

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİNİN YÜKSEK SICAKLIK AŞINMA
DAYANIMINA NİTRASYON İŞLEMİNİN ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Burcu BOSTAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

OCAK 2015

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİNİN YÜKSEK SICAKLIK AŞINMA
DAYANIMINA NİTRASYON İŞLEMİNİN ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Burcu BOSTAN
(506121206)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

**Tez Danışmanı: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU
Eş Danışman: Doç. Dr. Erdem ATAR**

OCAK 2015

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506121206 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Burcu BOSTAN**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “**YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİNİN YÜKSEK SICAKLIK AŞINMA DAYANIMINA NİTRASYON İŞLEMİNİN ETKİSİ**” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU**

İstanbul Teknik Üniversitesi

Eş Danışman : **Doc. Dr. Erdem ATAR**

Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Mustafa Lütü ÖVEÇOĞLU**

İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Sakin ZEYTİN

Sakarya Üniversitesi

Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN

İstanbul Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : **15 Aralık 2014**

Savunma Tarihi : **22 Ocak 2015**

Aileme,

ÖNSÖZ

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmam süresince, bana her konuda destek olan, bilgi ve tecrübelerini benimle paylaşan değerli danışman hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU'na ve eş danışmanım Doç. Dr. Erdem ATAR'a teşekkürlerimi sunarım.

Deneyisel çalışmalarım boyunca bana yol gösteren ve yardımcı olan, Araş. Gör. Faiz MUHAFFEL'e, Araş. Gör. Yakup YÜREKTÜRK'e, Malzeme Yük. Müh. Amir MOTALLEBZADEH'e ve mekanik laboratuvarlarında çalışan meslektaşlarıma çok teşekkür ederim. Ayrıca tüm çalışmalarım boyunca her zaman yanımda olan ve destek veren Metalurji ve Malzeme Müh. Semih ÇULHAOĞLU'na teşekkür ederim.

Tez süresince manevi olarak desteğini esirgemeyen tüm dostlarıma teşekkür ederim.

Tez çalışmamda bana teknik destek sağlayan MAKİNA TAKİM ENDÜSTRİSİ A.Ş.'ne ve çalışanlarına; TAM ÇELİK ISIL İŞLEM SANAYİ VE TİCARET A.Ş.'ye ve Utku İNAN'a teşekkürü borç bilirim.

Bugüne kadar maddi ve manevi hiçbir fedakârlıktan kaçınmayarak bana destek olan ve beni bugünlere getiren sevgili annem Şengül ve babam Hamza BOSTAN'a sonsuz teşekkür ederim.

Aralık 2014

Burcu BOSTAN
Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ	1
2. TEORİK BİLGİLER.....	3
2.1 Takım Çelikleri	3
2.1.1 Takım çeliklerinin sınıflandırılması.....	3
2.1.1.1 Soğuk iş takım çelikleri.....	4
2.1.1.2 Sıcak iş takım çelikleri	5
2.1.1.3 Yüksek hız çelikleri.....	7
2.1.2 Takım çeliklerinde alaşım elementleri, etkileri ve karbür yapıları	11
2.1.2.1 Alaşım elementleri ve etkileri	11
2.1.2.2 Karbür yapıları	18
2.1.3 Takım çeliklerinden beklenen özellikler	19
2.1.3.1 Sertlik	19
2.1.3.2 Süneklik	19
2.1.3.3 Tokluk	20
2.1.3.4 Sıcak yorulma dayanımı.....	20
2.2 Sertleştirme Isıl İşlemleri	21
2.2.1 Normalizasyon	22
2.2.2 Gerilim giderme tavlama.....	23
2.2.3 Tavlama.....	23
2.2.4 Sertleştirme	24
2.2.4.1 Ostenitleme	24
2.2.4.2 Su verme	24
2.2.4.3 Temperleme.....	24
2.2.5 Sıfır altı (kriyojenik) işlem.....	25
2.3 Nitrürleme	26
2.3.1 Gaz nitrürleme.....	29
2.3.2 Nitrür tabakası morfolojisi ve yapısı.....	33
2.4 Nitrasyon İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi.....	35
2.4.1 Aşınma dayanımı	35
2.4.2 Sertlik	36
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	39
3.1 Giriş.....	39
3.2 Deneylerde Kullanılan Malzemeler ve Standartları	39

3.3 Numunelere Uygulanan İşlemler	39
3.4 Deneysel İncelemeler	42
3.4.1 Optik mikroskop incelemeleri	42
3.4.2 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları ve EDX Analizleri.....	42
3.4.3 Faz karakterizasyonu.....	43
3.4.4 Sertlik analizi.....	43
3.4.5 Aşınma deneyleri.....	44
4. DENEYSEL SONUÇLAR.....	47
4.1 Optik Mikroskop Sonuçları	47
4.2 Taramalı Elektron Mikroskobu Çalışmaları ve EDX Analizleri.....	49
4.3 Faz Analizi Sonuçları	55
4.4 Mikro Sertlik Analizi Sonuçları	57
4.4.1 Yüzeyden mikro sertlik analizi sonuçları.....	58
4.4.2 Kesitten mikro sertlik analizi sonuçları.....	60
4.5 Aşınma Deneyleri Sonuçları	63
5. GENEL SONUÇLAR	79
KAYNAKLAR.....	83
ÖZGEÇMİŞ.....	87

KISALTMALAR

PVD	: Fiziksel Buhar Biriktirme
K_n	: Nitrlleme Potansiyeli
DIN	: Deutsches Institut für Normung
AISI	: American Iron and Steel Institute
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
HRC	: Hardness of Rockwell C
ASTM	: American Society for Testing and Materials
YMK	: Yüzey Merkez Kübik
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
HV	: Vickers Hardness
EDX	: Enerji Dispersif X-Işınları Spektrometresi
XRD	: X-Işınları Difraksiyonu

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : AISI'a göre yapılan gruplandırma ve bu grupları temsil eden harfler ...	4
Çizelge 2.2 : Dört farklı çeşit takım çeliğinin yüz saat aralıkla artan sıcaklıklardaki sertlik değişimi.....	6
Çizelge 2.3 : Yüksek hız çeliklerinin özellikleri	7
Çizelge 2.4 : Yüksek hız çeliklerinin gelişiminin tarihçesi	8
Çizelge 2.5 : AISI standartlarına göre yüksek hız çeliklerinin kimyasal yapısı.....	10
Çizelge 2.6 : Aşınım elementlerinin çeşitli özelliklere etkisi	12
Çizelge 3.1 : DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3347 yüksek hız çeliklerinin kimyasal kompozisyonları.....	39
Çizelge 3.2 : Numunelere uygulanan sertleştirme ve temperleme koşulları.	40
Çizelge 3.3 : Numunelere uygulanan gaz nitrasyon parametreleri.....	40
Çizelge 3.4 : Kullanılan DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 yüksek hız çeliklerinin boyutları.	42
Çizelge 4.1 : N1 numunesi için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.	49
Çizelge 4.2 : N2 için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.....	50
Çizelge 4.3 : N3 numunesi için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.	51
Çizelge 4.4 : N1 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.	52
Çizelge 4.5 : N2 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.	53
Çizelge 4.6 : N3 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.	54
Çizelge 4.7 : Aynı test yükünde kesitten yapılan mikro sertlik karşılaştırması.....	57
Çizelge 4.8 : NSZ1 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	72
Çizelge 4.9 : NSZ2 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	72
Çizelge 4.10 : NSZ3 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	72
Çizelge 4.11 : N1 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	72
Çizelge 4.12 : N2 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	73
Çizelge 4.13 : N3 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.	73

