

65917

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISI VE AŞINMASI
ÜZERİNE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN ETKİLERİNİN
ARAŞTIRILMASI

Mehmet Horik KORKUT

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

1997
ELAZIĞ

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISI VE AŞINMASI
ÜZERİNE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN ETKİLERİNİN
ARAŞTIRILMASI

Mehmet Horik KORKUT

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

**Bu Tez /..... / 199... Tarihinde Aşağıda Belirtilen Jüri
Tarafından Oybirliği / Oyçokluğu İle Başarılı / Başarısız Olarak
Değerlendirilmiştir.**

(İmza)

(İmza)

(İmza)

Danışman

Prof.Dr. M. Mustafa YILDIRIM

ÖZET**DOKTORA TEZİ****FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISI VE AŞINMASI
ÜZERİNE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN ETKİLERİNİN
ARAŞTIRILMASI****Mehmet Horik KORKUT****Fırat Üniversitesi****Fen Bilimleri Enstitüsü****Metaller Eğitimi Anabilim Dalı****1997, Sayfa; 118**

% 17-18 Cr ihtiva eden ve maliyeti ucuz olan ferritik paslanmaz çeliklerin mikrosertlik, yüzey sertliği, tokluk ve aşınma direnci üzerine değişik oranlarda Nb ve % 1 oranında Ti, Mo, V gibi çok sert karbür oluşturan elementlerin ve homojenleştirmenin etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla hazırlanan numunelere SEM (Scanning Electron Microscopy), metal mikroskobu, EDS (Energy Dispersive Spectrograf), X-Işınları Difraksiyonu (X-Ray Diffractom), DTA (Differential Thermal Analysis), mikrosertlik (matris sertliği), Charpy V-Centik Darbe (Charpy V-Notch Impact) ve pin-on-disk aşınma testleri uygulanmıştır.

Bu çalışmanın birinci ve ikinci kısmında, kısaca paslanmaz çelikler

ve onların mekanik özellikleriyle mikroyapıları kısaca sunulmuştur. Üçüncü kısımda, aşınma, aşınma mekanizmaları, aşınmanın ölçüm metodları ve aşınmaya karbürlerin etkisi tartışılmış, dördüncü kısımda deneysel çalışmalara yer verilmiştir. Beşinci kısımda deney sonuçları ve tartışma incelenmiş, altıncı ve son kısımda ise genel sonuçlar ve öneriler sunulmuştur.

Bu sonuçlar, numunelerde $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) karbürüyle birlikte sert MC (NbC, TiC, MoC, VC), M_2C (Nb_2C) karbürleri ve intermetalik bir faz olan sigma (σ) fazının oluştuğunu göstermiştir. Karbür oluşturan bu elementler sert MC karbürler şeklinde oluşmaktadır. Ancak % 3.0 Nb içeren numunede MC karbürü ile birlikte M_2C karbürü de oluşmuştur. Bu elementlerin ilavesi ferritik paslanmaz çeliklerde oldukça fazla teşekkül eden $M_{23}C_6$ karbürünün miktarını, çözülme sıcaklığını ve ferrit fazının tane irileşme sıcaklığını (V'lu numune hariç) düşürdüğü gözlenmiştir. Ayrıca çentik darbe tokluğu pek fazla değişmezken numunelerin yüzey sertliğini düşürmüş ve mikrosertliğini (matris sertliğini) oldukça artırmıştır.

Abrasiv aşınma direncinin yüzey sertliği ve mikrosertlik ile yakından ilişkili olduğu belirlenip; bütün numunelerde aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik arasında lineer bir ilişkinin varlığı tespit edilmiştir. Mikrosertlik ne kadar yüksek ise, aşınma direncide o ölçüde yüksek çıkmıştır. Ancak işlemsiz (homojenleştirilmemiş) numunelerin yüzey sertliği ve aşınma direnci arasındaki lineer ilişkide sapma meydana geldiği görülmüştür. Homojenleştirme işlemi ise numunelerin yüzey sertliğini (ferritik paslanmaz çelik numune hariç) mikrosertliğini, çentik darbe tokluğunu ve bunlara bağlı olarak aşınma direncini arttırmaktadır. Numunelerin tokluğunun yükselmesi ile abrasiv aşınmaya karşı direncin

III

azaldığı görülmüştür. Eğer uygulama alanı korozyon açısından önem arzetmiyorsa bu elementlerin oluşturduğu MC karbürler ile birlikte bir miktar $M_{23}C_6$ karbürünün de bulunması aşınma direncinin yükselmesinde etkili olmaktadır.

Alaşım elementlerinin ilavesi ile aşınma direncinde belirgin bir yükselme meydana gelmiştir. En iyi aşınma direncini gösteren ve düşük oranda alaşım elementi içermesinden dolayı maliyet açısından da ideal olan % 0.5 Nb ihtiva eden numune olmuştur. En yüksek aşınma direncinden düşüğe doğru aşınma direnci sırası ise; % 0.5 Nb, % 1 Ti, % 1 Mo, % 1 V, % 1 Nb, % 1.5 Nb, % 3 Nb ve ferritik paslanmaz çeliğin kendisi şeklinde gerçekleşmiştir.

ABSTRACT

PhD. THESIS

**THE INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF THE CARBURIZING
ELEMENTS ON THE WEAR AND MICROSTRUCTURE OF
FERRITIC STAINLESS STEELS**

Mehmet Horik KORKUT

University of Firat

Faculty of Technical Education

Department of Metallurgy

1997, Page; 118

The effect of strong carbide forming-elements and homogenization on the abrasive wear, surface hardness, microhardness and toughness of ferritic stainless steels containing 17-18 wt % Cr which is obtained by adding Nb in different amounts and 1 wt % Ti, Mo and V elements was investigated. With this aim the prepared specimens were tested with Charpy-V-notch impact tester for mechanical properties, microstructures were examined with optical and scanning elektron mikroscope and they were investigated with energy dispersive spectrograph, X-Ray-diffraction, differential thermal analysis and microhardness were measured in order to determine the

structural features of the materials. Then the pin-on-disc tests were applied to the specimens. After abrasion tests the specimens were investigated with scanning electron microscopy (SEM).

In the first and second chapter of this study, the stainless steels and mechanical properties and their microstructures were presented briefly. In the third chapter; wear, wear mechanisms and measuring methods of wear and the effects of the carbides on wear behaviours were discussed. In the fourth chapter experimental studies were given. In the fifth chapter the results of the experiments and a discussion about the results of the experiments were presented. Finally, in the last and sixth chapter, general conclusions and recommendations were given.

The results showed that beside $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) carbide, MC (NbC, TiC, MoC, VC), M_2C (Nb_2C) carbides and an intermetallic phase σ were formed. All carbide-forming elements caused hard carbides in the form of MC. However in the specimens with 3 wt % Nb beside MC, M_2C carbide were also formed. It was observed that, the addition of these elements, except for V, the grain growth temperature of the ferrite phase and the amount of $M_{23}C_6$ carbides, which exists in a big amount in ferrite phase, and the precipitation temperature of this carbide, while it didn't influence the toughness of the specimens very much. It caused a decreasing of surface hardness less, but it caused an increasing of microhardness considerably.

On the other hand, abrasive wear resistance was determined to be related with surface hardness and microhardness. There was a linear relationship between wear resistance, surface hardness and microhardness in all specimens. But in the non-homogenized specimens, a deviation

VI

occured in linear relationship between surface hardness and wear resistance. Homogenization caused an increase the surface hardness (except for ferritic stainless steel specimen), toughness and consequently in wear resistance. It was seen that with the increase in toughness, the wear resistance decreased. If the service conditions are not important with respect to corrosion, the existence of $M_{23}C_6$ together with MC carbides the wear resistance.

A considerable increase in wear resistance occurred with the addition of the alloying elements the ideal specimen was the ferritic stainless steel specimen containing 0.5 wt % Nb with respect to the cost. The order of wear resistance from the strongest to the weakest are 0.5 wt % Nb, 1.0 wt % Ti, 1.0 wt % Mo, 1.0 wt % V, 1.0 wt % Nb, 1.5 wt % Nb, 3.0 wt % Nb, and ferritic stainless steel specimen containing 17 wt % Cr respectively.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde sağladığı büyük katkılardan dolayı Metalurji Eğitimi Bölümü, Malzeme Eğitimi Anabilim Dalı Başkanı ve Muş Meslek Yüksek Okulu Müdürü sayın danışman hocam Prof.Dr. M.Mustafa YILDIRIM'a ; çalışmalarım sırasında bana ışık tutan, fikir veren ve her konuda destek olup yol gösteren ve çalışmanın orjinalliği açısından hiç bir fedakârlıktan kaçınmayan Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanı sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa AKSOY' a sonsuz teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Projenin başarılı ve verimli olması açısından mali destek sağlayan başta sayın Rektörümüz Prof.Dr.Eyüp.G.İSBİR ve FÜNAF (Fırat Üniversitesi Araştırma Fonu) Müdürü sayın Prof.Dr. Fikret TÜMEN Bey olmak üzere tüm FÜNAF çalışanlarına sonsuz teşekkürlerimi arz ederim.

Deneylerde kullanılan numunelerin SEM (Scanning Elektron Microscopy), X-Ray Difractomu ve EDS (Energy Dispersive Spectrograph) incelemelerinde her türlü kolaylığı sağlayan O.D.T.Ü Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanı Sayın Prof.Dr. Mustafa DORUK ve diğer bölüm hocalarına , mikrosertlik deneylerinin yapılmasında yardımcı olan Eskişehir Hava İkmal Bakım Merkezi çalışanlarına ve çentik darbe deneylerinde bana yardımcı olan Gaziantep Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü öğretim üyeleri ve teknisyenlerine, ayrıca deney numunelerinin işlenerek hazır hale getirilmesinde büyük katkısı olan Endüstri Meslek Lisesi Tesviye Bölüm Şefi Sayın Yılmaz IŞIKAN' a, Teknik Bil. MYO Öğr.Gör. Mehmet YAZ' a, DTA analizlerinde yardımcı olan Fizik Bölümü Öğretim Üyesi sayın Yrd. Doç.Dr. Veysel KUZUCU' ya deney setinin kurulması konusunda yardımcı olan Arş. Gör. Ertan EVİN' e ve Tek. Eğt. Fak. Metal Bölümü teknisyenlerinden Zülfü KARAASLAN ve Cemil BAKIR'a ayrı ayrı teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER**Sayfa**

Özet.....	I
Abstract.....	VI
Teşekkür.....	VII
İçindekiler.....	VIII
Semboller.....	XI
Şekiller	XII
Tablolar.....	XV
Resimler.....	XVI
PASLANMAZ ÇELİKLERİN TARİHİ GELİŞİMİ.....	XVIII
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER VE ÇEŞİTLERİ.....	5
2.1. Ferritik Paslanmaz Çelikler.....	5
2.1.1. % 12-14 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler.....	9
2.1.2. % 17-19 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler.....	10
2.1.3. % 22-27 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler.....	10
2.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler.....	11
2.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler.....	11
2.4. Dupleks Ostenitik-Ferritik Paslanmaz Çelikler.....	12
2.5. Çökeltme Sertleşmesi Gösteren Paslanmaz Çelikler.....	13
2.6. Paslanmaz Çeliklerin Kullanıldığı Yerler.....	13
2.7. Paslanmaz Çeliklerin Metalurjik Özellikleri ve Isıl İşlemleri.....	14
2.8. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı ve Alınacak Tedbirler.....	20
2.9. Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Oluşan İntermetalik Fazlar ve Karbürler.....	27
2.9.1. Sigma (σ) fazı.....	28

2.9.2. Metal karbürler.....	30
2.9.2.1. $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) karbürü	31
2.9.2.2. MC karbürleri (TiC, MoC, VC ve NbC) ve M_2C karbürleri (V_2C , Nb_2C , Mo_2C).....	33
3. AŞINMA.....	36
3.1. Aşınmaya Etki Eden Faktörler.....	38
3.2. Aşınma Mekanizmaları.....	39
3.2.1. Adhesiv aşınma.....	39
3.2.2. Abrasiv aşınma.....	40
3.2.3. Yorulma aşınması.....	41
3.2.4. Korozif aşınma.....	41
3.2.5. Termik aşınma.....	41
3.2.6. Kavitasyon aşınması.....	42
3.3. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metodları.....	42
3.3.1. Ağırlık farkı metodu.....	43
3.3.2. Kalınlık farkı metodu.....	44
3.3.3. İz değişimi metodu.....	44
3.3.4. Radyoizotop metodu.....	44
3.4. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi.....	45
3.5. Matrisin Etkisi.....	46
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	48
4.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler	48
4.2. Metalografik Çalışmalar	49
4.3. SEM (Scanning Elektron Mikroskopy) Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri.....	50
4.4. EDS (Energy Dispersive Spectrograf) Noktasal Analiz Çalışmaları.....	50

4.5. X-Işınları Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Çalışmaları.....	50
4.6. DTA (Differential Thermal Analysis) Termal Analiz Çalışmaları.....	51
4.7. Yoğunluk Ölçümü.....	51
4.8. Sertlik Deneyleri.....	52
4.9. Çentik Darbe Deneyleri (Charpy V-Notch Impact).....	52
4.10. Aşınma Deneyleri.....	52
5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	59
5.1. SEM (Scanning Elektron Mikroskopy) Taramalı Elektron Mikroskobu ve Optik Mikroskop Sonuçları.....	56
5.2. EDS (Energy Dispersive Spectrograph) Noktasal Analiz Sonuçları.....	72
5.3. X-Işınları(X-Ray Diffraction) Sonuçları.....	76
5.4. DTA (Differential Thermal Analysis) Termal Analiz Sonuçları.....	85
5.5. Yoğunluk Ölçümü Sonuçları.....	88
5.6. Sertlik Deneyi Sonuçları.....	88
5.7. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları.....	91
5.8. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	92
6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	116
7. KAYNAKLAR.....	119

SEMBOLLER

AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
DBTT	: Gevrek Kırılmaya Geçiş Sıcaklığı
ITAB	: Isının Tesiri Altındaki Bölge
KYM	: Kübik Yüzey Merkezli
KHM	: Kübik Hacim Merkezli
SPH	: Sıkı Paket Hegzagonal
F.P.Ç	: % 17 Cr' lu Ferritik Paslanmaz Çelik
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
EDS	: Noktasal Analiz
XRD	: X-Işınları Difraksiyonu
DTA	: Diferansiyel Termal Analiz
W_a	: Aşınma Oranı ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)
ΔG	: Ağırlık Kaybı (mg)
M	: Yükleme Ağırlığı (N)
S	: Aşınma Yolu (m)
d	: Cismin Yoğunluğu (gr/cm^3)
W_r	: Aşınma Direnci ($\text{N.m}/\text{mm}^3$)
MC	: Metal Karbür (NbC, TiC, MoC, VC)
NbC	: Niobyum karbür
TiC	: Titanyum karbür
MoC	: Molibden karbür
VC	: Vanadyum karbür
σ	: Sigma fazı
$M_{23}C_6$: Cr_{23}C_6 krom karbür
M_2C	: Nb_2C (niobyum karbür)

ŞEKİLLER

Şekil 2.1. Kısmi demir-krom faz diyagramı.

Şekil 2.2. Fe-Cr sisteminde karbon ve azotun ilavesiyle $\gamma + \alpha$ ve α faz bölgeleri sınırlarındaki yükselmenin değişimi.

Şekil 2.3. % 18 Cr içeren bir demir alaşımında nikel içeriğinin ostenite etkisi.

Şekil 2.4. Demir-krom-nikel üç bileşenli denge sistemi ve ostenit faz bölgesi

Şekil 2.5. Birer sıcrayarak veya adım adım bir geriye doğru kaynak metodu.

Şekil 2.6. Paslanmaz çelik kaynak metalinde mikroyapının belirlenmesinde kullanılan Schaeffler diyagramı.

Şekil 2.7. Paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom fakirleşmesi.

Şekil 2.8. Demir- krom alaşımlarının faz diyagramında sigma fazı bölgesi.

Şekil 2.9. Ferritik paslanmaz çelikte demir-krom-karbon diyagramı.

Şekil 2.10. 700°C' ta ısıtılan ferritik paslanmaz çeliğin demir-molibden-karbon diyagramı.

Şekil 3.1. Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları.

Şekil 3.2. Metal-metal sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması.

Şekil 3.3. Abrasiv aşınma testleri arasındaki ilişkiler.

Şekil 4.1. Deney cihazının şematik görünüşü.

Şekil 4.2. Deney cihazının fotoğrafı.

Şekil 4.3. Aşınma deneyinde kullanılan numunenin boyutları.

Şekil 5.1. NbC' den yapılan EDS analizi.

Şekil 5.2. TiC' den yapılan EDS analizi.

Şekil 5.3. 1 nolu işlemsiz F.P.C, numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Şekil 5.4. 1 nolu homojenleştirilmiş F.P.C, numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Şekil 5.5. % 0.5 Nb içeren işlemsiz 2 nolu numunenin x-ray difraksiyonu.

- Şekil 5.6. % 0.5 Nb içeren homojen 2 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.7. % 1.0 Nb içeren işlemsiz 3 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.8. % 1.0 Nb içeren homojen 3 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.9. % 1.5 Nb içeren işlemsiz 4 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.10. % 1.5 Nb içeren homojen 4 nolu numune x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.11. % 3.0 Nb içeren işlemsiz 5 nolu numune x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.12. % 3.0 Nb içeren homojen 5 nolu numune x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.13. % 1.0 Ti içeren işlemsiz 6 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.
- Şekil 5.14. % 1.0 Ti içeren homojen 6 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu
- Şekil 5.15. % 1.0 Mo içeren işlemsiz 7 nolu numunenin x-ışınları difraksiyon
- Şekil 5.16. % 1.0 Mo içeren homojen 7 nolu numunenin x-ışınları difraksiyon
- Şekil 5.17. % 1.0 V içeren işlemsiz 8 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu
- Şekil 5.18. % 1.0 V içeren homojen 8 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu
- Şekil 5.19. Niobyum ihtiva eden işlemsiz numunelerin DTA eğrileri.
- Şekil 5.20. % 1'lik alaşım elementi içeren İşlemsiz numunelerin DTA eğrileri.
- Şekil 5.21. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve yüzey sertliği arasındaki ilişki.
- Şekil 5.22. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve yüzey sertliği arasındaki ilişki.
- Şekil 5.23. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve mikrosertlik arasındaki ilişki.
- Şekil 5.24. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve mikrosertlik arasındaki ilişki.
- Şekil 5.25. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki.
- Şekil 5.26. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki.

- Şekil 5.27. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak yüzey çentik darbe tokluğu ve sertliği arasındaki ilişki.
- Şekil 5.28. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve yüzey sertliği arasındaki ilişki.
- Şekil 5.29. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik arasındaki ilişki.
- Şekil 5.30. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik arasındaki ilişki.
- Şekil 5.31. Niobyum elementi içeren işlem görmemiş numunelerde yüke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.
- Şekil 5.32. Niobyum elementi içeren homojenleştirilmiş numunelerde yüke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.
- Şekil 5.33. İşlemsiz numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi.
- Şekil 5.34. Homojenleştirilmiş numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi.
- Şekil 5.35 İşlemsiz numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkisi.
- Şekil 5.36. Homojenleştirilmiş numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkisi.
- Şekil 5.37. % 1'lik alaşım elementi içeren işlem görmemiş numunelerde yüke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.
- Şekil 5.38. % 1'lik alaşım elementi içeren homojenleştirilmiş numunelerde yüke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.
- Şekil 5.39. Değişik oranlarda niobyum elementi içeren işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerin aşınma dirençleri.
- Şekil 5.40. % 1'lik alaşım elementi içeren işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerin aşınma dirençleri.

TABLolar

Tablo 2.1. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri ve kimyasal bileşimleri.

Tablo 4.1. Deneylerde kullanılan numunelerin kimyasal analizleri.

Tablo 5.1. Matris içindeki Cr, Nb, Ti, Mo ve V elementlerinin EDS analiz sonuçları.

Tablo 5.2. Deney numunelerinde X-Işınları (X-Ray Diffraction) ile belirlenen fazların kristal yapıları, kafes dlemleri, kafes parametreleri, bileşimleri ve oluşum sıcaklıkları.

Tablo 5.3. Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları.

Tablo 5.4. Numunelerin yüzeyinden alınan brinell sertlik değerleri.

Tablo 5.5. Numunelerin matrisinden alınan mikrosertlik değerleri.

Tablo 5.6. entik darbe deneyi sonuçları.

Tablo 5.7. Numunelerin bağıl aşınma dirençleri.

RESİMLER

- Resim 1. 1 nolu işlemsiz F.P.Ç numunenin optik fotoğrafı.
- Resim 2. 1 nolu işlemsiz F.P.Ç numunenin SEM fotoğrafı.
- Resim 3. 1 nolu homojenleştirilmiş F.P.Ç numunenin SEM fotoğrafı.
- Resim 4. 1 nolu homojenleştirilmiş F.P.Ç numunenin optik fotoğrafı.
- Resim 5. İşlemsiz 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 6. İşlemsiz 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 7. Homojenleştirilmiş 2 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 8. Homojenleştirilmiş 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 9. İşlemsiz 3 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 10. İşlemsiz 3 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 11. Homojenleştirilmiş 3 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 12. Homojenleştirilmiş 3 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 13. İşlemsiz 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 14. İşlemsiz 4 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 15. Homojenleştirilmiş 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 16. Homojenleştirilmiş 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 17. İşlemsiz 5 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 18. İşlemsiz 5 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 19. Homojenleştirilmiş 5 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 20. Homojenleştirilmiş 5 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 21. İşlemsiz 6 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 22. İşlemsiz 6 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 23. Homojenleştirilmiş 6 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 24. Homojenleştirilmiş 6 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.
- Resim 25. İşlemsiz 7 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.
- Resim 26. İşlemsiz 7 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.

Resim 27. Homojenleştirilmiş 7 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.

Resim 28. Homojenleştirilmiş 7 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.

Resim 29. İşlemsiz 8 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.

Resim 30. İşlemsiz 8 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.

Resim 31. Homojenleştirilmiş 8 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı.

Resim 32. Homojenleştirilmiş 8 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı.

Resim 33. En yüksek aşınma direnci gösteren % 0.5 niobyumlu 2 nolu numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 34. En düşük aşınma direnci gösteren 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı

Resim 35. En yüksek aşınma direnci gösteren % 0.5 niobyumlu 2 nolu numune ile birlikte çalışan SiC abrasiv aşındırıcının SEM fotoğrafı

Resim 36. En düşük aşınma direnci gösteren 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numune ile birlikte çalışan SiC abrasiv aşındırıcının SEM fotoğrafı

PASLANMAZ ÇELİKLERİN TARİHİ GELİŞİMİ

Demirin ilk kez üretimi M.Ö 1400 yıllarına rastlamaktadır. Zamanla demir alaşımları geliştirilmiştir. Demir, ilk olarak Cort'un geliştirdiği bir yöntemle üretilmiştir. Daha sonra Henry Bessemer pinömatik sistemlerle seri çelik üretimini gerçekleştirmiştir. Zamanla günlük üretimi bir milyon tonu bulan elektrik fırınları ve oksijen üfleli konverterler geliştirilmiştir. Çeliğin seri bir şekilde üretilmesi ile malzeme bilimi çok önem kazanarak ilginç bir hal almaya başlamış ve bu konuda birçok araştırmalar yapılmıştır. 1890 yılına kadar çeliğin yapısı ve özellikleri hakkında metodik olarak yapılan araştırmalar mevcut değildi. 1920'li yıllarda metalurjistler metalurjik özellikleri araştırmak için x-ışını kırılmasından yararlanıyordu. Sonradan Sorby adlı araştırmacı tarafından mikroskopik teknikler kullanılmaya başlandı. Aslında krom elementi Alman kimyacı M. H. Klaproth ve Fransız analizci L. N. Vaguelin tarafından 1797 yıllarında doğal filizlerinden kimyasal yollarla üretilmesine rağmen, paslanmaz karakteristikli demir-krom alaşımları yüz yıl sonrasına kadar keşfedilemedi. 1900-1915 yılları arasındaki dönemde ise, metalurjik buluşlar artmaya başladığı dönemlerdir. Bu dönemlerde demirin alotropik yapısının incelenmesi ve demirin özelliklerine karbon elementinin etkileri araştırılmış, metal sistemlerindeki uygulamalar bilim adamları tarafından zamanla kabul görür olmuştur. Demirin mikroyapısındaki dönüşümler mikroskopla, sıcaklık ölçümleri ise termokupollarla yapılmaya başlamıştır. Dilatometre ve x-ışını gözlemleriyle ilgili yöntemler araştırılmıştır. Bu süreç, paslanmaz çeliklerin başlangıç periyodunu oluşturmaktadır (Schmidt "vd", 1974). Carl Zapffe isimli bilim adamı paslanmaz çeliklerle ilgili kitabında ilk kez bu çelikleri incelemiş, daha sonra Almanya ve Fransa'da bu çelik türleri ve kullanım alanları araştırılmıştır (Ashok,1983). Alman bilimci paslanmaz

paslanmaz çeliklerin korozyon direncini ve birçok özelliklerini, bu çeliklerdeki kritik krom içeriğini molibden ve karbonun çeliğe etkilerini araştırmış; bu doğrultuda diğer araştırmacılar da, Amerika'da ve Avrupa'da paslanmaz çeliklerin endüstrideki önemini vurgulamışlardır. Giessen ve Porte isimli bilim adamları bu çeliklerde kullanılan alaşım elementlerinin endüstrideki yerini saptamışlardır. Ostenitik paslanmaz çeliklerle ilgili 1940'lı yıllarda ortaya çıkan ilk yenilik, ostenit gurubunda krom nikelli paslanmaz çeliklerde nikel elementi yerine kroma manganın katılması işlemidir. II. Dünya Savaşı sırasında nikelin piyasada yeterince olmayışından doğan bir zorunluluk olarak bu alaşımlar Avrupa'da geliştirilmiş ve standart gruplar haline getirilmiştir. Genellikle krom çeliklerinde, sadece krom ve manganez ile malzemeyi ostenitik paslanmaz çelik şekline getirmek mümkün değildir. Bu nedenle mangan elementi nikel kadar etkili olmaz. Mutlaka bir miktar nikel'in (% 5 oranının üzerinde) yapıya katılması zorunlu olmaktadır. Bu zorunluluk ise, Dünya'da çok az bir yerde üretilen ve çoğunluğunun Kanada gibi Avrupa'ya uzak olan bir ülkeden temin edilmesi nikel ihtiva etmeyen ve daha düşük maliyetli ferritik paslanmaz çeliklerin kullanımını cazip hale getirmiştir. Azot elementi bu çeliklerde ostenit oluşturmada güçlü bir etkiye sahiptir. Nikelin bir kısmı yerine çeliğe mangan katılması mümkündür. Bu tür alaşımlarda azot miktarı en çok % 0.25' dir (Tekin,1981). Son yıllardaki II. büyük gelişme olarak; paslanmaz çeliklere karbür yapıcı elementlerin katılması, katılan elementlerin çeliğe mükemmel metalurjik özellikler kazandırması ve buna bağlı olarak söz konusu çeliklerin kullanım alanlarının dikkate değer ölçülerde genişlemesi gösterilebilir (Lula,1993).

1. GİRİŞ

Paslanmaz çelikler atmosfer ortamından etkilenmezler. Paslanmaz (stainless) kelimesi; hava, nem ve kirli ortamlarda karıncalanma, benek, lekelenme oluşması ve paslanmaya karşı dirençli olmayı ifade eder (Lula,1993). Bu çelikler, % 12-30 arasında krom içeren demir esaslı malzemelerdir (Behall, 1982). Paslanmaz çelikler oda sıcaklığında 250-1750 MPa akma gerilmesine sahiptirler. İşleme sıcaklıkları genellikle 750 °C civarındadır. Bazı uygulamalarda işleme sıcaklıkları 1100°C' ye kadar çıkabilir (Barret,1980). Bazı paslanmaz çelikler yüksek sıcaklıklarda tokluklarını muhafaza ederken, düşük sıcaklıklarda da bu özelliklerini korurlar. Belli türlerdeki paslanmaz çelikler kendine özgü koşullar altında geleneksel yöntemlerle üretilir ve şekillendirilebilirler. Bu çeliklerin üretimi; dövülerek, dökülerek, haddelenerek ve toz metalurjisi teknikleri ile şekillendirilerek yapılabilir (Yıldırım "vd", 1996). Paslanmaz çelikler çoğunlukla işlenerek şekillendirilir. Birleştirme işlemleri, kaynak, lehim ve sert lehimleme işlemleri ile yapılır. Paslanmaz çelikler, sade karbonlu ya da düşük karbonlu çelikler üzerine yekpare kaplama yapılarak da kullanılmaktadır. Paslanmaz çelikler, belli uygulamalar için yapılan özel alaşımlar ve çeşitli firmalar için geliştirilmiş bir çok standart bileşimleri kapsamaktadır. Bu çelikler basit alaşımlı çeliklerden farklı olup, yüksek oranda krom elementiyle birlikte belli miktarlarda nikel ve değişik oranlarda molibden, titanyum, vanadyum ve niobyum gibi diğer katkı elementleri de içeren demir esaslı kompleks alaşımlardır (Viswanathan, 1993). Yüksek krom ve yüksek nikel, ısıya dayanıklı diğer alaşım elementleri içerisinde dağılarak karışırlar. Eğer alaşım miktarı demir içeriğinin yaklaşık yarısı kadar ise bu durumda alaşım, paslanmaz çelik grubu dışında kalır. Paslanmaz çelikler ısı, korozyon, aşınma ve paslanmaya

karşı direncin gerekli olduğu yerlerde oldukça fazla kullanılmaktadırlar (Peter "vd",1992). Bu çelikler tekstil makinaları, otomotiv endüstrisi, gıda sanayii, açık deniz tesisleri, gemiler, uçaklar, uzay araçları, inşaat (yapı) sanayii, petrol taşıyan nakil araçları, rafineriler, güç jeneratörleri, türbin kanatları, cerrahi ekipmanlar, çelik eşya, mobilya sanayii, beyaz eşya sanayii ve silah sanayii gibi birçok alanlarda söz konusu özelliklerinden dolayı tercih edilirler (Lula, 1993).

Ferritik paslanmaz çelikler, paslanmaz çeliklerin bir türünü teşkil etmektedir. Bunlar esas itibariyle bütün sıcaklıklarda KHM (kübik hacim merkezli) olup, yeterli miktarda krom ve ferriti kararlı hale getiren Mo, Si, Al v.s. gibi elementler içeren demir-krom alaşımlarıdır (Tekin, 1981). Karbon ve azot içerikleri en alt düzeyde tutulmalıdır. Şayet karbon içeriği düşük tutulamıyorsa taneler arası korozyonu önlemek için; karbonun dört katı titanyum, sekiz-on katı niobyum veya karbonun onaltı katı tantal ilave edilmelidir. Bu alaşımların mikroyapısı α -Fe (ferrit) ve $M_{23}C_6$ karbüründen ibarettir. Fakat yüksek sıcaklıklarda yapılan tavlama nedeniyle σ (sigma) fazı da ortaya çıkar (Kathleen, 1992). Karbür çökmesini yok etmek için alaşım 1050-1100°C arasındaki sıcaklık bölgesinde yeterince tavlandıktan sonra hızlı soğutulur. 400-500°C' ler arasındaki sıcaklık bölgesinde ısıtıldıkları zaman 475°C gevrekliği gösterirler. 540-870°C arasındaki tavlama σ (sigma) fazı gevrekliğine yol açar. Eğer σ (sigma) fazı meydana gelmişse 900°C sıcaklığın üzerine ısıtıldığı zaman bu faz çözülmeye başlar (Lula, 1993). Bu çelikler ince taneli bir yapıya sahiptirler ve 1150 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda aşırı tane büyümesi gösterirler. Taneler irileşince de yüksek sıcaklık gevrekliği meydana gelir ve ostenit - ferrit dönüşümü olmadığı için büyüyen taneleri ısıtılıp küçültme olanağı yoktur (Schmidt, "vd" 1974). Ferritik kromlu paslanmaz çelikler, pahalı ve önemli bir element

olan nikel içermemeleri nedeni ile ostenitik krom nikelli paslanmaz çelikten daha ucuzdurlar. Bu da, maliyet açısından önemli bir avantaj teşkil etmektedir. Ayrıca bu çelikler oldukça parlak ve dekoratif bir görünüşe de sahiptirler. Bu tür paslanmaz çelikler, dünya paslanmaz çelik tüketiminde ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin ardından % 30' luk bir pay ile ikinci sırayı almaktadırlar (Lula,1993).

Paslanmaz çeliklerin aşınması üzerine son yıllarda yapılan çalışmaların çoğu ostenitik ve martenzitik paslanmaz çeliklerle ilgilidir. Yapılan bu çalışmalara bazı örnekler verecek olursak, Liu Yingjue (1993) adlı bilim adamı tarafından X-3 Cr 13 martenzitik paslanmaz çelik ve D-X-200 Cr 15 Mo Cu alaşımında yüksek kromlu dökme demirin kayma abrazyonu ile aşınan yüzey katlarındaki mikroyapısal değişimleri incelemiştir. Dorokhov (1993) ise yüksek karbon, krom ve nikel çeliklerinin abrasiv aşınma direncini incelemiştir. Slifka (1993) tarafından AISI 440 martenzitik paslanmaz çeliğin abrasiv aşınması çalışılmıştır. Fricke (1993) adlı bilim adamı AISI 304, 440, ve 431 çeliklerinin darbeli aşınması üzerine araştırmalar yapmıştır. Mehrotra (1992) ise, elektro kimyasal işlemlerle ve lazerle yüzey sertleştirme ve iyon aşılama ile çeliğin aşınma davranışındaki değişmeyi incelemiştir. Adler (1992) bir kazıma testi (Scratch) kullanılarak AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliğin aşınma ve korozyonunu araştırmıştır. Mitchell (1992) ostenitik paslanmaz çelikler üzerine 500⁰C de titanyum nitrür ve silisyum kaplamaların sürtünme ve aşınma davranışlarını incelemiştir. Soares (1992) tarafından döküm paslanmaz çeliklerde niobyum ilavesinin yaşanmaya etkisi incelenmiştir. Aşınma ile ilgili olarak yapılan bu çalışmalarda ferritik paslanmaz çelikler pek kullanılmamıştır. Ancak yumuşak fazların sert fazlarla takviyesi ile aşınmaya dayanıklı malzemeler üretildiği bilinmektedir (Aksoy, 1996). Bu amaçla yumuşak faz olan α -Fe (ferrit) fazı içerisine kuvvetli karbür yapıcı Nb, Ti, Mo, V gibi elementler

değişik oranlarda ilave edilerek sert faz oluşturmak ve sert fazın aşınmaya karşı olan direncinden ve yumuşak fazın enerji yutma özelliklerinden yararlanmak hedeflenmiştir. Çalışmada ferritik paslanmaz çelik hurdaya % 0.5-3.0 arası niobyum elementi ilave edilip ayrıca, aynı malzemeye ayrı ayrı % 1 oranında Ti, Nb, V ve Mo gibi alaşım elementleri katarak değişen Nb oranının ve % 1 lik alaşım elementlerinin mikroyapıya ve aşınma davranışlarına etkisi incelenmiştir. Ferritik paslanmaz çelik numunelerin aşınma davranışları, pin-on disk testinde, mikroyapıları SEM (Scanning Elektron Microscopy), EDS (Energy Dispersive Spectrograph), optik mikroskop, X-Işınları Difraksiyonu (X-Ray Diffractom) cihazlarında yapılmıştır. Ayrıca, mikrosertlik (matris sertliği) , yüzey sertliği, çentik darbe tokluğu ve numunelerin diferansiyel termal analizleri yapıp ısı eğrileri çıkarılmıştır.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER VE ÇEŞİTLERİ

Paslanmaz çelikler; iç yapı, özellik ve ısıl işlemlere yatkınlık açısından beş farklı grupta incelenmişlerdir. Çalışmada paslanmaz çelik çeşitleri, ferritik paslanmaz çeliklerle ilgili ısıl işlemler, metalurjik özellikleri, mukavemetlendirme işlemleri, kaynak kabiliyetleri, oluşan fazlar ve karbürler hakkında bilgiler verilmiştir.

