332)                               |         | 1.901   | 1.8937  |         |         |
| 1.82(422)                               |         |         |         | 1.82    |         |
| 1.63(521)                               | 1.63    | 1.63    |         |         |         |
| 1.44(532)                               |         |         | 1.44    | 1.4374  | 1.43    |
| 1.34(622)                               | 1.35    |         |         |         | 1.34    |
| 1.28(444)                               |         | 1.274   |         |         | 1.28    |
| 1.24(551)                               |         |         |         | 1.246   | 1.24    |
| 1.19(642)                               |         | 1.1824  | 1.1812  |         |         |
| 1.17(730)                               | 1.17    |         |         |         |         |
| 1.06(653)                               | 1.06    |         |         |         |         |

Mikroyapı bileşenleri belirlenen alaşımda, fazların kimyasal bileşimleri EDS ve WDS ile ortaya çıkarılmıştır. Enerji dağılımlı x-ışınları spektrometresi analizlerinden elde edilen patern (Şekil 3.17), chi fazının özellikle Cr, Si, Mo, Fe elementlerince zengin olduğunu göstermektedir. Dalga boyu dağılımlı x-ışınları spektrometresi kimyasal analiz sonuçları Tablo 3.10'da verilmiştir. Bu tabloda, özellikle Fe, Cr, Mo ve Si elementlerinin chi fazında yoğunlaştığı görülmektedir. Silisyum elementlerin dağılımını etkilemektedir: ağırlık % 0.48 Si bileşiminde ağırlık %1.84 olan W, ağırlık % 4.20 Si bileşiminde ağırlık % 4.8'e çıkmaktadır. Benzer şekilde, bu iki alaşımda, Mo, sırasıyla ağırlık %4.8 değerinden yaklaşık iki kat artarak ağırlık %8.3'e çıkmaktadır. Görülmektedir ki, silisyum chi fazını oluşturan elementlerin difüzyonunu bu faza yöneltmektedir.

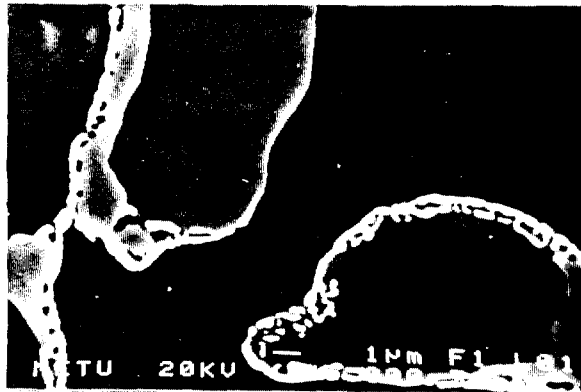


a

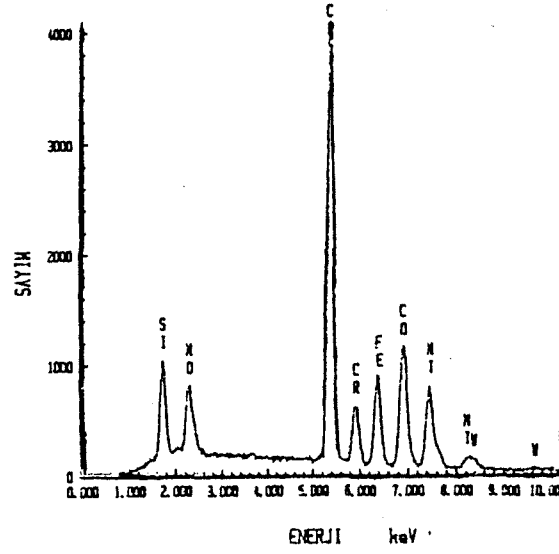


b

Şekil 3.15. Ağ. 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımında  $\chi$  fazının  
 a) aydınlık alan görüntüsü ve b) buna ait difraksiyon paterni.  
 Kristal yapı: HMK,  $a=8.862-8.878$  Å, Nokta grubu:  $\bar{1}43m$ ;  
 Uzay grubu:  $1\bar{1}43m$  Zon eksen  $[\bar{1}13]$



Şekil 3.16. Ağ.% 5.43 Si içeren alaşımda  $\chi$  matris ile birleşmiş, sigma incelmış ve  $\chi$  fazının etrafında kısalmış ve yuvarlaklaşmış lamelli  $M_{23}C_6$  karbürü.



Şekil 3.17. Ağ.% 4.20 Si içeren alaşımda chi fazına ait EDS paterni.

Tablo 3.9. Ağ.% 0.48 ve 4.20 Si içeren alaşımın chi fazına ait WDS analizi.

| Elementler<br>(ağ.%) | 0.48 Si | 4.20 Si |
|----------------------|---------|---------|
| W                    | 1.84    | 4.8     |
| Fe                   | 16.70   | 12.3    |
| Ni                   | 23.18   | 13.67   |
| Co                   | 10.21   | 17.2    |
| Cr                   | 33.58   | 30.4    |
| Mo                   | 4.8     | 8.3     |
| Si                   | 0.51    | 3.4     |

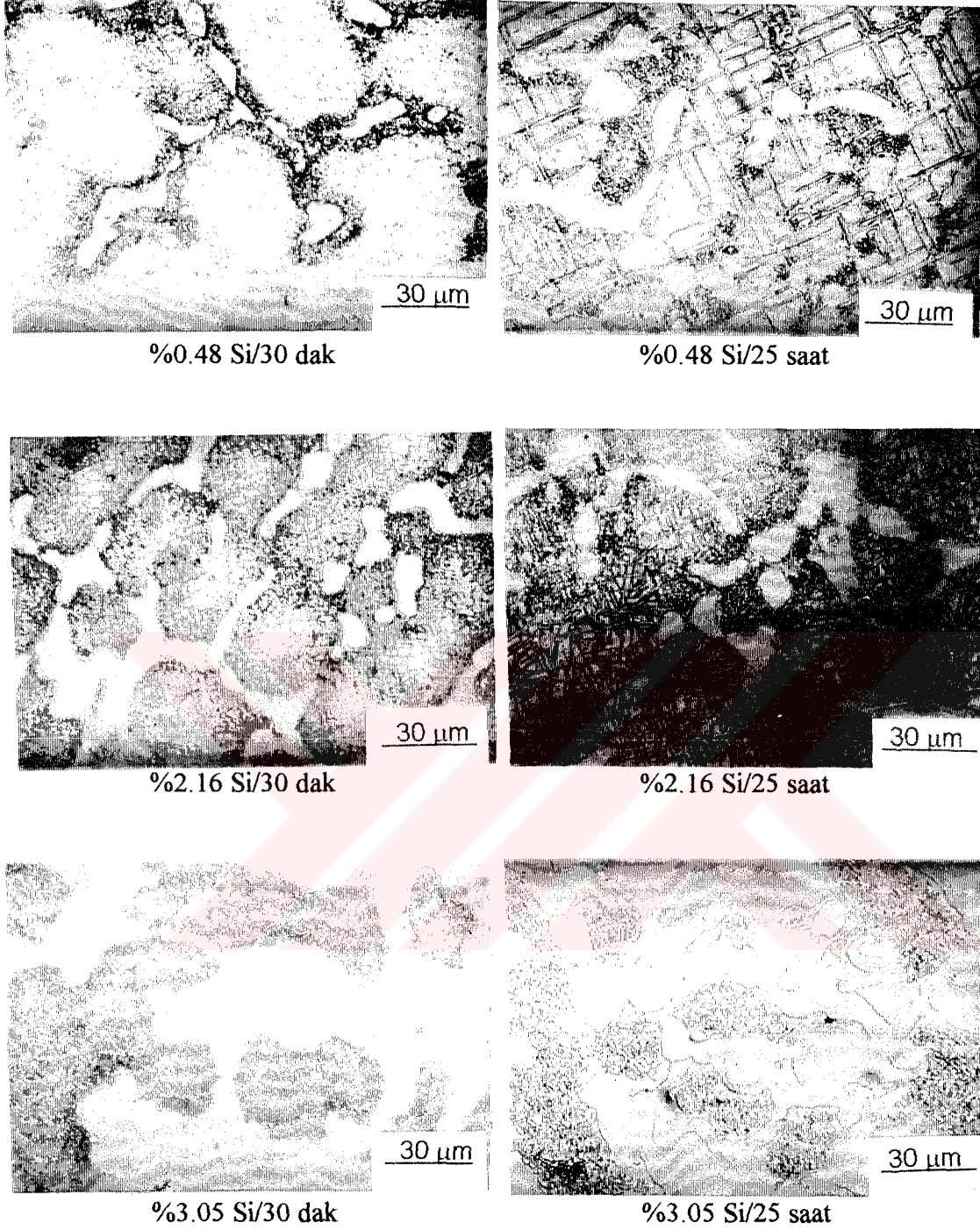
### 3.3.1.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Isıl İşlemi ve Mikroyapısı

CrNiCo süperalaşımı, genel olarak döküm halinde kullanılmaktadır. Ancak bu malzeme, servis koşullarında yüksek sıcaklığa maruz kalmakta ve kullanıldığı ortamda uzun süreli bir ısıtma işlemi görmektedir. Bu bölümde malzemenin kullanıldığı servis koşulları dikkate alınarak uygulanan ısıtma işlemleri sonucu oluşan mikroyapılar incelenecektir.

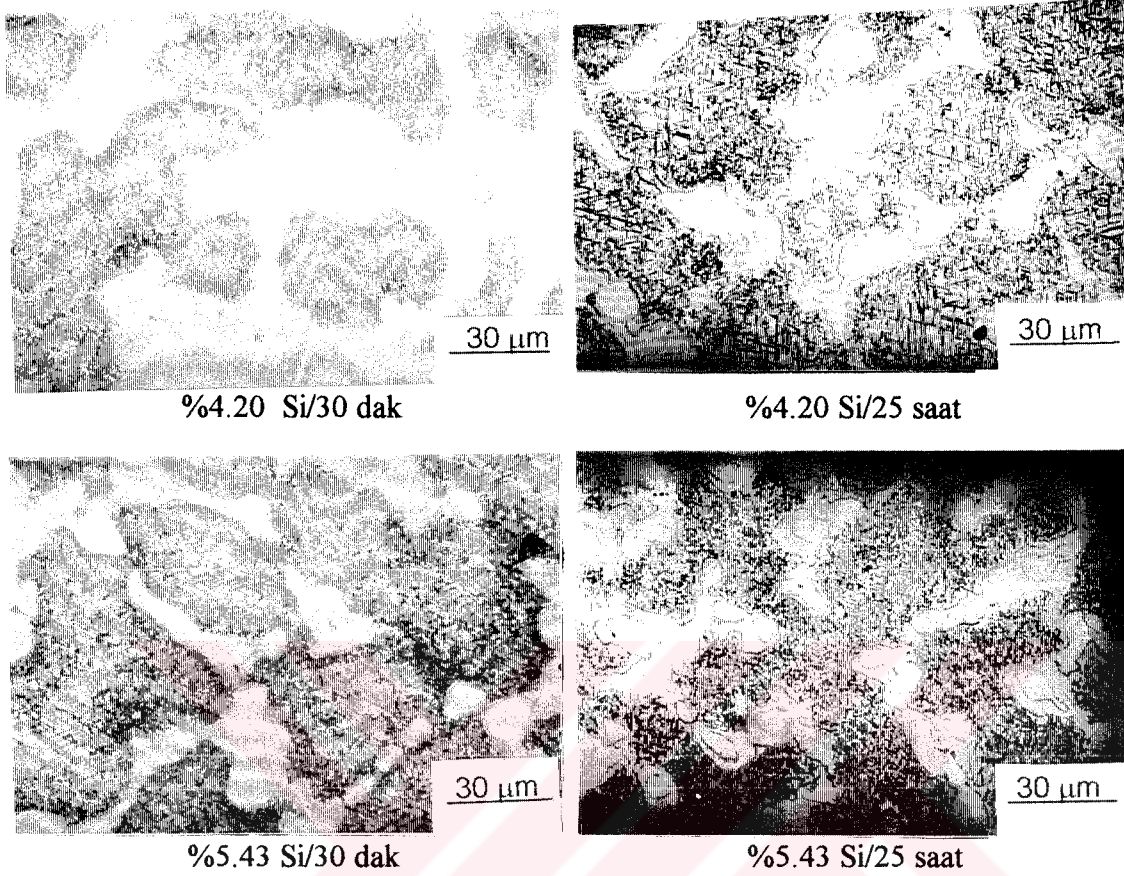
**900 °C:** Şekil 3.18’de 900 °C’de 30 dak. ve 25 saat ısıtma işlemi görmüş alaşımların mikroyapıları verilmiştir. Bu mikrograflardan görüleceği gibi, 900 °C’de katılaşma sırasında primer olarak oluşan sigma ve chi fazında önemli bir değişiklik meydana gelmemekte, ancak bu sıcaklıkta sigma etrafında başlayan ve uzun tutma sürelerinde bütün matrisi dolduran çökeltiler oluşmaktadır. 30 dak ısıtma işlemi gören alaşımda ağırlık % 0.48 Si bileşiminde bu partiküller çok ince ve eş eksenli iken, 25 saat işlem gören alaşımda çubuklu fazlar ortaya çıkmaktadır. Silisyum miktarı arttıkça çökeltiler hızlanmakta, sigma etrafında ince çökeltiler, matris alanı içinde ise çubuklu fazlar dikkat çekmektedir. Yüksek silisyum ve uzun işlem zamanlarında bu çökeltilerin hem miktarının arttığı hem de kabalaştıkları görülmüştür.

900 °C’de yapılan ısıtma işlemlerinde önemli bir gözlem de şu olmuştur: Döküm yapısında düşük silisyum bileşimlerinde zaten az miktarda bulunan chi fazı, 900 °C’deki ısıtma işlemleri sonucu iyice azalmıştır; ancak silisyum miktarı arttıkça bir miktar çözünme meydana gelmiş olsa da bu faz halen yapıda mevcuttur.

900 °C’de ısıtma işlemi gören alaşımların mikroyapı bileşenlerini belirlemek için yapılan x-ışınları faz analizi sonuçları Tablo 3.10’da verilmiştir. X-ışınları analizleri bu mikroyapıları tam olarak açıklamaya yeterli olmamakla birlikte, elde edilen değerlerine göre olası fazlar belirlenerek mikroyapıdaki çökeltilerle ilişkilendirilmiştir.



Şekil 3.18. Döküm CrNiCo süperalaşımının silisyum içeriğine göre 900 °C’de 30dak. ve 25 saatlik ısıt işlemler sonucunda oluşan mikroyapıları. Düşük silisyum içeriklerinde sigma fazı etrafında başlayan çökeltme artan zamanla hem morfoloji hem de miktar olarak değişmektedir. Yüksek silisyum içeriklerinde ise çökeltme kısa sürelerde gerçekleşmekte ve matriste önemli miktarda çökelti partikülü oluşmaktadır (%10 CrO<sub>3</sub>, elektrolitik).

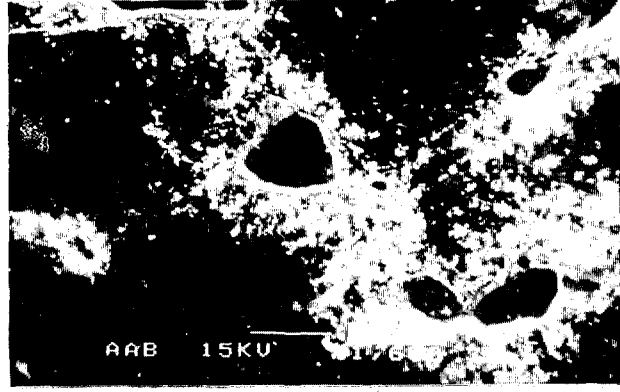


Şekil 3.18 Devam.

Şekil 3.19’da x-ışınları faz analizi yapılan ağ.% 0.48 Si bileşiminde ve 30 dak işlem görmüş numunenin SEM mikrografi verilmiştir. Tablo 3.10’daki x-ışınları faz analizi sonuçları, bu numunenin mikroyapı bileşenlerinin katılaşma sırasında oluşan sigma ve chi fazları yanında yoğun olarak  $\text{Cr}_{6.5}\text{Ni}_{2.5}\text{Si}$  (ASTM standart kart no: 16-37) çökeltisinden oluştuğunu göstermektedir. Bu faz tetragonal kristal yapıda olup, ince partiküller şeklinde primer sigmanın etrafında çökelmektedirler. Bu ısıtma işlem koşullarında yapıda başka bir mikroyapı bileşenine rastlanmamıştır.

Tablo 3.10. 900 °C’de 30 dak. tutulan ağı. % 0.48 Si içeren alaşımının x-ışınları faz analizi sonuçları (d-değerleri ve olası fazlar).

| Hesaplanan d-değerleri | Sigma [75]<br>Tetragonal | Cr <sub>6,5</sub> Ni <sub>2,5</sub> Si<br>Tetragonal,<br>kart no: 16-37 | Chi, HMK<br>[76] | Ostenit, YMK<br>Kart no:35-1489 |
|------------------------|--------------------------|-------------------------------------------------------------------------|------------------|---------------------------------|
| 3.129                  | 3.11(220)                |                                                                         |                  |                                 |
| 3.055                  |                          |                                                                         |                  |                                 |
| 2.864                  |                          |                                                                         |                  |                                 |
| 2.837                  |                          |                                                                         | 2.83(310)        |                                 |
| 2.794                  | 2.783(310)               |                                                                         |                  |                                 |
| 2.634                  |                          |                                                                         |                  |                                 |
| 2.506                  |                          |                                                                         |                  |                                 |
| 2.396                  |                          | 2.382(311)                                                              |                  |                                 |
| 2.279                  | 2.273(002)               |                                                                         |                  |                                 |
| 2.184                  |                          |                                                                         |                  |                                 |
| 2.139                  | 2.135(410)               | 2.137(321,112)                                                          |                  |                                 |
| 2.078                  | 2.074(330)               | 2.076(330)                                                              |                  | 2.08(111)                       |
| 1.983                  |                          | 1.981(212,420)                                                          |                  |                                 |
| 1.943                  |                          | 1.935(411)                                                              |                  |                                 |
| 1.901                  |                          |                                                                         | 1.90(332)        |                                 |
| 1.886                  | 1.883(222)               | 1.887(331)                                                              |                  |                                 |
| 1.789                  |                          |                                                                         | 1.784(430)       | 1.80(200)                       |
| 1.717                  |                          |                                                                         | 1.716(511)       |                                 |
| 1.265                  | 1.26(510)                | 1.259(631,532)                                                          | 1.261(550)       | 1.26(220)                       |
| 1.226                  |                          |                                                                         | 1.2258641)       |                                 |
| 1.211                  |                          | 1.208(701)                                                              | 1.213(633)       |                                 |
| 1.086                  |                          |                                                                         | 1.081(644)       |                                 |
| 1.076                  |                          |                                                                         |                  | 1.076(311)                      |
| 1.054                  |                          |                                                                         | 1.051(822)       | 1.03(222)                       |



Şekil 3.19. Ağ.% 0.48 Si içeren alaşımin 900 °C’de 30 dak ısıtılma sonrası mikroyapısı. Sigma fazı etrafında çökelmiş çok ince çökelti partikülleri (bu çökelti partikülü Cr ve Ni elementlerince zengindir). (Tablo 3.10 ve 3.11’e bakınız).

900 °C’de 25 saat ısıtılma görmüş alaşımin x-ışınları faz analizi sonuçları ve olası fazlar Tablo 3.11’de verilmiştir. Bu alaşıma ait mikroyapı ise Şekil.3.20’de görülmektedir. Numune %10 CrO<sub>3</sub> ile elektrolitik olarak dağlandıktan sonra 10gr KMnO<sub>4</sub> + 40ml Su ve 4gr NaOH + 46ml su çözeltisi renklendirilmiştir. Bu mikrograf incelendiğinde, primer sigma miktarında biraz azalmanın yanında matris alanında birbirini kesen çubuksu fazlar dikkat çekmektedir. Bu fazların primer sigma etrafında yoğunlaşmaları ile birlikte matris alanı içinde büyüdükleri görülmektedir. Ağ.% 0.48 Si içeren ve 900 °C’de 25 saat ısıtılma görmüş bu alaşımin Tablo 3.11’de verilen x-ışınları analizlerinde primer chi ve Cr<sub>6.5</sub> Ni<sub>2.5</sub> Si fazlarının yanısıra Cr<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> ve laves fazlarına ait d- değerleri de elde edilmiştir. Bu koşullardaki mikroyapı bileşenlerinden çubuksu levhasal fazlar muhtemel Co, Mo ve Si içeren Laves fazı, sigma etrafındaki küçük yuvarlak oluşumlar Cr<sub>6.5</sub>Ni<sub>2.5</sub>Si çökeltileridir. Burada dikkate değer bir nokta, uzun zaman ısıtılma gören alaşımlarda katılaşma sırasında oluşan primer sigma fazının R fazına [47] dönüşmesidir. R fazı da bir topolojik sıkı paket faz olup, sigma fazına benzer morfolojidedir ve Cr, Mo ve Co elementlerince zengindir.



Şekil 3.20. Ağ.% 0.48 Si içeren CrNiCo süperalaşımının 900 °C’de 25 saat tutma sonucu oluşan mikroyapısı . Bu mikroyapı blok R fazı ile muhtemel silisid ve laves fazlarını içermektedir (%10 CrO<sub>3</sub> ile dağlanmış ve 10 gr KMnO<sub>4</sub> + 40 ml Su ve 4 gr NaOH+ 46 ml su çözeltisi ile renklendirilmiştir).

Isıl işlem sürenin alaşımın mikroyapısı üzerine etkisini görmek üzere yapılan 200 saatlik deneylerde, ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımın mikroyapısı Şekil 3.21’de verilmiştir. Bu mikroyapı, genel olarak, 25 saatlik ısıtma işlem sonrasında oluşan mikroyapılara benzemektedir. Tablo 3.12’de verilen x- ışınları analizlerinde de görüleceği gibi primer sigma, R fazına dönüşmüş, bu fazın etrafında da yine Cr<sub>6.5</sub>Ni<sub>2.5</sub>Si fazı çökelmiştir. Yapıda ayrıca levhasal fazlar tüm matris alanını doldurmaktadır. X- ışınları faz analizleri sonucunda, delta (δ) ve alfa (α) fazlarına ait d- değerlerine rastlanmaktadır. Bu fazlar da birer silisid olup, d- değerleri birbirine yakındır. Isıl işlem görmüş numunelerin karmaşık mikroyapıları, fazların x-ışınları ile tam bir karakterizasyonuna imkan vermemektedir.

Ağ.% 0.48 silisyum içeren numunenin Şekil 3.21’de verilen mikroyapısında zaten az olan chi fazının çözünmeye başladığı görülmektedir. Özellikle 200 saat ısıtma işlem görmüş numunelerde bu daha belirgindir. Chi fazına ait d-değerlerinin 200 saatlik numunelerin x-ışınları paterninde bulunmaması bunu doğrulamaktadır. Görüldüğü gibi chi yüksek sıcaklıklarda kararlılığını koruyamamakta, kısa süreli ısıtma işlemlerinde yapıda mevcut olsa dahi, zaman ilerledikçe çözünerek kaybolmaktadır.