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Demir-karbon denge diyagramı.....	13
Şekil 2.2 : Takım çeliklerinin şekillendirilme prosesi ve nihai sertleştirme işlemi öncesi ısıl işlemleri: A ostenit, C karbürler, F ferrit, M martenzit.....	21
Şekil 2.3 : Takım çeliklerinde nihai sertleştirme ısıl işleminin basamakları.....	21
Şekil 2.4 : Karbon ve takım çelikleri ısıl işlem sıcaklık aralıkları.....	22
Şekil 2.5 : Fe-N ikili faz diyagramı	27
Şekil 2.6 : (a) γ -Fe ₄ N ve (b) ϵ -Fe ₃ N fazlarının Kristal yapısı. Koyu renkteki küreler demir atomlarını, açık renkteki küreler azot atomlarını temsil etmektedir. Fe-Fe bağları kesikli, Fe-N bağları sürekli çizgilerle gösterilmiştir	28
Şekil 2.7 : Nitrür tabakası şematik görünümü	29
Şekil 2.8 : Gaz nitrürleme difüzyonu şematik görünümü.....	30
Şekil 2.9 : Gaz nitrürleme uygulanmış ve nital ile dağlanmış malzemede difüzyon tabakasının optik mikroskop görünümü.....	31
Şekil 2.10 : Nitrürleme işleminin aşamaları.	31
Şekil 2.11 : Lehrer diyagramı.	33
Şekil 2.12 : Saf α -Fe matriksinin nitrürleme bölgesindeki azot konsantrasyonunun derinliğe bağlı grafiği	34
Şekil 2.13 : Nitrasyonsuz, sertleştirilmiş ve nitrasyonlu çeliklere püskürtülen çelik bilya ile zamana bağlı ağırlık kaybı grafiği.....	36
Şekil 2.14 : Sırasıyla nitrürlenmiş ve sertleştirilmiş çelikler için temperleme diyagramı.....	36
Şekil 2.15 : Nitrürlenmiş ve sertleştirilip temperlenmiş sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklardaki sertlik karşılaştırması.....	37
Şekil 3.1 : Nitrasyon grafiği.	41
Şekil 3.2 : Sertlik cihazı.....	43
Şekil 3.3 : Mikro sertlik cihazı.	44
Şekil 3.4 : Ball-on disk tipi yüksek sıcaklık aşınma cihazı.	45
Şekil 3.5 : Aşınma izinin genişliğinin ve derinliğinin şematik olarak gösterimi.....	45
Şekil 4.1 : (a) NSZ1, (b) NSZ2 ve (c) NSZ3 kodlu numunelerin mikroyapıları	47
Şekil 4.2 : N1 numunesinin mikroyapısı.	48
Şekil 4.3 : N2 numunesinin mikroyapısı.	48
Şekil 4.4 : N3 numunesinin mikroyapısı.	48
Şekil 4.5 : N1 numunesinde EDX için seçilen noktalar.	49
Şekil 4.6 : N2 numunesinde EDX için seçilen noktalar.	50
Şekil 4.7 : N3 numunesinde EDX için seçilen noktalar.	50
Şekil 4.8 : Nitrürlü numunelerin elemental profil grafiği.....	51
Şekil 4.9 : N1 numunesinin noktasal EDX'i için seçilen alanlar.	52
Şekil 4.10 : N2 numunesinin noktasal EDX'i için seçilen alanlar.....	53
Şekil 4.11 : N3 numunesinin noktasal EDX'i için seçilen alanlar.	53

Şekil 4.12 : Nitrürlenmiş numunelerin azot ve demir elemental haritalanması(turuncu noktalar azotu, mavi noktalar demiri simgelemektedir.).(a) Fe ve N, (b) N, (c) Fe).	55
Şekil 4.13 : NSZ1 ve N1 kodlu numunelerin XRD paterni	56
Şekil 4.14 : NSZ2 ve N2 kodlu numunelerin XRD paterni	56
Şekil 4.15 : NSZ3 ve N3 kodlu numunelerin XRD paterni	57
Şekil 4.16 : NSZ1 ve N1 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.	58
Şekil 4.17 : NSZ2 ve N2 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.	59
Şekil 4.18 : NSZ3 ve N3 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.	59
Şekil 4.19 : N1 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.	60
Şekil 4.20 : N1 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.	61
Şekil 4.21 : N2 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.	61
Şekil 4.22 : N2 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.	62
Şekil 4.23 : N3 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.	62
Şekil 4.24 : N3 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.	63
Şekil 4.25 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.	64
Şekil 4.26 : NSZ2-N2 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.	65
Şekil 4.27 : NSZ3-N3 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.	66
Şekil 4.28 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 250X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri....	67
Şekil 4.29 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 400X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri....	68
Şekil 4.30 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 800X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri....	69
Şekil 4.31 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 1500X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri..	70
Şekil 4.32 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 300X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.	71
Şekil 4.33 : Numunelerin relatif aşınma dirençlerinin karşılaştırılması.	74
Şekil 4.34 : NSZ1 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.	75
Şekil 4.35 : NSZ2 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.	75
Şekil 4.36 : NSZ3 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.	76
Şekil 4.37 : N1 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.....	76
Şekil 4.38 : N2 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.....	77
Şekil 4.39 : N3 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.....	77

YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİNİN YÜKSEK SICAKLIK AŞINMA DAYANIMINA NİTRASYON İŞLEMİNİN ETKİSİ

ÖZET

Yüksek hız çelikleri(HSS), içerdikleri yüksek alaşım elementi miktarları sayesinde oda ve yüksek sıcaklıklarda yüksek sertliğe, tokluğa, şok direncine ve aşınma dayanımına sahiptir. Yüksek hız çelikleri, kesici takım endüstrisinde diğer takımlarla kıyaslandığında daha düşük maliyetli olmasının yanı sıra, yüksek tokluk gerektiren darbeli kesme, delme işlemlerinde kullanılır. Aşınma dayanımlarının sement karbürlerle göre düşük olması en büyük dezavantajı olsa da; son yıllarda gelişen yüzey teknolojileri ile yüzey sertlikleri ve aşınma dayanımları artırılabilir.

Bu tez çalışmasında, DIN 1.3343, DIN 1.3243 ve DIN 1.3247 standartlarındaki kesici takım ucu yapımında kullanılan yüksek hız çeliklerinin ısıtma işlemi ile sertleştirilip temperlendikten sonra nitratasyon işlemine tabi tutulan malzemelerin, oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımları incelenmiştir.