1- Ferritik paslanmaz çelikler;

a.) %12-14 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler,

b.) %17-19 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler,

c.) %22-27 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler,

2- Martenzitik paslanmaz çelikler,

3- Ostenitik paslanmaz çelikler,

4- Dupleks ostenitik-ferritik paslanmaz çelikler,

5- Çökeltme sertleşmesi gösteren paslanmaz çelikler.

2.1. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Çeliğin mikro yapısından dolayı isimlendirilen bu tür çelikler oda sıcaklığında ferritik yapıdadır. Bu alaşımlar oda sıcaklığında manyetiktir ve bu özelliklerini Curie sıcaklığına (768 °C) kadar korurlar. Bu gruptaki çelikler % 12-30 Cr içerir. Nikel ihtiva etmezler. Ayrıca karbon oranı % 0.02 ile 0.12 gibi çok düşük değerdedir. % 12 Cr'lu ferritik paslanmaz çelikler; düşük maliyette üretim ve iyi korozyon direnci sağlar, bu çelikler otomotiv egzost sistemlerinde ve diğer fonksiyonel uygulamalarda geniş şekilde kullanılırlar. Orta derecedeki krom alaşımları otomotiv aksesuarı şeritler, jantlar, tampon, far çerçeveleri, mutfak eşyası, tencere, çaydanlık, cezve v.s. yapımında kullanılır. %17-30 krom içeren yüksek kromlu çelikler

koroziona karşı yüksek direncin ve yüksek sıcaklığın gerektiği yerlerde kullanılmaktadır. Kullanım alanları ileride detaylı olarak açıklanacaktır. Bu çeliklerde ferriti tamamen kararlı hale getirebilmek için yeterli miktarda krom ve diğer alaşım elementlerine ihtiyaç vardır. Gama bölgesini genişlettiği düşünülen karbonun çok düşük oranlarda tutulması gerekir. Bu sayede yüksek tokluk ve çekilebilirlik korunurken, ostenit dönüşümü de engellenmiş olur. Isıl işlem görmüş paslanmaz çelikler çok taneli ve tek fazlı bir mikroyapıya sahiptirler. Çekilebilirlik ve tokluğa etki eden zararlı fazların oluşumunu engellemek için alaşımlandırılmış ferritik tanelerin yüksek sıcaklıkta (1100°C'de) homojenleştirme ısıl işlem gördükten sonra hızlı soğutulmaları gerekir. Ferritik paslanmaz çeliklerin ostenitik paslanmaz çelikler gibi ısıl işlemlerle mukavemetleri arttırılamaz. Genel olarak bu çeliklerin akma mukavemetleri 240-410 MPa, çekme mukavemetleri ise 380-585 Mpa' dır. Şekil değiştirme yetenekleri % 25-35 arasındadır. Çeşitli alaşımlarla mukavemet artırma işlemiyle akma mukavemeti 515 MPa'a, çekme mukavemeti ise 650 Mpa'a yükseltilebilir. Ferritik paslanmaz çeliklerin şekil değiştirebilirliği ve tokluğu birçok faktörlere bağlıdır. Esas itibariyle K.H.M'li ferritik yapının mukavemet ve dayanımı, özellikle oda sıcaklığının altındaki birçok sıcaklıklarda plastik deformasyonun düşmesine bağlıdır. Sıcaklığın düşmesiyle çekilebilirlik şiddetle düşer ve mukavemet hızlı bir şekilde yükselir. Çünkü K.H.M'li yapıda mevcut olan vida dislokasyonları çapraz bir şekilde kayar. Bunun neticesinde plastik şekil vermeden dolayı mikro boşlukların bir araya gelmesiyle ara bölgelerde çatlak teşekkül etmiş olur.

Bu tür çatlakların meydana geldiği sıcaklık İngilizce literatürlerde DBTT (Ductile-to-Brittle Transition Temperature) gevrek kırılmaya geçiş sıcaklığı olarak tanımlanır (Krauss, 1993). Bu çatlak ikinci faz partiküllerinin olduğu bölgede yerleşir. Bu çeliklerde DBTT' ye etki eden diğer faktörler

parca kalınlığı, tane büyüklüğü, malzeme bünyesinde bulunan karbon, azot içerikleri ve ikinci faz partiküllerinin varlığına bağlıdır. Böylece ince taneli yapı, düşük karbon ve azot içerikleri ve uygun ısıl işlemlerle ikinci faz partikülleri yok edildiği takdirde çekilebilirlik ve tokluk artırılmış olur. Ayrıca döküm işlemi mümkünse koruyucu gaz (argon) atmosferinde oksijen ile azotu katı eriyik bünyesinden uzaklaştırarak yapmak yararlı olur. Bu çeliklerde karbon elementi mümkün olduğu kadar düşük tutulmalıdır. Ayrıca Ti, Mo, V ve Nb gibi yapıyı kararlı yapan alaşım elementleri katılırsa ferritik paslanmaz çeliklerin tokluğunu geliştirici katkı yapar (Krauss,1993). AISI 400 (American Iron and Steel Institute) serisi olarak çok sayıda ferritik çelikler mevcut olup, bunlar çeşitli alaşım elementleri içerirler. Bu elementlerden Mo, Si, Al çok kuvvetli ferrit oluşturunuculardır. Temel ostenit oluşturunucu element nikel olup, bu çeliklerde bulunmaz (Hanson,1986). Katı eriyikte erimeyen karbür veya nitrürler ferriti daha da kararlı yaparlar. Aslında ferritik paslanmaz çelikler tüm sıcaklıklarda ferritiktir ve bu nedenle ısıl işleme tabi tutularak mukavemetini artırmak zordur. Tablo 2.1' de bazı ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri ve kimyasal bileşimleri verilmektedir. Bu çeliklerin işlenebilirliği ve derin çekilebilirlik özelliği iyidir (Piffe,1990). Özellikle AISI 409, 430, 434 ve 436 tipi çeliklerin derin çekilebilirlikleri daha da iyi sayılır. Bu çeliklerin çalışma sertliğinin düşük olması nedeniyle çekilebilirliği mükemmeldir. Ferritik çeliklerin çentik darbe dayanımı veya çatlak ilerlemesine gösterdiği direnç olarak tanımlanan tokluk nisbeten düşüktür (Lula,1993). Yüksek sıcaklıklarda ostenitik yapıda olan ferritik çeliklerin bazıları (AISI 405, 429, 430 ve 434) sertleştirilebilmektedir. Fakat bu çelikler çok kırılğan olduklarından sertleştirilmiş olarak nadiren kullanılırlar. Genellikle tavlanmış olarak kullanılırlar. Soğuk işlendiğinde pekleşme nedeniyle, mukavemetleri yükselir. Fakat işlenirken sertleşme derecesi düşüktür. Bu nedenle ulaşılan

Tablo 2.1 : Bazı ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri ve kimyasal bileşimleri (Lula,1993).

Çelik türü AISI	Kimyasal bileşim (%)	Isıl işlem durumu	Akma gerilmesi (MPa)	Sertlik	
				Brinel HB	HRB
405	12-14 Cr, 0.08 C, 1 Mn, 1 Si,	Tavlanmış	275	100	80
		Soguk işlenmiş	650		
409	12-14 Cr, 0.08 C 1 Mn, 1 Si, 0.4 Ti	Tavlanmış	240	-	72
429	14-16 Cr, 0.12 C 1 Mn, 1 Si	"	240-380	-	85
430	16-18 Cr, 0.12 C 1 Mn, 1 Si	Tavlanmış	270	-	95
		Soguk işlenmiş	650		
430 F	16-18 Cr, 0.12 C 1.25 Mn, 1 Si	Tavlanmış	380	170	86
430 FSe	16-18 Cr, 0.12 C 1.25 Mn, 1 Si	"	380	-	85
434	16-18 Cr, 0.12 C 1 Mn, 1 Si,	"	350	-	78
436	16-18 Cr, 0.12 C 1 Mn, 1 Si, 1 Mo, 0.70 Ta	"	215	-	75
442	18-23 Cr, 0.20 C 1 Mn, 1 Si	"	310	170	86
446	23-27 Cr, 0.20 C 1.5 Mn, 1 Si	"	380	200	86
439 (b)	18-20 Cr, 0.07 C 1 Mn, 0.5 Ni, < Ti	"	345	200	82
S 44400	17.5-19.5 Cr, 0.02 C 0.4 Mn, 0.3 Si, 1-2 Mn	"	380	-	80
S 44627	25-27 Cr, 0.02 C 0.5-1.0 Mo, 0.15 Ni	"	345	-	83

mukavemet değeri ostenitik çeliklerle karşılaştırıldığında, yüksek olmadıkları göze çarpar. Ayrıca bu çeliklerin uzama değeri hızla düştüğünden soğuk haddeleme şartlarında nadiren kullanılmaktadır. Ferritik eliklerin korozyon ve oksidasyon direnci doğrudan krom içeriği ile ilgilidir. AISI 405 ve 409 tipi düşük krom içeren ferritik çelikler orta derecede korozyona etkili ortamlarda birinci dereceden tercih edilmektedir. % 17 krom içeren AISI 430, 434, ve 436 tipi çelikler atmosferik şartlarda iyi korozyon direncine sahiptirler. Bu nedenle çoğu kez dekoratif uygulamalarda kullanılmaktadır. Yüksek krom içeren AISI 442 ve 446 tipi ferritik çelikler ise, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direnci gerektiren yerlerde kullanılır (Hanen 1974).

2.1.1. % 12-14 Krom (Cr) içeren ferritik paslanmaz elikler

Bu elikler yüksek kromlu çeliklere nazaran daha düşük korozyon direncine sahiptirler. AISI 405 tipi çeliğin imalatının kolay olması ve düzgün şekil verilebilmesi açısından buhar türbinlerinin yapımında ve petrol rafinerilerinde kullanılmaktadır. Bu eliklerin kaynak kabiliyeti iyi sayılır. I.T.A.B (Isının Tesiri Altındaki Bölge)' de ekseriya taneler irileşme gösterir. AISI 405 tipi çeliğin daha da cazip olması düşük maliyete sahip olmasından kaynaklanmaktadır. AISI 409 tipi elik, tamamen ferritiktir. Bu nedenle bu elik şerit ve levhalar şeklinde imal edilebilir. Bu elikler otomobil endüstrisinde egzost parçaları ve çalışan birçok aksamın yapımında kullanılmaktadır. AISI 409 tipi elik kolay kaynak edilebilir ve şekillendirilebilir. Bu eliğin korozyon ve oksidasyon direnci parçanın kullanım ömrü için yeterli sayılır. Otomobillerin egzost bölgelerinde yüksek

sıcaklık olması dolayısıyla bu çelikler tercih edilir (Lula,1993). Bu çeliğe oksidasyon direncini artırmak için % 1 alüminyum katılır. Yüksek sıcaklıklarda mukavemetin artması için ise % 0.75 Cb (colombium) ilave edilmektedir (Avner, 1986).

2.1.2. %17-19 Krom (Cr) içeren ferritik paslanmaz çelikler

AISI 430, 434 ve 436 tipi çelikler otomotiv aksamaları, ev gereçleri mutfak eşyaları ve bütün dekoratif eşyalarla ilgili geniş uygulamalarda kullanılmaktadır. AISI 430 tipi çelik ilk olarak otomobiller üzerinde kullanılmıştır. Fakat kışın yollarda kullanılan tuz miktarının artmasıyla bu çeliğin korozyon direncini yükseltme gereksinimi doğmuştur. % 1 molibdenli AISI 434 tipi çelik AISI 430 tipi çelik yerine kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda bir kısmı ostenit şeklinde teşekkül eden bütün bu alaşımlar oda sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa soğutularak gevrek martenzite dönüştürülmüş olur. Bu sebeple bu alaşımların kaynak edilebilirliği iyi değildir. Diğer taraftan AISI 439 tipi çelik tamamen ferritik olup, tanelerarası korozyon için titanyum ile kararlı hale getirilir ve kaynaklı birleştirme uygulamalarında kullanılır (Dillamore, 1968).

2.1.3. % 22-27 Krom (Cr) içeren ferritik paslanmaz çelikler

AISI 442 ve 446 tipi çelikler bu guruba girmektedir. Fakat bunlardan sadece AISI 446 grubu çelik endüstriyel öneme sahiptir. AISI 446 gurubu bu çelik çok iyi oksidasyon direncine sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda düşük gerilmeli durumlarda her zaman kullanılır. Bu çeliğin mukavemeti düşük sayılır (Perepezko, 1987).

2.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

% 12-17 Cr ve osteniti stabilize eden karbon ve azot içerirler. Nikel içermeyen bu çeliklerdeki karbon oranı % 0.1-1.0 C değerleri arasındadır (Kathleen, 1992). Bu çelikler dökülürken kalıp içerisinde soğuma sırasında bile martanzite dönüşebilirler, kolayca sertleşebilirler ve sertlikleri yaklaşık olarak 60 HRC değerindedir (Peckner, 1977). Sertleştirme ve sonrasında temperleme ile mekanik özellikler yükselir ve korozyon direnci artar. Bu amaçla temperleme işlemi yaklaşık olarak 480°C sıcaklıkta yapılır. Bu sıcaklıkta M_3C karbürü $M_{23}C_6$ karbürüne dönüşür. Temperleme işlemi 540°C ve üzerinde yapılacak olursa o zaman baskın fazlar (sigma) ortaya çıkar ve malzemenin mekanik özelliklerine zarar verir. Bu çelikler yüksek Cr içermelerinden dolayı düşük alaşımlı takım çeliklerine nazaran daha hassastırlar (Kathleen, 1992). Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncini arttırmak için yapıya Mo ve V elementleri ilave edilir (Tekin, 1981); aşınma direncini ve yüzey sertliğini arttırmak için nitrürleme yapılır (Paul, 1993). Bu çeliklerin sıcak şekillendirme işlemi 1100°C sıcaklıkta gerçekleştirilir. Çünkü bu sıcaklıkta yapı tamamen ostenitiktir. Bu çelikler yüksek mukavemet ve aşınma direnci gerektiren yerlerde; tekstil, gıda, kağıt ve boya sanayiinde kesici ve karıştırıcı eleman yapımında, türbin kanatları, pompa ve konkasör çekiçleri gibi parçaların imalinde kullanılır (Krauss,1993).

2.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler; % 16 dan fazla Cr, % 8'in üzerinde Ni ve çok düşük değerlerde (% 0.03) C içerirler. Bu çeliklere Si, Mo, Ti, Ni ve Ta gibi stabilize elementler ilave edilir. Ayrıca ostenit fazını oda sıcaklığına

kadar indiren ve kararlı duruma getiren alaşım elementleri krom ve nikelidir. Bu çelikler çok düşük sıcaklıklarda plastik deformasyonla işlerken sertleşirler. Bu da ostenit fazının manyetik özellik göstermeyen sıkı paket hegzagonal ϵ - martenzite ve K.H.M'li α' martenzite dönüşümü olarak izah edilebilir (Kathleen, 1992). Döküm, sıcak veya soğuk şekillendirme ile üretilen bu malzemelerde 800-450°C sıcaklık aralığında krom karbürün çökmesinden dolayı korozyon meydana gelir. Bunu önlemek için malzeme 1100°C sıcaklıkta yeterli süre beklendikten sonra hızlı soğutma yapılır (Paul, 1993). Isı ve korozyon gerektiren yerlerde kullanılan bu çeliklerin ısı iletim katsayıları yumuşak çeliklerin % 30'u kadar ve genleşmeleri ise onlardan % 50 daha fazladır. Bu nedenle kaynak yapılırken çok dikkatli olunmalı ve Nb içeren ostenitik elektrotlar kullanılmalıdır (Tekin, 1981).

2.4. Dupleks ostenitik-Ferritik Paslanmaz çelikler

Bu çelikler süperplastiklik çalışmasının bir sonucu olarak geliştirilmişlerdir. % 20-30 Cr, % 3-13 Ni içeren dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapıları % 50 ostenit % 50 ferrit' ten ibarettir. Çok iyi mukavemet ve korozyon direncine sahiptirler. 370-540°C sıcaklık aralığında tavlandıkları zaman mukavemetinde yükselme tokluğunda düşme görülür. 545-800°C arasında tavlandıkları zaman sigma fazı teşekkül etmiş olur bu da yapıyı kırılğan yapar (Kathleen, 1992). Sıcak işleme genellikle 1000-1200°C arasında kontrollü olarak yapılmalıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri ferrit ve ostenitin bir fonksiyonu olarak karşımıza çıkar (Krauss, 1993). Bu çelikler gerilmeli korozyon ve tanelerarası korozyona karşı iyi direnç gösterdiklerinden korozyon direnci ve yüksek sıcaklık gerektiren yerlerde kullanılırlar (Greene, "vd" 1967).

2.5. Çökelme Sertleşmesi Gösteren Paslanmaz Çelikler

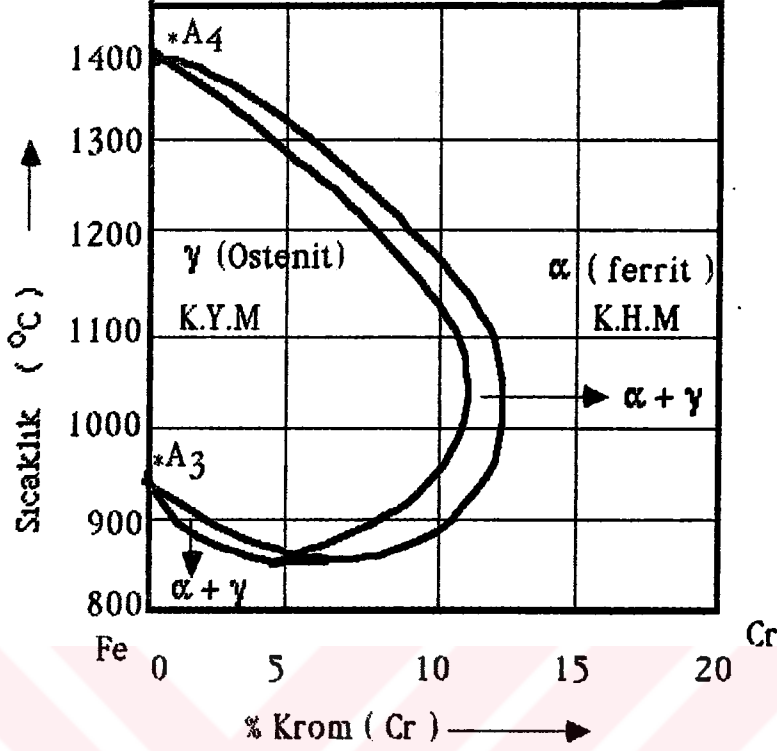
Bu çelikler martenzitik, ostenitik ve yarı ostenitik olmak üzere üç ayrı tipte üretilebilirler. Martenzitik tiplerinde % 0.02-0.07 C, % 10-16 Cr ve % 4-6 Ni bulunur. Ostenitik tiplerinde % 0.05-0.13 C, % 15-17 Cr ve % 4-9 Ni bulunur. Yarı ostenitik türlerinde ise, % 0.06-0.30 C, % 15-18 Cr ve % 10-25 Ni elementleri bulunur (Collins, 1973). Çökelme sertleşmesi gösteren paslanmaz çeliklere çökelti oluşturan elementler olarak Al, Cu, Ti, Mo ve Nb elementleri ilave edilmektedir. İlave edilen bu elementlerden Al, Cu ve Mo elementleri yaklaşık 500-800 °C arasında yaşlanma gösterirken Ti ve Nb elementleri daha yüksek sıcaklıklarda yaşlanmaktadır (Kathleen, 1992). Bu çelikler yüksek mukavemet, tokluk ve korozyon direnci gerektiren uçak, uzay ve savunma sanayii için geliştirilmişlerdir (Krauss, 1993).

2.6. Paslanmaz Çeliklerin Kullanıldığı Yerler

1. İnşaat ve yapı işlerinde,
2. Taşıma (nakil) sistemlerinde,
3. Mobilya işlerinde,
4. Güç jeneratörlerinde,
5. Aşınmaya maruz yerlerde; cevher hazırlama tesisleri, temizlik makinaları, karıştırıcı ve kırıcılarda.
6. Mutfak takımları, fırın donanımları ve kap kacak yapımında,
7. Ziraat aletleri yapımında,
8. Tekstil sanayi kolunda,
9. Hastane ve cerrahi ekipmanlarda (cihazlar, aletler),
10. Kimyasal ve petrokimyasal tesislerde ve
11. Uçak motoru ve uzay araçları uygulamaların da kullanılmaktadır.

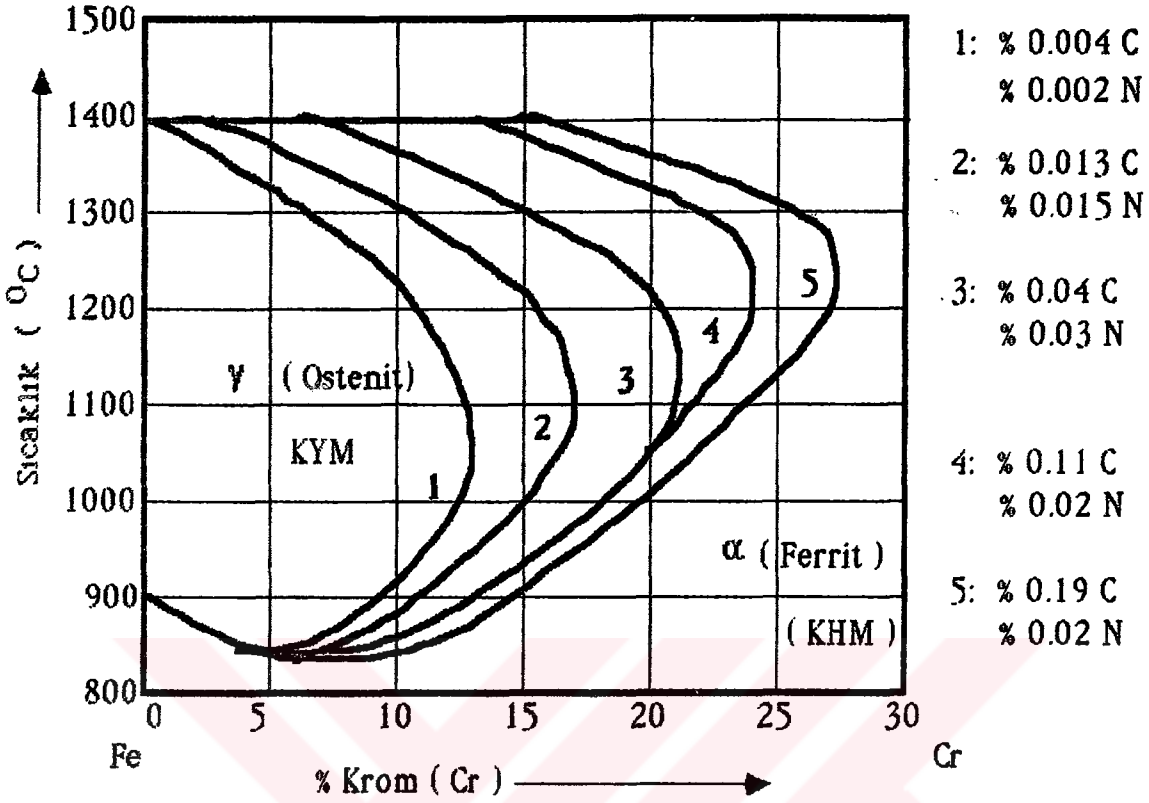
2.7. Paslanmaz Çeliklerin Metalurjik Özellikleri ve Isıl İşlemleri

Bu kısımda paslanmaz çeliklerin prensipleri, bileşimleri ve mekanik özellikleri anlatılmaktadır. Bu kısmın başında paslanmaz çelikler beş grupta sınıflandırılmıştı. Bu sınıflama çeliklerin karakteristik bileşimlerinden hareket edilerek elde edilmiştir. Burada sınıflandırmanın dışında işin biraz detayına inilerek çeliklerin ısıl işlemleri ve metalurjik özellikleri takip edilecektir. Esasen bu kısımda deney numunesi olarak kullanılan ferritik paslanmaz çeliklerin metalurjik özellikleri anlatılmaktadır. Eğer çelik yeterli miktarda krom içerirse, o zaman buna paslanmaz çeliktir denebilir. Bu çeliğin sertleştirilebilmesi için yeterince karbon içermesi ve martenzitik dönüşümün altındaki bir sıcaklığa soğutulması gerekmektedir. Çeliğin fazla miktarda krom içermesi sertliğin aşırı yükselmesine neden olacaktır. Hatta yavaş soğutma ile bile sertleşme gerçekleşecektir. Bu nedenle krom miktarı bir limit değerinde ilave edilmelidir. Demir K.H.M' li α -ferritten, A_3 sıcaklığı olarak bilinen 910°C 'de tamamen K.Y.M' li γ -ostenite dönüşür ve A_4 sıcaklığı olarak bilinen 1400°C den sonra tekrar K.H.M' li δ -ferrit fazına dönüşür. Bu nedenle krom ilavesi kararlı haldeki K.Y.M' li fazın oranını azaltır, A_3 ve A_4 sıcaklığında çok hızlı bir şekilde durur. A_4 sıcaklığına doğru çıkıldıkça önce azalır ve daha sonra durur. Yaklaşık % 13 Cr içeren saf demir-krom ikili sistemleri azot veya karbon içermediği için K.Y.M' li yapı meydana gelmez. Bu durum şekil 2.1'de özetlenmiştir. Bu nedenle kromun etkisi bir γ halkası meydana getirir. Sıcaklık ve bileşimlere bağlı olarak sınırlandırılmış K.Y.M' li kararlı bir alan vardır.



Şekil 2.1 : Kısmi demir-krom faz diyagramı (Lula, 1993).

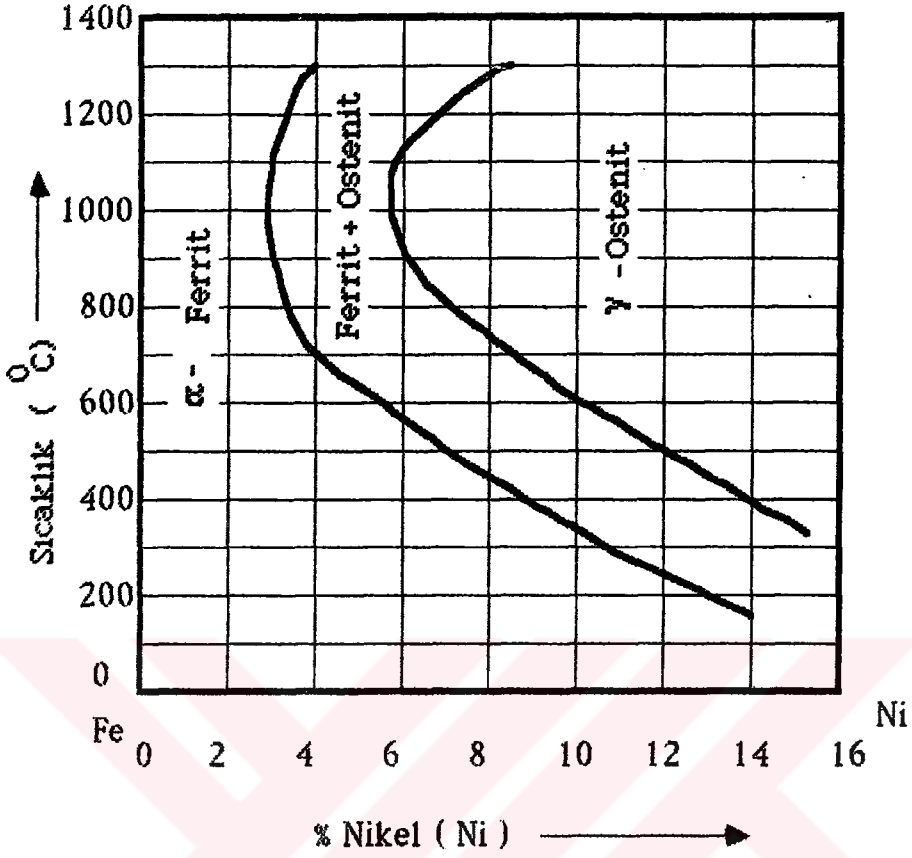
Şayet burada soğutma ve temperleme işlemi uygulanıyorsa, bu bölgede demirin bir alaşımı ve krom mevcut olmalıdır. % 12 'nin üzerinde krom bulunuyorsa, mevcut olmayan ostenitik yapı herhangi bir sıcaklıkta meydana gelebilir. Ortadan kalkan martenziti oluşturmak için suda soğutmak mümkündür (Lula, 1993). % 12 Cr'a sahip bir çelik, sadece paslanmazdır. Dış etkilere karşı pasifliği sağlamak için yeterli krom miktarı mevcuttur. Ostenitleme elementleri olarak bilinen karbon ve azot'un ilavesiyle yüksek krom seviyelerinde γ ve $\gamma + \alpha$ bölgeleri sınırları dışarı doğru hareket eder. Bu durum ise şekil 2.2 de görülmektedir.



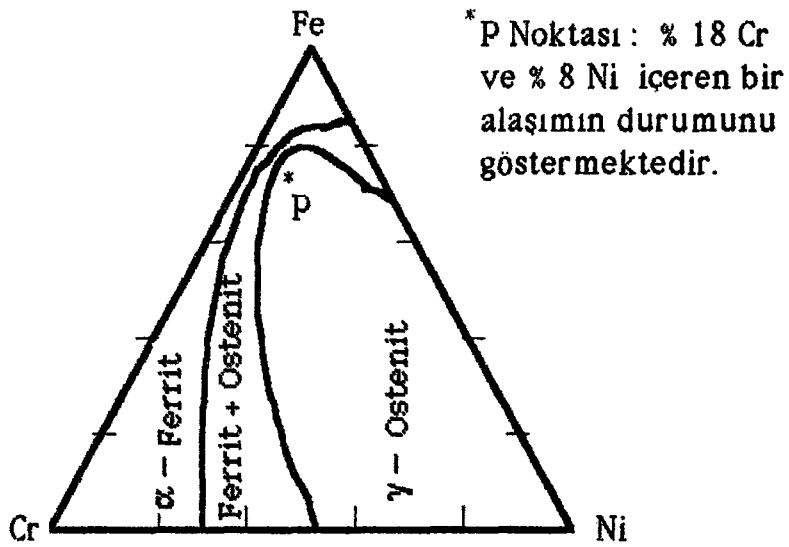
Şekil 2.2 : Fe-Cr sisteminde karbon ve azotun ilavesiyle $\gamma + \alpha$ ve α faz bölgeleri sınırlarındaki yükselmenin değişimi (Lula, 1993).

Dış etkilere karşı pasifliği sağlamak için yüksek derecede krom içeren bir alaşımı suda soğutarak sertleştirmek mümkündür. Eğer krom içeriği γ ve $\gamma + \alpha$ faz bölgelerindeki limit değerlerinin üstünde olursa, bu alaşım ergime noktasına kadarki bütün sıcaklıklarda K.H.M' li olacaktır. Çünkü bu yapıdaki atomlar oda sıcaklığında saf demirde olduğu gibi kübik hacim merkezli kristal yapıda sıralanır ve mikroyapı saf demirin ferritik yapısıyla aynıdır. Ferritik paslanmaz çeliklerde ilave edilen krom miktarı sınırlı değildir. Son yapılan araştırmalar süper ferritler olarak adlandırılan birkaç yeni ferritik paslanmaz çeliğin geliştirildiğini göstermektedir (Lula, 1993). Adı geçen bu

çelikler içerisinde yüksek miktarda krom ve molibden vardır. Bu çelikler korozyona karşı yüksek bir dirence sahiptirler. Ostenitik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında kararlı osteniti oluşturarak ortaya çıkar. Şekil 2.1' de kromun etkileri γ bölgesinin daralması şeklinde görülmektedir. Demir üzerine nikelin etkisi ostenitin kararlılığını arttırmaktadır. Şekil 2.3.' de % 18 Cr içeren bir çelik alaşımında ostenit'in kararlılığına nikel elementinin etkileri görülmektedir. Bundan dolayı bu diyagramda düşük sıcaklıkta ve hatta oldukça yüksek miktarda nikel içeren alaşımlarda yapı ferrite dönüşecektir. Yaklaşık 950- 1100 °C sıcaklıkta % 7 nikel içeriğinden sonra yapı tamamen ostenite dönüşmüş olacaktır. % 3-8 Ni içeriklerinde yapıda hem ferrit hem de ostenit birlikte mevcuttur. % 3'ün altındaki nikel içeriklerinde ise, yapı tamamen ferritten ibarettir. Oda sıcaklığında ostenitik yapıda demir-krom-nikel 'in miktarlarını ise şekil 2.4 de verilen 3 bileşenli denge diyagramından almak mümkündür. Birçok uygulamalar; malzeme içerisindeki nikel oranının % 8 'den % 4'e, hatta % 1'e düşürülmüş olmasına rağmen; % 16 Cr içeren ostenitik bir paslanmaz çeliğin korozyon direncinin çok fazla değişmediğini göstermektedir. Nikelin piyasada az bulunması ve pahalılığı nedenleriyle, bu tür çeliklerde katkı elemanı olarak nikel kullanılmaması avantaj sağlamaktadır. Bu tür çelikler incelendiği zaman, bunların basit tip ostenitik çeliklerden daha iyi bir mukavemete sahip oldukları görülür. Şekil 2.3' de $\alpha + \gamma$ bölgesindeki bileşime sahip çelikler dubleks ostenitik-ferritik çelikler olarak bilinir. Bu çelikler uzun zamandan beri bilinmelerine rağmen günümüzde yeniden ele alınmış ve değişik bileşime sahip birkaç tipi geliştirilmiştir. Oda sıcaklığında ostenitik yapıyı tam olarak sağlayan ostenitik alaşımlar, soğuk işlemin bir sonucu olarak kısmi bir şekilde dönüşüme uğrarlar.



Şekil 2.3 : % 18 Cr içeren bir demir alaşımında nikel içeriğinin ostenite etkisi

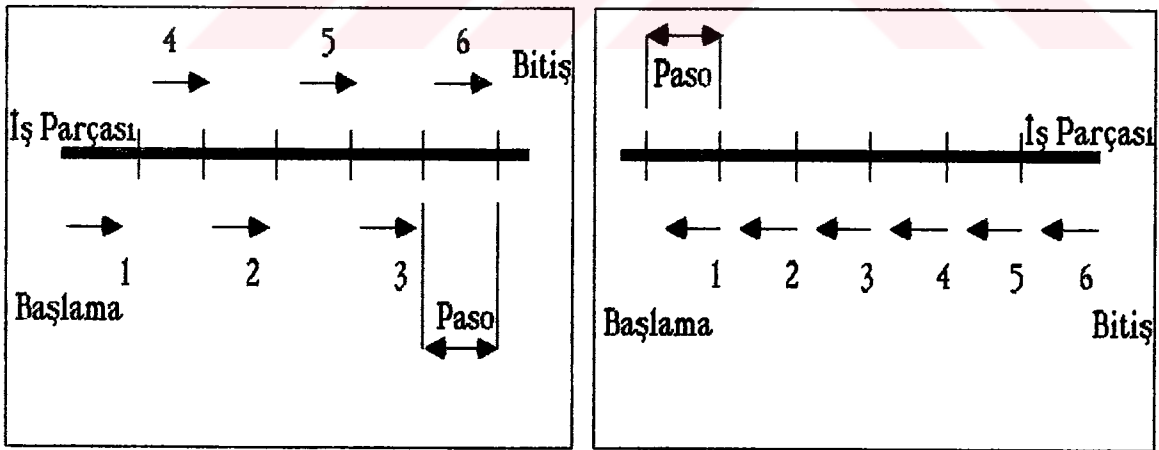


Şekil 2.4. Demir-krom-nikel üç bileşenli denge sistemi ve ostenit faz bölgesi (Lula,1993)

Bu dönüşüm aslında çeliğin sertleştirilmesine veya martenzitik sertleşmeye benzemektedir. Sonuçta; burada çökelme sertleşmesi gösteren çelikler mevcuttur. Çökelme sertleşmesi konusuna daha önce değinilmişti. Bu etkileşimden ostenitik ve martenzitik paslanmaz çeliklerde yararlanır. Çökelme sertleşmesi gösteren paslanmaz çeliklerde çeşitli ısı işlemlere başvurulur. Martenziti elde etmek için çelik suda soğutulur ve daha sonra parçalar temperleme işlemine tabi tutulur. Paslanmaz çeliklerin en genel bileşim oranları AISI standardında sınıflandırılmıştır. AISI numarası 3 rakamdan oluşmaktadır. İki (2) ile başlayanlar mangan katkılı ostenitik çelikleri, üç (3) ile başlayanlar ostenitik çelikleri, dört (4) ile başlayanlar ise, ferritik ve martenzitik çelikleri ifade etmektedirler (Lula,1993). Yaklaşık olarak % 0.15 C içeren AISI 403, 410 ve 416 türü çeliklerin özelliklerinin değiştirilmesinde ısı işlemler çok önemlidir. 850-900°C sıcaklıkta, her cm kalınlık için 50-60 dak. fırında beklenip; daha sonra sıcaklığın kontrol edilebildiği bir fırında, sıcaklık saatte 30°C hızla 550°C' ye düşürülürse soğutma sırasında martenzit oluşumundan kaçınılmış olur. Şayet kısmen yumuşaklık ve daha iyi bir işlenebilirlik gerekiyorsa bu çelikler bir kaç saat süreyle 750-800 °C' ta ısı işleme tabi tutulurlar. Bu guruptaki çeliklerin yüksek mukavemet ve sertliğe sahip olmaları için 1100°C de homojenleştirme işlemine tabi tutularak 1/2 saat süre beklenip hızlı soğutulmaları gerekir. Şayet temperleme yapılacaksa sertleştirme işlemini takiben hemen yapılmalıdır. Çelik yüksek sertlikte kullanım gerektiriyorsa, temperleme işlemi yapılmaz. Ancak sertleşme işleminden dolayı meydana gelen iç gerilmeleri ortadan kaldırmak gerekiyorsa malzeme 350 °C' ta yaklaşık 3 saat beklenerek gerginlikleri nispeten giderilmiş olur.