Tablo 3.11. 900 °C’de 25 saat tutulan, ağırlık % 0.48 Si içeren alaşımın x-ışınları faz analizi sonuçları ( d- değerleri ve olası fazlar).

| hesaplanan d-<br>değerleri | Sigma,<br>Tetragonal<br>Cr <sub>6.5</sub> Ni <sub>2.5</sub> Si<br>kart no:16-37 | R,Hegzagonal,<br>CrCoMo [47]<br>kartno:26-425 | Chi,KYM[24]<br>Co <sub>25</sub> Cr <sub>25</sub> W <sub>8</sub> C <sub>2</sub><br>kart no:23-196 | Sigma,Cr <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub><br>Tetragonal<br>kartno:26-430 | Laves,<br>Hegzagonal<br>kart no: 30-449 |
|----------------------------|---------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------|
| 3.51                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 3.52(101)                               |
| 2.79                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 2.79(102)                               |
| 2.71                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 2.66                       |                                                                                 | 2.659                                         |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 2.60                       |                                                                                 | 2.599(131)                                    |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 2.39                       | 2.38(311)                                                                       |                                               | 2.389(321)                                                                                       |                                                                      |                                         |
| 2.29                       | 2.29(002)                                                                       | 2.299(134)                                    |                                                                                                  | 2.29(002)                                                            |                                         |
| 2.15                       |                                                                                 | 2.15(321,208)                                 | 2.16                                                                                             | 2.15(410)                                                            |                                         |
| 2.07                       | 2.07(330)                                                                       |                                               |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 1.98                       | 1.98(420)                                                                       |                                               |                                                                                                  | 1.98(420)                                                            |                                         |
| 1.94                       |                                                                                 |                                               | 1.94 (421)                                                                                       | 1.94(411)                                                            |                                         |
| 1.89                       | 1.887(331)                                                                      | 1.89(10 10,235)                               | 1.89(100)                                                                                        | 1.89(331)                                                            |                                         |
| 1.79                       |                                                                                 | 1.79(02 10)                                   |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 1.54                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 1.54(210)                               |
| 1.62                       | 1.617(511)                                                                      |                                               | 1.62(521)                                                                                        |                                                                      |                                         |
| 1.33                       |                                                                                 | 1.33(0 14                                     | 1.329(542)                                                                                       |                                                                      |                                         |
| 1.32                       | 1.32(621,522)                                                                   |                                               |                                                                                                  |                                                                      |                                         |
| 1.27                       |                                                                                 | 1.27(535)                                     |                                                                                                  |                                                                      | 1.28(106)                               |
| 1.17                       | 1.17(641,542)                                                                   |                                               | 1.17(730)                                                                                        | 1.17(721)                                                            |                                         |
| 1.08                       |                                                                                 |                                               | 1.08(820)                                                                                        |                                                                      |                                         |
| 1.04                       |                                                                                 |                                               | 1.04(661)                                                                                        |                                                                      |                                         |
| 1.02                       |                                                                                 |                                               | 1.02(662)                                                                                        |                                                                      | 1.02(400)                               |
| 1.01                       |                                                                                 |                                               | 1.01(654)                                                                                        |                                                                      | 1.01(401)                               |
| 0.98                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 0.98(216)                               |
| 0.89                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 0.89(217)                               |
| 0.88                       |                                                                                 |                                               |                                                                                                  |                                                                      | 0.88(118)                               |



Şekil 3.21. Ağ.% 4.20 Si içeren alaşımların 900 °C’de 200 saat ısıtılma sonrası mikroyapısı.

900 °C ısıtılma işlemleri sonrasında ortaya çıkan mikroyapılar x-ışınları yardımı ile tanımlandıktan sonra, fazların kimyasal analizleri enerji dağılımlı x-ışınları analiz tekniği ile belirlenmiştir. EDS değerleri tam bir kesinlik taşımamakla birlikte, element dağılımı hakkında bilgi vermektedir. Tablo 3.13’de 900 °C’de 30 dak tutulan ağ.% 0.48 Si içeren alaşım için sigma, matris ve  $\text{Cr}_{6.5}\text{Ni}_{2.5}\text{Si}$  fazının EDS analiz sonuçları verilmiştir. Katılma sırasında oluşan primer sigma Cr, Mo ve W içermektedir; matris Ni, Co ve Fe elementlerince zengindir. Sigma etrafında çökelen faz Cr, Ni ve Si içeren  $\text{Cr}_{6.5}\text{Ni}_{2.5}\text{Si}$  fazıdır.

200 saat ısıtılma işlem görmüş alaşımlarda oluşan fazlarda yapılan EDS analizleri ise Tablo 3.14’de verilmiştir. 200 saat işlem görmüş alaşımlarda mikroyapı bileşenlerinin kimyasal analizleri çok farklı olmamakla birlikte sigmanın R fazına dönüşmesinden kaynaklanan bir miktar kobalt artışı dikkat çekmektedir. Bu analizlerde ortaya çıkan en önemli sonuç ise tungsten, molibden elementlerinin matristen daha ziyade intermetalik fazlarda yoğunlaşmasıdır. Katı eriyik sertleştirici elementler olan bu elementlerin döküm halindeki davranışı, ısıtılma işlem ile değişmemiş, silisyum yine R fazı ve etrafındaki çökeltilerde yoğunlaşmıştır.

Tablo 3.12. 900 °C'de 200 saat tutulan ağırlık % 4.20 Si içeren alaşımın x- ışınları faz analizi sonuçları ( d- değerleri ve olası fazlar).

| hesaplanan<br>d-değerleri | $\delta$ -Ni <sub>2</sub> Si<br>ortorombik.<br>Kart no:<br>3-0943 | $\gamma$ KYM<br>kart no:<br>35-1489 | $\alpha$<br>Cr <sub>1</sub> Mo <sub>0.6</sub> Ni <sub>0.14</sub><br>Tetragonal<br>Kart no :<br>26-1102 | $\sigma$ Cr <sub>6.5</sub> Ni <sub>2.5</sub> Si<br>Tetragonal<br>Kart No:<br>16-37) | $\sigma$ Cr,Fe,Ni<br>Tetragonal<br>Ref.no:[75] | Laves<br>(Co <sub>3</sub> Mo <sub>2</sub> Si)<br>Hegzagonal<br>Kart no:30-<br>449 |
|---------------------------|-------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------|
| 3.85                      |                                                                   |                                     | 3.85 (101,210)                                                                                         |                                                                                     |                                                | 3.83(002)                                                                         |
| 3.587                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 3.59 (101)                                                                        |
| 3.3237                    | 3.31 (012)                                                        |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 3.118                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     | 3.11 (220)                                     |                                                                                   |
| 2.561                     |                                                                   | 2.549 (320)                         |                                                                                                        |                                                                                     | 2.56 (221)                                     |                                                                                   |
| 2.492                     |                                                                   |                                     | 2.485 (311)                                                                                            |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 2.402                     |                                                                   |                                     | 2.40 (002)                                                                                             |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 2.365                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     | 2.37 (311)                                     |                                                                                   |
| 2.144                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        | 2.13 (321,112)                                                                      |                                                |                                                                                   |
| 2.074                     |                                                                   | 2.08 (111)                          | 2.075 (212)                                                                                            |                                                                                     | 2.074 (330)                                    |                                                                                   |
| 2.034                     | 2.03 (042,302)                                                    |                                     |                                                                                                        | 2.03 (202)                                                                          |                                                |                                                                                   |
| 1.987                     | 1.98 (203)                                                        |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.979                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        | 1.98(212,420)                                                                       |                                                | 1.97(201)                                                                         |
| 1.939                     |                                                                   |                                     | 1.933 (222)                                                                                            |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.890                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        | 1.887(331)                                                                          |                                                |                                                                                   |
| 1829                      |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     | 1.833 (222)                                    |                                                                                   |
| 1.799                     | 1.79 (401)                                                        | 1.80 (200)                          |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.732                     | 1.73 (052,420)                                                    |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 1.73 (104)                                                                        |
| 1.614                     | 1.61 (160,430)                                                    |                                     |                                                                                                        | 1.617(511)                                                                          |                                                |                                                                                   |
| 1.431                     | 1.43 (044,304)                                                    |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.395                     |                                                                   |                                     | 1.39 (621,522)                                                                                         | 1.396(432,620)                                                                      |                                                |                                                                                   |
| 1.268                     | 1.26 (532)                                                        | 1.27 (220)                          |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.244                     |                                                                   |                                     | 1.244 (622)                                                                                            |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.201                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        | 1.20(711)                                                                           |                                                | 1.20 (214)                                                                        |
| 1.179                     | 1.17 (016)                                                        |                                     | 1.178 (650)                                                                                            |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.168                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        | 1.167(721)                                                                          |                                                |                                                                                   |
| 1.151                     | 1.15(055,335)                                                     |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                |                                                                                   |
| 1.089                     | 1.09 (380)                                                        | 1.088 (311)                         |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 1.09 (215)                                                                        |
| 1.0365                    |                                                                   | 1.042 (222)                         |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 1.03 (313)                                                                        |
| 1.017                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 1.01(401)                                                                         |
| 1.001                     |                                                                   |                                     |                                                                                                        |                                                                                     |                                                | 1.00(224)                                                                         |

Tablo 3.13. 900 °C’de 30 dakika süreyle tutulan ağırlık % 0.48 silisyum içeren alaşımdaki fazların EDS sonuçları.

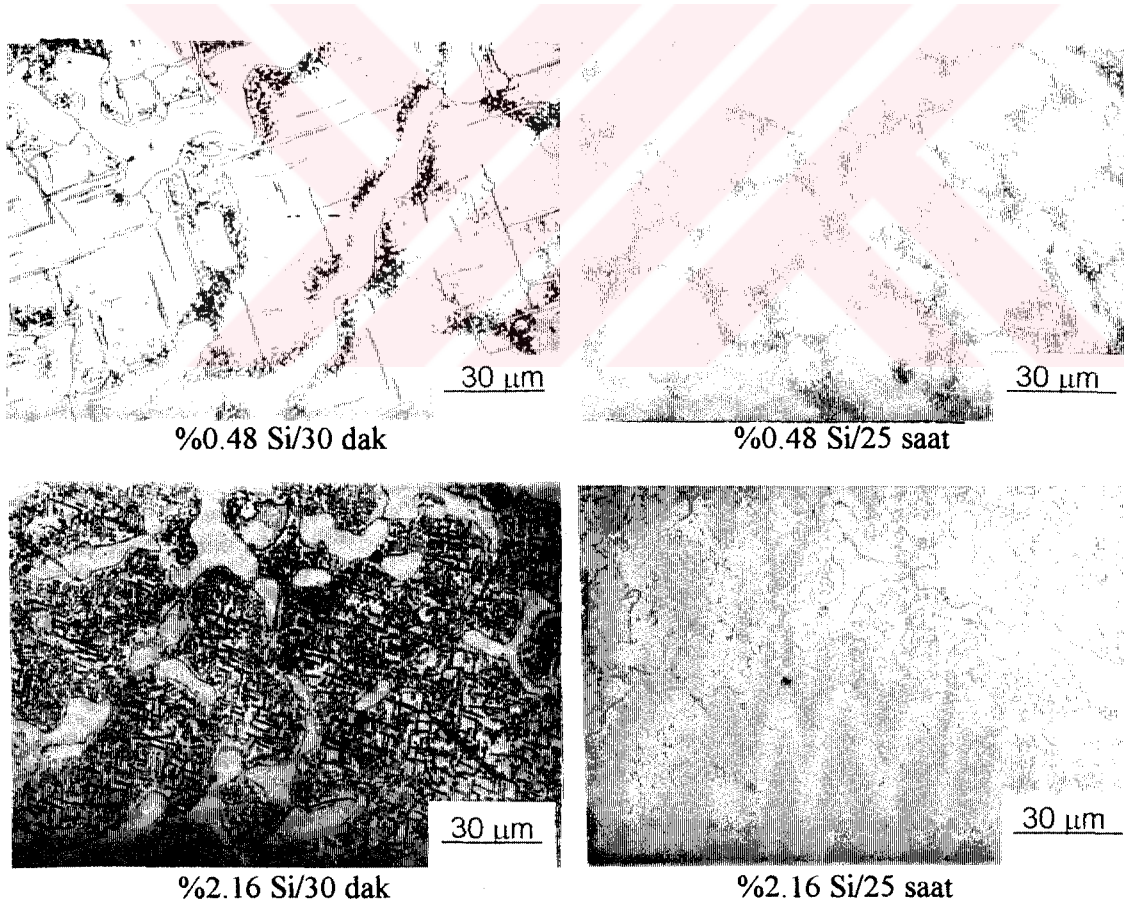
| Elementler<br>(ağırlık %) | sigma | matris | çökelti |
|---------------------------|-------|--------|---------|
| Fe                        | 12.02 | 17.06  | 12.52   |
| Cr                        | 37.79 | 29.86  | 40.45   |
| Mn                        | 0.74  | 0.35   | 0.63    |
| Ni                        | 13.02 | 21.91  | 16.71   |
| Si                        | 0.47  | 0.17   | 0.9     |
| Co                        | 16.88 | 22.98  | 16.66   |
| Mo                        | 11.40 | 3.20   | 6.27    |
| W                         | 7.68  | 3.66   | 6.75    |

Tablo 3.14. 900 °C’de 200 saat tutulan ağırlık % 0.48 silisyum içeren alaşımdaki fazların EDS analizi.

| Elementler (ağırlık %) | Matris | R fazı | Laves<br>(levhasal) | Küçük<br>çökelti |
|------------------------|--------|--------|---------------------|------------------|
| Si                     | 0.14   | 0.83   | 0.15                | 0.96             |
| Cr                     | 32.90  | 38.76  | 39.40               | 38.65            |
| Fe                     | 15.02  | 12.08  | 13.06               | 13.41            |
| Co                     | 21.47  | 18.20  | 18.47               | 18.92            |
| Ni                     | 19.47  | 19.92  | 11.21               | 12.44            |
| Mo                     | 4.47   | 10.34  | 8.38                | 7.24             |
| W                      | 4.98   | 7.40   | 8.84                | 8.05             |

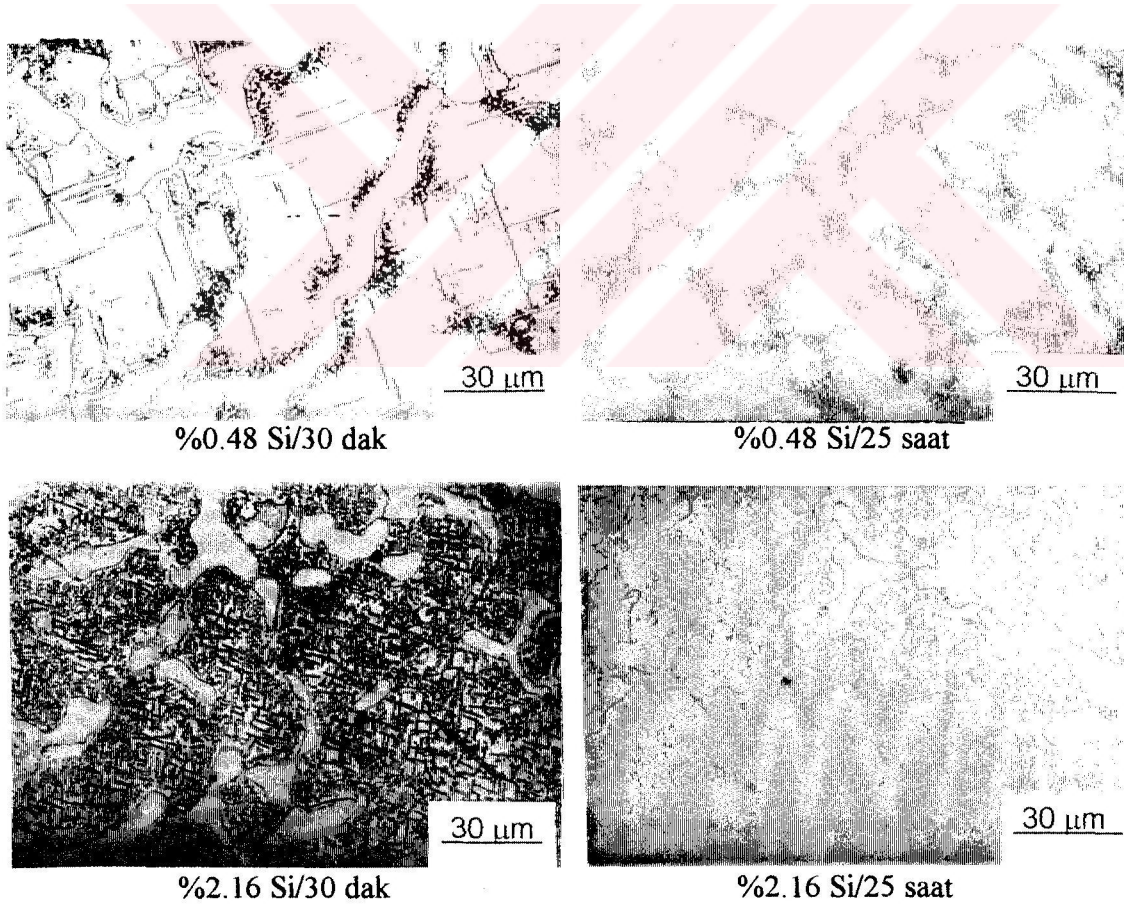
**1100°C:** Isıl işlem sıcaklığı 1100 °C’ye çıkarıldığında oluşan mikroyapılar Şekil 3.25’de verilmiştir. Farklı silisyum bileşimleri ve 0.5-25 saat işlem süresi için, bu mikroyapılar incelendiğinde göze çarpan en önemli nokta, genel olarak matriste çökelen fazların kabalaşmasıdır. Bunun dışında mikroyapı bileşenlerinin 900 °C’de ısıtılma işlemi gören alaşımdaki mikroyapı bileşenleri ile aynı olduğu görülmüştür.

1100 °C’de ısıt işlem gören alaşımın mikroyapısında, düşük silisyum bileşimlerinde 900 °C’de 30 dakikada görülmeyen çubuksu fazların ısıt işlemin başlangıç safhasında ortaya çıktığı belirlenmiştir. Diğer önemli bir nokta, 1100 °C’de silisyum arttıkça daha ilk 30 dakikada bile matris çökeltiyle dolmakta ve ağı.%0.48 Si içeren alaşım dışındaki diğer bileşimlerde çubuksu fazlara rastlanmamaktadır. Çökelti fazları daha ziyade eş eksenli morfolojide ve 900 °C’de elde edilenlere göre kabadır. Ağı.%0.48 Si bileşiminde sigma etrafında çökelen küçük partiküller, yüksek silisyum içeriklerinde bu özelliklerini kaybetmekte ve tüm matrise dağılmaktadırlar. 1100 °C’de ısıt işlem sonrası oluşan fazları belirlemek için x- ışınları faz analizleri yapılmış ve sonuçları Tablo 3.15’de gösterilmiştir. Bu tabloda analizlerden elde edilen d-değerleri ve olası fazlar sıralanmıştır. 1100 °C’de yapılan ısıt işlemlerde, 900 °C’den farklı olarak,  $\text{Cr}_3\text{Ni}_2$  fazına ait d- değerleri belirlenmiştir.



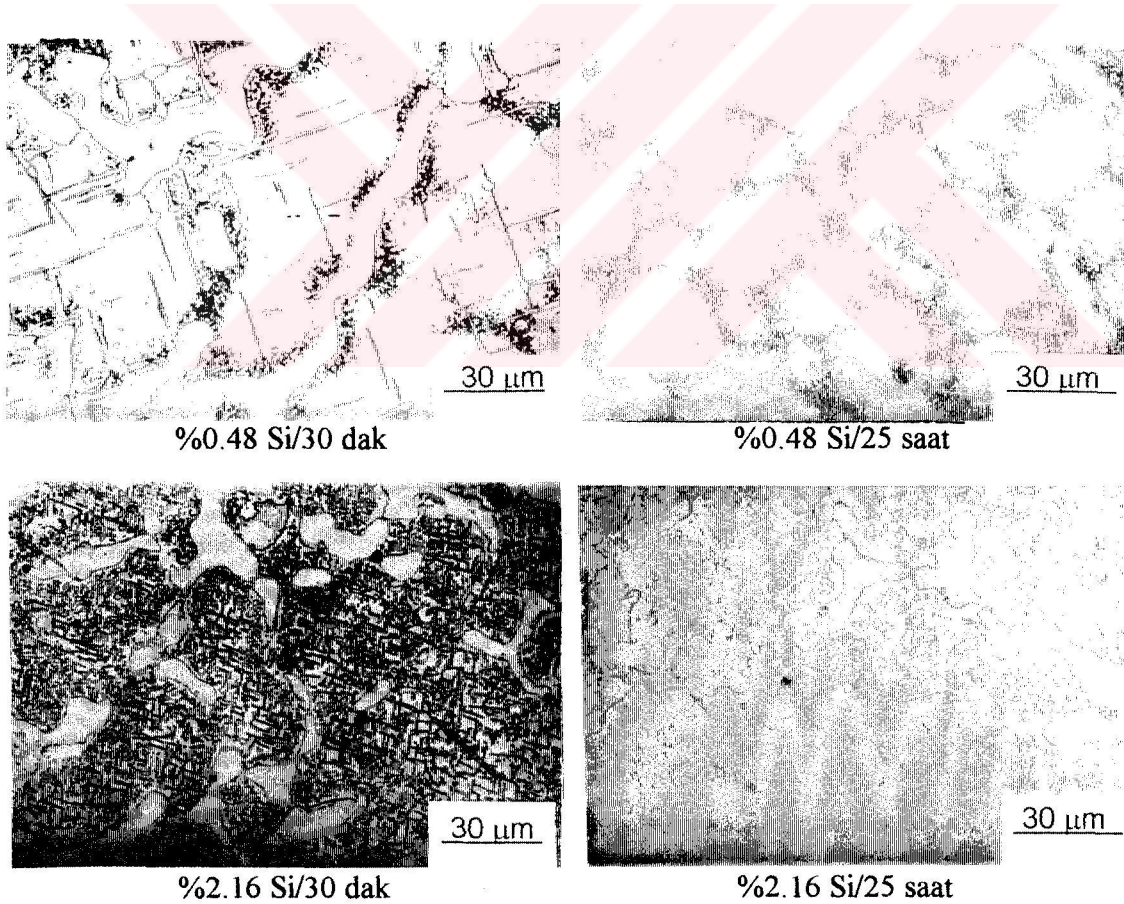
Şekil 3.22. Silisyum miktarına bağlı olarak 1100 °C’de 30 dak ve 25 saat tutulan CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı. Bu koşullarda oluşan mikroyapılar genel olarak 900 °C’de oluşan mikroyapılarla benzerdir.

1100 °C’de ısıt işlem gören alaşımın mikroyapısında, düşük silisyum bileşimlerinde 900 °C’de 30 dakikada görülmeyen çubuksu fazların ısıt işlemin başlangıç safhasında ortaya çıktığı belirlenmiştir. Diğer önemli bir nokta, 1100 °C’de silisyum arttıkça daha ilk 30 dakikada bile matris çökeltiyle dolmakta ve ağı.%0.48 Si içeren alaşım dışındaki diğer bileşimlerde çubuksu fazlara rastlanmamaktadır. Çökelti fazları daha ziyade eş eksenli morfolojide ve 900 °C’de elde edilenlere göre kabadır. Ağı.%0.48 Si bileşiminde sigma etrafında çökelen küçük partiküller, yüksek silisyum içeriklerinde bu özelliklerini kaybetmekte ve tüm matrise dağılmaktadırlar. 1100 °C’de ısıt işlem sonrası oluşan fazları belirlemek için x- ışınları faz analizleri yapılmış ve sonuçları Tablo 3.15’de gösterilmiştir. Bu tabloda analizlerden elde edilen d-değerleri ve olası fazlar sıralanmıştır. 1100 °C’de yapılan ısıt işlemlerde, 900 °C’den farklı olarak,  $\text{Cr}_3\text{Ni}_2$  fazına ait d- değerleri belirlenmiştir.