Hazırlanan malzemelerin ön ısıtma ile beraber sırasıyla 850-1050-1180/1200-580°C'deki tuz banyosu fırınlarında 210'ar saniye sertleştirme işlemine tabi tutulmuş ve havada soğutulmuştur. Sertleştirilmiş yüksek hız çeliklerine kalıntı ostenit giderimi için 550-550-570-550°C'lerde 90'ar saniye 4 kademeli temperleme işlemi uygulanmış ve ardından havada soğutulmuştur. Sertleştirilen ve temperlenen malzemelerin bir kısmına nitratasyon işlemi uygulanmıştır. Kontrollü gaz nitratasyon tekniği ile nitrürlen malzemelere fırın içinde amonyak gazı verilir. Fırındaki gaz miktarı sistem tarafından toplam fırın hacmi ve verilen gaz miktarına göre hesaplanır. Yaklaşık 3 saat ön ısıtmanın ardından fırın 500°C'ye getirilir. Nitratasyon işleminin bütün aşamalarında, nitrüleme potansiyeli olarak bilinen ve amonyak ayrışma miktarına bağlı olan K_n değerine ulaşmak için sistemin gaz akışı ve sıcaklığı kontrol edilir. Sıcaklığın 400°C üzerine çıkışıyla K_n , amonyakın ayrışmaya başlamasıyla azalır. İki aşamadan oluşan nitratasyonda sıcaklık 500°C'ye geldiğinde birinci aşama başlar. Bu işlem sırasında K_n düşmeye devam eder ve istenilen düzeye geldiğinde ikinci aşamaya geçilir. Uygulanılan nitratasyon işleminde birinci aşamada $K_n=14(\text{atm})^{-1/2}$ ve ikinci aşamada $0,8(\text{atm})^{-1/2}$ 'dir. Birinci aşamada K_n büyük seçilerek azotun yapıya hızlı difüze olması sağlanmış, sonrasında ise demir nitrürlü($\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ ve $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$) fazlardan oluşan, sert ve kırılgan beyaz tabakanın oluşumuna engellemek için K_n değeri düşürülerek sabitlenmiştir. Sistemin ön ısıtması sağlandıktan sonra soğutma aşamasına kadar sıcaklık sabittir. İkinci aşama bittiğinde soğutma aşaması otomatik olarak başlar ve sistem yaklaşık 2,5 saatte 100°C'ye kadar soğutulur. Birinci aşama yaklaşık olarak 1 saat, ikinci aşama yaklaşık olarak 8 saat sürer. Tüm nitratasyon işlemi yaklaşık 14,5 saat sürer; ancak asıl nitratasyon süresi sistemin birinci aşamanın başlaması ve ikinci aşamanın bitmesi arasında geçen süre olan 9 saattir.

Hazırlanan nitrürlü ve nitrürsüz numuneler öncelikle 600-2500 meş arası zımparalama işlemine tabi tutulup elmas parlatıcı ile parlatılmıştır. Metalografik işlemleri biten numuneler optik mikroskopta 5-50X arası büyütmelemlerde incelenmiştir.

Bu incelemeler sonucunda temperlenmiş martenzit matriksi içinde karbürlerin olduğu görülmüş, nitrürlü numunelerin yüzeye yakın bölgelerinde kontrast farkı ile difüzyon tabakası gözlemlenmiştir. Optik mikroskop ile gözlemlenen difüzyon tabakasının azot profilinin oluşturulması için Enerji Dispersif X-Işınları Spektrometresi(EDX) ile analiz yapılmıştır. Çizilen azot profili ile DIN 1.3343 çeliğinin yaklaşık 40, DIN 1.3243 çeliğinin 37 ve DIN 1.3247 çeliğinin 25 μm difüzyon kalınlığına sahip olduğu görülmüştür. Nitrülenmiş farklı kompozisyonlu numunelerde alaşım miktarına bağlı olarak difüzyon kalınlığı değişmiştir. Alaşım oranı arttıkça difüzyon kalınlığının, azotun yapıya girişinin zorlaşması sebebiyle, azaldığı görülmüştür. Noktasal olarak yapılan EDX analizi sonucunda ise optik mikroskopta açık renkli kontrast ile görülen karbürlerin MC ve M_6C tipi karbürler olduğu belirlenmiştir. Yapının demir ve azot dağılımını görmek için EDAX dedektörü ile demir ve azot elementleri seçilerek elemental haritalama yapılmıştır. Elemental haritalama ile azotun yüzeye yakın bölgede daha yoğun olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Nitrüleme sonrası oluşan fazların belirlenmesi için numuneler X-ışını difraktometresi(XRD) ile incelenmiştir. Bu inceleme sırasında X-ışını paternlerinin eldesi için 35 kV/28,5 mA akım değerinde (voltaj/akım) Cu-K α ışınması kullanılmıştır. Numunelere X-ışını difraktometre analizinde 2θ 10-90° açıları arasında 1°/dk hız ile ölçüm yapılmıştır. Yapılan incelemeler sonucunda oluşan fazlar arasında beyaz tabaka olarak bilinen, sert ve kırılğan olan γ -Fe $_4\text{N}$ ve/veya ϵ -Fe $_3\text{N}$ fazlarının bulunmadığı; α -Fe, MC ve M_6C fazlarının bulunduğu belirlenmiştir. Uygulanan nitrasyon işleminin, optik incelemeler ve X-ışını difraktometre analizi sonuçları ile beyaz tabakasız olduğu kanıtlanmıştır. Nitrüleme işleminin başarılı olduğunun kanıtlanmasının ardından nitrasyonun malzeme üzerine etkisi incelenmiştir. Malzemelere 0,3-2 kg arasında değişen yüklerde yüzeyden sertlik incelemeleri yapılmış ve bu incelemeler sonucunda nitrasyon işleminin yüzey sertliğini arttırdığı görülmüştür. Seçilen numunelerin sahip oldukları farklı kompozisyonlar da ise; artan alaşım miktarına bağlı olarak sertliğin de arttığı belirlenmiştir. Yüksek hız çeliklerinde sertlik oluşturan mekanizma olarak birincil karbür yapan alaşım elementlerinin yüksek miktarda kullanılmasından dolayı numunelerde alaşım oranı arttıkça sertlik de artmaktadır. Ancak DIN 1.3343 ve DIN 1.3243 numunelerinin nitrülsüz halleri arasında sertlik değerleri farklı olmasına rağmen, nitrülenmiş hallerinin sertlik farkının nitrülsüz hallerindeki kadar belirgin olmadığı sonucuna varılmıştır. Nitrülenmiş malzemelere kesitten sertlik incelemesi, maksimum 25 g(250 mN) yük altında Vickers uç 2 saniye batırılarak gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin yüzeyinden merkezine gidildikçe sertliğin azaldığı, sertlik düşüşünün belirgin olduğu noktalarda ise difüzyon bölgesinden çıkıldığı sonucuna varılmıştır.

Bütün bu incelemelerin ardından yapılan işlemin yüksek hız çeliklerinin aşınma dayanımına etkisinin incelenmesi için oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda aşınma analizi yapılmıştır. Aşınma deneyleri alümina bilya kullanılan ball-on disk tipi aşınma cihazında 3 N yük altında, 300 m mesafede, 16 cm/sn hızla gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyi oda sıcaklığı, 400°C ve 600°C ile üç farklı sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyi ile çizilen sürtünme katsayısı grafiklerinde numunelerin aynı sıcaklıktaki katsayıları arasında belirgin bir değişimin olmadığı ancak sıcaklığın artması ile katsayının düştüğü görülmüştür. Numunelerin aşınma alanları karşılaştırıldığında ise bütün sıcaklıklarda nitrürlü numunelerin nitrülsüz numunelere göre daha az aşındığı belirlenmiştir. Bütün numunelerin en fazla 400°C’de, en az ise oda sıcaklığında aşındığı görülmüştür. 400°C’de oluşan oksit tabakasının kırılğan ve miktarının yetersiz olması sebebiyle aşınma alanı diğer

sıcaklıklara göre daha fazladır. 600°C’ de oluşan oksit tabakası 400°C’dekinden daha fazladır. Bu sayede 600°C’ de oluşan oksit tabakası aşınma yüzeyinde koruyucu etki sağlayarak aşınma dayanımını artırmıştır. Malzemelerin sertliğindeki artış aşınma dayanımını da etkileyerek yüksek sertliğe sahip olan numunelerde daha yüksek aşınma dayanımı görülmüştür.