2.8. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı ve Alınacak Tedbirler

Genellikle paslanmaz çeliklerin ısıl iletkenliği alaşımlı ve sade karbonlu çeliklerin yaklaşık olarak yarısı kadardır. Genleşmeleri bunlardan % 50 daha fazladır. Bu nedenlerle, ısı kaynak bölgesinden hızlı bir şekilde dağılmaz. Kaynak yapılırken kaynak hızının düşük ve pasoların kısa seçilmesi gerekir. Bu parçaların kaynak uygulaması şekil 2.5' de görüldüğü gibi iki şekilde yapılabilir. İlk yol olarak a şeklinde görüldüğü gibi, birer sıçrayarak yapılan (skip welding) kaynak işlemi; ya da ikinci olarak b şeklinde görüldüğü gibi birer adım geri sıçrayarak (step-back welding) adım adım kaynak işlemidir. Şekilde gösterildiği gibi bir kaynak metodu izlemenin amacı; soğuma sırasında meydana gelebilecek çarpılma ve çatlama tehlikelerine karşı ısının toplandığı kısmı mümkün olduğu kadar en aza indirmektir.



a. Birer paso sıçrayarak (skip welding)

b. Birer adım geri sıçrayarak (step-back)

Şekil 2.5.: Birer sıçrayarak veya adım adım bir geriye doğru kaynak metodu: Ok işaretleri kaynak pasosunun yönünü, numaralar ise kaynak pasolarının öncelik sırasını göstermektedir (Lula, 1993).

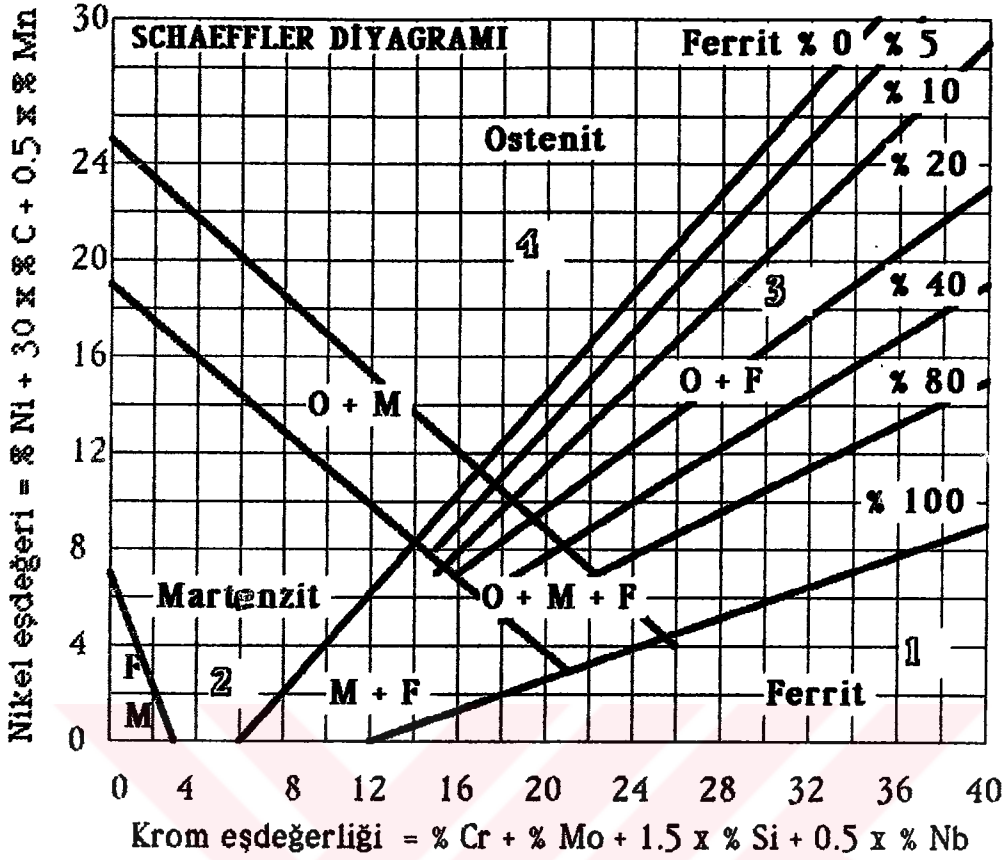
Esas metalde kaynak banyosunun oluştuğu b6lgeye yakın kısma soğuk bakır çubuklar tutularak malzemenin ısı dağılımlı nispeten yükseltilebilir. Paslanmaz eliklerin birleştirme kaynak işlemlerinde ısı dağılımlı her zaman problem olmaktadır.

% 12-30 Cr içeren ferritik paslanmaz çelikler manyetik özellik gösterirler. Soğuk veya sıcak haddelenebilirler; ancak maksimum süneklilik, darbe tokluğu ve korozyon dirençleri normalize edilmiş hallerinde daha iyidir. Normalizasyondan sonra akma mukavemetleri, karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden % 50 daha yüksek talaşlı şekillendirilebilme kabiliyetleri ve korozyon dirençleri ise martenzitik kromlu paslanmaz çeliklerden daha üstündür (Anık, 1981). Bu eliklerin soğuk olarak levha ve sac haline getirilmesinin kolaylığı ve atmosferik korozyona iyi direnç göstermelerinin verdiği avantajla mimaride, iç ve dış dekorasyonda, temizlik ve sterilizasyon maddelerinin yapımında, mutfak tezgahı, yemek kapları, çamaşır ve kurutma makinaları kazanları, gıda endüstrisinde depolama kapları, süt ve bira tanklarının imalatında kullanılırlar. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler, klorlu ortamlardan kaynaklanan gerilmeli korozyon çatlamasına karşı yüksek dirence sahiptirler. Bu nedenle otomotiv endüstrisinde türlü egzost boruları ile petro-kimya ve kimya endüstrilerinde kazanlar v.b. gibi ısı iletimi uygulama yerlerinde kullanılırlar. Ayrıca bünyelerine katılan alaşım elementleri ile geliştirilmiş türlerinde talaş kaldırma özellikleri iyileştirilerek paslanmaz makina elemanlarının imalatında da başarıyla kullanılmaktadırlar. Yukarıda anlatılan özelliklerinden dolayı bu çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri önem arzetmektedir. Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetleri martenzitik ve ostenitik paslanmaz çeliklere nazaran çok daha iyidir. Bu tür paslanmaz çelikler ark kaynağı, gazaltı kaynağı, tozaltı kaynağı, elektrik direnç kaynağı yöntemlerinin yanısıra;

modern kaynak yöntemleri (örneğin plazma kaynağıyla) ile de rahatlıkla kaynak edilebilmektedirler. Kaynakta ortaya çıkan problemler önceden bilindiğinde, üretim aşamasında kazandırılan özellikler sayesinde ve kaynak öncesi ile sonrasında alınacak önlemler ile ortadan kaldırılabilir. Bu tür paslanmaz çelikler, su verme yolu ile sertleştirilemediklerinden; I.T.A.B' da martenzit oluşumu tehlikesi meydana gelmez. Bu bakımdan martenzitik paslanmaz çeliklere nazaran daha kolay kaynak edilirler. Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan önemli problemlerden bir tanesi, bu malzemenin 1150 °C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda tane irileşmesine karşı aşırı eğilimdir. Kaynak esnasında I.T.A.B' nin bir kısmı 1150 °C' nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve dolayısı ile bu bölgede aşırı bir tane irileşmesi meydana gelir. Bu tür çeliklerde ostenit-ferrit dönüşmesi olmadığından ısıtım işlemi ile taneleri küçültme imkânı yoktur. Genel olarak ferritik kromlu paslanmaz çelikler, çok ince taneli sünek bir yapıya sahiptirler. İri taneli bir yapı haline geçince gevrekleşirler, çentik darbe dayanımları düşer ve geçiş sıcaklığı yükselir. Tane irileşmesini engellemek için bir miktar azot ilave edilir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında I.T.A.B 1150 °C' yi aşan sıcaklıklarda mümkünse az kalmalıdır (Anık, 1993). Bunun için kaynak esnasında kısa pasolar çekilir ve parça kaynak sonrası hemen soğutulur. Bu çeliklerin kaynağında ortaya çıkan diğer bir problem de I.T.A.B 'nin korozyona karşı duyarlı olmasıdır. Bu durum ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerde oluşanın aksine, ferritik türlerde 900 °C' nin üzerindeki sıcaklıklardan hızlı soğuma sırasında ortaya çıkmaktadır. Çünkü ostenitik bir yapıya göre ferritik yapı içerisinde krom karbür çökmesi daha yüksek değerlerdedir. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler kaynak edildiğinde, dikişe yakın bölgeler tanelerarası korozyona karşı duyarlıdır ve krom karbürler öncelikli

olarak buralarda çözünürler. Soğuma sırasında kümeler halinde tane sınırlarına çökler ve toplanırlar. Kararlı duruma getirilmemiş % 17 Cr'lu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750 °C'de tavlama işlemine tabi tutularak tanelerarası korozyona karşı dirençli hale getirilebilirler. Eğer bu çeliğe titanyum (Ti), tantal (Ta) ya da niyobyum (Nb) ilave edilmişse kaynaklı bağlantılar tanelerarası korozyona karşı, ısı işlem yapılmassa bile, direnç gösterecektir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak işleminden önce yapılacak bir ön tavlama, martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağından farklı metalurjik davranışlar ve etkiler gösterir. Bu tür çeliklerin kaynaklı bağlantıları yavaş soğutulduğu zaman tane irileşmesi ve tokluk azalması gösterirler. Bazı ferritik paslanmaz çelikler de tane sınırlarında martenzit oluşturmaya eğilimlidirler. Bu çeliklere uygulanan ön tavlama I.T.A.B 'de çatlama tehlikesini ortadan kaldırır ve kaynaktan dolayı meydana gelebilecek gerilmeleri sınırlar. Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin örtülü elektrod kullanarak yapılan ark kaynağında, ergimiş bölgede tane irileşmesinin neden olduğu gevrekliğe ostenitik krom-nikelli elektrod kullanılarak engel olunabilir. Kullanılan örtülü elektrodlar esas metalden daha yüksek miktarda krom içermelidirler. Az karbonlu ferritik paslanmaz çelikler için % 18 Cr ve % 8 Ni içeren ostenitik türü elektrodlar kullanılabilir. % 0.1'den daha fazla karbon içeren çelikler için de % 25 Cr ve % 20 Ni içeren elektrodlar iyi sonuç verir (Anık, 1991). Fakat genellikle bu tür paslanmaz çeliklerin bir çoğunda % 22 Cr ve %12 Ni içeren elektrodlar, diğerleri yerine rahatlıkla kullanılabilir. Kromlu paslanmaz çelik elektrodların kullanılmasında, kaynak dikişine azot nüfuziyeti ile aşırı krom oksit oluşumunu önlemek için kısa ark boyu tercih edilmelidir. Kısa ark boyu ile kaynak aynı zamanda kaynak metalinde azot nüfuziyetini azaltır. Uzun tutulan bir ark boyu ise, kaynak dikişinde azot nüfuziyetini artırır

ve krom kaybına yol açar. Bu nedenlerle yine elektroda salınım verilmesi de istenmeyen bir durumdur (Anık, 1991). Bu çeliklere çukur ve çatlaklardaki korozyonu önlemek için molibden, yüksek sıcaklıklarda korozyon direncini yükseltmek için krom ve nikel, gerilmeli korozyon çatlamasını önlemek için nikel, kaynak edilmiş parçalarda tanelerarası korozyonu önlemek için de titanyum, niobyum ve tantal katılır. Aksi takdirde, çelik yapısındaki karbon miktarının mümkün mertebe azaltılması gerekir. Paslanmaz çeliğin kaynak bölgesinde, tam olarak ne kadar ferrit bulunduğunu saptamak zordur. Ostenitik paslanmaz kaynak metallerinin mikroyapıları esas metalinkinden bir miktar farklılık gösterir. Tamamen ostenitik alaşımların eşdeğer bileşimindeki kaynak metalinin az miktarda ferrit içerdiği görülür. Çeşitli elektrodların kullanımı kaynak metalinin metalurjik yapısını değiştirebilir. Bu amaçla kaynak metalinin veya dikişin kimyasal bileşimini saptamak üzere değişik diyagramlar geliştirilmiştir. Bu diyagramlardan bir tanesi Schaeffler diyagramıdır (Şekil 2.6). Bu diyagramda ferriti dengeleyici elementler $Cr_{eş}$ olarak yatay ekseninde, osteniti dengeleyici elementler ise $Ni_{eş}$ olarak dikey ekseninde yerleştirilmişlerdir. Schaeffler'in çalışmasında ferrit yüzdesi metalografik ölçme metodları kullanılarak tanımlanmıştır. Manyetik ölçme aletleri daha uygun olmakla beraber ikincil ölçüm sistemleri olarak ele alınmaktadır. Dolayısıyla ferrit bileşimini tanımlayabilmek için bir standard veya ferrit sayısı geliştirilmiştir. $Cr_{eş}$ 'i de, ferrit dengeleyicilerin ağırlık yüzdelerinin alınması ile yapılmıştır (Cr, Mo, Si, Nb). Osteniti dengelemede C ve N, nikelden 30 kat daha etkilidir. Ostenitik paslanmaz kaynak metalinde bulunabilecek az miktardaki bazı elementler de mikroyapıyı etkileyebilir. Örneğin, titanyumun bulunması kaynak metalindeki ferrit miktarını birkaç ferrit sayısı artırır (Anık, 1991).



1. BÖLGE

1150 °C nin
üzerinde tane
irileşmesi

2. BÖLGE

400 °C altında
sertleşme ve
çatlamlar

3. BÖLGE

500-900 °C
arasında sigma
fazı gevrekliği

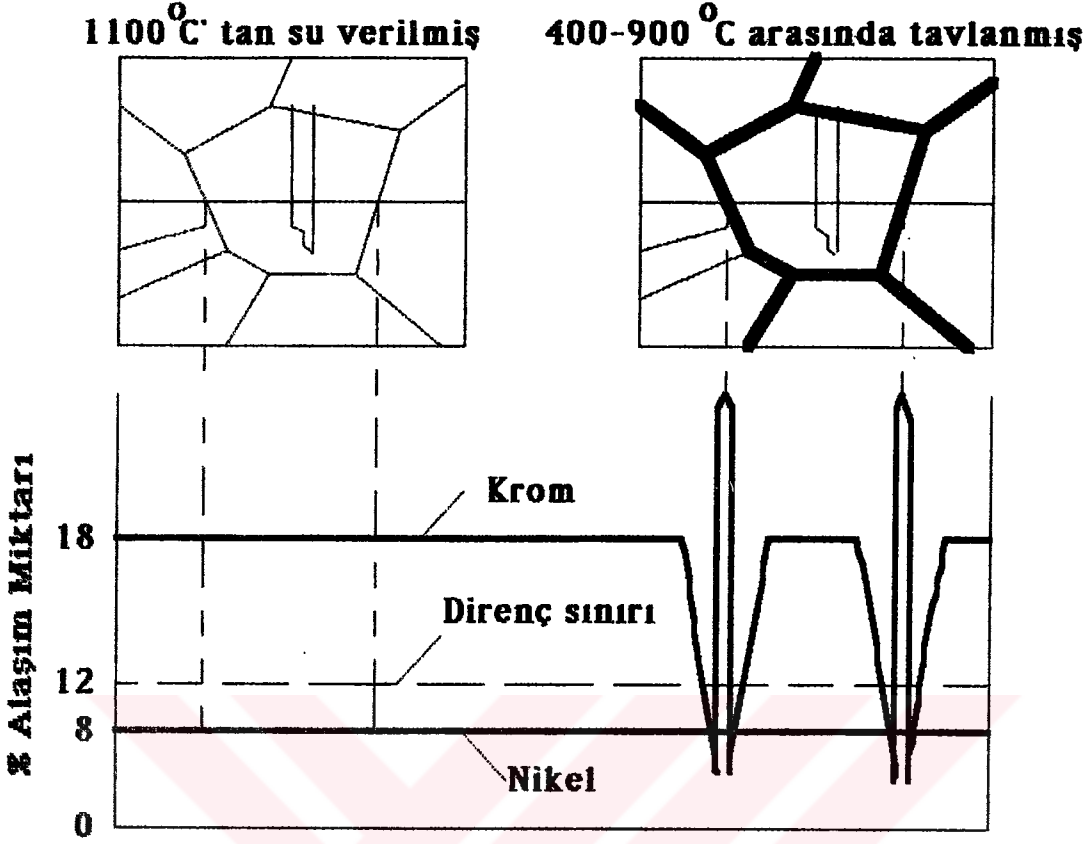
4. BÖLGE

1250 °C
üzerinde
sıcak çatlaklar

Şekil 2.6 : Paslanmaz çelik kaynak metalinde mikroyapının belirlenmesinde kullanılan Schaeffler diyagramı (Anık, 1991).

Burada şunu belirtmekte yarar vardır. Elektrod üreticileri ferrit içeren kaynak metallerinin, ferrit içermeyen kaynak metallerine nazaran sıcak çatlaklara karşı daha dirençli olduğunu bilerek üretim yapmaları gerekir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir problem de özellikle 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmalarında oluşan krom karbür çökmesi durumudur. Bu çelikler

üretimleri sırasında krom karbürün içerisinde çözündüğü 1100°C'den itibaren hızla soğutulmalıdır. Bu şekilde bu elementlerin çökelme tehlikesi ortadan kalkmış olur. Oda sıcaklığında karbonun difüzyon hızı çok düşük olduğundan, kullanım esnasında sonradan oluşma imkanı yoktur. Sıcaklığın 450 °C' nin üzerine çıkması ile karbonun difüzyon hızı, karbonu tane sınırlarından dışarıya çıkartacak derecede artar. Tane sınırlarında biriken karbon, kroma karşı olan düşkünlüğünden dolayı bu bölgede krom ile birleşerek krom karbür oluşturur. $M_{23}C_6$ şeklinde oluşan krom karbürün ağırlık olarak % 90' a yakın kısmını krom oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ferrit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır. Şekil 2.7 'de görüldüğü gibi, malzeme korozif bir ortamda bulunduğunda, kromca fakirleşmiş olan tane sınırlarında korozyon meydana gelir. Bu şekilde ortaya çıkan tanelerarası korozyon tüm malzemeyi çok kısa bir zamanda kullanılmaz hale getirir. Tanelerarası korozyonu önlemek için karbonun kroma olan düşkünlüğünden daha yüksek düşkünlüğe sahip elementlerin çeliğin bileşimine katılması gerekir. Bu elementler; titanyum, niyobyum ve tantaldır. Bu elementlerin karbürleri, tane sınırında ve tanelerin içerisinde meydana gelir. İlave edilen bu elementlerden titanyum karbonun dört katı, niobyum sekiz-on katı ve tantalı ise, en az onaltı katı kadar ilave edilmelidir (Oğuz, 1987). ITAB veya esas metalde krom karbür çözülmesinin olduğu hallerde, eğer parçanın boyutları ve konstrüksiyonu uygunsa parça 1100°C'ye kadar tavlansın su içinde aniden soğutulur (Bargel, 1980). Söylenen bu tedbirlere rağmen yine de paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynakçının kaynak esnasında alacağı en iyi önlem, dikişi çeker çekmez hemen arkasından ıslak bir bez veya üstübu ile hızla soğutması veya parçayı su tankına gömerek kaynak işlemini yapmasıdır (Yıldırım, 1987).



Şekil 2.7. Paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom fakirleşmesi (Anık, 1993).

2.9. Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Intermetalik Fazlar ve Karbürler

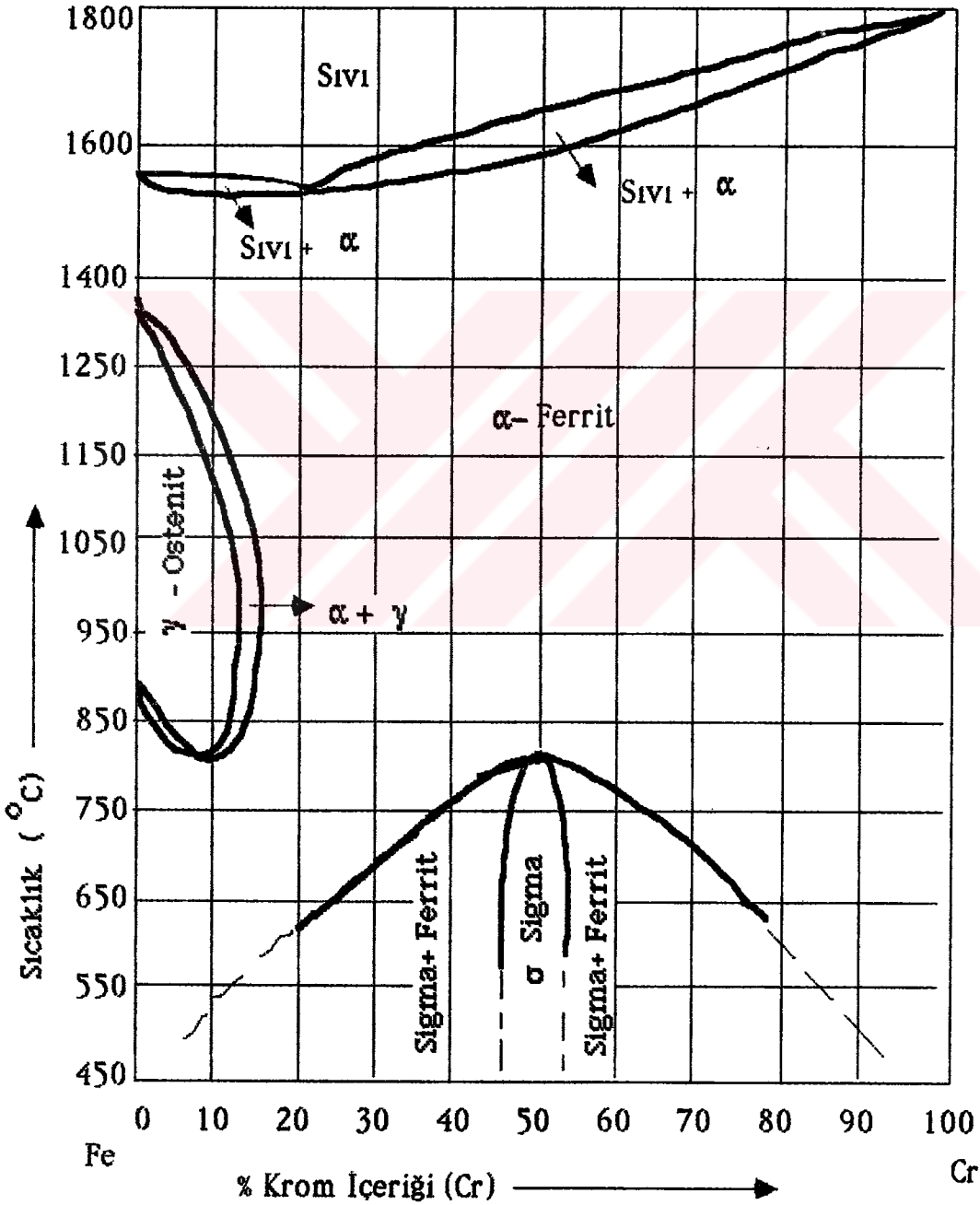
Ferritik paslanmaz çeliklerde 500-1000^oC' ler arasında yavaş soğutulmalarından dolayı bazı intermetalik fazlar teşekkül eder. İntermetalik fazlar kristal yapıdaki demir, krom, molibden ve diğer metal atomlarının miktarına bağlı olarak değişir. K.H.M' li ferritik yapıdaki alaşım elementlerinin düşük sıcaklıklarda katı çözeltilerindeki enerji farklılıkları intermetalik fazların çeşitli şekillerde teşekkül etmesine sebep olurlar. Bu kristal yapılar bünyesinde birçok elementin atomunu muhafaza etmesinden

dolayı fazlar kompleks olarak teşekkül edebilir. Bu fazlardan en baskını sigma fazı olmak şartıyla, % 20 den fazla krom içeren bu çeliklerde Chi ve Laves fazıda teşekkül edebilir (Krauss,1993).

2.9.1. Sigma fazı

Sert kırılğan bir faz olan sigma fazını geniş bir kapsamda mikroskop altında ve x-ışını kırılma deneyleriyle incelendiğinde tanımlamak daha kolay olur. Kafes parametresi $a= 0.88-0.91 \mu\text{m}$, $c= 0.45-0.46 \mu\text{m}$ ve hacim merkezli tetragonal bir yapıya sahip olan bu faz 540-870 °C sıcaklıklar arasında çok yavaş olarak şekillenir ve faz ilk olarak tane sınırlarında olduğu gibi tane içinde de oluşması mümkündür. Bu faz ostenit fazı yerine geçerek ferritin kararlılığını düşürür. Sigma fazı genellikle % 20' nin üzerindeki Cr içeriklerinde teşekkül eder. Ancak içerisindeki diğer alaşım elementlerine bağlı olarak % 17-20 Cr içeriklerinde de baskın bir faz olduğu için teşekkül etmesi mümkündür. Fakat bu çeliklerde görülebilen Chi ve Laves fazı baskın faz olmadıkları için % 20 nin altındaki krom içeriklerinde görülmez (Krauss, 1993). Şekil 2.8' de demir krom ikili sisteminde bir denge fazı olarak ortaya çıkan sigma fazının kimyasal bileşimini ve sıcaklık değerlerini gösteren bölge verilmiştir. % 14-16 krom içeriğinin altındaki bir değerde bu fazın oluşması beklenmez. Eğer malzemenin bileşimine silisyum, molibden, titanyum, kolombiyum ya da bu fazın oluşumunu hızlandıracak diğer bazı elementler ilave edilirse veya soğuk şekil değiştirme işlemi uygulanırsa o zaman düşük krom içeriklerinde bile bu fazın teşekkülü mümkün olabilir. Sigma fazı çeliğin uzama, büzülme ve çentik darbe dayanımını düşürdüğünden istenmeyen bir fazdır. Bu faz büyük bloklar halinde yüksek enerjili ara yüzeylerde, tane sınırlarında ve

üçlü noktalarda oluşur. Bu faz genellikle karbür partikülleri üzerinde meydana gelir (Link, 1991). Eğer yapıda sigma fazı meydana gelmişse, krom karbür çökmesini yok etmek için uygulanan ısıtma işlemi sigma fazının da yok olmasını sağlar. 1000°C'de bu faz tamamen çözülür ve yeniden oluşmasına imkan vermemek için de hızlı soğutma yapılır (Krauss, 1993).



Şekil 2.8 : Demir-krom alaşımlarının faz diyagramında sigma fazı bölgesi (Lula, 1993).

Ayrıca bu çeliklerde 475°C gevrekliği denen temper gevrekliği 400-550°C ler arasındaki sıcaklıklarda ortaya çıkar. Bu gevreklik ferritik paslanmaz çeliklerin birçok mekanik özelliklerini (korozyon ve HNO₃'e karşı direnci azaltma) değiştirir. Bu gevrekliğin oluşmaması için malzeme sigma fazını çözmek için uygulanan ısı işlemde (1100°C'de homojenleştirme) hızlı soğutma yapılarak 400-500°C sıcaklık aralığı hızlı geçilirse bu gevrekliğin oluşması engellenmiş olur (Krauss,1993).

Sonuç olarak ferritik paslanmaz çeliklerde dört değişik sıcaklık aralığından söz etmek mümkündür.

1. 400-550°C sıcaklık aralığında temper gevrekliği,
2. 550-900°C sıcaklık aralığında sigma fazı gevrekleşmesi ve karbürlerin çökmesi,
3. 900-1100°C sıcaklık aralığında sigma fazının ve M₂₃C₆ karbürlerinin çözülmesi,
4. 1150°C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi (Anık, 1981).

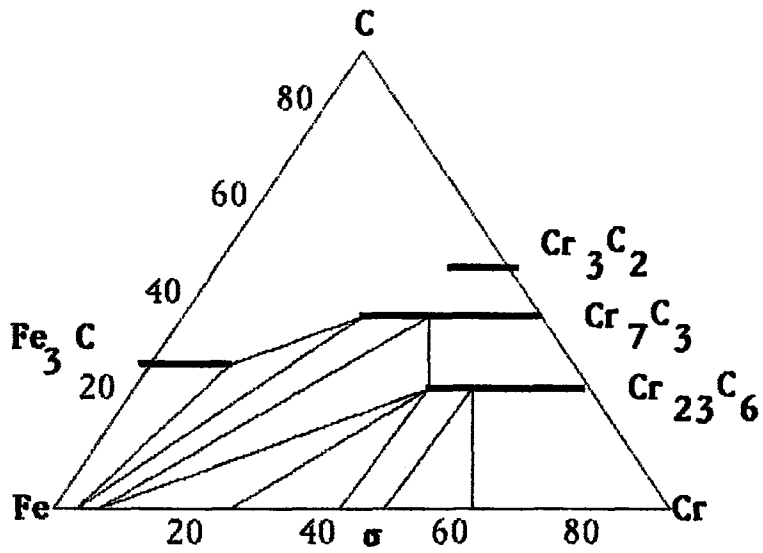
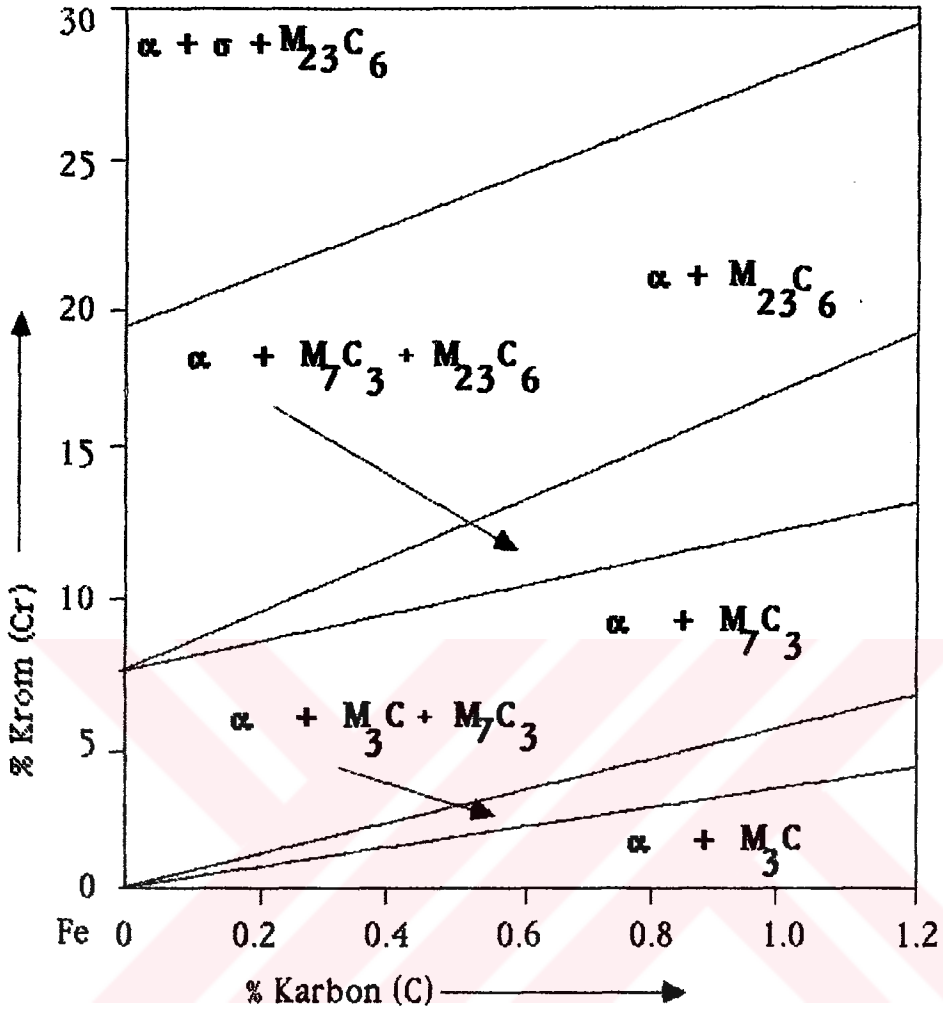
2.9.2. Metal karbürler

Karbur; sıkı paketlenmiş metal atomları arasındaki boşluklara yerleşen karbon atomlarının metal atomları ile birleşerek karbür şeklinde yeni bir fazın teşekkül etmesidir (Woodhead, 1964). Ferritik paslanmaz çeliklerde oluşan karbürlerin bileşimi, mikroyapısı, karbür dönüşümleri ve şekil değişimine bağlı olarak mikroyapıya etkileri vardır. Malzeme bünyesindeki karbürler x-ışınları ile belirlenirler. Karbür oluşturan elementler periyodik cetvelin 4-6'cı periyodun 4-8'ci grup elementleridir. Bunları kristal yapılarına göre sınıflandıracak olursak; kübik yapıdaki karbürler MC: ZrC, HfC, VC, V₄C₃, NbC, TiC, TaC, M₂₃C₆, Mn₂₃C₆

Hegzagonal (SPH) yapıdaki karbürler M_2C : V_2C , Nb_2C , Ta_2C , Cr_7C_3 , Mo_2C , MoC , W_2C , WC , Mn_7C_3 , $\epsilon -Fe_3C$. Orthorhombic yapıdaki karbürler: Cr_3C_2 , Mn_3C , Fe_3C , Fe_2C , Co_3C , Co_2C , ve Ni_3C şeklinde sınıflandırılırlar. Genel olarak karbürün gösterim şekli $M_{23}C_6$ ve MC şeklindedir. Buradaki M metal atomunu temsil eder. Kübik karbürler MC , SPH karbürler ise M_2C şeklinde ifade edilirler (Woodhead,1964).

2.9.2.1. $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) karbürü

Zengin krom içeriklerinde $750-900^{\circ}C$ sıcaklıklar arasında Cr elementinin çökmesiyle oluşan K.Y.M' li $Cr_{23}C_6$ yapısında bir karbürdür. Bu karbür çoğunlukla tane sınırlarına yerleşebilir. Bu karbürleri optik veya taramalı elektron mikroskopuyla tespit etmek mümkündür (Hyatt, 1993). Şekil 2.9' da demir-krom-karbon üçlü sisteminde oluşabilecek muhtemel karbürleri görülmektedir. Diyagramdan görüldüğü üzere ferritik paslanmaz celikte muhtemel faz $\alpha - fe$ ve $M_{23}C_6$ karbürüdür.