Şekil 3.22. Silisyum miktarına bağlı olarak 1100 °C’de 30 dak ve 25 saat tutulan CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı. Bu koşullarda oluşan mikroyapılar genel olarak 900 °C’de oluşan mikroyapılarla benzerdir.

1100 °C’de ısıt işlem gören alaşımın mikroyapısında, düşük silisyum bileşimlerinde 900 °C’de 30 dakikada görülmeyen çubuksu fazların ısıt işlemin başlangıç safhasında ortaya çıktığı belirlenmiştir. Diğer önemli bir nokta, 1100 °C’de silisyum arttıkça daha ilk 30 dakikada bile matris çökeltiyle dolmakta ve ağı.%0.48 Si içeren alaşım dışındaki diğer bileşimlerde çubuksu fazlara rastlanmamaktadır. Çökelti fazları daha ziyade eş eksenli morfolojide ve 900 °C’de elde edilenlere göre kabadır. Ağı.%0.48 Si bileşiminde sigma etrafında çökelen küçük partiküller, yüksek silisyum içeriklerinde bu özelliklerini kaybetmekte ve tüm matrise dağılmaktadırlar. 1100 °C’de ısıt işlem sonrası oluşan fazları belirlemek için x- ışınları faz analizleri yapılmış ve sonuçları Tablo 3.15’de gösterilmiştir. Bu tabloda analizlerden elde edilen d-değerleri ve olası fazlar sıralanmıştır. 1100 °C’de yapılan ısıt işlemlerde, 900 °C’den farklı olarak,  $\text{Cr}_3\text{Ni}_2$  fazına ait d- değerleri belirlenmiştir.



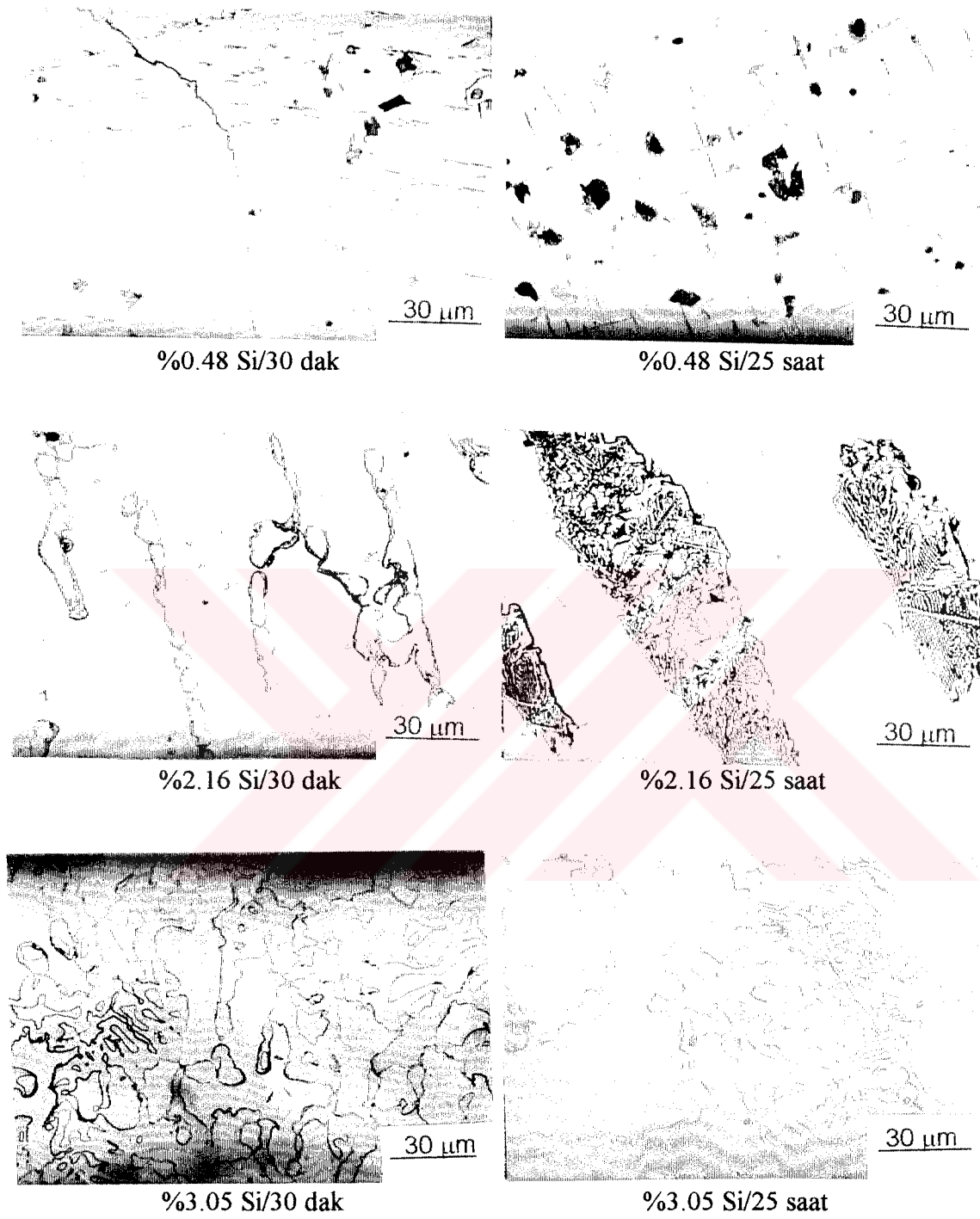
Şekil 3.22. Silisyum miktarına bağlı olarak 1100 °C’de 30 dak ve 25 saat tutulan CrNiCo süperalaşımının mikroyapısı. Bu koşullarda oluşan mikroyapılar genel olarak 900 °C’de oluşan mikroyapılarla benzerdir.

Tablo 3.16. 1100 °C’de 25 saat ısıtıl işlem görmüş ağı. % 4.20 silisyum içeren alaşımların x-ışınları faz analizi sonuçları (d-değerleri ve olası fazlar).

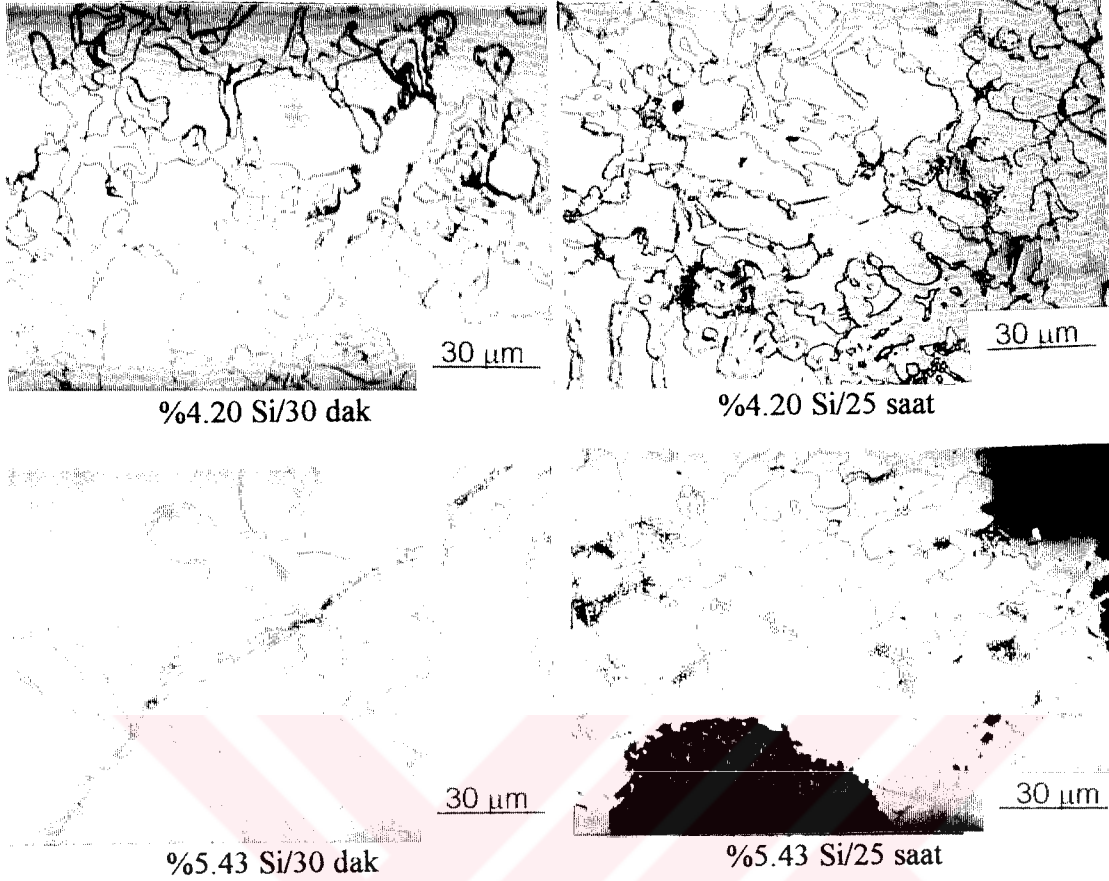
| Hesaplanan<br>d-değerleri | R-fazı<br>CrCoMo<br>Ref.[80]<br>Kart no:26-<br>425 | γ-matris<br>KYM<br>Kart no:<br>35-1489 | Cr <sub>6.5</sub> Ni <sub>2.5</sub> Si<br>Kart no:16-37 | sigma,<br>Tetragonal<br>FeCrNi<br>[75] | Laves fazı<br>(Co <sub>3</sub> Mo <sub>2</sub> )Si<br>Kart no:30-<br>449 | Chi,KHM<br>[74] |
|---------------------------|----------------------------------------------------|----------------------------------------|---------------------------------------------------------|----------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| 3.615                     |                                                    |                                        |                                                         |                                        | 3.59(101)                                                                | 3.641(112)      |
| 2.976                     |                                                    |                                        |                                                         | 2.97(211)                              |                                                                          | 2.973(003)      |
| 2.590                     | 2.59(131)                                          |                                        |                                                         | 2.57(221)                              |                                                                          | 2.575(222)      |
| 2.453                     |                                                    |                                        |                                                         | 2.458320)                              |                                                                          |                 |
| 2.139                     | 2.14(321,208)                                      |                                        | 2.13(321)                                               |                                        |                                                                          |                 |
| 2.083                     |                                                    | 2.08(111)                              |                                                         |                                        |                                                                          |                 |
| 2.034                     |                                                    |                                        | 2.03(202)                                               |                                        | 2.04(200)                                                                |                 |
| 1.991                     | 1.997(128)                                         |                                        |                                                         |                                        | 2.00(112)                                                                | 1.994(024)      |
| 1.939                     |                                                    |                                        | 1.93(411)                                               |                                        |                                                                          | 1.946(124)      |
| 1.886                     |                                                    |                                        | 1.887(331)                                              |                                        |                                                                          |                 |
| 1.802                     |                                                    | 1.80(200)                              |                                                         |                                        | 1.80(202)                                                                |                 |
| 1.779                     |                                                    |                                        |                                                         | 1.76(430)                              |                                                                          | 1.784(034)      |
| 1.741                     | 1.74(416)                                          |                                        |                                                         |                                        |                                                                          |                 |
| 1.495                     |                                                    |                                        |                                                         | 1.49(103)                              |                                                                          |                 |
| 1.445                     |                                                    |                                        |                                                         |                                        | 1.44(105)                                                                | 1.447(237)      |
| 1.433                     | 1.43(30 12)                                        |                                        |                                                         |                                        | 1.43(212)                                                                |                 |
| 1.339                     | 1.334(443)                                         |                                        |                                                         |                                        |                                                                          |                 |
| 1.342                     |                                                    |                                        |                                                         |                                        |                                                                          | 1.344(337)      |
| 1.272                     | 1.274(535)                                         | 1.27(220)                              |                                                         |                                        |                                                                          |                 |
| 1.244                     |                                                    |                                        | 1.242(710)                                              |                                        |                                                                          |                 |
| 1.23                      |                                                    |                                        | 1.23(602)                                               |                                        |                                                                          | 1.237(347)      |
| 1.200                     |                                                    |                                        | 1.200(711)                                              |                                        | 1.19(214)                                                                |                 |
| 1.098                     |                                                    |                                        |                                                         |                                        | 1.09(215)                                                                |                 |
| 1.084                     |                                                    | 1.08(311)                              |                                                         |                                        | 1.08(206)                                                                |                 |
| 1.040                     |                                                    | 1.04(222)                              |                                                         |                                        |                                                                          |                 |

**1250 °C:** Bu sıcaklıkta yapılan ısıt işlemler sonucu, 900 ve 1100 °C' de elde edilenlerden çok daha farklı bir mikroyapı ile karşılaşmıştır (Şekil 3.25). 1250 °C'de ısıt işlem görmüş alaşımın mikroyapısında; özellikle düşük silisyumlu bileşimlerde, katılaşma sırasında oluşan primer fazların büyük ölçüde çözündüğü görülmektedir. Ağ.% 0.48 Si bileşimindeki alaşımda blok sigma fazı sadece tane sınırlarında bir film halinde bulunmakta ve 30 dakika ısıt işlem sonucu matriste çeşitli morfolojilerde fazlar çökelmektedir. Zaman ilerledikçe bu fazlar yine çubuksu morfolojide ortaya çıkmaktadır. Silisyum miktarı arttığında, iskelet tipi bir yapının oluştuğu dikkati çekmekte ve bu özellikle ağ.%2.16 ve 3.05 silisyumlu bileşimlerde ve 25 saat ısıt işlem görmüş alaşımda belirgin hale gelmektedir.

Yüksek silisyum miktarlarında, katılaşma sırasında oluşan fazların miktarı düşük silisyumlu bileşimlere göre daha yüksektir. Mikroyapı bileşenlerinin bütün ısıt işlem koşullarında silisyumdan etkilenmesi, bu elementin alaşımın tüm mikroyapısını kontrol ettiğini ortaya koymaktadır. Ancak ağ.% 4.20 silisyum bileşiminden itibaren faz sınırlarında meydana gelen kısmi ergimeler, alaşımın ergime noktasının bir miktar düştüğünü ve yeni ötektik noktalar oluştuğuna işaret etmektedir. 1250 °C'de 25 saat ısıt işlem görmüş ağ.% 0.48 Si içeren alaşıma ait x-ışınları faz analizleri ve olası fazlar Tablo 3.17'de verilmiştir. Bu sonuçlar mikroyapı bileşenlerinin ostenitik matris, sigma,  $Cr_{6.5}Ni_{2.5}Si$  ve  $Cr_{23}C_6$  fazlarından ibaret olduğunu göstermektedir.  $Cr_{23}C_6$  karbürünün bu sıcaklıkta oluşması ilginç olmakla birlikte, oluşum mekanizmasını açıklamak oldukça güçtür. Bu faz muhtemelen iskelet yapısını oluşturan çubuksu fazdır. Ne var ki, bunun kanıtlanabilmesi için daha fazla çalışmaya ihtiyaç vardır. Bu sıcaklık ve silisyum değerinde, 900 ve 1100 °C'de olduğu gibi R fazının varlığını gösterecek d-değerlerine rastlanmamıştır.



Şekil 3.25. Farklı silisyum bileşimindeki alaşımların 1250 °C’de 30 dak. ve 25 saat ısıtıl işlem görmüş haldeki optik mikrografaları. 1250 °C’de artık primer fazlar çözünmeye başlamakta, ancak yüksek silisyum değerlerinde çözünme daha yavaş olmaktadır. Ağ.%5.43 Si içeren numunede ise kısmi ergimeler meydana gelmektedir.



Şekil 3.25. Devam.

Silisyum miktarı arttıkça mikroyapı bileşenlerinin matris ve kaba partiküllerden oluştuğu açıktır. Bu koşullarda ikincil bir çökelti fazı görülmemektedir. Ağ.% 4.20 silisyum bileşimi için x-ışınları faz analizi sonuçları Tablo 3.18'de verilmiştir. Mikroyapı bileşenleri ostenitik matris, tetragonal sigma ve chi fazından oluşmaktadır;  $M_{23}C_6$  karbürüne rastlanmamıştır. 1250 °C'de dahi yüksek silisyumlu bileşimlerde chi fazına rastlanması ilginçtir. Bu, silisyumun hem sigma hem de chi fazının kararlılığını arttırdığını göstermektedir. 1250 °C 'de 25 saat ısıtılma işlemi görmüş ağ.% 4.20 Si içeren alaşımın faz sınırlarında görülen kısmi ergimeler, silisyumun ergime sıcaklığını düşürdüğüne işaret etmektedir. Bu bölgelerde özellikle iskelet morfolojisindeki fazın ergimesi ile malzeme hasara uğramaktadır. 1250 °C'de ısıtılma işlemi görmüş alaşımının elde edilen mikroyapıları 900 ve 1100 °C'de elde edilenlerden çok farklıdır. Bu sıcaklık, CrNiCo süperalaşımı için fazların çözünmeye başladığı bir sıcaklık olup, ağ.% 3.05 silisyum bileşimine kadar çözeltiye alma sıcaklığı olarak kullanılabilir. Ancak daha yüksek silisyum bileşimlerinde kısmi ergime riski vardır ve çözeltiye alma işlemi daha düşük sıcaklıklarda uzun süreler kullanılarak yapılmalıdır.

Tablo 3.17. 1250 °C’de 25 saat ısıt ılım görmüş ağı. % 0.48 Si içeren alaşımların x-ışınları faz analiz sonuçları (d-değerleri ve olası fazlar).

| Hesaplanan d-değerleri | matris, ostenit, Kart no:33-397 | sigma [75] | Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Kart no: 35-783 | Cr <sub>6.5</sub> Ni <sub>2.5</sub> Si Kart no: 16-37 |
|------------------------|---------------------------------|------------|-------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|
| 3.26                   |                                 |            | 3.214                                           |                                                       |
| 3.11                   |                                 | 3.11       |                                                 |                                                       |
| 2.78                   |                                 | 2.78       |                                                 |                                                       |
| 2.67                   |                                 |            | 2.66                                            |                                                       |
| 2.47                   |                                 | 2.465      | 2.445                                           |                                                       |
| 2.20                   |                                 | 2.20       |                                                 |                                                       |
| 2.14                   |                                 | 2.135      |                                                 |                                                       |
| 2.07                   | 2.07                            | 2.074      |                                                 |                                                       |
| 1.98                   |                                 |            |                                                 | 1.981                                                 |
| 1.93                   |                                 | 1.932      |                                                 | 1.935                                                 |
| 1.89                   |                                 | 1.887      |                                                 | 1.887                                                 |
| 1.85                   |                                 |            |                                                 | 1.843                                                 |
| 1.80                   | 1.80                            |            | 1.80                                            |                                                       |
| 1.67                   |                                 |            |                                                 | 1.668                                                 |
| 1.65                   |                                 |            |                                                 | 1.644                                                 |
| 1.40                   |                                 |            |                                                 | 1.396                                                 |
| 1.32                   |                                 |            |                                                 | 1.327                                                 |
| 1.27                   | 1.27                            |            |                                                 |                                                       |
| 1.20                   |                                 |            | 1.192                                           |                                                       |
| 1.24                   |                                 |            |                                                 | 1.234                                                 |
| 1.08                   | 1.08                            |            | 1.0879                                          |                                                       |
| 1.07                   |                                 |            | 1.0712                                          |                                                       |
| 1.04                   |                                 |            | 1.0453                                          |                                                       |
| 1.03                   | 1.03                            |            |                                                 |                                                       |

Tablo 3.18 1250 °C’de 25 saat ısıtıl işlem görmüş ağı. % 4.20 silisyum içeren alaşımların x-ışınları faz analizi sonuçları (d-değerleri ve olası fazlar).

| Hesaplanan d-değerleri | sigma (Primitif Tetragonal) [75] | matris (ostenit) YMK. Kart no: 33-397 | Chi, HMK [74] |
|------------------------|----------------------------------|---------------------------------------|---------------|
| 4.03                   | 4.036(120)                       |                                       |               |
| 3.93                   | 3.93(120)                        |                                       | 3.98(112)     |
| 3.63                   | 3.6302(111)                      |                                       | 3.64(112)     |
| 3.14                   | 3.14(021)                        |                                       | 3.15(022)     |
| 2.79                   | 2.794(130)                       |                                       |               |
| 2.42                   |                                  |                                       | 2.42(004)     |
| 2.36                   | 2.365(131)                       |                                       |               |
| 2.28                   | 2.285(002)                       |                                       |               |
| 2.13                   | 2.13(140)                        |                                       |               |
| 2.10                   |                                  |                                       | 2.10(033)     |
| 2.06                   |                                  | 2.07(111)                             |               |
| 1.99                   |                                  |                                       | 1.99(024)     |
| 1.93                   | 1.93(141)                        |                                       |               |
| 1.87                   | 1.88(331)                        |                                       |               |
| 1.799                  | 1.796(032)                       | 1.80(200)                             |               |
| 1.65                   |                                  |                                       | 1.65(234)     |
| 1.44                   | 1.446(160)                       |                                       | 1.44(235)     |
| 1.31                   | 1.311(360)                       |                                       | 1.31(136)     |
| 1.269                  |                                  |                                       | 1.27(007)     |
| 1.248                  |                                  |                                       | 1.24(155)     |
| 1.04                   |                                  | 1.04(222)                             | 1.04(038)     |
| 1.03                   |                                  |                                       | 1.023(266)    |

### 3.3.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Mekanik Özellikleri

#### 3.3.2.1 Döküm Halinde Mekanik Özellikler

Bir alaşımların mekanik özellikleri mikroyapısı ile doğrudan ilişkilidir. Demir çelik tav fırınlarında kullanılan CrNiCo süperalaşımlarından en çok istenilen özellik, ısı iletkenliğinin düşük ve aşınma özelliklerinin yüksek olmasıdır. Bunun yanında malzeme, darbeleri karşılayacak ölçüde tok da olmalıdır. Ancak malzeme çekme yüklerinden ziyade aşınmaya maruz kalmaktadır. Bu çalışmada, CrNiCo

süperalaşımının mekanik davranışı sertlik, çekme dayanımı ve aşınma özellikleri bazında incelenmiştir.

**Sertlik :** Silisyum içeriğine bağlı olarak alaşımda oluşan mikroyapı değişimi en belirgin şekilde alaşımın sertliğini etkilemektedir. Döküm halindeki CrNiCo süperalaşımının sertliği, malzemenin genel sertliğini veren makro sertlik ve mikroyapı bileşenlerinin sertliğinin belirlendiği mikro sertlik ölçümleri ile belirlenmiştir. Mikro sertlik ölçümlerinde sigma ve chi fazı ayırt edilememiştir. En düşük yükte (10 gr) bile, sertlik ucunun her iki faz üzerine de gelmesi nedeniyle bu iki fazın sertliği birlikte alınmıştır. Makro sertlik ölçümü belirlenen alaşımın genel sertliği silisyumun fonksiyonu olarak Tablo 3.19'da verilmiştir. Silisyumun miktarı arttıkça, genel olarak alaşımın sertliği önemli ölçüde artmaktadır. Bu artış, silisyum arttıkça intermetalik fazlarda meydana gelen artış ile doğrudan ilişkilidir. Benzer şekilde, silisyum arttıkça fazların sertliğinin de arttığı görülmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde fazlar üzerinde alınan en düşük ortalama sertlik 370 HV ( $\text{kg/mm}^2$ ) iken, silisyum arttıkça bazı bölgelerde 1000 HV ( $\text{kg/mm}^2$ ) değerine ulaşan sertlik değerleri ölçülmüştür. Ağ.%5.43 silisyum içeren alaşımda fazların ortalama sertliği 829 HV'dir.