NITRATION EFFECT ON HIGH TEMPERATURE WEAR RESISTANCE OF HIGH SPEED TOOL STEELS

SUMMARY

High speed steels (HSS) is a specialized group of highly alloyed tool steels and they used for applications requiring long life at relatively high operating temperatures such as for heavy cuts or high-speed machining. The characteristic properties of high speed steel are high working hardness, high wear resistance, excellent toughness and shock endurance at room temperature and elevated temperature due to their high alloy content. They have ability to retain their high hardness at elevated temperature, which allows to reach high cutting speeds. In cutting tool industry, in comparison with other cutting tools, high speed steels are more economical. Besides, they used for hammer drilling and cutting processes that require high toughness. Although wear resistance of high speed steels are lower than cement carbides, their surface hardness and wear resistance can be improved by developing surface treatment technology.

In this dissertation work, DIN 1.3343, DIN 1.3243 and DIN 1.3247 quality high speed steels which are used for cutting tool, are hardened and tempered before nitriding. After nitriding process their wear resistance at room temperature and high temperature were investigated.

Prepared specimens were hardened in salt bath furnace for 210 seconds at 850-1050-1180/1200-580°C respectively. Then they were cooled in air. 4 stages tempering process at 550-550-570-550°C for 90 seconds is performed for preventing retained austenite in hardened high speed steels and then cooled in air again. Part of hardened and tempered steels is nitrided via controlled gas nitriding process. In this process ammonia flowed into furnace and total gas amount in the furnace is calculated by control system, based on the furnace volume and incoming gas flow. The furnace was preheated for 3 hours and equalized to the pre-set temperature (500°C). During each process stage of nitriding, the temperature and gas flow were controlled to achieve the set-point K_n values, which depends upon ammonia dissociation percentage. When the system temperature rises above 400°C, K_n value decreases with dissociation of ammonia. Nitriding consists of two stages, stage 1 begins when the temperature reaches 500°C. During stage 1, K_n value continues to decrease when desired K_n value achieved, stage 2 begins. Operating parameters were as follows: stage 1, set-point $K_n=14 \text{ (atm)}^{-1/2}$; stage 2 set-point $K_n=0,8 \text{ (atm)}^{-1/2}$. K_n value was high selected during first stage to ensure fast diffusion of nitrogen into surface, after that it was reduced and fixed for second stage not to reach oversaturation (causes brittleness) of system. After preheating of system, the temperature is constant until cooling stage. When the second stage is finished, cooling stage was automatically activated until the pre-set cooled temperature (100°C) level is achieved, which takes about 2,5 hours. The heat and process time for stage 1 is about 1 hour and second stage is about 8 hours. However, the whole process takes about 14,5 hours, which includes actual nitriding time (9 hours) of two stages.

Prepared hardened and nitrided or only hardened specimens were grinded step by step using SiC abrasive papers starting from 600 grit to 2500 grit followed by fine polishing with diamond paste. After metallographic preparation of specimens, microstructure examination was carried out by using optical microscopy between 5 and 50X magnifications. As a result of this examination, matrix consists tempered martensite along with carbides; also diffusion layer near surface of nitrided steels was observed visually. To create nitrogen profile of diffusion layer observed with optical microscopy, Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) analysis was conducted. The measured thickness of the diffusion layers of steels as follows: DIN 1.3343 40 μ m, DIN 1.3243 37 μ m and DIN 1.3247 25 μ m that was observed by drawn nitrogen profile. Nitrided specimens which have different composition also have different thickness of the diffusion layers depending on the alloy amount they have. By the increasing alloy ratio of specimens, the thickness of the diffusion layer is decreased, due to the difficulty of the diffusion of nitrogen to the structure. According to results of EDX analysis from spots, MC and M₆C type carbides were determined which had seen brightly coloured in the results of optical microscopy examination. To see the distribution of nitrogen and iron in the structure, elemental mapping is performed by using EDAX detector by selecting iron and nitrogen elements. Nitrogen was found in the region close to the surface more intense by elemental mapping. X-ray diffraction (XRD) analysis of the nitrided steels was carried out to detect which phases composed after nitriding. During this investigation, Cu-K α radiation was used to obtain diffraction patterns of the specimens. The measured 2 θ range between 10 and 90° was scanned with the velocity of 1°/min. Based on the study results, hard and brittle phases; γ' -Fe₄N and ϵ -Fe₃N between the formed phases are absent which also known white layer. Instead of γ' -Fe₄N and ϵ -Fe₃N phases, α -Fe, MC and M₆C phases were found. The applied nitriding process has proven not to have white layer by the optical examination and X-ray diffraction analysis. After having demonstrated the success of nitriding process, effect of nitriding on the material was examined. Surface hardness studies of material were conducted by applying load ranging from 0,3 to 2 kg to the material surface, and these studies indicated that nitriding process increases the surface hardness of the materials. The different compositions owned by the selected samples; the hardness was determined to be dependent on the amount of alloy that increases with increased amount of alloy. Hardness increases with increasing alloy ratio, due to the use of high amount of elements, which form primary carbide that is underlying mechanism of hardness. However, DIN 1.3343 and DIN 1.3243 nitrided steels have not a significant difference between their hardness, while their non-nitrided samples have different hardness. The hardness of nitrided steels from their cross section was examined that applying the maximum load of 25 g(250 mN) with Vickers indenter for 2 second. There is a decrease in hardness from the surface to the centre of material, and the points, which have significantly decreased hardness, were concluded that they were out of the diffusion zone.

After all of these investigations, ball on wear tests were performed to examine the effect of nitriding to the wear resistance at room and elevated temperature of high speed steel. Ball on wear tests parameters were as follows: applied load 3 N, distance 300 meters, velocity 16 cm/sec and alumina ball used. Wear tests were carried out at three different temperatures including room temperature, 400°C and 600°C. Charts of friction coefficient which were drawn from wear analysis specify that there is no significant change on friction coefficient of specimens in the same temperature, but it was observed that the friction coefficient reduces with increasing temperature. When

the wear areas of specimens compared, nitrided specimens have less wear area than non-nitrided ones for all temperatures. While minimum wear area was observed at room temperature, maximum wear was observed at 400°C. Wear areas of specimens are maximum at 400°C compared with other temperatures, due to the brittle and vulnerable formed oxides on specimens' surface. The formed oxide layer at 600°C is more than at 400°C. Thus, the formed oxide layer at 600°C provides protecting layer on the wear surface of specimen which also known glazing effect. Specimens increasing hardness affects the wear resistance that was observed on specimens, which have high hardness also have higher wear resistance.

1. GİRİŞ

Kesici takım endüstrisi, sert metaller ve yüksek hız çelikleri olarak iki gruba ayrılır ve toplamda dünya genelinde 10 milyar Amerikan doları ekonomik değere sahiptir[1]. Kesici takım endüstrisinin %35'lik pazar payını yüksek hız çelikleri oluşturur. Son 20 yılda yüzey işlemleri mühendisliğindeki gelişim sayesinde pazar payındaki yerini halen korumaktadır[2]. 20. yüzyılın başından beri bilinen ve sürekli geliştirilen yüksek hız çelikleri, yüksek sıcaklığa karşı dayanımlarının yüksek olmasının yanı sıra, oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta; sertlik, aşınma, şok ve darbe direnci gibi mekanik özellikleri de oldukça yüksektir. Bu yüzden genellikle 400-600°C'lere kadar diğer takımların işlenmesinde ve talaşlı imalatında kullanılır.