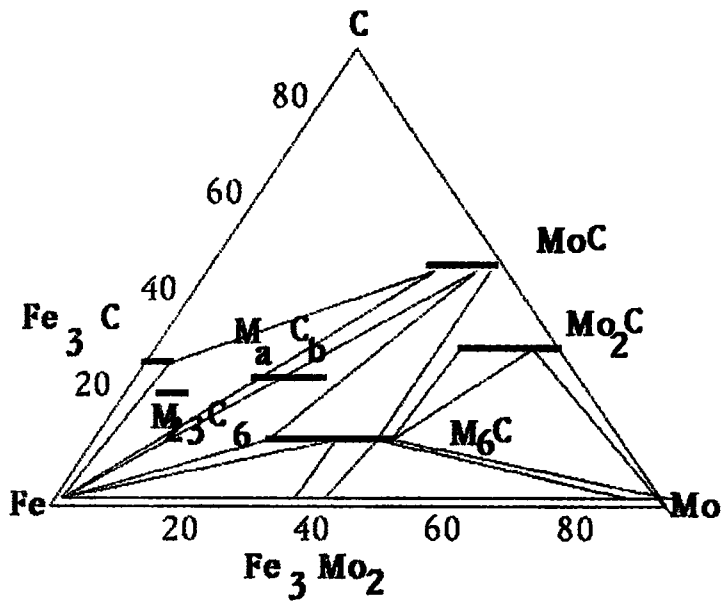
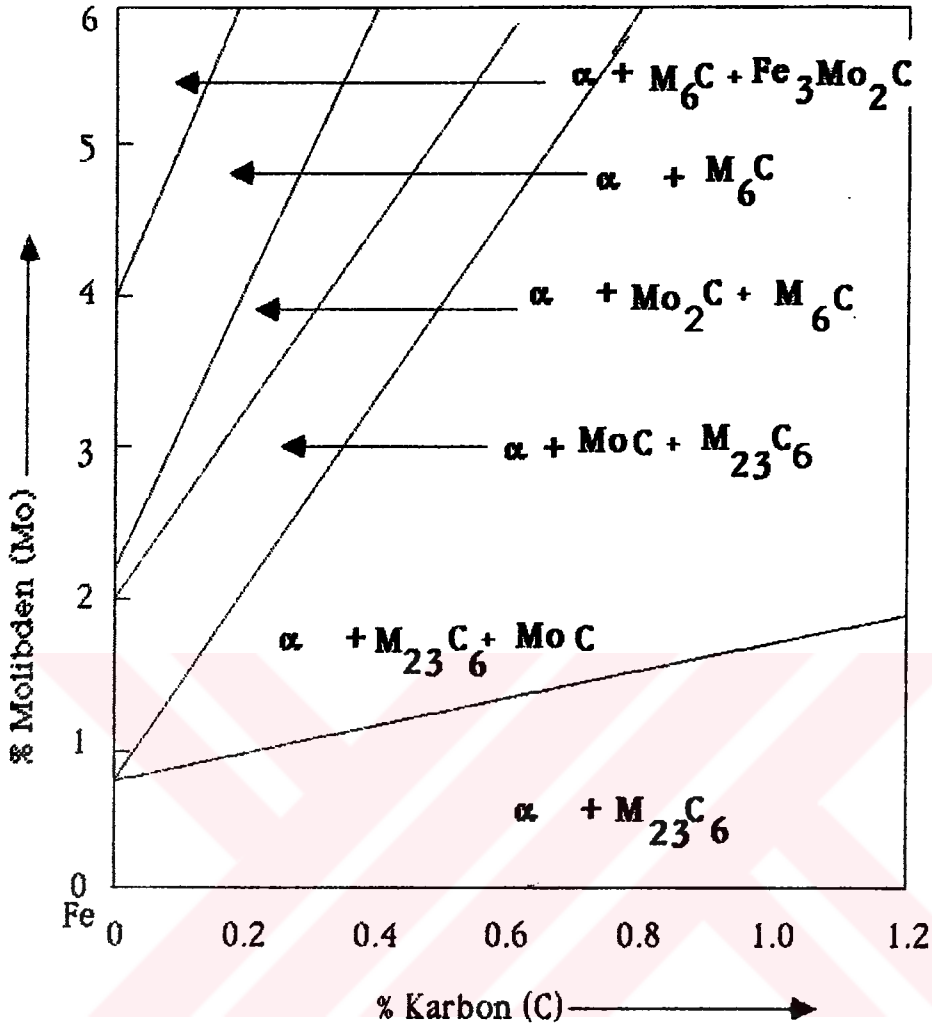
Şeki 2.9. Ferritik paslanmaz çelikte demir-krom-karbon diyagramı (Woodhead, 1964).

Yüksek krom içeriklerinde ve yüksek sıcaklıklarda $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) karbürü kararlı olup düşük krom içeriklerinde $Cr_{23}C_6$ yerine Cr_7C_3 karbürü oluşma meylini göstermektedir. Azot ise, esas olarak krom nitrür şeklinde bileşik yapar. Hem karbür hem de nitrür, $850^{\circ}C$ yakın sıcaklıkta yapılan ısıtmayla katı eriyik içinde ergimeye başlar. Nitrür, karbüre oranla daha hızlı ergir ve bu ergime yaklaşık $1100^{\circ}C$ ' de tamamlanır. Fe-C diyagramı incelendiğinde sigma fazının yalnız % 17' den daha yüksek Cr içeriklerinde oluştuğu görülür. Sigma fazı gerçekten $600^{\circ}C$ 'den daha düşük sıcaklıklarda çökeler. Çökme hızı çok yavaştır. Soğuk deformasyon ve ferrit oluşturu elementler, örneğin Si ve Mo, σ fazı çökmesini hızlandırır. Bu elementlerin çökme reaksiyonunu hızlandırmaları, σ fazı içinde eriyerek bu fazın kararlı olduğu sıcaklık bölgesini genişletmelerine bağlanır. Böyle bir fazın çökmesi ferritik paslanmaz çeliklerde gevrekliğe sebep olur (Tekin,1981).

2.9.2.2. MC karbürleri (TiC, MoC, VC, NbC) ve M_2C karbürleri (V_2C , Nb_2C , Mo_2C)

Ferritik paslanmaz çeliklerde karbon, krom elementi ile birleşerek $Cr_{23}C_6$ ($M_{23}C_6$) karbürünü oluşturmaktadır. Malzeme içerisine karbonun kroma nazaran daha düşük olduğu Nb, Ti, V, Mo gibi elementler katıldığı takdirde karbon elementi krom yerine bu stabilize elementlerle birleşerek daha sert MC karbürler oluştururlar. Böylece malzemenin birçok özellikleri değiştirilir ve gevrekliğe sebep olan krom karbür oluşması da engellenir.

Bu oluşan yeni karbürlerin mikroyapıyı değiştirdiği bilinmektedir. Bu amaçla ferrit fazında oluşan sert karbürler vasıtasıyla malzeme birçok faydalı alanda kullanılmış olur. Aşağıda karbür çökeltme sıcaklığına (700°C) kadar ısıtılan ferritik paslanmaz çeliğe ilave edilen alaşım elementinin ve içerisindeki karbonun miktarına bağlı olarak oluşturdukları karbür dağılımlarını veren grafik görölmektedir (şekil 2.10). Ferritik eliklere Mo ilavesi korozyona karşı direnci artırmak , Nb ve Ti ise çelikte erimiş halde bulunan C ve N oranlarını dūřürerek tanelerarası korozyona karşı çeliği kararlı yapmak için ilave edilirler. Bu özelliklerinden dolayı ferritik paslanmaz çelikler kimya endüstrisinde tankların imalinde çok fayda sağlar. % 17 Cr , ve % 0.05 C' lu bir ferritik paslanmaz çelikte α - Fe (ferrit) ve $M_{23}C_6$ karbürü oluşmaktadır. Bu malzemeye Mo, V, Ti, ve Nb ilave edildiği zaman dūřük karbon içeriklerinde $Cr_{23}C_6$ ($M_{23}C_6$) karbürünün meydana gelme olasılığı azalır veya tamamen ortadan kalkar. Yapı α - Fe (ferrit), MC ve M_2C karbürlerinden teşekkül etmiş bir yapı haline dönüşür.



Şekil 2.10. 700 °C' ta ısıtılan ferritik paslanmaz çeligin demir-molibden-karbon diyagramı (Woodhead, 1964).

3. AŞINMA

Bilimsel olarak aşınma teriminden, metalik veya metalik olmayan katı cisimlerin yüzeylerinde mekanik sebeplerle mikro taneciklerin kopup ayrılması, istenmeyen bir yapı değişikliğinin oluşması anlaşılmaktadır (Mutaf, 1977). Moore'a göre (1974) aşınma, kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katuların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro taneciklerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır. Diğer bir tanıma göre aşınma " Katı cisimlerin yüzeylerinden çok küçük boyutlu taneciklerin veya ince tabakaların ayrılması ile meydana gelen malzeme kaybıdır" (Karamış,1985). Genel olarak aşınma; yataklarda, frenlerde, pistonlarda, supaplarda, tekerleklerde, kesici uç ve ağızlarında, dişlilerde, kırma ve öğütme değirmenlerinde, yol, toprak ve ziraat makinalarında, türbin kanatlarında, maden cevherleri üretim cihazlarında v.b. yerlerde meydana gelmektedir. Aşınmanın gerçekleşebilmesi için tribolojik olarak aşağıdaki faktörlerin mutlaka var olması gerekir. Bunlar, esas malzeme (aşınan), karşı malzeme (aşındıran), ara malzeme, yük, izafi hareket ve çevre (ortam) şeklinde sıralamak mümkündür. Bunun sonucu olarak ya parça kopması veya atom düzeyinde parça ayrılması şeklinde aşınma gerçekleşmektedir.

a- Esas malzeme (aşınan) : Fiziksel ve kimyasal özellikleri yanında, yüzeysel yapısı, şekli durumu tamamen belirli olan ve aşınması özel ilgi ile incelenen katı cisim şeklinde tanımlanabilir.

b- Karşı malzeme (aşındıran): Aşınmanın meydana gelmesinde başlıca öneme sahip olan karşı sürtünme elemanı, katı bir cisim, sıvı veya gaz olabilir. Bu eleman temel sürtünme elemanı ile birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadır.

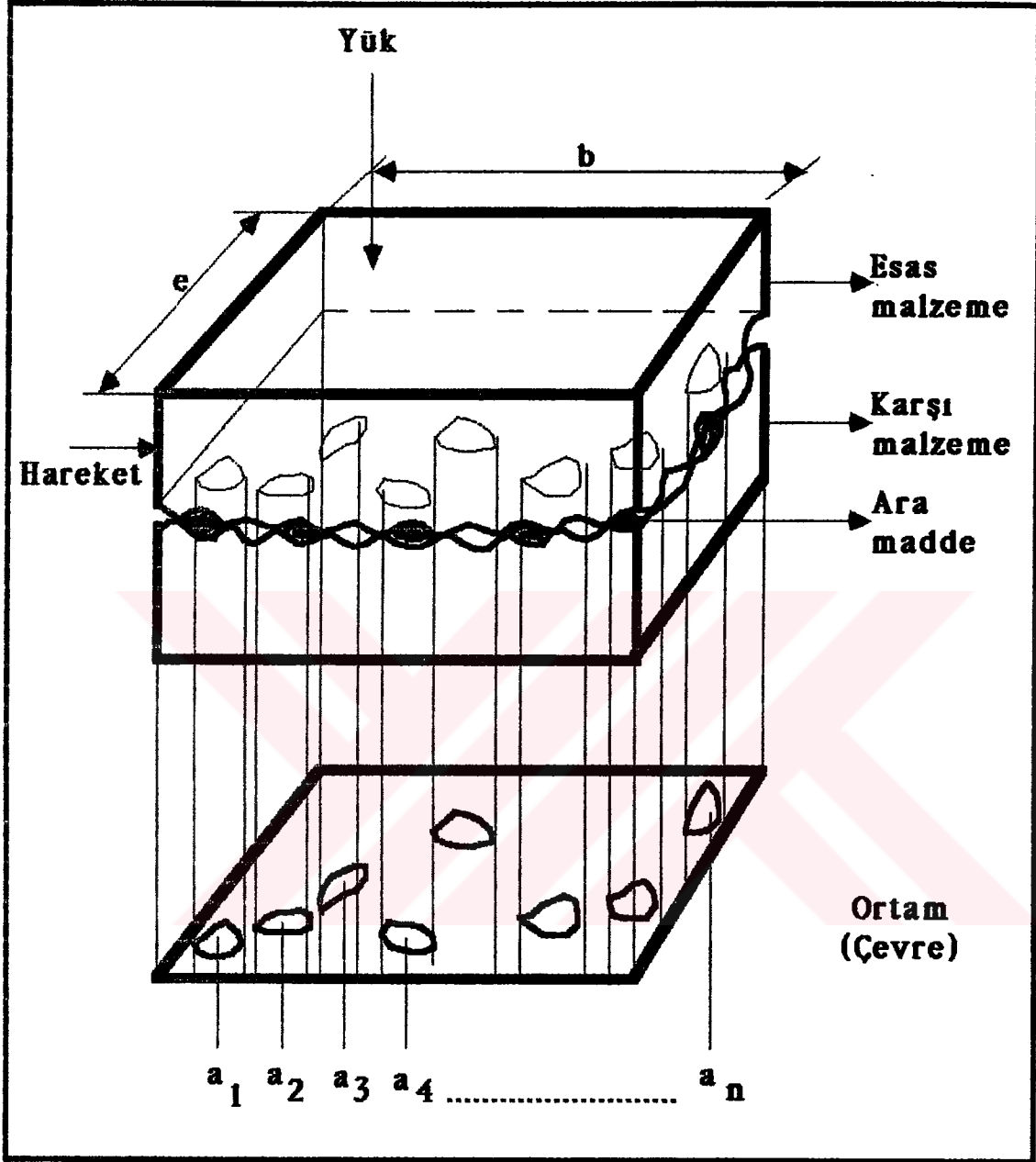
c- Ara malzeme: Esas sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar ya da bunların karışımı şeklinde bulunan maddedir. Örneğin ; bu ara maddeyi , yüzeyler arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneleri oluşturabileceği gibi, aşınma esnasında yüzeyden kopan parçacıklarda ara maddesi görevi üstlenebilirler.

d- Yük: Etki eden kuvvetin büyüklüğü, türü (statik, dinamik, darbeli veya titreşimli olup olmadığı) doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin şiddetini belirleyen etmenleri oluşturur.

e- İzafi hareket: Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma yuvarlanma veya çarpma etkilerinden hangisinin ağırlıklı olduğu), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir.

f- Çevre (ortam): Sistemi içine alan ve genellikle sıvı veya gaz halinde bulunan ortamdır. Su, hava ve gazlar teknikte en sık rastlanılan çevre ortamlarıdır.

Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi şekil 3.1 'de görülmektedir. Birbirleriyle temas eden iki cismin gerçek temas yüzeyi, görünen temas yüzeyinden küçüktür. Çünkü temas yüzeyleri ne kadar düzgün işlenirse işlensin yüzeyde mutlaka pürüz dediğimiz kabalık ve çıkıntıların bulunduğu bir gerçektir. Bu bakımdan temas halindeki iki cisim bu pürüzler vasıtasıyla temas kurarlar. Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 3.1' den de görüldüğü gibi, görünen temas alanı $S = e \cdot b$ (birim kare) iken; gerçek temas yüzeyi, pürüzlerin temas yüzeylerinin toplamıdır. Gerçek temas alanı $S_g = a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n$ şeklindedir. Buradan da anlaşılacağı üzere görünen (geometrik) temas alanı (S), gerçek temas alanından (S_g) daima büyüktür. $S > S_g$ (Kragelsky, 1960).



Şekil 3.1 : Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları (Kragelsky, 1960).

3.1. Aşınmaya Etki Eden Faktörler

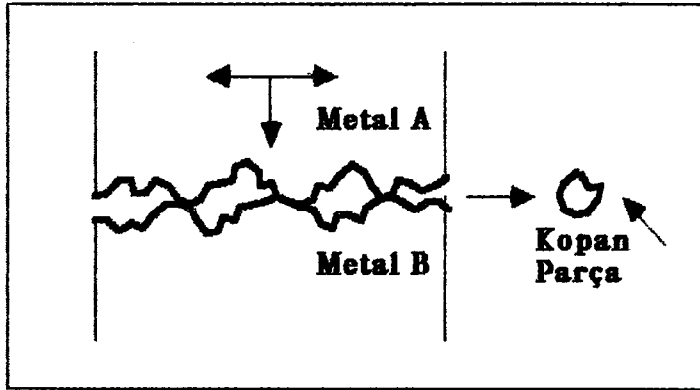
Metalurjik faktörler (sertlik, tokluk, mukavemet, mikroyapı ve

kimyasal bileşim). Çalışmayla ilgili değişkenler (temas eden malzeme, basınç veya kuvvet, sıcaklık ve yüzey düzgünlüğü). Diğer faktörler (yağlama ve korozyon etkisi).

3.2. Aşınma Mekanizmaları

3.2.1. Adhesiv aşınma

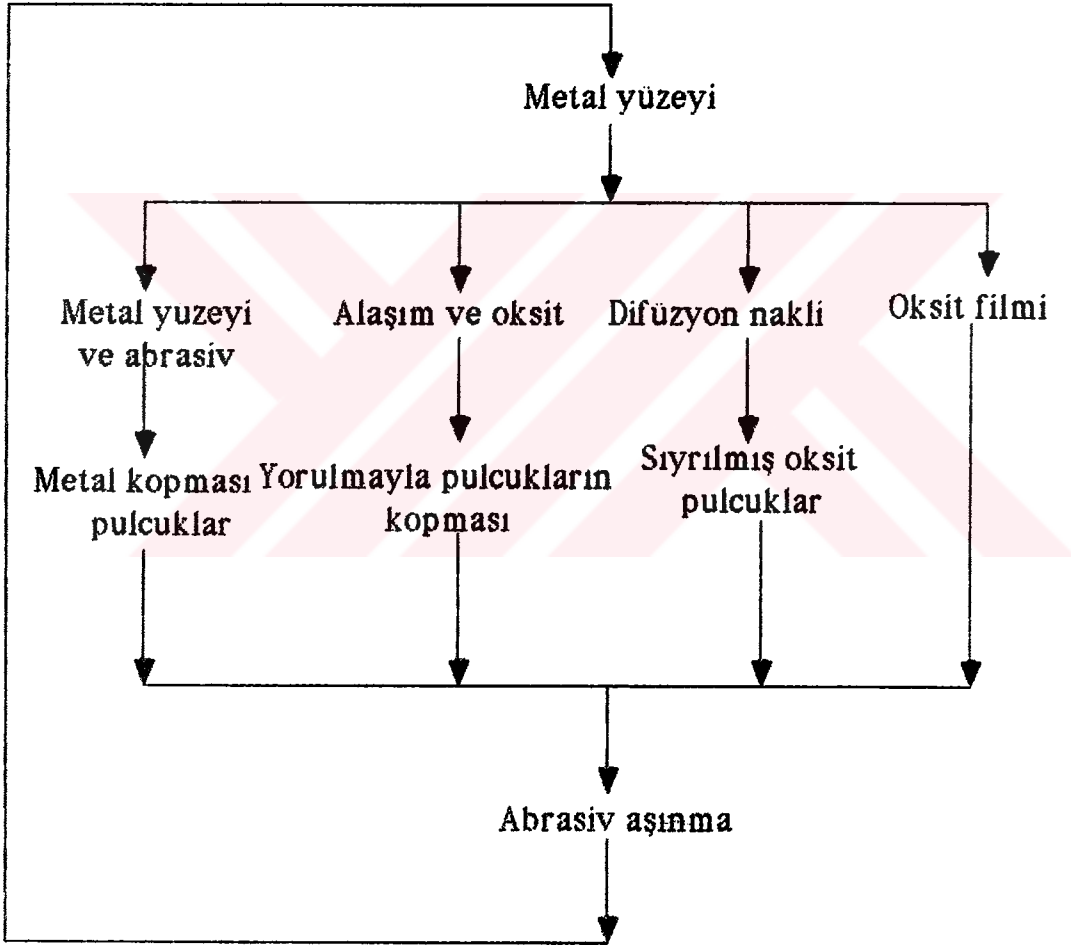
Özellikle birbirleriyle kayma sürtünmesi yapan, metal-metal aşınma çiftinde meydana gelen kaynaklaşma hadisesinin bir sonucudur. Birbiri üzerinde kayan çok küçük yüzeylerdeki gerilmeler küçük yüklemelerle dahi akma gerilmesi sınırına erişirler veya geçerler. Böylece moleküller arası yapışma kuvvetleri kendini gösterir. Bu nedenle bir parçadan diğerine malzeme geçişi, soğuk kaynaklaşma olayı ve küçük parçaların kesilmesi olayı meydana gelir. Adhesiv aşınma genellikle, eş çalışan parçalarda metalin metale sürtünmesinden ileri gelmektedir. İki metalin sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması şekil 3.2' de görülmektedir.



Şekil 3.2. Metal-metal sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması (Söderberg, 1986).

3.2.2. Abrasiv aşınma

Bu tip aşınma malzeme yüzeyine karşı metalik yahut metalik olmayan aşındırıcı bir maddenin temasından ileri geliyorsa, bu aşınmaya abrasiv aşınma veya abrazyon denir. Şekil 3.3' de serbest abrasiv aşınma, hafif darbeli şiddetli abrasiv aşınma ve ağır darbeli şiddetli abrasiv aşınma şeklinde bütün abrasiv aşınma testleri arasındaki ilişki görülmektedir.



Şekil 3.3. Abrasiv aşınma testleri arasındaki ilişkiler (Peng, 1989).

Abrasiv aşınmada, sert partiküller basınç ve gerilim altında yüzeyden kayıp yuvarlanırken önce metal yüzeyine girerler ve sonra da metalik partikülleri yerinden koparırlar.

3.2.3. Yorulma aşınması

Titreşim (yorulma) aşınması, titreşim zorlamalarında yorulma kırılması hasarı olarak ortaya çıkar. Bu aşınmada, iç yapı tahribatı, çatlamlar, lokal ayrılmalar meydana gelir. Ekseriya periyodik yüklemeler dolayısıyla, yüzeyden veya yüzeye yakın yerlerde yapının parçalanarak yırtılmalar meydana getirmesi sebebiyle yüzeyden kısmi çözülmelerin olmasıyla meydana gelir.

3.2.4. Koroziyon aşınma

Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Aşınan yüzeyler, aynı zamanda koroziyon etkilerinde uğrarsa buna koroziyon aşınma denir. Kimyasal korozyon kendi başına oluşabildiği gibi, diğer aşınma türleri ile birlikte de meydana gelebilir. Yüzeye sıkıca yapışan filmleri meydana getiren kimyasal reaksiyonlar yüzey aşınmasını önler. Fakat film kırılabilir ve yüzeye gevşek bağlı ise, aşınma büyük miktarda hızlanır. Çünkü sürtünme hareketi sırasında filmler çatlar ve malzemeye bağlı oldukları yerden koparlar (Domke, 1987).

3.2.5. Termik aşınma

Yüksek sıcaklığın yanısıra darbe ve gazların etkisi ile birlikte görülen aşınma şeklidir. Bu aşınmaya örnek olarak, buhar ve gaz valfleri oturma yüzeyleri, valf etekleri veya valf klapeleri, sıcak hadde silindir ve merdaneleri verilebilir (Layıktez, 1988).

3.2.6. Kaviteasyon aşınması

Su makinalarında suyun vakum (emme) etkisinin genellikle su içindeki kum zerresi gibi abrasiv maddelerle birlikte oluşturduğu aşınma şeklidir. Bu tür aşınmanın görüldüğü yerler genel olarak; su türbini çark kanatlarında, deniz taşıtı pervanelerinde, pompa çarklarında boru dirseklerinde v.s. gibi yerlerde görülür (Murray "vd", 1982).

3.3. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metodları

Endüstride kullanılan alet ve makinalarda aranılan özelliklerden bir tanesi de bunların kullanım ömürleridir. Makine parçalarının çabuk aşınması makinanın ömrünü kısaltarak maliyetini arttırdığı gibi, onarım için geçen süre de üretimin önemli ölçüde aksamasına neden olmaktadır. Bu sebepten dolayı makina imalatında aşınmaya maruz kalabilecek yerlerde aşınma direnci yüksek malzemeler kullanılmalıdır. Bu malzemelerin tespiti için de mutlaka birçok laboratuvar deneylerinin yapılması gerekir. Laboratuvar şartlarında yapılan deneylerde ana malzemenin bir modeli ile çalışılır. Bu model basit geometrik şekle sahip olup, fazla bir masrafa gerek kalmadan üretilebilir ve daha sonra bir deney cihazına takılarak her türlü aşınma ölçme işlemleri bunun üzerinde yapılabilir. ASLE (American Society of Lubrication Engineers, 1976) tarafından yüz kadar aşınma deney sistemi belirlenmiştir. Bu sistemlerden en çok kabul göreni abrasiv aşınma için, pin-on-disk sistemidir. Aşınma deneylerinde aşınmanın ölçüm yöntemleri olarak bilinen ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyoizotop metotları aşağıda sırasıyla açıklanmıştır.

3.3.1. Ağırlık farkı metodu

Ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün, alet duyarlılık kapasitesi dahilinde bulunması sebebiyle en çok kullanılan yöntemdir. Her ölçümde deney numunelerinin yerinden çıkartılıp ölçüm yapılması ise bu yöntemin dezavantajıdır.

Ağırlık kaybının ölçülmesi 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyetinde oldukça duyarlı bir terazi yardımı ile yapılır. Aşınma miktarı gram veya miligram cinsinden ifade edilirse, metre veya kilometre olarak tesbit edilen sürtünme yoluna göre, birim sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı (gr/km), (mg/m) ile ifade edilebilir. Ağırlık kaybı birim alan için hesap edilecekse (gr/cm^2) gibi bir birim kullanılabilir. Ağırlık kaybı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, yine ağırlık kaybından hareketle kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılmak suretiyle birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek bulunur. Bu tanımlamalar ışığı altında en çok uygulanan ağırlık farkı ölçme metodun da kullanılan bağıntılar şunlardır.

$$W_a = \Delta G / d.M.S \quad (\text{mm}^3 / \text{N. m}) \quad (\text{Bhat,1981}).$$

$$W_a : \text{Aşınma oranı} \quad (\text{mm}^3 / \text{N. m}),$$

$$\Delta G : \text{Ağırlık kaybı} \quad (\text{mg}),$$

$$M : \text{Yükleme ağırlığı} \quad (\text{N}),$$

$$S : \text{Aşınma yolu} \quad (\text{m}),$$

$$d : \text{Cismin yoğunluğu} \quad (\text{gr}/\text{cm}^3),$$

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (W_a) tersi aşınma direnci (W_r) olarak

gösterilir. $W_r = 1 / W_a \quad (\text{N.m} / \text{mm}^3),$ (Soemantri,1985, DIN 50320, 1983).

3.3.2. Kalınlık farkı metodu

Aşınma esnasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeriyle karşılaştırılması suretiyle elde edilir. Kalınlık farkı olarak tesbit edilen bu değerden gidilerek hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır (Moore, 1983). Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımıyla $-1, +1 \mu\text{m}$ duyarlılıkta ölçülmelidir. Bu metot kullanım zorluğundan tercih edilmez.

3.3.3. İz değişimi metodu

Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon metodu ile, geometrisi belirli bir iz oluşturulur. Deney boyunca bu izin karakteristik bir boyutunun (çapının) değişimi ölçülür. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. Elmas pramit veya bilyanın bıraktığı iz boyutlarındaki değişme mikroskop vasıtasıyla ölçülerek belirlenir (Shetty, 1982).

3.3.4. Radyoizotop metodu

Sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya yüklü α -parçacıklarıyla bombardıman edilerek radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır (Kosel, 1978). Aşınmanın büyük hassasiyetlerle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi avantajlı yönlerdir. Fakat ekonomik olmaması nedeni ile ancak özel amaçlarla kullanılır. Özel problemlerin çözümü dışında yaygın olarak kullanılan bir metod değildir.

3.4. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi

Çok fazlı alaşımlarda abrasiv aşınma direnci ile sertlik arasında her zaman doğrusal bir orantı yoktur. İlişki kısmen fazların ayrı ayrı gösterdikleri davranışa dayanmaktadır. Ayrıca karbürlerin hacim oranı, şekli ve karbür/matris ara yüzeyinin mukavemeti de aşınmada önemli bir rol oynamaktadır. Alaşım elementleri arasında karbonun mikroyapı üzerine büyük bir etkisi olduğu bulunmuştur (Atamert, 1989). Nb, Ti, V, Mo, Cr gibi karbür oluşturuvcu elementler hem karbür hem de matris fazlarında bulunmaktadır. Bu alaşım elementlerinin katılmasıyla katı eriyik sertleşmesi de önemli ölçüde artmaktadır, ki bu da abrasiv aşınma direncini arttırır. Birbirine yakın olarak yerleşmiş karbürler, matrisin desteklenmesi ve matrisin plastik deformasyon kabiliyetinin azaltılması bakımından abrasiv aşınma direnci üzerine faydalı bir etkiye sahiptir. Örneğin karbürlerin abrasivlere direnç gösterecek kadar sert olduğu farzedilirse ve abrasivlerin, komşu iki karbür arasındaki matris fazına batacak kadar küçük, sert ve keskince olduğu kabul edilirse; malzemenin aşınma mekanizması, büyük oranda matris fazıyla kontrol edilecektir. Eğer matris fazı kolayca abrasiv aşınmaya maruz kalıyorsa ve karbür/matris ara yüzeyindeki bağ zayıf ise karbürlere destek azalacaktır. Diğer bir ifadeyle karbür/matris bağları zayıfsa ve ara yüzeyde yerel gerilmeler çatlak başlangıcına sebep olursa, partikül kopması kaçınılmaz olur. Öte yandan eğer abrasiv partiküller komşu iki karbürün arasındaki matris fazına batacak kadar küçük değilse aşınma hızı karbürlerin kopma hızına bağlı olacaktır. Böyle bir durumda karbür ve abrasivin sertliği, karbür boyutu, karbür hacim oranı, abrasiv tipi daha az önemlidir. Shetty ve arkadaşlarının çalışmasında karbür çatlamaı hem elmas hem kuartz takımlarla yapılan deneylerde görölmesine rağmen

çatlama elmas takımlarda daha fazla olmuştur. Bu sonuç abrasivler karbürlerden daha sert olduğu takdirde, daha yumuşak abrasivlere göre daha büyük miktarda hasar bekleneceğini göstermektedir. Abrasiv partiküllerin daha çok köşeli olması durumunda düşük bir abrasiv aşınma direncinin ortaya çıktığı görülür (Shetty,1982). Matrisinde daha yüksek hacim oranlarında M_7C_3 , MC, M_2C ve M_6C gibi sert karbürler içeren malzemelerde daha yüksek aşınma direnci elde edilmesi beklenebilir. Ancak karbürlerin kırılması ve dökülmesi durumunda aşırı ağırlık kaybından dolayı aşınma direncinde bir azalma görülür. Bazı araştırmacılar ağırlık kaybının karbür hacim oranı ile doğrusal olarak azaldığını öne sürmüşlerdir. Fakat yüksek karbür hacim oranına ve yüksek sertliğe sahip alaşımda en düşük aşınma direnci elde edilmesinden dolayı bu hususta kesin yorum yapmak zorlaşmaktadır. Aşınmış yüzeylerin incelenmesi neticesinde matris içindeki M_7C_3 ve M_2C karbürlerinin aşınma sırasında koptuğu ve bunların ilave abrasiv partiküller oluşturarak aşınma hızını arttırdığı görülmüştür (Desai, 1984). Sonuç olarak abrasiv aşınmada karbürlerle ilgili olarak, karbür/matris ara yüzeyi mukavemeti, karbürler arasındaki uzaklık, karbürün şekli (kaba veya ince taneli), sertliği ve tane yapısı gibi faktörler etkindir (Buckley, 1968).

3.5. Matrisin Etkisi

Karbürler matris içerisinde süresiz olduğundan matris tarafından desteklenmesi esastır. Matris tarafından yeterli desteğin sağlanmasıyla abrasiv aşınma sırasında karbürlerin dökülmesini önlediği söylenebilir (Noble, 1986). Demir esaslı ve sert alaşımlarda çatlama ve sonrasında

malzeme aşınmasını önlemek için karbürler matrisle iyi desteklendiği zaman abrasiv aşınma direncinin önemli oranda arttığı belirlenmiştir (Atamert, 1989). Çoğu durumlarda bilhassa ağır abrasiv aşınma şartları altında çatlaklar önce karbür/matris ara yüzelerindeki yüksek gerilme konsantrasyonlarından dolayı bu bölgelerde başlamaktadır. Daha iyi abrasiv aşınma direncinin matris fazının artan mikrosertliği ile elde edilebileceği düşünülebilir. Her ne kadar saf metallerdeki sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki doğrusal olsa da, çok bileşenli alaşımlar için hiç bir basit kural bulunmamaktadır. Abrasiv aşınmada ise aşınmış yüzeylerde deformasyon sertleşmesi daima vardır. Abrasiv aşınma matrisin deformasyon sertleşmesi ile aşınmış yüzeyin de sertliğini arttıracak ve aşınma direnci aşınan yüzeyin sertliği ile daha iyi belirlenecektir. Matris mukavemeti katı eriyik sertleşmesiyle de artabilir. Bazı araştırmacılar yüksek mukavemetli matrisin, karbürlere daha iyi bir destek sağlayabileceğini ve ince partiküllerin daha erken dökülmesini önleyebileceğini ileri sürmektedirler (Rakayby "vd", 1986). Matris fazında katı eriyik sertleşmesi ve karbür yaparak abrasiv aşınma direncini arttıran bazı alaşım elementlerinden (örneğin; Cr, Nb, Ti, Mo, V gibi) söz etmek mümkündür (Keyser, 1986). Alaşımsız ferritik paslanmaz çelikler α -Fe (ferrit) fazındadırlar. Bu çeliklere Cr, Nb, Ti, Mo ve V elementleri ilave edildiğinde çok sert karbürler meydana getirirler. Meydana gelen karbürler $Cr_{23}C_6$, NbC, Nb₂C, TiC, MoC, Mo₂C, VC (V₃C₄) şeklinde olabilir. Bu alaşım elementlerinin oluşturduğu karbürler aşınma direncinin artmasında olumlu etki yaparlar (Keyser, 1986).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Bu deneysel çalışmada sekiz çeşit deney numunesi kullanılmıştır. Tablo 4.1' de numunelerin spektral analiz cihazından alınan kimyasal bileşimleri verilmiştir. Bütün numuneler birçok alanlarda kullanılan ferritik paslanmaz çelik olup, bünyesine değişik oranlarda karbür yapıcı alaşım elementleri katmak suretiyle yumuşak fazda sert karbürler oluşturup mikroyapı ve aşınma davranışları üzerine yaptığı etkiler incelenmiştir.

Tablo 4.1 : Deneylerde kullanılan numunelerin kimyasal analizleri.

Numune No	Alaşım elementi ismi	Kimyasal Bileşim (% Ağı)									
		C	Mn	Si	Cr	Nb	Ti	Mo	V	P	S
1	F.P.Ç	0.048	0.25	0.28	18.21	-	-	-	-	0.020	0.010
2	%0.5 Nb	0.054	0.26	0.26	17.95	0.5	-	-	-	0.020	0.010
3	%1.0 Nb	0.052	0.30	0.30	17.75	1.0	-	-	-	0.020	0.010
4	%1.5 Nb	0.055	0.30	0.33	17.59	1.5	-	-	-	0.020	0.010
5	%3.0 Nb	0.053	0.35	0.47	17.07	3.0	-	-	-	0.020	0.010
6	% 1 Ti	0.047	0.38	0.54	18.17	-	1.0	-	-	0.020	0.010
7	% 1 Mo	0.043	0.28	0.28	18.02	-	-	1.0	-	0.020	0.010
8	% 1 V	0.035	0.33	0.36	18.21	-	-	-	1.0	0.020	0.010

1 nolu numune % 17 kromlu ferritik paslanmaz çeliğin kendisi olup, aynı zamanda diğer numunelerin aşınma davranışlarında mukayese malzemesi olarak kullanılmıştır. 2, 3, 4 ve 5 nolu numuneler % 0.5 Nb'den

% 3.0' Nb ye kadar değişen oranlarda niobyum ile ıslah edilerek etkisi incelenmiştir.