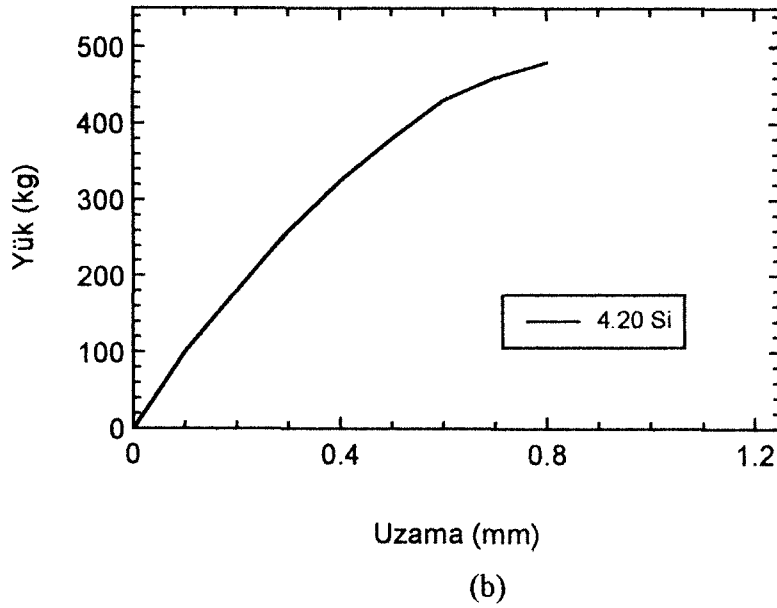
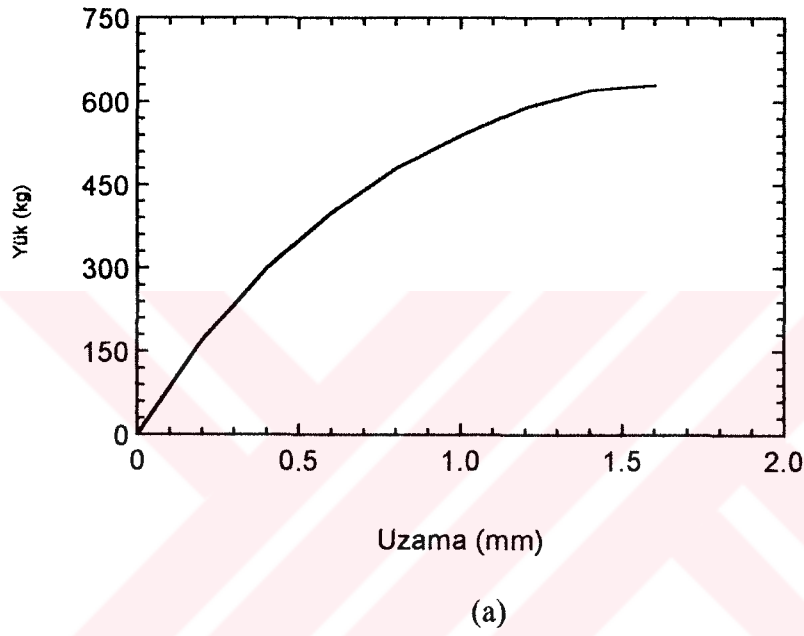
Tablo 3.19'da dikkati çeken diğer önemli bir nokta matrisin sertliğidir. Silisyumun artması matris sertliğini çok etkilememiştir. Hatırlanacağı gibi (bölüm 3.3.1.1), silisyum katı eriyikte (matriste) çözünme yerine, ikincil fazların oluşumuna katkıda bulunmaktadır. Sertlikteki bu değişim silisyumun davranışı ile doğrudan ilgilidir.

Tablo 3.19. Silisyum miktarına bağlı olarak döküm CrNiCo süperalaşımının ve fazların sertlik değişimi.

| Ağ.% Si | Makro Sertlik<br>(HV) ( $\text{kg/mm}^2$ ) | Matris<br>(HV) <sub>100</sub> ( $\text{kg/mm}^2$ ) | Faz sertliği *<br>(HV) ( $\text{kg/mm}^2$ ) |
|---------|--------------------------------------------|----------------------------------------------------|---------------------------------------------|
| 0.48    | 260                                        | 185                                                | 371.8                                       |
| 2.16    | 312                                        | 197.8                                              | 651.2                                       |
| 3.05    | 358                                        | 217.2                                              | 789.2                                       |
| 4.20    | 450                                        | 217.3                                              | 784.2                                       |
| 5.43    | 635                                        | 184.1                                              | 829.6                                       |

\* sigma ve chi birlikte

**Çekme Dayanımı:** CrNiCo süperalaşımının çekme dayanımı, alaşımın silisyum içeriğine bağlı olarak değişmektedir. Şekil 3.26'da ağ.%0.48 ve 4.20 Si içeren alaşımların tipik çekme gerilmesi-uzama diyagramları verilmiştir. Görüldüğü gibi, %0.48 Si içeren alaşımın çekme gerilmesi düşüktür ve %7.15 uzama göstermiştir. Silisyum miktarının artması ile çekme gerilmesinde hafif bir düşme olurken, süneklik şiddetli bir şekilde azalır (Tablo 3.20). Süneklikteki bu belirgin düşüş silisyuma bağlı olarak sert ve gevrek fazların miktarının artmasından kaynaklanmaktadır.



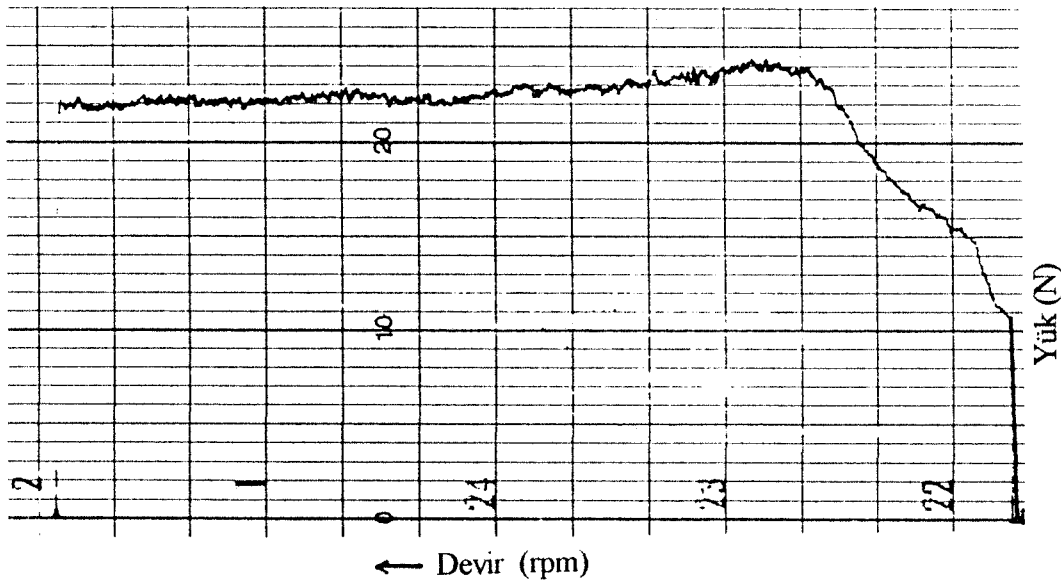
Şekil 3.26. a) Ağ.% 0.48 b) 4.20 Si içeren CrNiCo süperalaşımının yük - uzama eğrileri.

Tablo 3.20. Silisyum miktarına bağı olarak CrNiCo süperalaşımının mekanik özelliklerinin değişimi.

| Ağ.%*Si | Akma gerilmesi (MPa) | Çekme gerilmesi (Mpa) | %Uzama | %Kesit daralması |
|---------|----------------------|-----------------------|--------|------------------|
| 0.48    | 381                  | 479                   | 7.15   | 8.83             |
| 2.16    | 449                  | 477                   | 3.2    | 5.13             |
| 3.05    | 448                  | 460                   | 1.4    | 1.48             |
| 4.20    | 295                  | 448                   | 1.1    | 1.2              |

\*Ağ.% 5.43 Si içeren alaşımın aşırı gevrek davranışı nedeniyle sağlıklı çekme deneyi yapılamamıştır.

**Aşınma Özellikleri:** CrNiCo süperalaşımının en önemli mekanik özelliklerinden biri aşınma davranışdır. Servis koşullarında malzeme performansı bakımından aşınma çok önemli bir faktördür. Yüksek sıcaklıklarda mikroyapısal kararlılık, servis sıcaklıklarında aşınma ömrünü belirlemektedir. CrNiCo süperalaşımının aşınma karakteristikleri silisyum içeriğine bağı olarak tespit edilmiştir. Şekil 3.27’de ağ.% 4.20 Si içeren alaşımın küre disk metodu kullanılarak elde edilen tipik bir aşınma eğrisi görülmektedir. Aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar Tablo 3.21’de özetlenmiştir.



Şekil 3.27. Ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımın tipik aşınma eğrisi.

Bu tabloda silisyuma bağı olarak aşınma hızında meydana gelen önemli düşüş dikkat çekici olup, aynı eğilim hasar hacmi ve aşınma derinliği için de geçerlidir. Silisyum miktarı arttıkça, mikroyapı bileşenlerinin miktarında önemli bir değişme meydana gelmektedir. Matris alanları azalırken, intermetalik fazların miktarı artmakta ve yüzey alanları genişlemektedir. Bu fazlar matrise göre daha sert ve oldukça gevrek karakterlidirler. Görülüyor ki, silisyumun fonksiyonu olarak oluşan bu fazların miktarı arttıkça, aşınma özelliklerinde belirgin bir iyileşme meydana gelmektedir.

Tablo 3.21. Döküm halindeki CrNiCo süperalaşımının silisyumun fonksiyonu olarak aşınma özellikleri.

| Ağ.%Si | Aşınma hızı<br>( $10^{-4}$ mm <sup>3</sup> /m) | Hasar hacmi<br>(mm <sup>3</sup> ) | Aşınma<br>derinliği(mm) |
|--------|------------------------------------------------|-----------------------------------|-------------------------|
| 0.48   | 19,80                                          | 0.1247                            | 0.0266                  |
| 2.16   | 7,01                                           | 0.0440                            | 0.0140                  |
| 3.05   | 2,36                                           | 0.0148                            | 0.00711                 |
| 4.20   | 1,02                                           | 0.0064                            | 0.00419                 |
| 5.43   | 0.94                                           | 0.0059                            | 0.0040                  |

### 3.3.2.2 Isıl işlemlili Döküm CrNiCo Süperalaşımının Mekanik Özellikleri

Stratejik öneme sahip süperalaşımlar özellikle türbin kanatları, uçak ve uzay araçları, hava ve kara taşıtlarında kullanılan önemli bir alaşım grubudur. Bu alaşımlara yüksek sıcaklıkta mekanik ve yüzey kararlılığını kazandıran mikroyapının elde edilme yollarından biri de ısıt işlemdir. Bölüm 2’de her bir süperalaşım grubu için detaylı bilgi verilen ısıt işlem prosedürleri, genel olarak, süperalaşımlarda, yaklaşık 1100-1200 °C sıcaklık aralığında çözeltiye alma ve 600-900 °C aralıklarda yaşlandırma ısıt işlemlerini kapsamaktadır. Bu ısıt işlemler malzemenin mekanik özellikleri üzerinde önemli etkilere sahiptirler.

*Sertlik:* 900, 1100 ve 1250 °C’de yapılan ısıt işlemler sonucunda sertlik değişimi, zamanın fonksiyonu olarak belirlenmiş ve elde edilen değerler Tablo 3.22’de verilmiştir. Bu tablodan görüleceği gibi en yüksek sertlik değeri 900 °C’de ve yüksek

silisyumlu bileşimlerde elde edilmiştir. Sıcaklık arttıkça, sertlik, düşme eğilimi göstermekte, ancak her bir ısıtım işlem sıcaklığı için silisyum artarken sertlik değeri de yükselmektedir. En düşük sertlik ise 1250 °C’de elde edilmiştir ve bu sonuç doğaldır. Zira 1250 °C’de alışımda sertliği sağlayan intermetalik fazlar çözünmeye başlamıştır. Genel olarak, sıcaklık arttıkça meydana gelen sertlik düşüşü ise, matriste çökelen ikincil fazların kabalaşması ve kısmen de olsa primer fazlarda meydana gelen çözünme ile ilgilidir.

Tablo 3.22. CrNiCo süperalaşımının sertliğinin silisyum miktarına bağlı olarak sıcaklıkla değişimi (HV<sub>100</sub>).

|            | 900 ° C |       |        | 1100 ° C |       |        | 1250 ° C |       |        |
|------------|---------|-------|--------|----------|-------|--------|----------|-------|--------|
| Ağ.<br>%Si | 30dak   | 5saat | 25saat | 30dak    | 5saat | 25saat | 30dak    | 5saat | 25saat |
| 0.48       | 258     | 296   | 339    | 283      | 305   | 276    | 185      | 236   | 236    |
| 2.16       | 506     | 551   | 515    | 432      | 426   | 426    | 250      | 190   | 248    |
| 3.05       | 666     | 713   | 660    | 490      | 453   | 453    | 439      | 242   | 238    |
| 4.20       | 628     | 636   | 615    | 533      | 515   | 491    | 357      | 298   | 339    |
| 5.43       | 551     | 571   | 613    | 482      | 636   | 453    | 407      | 181   | 350    |

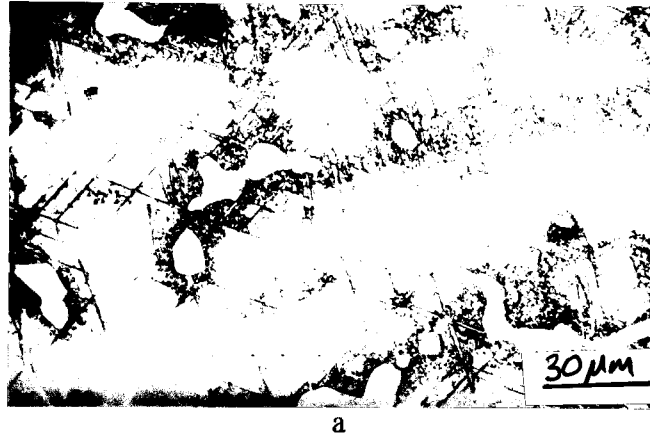
*Çekme dayanımı:* CrNiCo süperalaşımının yüksek sıcaklıkta çekme dayanımını belirlemek amacıyla 900, 1000 ve 1100 °C’de yapılan çekme deneylerinin sonuçları Tablo 3.23’de verilmiştir. En yüksek çekme dayanımı 900 °C’de elde edilirken, maksimum uzama değerine 1100 °C’de ulaşılmıştır. Uzama miktarı, silisyum arttıkça düşmektedir: oysa bu eğilim sıcaklık arttıkça ters yönde olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda ısıtım işlem görmüş alaşım, önemli ölçüde sünekleşmektedir. Alaşımın çekme dayanımında sabit bir sıcaklıkta silisyum miktarına bağlı olarak önemli bir değişim olmamakta, ancak genel olarak sıcaklık arttıkça önemli ölçüde düşüş meydana gelmektedir.

Tablo 3.23. 900, 1000 ve 1100 °C’de ısıt işlem görmüş alaşımın çekme deney sonuçlarının silisyumun fonksiyonu olarak değişimi.

| Sıcaklık | 900 °C      |           | 1000 °C     |           | 1100 °C     |           |
|----------|-------------|-----------|-------------|-----------|-------------|-----------|
| Ağ.%Si   | çekme (MPa) | uzama (%) | çekme (MPa) | uzama (%) | çekme (MPa) | uzama (%) |
| 0.48     | 287         | 9.5       | 166         | 3.05      | 106         | 17        |
| 2.16     | 264         | 5.5       | 186         | 3.73      | 108.8       | 15        |
| 3.05     | 271         | 6.0       | 178         | 6.43      | 91          | 12        |
| 4.20     | 313         | 3.0       | 203         | 8.4       | 95          | 15        |
| 5.43     | 269         | 0         | *           | *         | *           | *         |

\*1000 ve 1100 °C’de ağ. % 5.43 Si için sağlıklı çekme deney sonucu alınamamıştır.

Isıl işlem görmüş CrNiCo süperalaşımının çekme deney numunelerinin mikroyapıları incelenmiş ve bu numunelerin x- ışınları faz analizleri ile oluşan fazlar belirlenmiştir. Ağ.% 0.48 ve 4.20 silisyum içeren alaşımların 1000 °C’de çekme deneyi sonucunda oluşan mikroyapıları (Şekil 3.28), ısıt işlemler sonucunda oluşan mikroyapılara benzer olup, x-ışınları faz analizleri de bunu desteklemektedir. Bu sıcaklıkta çekme deneyi sonucu, mikroyapı bileşenleri 900 °C’de ısıt işlem yapılan numunelerin mikroyapısı ile aynı özellikleri taşımaktadır. Ağ.%4.20 Si içeren numunenin çekme deney sonrası yapılan x- ışınları faz analizleri sonuçları Tablo 3.24’de verilmiştir. X-ışınları faz analizlerine göre, mikroyapı bileşenleri, katılaşma sırasında oluşan primer sigma, chi ve deney sırasında çökelen  $Cr_{6.5}Ni_{2.5}Si$  fazlarından oluşmaktadır. Bu fazlar ise 900°C’de ısıt işlem gören alaşımın mikroyapısında da oluşan fazlardır.



a

Şekil 3.28. a) Ağ % 0.48 ve b) 4.20 silisyumlu alaşımda 1000 °C’de çekme deneyi sonrasında oluşan mikroyapılar (900 °C’de 30 dak ısıt işlem görmüş mikroyapı ile benzer).



b

Şekil 3.28 Devam

Tablo 3.24. 1000 °C'de çekme deneyi sonrasında ağ.% 4.20 silisyumlu alaşımın x-ışınları faz analizleri (d-değerleri ve olası fazlar).

| Hesaplanan<br>d-değerleri | Ostenit (Kart<br>no: 35-1489) | Sigma [75]<br>Tetragonal | Cr <sub>6.5</sub> Ni <sub>2.5</sub> Si<br>Tetragonal<br>(Kart no: 16-37) | Chi [74]<br>KHM |
|---------------------------|-------------------------------|--------------------------|--------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| 3.6                       |                               | 3.6(111)                 |                                                                          | 3.64(211)       |
| 2.56                      |                               |                          |                                                                          | 2.57(222)       |
| 2.54                      |                               | 2.54(221)                |                                                                          |                 |
| 2.458                     |                               | 2.45(320)                |                                                                          |                 |
| 2.30                      |                               |                          | 2.295(002)                                                               |                 |
| 2.13                      |                               | 2.14(321)                | 2.13(321)                                                                |                 |
| 2.07                      | 2.08 (100)                    | 2.07(330)                | 2.07(330)                                                                |                 |
| 1.98                      |                               |                          | 1.98(212)                                                                | 1.99(420)       |
| 1.93                      |                               | 1.93(411)                | 1.93(411)                                                                |                 |
| 1.89                      |                               | 1.887(331)               | 1.887(331)                                                               |                 |
| 1.79                      | 1.80(200)                     |                          |                                                                          |                 |
| 1.729                     |                               | 1.726(510)               |                                                                          |                 |
| 1.645                     |                               | 1.64(431)                | 1.64(501)                                                                |                 |
| 1.268                     | 1.27(220)                     |                          |                                                                          |                 |
| 1.26                      |                               |                          | 1.259(631)                                                               | 1.26(550)       |
| 1.2008                    |                               |                          | 1.20(711)                                                                |                 |
| 1.177                     |                               |                          | 1.177(641)                                                               | 1.17(730)       |
| 1.03                      | 1.04(222)                     |                          |                                                                          | 1.03(750)       |

**Aşınma Özellikleri:** Bir malzemenin aşınma özellikleri mikroyapı bileşenleri ile doğrudan ilgilidir. Döküm halindeki numunelerde yapılan aşınma deneyleri, silisyum miktarı arttıkça artan intermetalik fazların aşınma hızını düşürdüğünü göstermiştir. Isıl işlem gören CrNiCo süperalaşımının aşınma özelliklerine ısı işlem sıcaklığı, zamanı ve silisyum miktarı etki etmektedir. Tablo 3.25’de 900, 1100 ve 1250 °C’de ısı işlem gören alaşımların aşınma deney sonuçları, silisyumun ve zamanın fonksiyonu olarak verilmiştir. Bu deneylerde en düşük aşınma hızı 1100 °C’de ısı işlem gören ağ.% 4.20 silisyum içeren alaşımda elde edilmiştir. Bu bileşimde ve ısı işlem sıcaklığında tüm matris alanı çökelti partikülleri ile dolmuştur ve yapıda genel olarak kabalaşma eğilimi vardır. Aşınma hızının değişimi ise, artan silisyum yönünde azalma şeklinde olup, bu beklenen bir sonuçtur. Silisyum miktarı arttıkça çökeltme hızı artmakta, tüm matris alanı çok kısa sürede çökelti partikülleri ile dolmaktadır. Mikroyapıdaki bu çökeltilerin aşınma hızını düşürdüğü açıktır. 1250 °C’de aşınma hızının artması, çökelti fazlarının miktarı ile ilgili olup, bu sıcaklıkta matriste önemli bir çökeltme yoktur, hatta primer fazlar çözünmeye başlamıştır ve faz sınırlarında kısmi ergimeler meydana gelmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde neredeyse tek fazlı bir yapı gösteren alaşımın matrisi ostenittir.

Tablo 3.25. Silisyumun ve ısı işlem sıcaklığının bir fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi.

| AŞINMA HIZI $10^{-4} \text{m}^3/\text{m}$ |        |         |         |         |         |         |
|-------------------------------------------|--------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Silisyum<br>(ağ.%)                        | 900 °C |         | 1100 °C |         | 1250 °C |         |
|                                           | 30 dak | 25 saat | 30 dak  | 25 saat | 30 dak  | 25 saat |
| 0.48                                      | 0.21   | 0.6434  | 0.5867  | 0.5617  | 0.1686  | 0.64    |
| 2.16                                      | 0.458  | 0.2417  | 0.4409  | 0.2486  | 0.4171  | 0.6037  |
| 3.05                                      | 0.3253 | 0.2726  | 0.3061  | 0.240   | 0.3465  |         |
| 4.20                                      | 0.4656 | 0.302   | 0.2283  | 0.0602  | 0.205   |         |
| 5.43                                      | 0.2751 | 0.3115  | 0.27    | 0.108   | 0.2350  |         |

**Isı İletkenliği:** Kullanım koşulları açısından CrNiCo süperalaşımının diğer önemli özelliği, ısı iletkenliğidir. Isı iletim katsayısını silisyum miktarına bağlı olarak belirlenmiş ve elde edilen sonuçlar Tablo 3.26’da verilmiştir. Isı iletim katsayısı silisyum miktarı arttıkça çok büyük bir değişim göstermemekle birlikte, bir artış

eğilimi vardır. Genel olarak alaşımın ısı iletim katsayısı, seramik malzemelerin ısı iletim katsayısına yakın olacak kadar düşüktür. Bazı metalik ve metal olmayan malzemelerin ısı iletim katsayıları Tablo 3.27’de verilmiştir. Bu değerler, CrNiCo süperalaşımının ısı iletim katsayısının refrakter tuğlaların ısı iletim katsayılarına yakın olduğunu göstermektedir. Bu özelliği ile CrNiCo süperalaşımı, yüksek sıcaklık uygulamaları için refrakter metal karakterine sahiptir.