Yüksek hız çelikleri içeriğinde bulunan tungsten, molibden, kobalt gibi elementlerin ostenit fazında karbon ile katı eriyik oluşturması sayesinde yüksek sıcaklıklardaki çalışma ortamlarında sertliğini kaybetmez[3]. Yüksek hız çeliklerinin kullanım ömürleri kimyasal kompozisyonlarına ve yapılarına bağlı olarak değişir. Sahip oldukları karmaşık kimyasal kompozisyonları, özellikle yüksek karbon ve alaşım elementleri, yapılarının çok değişken olmasına sebep olur; bu yüzden metalurjik işlem, plastik işlem ve ısıtım işlem parametrelerinin çok dikkatli seçilmesi gerekir.

Günümüzde yapılan çalışmalar gösteriyor ki, yüksek hız çeliklerine uygulanan ısıtım işlemler istenen özelliklerin sağlanmasında avantajlıdır. Bunun yanında termo kimyasal işlemler ve PVD kaplama işlemleri yüksek hız çeliklerinin kullanım ömürlerinin arttırılmasında önemli rol oynamaktadır. Yüksek hız çeliklerinde, yapının temperlenmiş martenzite dönüşmesi ve metal karbürlerin çökerek ikincil sertleştirmeyi sağlaması için ısıtım işlem yapılmaktadır. Yüksek hız çeliklerinin ısıtım işlemi genellikle tuz banyosu fırınlarında yapılır. Isıtım işlemler ile karşılaştırıldığında termo kimyasal işlemler; genellikle çözünmüş ya da pasivize edilmiş amonyakta yapılan nitrasyon, takım ömrünün geliştirilmesine belirgin bir şekilde katkıda bulunur[4].

Nitrasyon, malzemelerin yüzey mikroyapılarının modifikasyonu ile tribo-mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde kullanılan termo kimyasal yüzey işlemdir[5,6]. Azot

difüzyonu yüzeyde, yüzeye yakın bölgede mikroyapının modifikasyonu ile sert tabakalar oluşturarak malzemenin mekanik özelliklerini değiştirir[7-8]. Çeliklerin ve demir dışı alaşımların aşınma ve sürtünme katsayılarındaki gelişim yüksek yüzey sertliğine sahip nitrür tabakaları ile sağlanır[9,10]. Nitrürleme, düşük uygulama sıcaklığı sayesinde distorsiyonu ve deformasyonu minimize eden; bu sebeple ferritik çelikler için oldukça önemli olan bir yüzey işlemidir[11].

Nitrasyon teknikleri içerisinde gaz nitrürleme, karmaşık şekilli parçaların nitrülenmesinde etkili bir yöntemdir. Gaz nitrürleme, azotun sıcaklık ile azot içeren gaz atmosferinden çelik yüzeyine transfer edildiği nitrürleme tekniğidir. Nitrürleme sonrası çeliğin yüzeye yakın bölgesinde alaşımlama tabakası ve hemen altında difüzyon tabakası oluşur. Alaşımlama tabakası ϵ -Fe₂₋₃(C/N) ve/veya γ' -Fe₄N fazlarını içerir. Beyaz tabaka olarak da bilinen bu tabaka aşınma ve korozyon dayanımını gelişimini sağlar[12]. Ferrit kafesi içinde katı eriyik çözeltisi olarak çözünen azot ve nitrür yapıcı elementler içeren alaşımlı çeliklerde nitrür ve/veya karbonitrür çöktirilerinden oluşan, sertleştirilmiş difüzyon tabakası yorulma dayanımının artırılmasını sağlar.

Gaz nitrürleme prosesinde istenen özellikleri sağlamak için proses parametreleri olan sıcaklık, zaman ve nitrasyon atmosferi kontrol edilmelidir. Gaz nitrürlemede istenilen özelliklerin sağlanması için 1990'lardan sonra nitrasyon potansiyeli(K_n) tanımlanmıştır. Teknoloji ile gelişen ölçüm ve kontrol sistemleri yardımıyla gaz nitrasyon işlemi kontrollü bir şekilde gerçekleştirilebilir[13].

Yüksek hız çeliklerinde alaşım elementi miktarının artması sertliği ve aşınma dayanımını artırır[14]. Yüksek hız çeliklerinde alaşımlandırma elementlerinin oluşturduğu karbürlerin pek çoğu oda sıcaklığında aşınma dayanımını yükseltir. Ancak bu çeliklerin yüksek sıcaklık gerektiren alanlardaki kullanımı sebebiyle yüksek sıcaklıklarda da aşınma dayanımının iyi olması istenir. Yüzey sertliğini artırmak için yapılan nitrasyon, aşınma dayanımını da arttırmaktadır[14].

Bu çalışmanın amacı ısıtma işlemi ile sertleştirilen ve kontrollü gaz nitrasyon tekniği ile nitrülen DIN 1.3343, 1.3243, 1.3247 standartlarındaki kesici takım ucu yapımında kullanılan yüksek hız çeliklerinin yüzeyinden iç bölgelere doğru gidildikçe sertliklerindeki değişimin indentasyon yöntemi ile belirlenerek, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta aşınma dayanımlarının artırılması amaçlanmıştır.

2. TEORİK BİLGİLER

2.1 Takım Çelikleri

Takım çelikleri, plastik, demir dışı, çeliklerin işlenmesi ve şekillendirilmesinde kullanılan araçlar olmasının yanı sıra döküm, dövme ve ekstrüzyon kalıbı malzemesi olarak da kullanılan çelikler olarak tanımlanmaktadır. Takım çelikleri, sertleşme ve temperlenme özelliklerine sahiptir. Takım çelikleri olarak tabir edilen çeliklerin ilk üretimi 1868 yılında havada sertleşen tungsten alaşımlı takım çeliklerinin üretimi ile başladı. Ardından 1898’de yüksek hız çelikleri, 1904 yılında vanadyum ile alaşımlama, 1939’da yüksek karbon ve yüksek vanadyum ilaveleri ile M4-M15 olarak adlandırılan süper yüksek hız çelikleri üretimi, 1970’de takım çeliklerinin toz metalurjisi uygulamaları ve 1980’de ince film kaplama teknikleri ile takım çelikleri üretimi çeşitlenerek devam etmiştir[15].

2.1.1 Takım çeliklerinin sınıflandırılması

Takım çelikleri çok çeşitli alanlarda kullanıldığından farklı şekillerde sınıflandırılabilir. AISI(American Iron and Steel Institute)’un yaptığı sınıflandırmada takım çeliklerini alaşımlarına göre(molibden ve tungsten çelikleri), uygulama alanına göre(sıcak ve soğuk iş takım çelikleri) ya da ısıtıl işlem çeşidine göre(suda sertleştirilen ve yağda sertleştirilen takım çelikleri) gruplandırılmıştır. Aşağıda verilen Çizelge 2.1’de takım çeliklerinin AISI sistemine göre yapılan ana grupları ve bu grupları temsil eden harfler belirtilmiştir[15].

Çizelge 2.1 : AISI’a göre yapılan gruplandırma ve bu grupları temsil eden harfler[15].

Grup	Sembol
Yüksek hız çelikleri, tungsten	T
Yüksek hız çelikleri, molibden	M
Sıcak iş takım çelikleri, krom, tungsten ve molibden	H
Yüksek karbon, yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri	D
Kalıp çelikleri	P
Suda sertleştirilen takım çelikleri	W
Şok dayanımlı takım çelikleri	S
Yağda sertleştirilen soğuk iş takım çelikleri	O
Havada sertleştirilen orta alaşımlı soğuk iş takım çelikleri	A

Başka bir deyişle bu sınıflandırma sıcak iş takım çelikleri, soğuk iş takım çelikleri ve yüksek hız takım çelikleri şeklinde yazılabilir.