6, 7, 8 nolu numuneler ise % 1 oranında sırasıyla Ti, Mo, V elementleriyle alaşımlandırılarak deneylere tabi tutulmuşlardır. Tablo 4.1 de verilen numuneler hazırlanırken; ferritik paslanmaz çelik hurda kullanılmış, içerisine belirlenen miktarlardaki alaşım elementleri katılmak suretiyle endüksiyon ocağında ergiterek dökülmüşlerdir. Dökülen bu numuneler 1100°C' de şahmerdanda dövülerek ince çubuklar haline getirilmiştir. Sonrasında tornada işlenerek deney numuneleri hazırlanmıştır. Hazırlanan sekiz değişik analizdeki numuneler iki gruba ayrılmıştır. Birinci grup numuneler 1100°C' sıcaklıkta 1/2 saat süreyle fırında bekletilip hızlı soğutularak homojenleştirme işlemine tabi tutulmuşlardır. İkinci grup numuneler ise, döküm sonrası şahmerdanda dövüldükten sonra hiçbir ısıl işleme tabi tutulmadan işlemsiz olarak kullanılmak üzere deney numunesi olarak hazırlanmışlardır.

4.2. Metalografik Çalışmalar

Deney numunelerinin mikroyapılarını ve oluşmuş fazları belirlemek için; bakalite alınan numuneler 80 numaradan 1200 numaraya kadar zımparaya tutularak yüzeyleri temizlenmiştir. Sonrasında 6 µ ve 1 µ elmas pastadan ve alüminadan geçirilen numunelerin yüzeyleri saf alkolle silinerek metalografik manada parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işleminde paslanmaz çelikler için belirlenen dağlama metodlarından yüzeye sürülerek, daldırma usulü, belli sıcaklıkta çözeltiyi kaynatarak dağlama metodlarıyla birçok çeşit dağlayıcı çözeltisi hazırlanarak denenmesine rağmen başarılı olunamamıştır. Ancak numune 50 ml. HNO₃ ve 50 ml. su

cözültüsü içerisinde 1.5 volt' ta , 1.5 dakika süreyle beklenerek elektrolitik dağlama metoduyla dağlama işlemleri gerçekleştirilmiştir (George, 1984). Dağlama işlemlerinden sonra numunelerin metal mikroskopunda metalografik yapılarını gösteren fotoğrafları çekilmiştir.

4.3. SEM (Scanning Elektron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskopu İncelemeleri

Yüzeyleri elektrolitik olarak dağlanan deney numuneleri Ceol CSM 6400 seri nolu 1990 Japon yapımı SEM mikroskopunda taramaya tabi tutularak mikroyapıdaki fazlar, matris ve karbür dağılımları incelenerek çeşitli büyütmelemlerde fotoğrafları çekilmiştir. Ayrıca aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerinden ve aşınma çiftinden aşındırıcı görevini yapan abrasiv aşındırıcılardan orjinal durumda ve deney sonrası fotoğraflar alınmıştır.

4.4. EDS (Energy Dispersive Spectrograf) Noktasal Analiz Çalışmaları

SEM mikroskopunun bir ünitesini oluşturan EDS cihazında numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların, matrisin ve tanımlanamayan birçok yapının noktasal olarak analizleri yapıp pikleri grafik şeklinde çıktı olarak alınmıştır.

4.5. X-Işınları Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Çalışmaları

Numunelerdeki karbürlerin ve fazların cinsi homojenleştirilmiş ve işlemsiz tüm numunelerde Philips TW 1220 seri nolu 1972 Alman yapımı

X-Ray Diffractom cihazında pikler vasıtasıyla tesbit edilerek belirlenmiş ve x-ray grafikleri çizilmiştir.

4.6. DTA (Differential Thermal Analysis) Termal Analiz Çalışmaları

Numunelerin Shimadzu-50 Japon yapımı termal analiz cihazında 10°C/dakika ısıtma rejiminde DTA eğrileri çıkarılmıştır. Isıtma rejiminde belirlenen sıcaklıklarda fazlar ve yapıdaki değişmeler hususuna yorumlar getirilmeye çalışılmıştır.

4.7. Yoğunluk Ölçümü

Deney numunelerinin yoğunluğunu ölçebilmek maksadıyla 5 mm. çapında 30 mm. uzunluğunda özel numuneler imal edilmiştir. Daha sonra bu parçaların "piknometre" yardımıyla yoğunlukları aşağıdaki bağıntı vasıtasıyla tesbit edilmiştir.

$$d_n = [(m_2 - m_1) / (m_4 - m_1) - (m_3 - m_2)] . \rho_s$$

$$d_n = \text{Kullanılacak numunenin yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)}$$

$$m_1 = \text{Boş piknometre şişesinin ağırlığı (gr)}$$

$$m_2 = \text{Piknometre + yoğunluğu ölçülecek numune ağırlığı (gr)}$$

$$m_3 = \text{Piknometre + numune + Piknometreye doldurulan saf su (gr)}$$

$$m_4 = \text{Piknometre + su ağırlığı (gr)}$$

$$\rho_s = \text{Kullanılan suyun yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)}.$$

Yapılan ölçümde; 1. temizlenip kurutulan piknometre şişesi boş olarak

tartılır (m_1). 2. Piknometre şişesine yoğunluğu ölçülecek numune bırakılarak tartılır (m_2). 3. İçinde yoğunluğu ölçülecek numune bulunan piknometre şişesine su doldurularak tartılır (m_3). 4. Son olarak piknometre şişesi + su birlikte tartılır (m_4). Bulunan bu değerler yukarıdaki bağıntıda yerine konularak kullanılacak numunelerin yoğunluğu hesaplanmış olur.

4.8. Sertlik Deneyleri

Deney numunelerinin sertlikleri, 62.5 kg. yük ve 2.5 çapındaki bilya kullanılarak Brinell sertlik değerleri ölçülmüştür. En az beş ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalama sertlik değerleri alınmıştır. Numunelerdeki farklı fazların ve matrislerin sertliklerinin ölçümünde ise, 1977 model Alman malı Leitz Wetzlar Microhardness sertlik cihazı kullanılmıştır. Numunelerin matris sertlikleri ölçülürken 50 gr.'lık yük kullanılmıştır.

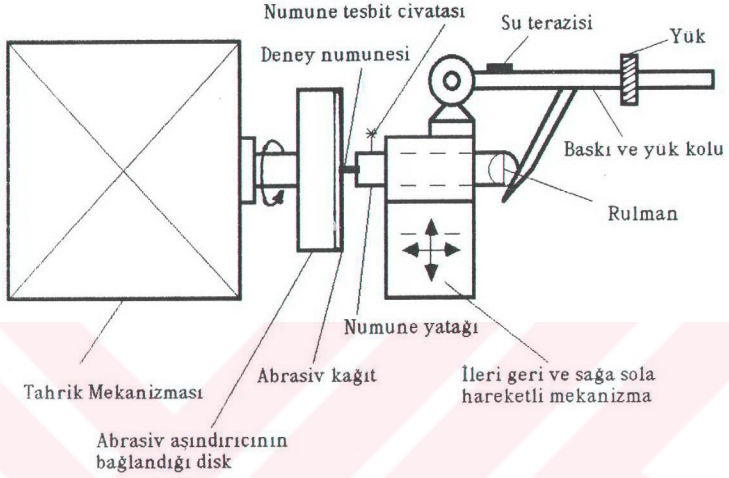
4.9. Çentik Darbe Deneyleri (Charpy V Notch-Impact)

Deney numunelerinden 45 mm boyunda ve 8 mm çapında numuneler hazırlanıp "V" çentik açıldıktan sonra oda sıcaklığında çentik darbe deneyleri yapılmıştır. 1977 model İngiltere yapımı Monsante Charpy V Notch-Impact deney cihazında doğrudan 1×10^{-2} joule olarak ölçülen değer kırılan kesite bölünerek sonuçlar joule/ cm^2 cinsinden alınmıştır.

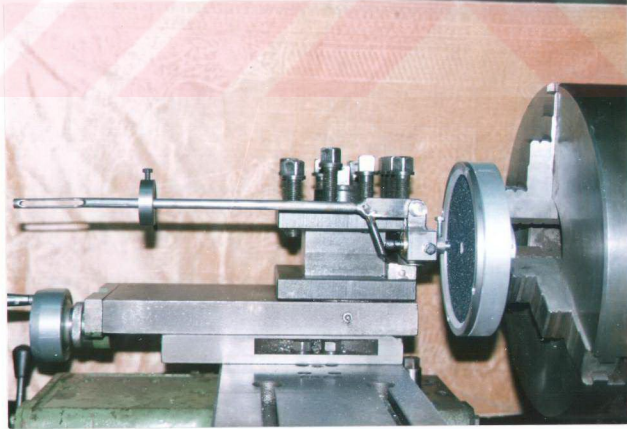
4.10. Aşınma Deneyleri

Kimyasal bileşimi Tablo 4.1' de verilen numunelerin aşınma davranışlarını incelemek amacıyla iki elemanlı (Fischer, 1989) abrasiv

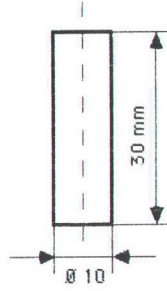
aşınma esasına uygun bir deney cihazı geliştirilmiştir. Şekil 4.1' de kullanılan deney cihazının krokisi şekil 4.2' de ise resmi görülmektedir. Abrasiv aşındırıcının tesbit edildiği disk torna aynasına bağlanmış ve torna motor görevini üstlenmiştir. Aşındırılacak numunenin tespit edildiği deney cihazı ise tornanın katerine monte edilerek dijital terazi vasıtasıyla uygulanacak yüklerin kademeleri belirlenmiş ve kalibrasyonu yapılmıştır. Yükleme ağırlığı bir taşıyıcı kol üzerinde bulunmaktadır. Deney numunesini abrasiv aşındırıcıya yaklaştırma ve ileri geri, sağa sola hareketini sağlama işlemi torna üzerinde bulunan spotlar vasıtasıyla sağlanmaktadır. Deney numunesi abrasiv aşındırıcı üzerinde dıştan merkeze doğru 90 d/dak sabit hızla ilerlemektedir. Aşınma deneylerinde devir, ilerleme hızı ve toplam alınan yol sabit tutulmuş olup 20 metredir. Uygulanan yükler 10 N, 20 N ve 30 N olarak değiştirilmiştir. SiC aşındırıcının bağlandığı disk ise tornanın aynasına bağlanmıştır. Aşınma deneyleri oda sıcaklığında yapılmıştır. Yapılan deneylerde abrasiv olarak kağıt zemin üzerine yapıştırılmış 80 numara silisyum karbür (SiC) taneli zımpara kağıtları kullanılmış ve bu zımpara kağıtları merkezden tesbit edilerek çevreden gerdirilmiştir. Böylece deney sırasında abrasiv aşındırıcının yerinden oynamamasına dikkat edilmiştir. Aşınma deney numuneleri şekil 4.3' de görüldüğü gibi 10 mm. çapında 30 mm. uzunluğundadır. Deney numuneleri cihaza bağlanmadan önce 10^{-4} gr. ağırlığa duyarlı CHYO / JL 180 marka 1991 Japon yapımı dijital bir hassas terazide tartılmıştır. Daha sonra numune yuvasına tespit vidasıyla tespit edilmiş ve aynı zamanda yük kademesi ayarlanarak numunenin abrasiv ile teması sağlanmıştır. Spot vasıtasıyla yük kolu zeminle paralel konuma getirilinceye kadar sıkılmış ve gönyesi su terazisi ile kontrol edilerek deney başlatılmıştır. Bu andan itibaren spiral şeklinde bir yolu takip eden numune 0.325 mm/devir hatve ile abrasiv üzerinde sürekli olarak abrasivin kullanılmamış kısımlarına doğru kayarak



Şekil 4.1. Deneysel cihazın şematik görünüşü.



Şekil 4.2. Deneysel cihazın fotoğrafı.



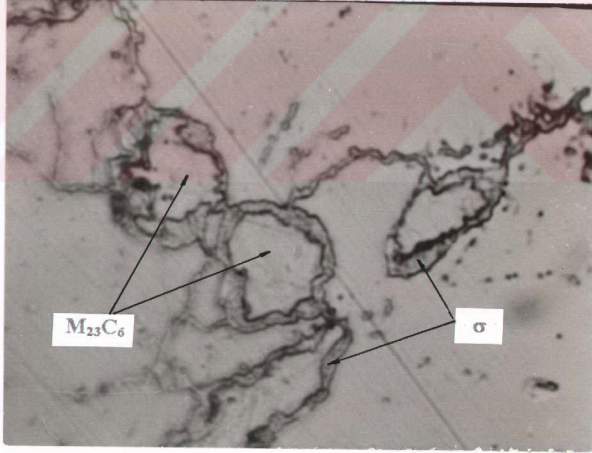
Şekil 4.3. Aşınma deneyinde kullanılan numunenin boyutları.

ilerlemeye başlamıştır. Aşınma yolu bittikten sonra cihaz durdurulup numune çıkartılmış ve saf alkolle temizlendikten sonra tartma işlemi tekrar yapılmıştır. Böylece numunenin başlangıç ve son durumu arasındaki ağırlık farkı tesbit edilerek aşınmadaki ağırlık kaybı bulunmuştur. Bir numune ile yapılan aşınma deneyi aynı şartlarda her defasında yeni bir numune ve yeni bir zımpara kağıdı kullanılarak en az üç defa tekrarlanmış ve ortalama bir değer elde edilmiştir. Yoğunluğu ve aşınmadaki ağırlık kaybı bilinen numunelerin aşınma oranları Bölüm 3.3.1' de verilen ağırlık farkı metodunda kullanılan bağıntı $W_a = \Delta G / d.M.S \text{ (mm}^3 / \text{N.m)}$ ile bulunmuştur. Aşınma dirençleri ise aşınma oranının tersi alınarak bulunur. $W_r = 1 / W_a = d.M.S / \Delta G \text{ (N.m / mm}^3)$ bağıntısı ile hesaplanmıştır.

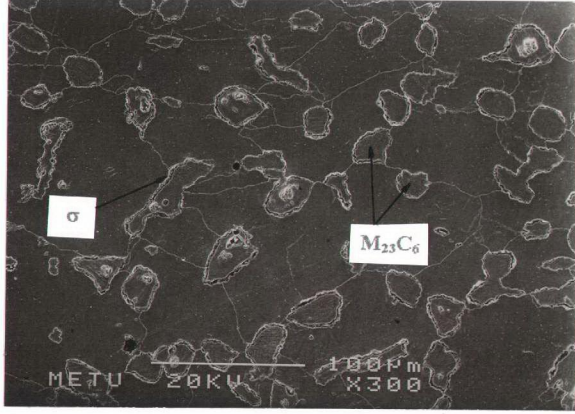
5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

5.1. SEM (Scanning Elektron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu ve Optik Mikroskop Sonuçları

1 nolu işlemsiz ferritik paslanmaz çelik numunede $M_{23}C_6$ karburu ferrit tane sınırlarında geniş bloklar şeklinde teşekkül etmiştir. 500-900°C sıcaklık aralığında yavaş soğutmanın bir sonucu olarak teşekkül eden sigma fazı ise $M_{23}C_6$ karburlerinin etrafında çökelmektedir (Resim 1 ve 2).

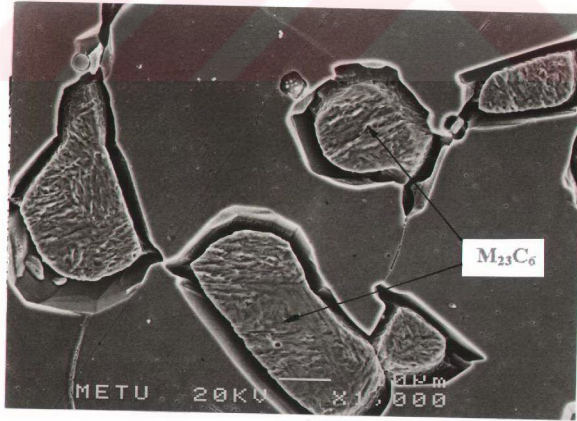


Resim 1. 1 nolu işlemsiz ferritik paslanmaz çelik numunenin optik fotoğrafı (x 1000).

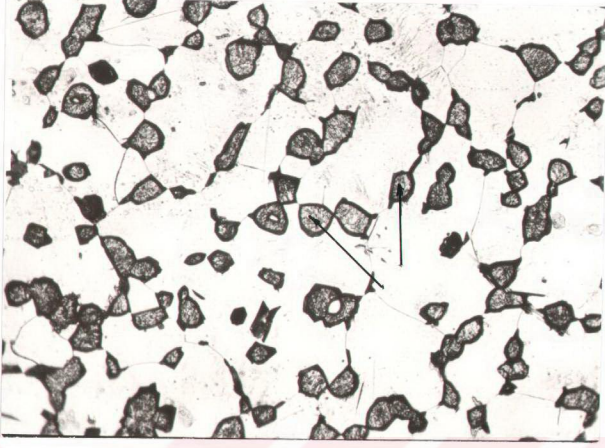


Resim 2. 1 nolu işlemsiz ferritik paslanmaz çelik numunenin SEM fotoğrafı (x 300).

Homojenleştirme işleminden sonra, sigma fazı tamamen çözülmüş, fakat homojenleştirme süresinin yeterli olmaması sebebiyle $M_{23}C_6$ karbürleri kısmen çözülmüştür. Ayrıca dağlamanın etkisi ile bu karbürler etrafında tane sınırı korozyonu meydana gelmiştir (Resim 3 ve 4).

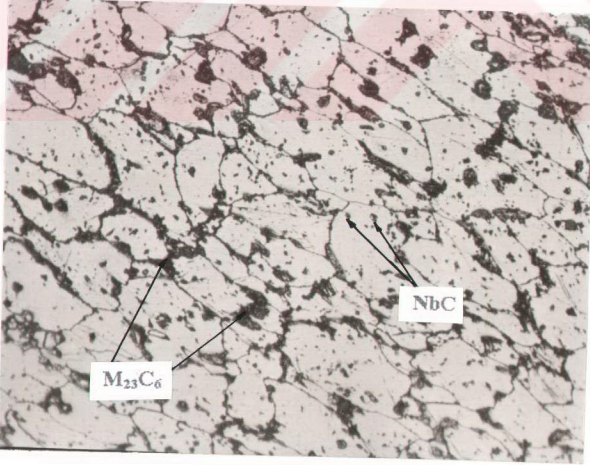


Resim 3. 1 nolu homojenleştirilmiş F.P.Ç numunenin SEM fotoğrafı (x 1000).



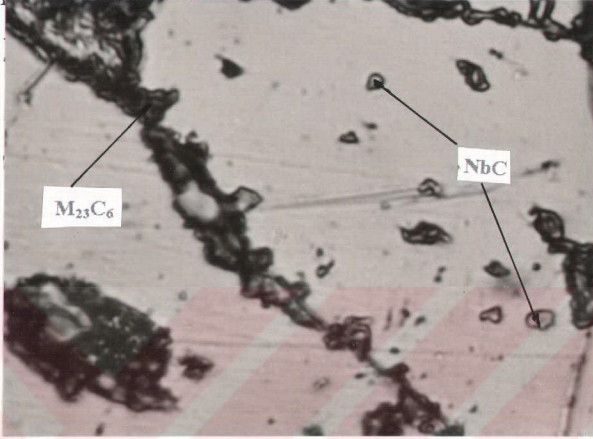
Resim 4. 1 nolu homojenleştirilmiş F.P.Ç numunenin optik fotoğrafı (x 1000).

% 0.5 niobyum içeren işlemsiz 2 nolu numunedeki, $M_{23}C_6$ karburleri tane sınırlarında sürekli karburler şeklinde teşekkül etmişlerdir (Resim 5).



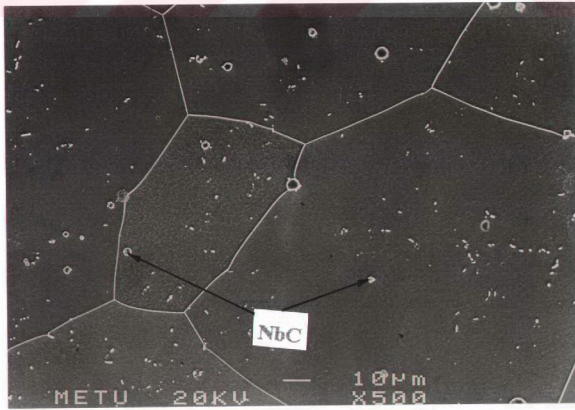
Resim 5. İşlemsiz 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Numunenin niobyum içermesi sebebiyle tane sınırlarında ve tane içinde NbC karbürleri teşekkül etmiş ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin miktarında azalma meydana gelmiştir (Resim 6)



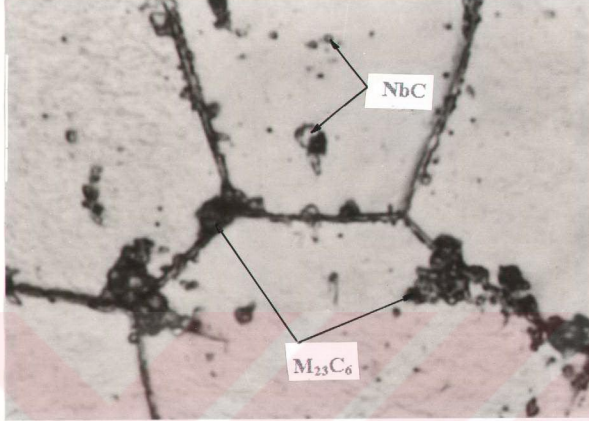
Resim 6. İşlemsiz 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Homojenleştirme işleminden sonra $M_{23}C_6$ karbürleri hemen hemen tamamen çözülmüş ve NbC karbürleri tane içerisinde dağılmıştır (Resim 7).



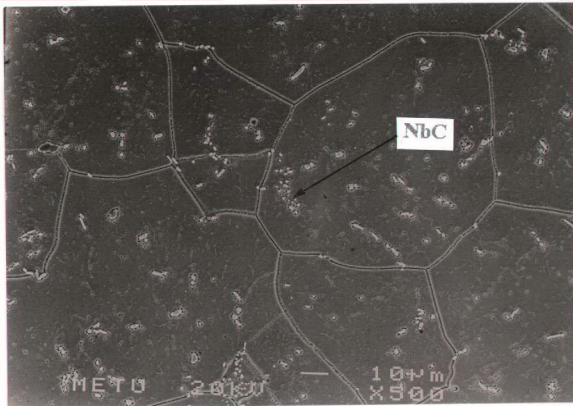
Resim 7. Homojenleştirilmiş 2 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 500).

Ancak numune genelinde yer yer $M_{23}C_6$ karbürlerinin varlığına rastlanmıştır (Resim 8).

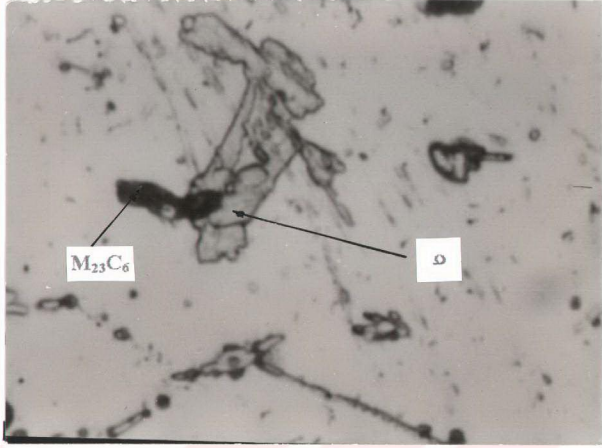


Resim 8. Homojenleştirilmiş 2 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

3 nolu işlemsiz numunede $M_{23}C_6$ karbürleri oldukça azalmış yer yer sigma fazına rastlanmakla birlikte NbC karbürleri hem tane içinde hem de tane sınırlarında oluşmuştur (Resim 9 ve 10).

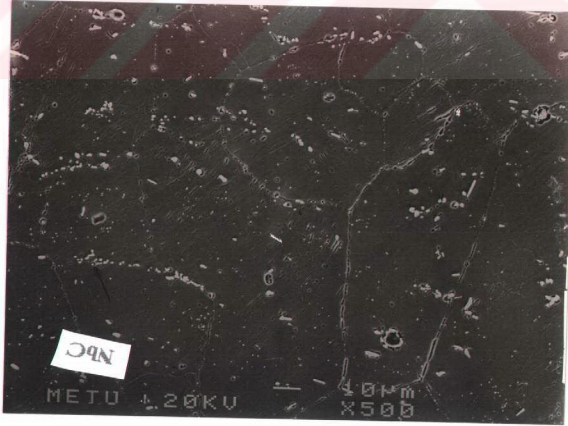


Resim 9. İşlemsiz 3 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 500).

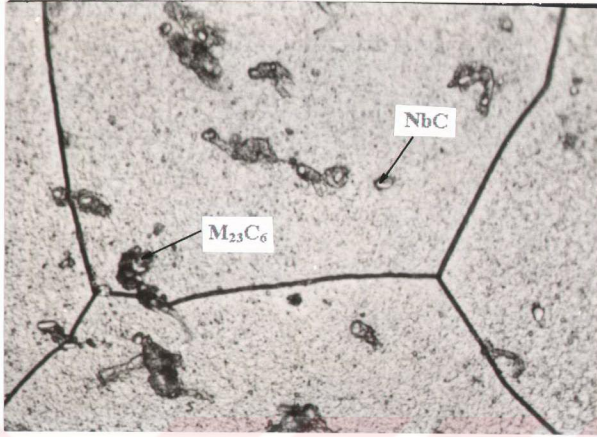


Resim 10. İşlemsiz 3 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Homojenleştirme işlemi sigma fazının tamamen çözülmesini sağlamış, ancak $M_{23}C_6$ karbürleri tamamen yok olmamıştır. NbC karbürleri etrafında alaşım segragasyonu meydana geldiğinden dağlama bu karbürler etrafında tane sınırı korozyonuna sebep olmuştur (Resim 11 ve 12).

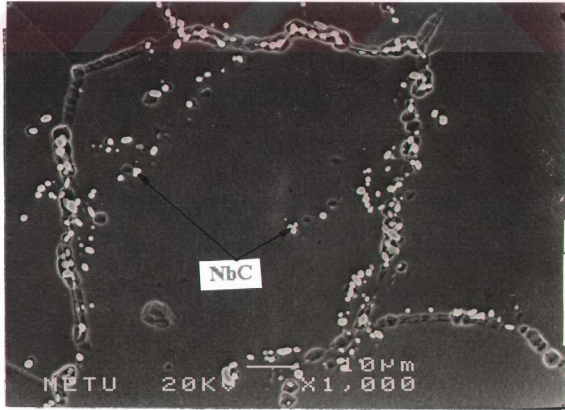


Resim 11. Homojenleştirilmiş 3 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 500).



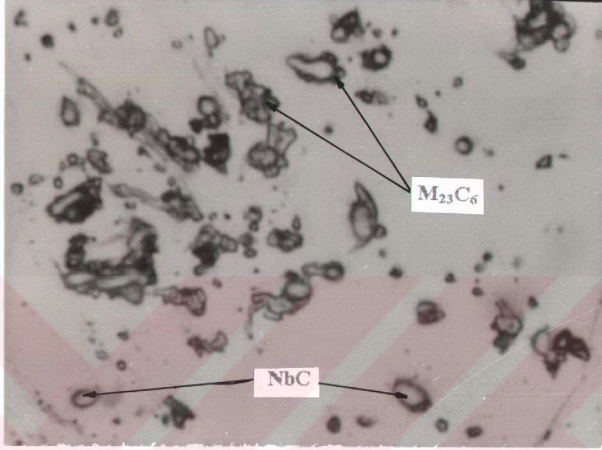
Resim 12. Homojenleştirilmiş 3 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 500).

İşlemsiz 4 nolu numunede niobyum elementinin miktarına bağlı olarak $M_{23}C_6$ karbürleri azalma göstermiştir. NbC karbürleri daha çok tane sınırlarını tercih etmiş ve NbC karbürlerinin bazıları yerlerinden ayrılmıştır (Resim 13).



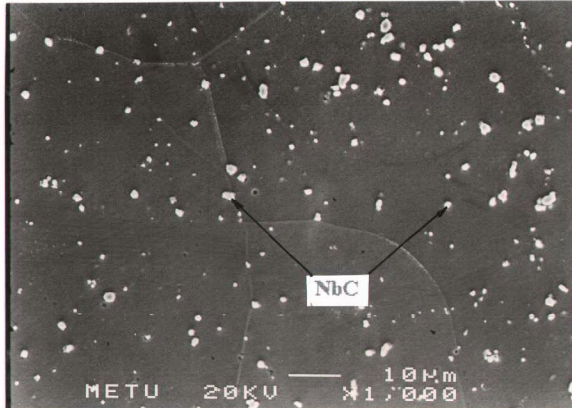
Resim 13. İşlemsiz 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 1000).

NbC karbürleri çevresinde alaşım segragasyonu olduğundan yine dağlama tane sınırı korozyonuna sebep olmuştur. Bu sebeple NbC karbürlerinin etrafı boşalmıştır (Resim 14).

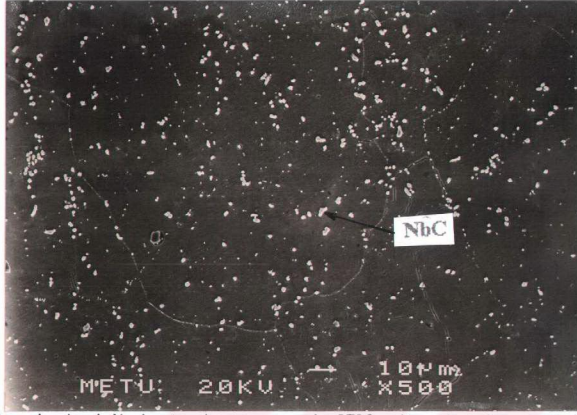


Resim 14. İşlemsiz 4 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Homojenleştirme ile sigma fazı ve M₂₃C₆ karbürleri tamamen çözülmüş olup, NbC karbürleri tane içine dağılmışlardır (Resim 15 ve 16).

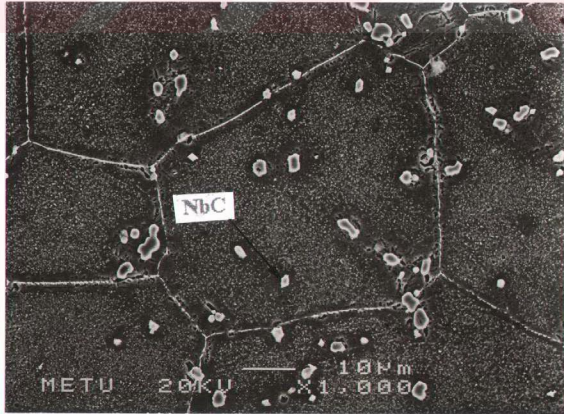


Resim 15. Homojenleştirilmiş 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 1000).



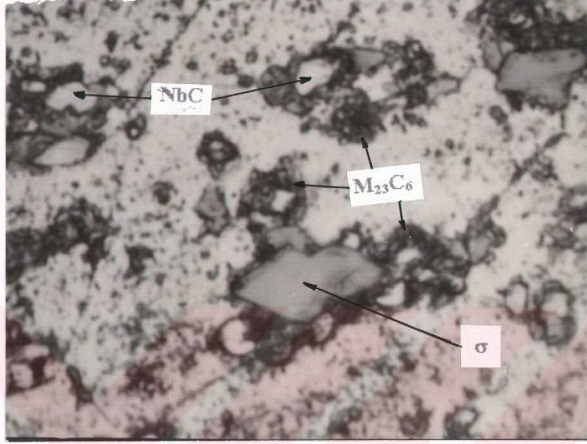
Resim 16. Homojenleştirilmiş 4 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 500).

İşlemsiz 5 nolu numunede NbC karbürleri tane sınırlarında küçük tanecikler, tane içlerinde büyük tanecikler şeklinde oluşmuştur. NbC karbürlerinin etrafında diğer niobyumlu numunelerde olduğu gibi alaşım segragasyonundan dolayı dağlama NbC karbürleri etrafında korozyona sebep olmuştur (Resim 17).



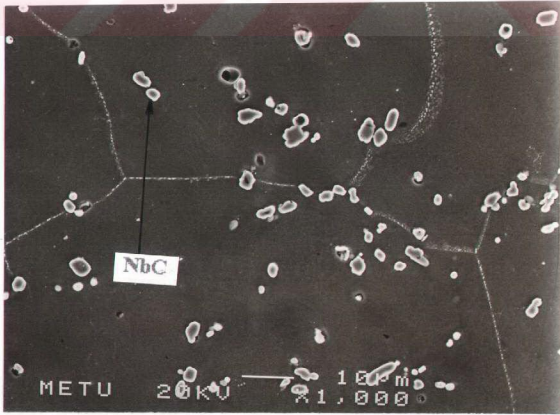
Resim 17. İşlemsiz 5 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 1000).

$M_{23}C_6$ karbürleri çok az oluşmuştur. Bu karbürler ve sigma fazı daha çok NbC karbürleri çevresinde oluşmuştur (Resim 18).



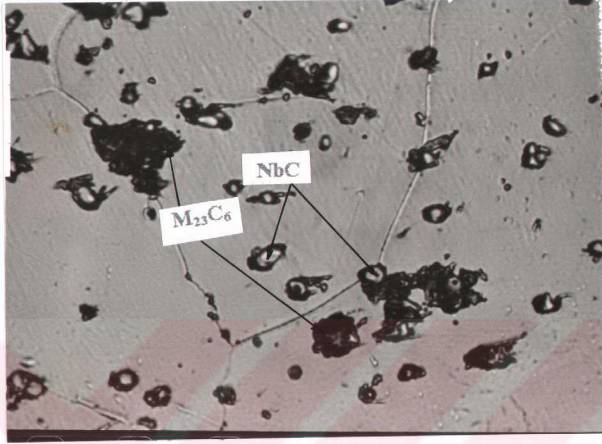
Resim 18. İşlemsiz 5 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Homojenleştirilmiş numunede NbC karbürleri etrafındaki alaşım segregasyonu büyük ölçüde ortadan kalkmıştır (Resim 19).



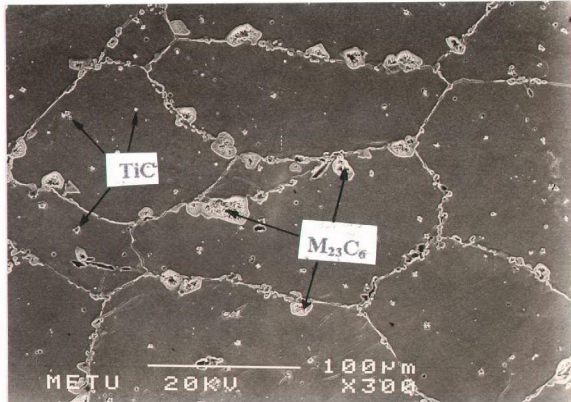
Resim 19. Homojenleştirilmiş 5 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Fakat NbC karbürleri etrafında yer yer $M_{23}C_6$ karbürlerine rastlanmıştır (Resim 20).



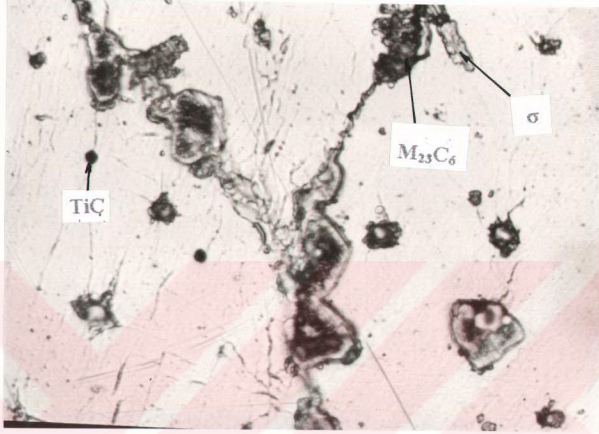
Resim 20. Homojenleştirilmiş 5 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 500).