Tablo 3.26. Silisyumun fonksiyonu olarak ısı iletim katsayısının değişimi.

| Silisyum miktarı<br>(ağ.%) | Isıiletimi-<br>katsayısı<br>(kcal/mh°C) |
|----------------------------|-----------------------------------------|
| 0.48                       | 1.58                                    |
| 2.16                       | 1.8                                     |
| 3.05                       | 1.8                                     |
| 4.20                       | 1.9                                     |
| 5.43                       | 2.04                                    |

Tablo 3.27. Bazı malzemelerin ısı iletim katsayıları [77].

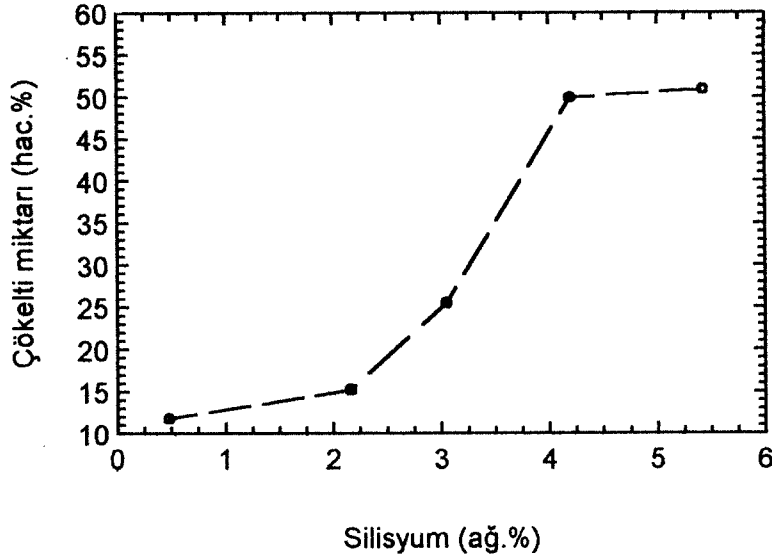
| Malzeme cinsi                      | Isı iletim katsayısı<br>(kcal/mh°C) |
|------------------------------------|-------------------------------------|
| % 0.1 C’lu çelik                   | 47                                  |
| % 5 Ni’li çelik                    | 25                                  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> MgO | 12.6                                |
| ZrO <sub>2</sub>                   | 1.62                                |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>     | 25.2                                |
| Beton                              | 1.10                                |
| Kuarz cam                          | 1.22                                |
| Manyezit                           | 3.2                                 |
| Şamot tuğla                        | 1.0                                 |

## BÖLÜM 4 TARTIŞMA

CrNiCo süperalaşımı yüksek sıcaklıklarda yapısal kararlılığı, yüksek oksidasyon direnci, düşük ısı iletkenliği ve yüksek aşınma direnci özellikleriyle yaklaşık 1200 °C'ya kadar olan sıcaklıklarda kullanılabilir. Kullanıldıkları yüksek sıcaklık kritik uygulama alanlarında, süperalaşımların servis ömürleri hem maliyet hem de güvenlik açısından çok önemlidir. CrNiCo süperalaşımının servis ömrünün artırılması da bu nedenlerle kritik olmaktadır.

### 4.1 Mikroyapıya Silisyumun Etkisi

CrNiCo süperalaşımının matrisi Cr, Ni, Fe ve Co elementlerince zengin ostenitik katı eriyikten ibarettir. Ostenitik matris özellikle içerdiği yüksek krom nedeniyle yüksek oksidasyon direncine sahiptir [78]. CrNiCo süperalaşımının özelliklerini kontrol eden silisyumun, katılma sırasında primer olarak meydana gelen intermetalik fazlar üzerindeki etkisi oldukça kritiktir. Bu çalışmada silisyumun matristen daha ziyade primer fazlarda yoğunlaştığı, bunların miktarını ve morfolojilerini etkilediği, ancak matrisin bileşimini ve sertlik özelliklerini etkilemediği belirlenmiştir. Şekil 4.1'de matriste çökelen fazların hacimce yüzdeleri çizgi kesim metodu ile belirlenerek silisyum miktarının bir fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Diyagramlardan görüleceği gibi, silisyum ağı.%0.48 değerinden ağı.% 5.43 değerine arttığında fazların toplam miktarı %10'dan yaklaşık %50 değerine yükselmektedir. Bu artışın nedeni, silisyumun intermetalik fazların bünyesine girerek bir elektron bileşiği gibi davranması ve bu fazların oluşumlarını teşvik etmesidir [79]. Böylece yapıda mevcut olan geniş yüzeyli sigma ve chi fazları, matris alanını doldurarak yapıda etkin hale gelmektedirler. Silisyumun bu etkisi CrNiCo-süperalaşımının yapısında mevcut olan her bir faz için ayrı ayrı tartışılacaktır.



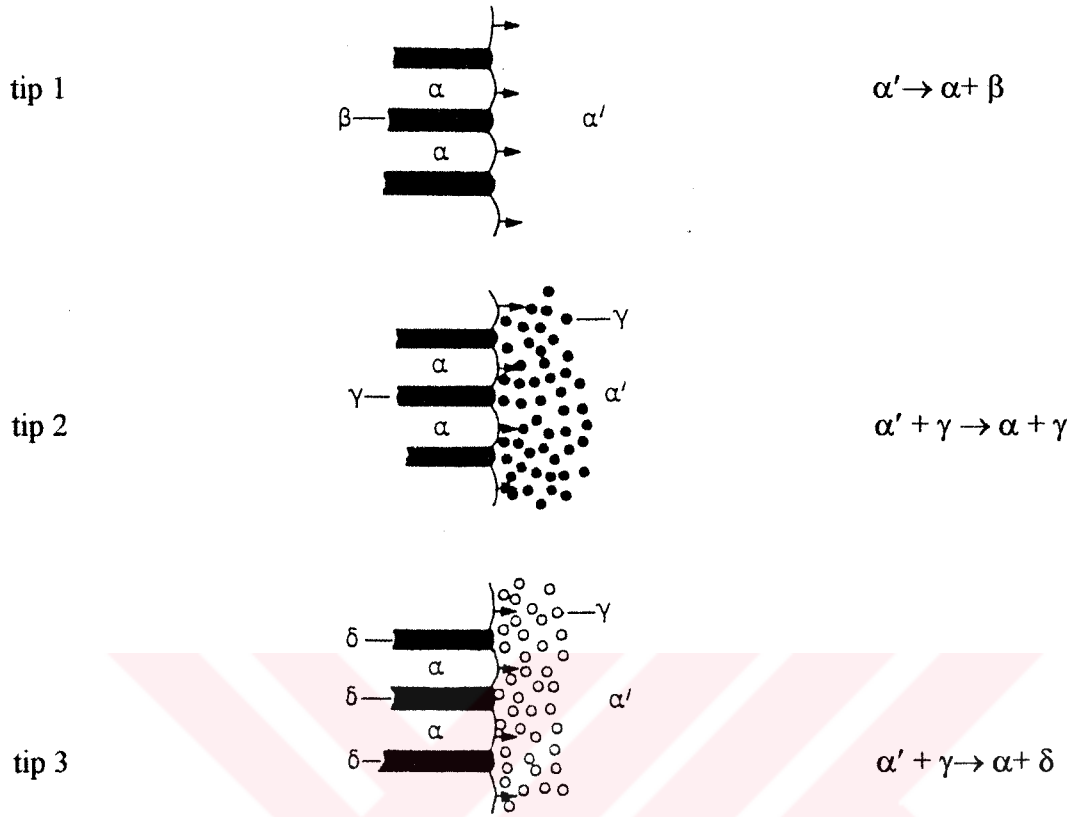
Şekil 4.1. Silisyumun fonksiyonu olarak matriste çökelen fazların hacımsel değişimi.

#### 4.1.1 Süreksiz Çökelme ( $M_{23}C_6$ oluşumu)

Süreksiz çökelme “hareketli tane sınırlarının arasında iki fazdan oluşmuş lamelli bir yapı” olarak tanımlanmaktadır. Bu yapının bazı geleneksel alaşımların mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerini etkilediği bilinmektedir [73,80-83].

CrNiCo- süperalaşımlarında  $M_{23}C_6$  karbürü, değişik silisyum içeriklerinde, matris/sigma ve sigma/chi arayüzeyinde meydana gelirken, morfolojisi silisyuma bağlı olarak değişmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde  $M_{23}C_6$  lamelleri uzun ve geniş olurken, yüksek silisyumlu bileşimlerde ise kısalarak sürekliliğini kaybetmektedir.

Nikel bazlı süperalaşımlarda sık sık rastlanılan  $M_{23}C_6$  karbür oluşumunun, genel olarak büyük açılı tane sınırlarında başlayan bir çekirdeklenme ile oluşan süreksiz çökelme olayı olduğu bildirilmektedir. Büyük açılı tane sınırları hareketli olup, karbür oluşturan atomların difüzyonuna imkan verir, bunun sonucunda Cr gibi karbür oluşturan atomların difüzyonu ile büyük açılı tane sınırlarında karbür partikülleri tercihli olarak büyürler. Bu reaksiyon tipik süreksiz çökelme olayını karakterize etmekte olup, ostenitik çelik ve nikel bazlı süperalaşımlarda farklı morfolojilerde ortaya çıkmaktadır [41,84,85].



Şekil 4.2. Süreksiz çökelmenin sınıflandırılması ( şematik ) [73] .

*Birinci tip* süreksiz çökelme reaksiyonu  $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$  şeklinde olup, tek fazlı aşırı doymuş  $\alpha'$  matrisi, termodinamik olarak daha kararlı bir karışım olan  $\beta$  çökeltisi ve eriyen  $\alpha$  fazı lamellerine dönüşür.  $\alpha$  fazının kristal yapısı değişmez ve morfolojik olarak süreksiz reaksiyonlara benzeyen ötektoid reaksiyonlardan ayrılır. Bu tip reaksiyon tane sınırı göçü ile meydana gelen tane sınırı çökeltilerini tanımlamaktadır.

*İkinci tip* süreksiz çökelme reaksiyonu  $\alpha' + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$  şeklinde meydana gelmektedir. Burada  $\gamma$ , daha kaba  $\gamma$  çökeltilerine dönüşen bir ön çökeltidir. Eğer sadece koherant  $\alpha$  matris çözünürlüğünde bir değişim oluyor ise bu reaksiyon basit olarak  $\gamma$  kabalaşma reaksiyonu olarak tanımlanmaktadır.

*Üçüncü tip* süreksiz reaksiyon  $\alpha' + \gamma \rightarrow \alpha + \delta$  şeklindedir. Bu reaksiyonda koherant yarı kararlı  $\gamma$  termodinamik olarak daha kararlı  $\delta$  fazına dönüşür.

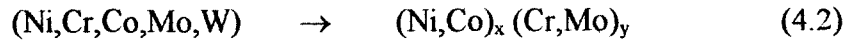
Süreksiz çökelme olarak tanımlanan ve hücrel morfolojide oluşan  $M_{23}C_6$  karbürü bazı ticari alaşımlarda görülmektedir. Bir çok araştırmacı üzerinde çalıştıkları alaşımlarda süreksiz çökelmeyi belirlemiş ve tanımlamışlardır. Tane sınırı  $M_{23}C_6$  karbürü ostenit tane sınırı göçü ile meydana gelmektedir. Tane sınırı göçünün itici gücü, tane sınırının iki tarafında yüzey enerjilerinin farklılığıdır. Bu, süreksiz çökelme için ilk adım olurken, tane sınırları yeralan atomlar (özellikle krom) için bir difüzyon kısa mesefesi oluşturarak tane sınırı ile temasta olan  $M_{23}C_6$  plakasının tercihli büyümesini sağlamaktadır[85,86]. Bu karbürlerin oluşumu latis hataları, dislokasyonlar, istif hataları ve mikro ikizlenmeler tarafından teşvik edilmektedir. Süreksiz çökelmenin tane sınırlarında meydana gelmesi oda sıcaklığında süneklik üzerinde olumsuz etki yapmamaktadır; ancak yüksek sıcaklıklarda süneklik belirgin olarak azalır. Bunun nedeni, yüksek sıcaklıklarda süreksiz çökelme ile oluşan hücre morfolojisinin tane sınırı hasarına yol açan çatlakların başlamasına neden olmasıdır [42].

Süreksiz çökelme bir çok süperalaşımda karşımıza çıkan bir katı/katı dönüşüm reaksiyonudur. Katılama sırasında oluşabildiği gibi servis koşullarında veya ısı işlem sonucunda da meydana gelebilmektedir.

CrNiCo süperalaşımında meydana gelen süreksiz çökelme tane sınırı çöktürmesi ve tane sınırı göçünü de içeren bir reaksiyondur. Bu reaksiyonun oluşumu, diğer fazlarda olduğu gibi silisyumdan etkilenmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde  $\sigma/\gamma$  arayüzeyinde  $M_{23}C_6$  lamelleri oldukça uzun ve hücrel morfolojide oluşurken, silisyum miktarı arttıkça lameller kısalmakta ve hücrel yapı bozulmaktadır. Silisyum artışı ile birlikte meydana gelen bu değişimin, diğer mikroyapı bileşenleri ile de ilgilidir. Özellikle bir karbür olarak da tanımlanan chi [32] fazının miktarı da sigma gibi silisyum arttıkça artmaktadır. Chi fazı aynı zamanda yüksek miktarda krom içermektedir. Yüksek silisyumlu bileşimlerde, kromca zengin bir karbür olan  $M_{23}C_6$  fazının oluşması için gerekli kromun bir kısmı, chi fazı tarafından tüketilmekte ve böylece  $M_{23}C_6$  karbürünün oluşumunun engellendiği varsayılmaktadır.

#### 4.1.2 Sigma

CrNiCo süperalaşımında Cr yaklaşık ağırlık %30 civarında yüksek bir değere sahip olup, sigma fazı daha katılaşma koşullarında primer olarak geniş yüzeyli blok morfolojide ve tane sınırlarında oluşmaktadır. Bu yapısı ile sigma aşınma özelliklerine olumlu katkılar yapar. Ancak yüksek silisyum değerlerinde aşırı gevrekliğe neden olduğu için daha fazla sigma arzu edilmemektedir. Sigma genellikle Ni,Co,Cr,Mo gibi elementlerce zengin bir fazdır. Bu faz ostenitik matristen aşağıdaki reaksiyon gereği oluşmaktadır [27].



Burada  $x=1-7$  ve  $y=1-7$  arasında bir değer alabilir. Sigma ilk defa 1927 'li yıllarda Cr-Fe ve Cr-Fe-Ni alaşım sistemlerinde belirlenmiştir. Sigmanın geçiş metalleri ile yaptığı izomorf fazlar farklı bileşimlerde olup, elektron bileşiği davranışı göstermektedirler. Bu fazların özellikleri her bir atom başına düşen elektronların davranışına bağlıdır. Cr-Fe ve Cr-Ni sistemlerinde incelenen sigma fazı 520°C 'de bir ötektoid reaksiyonla iki kübik hacim merkezli faza parçalanmaktadır. Düşük sıcaklıklarda Fe ve Cr elementlerinin karışma şansı çok düşüktür; ancak 550°C nin üzerinde çok geniş bir konsantrasyon aralığında (yaklaşık 10-80 %Cr) bu gerçekleşmektedir. Cr-Co-Ni sisteminde ise Ni ve Cr uzun dar bir band boyunca sabit krom içeriğinde bir sigma fazı oluşmaktadır [75].

Sigma fazı sert, gevrek bir faz olup geniş bloklar şeklinde yüksek enerjili arayüzeylerde, tane sınırlarında ve üçlü noktalarda oluşur. Morfolojisi bileşime bağlı olarak değişen sigma plakacıklar şeklinde ve iğnesel morfolojide de meydana gelir. Özellikle servis sıcaklıklarında meydana gelen sigma fazının morfolojisi malzemenin ömrü bakımından çok önemlidir. Çünkü özellikle iğnesel morfolojide oluştuğunda çentik etkisi ile yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımını düşürdüğü belirtilmektedir. Bu nedenle alaşım tasarımcıları yeni oluşturdukları bir süperalaşımda güvenilirlik sınırlarını aşmayacak şekilde sigma fazı oluşumu için faz kompozisyonlarını hesaplamak zorundadır [4,24,36,46].

NiCoCr alaşımlarında sigma fazının oluşumuna Mo, W, Cr ve Ta elementlerinin etkisini inceleyen Biss [24], sigma fazının oluşumu üzerine alaşım elementlerinin farklı etkiler yaptığını ortaya koymuşlardır. Bu çalışmada at.% 37.5 Cr içeren alaşımda sigma fazının, at.%1 Mo, W veya Ta içeriğinde meydana geldiği, at.% 2-4 Mo ve W elementlerinin sigma fazı oluşturma potansiyelinin kromdan iki kat fazla, tantaliumun etkisinin molibden ve tungstenden daha düşük ve haddelenmiş alaşımlarda sigma fazı oluşumunun döküm alaşımlarına göre daha az olduğu belirlenmiştir.

*Sigma Fazına Silisyumun Etkisi:* Şekil 3.6' da döküm halindeki alaşımlarda silisyumun sigma fazı üzerindeki etkisi görülmektedir. Silisyum mikroyapı bileşenlerini etkileyerek, alaşımın özelliklerini değiştirmektedir. Silisyum, sigma ve ikinci intermetalik faz olan chi fazının miktarını hac.%10 mertebesinde yaklaşık hac.%50 mertebesine çıkarmaktadır. Bu element, matriste çözünmemekte ve intermetalik fazların bünyesine girmektedir. Sigma fazının yüzey alanı silisyum arttıkça içinde bulundurduğu chi fazının da büyümesi nedeniye incelmektedir. Yine silisyum arttıkça sigma etrafındaki  $M_{23}C_6$  lamelleri kısalmakta ve yüksek silisyumlu bileşimlerde sigmanın içinde hapsolmuş chi büyüyerek yer yer matrisle birleşmektedir.

Silisyumun sigmaya etkisini açıklamak için Gupta [79] farklı alaşım sistemlerinde sigma fazının kararlılığını araştırmışlardır. Bu araştırmacılara göre; (Cr,Fe) $\sigma$  fazı 825 °C'ye kadar kararlı iken, (CrNiSi) $\sigma$  fazı 1000 °C'ye kadar kararlılığını korumaktadır. Düşük silisyum içeriklerinde (CrNi) sigma fazı oluşmazken, CrNiSi üçlü sisteminde ortaya çıkmaktadır. Silisyum, ilk uzun periyottaki geçiş elementlerinin oluşturduğu sigma fazının kararlılığını önemli ölçüde arttırmaktadır. Bir çok sigma fazında katı eriyikteki silisyum atomları Mn veya Fe ile yer değiştirerek sigma atomlarının d-seviyelerini doldurmaktadır. Sigma fazının kararlılığı üzerindeki en önemli etken ilave elementlerin boyut faktörü ve elektronik yapısıdır. Çeşitli sigma fazları için birim hücrenin hacmi, silisyum atomunun yarı çapı (1.34 Å) vanadyum hariç diğer ilgili elementlerden daha büyük olmasına karşılık silisyum artışı ile azalmaktadır. Bir çok sigma fazının elektriksel öz direnci çok yüksektir. Bu direncin sıcaklığa bağımlılığını ifade eden katsayı ise çok düşük hatta negatiftir. Vanadyum ve

krom gibi elektropozitif elementlerin sigma fazına karşı ilgisi fazladır. Silisyum ise elektronegatif olup, silisyum atomları ekstra elektronların alıcısı olarak davranmaktadır. Yapılan çalışmalarda, silisyum atomlarının büyük olmalarına rağmen nispeten daha düşük koordinasyon numaralı yerleri işgal ettikleri saptanmıştır. Sigma fazının bu özelliği CrNiCo-süperalaşımında düşük ısı iletkenlik katsayısını açıklamaktadır.

Silisyumun sigma oluşumunu teşvik etmesi bu elementin doğrudan elektronlarının davranışı ile ilgilidir. Bardos [71] VFeSi ve VCoSi sistemlerinde yaptıkları çalışmalarda  $\mu$  ve R gibi kompleks yapılı fazlarla sabit bir elektron konsantrasyonuna sahip sigma fazının oluştuğu belirtilmiştir. Benzer davranış manganca zengin üçlü  $\beta$ -manganez katı çökeltilerinde de gözlenmiştir. Bu sistemde silisyum, germanyum veya kalay bulunmaktadır.  $\beta$ -manganez fazı bir elektron fazıdır. Bu sistemlerde silisyumun alaşımda 4 dış elektronu paylaşılmaktadır; d-elektron seviyesindeki elektronlar dışarı atılamaz. Silisyum atomlarında normalde boş olan 3d-seviyesine, elektron sıçraması sonucu fermi enerji seviyesi aşılar ve böylece silisyum bir geçiş elementi olarak davranarak bir elektron bileşiği olan sigma oluşumunu teşvik eder.

Bir çok süperalaşımda, özellikle servis sıcaklıklarında sigma fazı oluşumu istenmez. Gevrek bir faz olması nedeniyle, sigma sürünme özelliklerinde kötüleşmeye neden olabilmektedir. Bu yüzden alaşım tasarımcıları elektron boşluk numarası hesaplamaları ( $N_v$ ) ile daha başlangıçta istenmeyen TCP fazların oluşma olasılıklarını belirlerler. Örneğin, nikel bazlı süperalaşımlarda nikelin  $Ni_3Ti$  şeklinde  $\gamma'$  oluşturması matristeki krom konsantrasyonunu arttırmakta ve Cr bu tür fazların oluşmasında etken olmaktadır. Alaşım bileşimi özellikle kritik malzemelerde çok hassas ve önemlidir.

CrNiCo süperalaşımda meydana gelen sigma, geniş yüzeyli sert bir faz olup, kullanım alanındaki yüksek sıcaklık kararlılığı, yüksek aşınma dayanımı nedeniyle oluşması teşvik edilmektedir. Silisyum, bu alaşımda bu tür intermetalik fazların oluşmasını teşvik etmekte ve yüksek sıcaklık kararlılıklarını arttırmaktadır. Bu özellikleri ile silisyum, dolayısıyla sigma, alaşımın hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklık servis koşullarında aşınma davranışını olumlu yönde etkilemektedir.

Ancak yine de çekme dayanımı ve süneklik bakımından bileşime dikkat edilmeli, silisyum ve bu tür gevrek intermetalikler belli bir miktarda sınırlandırılmalıdır.

#### 4.1.3 Chi ( $\chi$ ) Fazı

1954 yılında Kasper [24] FeCrMo sisteminde chi fazının oluştuğunu belirlemiştir. Daha önceleri ise bu faz NiCrMo sisteminde tespit edilmiştir. Chi fazı bir TCP faz olup, birim hücre başına 58 atom içerir. Molibden atomları en geniş hacmi işgal ederlerken Cr, geriye kalan pozisyonlara segrege olmaya çalışır. Bazı yazarlar chi fazının bir  $M_{18}C$  karbürü olduğunu söylemektedirler. Genel formülü  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  veya  $(Fe,Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$  şeklinde verilen chi fazı yuvarlak çubuk şekilden geniş kaba partiküllere kadar geniş bir morfolojide sigma fazına benzer olarak ortaya çıkmaktadır. Bu faz daha çok paslanmaz çeliklerde [32] yaşlanma sonucunda ve genellikle tane sınırlarında, koherant olmayan ikiz sınırlarında ve taneler arasında oluşmaktadır.