2.1.1.1 Soğuk iş takım çelikleri

Soğuk iş takım çelikleri ağırlıkla kesme, bükme, eğme, form verme, bükme kalıplarında soğuk ekstrüzyon, haddeleme ve toz metalurjisi alanlarında 200°C’nin altında kullanılırlar. Bu işlemler sırasında takım yüzeyi ile parça arasında yüksek mekanik kuvvetler ve temas olduğundan takımın aşınma direnci ve plastik deformasyona karşı dayanımının yeterli olması için sertliğinin de yüksek olması gerekir. Dolayısıyla soğuk iş takım çelikleri, karbürler içeren matris yapısına ve yüksek alaşım oranına sahiptir. Ancak yapılarında yüksek sıcaklıkta sertliğini korumasını sağlayacak alaşım elementleri bulunmamasından dolayı uzun süreli

yüksek sıcaklıkta ve tekrarlayan ısınma ve soğuma işlemlerinde kullanımları sınırlandırılmıştır[16].

Soğuk iş takım çeliklerine uygulanan işlemler ile takım ömrünü uzatmak, dayanımını arttırmak ve mekanik özelliklerini iyileştirmek amaçlanmaktadır[16].

Soğuk iş takım çeliklerinin sahip olduğu özelliklerden bazıları aşağıda sıralanmıştır:

- Yüksek gerilimler altında çalışırken kalıcı şekil değiştirmeye karşı yüksek dayanım özelliği,
- Abrasif ve adhesif aşınmayla yüzey yorulmasına karşı direnç,
- Tokluk(yorulma ve kırılma direnci),
- Kullanım esnasında boyutsal kararlılık,
- Homojen mikroyapısına sahip olması,
- Ön tavllanmış yapısında kolay işlenebilirlik,
- Sertleştirilmiş hali özellikle kaynak işlemlerinin ısı tesiri altında kalan bölgelerinde(ITAB) çatlak oluşturma direnci[17].

En çok kullanılan soğuk iş takım çeliklerine örnek olarak DIN(Deutsches Institut für Normung) 1.2379, 1.2363, 1.2767, 1.2842, 1.2436 kaliteleri verilebilir.

2.1.1.2 Sıcak iş takım çelikleri

Sıcak iş takım çelikleri 200°C'nin üzerindeki uygulamalarda kullanılan çelikler olup; sıcak aşınma direnci, ısı iletkenliği, yüksek sıcaklıklarda darbe direnci, meneviş direnci ve tokluğu yüksek malzemelerdir. Kullanım alanından da anlaşılacağı üzere, kimyasal kompozisyonu sayesinde, tekrarlanan sıcak şekillendirme işlemlerinde yumuşamaya karşı dayanım göstermesi en önemli özelliğidir[15,18].

Sıcak iş takım çelikleri ısı, basınç ve abrasif özelliklerinin birlikte olduğu bir çeliktir. Örnek bir sıcak iş takım çeliğinin, 100 saatte bir artan sıcaklıklar ile sertlik değişimini Çizelge 2.2 ile verilmiştir.

Çizelge 2.2 : Dört farklı çeşit takım çeliğinin yüz saat aralıkla artan sıcaklıklardaki sertlik değişimi[16].

ASISI No.	Orijinal Sertlik Değeri (HRC:Hardness of Rockwell C)	100 Saat Sonunda Sertlik Değeri (HRC)					
		480°C	540°C	595°C	650°C	705°C	760°C
H13	50,2	48,7	45,3	29	22,7	20,1	13,9
	41,7	38,6	39,3	27,7	23,7	20,2	13,2
H21	49,2	48,7	47,6	37,2	27,4	19,8	15,2
	36,7	34,8	34,9	32,6	27,1	19,8	14,9
H23	40,8	40	40,6	40,8	38,6	33,2	25,8
	38,9	38,9	38	38	37,1	32,5	25,6
H26	51	50,6	50,3	47,1	38,4	26,9	21,3
	42,9	42,4	42,3	41,3	34,9	26,4	21,1

H harfi ile kısaltılan sıcak iş takım çelikleri orta karbonlu çelikler sınıfındadır. Karbonun yanı sıra %6-25 arasında krom, tungsten, molibden ve vanadyum içermektedir.

Sıcak iş takım çelikleri sahip olduğu özellikler dolayısıyla endüstriyel alanda oldukça tercih edilen bir çelik grubudur. Metal enjeksiyon kalıpları, dövme kalıpları, ekstrüzyon profil kalıpları, sıcak dövme yoluyla şekillendirilen pres takımları sıcak iş takım çeliklerinden üretilmektedir. Sıcak iş takım çelikleri demir ve demir dışı metallerin sıcak şekillendirilmesinde delme zımbaları, sert maden gömlekleri, matris, zımba, yolluk olarak kullanıldıkları gibi; aşınmanın yüksek olduğu plastik kalıpların yapımında yer almaktadırlar[19].

Sıcak iş takım çelikleri; kromlu sıcak iş takım çelikleri, tungsten sıcak iş takım çelikleri ve molibden sıcak iş takım çelikleri olarak üç gruba ayrılır[15]. Sıcak iş takım çeliğine uygulanan dövme ve ısıt işlemler ile kimyasal yapısı çeliğin mekanik özelliklerini ve tokluğunu etkiler.

En çok kullanılan sıcak iş takım çeliklerine örnek olarak DIN 1.2344, 1.2343, 1.2365, 1.2367, 1.2714, 1.2581, 1.2606, 1.2713, 1.2885 kaliteleri verilebilir.

2.1.1.3 Yüksek hız çelikleri

Yüksek hız takım çelikleri genellikle diğer takımların işleme ve talaşlı imalatında; yaklaşık 400-600°C sıcaklıklara kadar kullanılırlar. Bu çeliklerin yüksek sıcaklıklara karşı dayanımının iyi olmasının yanında sertlik, aşınma ve darbe direnci gibi mekanik özellikleri de oldukça gelişmiştir.

Yüksek hız çelikleri yüksek sıcaklıklarda dahi iyi mekanik özelliklere sahip olmaları içerdikleri tungsten, krom, molibden, vanadyum elementlerinin oluşturdukları karbürler sayesinde. Yüksek hız çelikleri en az %0.65 oranında karbon içermektedir[19]. Bu çeliklerin içerdikleri alaşım elementleri diğer takım çeliklerine göre oldukça fazladır.

ASTM(American Society for Testing and Materials) A 600 standardına göre yüksek hız takım çeliklerinin özellikleri Çizelge 2.3'te verilmiştir.

Çizelge 2.3 : Yüksek hız çeliklerinin özellikleri[20].

	Standart	Orta Alaşımlar
Kimyasal Analiz Değerleri		
Minumum Karbon İçeriği	%0,65	%0,7
Minumum Krom İçeriği	%3,5	%3,25
Minumum Vanadyum İçeriği	%0,8	%0,8
Minumum Tungsten İçeriği + %1,8 Mo	%11,75	%6,5
Minumum Alaşım Oranı(Co < %5)	%22,5	%13
Minumum Alaşım Oranı(Co > %5)	%21	%12
Sertlik Sonuç Değerleri		
Ostenitleme Sonrası Minumum Sertlik	63 HRC	62 HRC

Yüksek hız çeliklerinin takım çelikleri sınıfında yer almaya başlaması bugünün klasik yüksek hız çeliklerinden olan T1(18W-4Cr-1V) malzemesinin 1910'da kullanılmaya başlanmasıyla olmuştur. İlk üretilen hız çeliğinden bu yana oldukça

gelişme kaydedilmiştir. Bu takım çeliğinde zaman içerisinde farklı alaşımlandırma elementleri ile çeşitlilik elde edilmiştir. Eklenen her bir alaşımın etkisi daha iyi anlaşılabilir olarak oluşturulan kombinasyonların sonuçları irdelenmiştir.