6 nolu işlemsiz numunede titanyum çok güçlü bir karbür yapıcıdır. $M_{23}C_6$ karbürleri tane sınırlarında TIC'ler de tane içinde teşekkül etmiştir (Resim 21).



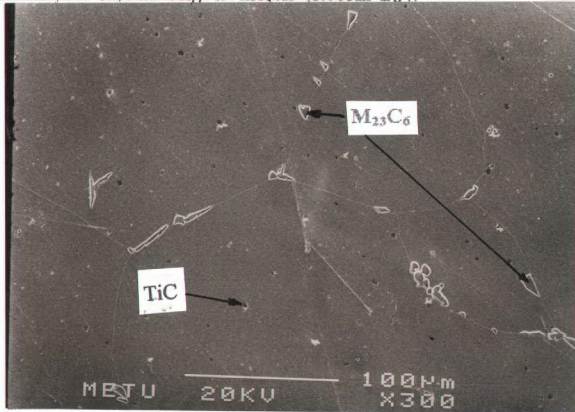
Resim 21. İşlemsiz 6 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 300).

Titanyum elementi TiC şeklinde tane içinde ve tane sınırlarında $M_{23}C_6$ karbürleri ise tane sınırında teşekkül etmiş ve çevresinde de sigma fazı oluşmuştur (Resim 22).



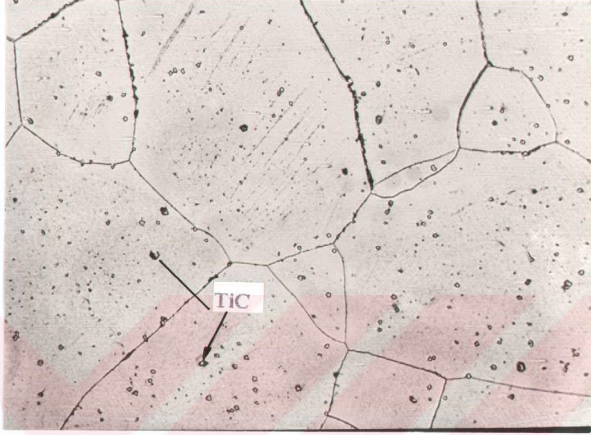
Resim 22. İşlemsiz 6 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 500).

Homojenleştirme işleminden sonra Ti elementi $M_{23}C_6$ karburunun oluşumunu büyük ölçüde engellemiştir (Resim 23).



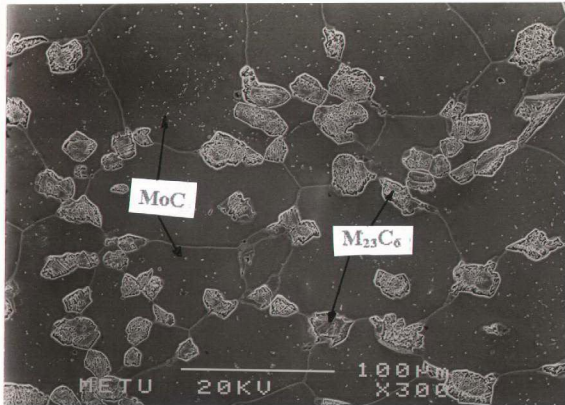
Resim 23. Homojenleştirilmiş 6 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 300).

$M_{23}C_6$ karbürlerinin çözülmesinde Ti elementi ferritik paslanmaz çelik ve molibdenli numunelere göre daha etkili olmuştur (Resim 24).



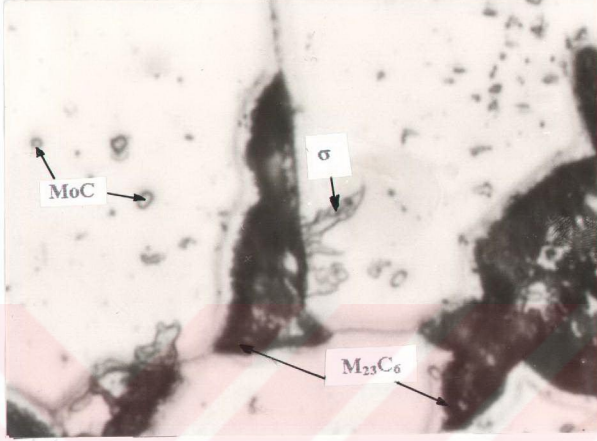
Resim 24. Homojenleştirilmiş 6 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

7 nolu işlemsiz numunede 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunede teşekül eden fazların yanı sıra MoC karbürü oluşmuştur. Bu karbürler çok küçük partüküller şeklinde teşekül etmiştir (Resim 25).



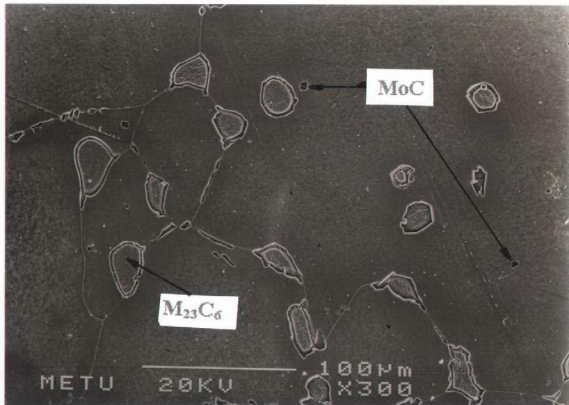
Resim 25. İşlemsiz 7 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 300).

Molibden ilavesi $M_{23}C_6$ karburlerinin miktarını çok az miktarda azaltmıştır. Karbürler çevresinde sigma fazı teşekkül etmiştir (Resim 26).



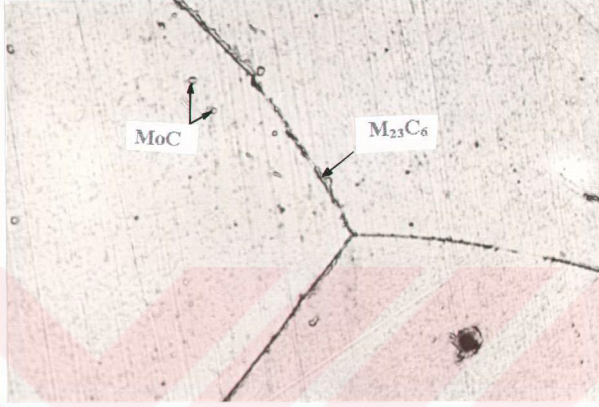
Resim 26. İşlemsiz 7 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

Homojenleştirme ısıl işlemi numunenin tane sınırlarındaki $M_{23}C_6$ karbürleri azaltmış, fakat tamamen ortadan kaldırmamıştır. Ayrıca bir kısım MoC karbürleri de homojenleştirme sırasında erimmiştir (Resim 27).



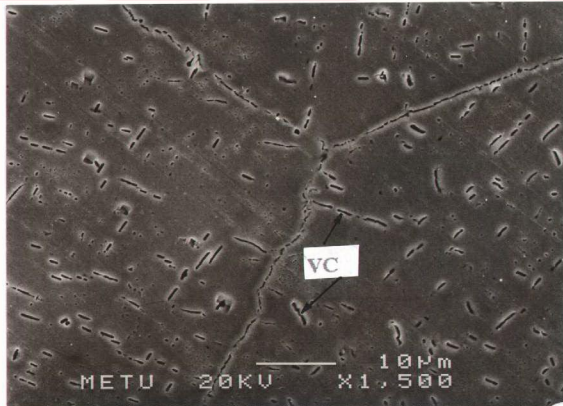
Resim 27. Homojenleştirilmiş 7 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 300).

Sigma fazı 900°C 'nin üzerindeki sıcaklıkta çözüldüğünden homojenleştirme sırasında tamamen çözülmüştür. M_{23}C_6 karbürleri de 1 nolu numuneye oranla daha fazla çözülmüştür (Resim 28).

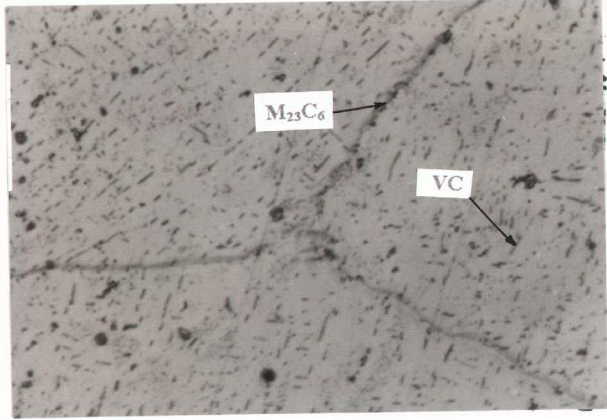


Resim 28. Homojenleştirilmiş 7 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 500).

8 nolu vanadyumlu numune de vanadyum elementi de çok güçlü VC karbür oluşturmaktadır. V elementi molibden'li numuneye nazaran daha fazla M_{23}C_6 karbürlerinin oluşumunu engellemiştir. (Resim 29 ve 30).

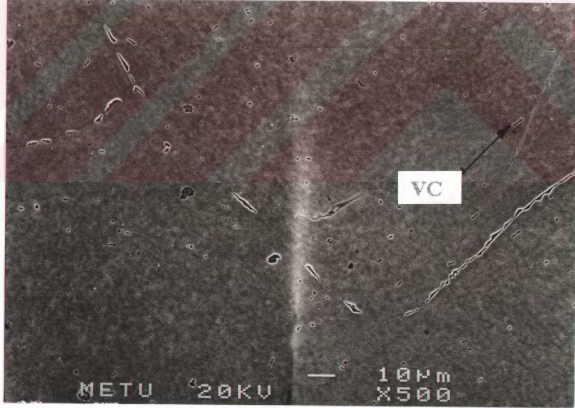


Resim 29. İşlemsiz 8 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 1500).



Resim 30. İşlemsiz 8 nolu numunenin optik mikroskop fotoğrafı (x 1000).

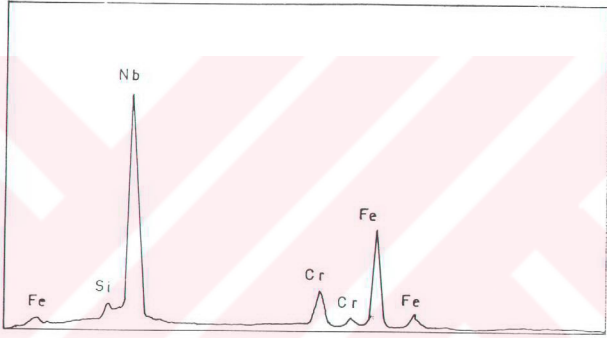
Homojenleştirme işleminden sonra ince çizgiler şeklinde teşekkül eden VC 'lerin bir kısmı erimiştir (Resim 31 ve 32).



Resim 31. Homojenleştirilmiş 8 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı (x 500).

Numunelerin hiçbirinde laves ve chi (χ) fazı teşekkül etmemiştir. Çünkü bu fazlar genellikle % 20'nin üzerindeki Cr içeriklerinde, uzun süreli tavlama ve yaşlandırma neticesinde ortaya çıkmaktadırlar (Voort, 1992).

Bu tabloda numunelerin matrislerinde bulunan Cr, Nb, Ti, Mo ve V elementlerinin oranları açıkça görülmektedir. Nb içeren işlemsiz 3, 4, 5 nolu numunelerde ve homojenleştirilmiş 4 ve 5 nolu numunelerde matris içinde Nb' nin varlığı tespit edilmiştir. EDS analizinde NbC karbürlerinin Nb ve C elementi ile birlikte bir miktar Fe, Cr ve Si elementleri içerdiği görülmektedir (Şekil 5.1).



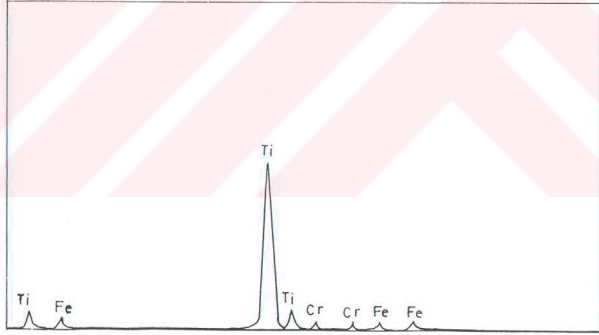
Şekil 5.1. NbC' den yapılan EDS analizi.

Bu durum NbC karbürün çevresindeki kromun segragasyona uğraması ile NbC karbürlerinin çevresinde tane sınırı korozyonu olduğunu göstermektedir. Nb miktarı arttıkça $M_{23}C_6$ karbürlerinin miktarında azalma NbC karbürlerinde artış meydana gelmektedir. Nb elementi ostenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürlerinin miktarını azaltır ve matrisi kararlı hale getirir (Sinha, 1989). Homojenleştirmeden sonra 2,3,4 ve 5 nolu numunelerin matrisindeki krom içeriği sırasıyla % 4.14, % 3.94.

%3.69 ve %0.77 oranında yükselme göstermişlerdir. Bunun bir sonucu olarak Nb elementinin homojenleştirilmemiş numunelerdeki krom ve $M_{23}C_6$ gibi çökelti fazların miktarını azalttığı söylenebilir. Buna ilave olarak 3,4 ve 5 nolu işlemsiz numunelerde bulunan Nb' nin tamamının NbC karbure dönüşmediği söylenebilir. Homojenleştirilmiş niobyumlu numunelerden 4 ve 5 nolu numune hariç hiçbirinin matrisinde niobyum yoktur. 4 ve 5 nolu numunelerin numunenin homojenleştirmeden sonra matrisindeki Nb içeriği sırasıyla % 1.47 den % 0.64'e %1.44'den 1.32'ye düşmüştür. Bunun sebebi homojenleştirme sırasında Nb elementinin yeniden NbC karbur oluşturmasına bağlanabilir. Homojenleştirilmiş numunelerde NbC karbur miktarı artmaktadır. 1100°C deki yaşlandırma işleminde NbC karburlerinin miktarının arttığı söylenebilir (Soares, 1992). 6 nolu titanyumlu numune de homojenleştirme işleminden sonra matris içerisindeki Cr miktarının ağırlıkça % 19.92 Cr dan % 20.19 Cr' a yükseldiğini ve % 1.33 oranında arttığını titanyum miktarının ise sıfırdan ağırlıkça % 0.14 Ti' a yükseldiğini göstermektedir. Bu sonuç homojenleştirme işlemiyle titanyum elementinin $M_{23}C_6$ karburununun çözülmesini arttırdığını ve çözülme sırasında serbest kalan Cr elementi ve bir kısım Ti elementinin matrise geçtiğini göstermektedir. 7 nolu molibden içeren numunede tablodan görüldüğü gibi Cr miktarı ağırlıkça % 19.02 Cr' dan % 19.52 Cr'a yükselmiştir. Cr içeriği % 2.56 oranında artmıştır. Bu durum molibden içeren çeliklerde MoC' lerin teşekkül etmesi tane sınırı karburlerinin çözülmesini arttırdığını göstermektedir. Diğer bir ifadeyle 1 nolu numunede $M_{23}C_6$ karburleri $(Cr,Fe)_23 C_6$ bileşiminde iken Mo içeren numunede $M_{23}C_6$ karburu $(Cr,Fe,Mo)_23C_6$ bileşimindedir. Homojenleştirme sırasında MoC karburlerin bir kısmı çözülmektedir. Çözülen karburlerden ortaya çıkan Mo elementi çok küçük karburler şeklinde yeniden MoC karburler oluşturarak matristeki Mo miktarını ağırlıkça % 0.85 Mo'den den % 0.70 Mo' düşürmüştür.

8 nolu vanadyumlu numunede homojenleştirme işlemi sonucunda matris içerisindeki Cr miktarı çok az miktarda yükselmiştir. Bunun sebebi bu numune de $M_{23}C_6$ karbürlerinin çok az oluşmasıdır. Matris içerisindeki vanadyum miktarı ağırlıkça % 0.68 V' dan % 0.83 V' a yükselmiştir. Bu durum homojenleştirme işlemi sırasında bir kısım VC'lerin çözülmesini göstermektedir.

Şekil 5.2' de ise TiC karbürden yapılan EDS analizi görülmektedir. EDS analizinde TiC karbürün Ti ve C elementi ile birlikte bir miktar Fe ve Cr elementleri içerdiği görülmektedir. Bu durum TiC çevresinde alaşım segregasyonunun olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.2. TiC' den yapılan EDS analizi.

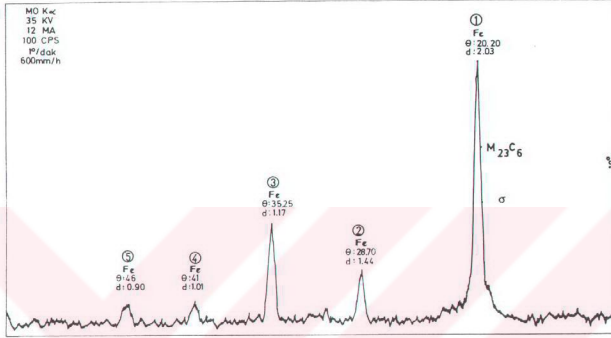
5.3. X- Işınları Difraksiyonu (X- Ray Diffraction) Sonuçları

Numunelerde x-ışınları difraksiyonu ile tespit edilen fazlar, kristal yapıları kafes düzlemleri, kafes parametreleri, bileşimleri ve oluştukları sıcaklık aralıkları Tablo 5.2' de verilmiştir.

Tablo 5.2. Deney numunelerinde x-ışınları (X-Ray Diffraction) difraksiyonu ile belirlenen fazların kristal yapıları, kafes düzlemleri, kafes parametreleri, bileşimleri ve oluşum sıcaklıkları.

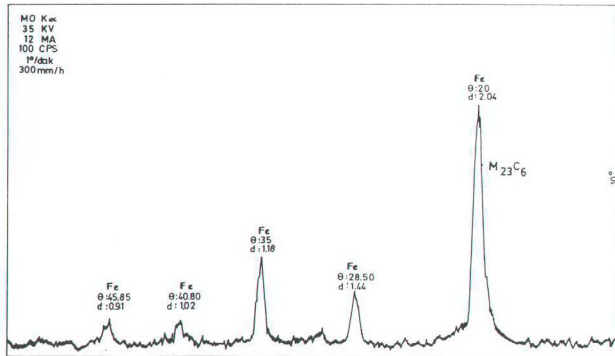
Fazın adı	Kristal yapısı ve kafes düzlemi	Kafes parametresi (Å ⁰)	Bileşimi/ sıcaklık aralığı (°C)
α -Fe	KHM 1.Pik. (110) 2.Pik. (200) 3.Pik. (211) 4.Pik. (220) 5.Pik. (310)	a = 2.8665	α - Fe / 1300 ⁰ C ve altı
σ Fazı	Tetragonal (202)	a= 8.799-9.188, c = 4.50-4.60	FeCr, FeMo, FeCrMo, CrNiMo CrFeMoNi / 450-900
$M_{23}C_6$	KYM (333)	a = 10.57- 10.68	(Cr ₁₆ Fe ₅ Mo ₂)C ₆ (Cr ₁₇ Fe _{4.5} Mo _{1.5})C ₆ (Cr ₂₃ C ₆). (Fe, Cr) ₂₃ C ₆ (CrFe,Mo) ₂₃ C ₆ / 550-950
MC	Kubik (200)	a= 4.66	NbC / 815-980
MC	Kubik (200)	a= 4.48	TiC / 815-980
MC	Kubik (200)	a= 4.47	VC / 815-980
M_2C	Hegzagonal (002)	a= 3.12 c= 4.95	Nb ₂ C / 1000 ve üzeri
MC	Hegzagonal (102)	a= 3.01 c= 11.02	MoC /1000 ve üzeri

İşlemsiz 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunenin x-ışınları difraksiyonu incelendiğinde mikroyapının α -Fe, sigma (σ) fazı ve $M_{23}C_6$ karbüründen meydana geldiği görülmektedir (Şekil 5.3).



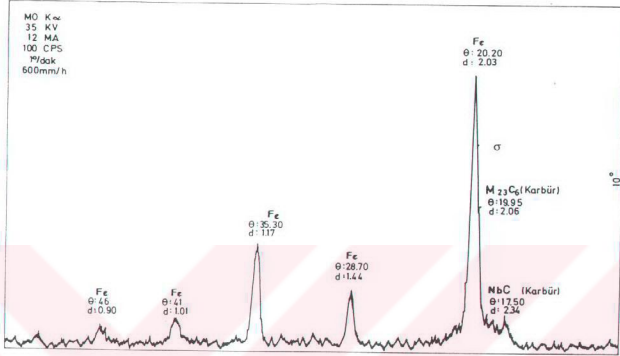
Şekil 5.3. 1 nolu işlemsiz ferritik paslanmaz çelik numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirme sonrası 1 nolu numunede sigma fazı çözülmesine rağmen $M_{23}C_6$ karbür piklerinin varlığına rastlanmıştır (Şekil 5.4).



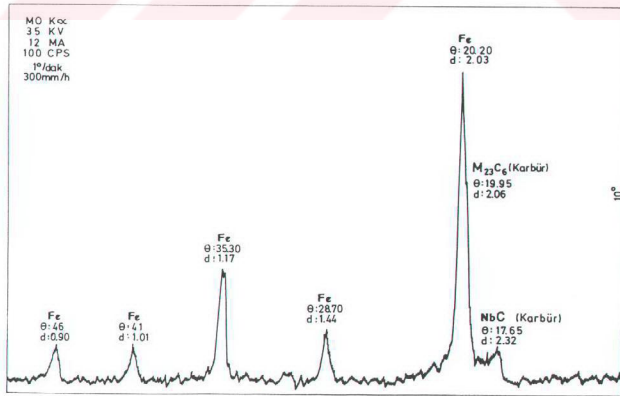
Şekil 5.4. 1 nolu homojen ferritik paslanmaz çelik numunenin x-ışınları difraksiyonu.

% 0.5 Nb içeren işlemsiz 2 nolu numunenin x-ışınlarında 1 nolu numunedeki fazlara ilave olarak numunede niobyum elementinden dolayı NbC karbürleri teşekkül etmiştir (Şekil 5.5).



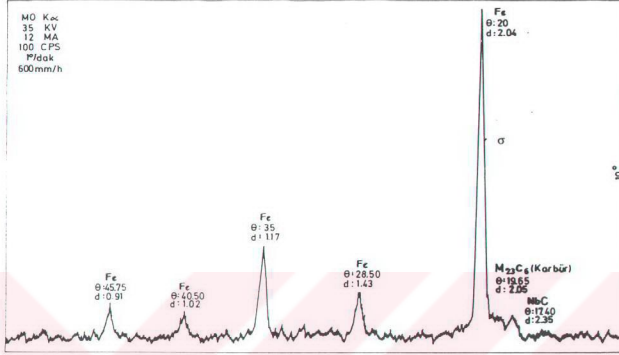
Şekil 5.5. % 0.5 Nb içeren işlemsiz 2 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirme işleminden sonra sigma fazı tamamen çözülmüş, ancak M₂₃C₆ karbürleri tamamen çözülmemiştir (Şekil 5.6).



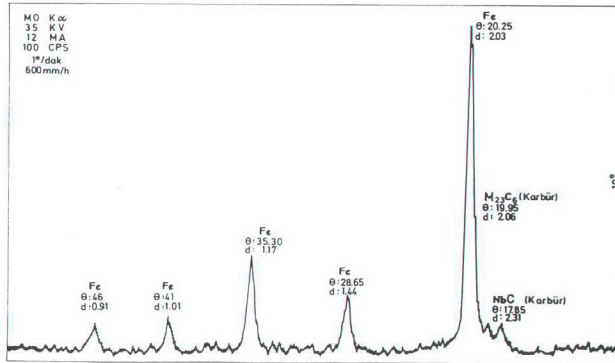
Şekil 5.6. % 0.5 Nb içeren homojen 2 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

İşlemsiz 3 nolu numunenin x-ışınları grafiğinde α -Fe, sigma fazı $M_{23}C_6$ ve NbC karbürleri tesbit edilmiştir (Şekil 5.7).



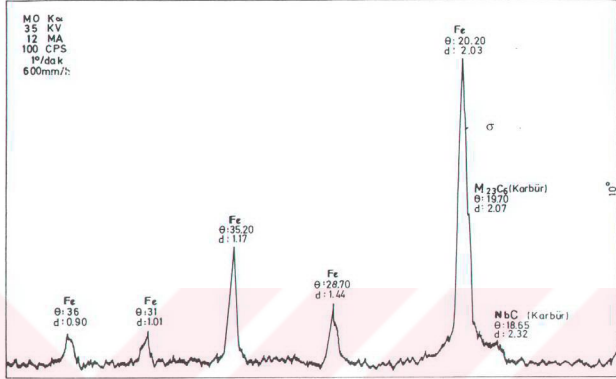
Şekil 5.7. % 1 Nb içeren işlemsiz 3 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirme ile 3 nolu numunenin x-ışınları grafiğinde sigma fazı ortadan kalkmıştır. NbC karbürleri mevcut olmakla birlikte bir kısım $M_{23}C_6$ karbür piklerine rastlanmıştır (Şekil 5.8).



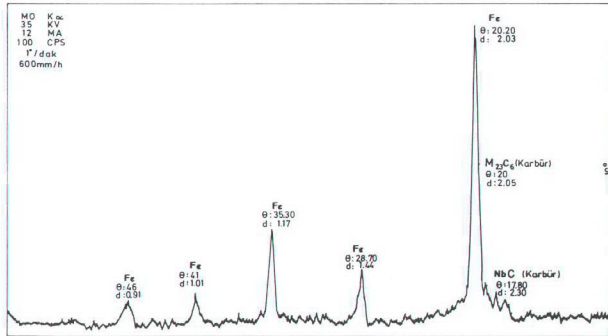
Şekil 5.8. % 1 Nb içeren homojen 3 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

İşlemsiz 4 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu yapının α -Fe, sigma fazı, $M_{23}C_6$ ve NbC karbürleri olduğunu göstermektedir (Şekil 5.9).



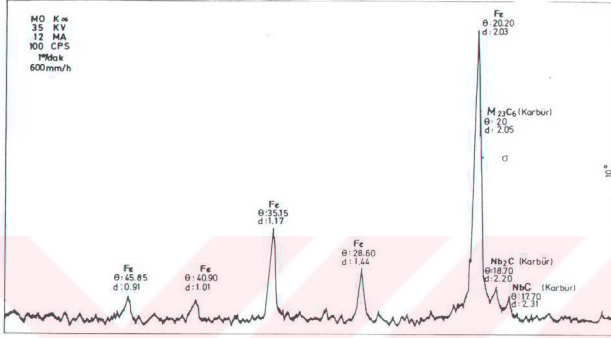
Şekil 5.9. % 1,5 Nb içeren işlemsiz 4 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirilmiş 4 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonunda NbC karbürü mevcut olup sigma fazı tamamen çözülmüş ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin ise bir kısmı çözülmeden kalmıştır (Şekil 5.10).



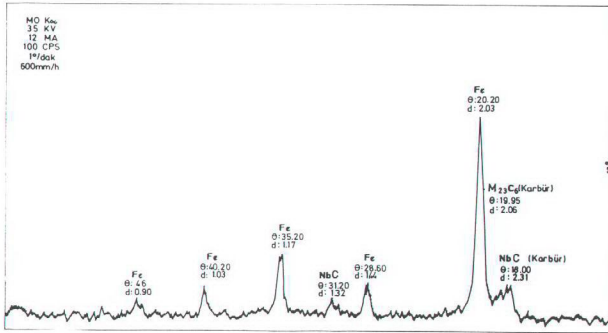
Şekil 5.10. % 1,5 Nb içeren homojen 4 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

% 3 Nb içeren işlemsiz 5 nolu umunede ise 1, 2, 3 ve 4 nolu numunelerde görülen fazlara ek olarak Nb₂C karbürleri teşekkül etmiştir (Şekil 5.11).



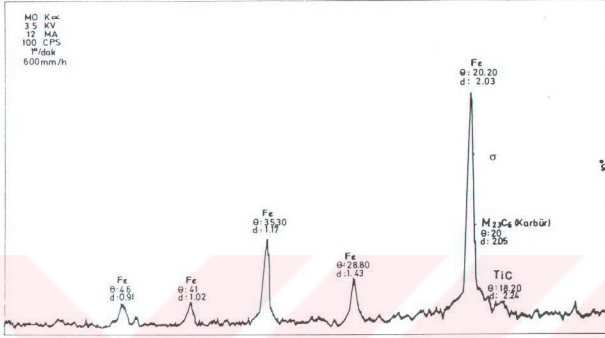
Şekil 5.11. % 3.0 Nb içeren işlemsiz 5 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

1100°C de homojenleştirme işlemi neticesinde sigma fazı ve Nb₂C karbürleri çözülmüş olup M₂₃C₆ ve NbC karbürleri kalmıştır (Şekil 5.12).



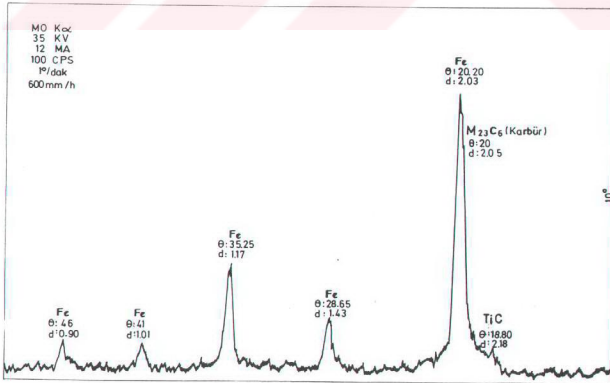
Şekil 5.12. % 3.0 Nb içeren homojen 5 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

% 1 Ti içeren işlemsiz 6 nolu numunenin x-ışınlarında α -Fe, sigma fazı, $M_{23}C_6$ ve TiC karbur piklerine rastlanmıştır (Şekil 5.13).



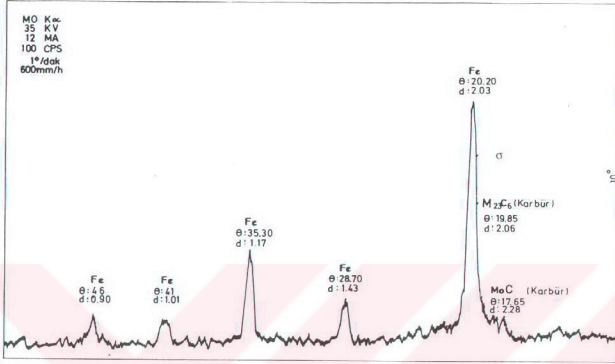
Şekil 5.13. % 1 Ti içeren işlemsiz 6 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirme ile sigma fazı ortadan kalkmıştır. TiC pikleriyle birlikte $M_{23}C_6$ karbur piklerinin varlığı tesbit edilmiştir (Şekil 5.14).



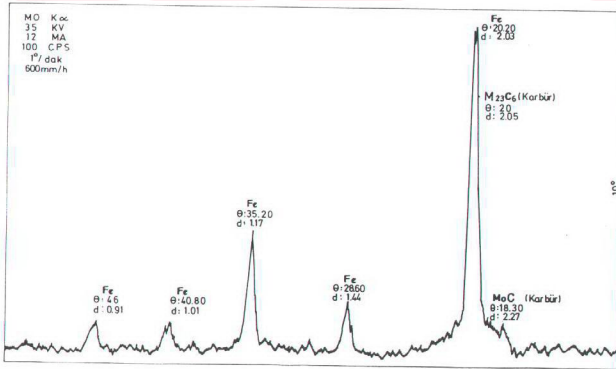
Şekil 5.14. % 1 Ti içeren homojen 6 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

% 1 Mo içeren işlemsiz 7 nolu numunede sigma fazı, α -Fe, $M_{23}C_6$ ve MoC karbür pikleri tesbit edilmiştir (Şekil 5.15).



Şekil 5.15. % 1 Mo içeren işlemsiz 7 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Homojenleştirme işlemi diğer numunelerde olduğu gibi 7 nolu numunede meydana gelen sigma fazının çözülmesini sağlamış, ancak $M_{23}C_6$ karbürlerinin tamamen çözülmesi için süre yeterli olmamıştır (Şekil 5.16).

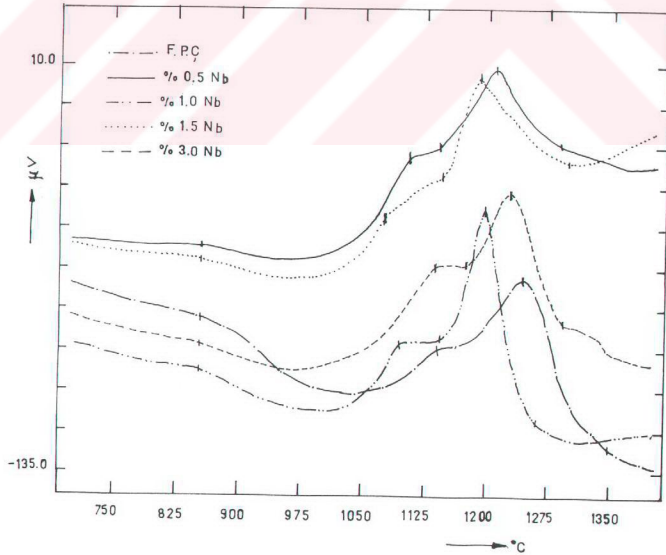


Şekil 5.16. % 1 Mo içeren homojen 7 nolu numunenin x-ışınları difraksiyonu.

Bütün bu sonuçlardan yola çıkarak işlemsiz bütün numunelerde α -Fe, sigma fazı, $M_{23}C_6$ karbürleri ve numunenin içerdiği alaşım elementinin kendi karbürünü gösteren x-ışını pikleri tespit edilmiştir. Ancak % 3.0 Nb içeren 5 nolu numunede NbC karbürüne ilave olarak Nb_2C karbürü tespit edilmiştir. Homojenleştirme işlemi tüm numunelerde sigma fazının çözülmesini sağlamış, MC karbürleri etkilenmemiş ancak, % 3.0 Nb içeren 5 nolu numunede Nb_2C karbürü çözülmüştür. $M_{23}C_6$ karbürünün tamamen çözülmesi için homojenleştirme süresi yeterli olmamıştır.

5.4. DTA (Differential Thermal Analysis) Termal Analiz Sonuçları

Şekil 5.19' da Nb ihtiva eden işlemsiz numunelerin $10\text{ }^{\circ}\text{C/ dakika}$ ısıtma rejiminde ölçülen DTA eğrileri görülmektedir.

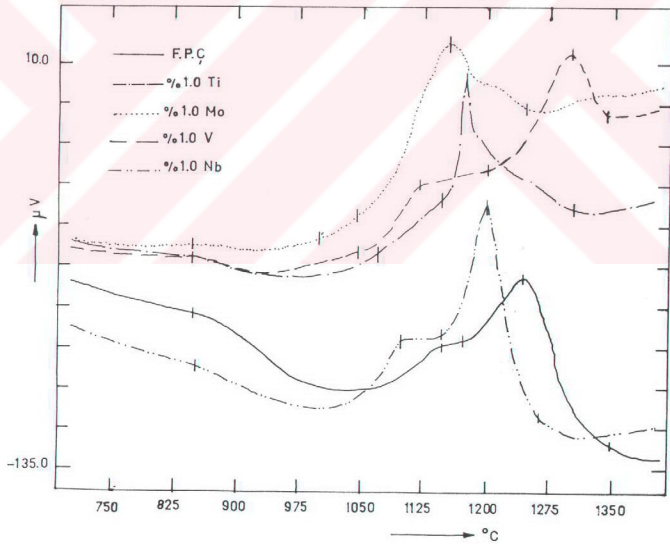


Şekil 5.19. Niobyum elementi ihtiva eden işlemsiz numunelerin DTA eğrileri.