CrNiCo süperalaşımında oluşan chi fazı, HMK kristal yapısında olup, sigma gibi geniş yüzeyli bir fazdır. Chi fazı CrNiCo süperalaşımında katılaşma sırasında primer olarak meydana gelmektedir. Düşük silisyum bileşimlerinde miktarı çok azdır; silisyum miktarı arttıkça yüzey alanı genişlemekte ve miktarı artmaktadır. Hatta ağı. % 4.20 ve 5.43 Si bileşimlerinde sigmanın incilmesi ile kimi bölgelerde matrisle birleşmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde sigmanın etrafında oluşan  $M_{23}C_6$ , yüksek silisyumlu bileşimlerde chi/sigma arayüzeyinde de görülmektedir. Chi fazında silisyum miktarına bağlı olarak meydana gelen bu değişim, sigma fazında olduğu gibi, malzemenin aşınma özelliklerini iyileşmesinde yardımcı olmakta, ancak gevreklik nedeniyle tokluğu düşürmektedir.

Silisyumun sigma fazı üzerindeki etkisinin, yine bir TCP fazı olan chi fazı için de geçerli olduğu düşünülmektedir. Literatürde silisyumun chi fazı üzerindeki etkisi ile ilgili olarak ayrıntılı bilgiye rastlanmamıştır. Yapılan x-ışınları element dağılım haritalarında silisyumun chi fazında yoğunlaştığı ve miktarını arttırdığı açıkça görülmektedir (Şekil 3.7). Ayrıca yüksek silisyumlu bileşimlerde chi etrafındaki sigma fazının incelendiği ve etrafındaki hücrel  $M_{23}C_6$  lamellerinin parçalandığı dikkat

çekmektedir. Burada muhtemel mekanizma bir karbür olarak da tanımlanan chi fazının, sigma ve  $M_{23}C_6$  lamellerini oluşturan temel element kromu tüketmesi ve kendi alanını genişletmesi şeklindedir.

#### 4.2 Döküm CrNiCo Süperalaşımının Isıl İşlem Sonrası Mikroyapısı

Önemli bir mukavemet arttırma yöntemi olan ısıt işlemler, çoğu süperalaşım sistemlerinde de uygulanmaktadır. Bütün süperalaşım sistemlerinde olmamakla beraber, özellikle nikel bazlı süperalaşımlarda yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımı sağlayan  $\gamma'$  çökmesi, bu alaşım grupları için çok önemli bir mukavemetlendirme mekanizmasıdır. Kullanım alanları bakımından, alaşım özelliklerinin önemi bir kaç kat daha artmakta, özellikle uçak ve uzay endüstrisinde kullanılan malzemeler hata kabul etmemektedir. Yapılan ısıt işlemler ise çok hassas ve çok komplikedir. Bu nedenlerden ötürü bir çok araştırmacı [5,7,23,87,88] bu konu ile ilgilenmiştir.

CrNiCo süperalaşımının yüksek sıcaklık servis koşullarında davranışını belirlemek için yapılan ısıt işlemler sonucu oldukça karmaşık mikroyapılarla karşılaşmıştır. Alaşımın mikroyapısı sıcaklık, bu sıcaklıkta tutma süresi ve silisyum miktarından etkilenmektedir. Servis koşullarına yakın olması bakımından seçilen 900, 1100 ve 1250 °C ısıt işlem sıcaklıklarında ortaya çıkan mikroyapılar aşağıda tartışılmıştır.

**900 °C:** CrNiCo süperalaşımının silisyum içeriğinin artması ile matriste daha fazla ikinci faz çökmesi olduğu Şekil 3.18'den görülmektedir. Özellikle 30 dakika tutulan alaşımda sadece primer sigma fazı etrafında çökelen küçük çökelti partikülleri ( $Cr_{6.5}Ni_{2.5}Si$ ), silisyum miktarı arttıkça tüm matrisi doldurmaktadır. Yüksek silisyum değerlerinde, 25 saat tutulan alaşımlarda, düşük silisyumlu alaşımda görülen birbirini kesen çubuksu yapının yerini, daha kısa levhasal ve iğnesel fazlar almaktadır. Bu alaşımlarda yapılan daha uzun süreli ısıt işlemlerde ise matriste birbirinden ayırd edilmesi çok güç olan çok sayıda faz oluşmaktadır.

Şekil 3.21'de görülen levhasal fazın x-ışınları faz analizlerinin değerlendirmelerine ve Tablo 3.14'de verilen SEM - EDS analizlerine göre Co, Mo, W yanında silisyumca zengin bir laves fazı olduğu muhtemeldir. Laves fazları çeşitli

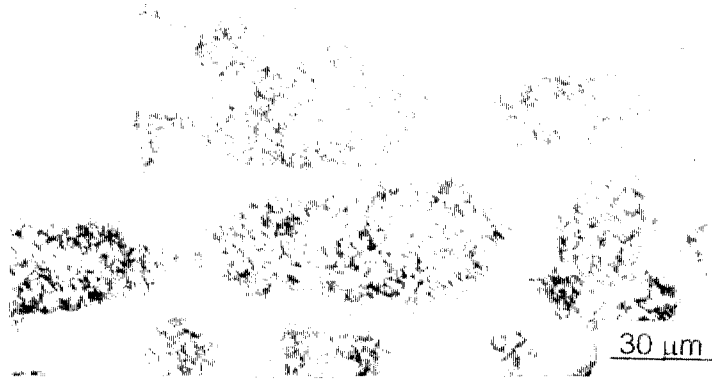
bileşimlerde ve yaklaşık 700 °C'den itibaren yüksek sıcaklıklarda ortaya çıkmaktadırlar [89]. Miner [90] incelediği iki nikel bazlı süper alaşımdan MAR-M200 alaşımına ağırlık %1'e kadar silisyum ilavesiyle 713 °C'de  $\text{Mo}(\text{Ni},\text{Si})_2$  laves fazı oluştuğunu belirtmektedir. Yine B-1900 alaşımında silisyum ilavesi ötektik ve laves fazı oluşumunu arttırmaktadır. Laves fazları süperalaşımlarda  $\text{A}_2\text{B}$  tipinde (ikili) veya silisyum ilavesi ile  $\text{A}_2\text{B}_3\text{Si}$  tipinde (üçlü) ortaya çıkmaktadır ve silisyum bir elektron bileşiği olan bu fazın elektron konsantrasyonunu düşürerek alaşımın 1200 °C'de bile kararlı olmasını sağlamaktadır.

900 °C'de yapılan ısıtıl işlemlerde  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  karbürüne rastlanmamıştır. Bu karbür diğer intermetalik fazlara göre düşük sıcaklıklarda çözünmektedir. Sigma ve chi fazları ise 900°C'de halen mevcuttur ve artan silisyum miktarı ile kararlılıkları da artmaktadır. Sigma fazı düşük silisyumlu bileşimlerde bu sıcaklıkta R fazına dönüşmektedir. R fazı [47] bir (Cr,Mo,Co) fazı olup, sigma fazının dönüşmesi ile meydana geldiği rapor edilmektedir. Bu çalışmada ağırlık % 0.43 Si içeren CrNiCo- süperalaşımında 900 °C 'de R fazına rastlanmıştır. Ağırlık %4.20 Si içeren alaşımda yapılan x- ışınları faz analizlerinde yapıda halen sigmanın varlığı tespit edilmiştir. Bu tespit, yüksek sıcaklıklarda silisyumun sigmanın kararlılığını arttırdığına işaret etmektedir.

**1100 °C:** Bu sıcaklıkta yapılan ısıtıl işlemlerde, artan silisyum miktarının silisyum içeren intermetalik fazların çökmesini teşvik ettiği görülmektedir. Özellikle yüksek silisyum değerlerinde kısa sürelerde matris tamamen eş eksenli partiküllerle dolmaktadır. Bu olay artan sıcaklık ve silisyum miktarı ile hızlanmaktadır; silisyum özellikle sigma ve laves fazlarının oluşumunu teşvik etmektedir. Şekil 4.3'de 1100 °C'de 25 saat ısıtıl işlem görmüş ağırlık %4.20 silisyum içeren alaşımın mikroyapısı görülmektedir.

1100 °C'de matriste çökelen fazlar, 900 °C'de çökelen fazlarla benzer olmakla birlikte, bu sıcaklıkta laves fazlarına rastlanmamıştır. X-ışınları faz analizlerine göre çökelen fazlar çeşitli silisidlerdir. Matrisi dolduran çökelti fazları daha çok eş eksenlidir ve bir miktar kabalaşma söz konusudur; iğnesel morfolojilere rastlanmamıştır. 1100 °C'de primer intermetalik fazlar yönünden diğer bir nokta özellikle chi fazında meydana gelen çözünmedir. Çözünme yine yüksek silisyumlu

bileşimlerde çok daha yavaş olup, mikroyapı halen başlangıçtaki durumunu korumaktadır. Diğer önemli bir nokta, 900 ve 1100 °C’de ısıtım işlem gören alaşımlarda, katılaşma sırasında sigma/matris arayüzeyinde oluşan  $M_{23}C_6$  karbürü, artık yoktur. Bu karbür uygulanan ısıtım işlem sıcaklıklarında çözünmektedir.

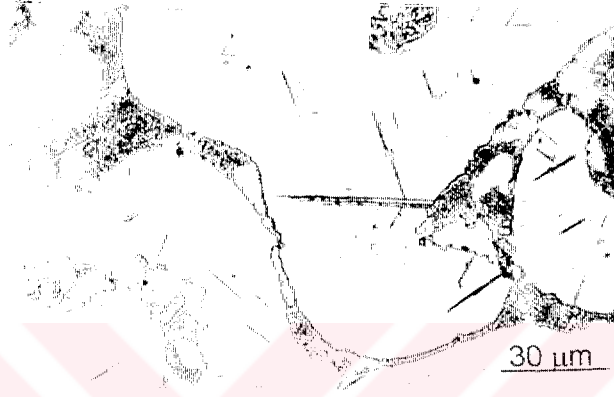


Şekil 4.3. 1100 °C’de 200 saat ısıtım işlem görmüş ağı.%4.20 Si içeren alaşımların mikroyapısı. ( %10  $CrO_3$  ile elektrolitik dağlanmış ve 10gr  $KMnO_4$ + 4gr  $NaOH$ + 46ml su çözeltisi ile renklendirilmiştir.

**1250 °C:** Bu sıcaklıkta yapılan ısıtım işlemlerde katılaşma sırasında oluşan sigma, chi ve  $M_{23}C_6$  karbürleri büyük ölçüde çözünmektedir. Düşük silisyumlu alaşımda sadece tane sınırlarında bir film halinde bulunan sigma, yüksek silisyumlu alaşımda kütsel morfolojisini korumaktadır. Bu sıcaklıkta x-ışınları faz analizlerinden elde edilen verilere göre, düşük silisyum içeriklerinde  $M_{23}C_6$  karbürünün oluştuğu görülmektedir. Bu karbür, Şekil 4.4’de verilen mikroyapıda görüldüğü gibi sigma fazının içinde lamelli yapıda balık iskeleti şeklinde ortaya çıkmaktadır. Böyle bir ötektik görünümünün yapının tam bir karakterizasyonu için, daha fazla bilgiye ve TEM çalışmalarına ihtiyaç vardır. Bu sıcaklıkta ve ağı.% 5.43 silisyum bileşiminde, alaşımda kısmi ergimeler meydana gelmektedir. Kısmi ergimeler, 1250 °C’de alaşımda oluşan yeni ötektikler ve silisyumun alaşımların ergime noktasını düşürmesinden kaynaklanmaktadır.

CrNiCo -süperalaşımlarında yüksek sıcaklık işlemlerinde en dikkat çekici yapı 900 °C ve 1100°C’de meydana gelen mikroyapılardır. Bu mikroyapılar döküm durumunda olduğu gibi, oluşumları silisyum tarafından teşvik edilen sigma ve laves fazları içermektedir. Bu fazlar birer elektron bileşiği olup TCP tipi fazlardır. Sıcaklık arttıkça primer fazlarda meydana gelen çözünme ile birlikte, matriste çökelten fazların

morfolojileri de değişmektedir. Isıl işlemlerin başlangıcında ince yuvarlak çökeltiler halinde bulunan sigma, tutma süresi arttıkça çubuksu ve levhasal morfolojiden eş eksenli kaba çökeltilere dönüşmektedir. Silisyum attıkça bu çökeltilerin oluşumları hızlanmakta ve daha kaba eş eksenli partiküller halinde matrisi doldurmaktadırlar. Sıcaklık 1250 °C'ye geldiğinde primer fazların (sigma, chi) büyük bölümü çözünmekte, fakat yüksek silisyumlu bileşimlerde bu fazlar hala daha kararlı görünmektedirler.



Şekil 4.4. Ağ.% 2.16 silisyum içeren alaşımda 1250 °C'de ısıl işlem sonrası mikroyapı ( % 10 CrO<sub>3</sub>).

Literatürde, yüksek sıcaklıkta süperalaşımlarda meydana gelen fazlarla ilgili çok sayıda araştırma mevcuttur. Biss [24] NiCrCo alaşımları ile yaptıkları çalışmalarda CrNiCo süperalaşımında oluşan fazlara benzer mikroyapılar tespit edilmiştir. Araştırmacılar bu alaşımı Mo, W ve Ta ilavesiyle modifiye etmişlerdir. Ta ilavesinde ağ.% 36.35 Cr ve ağ.% 3.74 Ta bileşiminde 845°C sıcaklıklarında ortaya çıkan yapılar CrNiCo süperalaşımında 900 °C' de görülen mikroyapılar ile benzerdirler. Bu çalışmada % 37.52 Cr ve 3.68 W bileşiminde 760°C 'de tane sınırlarında çökelmeye başlayan sigma fazı 925°C de bütün matrisi iğnesel morfolojisi ile kaplamaktadır.

#### 4.3 Mekanik Özellikler

Ostenitik süperalaşımlarda sertleştirme 3 temel mekanizmaya dayandırılmaktadır. Bu mekanizmalar şunlardır:

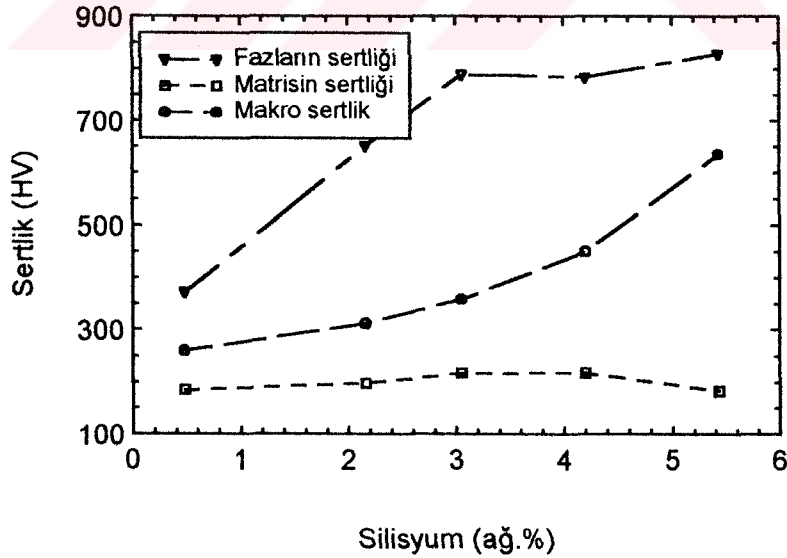
- $\gamma'$  çökmesi,
- karbür oluşumları,
- refrakter metallerin katı eriyik sertleştirilmesi.

Birinci mekanizmada alüminyum ve titanyum gibi elementlerin ilavesi ile; ikinci mekanizmada karbon ve karbür oluşturacak elementlerin miktarının ayarlanması ile ve üçüncü mekanizmada ise molibden veya tungsten gibi refrakter elementlerin ilavesi ile mukavemetlendirme gerçekleştirilmektedir [4].

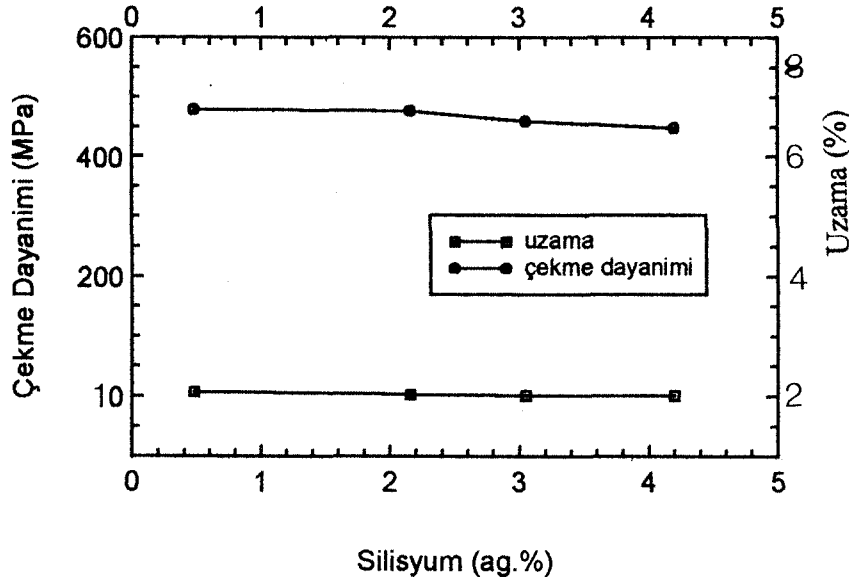
#### 4.3.1 Döküm Halindeki CrNiCo-Süperalaşımının Mekanik Özellikleri

##### 4.3.1.1 Çekme Dayanımı ve sertlik

Silisyumun fonksiyonu olarak sertlik ve çekme dayanımı arasındaki ilişki Şekil 4.5 ve 4.6'da verilmiştir. Döküm halindeki alaşımda önemli bir mekanik özellik parametresi olan yüksek sertlik, mikroyapıda mevcut intermetalik bileşiklerle sağlanmaktadır. Yapılan sertlik ölçümlerinde matrisin sertliğinin silisyum miktarından etkilenmediği görülmüştür. Zira silisyum intermetalik fazların oluşumunu teşvik etmekte, matriste çözünmemektedir. Silisyumun bu davranışı Şekil 3.7'de verilmiş olan EDS element dağılım haritalarında belirgin olarak görülmektedir. Düşük silisyumlu bileşimlerde olduğu gibi yüksek silisyumlu bileşimlerde de bu eğilim değişmemektedir.



Şekil 4.5. Döküm CrNiCo süperalaşımının silisyum miktarına bağlı olarak sertlik değişimi.



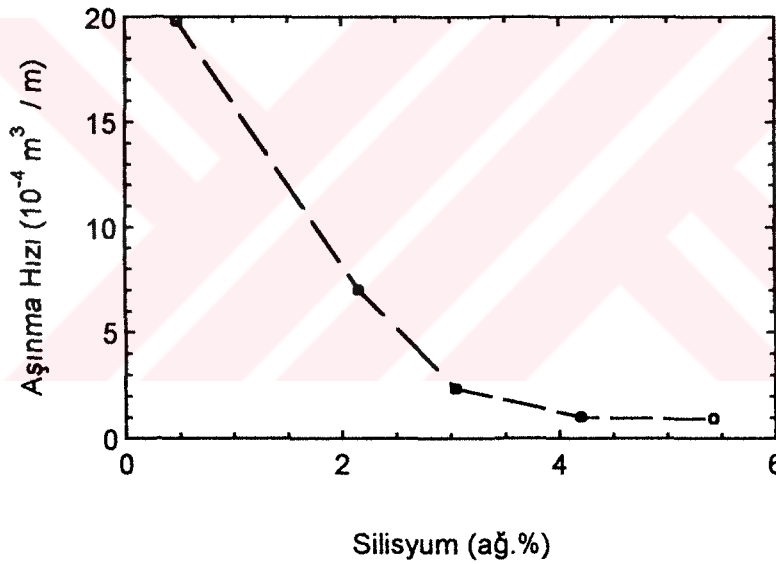
Şekil 4.6. Döküm CrNiCo süperalaşımında silisyum miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve uzamanın değişimi.

Döküm halindeki alaşımda çekme dayanımı artan silisyum miktarı ile düşmektedir. Silisyum arttıkça aynı zamanda süneklikte düşmektedir. Bunun muhtemel nedeni malzemede çoğalan gevrek sigma ve chi fazlarıdır. Topolojik sıkı paket olarak tanımlanan bu fazlar, süperalaşımların kimyasal bileşimine bağlı olarak değişik tip ve morfolojide oluşurlar. Özellikle kütleli ve levhasal fazlar ile yüksek sıcaklıklarda oluşan iğnesel fazların, çekme dayanımını ve sünekliği düşürmesi yanında, servis koşullarında yüksek sıcaklık kopma dayanımı üzerine de olumsuz etkileri vardır [4,5,27,30]. Bu olumsuz etkileri nedeniyle yeni bir süperalaşım dizayn edildiğinde, öncelikle bu tür fazların oluşma olasılıklarının, elektron boşluk konsantrasyonu hesapları ile belirlenmesi gereklidir [4,36]. NiCo süperalaşımında katılaşma sırasında hücreli morfolojide sürekli çökeltme reaksiyonu ile oluşan  $M_{23}C_6$  karbürü de mekanik özellikleri kötü yönde etkilemektedir.  $M_{23}C_6$  tane sınırlarında çentik etkisi yaparak çatlak çekirdeklenmesine (prematüre tane sınırı hasarı) neden olmakta ve malzemenin yüksek sıcaklık sünekliğini önemli ölçüde düşürmektedir [42]. CrNiCo süperalaşımında  $M_{23}C_6$  karbürünün miktarı, silisyum ile azalmakta ve lameller kısalmaktadır. Çekme dayanımının ve sünekliğin, silisyum artışı ile azalması,  $M_{23}C_6$  karbüründen daha ziyade sigma ve chi fazının davranışı ile ilgilidir.

#### 4.3.1.2 Aşınma

Çeşitli şekillerde ve farklı boyutlarda her zaman malzemelerin ömürlerini azaltma yönünde etki eden aşınma, temel beş mekanizma ile açıklanmaktadır. *Abrasif aşınma, adhesif aşınma, yorulma aşınması, korozif aşınma ve erozif aşınma* [62,63].

CrNiCo süperalaşımında aşınma hızının silisyum ve buna bağlı olarak fazların hacimsal miktarı ile ilişkisi Şekil 4.7’de verilmiştir. Özellikle yüksek silisyum içeriklerinde hac.%50 değerlerine ulaşan sigma ve chi fazı aşınma özelliklerini iyileştirmektedir. Diyagramdan görüleceği gibi silisyum miktarı ağı.% 0.48’den 2.16’ya yükseldiğinde aşınma hızındaki hızlı düşüş dikkat çekmekte ve bu değerden sonra düşüş hızı azalarak devam etmektedir.



Şekil 4.7. Silisyumun fonksiyonu olarak döküm CrNiCo-süperalaşımının aşınma hızının değişimi.