Çizelge 2.4'te yüksek hız çeliklerinin gelişimi kronolojik olarak verilmiştir.

Çizelge 2.4 : Yüksek hız çeliklerinin gelişiminin tarihçesi[20].

Tarih	Gelişme
1903	%0,7 C, %14 W, %4 Cr içeren ilk prototip
1904	%0,3 Vanadyum ilavesi
1906	Elektrikli ocaklarla ergitme
1910	İlk 18-4-1 üretimi(<i>AISI T1</i>)
1912	%3 ile 5 arasında Co ilavesi ile sıcak sertlikte gelişme
1923	%12 Co ile kesim hızı artımı
1939	Yüksek C ve V ile süper yüksek hız takım çeliği(<i>AISI M4 ve T15</i>)
1940-1952	Tungsten yerine Molibden ilavesi başladı
1953	Sülfürlü işlenebilir yüksek hız takım çeliği üretimi
1961	Yüksek C ve Co içeren ultra sert hız çeliği(<i>M40</i>)
1970	Toz metalürjik hız çeliği üretimi
1973	Yüksek Si/N içeren sertliği arttırılmış hız çeliği üretimi(<i>M7</i>)
1980	Co içermeyen süper hız çelikleri üretimi
1982	Al modifiyeli hız çeliği üretimi

Yüksek hız takım çeliklerinin alaşım elementlerine ve uygulanan ısı işlemin özelliklerine göre sahip olduğu mikroyapı ve mekanik özellikler kontrol edilebilmektedir. Bu sayede sertlik ve tokluk istenen alanlarda kullanımı genişler.

Yüksek hız çelikleri kaba ve hassas işlemlerde, her türlü freze, profil kesme bıçaklarında, broşlarda, ovalama-tarak makaralarında ve her türlü kesici takımlarda kullanılır. Bunların yanı sıra ince uçlu bıçaklarla kağıt, ağaç ve yiyecek kesme işlemlerinde de bu çelik türü tercih edilmektedir[21].

En çok kullanılan yüksek hız çeliklerine örnek olarak DIN 1.3343, 1.3243, 1.3247 ve 1.3207 kaliteleri verilebilir[19].

AISI standartlarına göre yüksek hız çelikleri kırktan fazla çeşitte sınıflandırılabilir. AISI'ye göre en genel sınıflandırma ise tungsten ve molibden içeriğine göre iki çeşide ayrılmaktadır.

Tungstenli yüksek hız çelikleri

AISI standartlarına göre T harfi ile gösterilen tungstenli yüksek hız çelikleri, yapısında tungsten, krom, vanadyum, kobalt ve karbon içermektedir. İlk üretilen yüksek hız çeliği olan T1 günümüz alaşım miktarına oldukça yakın olmakla beraber tek fark otuz yıllık zaman içerisinde vanadyum ve karbon miktarındaki artıştır.

İçerdiği minimum %1,5 vanadyum ve %1 karbon sayesinde yüksek alaşımlı yapıya sahiptir ve mikroyapısında sert karbürler bulundurmaktadır. Aynı zamanda bu çeliklerin yüksek sıcaklıklarda da sertliklerini korumaları çok çeşitli takımlarda kullanımına olanak sağlamıştır. Bu nedenle kesme kalıpları, punçlar, broşlar ve havacılık sektöründe burc yatağı olarak kullanılmaktadır.

Tungstenli yüksek hız çelikleri havada sertleşebilen çelikler sınıfındadır[20].

Molibdenli yüksek hız çelikleri

AISI standartlarına göre M ile gösterilen molibdenli yüksek hız çelikleri genel olarak yapısında molibden, tungsten, krom, vanadyum, kobalt ve karbon içermektedir. Molibdenli yüksek hız çeliğinin genel olarak tungstenli yüksek hız çeliklerinden tek farkı, daha yüksek tokluk değerlerine sahip olmasıdır. Bu iki tür çelik mekanik özellikler olarak oldukça benzerlik göstermektedir.

Yüksek alaşımlı yapısı ile molibdenli yüksek hız çelikleri de yüksek sıcaklıkta sertliğini kaybetmeye karşı oldukça dirençlidir. Ancak bu sınıftaki yüksek hız çelikleri çok hassas ostenitleme koşullarına sahiptir.

Genel olarak 62-65 HRC(Hardness of Rockwell C) sertliğe sahip olmakla beraber M40 yüksek hız çeliği 66-68 HRC sertlik değerlerine sahiptir. AISI standartlarına göre yüksek hız çeliklerinin kimyasal analizi Çizelge 2.5'te verilmiştir.

Çizelge 2.5 : AISI standartlarına göre yüksek hız çeliklerinin kimyasal yapısı[20].

AISI Standartlarına göre							
Molibdenli Yüksek Hız Takım Çelikleri	C	Si	Cr	V	W	Mo	Co
M1	%0,83	%0,35	%3,75	%1,18	%1,75	%8,70	-
M2	%0,83	%0,33	%4,13	%1,98	%6,13	%5	-
M3	%1,05	%0,33	%4,13	%2,50	%5,88	%5,63	-
M4	%1,33	%0,33	%4,25	%4,13	%5,88	%4,88	-
M6	%0,80	%0,33	%4,13	%1,50	%4,25	%5	%12
M7	%1,01	%0,38	%3,75	%2	%1,75	%8,70	-
M10	%0,89	%0,33	%4,13	%2	-	%8,13	-
M15	%1,50	%0,33	%4	%5	%6,50	%3,50	%5
M30	%0,80	%0,33	%4	%1,25	%2	%8	%5
M33	%0,89	%0,33	%3,75	%1,18	%1,70	%9,50	%8,25
M34	%0,89	%0,33	%3,75	%2,10	%1,75	%8,48	%8,25
M35	%0,80	%0,33	%4	%2	%6	%5	%5
M36	%0,85	%0,33	%4,13	%2	%6	%5	%8,25
M41	%1,10	%0,33	%4,13	%2	%6,63	%3,75	%8,25
M42	%1,10	%0,40	%3,88	%1,15	%1,50	%9,50	%8,30
M46	%1,26	%0,53	%3,95	%3,15	%2,05	%8,25	%9
M48	%1,50	%0,33	%3,88	%3	%10	%5,13	-
M50	%0,80	%0,40	%4,13	%1	-	%4,25	-
M52	%0,90	%0,40	%4	%1,93	%1,25	%4,45	-
M62	%1,30	%0,28	%3,88	%2	%6,25	%10,50	-
Tungstenli Yüksek Hız Çelikleri	C	Si	Cr	V	W	Mo	Co
T1	%0,73	%0,30	%4,13	%1,10	%18	-	-
T4	%0,75	%0,30	%4,13	%1	%18,25	%0,70	%5
T5	%0,80	%0,30	%4,38	%2,10	%18,25	%0,88	%8,25
T6	%0,80	%0,30	%4,38	%1,80	%19,25	%0,70	%12

2.1.2 Takım eliklerinde alaşım elementleri, etkileri ve karbőr yapıları

Demir diğerk elementler ile alaşımlandırılarak elik elde edilir. Bu nedenle demirin yapısına katılan her elementin ayrı bir etkisi olmaktadır(izelge 2.6). Demirin başlıca alaşımlandırma elementi karbondur. Az karbonlu çelikler teknolojisinde olduğu gibi takım çeliği teknolojisinde de işlemler karbonun mikro yapı ve özelliklerine bağlı olarak yapılır. Takım elikleri birçok yapı çeliğine göre daha yüksek oranda karbon içermekle beraber genellikle sade ve az karbonlu çeliklerden daha yüksek alaşım oranı içerir.