850 °C ile 1150 °C arasındaki endotermik reaksiyon sigma fazının ve tane sınırlarındaki $M_{23}C_6$ karbürünün çözülmesine karşılık gelmektedir. Bu fazların çözülmeye başladıkları sıcaklık bütün numuneler için yaklaşık 850°C olmasına rağmen, çözülmenin bitiş sıcaklıkları farklıdır. Bu sıcaklıklar ferritik paslanmaz çelik (F.P.Ç), % 0.5 Nb, %1.0 Nb, % 1.5 Nb ve %3.0 Nb' lu numuneler için sırasıyla 1150 °C, 1105 °C, 1098 °C, 1085 °C ve 1136°C. Bu endotermik reaksiyon için dışarıdan alınan enerjiler sırasıyla -1387 j/g, -1373 j/g, -1211 j/g, -936 j/g, -1576 j/g' dir. Bu sonuçlar Nb' nin bu fazların çözülme sıcaklıklarını düşürdüğünü göstermektedir. Ancak % 3 Nb oranındaki 5 nolu numunede bu sıcaklığın ve alınan enerjinin yükseldiği görülmektedir. Bu durum, ısıtma rejiminde Nb_2C karbürünün çözülmesinden kaynaklanıyor olabilir. 1140 - 1175 °C ile 1264 - 1349 °C arasındaki egzotermik pikler tane büyümesine karşılık gelmektedir. Tane büyümesinin başladığı sıcaklıklar 1,2,3,4 ve 5 nolu numuneler için sırasıyla 1173 °C, 1140 °C, 1145 °C, 1145 °C ve 1175 °C dir ve bu reaksiyon için verilen enerjiler sırasıyla 1152 j/g, 857 j/g, 1029 j/g, 914 j/g, ve 807 j/g değerlerindedir.

Şekil 5.20'de % 1 oranında alaşım elementi içeren numunelerin DTA eğrileri görülmektedir. Endotermik reaksiyon sigma fazı ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin 850°C-1150°C arasında çözüldüğünü göstermektedir. Bu fazların çözülme sıcaklıkları yaklaşık olarak 850°C civarında başlamaktadır. Fakat çözülmenin sona erdiği sıcaklıklar birbirinden farklıdır. Bu sıcaklıklar ferritik paslanmaz çeliğin kendisi, % 1 Ti, %1 Mo, %1 V, %1 Nb sırasıyla 1150°C, 1070°C, 1000°C, 1000°C ve 1098°C olduğunu göstermektedir. Bu endotermik reaksiyon için dışarıdan alınan enerjiler -1387 j/g, -367.58 j/g, -77.13 j/g, -111.32 j/g, -1211.28 j/g şeklindedir. Bu sonuçlar Ti, Mo, V ve Nb elementlerinin $M_{23}C_6$ karbürünün oluşumuna engel olduğunu, bu karbürü kararsız hale getirdiğini, çözülme sıcaklıklarını ve enerjilerini

duşurduğunu göstermektedir. 1045-1350°C arasındaki egzotermik pikler tane büyümesine karşılık gelmektedir. Tane büyümesinin başladığı sıcaklıklar ferritik paslanmaz çelik; % 1 Ti, %1 Mo, %1 V, %1 Nb' lu numuneler için sırasıyla 1244.8 °C, 1174.4 °C, 1154.7 °C, 1298.3 °C ve 1199.2°C dir. Bu piklerin başladığı kritik sıcaklık 1173°C, 1145°C, 1145.7°C, 1200°C ve 1145.8°C dir. Bu reaksiyon için verilen enerjiler sırasıyla 1152 j/g, 821.42 j/g, 1453 j/g, 679.54 j/g, ve 1100 j/g değerlerindedir. Bu sonuçlar Ti, Mo ve Nb elementlerinin tane büyüme sıcaklığını düşürdüğünü göstermektedir. Ancak V elementinin tane sınırlarında VC şeklinde teşekkül etmesi tane büyüme sıcaklığını geciktirmektedir.



Şekil 5.20. % 1'lik alaşım elementi içeren işlemsiz numunelerin DTA eğrileri.

5.5. Yoğunluk Ölçümü Sonuçları

Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları Tablo 5.3' de verilmiştir. Ferritik paslanmaz çeliği temsil eden 1 numaralı numune ile karşılaştırıldığında % 1 Nb içeren 3 nolu numune, % 1.5 Nb içeren 4 nolu numune ve % 3 Nb içeren 5 nolu numunelerde yoğunluk düşerken, % 0.5 Nb içeren 2 nolu numune, % 1 Ti içeren 6 nolu numune % 1 Mo içeren 7 nolu numune ve % 1 V içeren 8 nolu numunelerde yoğunluk artmaktadır.

Tablo 5.3. Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları

Numune No	Numunenin adı	Yoğunluk (gr/cm ³)
1	F.P.Ç	7.44
2	% 0.5 Nb	7.53
3	% 1.0 Nb	7.04
4	% 1.5 Nb	6.87
5	% 3.0 Nb	7.26
6	% 1 Ti	7.55
7	% 1 Mo	7.62
8	% 1 V	7.50

5.6. Sertlik Deneyi Sonuçları

Numunelerin yüzeyinden alınan Brinell sertlik değerleri Tablo 5.4' de verilmiştir. İşlemsiz numunelerin yüzey sertliği Nb oranının artmasıyla azalmıştır. Ancak % 3.0 Nb içeren 5 nolu numunenin yüzey sertliğinin yüksek olması ise, bu numunede NbC karbürlerinin yanında Nb₂C karbürlerinin oluşmasının bir sonucu olabilir. Homojenleştirme işlemi 1 ve 5 nolu numunelerin yüzey sertliğini azaltırken 2 ve 3 nolu numunelerin

yaşlanması ve yeni karbürlerin teşekkül etmesi ile izah edilebilir. Ancak vanadyum elementi içeren 8 nolu numunede durum daha farklıdır. V elementinin ikincil sertleşmesinin ve yaşlanmasının düşük sıcaklıklarda gerçekleşmiş olmasından dolayı homojenleştirme işlemi 8 nolu numunenin yüzey sertliğini pek değiştirmemiştir.

Vickers olarak matristen ölçülen mikrosertlik değerleri Tablo 5.5' de verilmiştir. Numunelerin mikrosertliği ölçülürken 50 gr yük kullanılmış ve her numunenin matrisinden 20 ölçüm yapılarak ortalama değerleri alınmıştır.

Tablo 5.5. Numunelerin matrisinden alınan mikrosertlik değerleri.

Isıl işlem durumu	Matris sertliği (Mikrosertlik HV)							
	Numune No							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	F.P.Ç	% 0.5 Nb	% 1 Nb	% 1.5 Nb	% 3 Nb	% 1 Ti	% 1Mo	% 1 V
İslemsiz	216	275	232	218	216	253	245	242
Homojen	220	287	250	220	220	296	287	248

Numunelerin mikrosertliği Nb oranının yükselmesiyle azalmıştır. Niobyum içermeyen ferritik paslanmaz çelik numune ile % 1.5 Nb içeren 4 nolu numune ve % 3.0 Nb içeren 5 nolu numunenin mikrosertlikleri birbirine yakın çıkmıştır. Nb oranının artmasıyla mikrosertlikteki düşme SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi NbC karbürlerinin kaba partiküller şeklinde teşekkül etmesine bağlanabilir. Diğer numunelere göre daha az Nb içeren % 0.5 Nb'lu 2 nolu numune ve % 1.0 Nb'lu 3 nolu numunelerde NbC karbürleri çok küçük partiküller şeklinde teşekkül etmiştir. Bunun nedeni, ince karbür tanelerinin oluşması esnasında meydana gelen dislokasyonlar ve diğer yapı kusurları karbür çevresindeki enerjiyi

yükseltmekte ve oluşan bu karbürler matris ile çok sıkı bir bağ oluşturup bütünleşerek matrisin mikrosertliğinin yükselmesine sebep olduğu düşünülebilir. Homojenleştirme Nb'lu bütün numunelerin mikrosertliğini arttırmıştır. Çünkü homojenleştirme işlemi sırasında $M_{23}C_6$ karbürlerinin çözülmesiyle burada serbest kalan karbonun matris içerisinde yeni NbC karbürleri oluşturması matris sertliğini arttırmıştır. % 1.5 Nb'lu 4 nolu ve % 3.0 Nb'lu 5 nolu numunede $M_{23}C_6$ karburu zaten çok az teşekkül ettiğinden homojenleştirme ile yeni NbC karbürlerinin oluşması gerçekleşmemiştir. Bunun doğal bir sonucu olarak numunelerin mikrosertliği çok az oranda artış göstermiştir.

6, 7 ve 8 nolu numuneler de % 1 oranında bulunan Ti, Mo ve V elementleri de Nb elementi gibi matris içinde çok sert ve güçlü MC karbürler şeklinde teşekkül ettiğinden matris sertliğini arttırmaktadırlar. Numuneler homojenleştirildikten sonra yaşlanma sıcaklığı düşük olan V elementinin matris sertliği pek değişmezken yüksek sıcaklıkta (1100°C) yaşlanan Ti ve Mo içeren numunelerin mikrosertliğinde ikincil sertleşmeden dolayı artış meydana gelmiştir.

5.7. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

Özel olarak hazırlanan numunelerin çentik darbe deney sonuçları Tablo 5.6 'da görülmektedir. Niobyum içeriğinin yükselmesi ile tokluk yükselmektedir. Bu durum niobyum miktarının artmasına bağlı olarak tane sınırlarında teşekkül eden $M_{23}C_6$ karbürlerinin miktarının azalması ve matris sertliğinin düşmesi ile açıklanabilir. Homojenleştirilmiş numunelerin çentik darbe tokluğu işlemsiz numunelere nazaran daha yüksek çıkmaktadır. Buna sebep olarak işlemsiz numunelerde sert, gevrek

Tablo 5.6. Çentik darbe deneyi sonuçları.

Isıl işlem durumu	Çentik darbe tokluğu (Joule/ cm ²)							
	Numune No							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	F.P.Ç	% 0.5 Nb	% 1 Nb	% 1.5 Nb	% 3 Nb	% 1 Ti	% 1Mo	% 1 V
İşlemsiz	11.42	10.28	11.14	12.00	12.14	10.57	11.14	11.42
Homojen	11.88	10.91	11.81	15.00	15.14	10.85	11.71	12.09

intermetalik bir faz olan sigma fazının homojenleştirme işlemiyle çözülmesi gösterilebilir. Ayrıca niobyum oranının artması sigma fazının çözülmesini teşvik etmektedir. Bu durum % 1.5 Nb içeren 4 nolu numune ve % 3.0 Nb içeren 5 nolu numunede tokluğun fazla artmasına neden olmaktadır.

6, 7 ve 8 nolu işlemsiz numunelerde Ti elementi içeren 6 nolu numune hariç % 1 oranında niobyum, molibden ve vanadyum içeren numunelerde tokluk yükselmiştir. Ti elementi tokluğu düşürmüştür. Homojenleştirme işlemi ile sigma fazının tamamen çözülmesi ve $M_{23}C_6$ karburlerinin bir miktar çözülmesinden dolayı bütün numunelerin tokluğunda bir miktar artış meydana gelmiştir.

5.8. Aşınma Deneyi Sonuçları

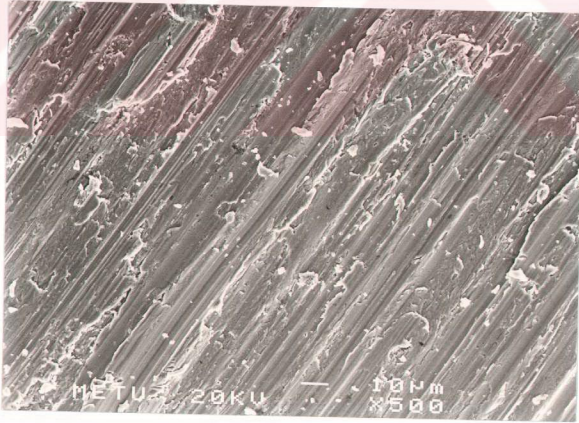
Numuneler üzerinde uç farklı ağırlıkta (10, 20, 30 N) ve tek tip aşındırıcı 80 mesh SiC kullanılarak oda sıcaklığında aşınma deneyleri yapılmıştır. Deneylerde kullanılan numunelerin bağlı aşınma dirençleri ise Tablo 5.7' de verilmiştir.

Tablo 5.7. Numunelerin bağıl aşınma dirençleri.

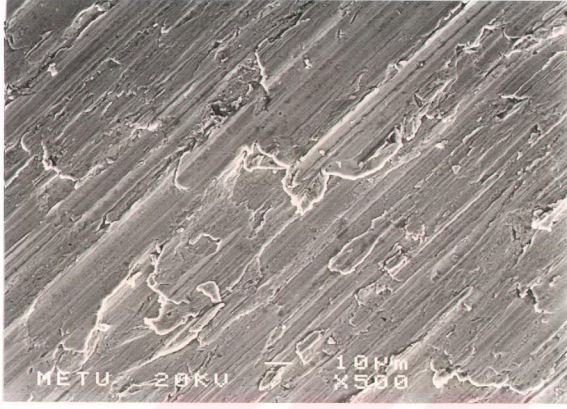
Isıl işlem durumu	Aşınma direnci (Nm/mm ³)							
	Numune No							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	F.P.Ç	% 0.5 Nb	% 1 Nb	% 1.5 Nb	% 3 Nb	% 1 Ti	% 1 Mo	% 1 V
İşlemsiz	7.528	9.475	8.610	8.271	8.228	8.821	8.699	8.632
Homojen	8.160	13.477	9.980	9.572	9.442	12.822	12.638	10.191

Tablodan da görüleceği gibi niobyum ilavesi aşınma direncini yükseltmektedir. Diğer numunelere göre daha az niobyum içeren 2 nolu numunenin aşınma direncinde aşırı bir yükselme meydana gelmiştir. Niobyum içeriğinin artması ile aşınma direncinde bir düşme gözlenmiştir. 4 ve 5 nolu numunelerin aşınma direnci yaklaşık olarak birbirinin aynıdır. Bu durum homojenleştirilmiş numunelerde de aynıdır. Homojenleştirme işleminden sonra bütün numunelerin aşınma direnci yükselmiştir. Bu yükselme homojenleştirme sırasında sigma fazının çözülmesinden meydana gelmektedir. 2 nolu numunedeki aşınma direncinin aşırı yükselmesi de sigma fazının çözülmesinin yanında sertlik değerinin de yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Buna ilave olarak elektron mikroskop fotoğraflarından görüldüğü gibi niobyum miktarının artmasıyla teşekkül eden NbC karburleri kabalaşmıştır. Rakayby ve Mills'in (1986) de belirlediği gibi, kaba partikuller şeklinde teşekkül eden karburlerin aşınma direncini arttırmakta önemli rol oynamadığı sonucuna varılmıştır. Ayrıca çok küçük karbur partiküllerinin aşınma direncini arttırdığı doğrulanmıştır. En yüksek aşınma direncinin % 0.5 Nb içeren 2 nolu homojenleştirilmiş numunede olmasının sebebi, Shetty (1982)' nin de belirlediği gibi, birbirine yakın olarak yerleşmiş ve ince dağılmış

karbürlerin matrisi desteklemesi ve iki karbür partikülü arasındaki mesafelerin kısılması sebebiyle, abrasiv partiküllerin matrise batmalarının engellenmesidir. Bunun bir sonucu olarak küçük hacime sahip karbür partiküllerinin aşınma direncini arttırdığı tespit edilmiştir. Bu durum SEM fotoğraflarından da görüldüğü gibi NbC karbürleri küçük hacimlerde tane içine ve matrise dağılarak matrisin mukavemetinin artmasına sebep olmaktadır. Elektron mikroskobu fotoğraflarından görüleceği gibi en yüksek aşınma direnci veren % 0.5 Nb içeren 2 nolu numune ile en düşük aşınma direnci veren 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunenin aşınma izleri incelendiği zaman, yüksek aşınma direncine sahip 2 nolu numunedeki aşınma izlerinin daha düşük derinliğe ve daha az genişliğe sahip olduğu; oysa düşük aşınma direnci gösteren 1 nolu numunedeki aşınma izleri ise daha geniştir (Resim 33 ve 34).

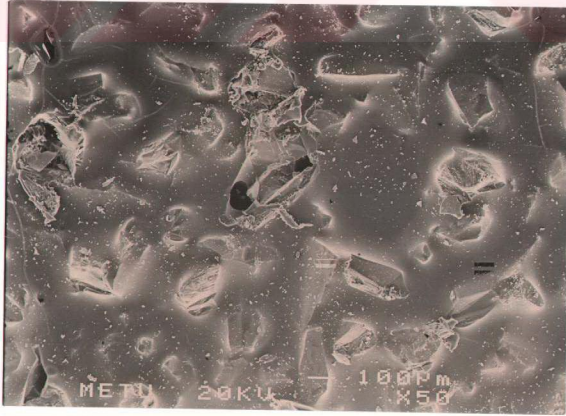


Resim 33. En yüksek aşınma direnci gösteren % 0.5 niobyumlu 2 nolu numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı x 500.

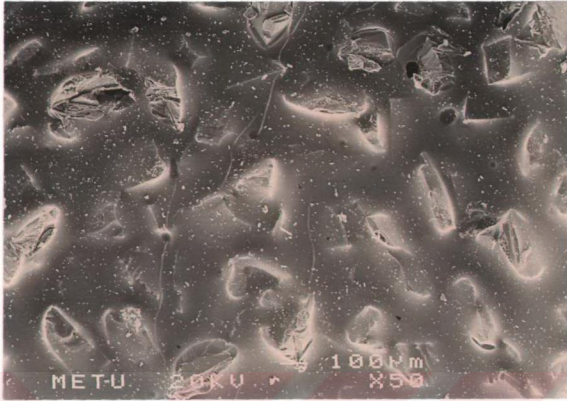


Resim 34. En düşük aşınma direnci gösteren 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı x 500.

Bu numunelerin birlikte aşınmaya tabi tutulduğu ve aşınma sonrası partikül durumunu gösteren SiC karbur abrasiv aşındırıcıların fotoğraları ise sırasıyla (Resim 35 ve 36) verilmiştir.



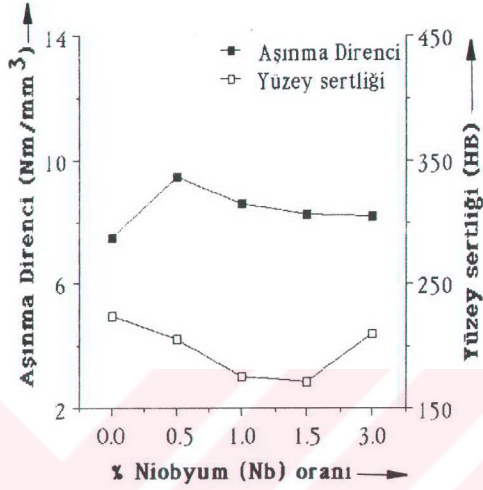
Resim 35. En yüksek aşınma direnci gösteren % 0.5 niobyumlu 2 nolu numune ile birlikte çalışan SiC abrasiv aşındırıcının SEM fotoğrafı x 50.



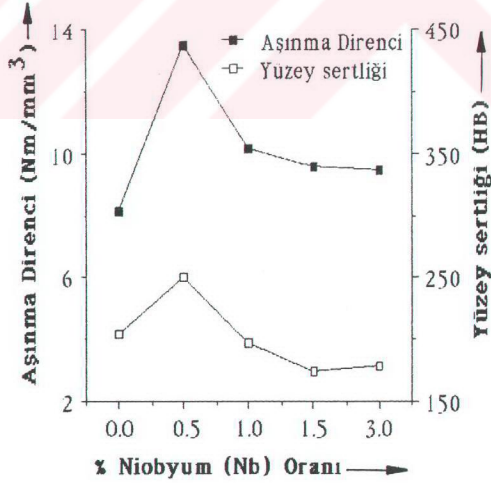
Resim 36. En düşük aşınma direnci gösteren 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numune ile birlikte çalışan SiC abrasiv aşındırıcının SEM fotoğrafı x 50.

1 nolu numuneye birlikte çalışan abrasiv kağıt üzerinde 2 nolu numuneye göre daha fazla miktarda metal partikülleri vardır. % 0.5 Nb içeren 2 nolu numunedeki NbC karbürlerin aşırı direnç göstermesinden dolayı birlikte çalıştığı abrasiv partüküller 1 nolu numuneye nazaran daha fazla hasara uğramışlardır. Bu durum ileride yüzey sertliği, mikrosertlik, tokluk ve aşınma direnci ile daha geniş olarak izah edilecektir.

Şekil 5.21 ve 5.22' de işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranının artmasına bağlı olarak aşınma direnci ve yüzey sertliği arasındaki ilişki verilmiştir. 1 ve 5 nolu numuneler hariç niobyum'lu işlemsiz tüm numunelerde yüzey sertliği ve aşınma direnci arasında doğrudan bir ilişki vardır. Yüzey sertliğinin azalması ile aşınma direnci de azalmıştır. 1 nolu numunenin yüzey sertliğinin yükselmesi ile aşınma direnci düşmüştür. Bunun sebebi ise sigma fazının $M_{23}C_6$ karbürlerinin çevresinde bir ağ şeklinde teşekkül etmesidir. Kırılgan olan sigma fazı aşınma testleri sırasında abrasiv partüküller tarafından kolayca kırılır,



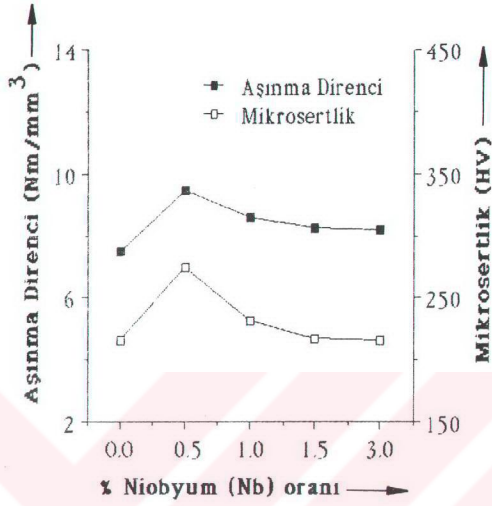
Şekil 5.21. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve yüzey sertliği arasındaki ilişki



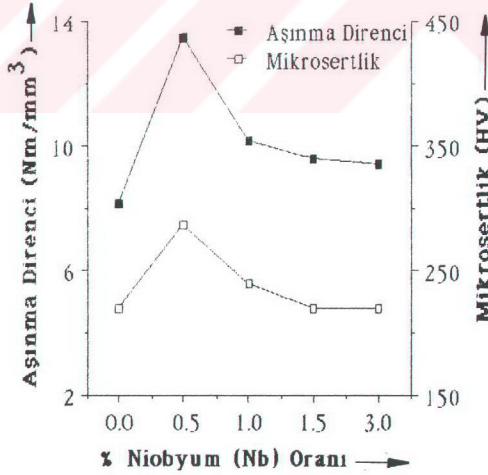
Şekil 5.22. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve yüzey sertliği arasındaki ilişki.

veya yerinden sökölerek $M_{23}C_6$ karburlerinin çevresini boşaltır. Bunun neticesinde $M_{23}C_6$ karburlerinin aşınmaya karşı direnci azalmaktadır. Diğer numunelerde ise sigma fazı bir ağ şeklinde değil geniş bloklar şeklinde, tek başına ve çok az miktarlarda teşekkül etmiştir. Niobyum içeren diğer numunelere göre % 3 gibi yüksek niobyum içeren 5 nolu numunedeki yüzey sertliğinin yüksek olması ise, burada NbC karburlerine ilave olarak x-ışınları ile belirlenen Nb_2C karburlerinin de teşekkül etmesinden kaynaklanabilir. K.H.M'li yapıya sahip NbC karburler ile matris arasında sıkı bir bağ meydana gelmektedir. Sıkı paket hegzagonal yapıya sahip Nb_2C karburlerinin teşekkül etmesi matris ile karbur arasındaki bağı zayıflatmaktadır. Bu durum matris ile zayıf bağ yapan Nb_2C karburlerinin aşınma testleri sırasında kolayca dokulmesine ve neticesinde aşınma direncinin düşmesine sebep olmaktadır. 1 ve 5 nolu numunelerde meydana gelen yüzey sertliği ve aşınma direnci arasındaki zıtlık homojenleştirme işlemi ile ortadan kalkmıştır. Çünkü 1 nolu numunede $M_{23}C_6$ karburlerinin çevresinde ağ şeklinde teşekkül eden sigma fazı ve 5 nolu numunede meydana gelen Nb_2C karburleri çözülmüştür. Homojenleştirme işleminden sonra ferritik paslanmaz çelik numune ve niobyum içeren tüm numunelerin aşınma direnci ve yüzey sertliği arasında lineer bir ilişki meydana gelmiştir.

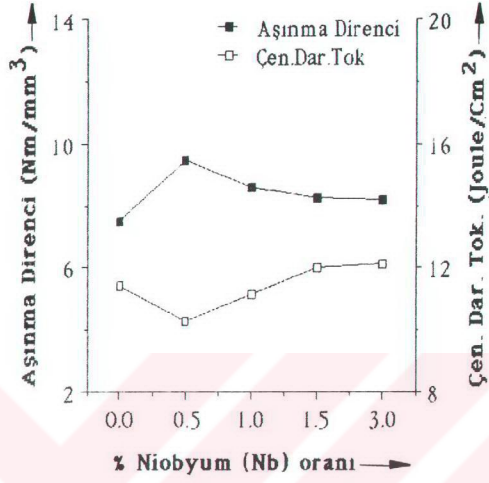
Şekil 5.23 ve 5.24' de işlemsiz ve homojenleştirilmiş 1, 2, 3, 4 ve 5 nolu numunelerin mikrosertliği ile aşınma direnci arasında doğrusal bir ilişki olduğu açıkça görölmektedir. Eğer şekil 5.21 ve 5.23 karşılaştırılırsa aşınma direncinde etkili olan esas faktörün mikrosertlik olduğu hemen anlaşılabilir. Her şart için geçerli olmasa bile bu çalışmada da mikrosertlik ile aşınma direnci arasında doğrusal bir ilişki olduğu tespit edilmiştir.



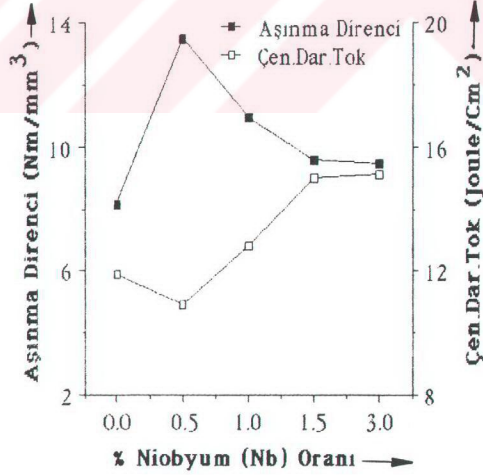
Şekil 5.23. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve mikrosertlik arasındaki ilişki



Şekil 5.24. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve mikrosertlik arasındaki ilişki



Şekil 5.25. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki



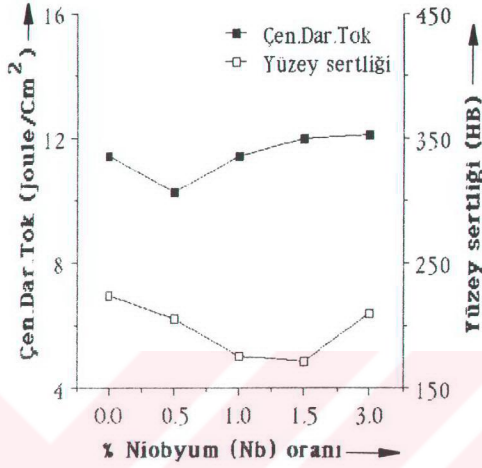
Şekil 5.26. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak aşınma direnci ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki

Şekil 5.27' de işlemsiz ferritik paslanmaz çelik ve niobyumlu numunelerin yüzey sertliği ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki görülmektedir.

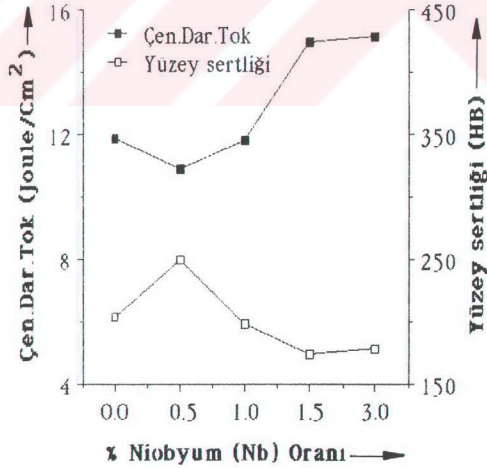
İşlemsiz 1 nolu ferritik paslanmaz çelik numunenin yüzey sertliği yüksek çıkmıştır. Bunun sebebi ise, bu numunede gevrek, kırılğan ve intermetalik bir faz olan sigma fazının ve $M_{23}C_6$ karburlerinin oldukça fazla olmasıdır. 5 nolu % 3.0 niyobum içeren numunede yüzey sertliğinin yüksek çıkması ise, burada teşekkül eden NbC karburlerine ilave olarak Nb_2C karburlerinin de oluşmasına bağlanabilir. 1 ve 5 nolu numuneler hariç diğer numunelerde yüzey sertliği ve çentik darbe tokluğu arasında bir ilişkidenden söz etmek mümkündür. Yüzey sertliği azalırken çentik darbe tokluğunda yükselme meydana gelmiştir.

Şekil 5.28' de homojenleştirilmiş 1, 2, 3, 4 ve 5 nolu numunelerin yüzey sertliği ile çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki görülmektedir.

Homojenleştirme işlemiyle sigma fazının tamamen çözülmesi oluşan $M_{23}C_6$ karburlerinin bir kısmının ve 5 nolu numunede meydana gelen Nb_2C karburununun çözülmesi ile bütün numunelerdeki yüzey sertliği ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki işlemsiz numunelere nazaran daha orantılı olarak gelişmiştir. Çentik darbe tokluğu artarken yüzey sertliğinde düşme meydana gelmiştir.



Şekil 5.27. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve yüzey sertliği arasındaki ilişki .



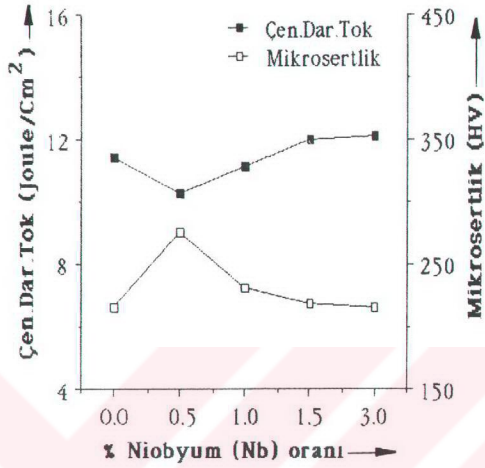
Şekil 5.28. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve yüzey sertliği arasındaki ilişki .

Şekil 5.29' da işlemsiz 1, 2, 3, 4 ve 5 nolu numunelerde mikrosertlik ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki görülmektedir.

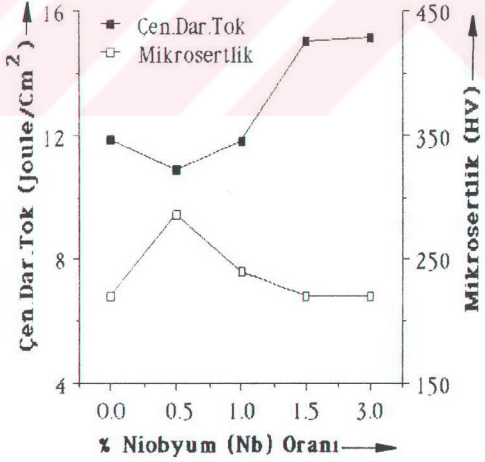
numunelerdeki mikrosertliğin artmasına bağlı olarak çentik darbe tokluğunda azalma meydana gelmiştir. Niobyum miktarının artmasıyla numunelerin mikrosertliğinde azalma meydana gelmiştir. % 1,5-3.0 Nb içeren numuneler ile niobyum içermeyen numunenin mikrosertlikleri birbirine yakın çıkmıştır. Niobyum miktarının artmasıyla mikroyapıda teşekkül eden NbC karbürlerinin boyutları artmaktadır. Bu durumda mikrosertliğin düşmesine neden olmaktadır. Daha az niobyum içeren % 0.5-1.0 niobyumlu numunelerde oluşan NbC karbürler çok küçük partikuller şeklinde mikroyapıya dağılıp, matrisle bütünleşerek matris sertliğinin yüksek çıkmasına sebep olmuşlardır.

Şekil 5.30' da 1, 2, 3, 4 ve 5 nolu homojenleştirilmiş numunelerin mikrosertlik ve çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki görülmektedir.

Homojenleştirme işlemi bütün numunelerin mikrosertliğini yükseltmiştir. Mikrosertlikteki bu artışın sebebi mikroyapıda bulunan sigma fazının tamamen $M_{23}C_6$ karbürlerinin bir kısmının çözülmesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca ısı işlem sırasında niobyumun yaşlanması dolayısı ile yeni NbC karbürlerinin teşekkül etmesi etkili olmaktadır. % 1.5-3.0 Nb' lu numunelerde niobyum miktarının fazla olması sebebiyle $M_{23}C_6$ karbürleri çok az teşekkül etmiştir. Zaten az olan bu karbürlerin bir kısmında çözülmesi mikrosertliğin çok az yükselmesine sebep olmuştur. Netice itibarıyla niobyum oranının artmasına bağlı olarak mikrosertlik düşerken çentik darbe tokluğu artmıştır.



Şekil 5.29. İşlem görmemiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik arasındaki ilişki .



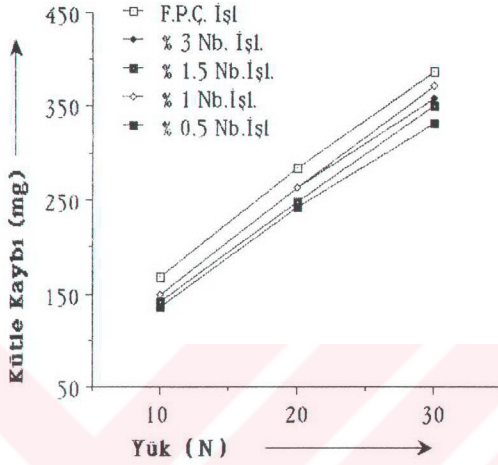
Şekil 5.30. Homojenleştirilmiş numunelerde Nb oranına bağlı olarak çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik arasındaki ilişki .

Şekil 5.31' de işlemsiz ferritik paslanmaz çelik ve niobyumlu numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme görülmektedir.

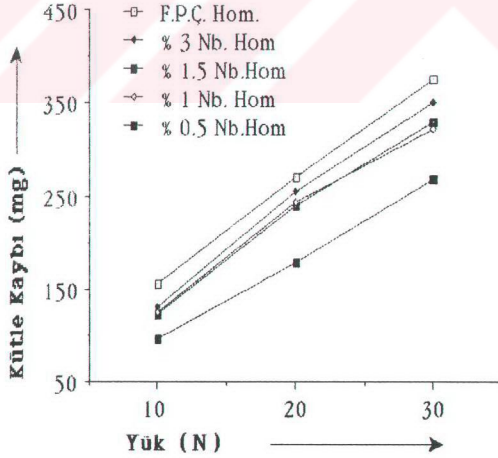
Bütün yüklerde en yüksek kütle kaybı ferritik paslanmaz çelik numunede en az kütle kaybı ise % 0.5 Nb' lu numunede görülmüştür. 10 N' luk yük için tüm numuneler arasındaki kütle kaybı birbirlerine çok yakın değerlerdedir. Yükteki değişmeye bağlı olarak numuneler arasındaki kütle kayıpları birbirlerinden farklı olarak gelişmeye ve artmaya başlamışlardır. Bu eğriler arasındaki değişme yükün artmasıyla numuneler arasındaki kütle kaybı farkının daha da büyüyeceğini göstermektedir. Yine de yükün artmasıyla kütle kaybının artmasına rağmen 30 N' luk yük içinde en az kütle kaybı değişimi % 0.5 Nb içeren numunede görülmüştür.

Şekil 5.32' de homojenleştirilmiş ferritik paslanmaz çelik ve niobyumlu numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme görülmektedir.