CrNiCo süperalaşımının düşük aşınma hızı, mikroyapıda mevcut fazların miktarının yanında bunların morfolojileri ile de ilgilidir. Silence [91]’in kobalt bazlı Stellite alaşımlarıyla yaptığı bir çalışmada, fazların sertliğinden ziyade onların morfolojilerinin önemli olduğunu vurgulamaktadır. Daha yumuşak olmalarına rağmen; büyük karbür partikülleri içeren kum döküm stellite alaşımlarının hacim kaybı, grafit kalıba dökülenlere göre çok daha düşük olmaktadır. Yine Focke ve ark.[92] kesici takımlarla yaptıkları çalışmalarda, karbürlerin morfolojilerinin aşınma hızı üzerinde

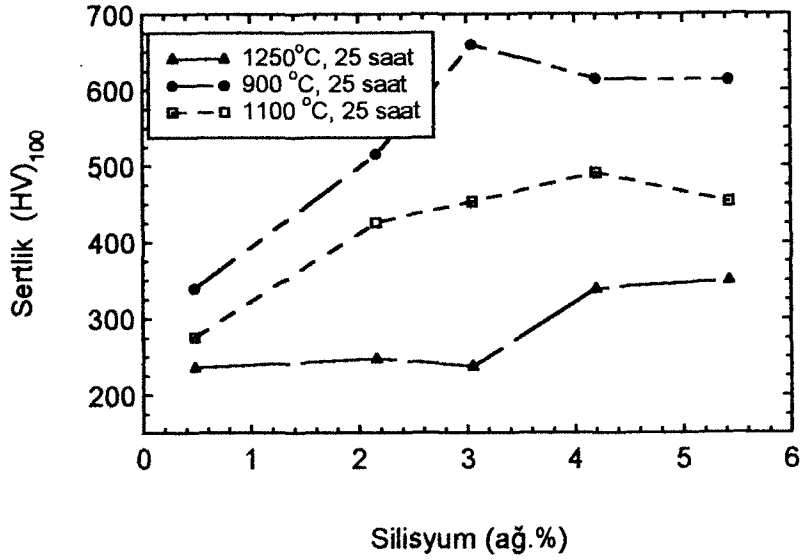
önemli bir etkiye sahip olduğunu ortaya koymuşlardır. CrNiCo süperalaşımında silisyum miktarı arttıkça artan blok şeklinde intermetalik TCP fazları (sigma ve chi) aşınma özelliklerini iyileştirmede önemli rol oynamaktadır. Bu fazlar geniş yüzeyli morfolojilerde olup, yüksek sıcaklıkta kararlılıklarını korumaktadırlar. Bu etki, silisyumun bir fonksiyonu olarak azalan aşınma hızı şeklinde ortaya çıkmaktadır.

#### 4.3.2 Yüksek Sıcaklık Mekanik Özellikleri

Mekanik özelliklerde optimizasyon için uygun ısıtım işlemi her zaman çok önemlidir. Süperalaşımların servis koşullarında daha kararlı olmaları için çoğu kez çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri klasik olarak uygulanırken, bazan daha karmaşık işlemler gerekmektedir. Isıtım işlemleri kimi zaman servis koşullarında bozulan yapıyı tekrar düzeltmek amacı ile de kullanılmaktadır [2]. Çeşitli nedenlerle süperalaşımlara uygulanan ısıtım işlemlerin, mekanik özelliklere doğrudan etkileri vardır ve çoğu kez alaşımların ömrünü belirlerler.

##### 4.3.2.1 Çekme Dayanımı ve Sertlik

Şekil 4.8’de CrNiCo süperalaşımlarının sertlik değişimi, ısıtım işlem sıcaklığı ve silisyumun fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Sertlik, silisyum miktarı arttıkça, yükselme eğilimi göstermekte, en yüksek sertlik değerleri ise maksimum çökelmenin meydana geldiği 900 ve 1100 °C’de elde edilmektedir. 1250 °C’de yapılan ısıtım işlemlerde, sertlik düşmektedir. Bunun temel nedeni, çökelmeden ziyade artık bu sıcaklıkta matristeki primer fazların çözünmeye başlaması ve taneler arasında kısmi ergimeler meydana gelmesidir. Malzemede yüksek sertlik sağlayan fazların azalması, 1250 °C’de ısıtım işlemi gören alaşımların sertliğinin neredeyse yarıya düşmesine neden olmuştur. Silisyumun, ısıtım işlemi gören alaşımların sertliği üzerindeki etkisi ise, artış yönündedir. Yine artan silisyum ve buna bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda artan yapısal kararlılık, sertlik üzerinde de etkili olmaktadır.

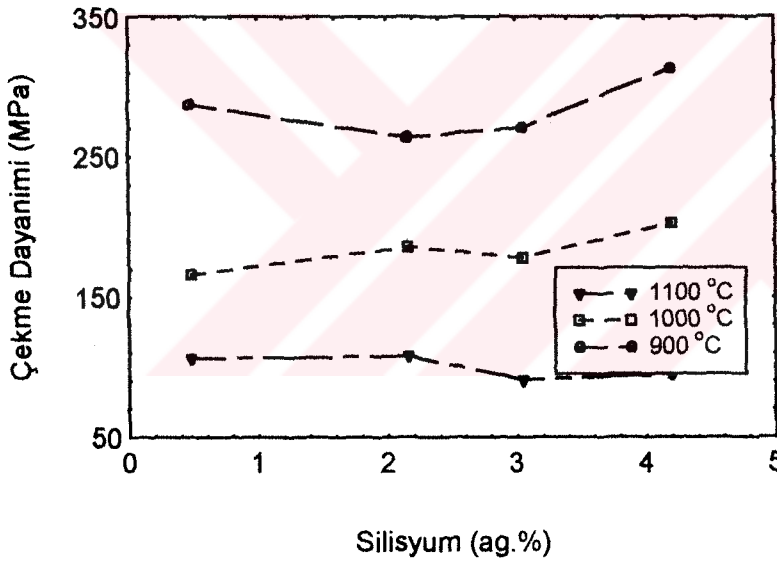


Şekil 4.8 900, 1100 ve 1250 °C’de yapılan ısıt işlemler sonrasında, silisyum miktarına bağlı olarak sertliğin değişimi.

Isıl işlemin mekanik özellikler üzerine etkisini belirlemek için yapılan çalışmalar [44,54,56,93] alaşıma bağlı olarak genel veya alaşım tipine bağlı olarak özel sonuçlar ortaya koymaktadır. Örneğin Kaufmann ve Palty [54] Udimet 500 alaşımında yaptıkları çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri sonucunda matris (katı eriyik) ve çökelti sertleşmesi  $[\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})]$  ile özellikle tokluğun etkilendiğini, bir tane sınırı karbürü olan  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  oluşması durumunda gevrekliğe neden olduğunu belirtmektedirler. Kauffman [44] René 41 süperalaşımında oluşan yüksek sıcaklık fazlarının mekanik özelliklere etkisini alaşıma kattıkları Al, Ti, Mo, Cr, Co elementlerin oluşturduğu fazlara bağlı olarak incelemişlerdir. Bu alaşım elementleri René 41 alaşımında  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{NiAl}$ , sigma,  $\mu$  veya laves TCP fazlarının yanısıra  $\text{TiC}$ ,  $(\text{Cb,Ti})\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ve  $\text{M}_6\text{C}$  karbürlerini oluşturmaktadırlar. Bu fazların sertlik üzerindeki etkileri, kimyasal bileşimleri ve morfolojilerine bağlı olarak değişmektedir.

Süperalaşımların en önemli mekanik özelliklerinden biri çekme dayanımıdır. Bir çok süperalaşım grubunun çekme dayanımı bakımından optimize edilmesi gerekir. Süperalaşımlara uygulanan genel ısıt işlemlerle optimum özellikleri sağlayacak mikroyapı elde etmek mümkün olduğu gibi, çok farklı ve karmaşık ısıt işlemlerle farklı özellikler sağlamak da mümkündür.

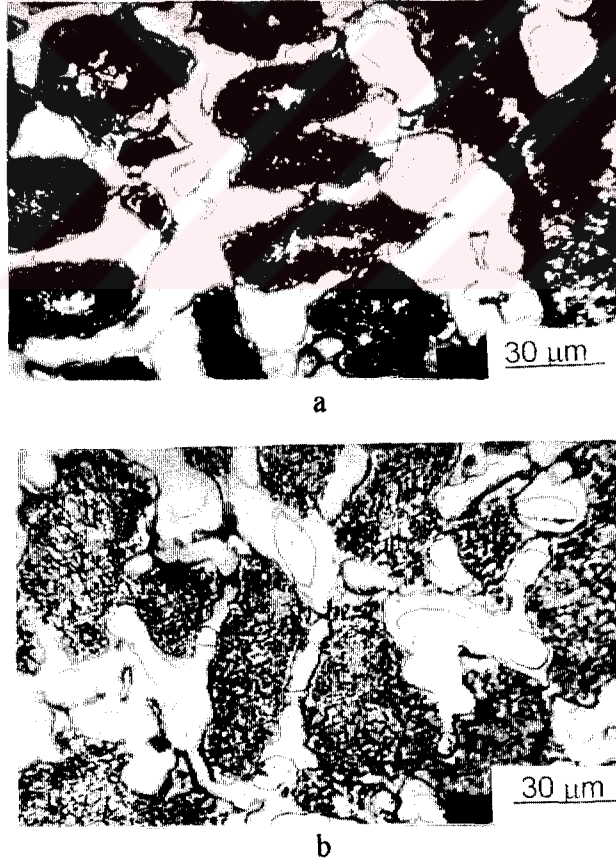
CrNiCo süperalaşımının yüksek sıcaklık çekme dayanımı değerleri Şekil 4.9'da sıcaklığın ve silisyumun fonksiyonu olarak gösterilmiştir. 900 °C'de çekme dayanımının silisyum arttıkça çok az bir değişim gösterdiği, 1000 °C'de önemli bir fark olmamakla birlikte silisyum miktarı arttıkça bir artış eğilimi olduğu görülmektedir. Genel olarak bu alaşımda, ısıtım sıcaklığına bağlı olarak, çekme dayanımında düşüş ve fazların çözünmeye başlaması ile uzamada artış meydana gelmektedir. Burada sünekliğin sıcaklık ile arttığı, fakat silisyum artışı ile azaldığı görülmektedir. Bunun nedeni yüksek silisyum değerlerinde sert primer intermetalik fazların kararlılıklarını korumaları ve yine bu sıcaklıklarda matriste çökelen ikincil fazların miktarlarının silisyum arttıkça artmasıdır. Sıcaklık arttıkça matriste çökelen ikincil fazlarda bir miktar da kabalaşma ve küreselleşme meydana gelmektedir. 1100 °C'de ikincil çökeltilerde meydana gelen kabalaşma, uzamanın artmasına yardımcı olmaktadır.



Şekil 4.9. Silisyumun fonksiyonu olarak 900, 1000, 1100 °C sıcaklıklarda çekme dayanımının değişimi.

Deney sonrasında, çekme deney çubuklarından metalografik olarak hazırlanan numunelerin mikroyapıları, 900 ve 1100 °C'de ve ağırlık % 4.20 silisyum bileşimi için Şekil 4.10'da verilmiştir. 1100 °C'de çekme deneyinde çökelti fazlarında kabalaşma ve primer fazlarda meydana gelen kısmi çözünmeler belirgindir.

Isıl işlem görmüş CrNiCo süperalaşımının mekanik özelliklerini etkileyen bir diğer önemli oluşum matriste çökelen ikincil fazlardır. Bölüm 3.3.1.2'den hatırlanacağı gibi, önemli iki çökelti fazından söz etmek mümkündür. Bunlardan biri bir sigma fazı olan  $\text{Cr}_{6.5}\text{Ni}_{2.5}\text{Si}$  ve diğeri bir silisid olan laves fazıdır. Bu fazların süperalaşımların mekanik özellikleri üzerindeki etkileri morfolojileri ile ilgilidir. Yüksek sıcaklıklarda iğnesel morfolojilerde ortaya çıkan sigma ve laves fazlarının mekanik özellikleri kötü yönde etkilediği bilinmektedir. Peter ve ark.[30] kobalt bazlı CoCrNi4520 alaşımında mekanik özelliklere karbon ve silisyumun etkisini ortaya koyan çalışmalarında bu konuda önemli sonuçlara ulaşmışlardır. Laves fazları alaşımın oda sıcaklıklarında gevrekleşmesine neden olurken, yüksek sıcaklıklarda deforme edilebilirliği nedeniyle çok etkili değildir. Silisyum ise bu fazların oluşumunu teşvik etmektedir. Artan silisyum miktarı ile alaşımın kopma uzaması ve daralması, çentikli darbe dayanımı ve çekme dayanımı kötüleşmektedir. Silisyum laves fazlarının çökeltme hızlarını arttırarak, çekme dayanımını etkilemektedir.



Şekil 4.10. Çekme deneyinden sonra ağırlık % 4.20 si içeren alaşımın mikroyapısı a) 900, b) 1100 °C. 1100 °C’de bir miktar kabalaşma ve çözünme olduğu görülmektedir.

Silisyum elementinin süperalaşımların yüksek sıcaklık mekanik özellikleri üzerindeki etkisi çeşitli araştırmacılar tarafından tartışılmıştır. Özellikle silisyumun intermetalik fazlarla ilişkisi ile ilgili bulgular ilginçtir [48,61,71,79]. Miner [90] yaptığı bir çalışmada iki farklı döküm nikel bazlı süperalaşımda silisyumun oksidasyon, sıcak korozyon ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini araştırmıştır. Inconel 713+1 Si, MAR-M 200 +1 Si ve B 1900 +1 Si alaşımları ile yapılan deneylerde özetle şu sonuçlara ulaşılmıştır: Silisyum her üç alaşımda da benzer etkiler yapmakta, oksidasyon direncini arttırmaktadır. Sıcak korozyon direncini arttırmakta, fakat malzeme hala korozyona uğramaktadır. Sürünme dayanımını azaltmakta, fakat çekme sünekliğini etkilememektedir. Silisyum çekme dayanımını hafifçe etkilemekte, akma dayanımını arttırmaktadır; ancak nihai dayanımı düşürmektedir. Bu element ötektik nodüllerde daha fazla  $\gamma'$  fazı çökmesini teşvik etmektedir. Silisyum esas olarak Mo (Ni,Si)<sub>2</sub> şeklindeki bir laves fazı meydana getirmektedir. Bu faz Mo içeren 713C ve B1900 alaşımında meydana geldiği halde, molibden içermeyen MAR-M 200 alaşımında oluşmamaktadır. Silisyum ilavesi ile mekanik özelliklerdeki değişim oluşan fazların morfolojileri veya reaksiyon sıcaklığındaki değişimlerle ilgili değildir.

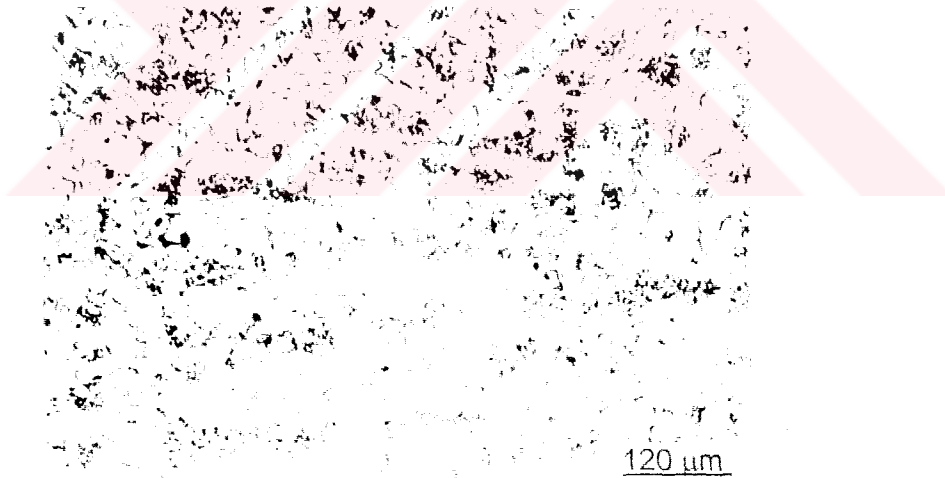
Görülmektedir ki, süperalaşımların yüksek sıcaklık davranışları, yapılan ısı işlemler ve servis koşullarında oluşan fazlarla ve bunların özellikleri ile ilgilidir. Özellikle çekme ve sürünme dayanımının önemli olduğu uygulamalarda bu bir kat daha önem kazanmaktadır. Alaşım tasarımlarında bu faktörler dikkate alınmalı ve alaşım bileşimleri bu özellikler dikkate alınarak hazırlanmalıdır.

#### 4.3.2.2 Aşınma davranışı

Servis koşullarında yüksek sıcaklıkta çalışan CrNiCo süperalaşımı, üzerinde taşıdığı çelik kütükler tarafından aşındırılmaya çalışmaktadır. Bu nedenle alaşımın aşınma özellikleri önemli olmaktadır. Geleneksel bileşimi ile malzeme, yaklaşık olarak çalıştığı 900-1250 °C sıcaklık aralığındaki fırınlarda uzun süreler (en az 6 ay) kalmaktadır. Alaşımın bu koşullarda yapısal kararlılığını koruması ve diğer mekanik özelliklerini kaybetmemesi gereklidir. Çalışma koşullarına yakın sıcaklıklarda ısı işlem görmüş numunelerde küre disk metodu kullanılarak yapılan aşınma deneylerinde, en düşük aşınma hızı ağırlık % 4.20 silisyumlu ve 1100 °C'de ısı işlem görmüş alaşımda elde

edilmiştir (Şekil 4.11). Mikrograftan da görüleceği gibi bu sıcaklıkta ısıtma işlemi görmüş alaşımın yapısında mevcut fazlar bir miktar kabalaşmış ve yüzey alanları genişlemiş, tüm matris intermetalik sert ve gevrek fazlarla dolmuştur. Alaşımların aşınma davranışları üzerinde yapılan bir çok çalışmada, aşınma özellikleri üzerinde mevcut fazların tipleri, morfolojileri, boyut ve dağılımlarının çok etkili olduğunu ortaya koymaktadır [91].

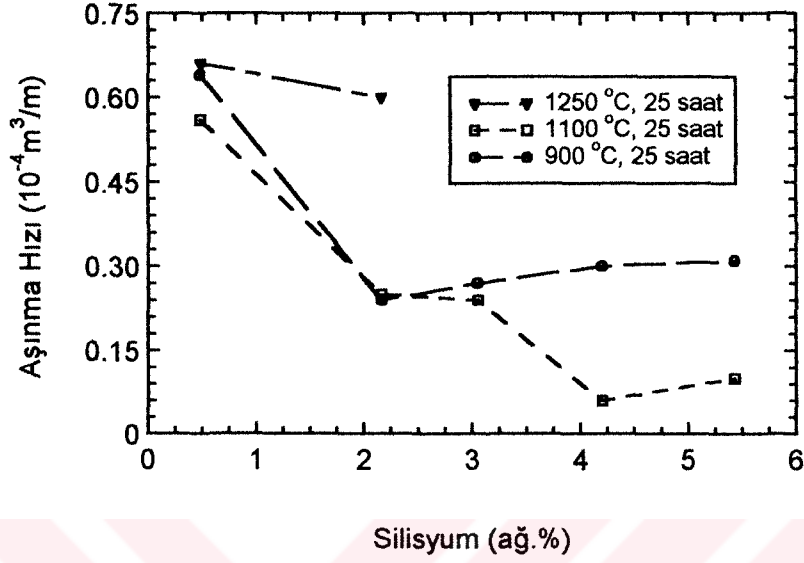
CrNiCo süperalaşımının oda sıcaklığında döküm halinde yapılan aşınma deney sonuçları da, aşınma özelliklerine fazların morfolojilerinin etkisini ortaya koymuştur. Isıtma işlemi görmüş alaşımın aşınma davranışı da, aynı eğilimi göstermektedir. Mikroyapı bileşenlerinin morfolojileri doğrudan aşınma hızını kontrol etmektedir. En düşük aşınma hızının elde edildiği ağırlık %4.20 Si bileşiminde ve 1100 °C’de mikroyapı primer fazlar ve matrisi dolduran ikincil çökelti partikülleri ile dolmuştur. İkincil çökelti partikülleri 900 °C’ye göre daha geniş yüzeyli ve küresel morfolojidedir. Böyle bir mikroyapı, aşınması daha kolay olan matrisle teması kesmekte ve aşınma hızını düşürmektedir.



Şekil 4.11. Aşınma deneylerinde en düşük aşınma hızının elde edildiği ağırlık % 4.20 Si içeren alaşımın 1100 °C’de 25 saat ısıtma işlemi sonrası mikroyapısı. Tüm matris çökelti partikülleri ile kaplanmıştır (%10 CrO<sub>3</sub>, elektrolitik).

CrNiCo süperalaşımının aşınma hızının ısıtma işlem sıcaklığı ve silisyum miktarına bağlı olarak değişimi, Şekil 4.12’de verilmiştir. Silisyum arttıkça ısıtma işlemi görmüş alaşımın aşınma hızı, bütün ısıtma sıcaklıklarında düşme eğilimi göstermektedir. Ancak aşınma hızı, 1100°C’ye kadar düşüş 1250°C’de artış yönündedir. Zira, 1250°C’de artık matrisin aşınmasını engelleyecek çökelti engelleri olmadığı gibi,

primer mikroyapı bileşenleri de çözünmektedir. Silisyumun aşınma hızı üzerindeki etkisi yine uygulanan ısı işlem sıcaklıklarında çökelti fazlarını oluşumunu teşvik etmesi ve primer intermetalik fazların kararlılığını artırması ile ilgilidir.



Şekil 4.12. Silisyumun ve sıcaklığın fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi

## SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada elde edilen verilerin ışığında aşağıda özetlenen sonuçlara ulaşılmıştır.

- 1 a) Döküm halindeki CrNiCo süperalaşımının matrisi oda sıcaklığında ostenittir ( $\gamma$ ).  
b) Ostenitik matriste kütleli-kaba ve geniş yüzeyli sigma ( $\sigma$ ) fazı mikroyapının önemli bir bölümünü oluşturmaktadır.  
c) Sigma fazının içine yerleşmiş yuvarlak ve geniş yüzeyli chi ( $\chi$ ) fazı mikroyapının üçüncü bileşenidir.  
c) Düşük silisyum içeriklerinde sadece sigma fazının etrafında  $\gamma/\sigma$  arayüzeyinde, fakat yüksek silisyum içeriklerinde hem  $\gamma/\sigma$  hem de  $\sigma/\chi$  arayüzeyinde oluşan  $M_{23}C_6$  karbürü lamelli morfolojide oluşmuştur.
2. Döküm sırasında sadece deoksidasyon amacı ile kullanılan silisyumun miktarı artırılarak modifiye edildiğinde, CrNiCo Süperalaşımının mikroyapısı değişmektedir. Silisyum intermetalik fazların (sigma ve chi) oluşumunu teşvik etmektedir.  $M_{23}C_6$  karbürü ise düşük silisyum değerlerinde matris/sigma arayüzeyinde, bir ötektoid reaksiyon sonucu oluşan uzun lameller şeklinde tipik bir hücreli morfolojiye sahiptir. Ancak silisyum miktarı arttıkça  $M_{23}C_6$  karbür lamelleri kısalmakta ve ağı. % 5.43 silisyum içeren numunelerde sigma ve chi fazlarının etrafında sürekliliği olmayan küçük çökeltiler şeklinde bulunmaktadır. Ağı.%5.43 Si içeren bileşimde mikroyapı, rozet görünümlüdür ve çok kırılmalıdır.
3. CrNiCo süperalaşımında silisyumun en önemli etkisi, aşınma özellikleri üzerinedir. Silisyum miktarı arttıkça oda sıcaklığındaki aşınma hızı belirgin bir şekilde düşmüştür. Aşınma özelliklerindeki bu iyileşme, matrisi dolduran intermetalik fazların miktarı ve morfolojilerindeki değişimle ilgilidir. Geniş yüzeyli ve sert intermetalik fazların miktarı arttıkça aşınma hızı düşmektedir.

4. Silisyum miktarı arttıkça matris sertliği belirgin bir değişim göstermemiş, ancak intermetalik fazların ve dolayısıyla alaşımın genel sertliği artmıştır. Silisyum, intermetalik fazların oluşumunu teşvik ederken, matris üzerinde her hangi bir sertleştirme etkisi olmamıştır. Buna karşılık, silisyum miktarına bağlı olarak çekme dayanımı ve süneklik azalmıştır. Çekme dayanımı ve süneklikteki bu düşüşe, silisyumun fonksiyonu olarak artan sert ve gevrek intermetalik fazlar sebep olmaktadır.