Homojenleştirme işleminden sonra yük 10 N iken numuneler arasındaki kütle kaybı farkları birbirinden farklıdır. Yükün artmaya başlaması ile numuneler arasındaki oran gittikçe büyümeye başlamıştır. Ancak 30 N' luk yükte % 1.0 ile % 1.5 Nb içeren numunelerin kütle kaybında çok az bir düşme gözlenmiştir. Bütün bunlara rağmen yükün artmasına bağlı olarak en iyi duyarlılığı en az kütle kaybı veren ve oldukça iyi bir aşınma direncine sahip olan % 0.5 Nb' lu numune olmuştur. Bu numunedeki duyarlılık homojenleştirme işleminden sonra çok daha net bir şekilde görülmektedir.



Şekil 5.31. Niobyum elementi içeren işlem görmemiş numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.



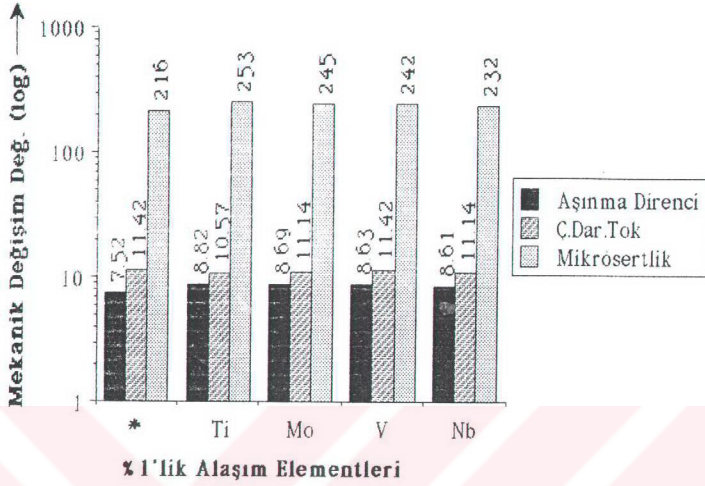
Şekil 5.32. Niobyum elementi içeren homojenleştirilmiş numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme.

Şekil 5.33' de işlemsiz numunelerde % 1' lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi verilmiştir.

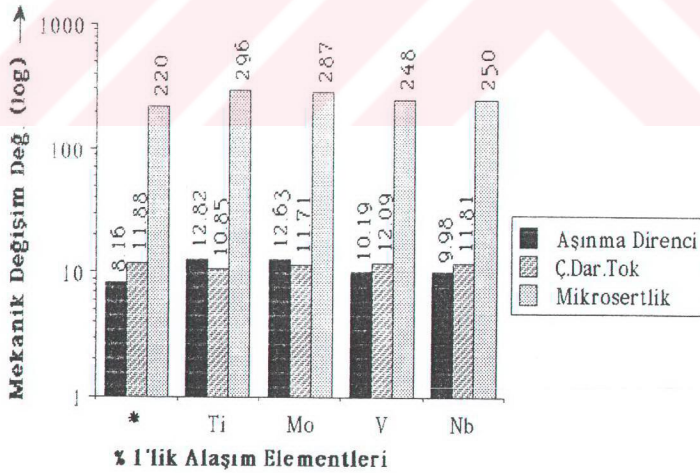
Ti, Mo, V ve Nb gibi alaşım elementlerinin ilavesi mikrosertlik ve aşınma direncini artırmıştır. Ti' lu numune hariç çentik darbe tokluğunu pek fazla etkilememiştir. Ancak Ti' lu numune tokluğu bir miktar düşürmüştür. mikrosertlik ve aşınma direncindeki artışın sebebi mikroyapıda teşekkül eden, çok sert MC karbürlerden kaynaklanmaktadır. Mikroyapıda çok sert MC şeklinde oluşan bu karbürlerin aşınma direncini artırdığı daha önce açıklanmıştı.

Şekil 5.34' de homojenleştirilmiş numunelerde % 1' lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi görülmektedir.

Homojenleştirme işlemi ferritik paslanmaz çelik ve V' lu numunenin mikrosertliğini çok fazla değiştirmezken, diğer numunelerin mikrosertliğini oldukça yükseltmiştir. Bu yükselme Ti, Mo ve Nb elementlerin homojenleştirme sıcaklığında yaşlanması ve yeni MC karbürler oluşturmaları ile izah edilebilir. Vanadyum elementinin ikincil sertleşmeye sebep olan yaşlanma işlemi daha düşük sıcaklıklarda (600-800°C) olmaktadır (Sinha, 1989). Homojenleştirme işlemi toklukta pek fazla değişiklik yapmamıştır. Aşınma direnci açısından ferritik paslanmaz çelik numunedeki yükselme gevrek ve kırılğan bir faz olan sigma fazının tamamen çözülmesi ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin çoğunluğunun çözülmeden kalmasıdır. Ti, Mo ve Nb içeren numunelerin aşınma direncindeki yükselme ise, homojenleştirme sıcaklığında bu elementlerin yaşlanarak yeni MC karbürler oluşturmaları ve buna bağlı olarak da mikrosertliğin yükselmesi gösterilebilir. V' lu numunenin aşınma direncindeki yükselme ise homojenleştirme işlemiyle VC lerin çok küçük partiküller şeklinde mikroyapıya dağılmasından olabilir.



Şekil 5.33. İşlemsiz numunelerde %1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi (* %17 Cr'lu ferritik paslanmaz çeligi gösterir).



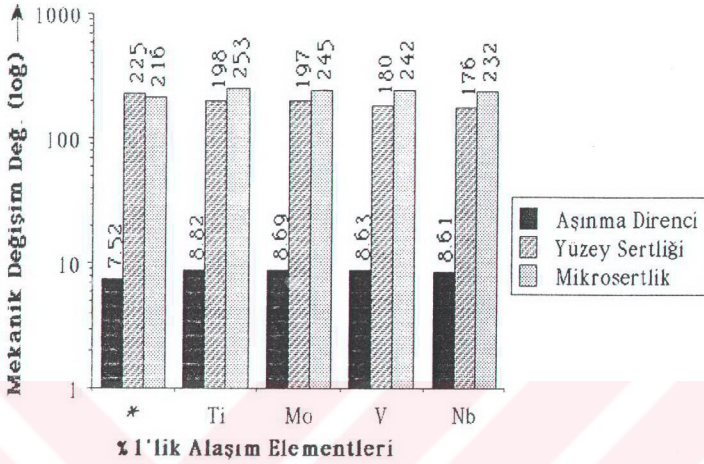
Şekil 5.34. Homojenleştirilmiş numunelerde %1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, çentik darbe tokluğu ve mikrosertlik ilişkisi (* %17 Cr'lu ferritik paslanmaz çeligi temsil eder).

Şekil 5.35' de işlemsiz numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkileri üzerine etkileri görülmektedir.

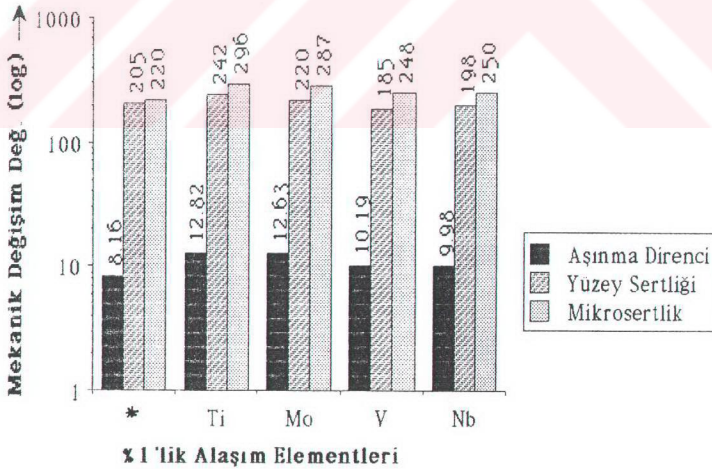
Ferritik paslanmaz çelik numune hariç diğer numunelerdeki aşınma direnci birbirlerine yakın çıkmışlardır. Ferritik paslanmaz çelik numunenin yüzey sertliğinin diğer numunelerden yüksek çıkması, bu numunede sigma fazının ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin oldukça fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Alaşım elementlerinin ilavesi ile $M_{23}C_6$ karbürlerin oluşumu bir miktar engellenmiş, fakat yerine MC karbürler oluşmuştur. Oluşan bu MC karbürler mikrosertliği yükseltmiştir. En yuksekten düşüğe doğru mikrosertlik sırayla; % 1 Ti, % 1 Mo, % V, % 1 Nb ve ferritik paslanmaz çelik numuneler şeklinde olmuştur.

Şekil 5.36' da homojenleştirilmiş numunelerde % 1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkisi görülmektedir.

Homojenleştirme ile ferritik paslanmaz çelik numunedeki sigma fazının tamamen çözülmesi ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin hemen hemen çözülmeden kalması yüzey sertliğini bir miktar düşürürken mikrosertlikte fazla bir değişiklik yapmayıp aşınma direncini yükseltmiştir. Eğer $M_{23}C_6$ karbürleri tamamen çözülmüş olsalardı, yüzey sertliğinin daha fazla düşmesi beklenebilirdi. Ti, Mo, V ve Nb içeren numunelerde sigma fazının tamamen çözülmesi $M_{23}C_6$ karbürlerinin oldukça fazla çözülmesi ve homojenleştirme sıcaklığında yeni MC karbürler oluşması mikrosertlik ve yüzey sertliğinin artmasına sebep olmuştur. Bu artışa bağlı olarak da aşınma direnci yükselmiştir. En yüksek aşınma direnci % 1 Ti içeren numunede olmak üzere bunu Mo'lu, V'lu ve Nb'lu numuneler takip etmiştir.



Şekil 5.35. İşlemsiz numunelerde %1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkisi. (* % 17 Cr'lu ferritik paslanmaz çeligi temsil eder).



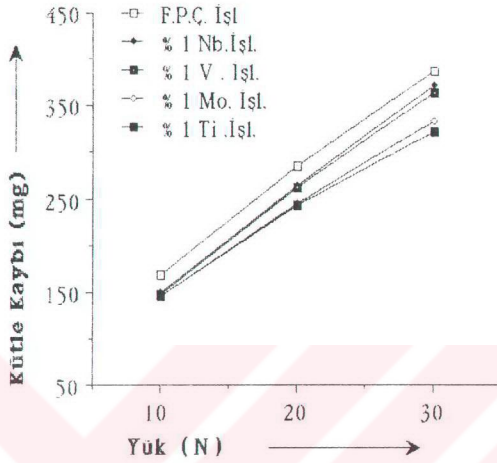
Şekil 5.36. Homojenleştirilmiş numunelerde %1'lik alaşım elementlerinin aşınma direnci, yüzey sertliği ve mikrosertlik ilişkisi. (* % 17 Cr'lu ferritik paslanmaz çeligi temsil eder).

Şekil 5.37' de % 1' lik alaşım elementi içeren işlemsiz numunelerin yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişme görülmektedir.

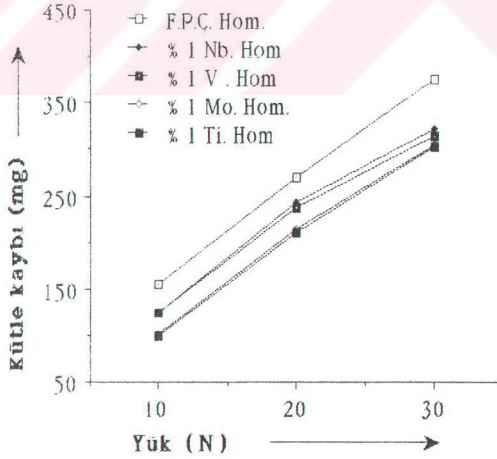
Butun yuklerde en yuksek kütle kaybı ferritik paslanmaz celik numunede, en az kütle kaybı ise % 1 Ti içeren numunede görülmüştür. 10 N' luk yuke işlem görmemiş Ti, Mo, V ve Nb içeren tüm numunelerdeki kütle kaybı hemen hemen aynıdır. Ancak yükün artmasıyla birlikte Ti' lu ve Mo' li numuneler birlikte V' lu ile de Nb' lu numuneler de birlikte bir seyir izlemişlerdir. Bu paralellik ve benzerlik aşınma direnci grafikleri incelendiğinde de görülmektedir.

Şekil 5.38' de % 1 oranında alaşım elementi içeren homojenleştirme işlemi görmüş numunelerin yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişmeler görülmektedir.

10 N' luk yuke Ti ve Mo içeren numuneler aynı kütle kaybına sahiptir. V ve Nb içeren numunelerdeki kütle kaybı ise, aynı olmakla birlikte Ti ve Mo' li numunelere göre biraz daha fazla olmuştur. Fakat ferritik paslanmaz celik numunedeki kütle kaybı tüm numunelerden yüksek çıkmıştır. Yukteki artış ile Ti, Mo, V ve Nb içeren numunelerin yuke karşı duyarlılıkları oldukça artmış ve birbirlerine yaklaşmışlardır. Ferritik paslanmaz celik numunedeki kütle kaybı yükün artmasıyla birlikte diğer numunelerden oldukça uzaklaşmış ve kolay aşınabilir olduğunu göstermiştir. netice itibarı ile yuke karşı en duyarlı olma sırası Ti, Mo, V ve Nb içeren numuneler şeklinde olmuştur.



Şekil 5.37. % 1' lik alaşım elementi içeren işlem görmemiş numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişime.



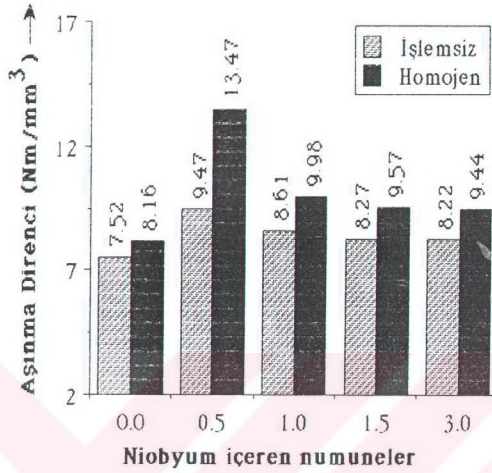
Şekil 5.38. % 1' lik alaşım elementi içeren homojenleştirilmiş numunelerde yuke bağlı olarak kütle kaybındaki değişime.

Şekil 5.39' da işlemsiz ve homojenleştirilmiş niobyumlu numunelerin niobyum oranının artmasına bağlı olarak aşınma direncindeki değişme görülmektedir.

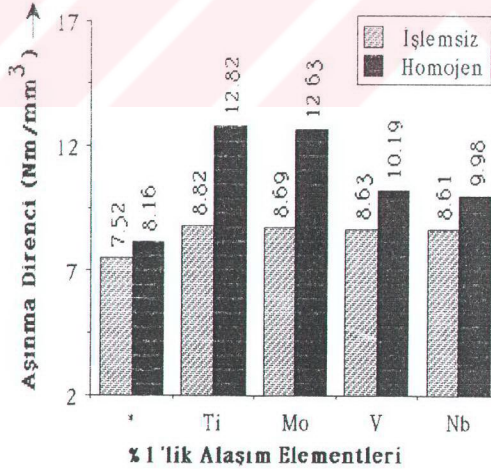
Niobyum içermeyen ferritik paslanmaz çelik numune ile karşılaştırıldığı zaman niobyum miktarının artmasına bağlı olarak aşınma direncinde artış meydana gelmiştir. Niobyum elementinin ilave edilmesi mikroyapı fotoğraflarından da hatırlanacağı gibi, bir miktar $M_{23}C_6$ karbürünün oluşumunu engellemiş ve yerine NbC karbürler oluşmuştur. Diğer numunelere göre daha az niobyum içeren % 0.5 Nb' li numunenin aşınma direnci oldukça fazla yükselmiştir. Fakat niobyum miktarının fazla yükselmesiyle oluşan NbC karbürlerinin boyutları artmış, miktarı azalmış ve matris karbür bağı zayıflamıştır. Bununda aşınma direncini olumsuz etkilediğini söylemek mümkündür. Oysa % 0.5 Nb içeren numunede NbC karbürlerinin mikroyapıda küçük partiküller şeklinde dağılmış olması ve matris karbür bağının güçlenmesi aşınma direncinin olumlu yönde gelişmesine sebep olmuştur. Homojenleştirme işleminden sonra da aşınma direncindeki yükselme belirgin olarak ortaya çıkmıştır.

Şekil 5.40' da % 1 oranında Ti, Mo, V ve Nb elementleri içeren işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerin aşınma direnci görülmektedir.

İşlemsiz durumda tüm numunelerin aşınma direnci birbirine yakın değerlerdedir. Homojenleştirme işleminden sonra aşınma dirençleri birden yükselmeye başlamıştır. Ferritik paslanmaz çelik numunenin aşınma direncindeki yükselme, gevrek ve kırılğan bir faz olan sigmanın homojenleştirme ile tamamen çözülmesinden ileri gelmiştir. Ti, Mo ve Nb içeren numunelerin aşınma direncindeki yükselmenin sebebi ise, sigma fazının tamamen çözülmesinin yanında Ti, Mo ve Nb elementlerinin homojenleştirme sıcaklığında yaşlanması ve yeni MC karbürlerin oluşmasıdır. Vanadyumlu numunenin aşınma direncinin yükselmesi ise çok küçük partiküller şeklinde mikroyapıda oluşan VC karbürlerden dolayıdır.



Şekil 5.39. Değişik oranlarda niobyum elementi içeren işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerin aşınma dirençleri.



Şekil 5.40. % 1'lik alaşım elementi içeren işlemsiz ve homojenleştirilmiş numunelerin aşınma dirençleri. (* % 17 Cr'lu ferritik paslanmaz çeliği temsil eder).

6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

% 17-18 Cr içeren işlemsiz ferritik paslanmaz çelik numunelerin mikroyapısı α -ferrit, sigma fazı ve $M_{23}C_6$ karbüründen oluşmuştur. Nb, Ti, Mo ve V gibi güçlü karbür yapıcı elementlerin katkısıyla diğer fazlara ve karbürlere ilaveten MC karbürleri teşekkül etmiştir. MC karbürleri etrafında yer yer alaşım segragasyonu meydana gelmiştir. Ayrıca % 3.0 Nb ihtiva eden numunede Nb_2C karburu de oluşmuştur. Karbür yapıcı elementlerin ilavesi tane sınırlarındaki $M_{23}C_6$ karbürlerinin ve sigma fazının miktarını oldukça azaltmasına rağmen kendileri tarafından oluşturulan MC karbürleri etrafında çökelen $M_{23}C_6$ karbürlerini daha kararlı hale getirmiştir. Ayrıca, $M_{23}C_6$ karburunun ve sigma fazının çözülme sıcaklıklarını ve ferritin tane büyüme sıcaklığını düşürmüştür. 1100°C' ta homojenleştirme işleminden sonra bütün numunelerde sigma fazı tamamen çözülmüştür. $M_{23}C_6$ karbürleri ise ferritik paslanmaz çelik numunede hemen hemen hiç çözülmemiştir. Alaşım elementi içeren numunelerde $M_{23}C_6$ karbürleri oldukça fazla çözülmüştür. MC karbürleri de genelde çözülmeden kalmıştır. Fakat V ihtiva eden numunede bir kısım VC karbürlerinin eridiği görülmüştür. NbC, TiC ve MoC karbürleri homojenleştirme sıcaklığında yaşlanmıştır. VC karbür ise daha düşük sıcaklıkta yaşlanma göstermiştir. Homojenleştirme işleminden sonra alaşım segragasyonu büyük oranda giderilmiştir. Güçlü karbür oluşturucu element ihtiva etmeyen ferritik paslanmaz çelikte dağlamanın sebep olduğu tane sınırı korozyonunu Nb, Ti, Mo ve V gibi matrisi kararlı yapan elementlerin ilavesi oldukça azaltmıştır.

Alaşım elementlerinin ilavesi ve niobium oranının artması ile % 3.0 Nb içeren numune hariç işlemsiz tüm numunelerde yüzey sertliği

azalmıştır. % 3.0 Nb'lu numunede ise Nb₂C karbüründen dolayı yüzey sertliğinde artış meydana gelmiştir. NbC karbürlerinin boyutlarının artması sertliğin azalmasına sebep olmuştur. Homojenleştirme işleminden sonra ferritik paslanmaz çelik ve % 3.0 Nb içeren numunelerin yüzey sertliği azalırken, diğer numunelerin yüzey sertliği yükselmiştir. En yüksek sertlik % 0.5 Nb ve % 1 Ti içeren numunelerde görülmüştür.

Numunelere alaşım elementlerinin ilave edilmesiyle oluşan MC karbürler matrisin mikrosertliğini yükseltmiştir. Homojenleştirme ısı işleminden sonra sigma fazının tamamen çözülmesi ve bir kısım M₂₃C₆ karbürlerinin çözülüp yerine MC karbürlerinin oluşması mikrosertliği oldukça artırmıştır.

Alaşım elementlerinin ilavesi % 0.5 Nb' lu ve % 1.0 Ti' lu numunelerde tokluğu bir miktar düşürüp, %1.5 Nb ve % 3.0 Nb içeren numunelerde bir miktar yükseltirken diğer bütün numuneleri fazla etkilememiştir. Homojenleştirme işlemiyle sigma fazının tamamen ve M₂₃C₆ karbürlerinin bir kısmının çözülmesinden dolayı bütün numunelerde tokluk çok az oranda yükselirken, % 1.5 Nb ve % 3.0 Nb içeren numunelerde tokluk oldukça fazla yükselmiştir. Bunun; Nb oranının artmasına bağlı olarak karbür boyutlarının artması, karbürlerin birbirinden bağımsız ve ayrı ayrı dizilmelerinden ileri geldiği tahmin edilmektedir. Çünkü bu durumda darbe sırasında verilen enerji, karbürler arasında süreklilik olmadığından, birinden diğerine aktarılamayıp, sunek matris fazı tarafından absorbe edilmekte ve buna bağlı olarak tokluk yükselmektedir.

İlave edilen alaşım elementleri aşınma direncini artırmaktadır. Butun numuneler arasında aşınma direnci en yüksek olan % 0.5 Nb içeren numunedir. Karbürlerin mikroyapıda çok küçük ve peşpeşe dizilmiş boncuklar şeklinde olması abrasiv partiküllerin matris fazına geçmesini

engellediğinden, % 0.5 Nb' lu numunenin aşınma direncinin çok yüksek çıkmasını sağlamıştır. Yine aşınma direnci yüksek olan, diğer % 1 Ti içerikli numunede ise, küçük partiküllü TiC ile birlikte bir miktar $M_{23}C_6$ karbürlerinin varlığı aşınma direncinin artmasında olumlu sonuç vermiştir. Homojenleştirme işlemi sonrasında bütün numunelerin aşınma direnci artarken, yine en yüksek aşınma direnci % 0.5 Nb' lu numunede görülmüştür.

Sertlik, mukavemet ve aşınma direncinin gerekli olduğu ortamlarda düşük oranlardaki % 0.5 -1.0 Nb içeriği etkili olmaktadır. Ancak yüksek tokluğun arzulandığı yerlerde % 1.0' den daha fazla Nb elementi kullanılması faydalı olacaktır.

Korozyonun söz konusu olmadığı, sadece aşınma şartlarının geçerli olduğu durumlarda MC karbürler ile birlikte bir miktar $M_{23}C_6$ karbürlerinin de olması aşınma direnci açısından yararlı olacaktır.

Sonuç olarak; bu çeliklerde Nb ihtiva eden numunelerden % 0.5 Nb' lu numune, % 1 alaşım elementi içeren numunelerden ise % 1 Ti ve % 1 Mo içeren numunelerin en yüksek aşınma direncine sahip oldukları tespit edilmiştir. Ferritik paslanmaz çeliklerin aşınma direnci v.b. arzulanan özelliklerinin maksimum derecede geliştirilmesinde Ti, Mo, V ve Nb gibi alaşım elementleri oldukça etkili olup, hem maliyet ve hem de teknolojik açıdan bu alaşım elemanlarının kullanıma uygun oldukları söylenebilir.

7. KAYNAKLAR

- ADLER, T. A., (1992). Corrosion and Wear of 304 Stainless Steel Using a Scratch Test. **Corrosion Science**. 33, 1855-1876.
- AKSOY, M., KARAMIS, M. B., EVİN, E., (1996). An Evaluation of the Wear Behaviour of A Dual-Phase Low Carbon Steel. **Wear**. 193, 248-252.
- ALTAN, T., SOO, I.O., (1992). **Metal Forming**. Fourth Printing. ASM International, U.S.A.
- ANIK, S., (1993). **Kaynak Teknolojisi El Kitabı**. Cilt 2. İ.T.U. Makina Fakültesi Basımevi, İstanbul.
- ANIK, S., TÜLBENTÇİ, K., (1991). **Örtülü Elektrod İle Elektrik Ark Kaynağı**. Cilt 1. Gedik Holding Yayını, İstanbul.
- ANIK, S.,(1981) **Kaynak Tekniği**. 2. Baskı. İ.T.U. Makina Fakültesi Basımevi. İstanbul.
- ASHOK, K., (1983). **Ferritic Steels For High-Temperature Applications**. American Society For Metals. Metals Park Ohio, U.S.A.
- ATAMERT, S., (1989). **Ph.D. Thesis**. Universty Of Cambridge, England.
- AVNER, H., (1986), **Introduction to Physical Metallurgy**. Second Edition. Ankara Üniversitesi Basımevi. Ankara.

BARGEL, H.J., SCHULZE, G., (1980). **Werkstoffkunde**. 2. Auflage, VDI-Verlag GmbH, Dusseldorf.

BARRET, C., MASSALSKI, T., (1980). **Structure of Metals**. Third edition. Pergamon Press. New York, U.S.A.

BEHAL, V., MELILI, A., (1982). **Stainless Steel Castings**. Printed in Baltimore. Philadelphia, U.S.A.

BELL, T. A.,(1987). **Surface Treatment of Tool Steel in Tool Materials For Mold and Dies**. Press Golden. Colarado.

BERAHA, E., (1977). **Color Metallography**. A Bell and Howell Company. American Society for Metals. Metals Park Ohio, U.S.A.

BERNS, H., (1986). Abrasive Wear Resistance and Microstructure of Fe-Cr-C-B Hard Surfacing Weld Deposits. **Wear**. 112, 163-180.

BHAT, M. S., (1981). Abrasive Wear of Ultra High Strength Steels. **Wear and Fracture Prevention**. 68, 47-67.

BUCKLEY, D.H., (1968). Adhesion Reibung und Verschleiß von Cobalt und Cobaltlegierungen. **Wear**. 94, 20-38.

COLUMBIER, L., (1968). **Molybdenum in Stainless Steels and Alloys**. Climax Molybdenum Co. Ltd, England.

COLLINS, J. A., MONACK, M. L., (1973). **Materials Performance**. Mc Graw Hill Book Co. 12, New York, USA.

CORTIE, M.B., (1982). Microstructural Development and Abrasion -Resistance of an Experimental Ferrite-Sigma Alloy. **Scripta Metallurgica et Materialia**. 17, 1847-1852.

DESAI, V.M., (1984). Effect of Carbide Size on The Abrasion of Cobalt Base Powder Metallurgy Alloys. **Wear**. 94, 347-376.

DILLAMORE, I., (1968). **Stainless Steels**. American Iron and Steel Inst. (A.I.S.I), U.S.A.

DIN 50320., (1983). Verschleiß, System, Analyse von Verschleißvorgängen Gliederung des Verschleißgebietes, Materialprüfnormen für Metallische Werkstoffe, 2. **DIN Taschenbuch**. 56, Beuth Verlag GmbH, 38-51, Berlin.

DOMKE, W., (1987). **Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung**. Verlag W. Girardet. Essen, Germany.

DOROKHOV, V., (1993). Abrasive Wear-Resistance of High Carbon-Chrome Nickel Steels. **Metal Science and Heat Treatment**. 35, 106-110.

FISHER, A., (1989). Construction a New Wear Tester for Elevated Temperatures and First Results of Sliding Abrasion Tests, **Wear of Materials**. 112, 729-734.

FRICKE, R, W., (1993). Repetitive Impact-Wear of Steels. **Wear**. 162, 837-847.

GEORGE, F., (1984). **Vonder Voort Metallography Principles and Practice**. Mc Graw-Hill Book Company. Series in Materials Science and Engineering, New York.

GEORGE, F., (1982). **Practical Applications of Quantitative Metallography**. International Metallographic Society, Orlando.

GREENE, N.D., FONTANA, M.G., (1967). **Corrosion Engineering**. Mc Graw Hill Book Co. New York, U.S.A.

GUNTER, P., (1978). **Metallographic Etching**. A Bell and Howell Company. American Society for Metals. Metals Park Ohio, U.S.A.

HANEN, M., (1974). **Constitution of Binary Alloys**. Mc Gray-Hill Book Company, England.

HANSON, A., (1986). **Metals Handbook**. Eighth Edition. A Bell and Howell Company. U.S.A.

HUGH, B., HIROAKI, O., (1992). **Alloy Phase Diagrams**. Mc Graw-Hill Company. ASM Handbook. 3, U.S.A.

HYATT, B. Z., (1993). Microstructural Investigation of $M_{23}C_6$ Precipitation in Alloy 690. **Microstructural Science**. 17, 492-502.

KARAMIŞ, M.B., (1985). **Toprak İşleme Aletlerinde İş Organının Aşınmasının Etüdü**. E.Ü.M.F. Doktora Tezi, Kayseri.

KATHLEEN, M., JOSEPH, R., (1992). **Metallography and Microstructure**.
Data Publishers. ASM Handbook. 9, U.S.A.

KENNY, P.J., (1989). **Image Analysis and Metallography**. Data Publishers.
ASM International. 17. Metals Park Ohio, U.S.A.

KEYSER, C, A., (1986). **Materials Science in Engineering**, fourth edition.
Charles E. Merrill Publishing Co. Ohio, U.S.A.

KOSEL, T.H., FIORE, N.F., COYLE, J.P., (1978). **Corrosion-Erosion Behavior of
Materials**. Metalurgical Society of ASME 190, Missouri, U.S.A.

KRAGELSKY, I.V., (1960). Contact Area of Rough Surfaces. **Wear**. 3, 170-187.

KRAUSS, G., (1993). **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**
Data Publishers. ASM International Materials Park Ohio. 44073,
U.S.A.

LAYIKTEZ, C., (1988). **Çeşitli Sanayi Kollarında Aşınma Türlerinin
İncelenmesi**. Oerlikon Yayını, İstanbul.

LINK, T., (1991). Rontgen Microanalysis in Electronmicroscop. **Pract
Metal**. 28, 101-114.

LIU, Y., (1993). Study on the Dynamic Characteristics of Abrasion for High
Chromium Alloys. **Wear**. 169, 1-7.

- LULA, R.A., (1993). **Stainless Steel**. Fifth Printing. Carnes Publication Services. American Society For Metals. Metals Park Ohio, U.S.A.
- MEHROTRA, G, M., (1992). Effects of Ion-Implantation of Friction and Wear Behavior of Steels. **Wear**. 159, 47-55.
- MIYOSHI, K., (1979). Friction And Wear Behavior Of Single-Crystal Silicon Carbide in Sliding Contact With Various Metals. **Wear**. 22, 245-256.
- MITCHELL, D, R, G., (1992). The Friction and Wear of Thin Titanium Nitride and Silicon-Nitride Coatings on Stainless Steel at Temperature to 500-Degrees. **Surface and Coatings Tecnology**. 50, 151-160.
- MOORE, M.A., (1983). The Effect of Particle Shape on Abrasive Wear. **Wear of Metarials**. 11, 1-17.
- MOORE, M.A., (1974). **A Revievw of Two-Body Abrasive Wear**. **Wear**.27,1-7
- MURRAY, M.J., MUTTON, P.J., WATSON, T.D., (1982). Abrasive Wear Mechanisms in Steels. **Journal of Lubrication**. Technology. 104, 9-16.
- MUTAF, E., (1977). **Toprak İşleme Aletlerinin İş Organlarında Kullanılan Bazı Çeliklerin Farklı Isıl İşlemleri Göre Laboratuvar ve Tarla Şartlarında Aşınma Dirençleri**. Tubitak Yayını, 61, 52-70.

NOBLE, D.N., (1986). The Effect of Flux-Coart Arc Welding Conditions on Microstructure and Abrasive Wear Resistance of two Iron-Based Hardfacing Alloys. **Welding Institute**. Report, 7856.02/86/4793.

ODABAŞ, D., KARAMIŞ, M.B., KAHRAMAN, N., (1995). Pim Disk Surtunme Sisteminde Temas Yüzeyinin Sıcaklığının ve Surtunme Isısının Teorik ve Deneysel Araştırılması. **6. Denizli Malzeme Sempozyumu** 406-415.

OĞUZ, B., (1987). **Karbonlu ve Alaşımli Çeliklerin Kaynağı**. Oerlikon Yayını. 2. Baskı. İstanbul.

PAUL, M., (1993). **Heat Treaters Guide Standard Practices and Procedures for Steel**. Data Publishers. American Society for Metals. Metals Park Ohio, 44073, USA.

PECKNER, D., (1977). **Handbook of Stainless Steels**. Mc Graw-Hill Book Co. New York, U.S.A.

PETER, J., SCOOT, D., (1992). **Friction, Lubrication and Wear Technology**. ASM Handbook.18, U.S.A.

PEREPEZKO,H.,(1987). **Kinetics of Resolidification in Surface Alloying**. ASM International. Metals Park Ohio, U.S.A.

PENG, Q.F., (1989). Improving Abrasion Wear by Surfaces. **Wear**. 129, 195-203.

PIFFE, Z.A., (1990). **Stainless Steel**. A.S.M International. Canada.

RAGHAVAN, V., (1988). **Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys**. The Indian Institute of Metals 2, 3. Calcutta Co, India.

RAKAYBY, A.M., MILLS, B., (1986). The Role of Primary Carbides in the Wear of High Speed Steels. **Wear**. 112, 327-340.

RAYNOR, G.V., RIVLIN, V.G., (1988). **Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys**. The Institute of Metals. British Library. England.

SCHMIDT, W., ve JARLEBORG, O., (1974). **Ferritic Stainless Steels with 17 % Cr**. Climax Molybdenum Co. London, England.

SEVİM, İ., ERYÜREK, B., (1995). Abrasiv Aşınma Mekanizmasının Çeliklere Uygulanması. **6. Denizli Malzeme Sempozyumu**. 468-477.

SINHA, A. K., (1989). **Ferrous Physical Metallurgy**. Butterworth Publishers. Boston, U.S.A.

SKOLIANOS, S., (1994). Cast Microstructure and Tribological. **Materials Science and Engineering A**. 183, 195-204.

SLIFKA, A. J., (1993). Wear Mechanism Maps of 440 C Martensitic Stainless Steel. **Wear**, 162, 614-618.

SHETTY, H. R., (1982). A Study of Abrasive Wear Mechanisms Diamond and Alumina Scratch Tests. **Wear**. 80, 347-376.

SOARES, G. D. A., (1992). Niobium Additions in Hp Heat -Resistant. **Materials Characterization**. 29, 387-396.

SODERBERG, S., (1986). Wear Mechanisms and Tool Life Of High Speed Related to Microstructure. **Wear**. 110, 313-329.

SOEMANTRI, S., (1985). Some Aspects of Abrasive Wear at Elevated Temperatures. **Wear**. 104, 77-91.

TEKİN, A., (1981). **Çeliklerin Metalurjik Dizaynı**. Dizgi-Baskı. Doyuran Matbaası. İstanbul.

VISWANATHAN, R., (1993). **Damage Mechanisms and Life Assesment of High-Temperature Components**. Carnes Publication Services. A.S.M International. Metals Park Ohio, U.S.A.

VOORT, G. F. V., (1992). **Metallography and Microstructures**, A.S.M. Handbook. A.S.M. International. 9, U.S.A.

WOODHEAD, J. H., (1964). **The Role Of Carbides In Low-Alloy**. Department of Metallurgy. Universty of Sheffield, England.

YILDIRIM, M. M., (1987). **Malzeme Bilgisi**. Cilt 1, 2, 3 . F.Ü Matbaası, Elazığ.

YILDIRIM, M.M., (1996). **Paslanmaz Çelik Tozlarının Toz Metalurjisi Üretim Teknikleriyle Değerlendirilmesi**, I.Ulusal Toz Metalurjisi Koferansı. Bildiri Kitabı, 631-640. G.Ü., Ankara.