5. Döküm CrNiCo süperalaşımına 900, 1100 ve 1250 °C sıcaklıklarda uygulanan ısıt işlemler sonucunda matriste ikincil fazlar çökelmiştir. 900 ve 1100 °C'de 30 dak sonunda blok sigma fazı etrafında küçük, eş eksenli  $Cr_{6.5}Ni_{2.5}Si$  fazı oluşmuş, zaman ilerledikçe matriste çubuksu laves fazları çökelmiştir. Silisyum arttıkça, aynı ısıt işlem sıcaklık ve sürelerinde matriste çökelen fazların miktarı hızla artmıştır. Silisyum, döküm halinde olduğu gibi, yüksek sıcaklıklarda oluşan ikincil intermetalik fazlarının oluşumunu teşvik etmiştir. Sigma/chi ve matris/sigma arayüzeyinde oluşan lamelli  $M_{23}C_6$  karbürü bu ısıt işlemler sonucunda çözünmüştür.

6. Blok sigma fazı, 900 °C'de düşük silisyumlu bileşimlerde R fazına dönüşürken, silisyum arttıkça sigma fazı kararlılığını korumaktadır. 1100 °C'de yapılan ısıt işlemler sonucunda, ikincil fazlar bir miktar kabalaşmıştır. Döküm sırasında oluşan chi fazı, düşük silisyumlu bileşimlerde ve uzun süreli ısıt işlemlerde çözünmeye başlamış olmakla birlikte, yüksek silisyumlu bileşimlerde kararlılığı artmıştır. 1250 °C'de, düşük silisyumlu bileşimlerde ikincil fazların büyük bölümü çözeltiye geçmiştir. Sigma ve chi fazı yüksek silisyumlu bileşimlerde daha karardır, ancak ağı.%3.05 Si üzerindeki bileşimlerde, silisyumun meydana getirdiği yeni ötektikler sonucu kısmi ergimeler meydana gelmiştir.

7. ısıt işlem görmüş CrNiCo süperalaşımının mekanik özellikleri mikroyapıda oluşan ikincil intermetalik fazlara bağlı olarak değişim göstermiştir. Aşınma hızı her bir deney sıcaklığında silisyum arttıkça düşmüştür. En düşük aşınma hızı ise ağı. %4,20 Si içeren bileşimde 1100 °C'de 25 saat işlem görmüş alaşımda elde edilmiştir. Düşük aşınma hızı, matrisi dolduran kısmen eş eksenli ve geniş yüzeyli ikincil fazlarla

sağlanmaktadır. 1250 °C’de, primer fazların çözünmesi ve yüksek silisyumlu bileşimlerde kısmi ergimeler nedeniyle aşınma hızı artmıştır.

8. Isıl işlem görmüş numunelerde silisyum miktarı arttıkça çekme dayanımında önemli bir değişim meydana gelmezken, sıcaklığın yükselmesi ile belirgin bir düşme gözlenmiştir. Süneklik ise, silisyum miktarı arttıkça düşmesine karşılık, 1100 °C’de yapılan çekme deneyinde önemli ölçüde artmıştır. Süneklikte meydana gelen bu artış, matriste çökelen ikincil fazların kabalaşmasının bir sonucudur.

9. 900, 1100 ve 1250 °C’de ısıtıl işlem görmüş numunelerde sertlik, her bir deney sıcaklığı için silisyum arttıkça yükselme eğilimi göstermiştir. Ancak sıcaklık arttıkça sertlik genel olarak düşmüştür. Bu, her bir deney sıcaklığında intermetalik fazların çökme hızı ve miktarı ile ilgili olup, silisyum miktarı arttıkça matrisi dolduran fazların miktarı da hızla artmaktadır. Aynı işlem sürelerinde sadece sigma fazı etrafında çökelen ince küçük ikincil partiküller, silisyum miktarı arttıkça tüm matrisi doldurmaktadır.

10. Silisyum miktarına bağlı olarak, hem döküm halinde hem de yüksek sıcaklık deneyleri sonucunda döküm CrNiCo süperalaşımının iyi aşınma özellikleri gösterdiği belirlenmiştir. Buna karşılık sertlik artarken, çekme dayanımı ve süneklik azalmıştır. CrNiCo süperalaşımını servis koşulları göz önüne alınarak, aşınma, çekme dayanımı ve süneklik özelliklerinin optimum olduğu bileşim, ağı.%4.20 Si içeren bileşim olarak belirlenmiştir.

## KAYNAKLAR

- [1] SIMS, C.T., STOLOF, N.S., HAGEL, W.C. Basic Alloy Systems, Superalloys II, pp. 59-214, Wiley, New York (1987)
- [2] WALSER, B. Superlegierungen auf dem Weg ins 21. Jahrhundert, Swiss Plastics, 13, Nr.10, pp. 47-53, (1991)
- [3] BOESCH, W. Introduction-Superalloys; Superalloys, Supercomposites and Superceramics, Academic Press, Inc, pp. 1-6, New York (1989)
- [4] WOODYATT, L.R., SIMS, C.T., BEATTI, H.J. Prediction of Sigma-Type Phase Occurrence from Composition in Austenitic Superalloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 235, pp. 519-527, April (1966)
- [5] HORNBOKEN, E. Die Ursachen der hohen Warmfestigkeit von Superlegierungen, Metall, 36. Jahrgang, Heft 5, pp. 531-535, (1982)
- [6] BEATTIE, H.J., HAGEL, W.C., Intermetallic Compounds in Titanium-Hardened Alloys, Journal of Metals, pp. 911-917, July (1957)
- [7] HORNBOKEN, E., MUKHERJEE, M. Aushärtung von Nickel-Chrom-Aluminium-Legierungen durch koheränte Ausscheidung, Z. Metallkunde, Bd. 55, h. 6, pp. 293-299, (1964)
- [8] VADERMOUSEN, R.F., VIATOUR, P., DRAPIER, J.M., COUTSOURADIS, D. A Cobalt-base Casting Alloy for High Temperature Service, Technical Report, Haynes Stellite Company, April (1958)
- [9] CHATURVEDI, M.C., HONEYCOMBE, W.K. Precipitation of Laves Phases in Fe-Nb-Nb Austenites, Journal of The Iron and Steel Institute, pp. 593-597, May (1969)
- [10] GULDEN, T.D. Cobalt and Cobalt Alloys, Encyclopedia of Materials Science and Engineering, Vol. 1, pp. 686-687, New York, (1986)
- [11] BEATTIE, H.J., HAGEL, W.C. Intergranular Precipitation of Intermetallic Compound in Complex Austenitic alloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, vol. 221, pp. 28-35, February (1961)
- [12] KLEMP, T. Casting Cobalt-Base alloy, Modern Casting, pp. 43, December (1988)

- [13] DANIELS "DAN", A.U. Applied Biomaterials Standards Report, Vol.21, N0.A1, John Wiley and Sons, Inc, pp. 119-123, (1987)
- [14] COUTSOURADIS, D., HABRAKEN, L. Metallurgical Applications of Cobalt: A Critical Overview, Journal of Metals, pp. 40-47, january (1983)
- [15] THOMPSON, A.W., BROOKS, J.A. The Mechanism of Precipitation Strengthening in a Iron-Base Superalloy, Acta Metall, vol.30, pp.2197-2203, (1982)
- [16] BARCIK, J. The Kinetics of  $\sigma$ -Phase Precipitation in AISI 310 and AISI 316 Steels, Metallurgical Transactions A, Vol.14A, pp. 635-641, April (1983)
- [17] STUTZMAN, M.J. CUNNINGHAM, J.W. The Effect of Melting and Casting Procedures on the Elevated Temperature Properties of Nickel and Cobalt-Base Alloy, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vo.215, pp. 637-646, August (1959)
- [18] VANDERMOUSEN, R.F., VIATOUR, P., DRAPIER, J.M., COUTSOURADIS, D. Directional Solidification of Cobalt-Base Superalloys, Cobalt, No.1, pp. 6-12, (1974)
- [19] CLARK, C.C., IWANSKI, J.S. Phase Changes in Precipitation Hardening Nickel-Chromium-Iron Alloys During Prolonged Heating, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 215, pp. 648-651, August (1959)
- [20] WALDHERR, U., POHL, M., NOQUEIRA, R.A., PADILHA, A.F. Gefüge und Umformbarkeit von Inconel 718 im Gussstand und nach Wärmebehandlung, Praktische Metallographie, 26, pp.174-184, (1989)
- [21] RADAVIDICH, J.F. Metallography of Alloy 718, Journal of Metals, pp. 42-43, July (1988)
- [22] THOMPSON, R.G. Microfissuring of Alloy718 in The Weld Heat-Affected Zone, Journal of Metals, pp. 44-48, July (1988)
- [23] HAGEL, W.C., BEATTIE, H.J. High Temperature Aging Structures in  $\gamma'$ -Hardened Austenitic Alloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 215, pp. 967-975, December (1959)
- [24] BISS, V., KIRBY, G.N., SPONSELLER, D.C. The Relative Effects of Chromium, Molibdenum, Tungsten and Tantalum on The Occurrence of  $\sigma$  Phase in Cast Ni-Co-Cr Alloys, Metallurgical Transactions A, Vol.7A, pp. 1251-1261, September (1976)

- [25] SCHUBERT, F. Möglichkeiten zur Vorhersage unerwünschter Phasen in technischen hochwarmfesten Nickellegierungen durch die mittlere Elektronenleerstellenzahl der Schmelzenzusammensetzung, Archiv für das Eisenhüttenwesen, 12. Jahrgang, Heft 7, pp. 1-7, July (1971)
- [26] HEINE, B. Hochwarmfestigkeit von Nickelbasis-Superlegierungen für den Gasturbinenbau aus metalkundlicher Sicht, Metall, 49. Jahrgang, Nr.6, pp. 393-400, (1995)
- [27] SIMS, T. The Role of Refractory Metals in Austenitic Superalloys, 6. Plansee Seminar, pp. 514-537, (1968)
- [28] LINK, T., ÖSTERLE, W. Röntgenmikroanalyse im Elektronenmikroskop Teil IV: Superlegierungen, Praktische Metallographie, 28, pp. 101-113, (1991)
- [29] BROOKS, C.R. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM, Metals Park, pp. 139-251, Ohio (1982)
- [30] PETER, W., MÜLLER, H., KOHLHAAS, E. Einfluss von Kohlenstoff und Silizium auf die Eigenschaften der Kobaltbasis-Legierung X40CoCrNi4520, Archiv für das Eisenhüttenwesen, 44. Jahrgang, Heft.1, pp.29-36, Januar (1970)
- [31] MORYKWA, S. AMS 5385 Alloy, Technical Data, Cannon-Muskegon Corporation
- [32] KOH, P.K. Occurrence of Chi Phase in Molybdenum-Bearing Stainless Steels, Journal of Metals, pp. 339-343, February (1953)
- [33] VANDER VOORT, F.G., HUGHSTON, M.J. Wrought Heat Resistant Alloys, Metals Handbook, Vol. 9, 9.Edition, ASM, Metals Park, Ohio, (1986)
- [34] BRILL, U. Neue Warmfeste und Korrosionsbeständige Nickel-Basis-Legierung für Temperaturen bis zu 1200 °C, Metall, 46.Jahrgang, Heft. 8, pp. 778-782, August (1992)
- [35] MORRA, M.M., BALLINGER, R.G., HWANG, I.S. Incoloy 908, a Low Coefficient of Expansion Alloy for High-Strength Cryogenic Applications: Part I. Physical Metallurgy, Transactions A, Vol.23A, pp.3177-3192, December (1992)
- [36] MIHALISIN, J.R., BIEBER, C.G., GRANT, R.T. Sigma-Its Occurrence, Effect and Control in Nickel-Base Superalloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 242, pp. 2399-2414, December (1968)
- [37] MITCHELL, W.I. Über das Aushärtungsverhalten einer Nickelbasis, Z. Metallkunde, Bd. 55, H.10, pp. 613-616, (1964)

- [38] KLOOS, K.H., STEIN, K., KAISER, B. Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften der Nickelbasislegierung, Metall, 38. Jahrgang, Heft. 8, pp. 740-747, August (1984)
- [39] GAROSSHEN, T.J., Mc CARTHY, G.P. Low Temperature Carbide Precipitation in a Nickel Base Superalloy, Metallurgical Transactions A, Vol. 16A, pp. 1213-1223, July (1985)
- [40] WOLFF, U.E. Orientation and Morphology of  $M_{23}C_6$  Precipitated in High-Nickel Austenite, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 235, pp. 19-27, January (1966)
- [41] YONG-HUA, R., YONG-XIANG, G., XIANG, G.H. Characterization of  $M_{23}C_6$  Carbide Precipitated at Grain Boundaries in a Superalloy, Metallography, Vol. 22, pp. 47-55, (1989)
- [42] KOTVAL, P.S., HATWELL, H. Discontinuous Precipitation of  $M_{23}C_6$  Carbide in a Nickel-Base Superalloy, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 245, pp. 1821-1823, August (1969)
- [43] PREIS, G., LENNARTZ, G., Erfahrungen bei der Isolierung von Schnellarbeitsstahl-carbiden sowie der Trennung von MC und  $M_6C$ , Archiv für das Eisenhüttenwesen, 46, Nr. 8, pp. 509-514, August (1975)
- [44] KAUFMAN, M. Control of Phases and Mechanical Properties in Nickel-base Alloys of The René 41 Typ, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 227, pp. 405-422, April (1963)
- [45] AYDIN, İ., BÜHLER, H.E., RAHMEL, A. Ausscheidungsverhalten der hochlegierten hitzbeständigen Nickelbasis-Gusslegierungen G-NiCr28W und G-NiCr50Nb, Archiv für das Eisenhüttenwesen, 54, Nr. 11, pp. 461-466, November (1983)
- [46] MIHALISIN, J.R. Sigma Formation in Nickel-Rich Nickel-Cobalt-Chromium-Aluminum-Titanium-Carbon Alloys at 1600 °F, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 239, pp. 180-193, February (1967)
- [47] DARBY, J.B., DAS, B.N., SHIMOMURA, Y., BECK, P.A. Notes on The R-Phase, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, pp. 235-236, April (1958)
- [48] FOLEY, B.F., KRIWOBOK, N.V. Sigma Formation in Commercial Ni-Cr-Fe Alloys, Metall Progress, pp. 81-87, May (1957)

- [49] MURPHY, H.J., SIMS, C.T., HECKMAN, G.R. Long-Time Structures and Properties of Three High-Strength, Nickel-Base Alloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 239, pp. 1961-1978, December (1967)
- [50] WOODHEAD, J.H., QUARREEL, A.G. The Role of Carbides in Low Alloy Creep-Resisting Steels, Climax Molybdenum Company Ltd, London, (1965)
- [51] BEATTIE, H.J., HAGEL, W.C. Compositional Control of Phases Precipitating in Complex Austenitic Alloys, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 233, pp. 277-286, February (1965)
- [52] WLODEK, S.T. Sem Metallography of Superalloys, Microstructural Science, Vol.18, ASM, pp. 407-429, (1990)
- [53] SRINIVAS, S., PANDEY, M.C. Gefügedarstellung in dem Seigerungsbereichen der Nickelbasis-Superlegierung 718 mit Hilfe verschiedener Ätzmittel, Praktische Metallographie, 32, pp. 143-152, March (1995)
- [54] KAUFMAN, M., PALTY, A.E. The Relationship of Structure to Mechanical Properties in Udimet 500, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol.218, pp. 107-116, February (1960)
- [55] SZABO, O. Einsatz des Elektronenmikroskopes bei der Wärmebehandlungskontrolle einer warmfesten Ni-Legierung, Praktische Metallographie, 11, pp.525-534, (1974)
- [56] COLLINS, H.E. The Effect of Thermal Exposure on The Microstructure and Mechanical Properties of Nickel-Base Superalloys, Metallurgical Transactions, Vol.5, pp. 189-204, January (1974)
- [57] KILNER, T., WEATHERLY, G.C., PILLIAR, R.M. Morphological Studies of Incipient Melting Phenomena in a Cobalt-Based Alloy, Scripta Metallurgica, Vol. 16, pp. 741-744, (1982)
- [58] Cast Cobalt-Chrome Alloy Properties Improvement Program, Technical Report, Precision Castparts Corp., April (1980)
- [59] Metals Handbook, Wrought Heat-Resisting Alloys, Vol.1, 8th Edition, ASM, Metals Park, Ohio, (1961)
- [60] RAJAN, K., VANDER SANDE, J.B Room Temperature Strengthening Mechanismus in a Co-Cr-Mo-C Alloy, Journal of Materials Science, 17, pp. 769-778, (1982)

- [61] SULLIVAN, L.P., VARIN, J.D., DONACHE, M.J. Som Effects of Microstructure on The Mechanical Properties of Nickel- Base Superalloys, Soerce Book on Materials for Elevated-Temperature Applications, ASM, pp.250-259, Ohio, (1979)
- [62] YUST, C.S. Tribology and Wear, International Metals Reviews, vol. 30, No.3, pp.141-154, (1985)
- [63] TABOR, D. Wear-A Critical Synoptic View, The International Conference on Wear of Materials, The American Society of Mechanical Engineers, New York, pp. 1-11, (1977)
- [64] SARI, N.Y., TLBENTI, K. Modern Yüzey İlemleri İle Aınma Direncinin İyiletirilmesi, 7. Malzeme Sempozyumu, pp.370-377, Denizli, Nisan (1997)
- [65] KAYALI, S. Aınma ve Aınma Hasarları, Hasar analizi Seminer Notları, Metalurji Mhendisleri Odası, İstanbul, Nisan (1997)
- [66] UNDERWOOD, E.E. Quantitativ Metallography, Metals Handbook, Vol.9, 9.Edition, ASM, Metals Park, Ohio, pp.123-134, (1986)
- [67] Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM,E8M-92, Vo. 01.02, pp. 574-593, (1990)
- [68] ASTM G 99-90, Standart Test Method for Wear Testing with a Pin-On-Disk Apparatus, Vol. 03.02, pp. 399-403, November (1990)
- [69] Centre Suisse D'electronique et de Microtechnique S.A., Directions for Use, Csem- Tribometer, (1993)
- [70] DASZ, A.K. Isı Geii, Cilt 1, Matbaa Teknisyenleri Basımevi, pp. 1-18, İstanbul, (1974)
- [71] BARDOS, D.I., BECK, P.A. Electron Phases in Certain Ternary Alloys of Transition Metals with Silicon, Transaction on The Metallurgical Society of AIME, Vol. 236, pp. 64-69, January (1966)
- [72] BOESCH, J.W., SLANEY, J.S. Preventing Sigma Phase Embrittlement in Nickel Base Superalloy, Metall Progress, pp. 109-112, July (1964)
- [73] WILLIAMS, D.B., BUTLER, E.P. Grain Boundary Discontinuous Precipitation Reactions, International Metals Reviews, No.3, pp. 153-183, (1981)
- [74] ANDREWS, K.W., PHIL, D., DYSON, D.J., KEOWN, S.R. Interpretation of Electron Diffraction Patterns, Plenum Press, New York, (1971)

- [75] SCHÜLLER, H.J., SCHWAAB, P. Elektronenoptische Untersuchungen über die Sigma-Phase in den Systemen Chrom-Eisen und Chrom-Nickel, Z. Metallkunde, Bd. 51, h.2, pp. 81-84, (1960)
- [76] WEISS, B., STICKLER. Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel, Metallurgical Transactions, Vol. 3, pp. 851-866, April (1972)
- [77] SCHACK, A. Der industrielle Wärmeübergang, Verlag Stahleisen M.B.H, Düsseldorf, pp. 415-423, (1969)
- [78] COLOMBIER, L., HOCHMANN, J. Stainless and Heat Resisting Steels, Edward Arnold Ltd, Great Britain, pp. 7-24, (1967)
- [79] GUPTA, K.P., RAJAN, N.S., BECK, A. Effect of Si and Al on the Stability of Certain Sigma Phases, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 218, pp. 617-624, August (1960)
- [80] AARONSON, H.I., AARON, H.B. The Initial Stages of The Cellular Reaction, Metallurgical Transactions, Vol.3, pp. 2743-2756, November (1972)
- [81] HORNBOKEN, E. Systematics of The Cellular Precipitation Reactions, Metallurgical Transactions, Vol.3, pp. 2717-2727, November (1972)
- [82] HILLERT, T.M. On The Origins of Growth During Discontinuous Precipitation, Metallurgical Transactions, Vol. 3, pp. 2729-2741, November (1972)
- [83] FOURNELLE, R.A., CLARK, J.B. The Genesis of The Cellular Precipitation Reaction, Metallurgical Transactions, Vol.3, pp. 2757-2767, November (1972)
- [84] GUST, W., NGUYEN-TAT, T., PREDEL, B. Untersuchungen zur diskontinuierlichen Ausscheidung in einer Ni-Mo-Legierung mit 17.5 at. %Mo, Z. Metallkunde, Bd. 70, H.4, pp.241-246, (1979)
- [85] TAVASSOLI, A.A., COLOMBE, G. Mechanical and Microstructural Properties of Alloy 800, Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, pp. 1203-1211, September (1978)
- [86] GUST, W., NGUYEN-TAT, T., PREDEL, B. Die diskontinuierliche Ausscheidung in Nickelreichen Ni-Cr Mischkristallen, Materials Science and Engineering, 39, pp. 15-25, (1979)
- [87] SCHOECK, G. Thermodynamic Principles in High-Temperature Materials, Mechanical Behavior of Materials at Elevated Temperatures, McGraw-Hill Book Company, pp. 57-77, New York (1961)
- [88] HORNBOKEN, E., ROTH, M. Die Verteilung kohärenter Teilchen in Nickellegierungen, Z. Metallkunde, Bd. 58, H.12, pp. 842-855, (1967)

- [89] SULLIVAN, C.P., DONACHIE, M.J. Microstructures and Mechanical Properties of Iron-Base (-containing) Superalloy, Soerce Book on Materials for Elevated-Temperature Applications, ASM, pp.239-247, Ohio, (1979)
- [90] MINER, R.V. Effects of Silicon on The Oxidation, Hot Corrosion, and Mechanical Behavior of Two Cast Nickel-Base Superalloys, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, pp. 1949-1954, December (1977)
- [91] SILENCE, W.C. Effect of Structure on Wear Resistance of Co-,Fe-, and Ni-Base, The International Conference on Wear of Materials, The American Society of Mechanical Engineers, New York, pp. 77-85, (1977)
- [92] FOCKE, A.E., WESTERMANN, F.E., KEMPHAUS, J., SHIH, W.T., HOCH, M. Wear of Superhard Materials When Cutting Superalloys, The International Conference on Wear of Materials, The American Society of Mechanical Engineers, New York, pp. 228-237, (1977)
- [93] MARKINS, W.L., HOSIER, J.C., BASSFORD, T.H. Microstructure and Phase Stability of Inconel Alloy 617, Metallurgical Transactions, Vol.5, pp. 2579-2590, December (1974)

## ÖZGEÇMİŞ

1962 yılında Rize’de doğdu. 1979 yılında Nişantaşı Kız Lisesi’nden mezun oldu. 1984 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü’nden lisans derecesi aldı. Yüksek lisans öğrenimini 1987 yılında İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Kimya-Metalurji Ana Bilim Dalı Malzeme Programı’nda tamamladı. 1987-1989 yılları arasında PARSAT A.Ş Piston fabrikası’nda, 1989-1991 yılları arasında NASAŞ Alüminyum Fabrikaları’nda çalıştı. 1991 yılından beri TÜBİTAK-MAM MKTAE’de metalografi laboratuvarında araştırmacı olarak çalışmaktadır. Yurt içinde ve yurt dışında yayınlanmış 13 bilimsel yayını vardır.