2.1.2.1 Alaşım elementleri ve etkileri

Takım çeliklerinden daha yüksek sertlik ve mukavemet elde etmek için yapılan alaşımlandırma bu elementlerin yapıda martenzit veya karbürler oluşturması gibi kristalin fazların oluşumu ile sağlanır. Elde edilen bu fazlar ısııl işlem, sıcak şekillendirme, katılaşma ya da toz metalurjisi ile istenilen halde değiştirilmektedir. Isıl işlem uygulanmış takım çeliklerinde genel mikroyapı martenzit içerisinde dağılmış sert karbürler şeklindedir[15].

Alaşım elementleri matris yapısındaki etkilerine göre iki gruba ayrılır:

- 1- Cu, Ni, C, N, Co ve Mn gibi ostenit oluşumu destekleyen elementler(diğerk ismi ile ostenitik stabilizörler),
- 2- B, Si, Cr, Nb, Mo, W, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, S ve Ce gibi ferrit oluşumunu destekleyen elementler(diğerk ismi ile ferrit stabilizörleri)[22].

Bu alaşım elementleri karbon ile olan etkileşimine göre de iki gruba ayrılmaktadır:

- 1- Mn, Cr, Mo, W, V, Nb ve Ti gibi karbür yapıcı elementler
- 2- Ni, Co, Cu, Si, P ve Al gibi karbür yapmayan elementler[22].

Çizelge 2.6 : Alaşım elementlerinin çeşitli özelliklere etkisi[23].

Alaşım Elementi	Sertlik	Mukavemet	Akma Noktası	Uzama	Kesit Daralması	Darbe Direnci	Elastisite	Yüksek Sıcaklığa Dayanım	Soğuma Hızı	Karbür Oluşumu	Aşınma Direnci	Dövülebilirlik	İşlenebilirlik	Oksitlenme Eğilimi	Korozyon Dayanımı
Si	↑↑	↑↑	↑↑	↓	~	↓	↑↑↑	↑	↓	↓	↓↓↓	↓	↓	↓	-
Mn*	↑↑	↑↑	↑↑	~	~	~	↑	~	↓	~	↓↓↓	↑	↓	~	-
Mn*	↓↓↓	↑	↓	↑↑↑	~	-	-	-	↓↓↓	-	-	↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	-
Cr	↑↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	↓	↓↓↓	↑↑↑	↑	↓	-	↓↓↓	↑↑↑
Ni	↑↑	↑↑	↑↑	~	~	~	-	↑	↓↓↓	-	↓↓↓	↓	↓	↓	-
Al	-	-	-	-	↓	↓	-	-	-	-	-	↓↓↓	-	↓↓↓	-
W	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	~	-	↑↑↑	↓↓↓	↑↑↑	↑↑↑	↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	-
V	↑↑	↑↑	↑↑	~	~	↑	↑	↑↑↑	↓	↑↑↑↑	↑↑↑	↑	-	↓	↑
Co	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	-	↑↑↑	↑↑↑	-	↑↑↑	↓	~	↓	-
Mo	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	-	↑↑↑	↓↓↓	↑↑↑↑	↑↑↑	↓	↓	↑↑↑	-
S				↓	↓	↓	-	-	-	-	-	↓↓↓	↑↑↑	-	↓
P	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓↓↓	-	-	-	-	-	↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	↑↑↑
* perlitik çeliklerde ** östenitik çeliklerde															

Karbon (C)

Çeliğin metalografik bileşenleri Fe-C denge diyagramında Şekil 2.1’de görülmektedir. Ostenitin soğuma bölgesinde %0,8’den az karbon içeren çelikler çökerek ferriti ve geride kalan ostenit ise 723°C altında perlite dönüşür. %0,8 karbon içeriğinde perlit ötektoid karışım olan ferrit ve sementite dönüşür. %0,8’den büyük karbon içeriğine sahip çeliklerde ise perlit ve ikincil sementitler oluşur. İkincil sementitler tane sınırlarındaki baskın ostenitlerin çökmesi ile ortaya çıkar[15].

γ = Östenit
 α = Ferrit
 δ = Delta ferrit
CM = Sementit

Sıcaklık °C

1650
1539
1492
1400
1130
911
721
210

A
H
B
J
N
G
M
P
Q
S
E
C
F
K
L

$\delta + L$
 $\delta + \gamma$
 $\gamma + L$
 γ
 γ demirinde östenit-karbon katı-çözeltisi
 $\alpha + \gamma$
 α
 $\alpha + Fe_3C$
 L
 $L + Fe_3C$
 Fe_3C
 $\gamma + Fe_3C$
 $\alpha + Fe_3C$

Birincil östenit katılaşmaya başlıyor
Östenit ergiyikte
Östenit, ledeburit ve sementit
Östenit perlitte dönüşüyor
Sementit ve ledeburit
Sementit, perlit ve dönüşmüş ledeburit
Sementitin manyetik dönüşümü

Manyetik dönüşüm
767°C A₂
A₂
A₃
A_{CM}
A₁
A₀

0.025
0.008%

Perlit ve Ferrit
Perlit ve Sementit
Östenit üstü

721°C
1130°C
727°C

0.50
0.63%
1%
2%
3%
4%
5%
6%
6.67%
65%

Ötektoit-altı
Ötektoit-üstü
Çelik
Dökme-demir

Karbon % ağırlıkça

Karbon oranının %0,25 ile %0,4 arasında artması ile bu aralıkta yapıdaki perlit oranı da artmaktadır. Bu durum çeliğin işlenebilirliğini de arttırmaktadır. Yapının mukavemetinin artması ile deforme edilebilirliği azalır. Malzemenin mukavemeti artmasıyla nedeniyle takım aşınmasında, takım temas alanındaki sıcaklıkta, abrasif aşınma davranışında, yüzey ve talaş kalitesinde artış görülmektedir[24].

Karbon oranının %0,4-0,8 arasında olduğu bölgede ferrit oranı azalır ve perlit oranı artar. %0,83'te ise yapıda tamamen perlit bulunmaktadır. Mukavemetin artmasıyla düşük kesme hızlarında dahi talaş yüzeyi sıcaklığı artış göstermektedir[24].

Yavaş soğuma sonrasında karbon oranı %0,8'den fazla olan çeliklerin yapısında ikincil sementit ve perlit bulunmaktadır. Serbest sementit, ostenit ve perlit tanelerinin etrafında koruyucu tabaka oluşturur. Oluşan bu tabaka kesme işleminde aşınmaya karşı direnç gösterir. Sert ve kırılgan metalografik bileşenlerin abrasif etkilerine ek olarak, yüksek basınç ve sıcaklıklarda kesme kenarında ekstra stres oluşumu gözlenir[24].

Tüm çeliklerde sertleştirilebilme yeteneği büyük ölçüde karbon elementinin etkisinde gerçekleşmektedir. Çeliklere sertleşme işlemi uygulanabilmesi için demir matriksi içinde en az %0,2 karbon içermelidir[25].

Karbon karbür ve katı çözelti oluşturarak mukavemet arttırıcı etki yapar. Çelikler içerisindeki karbon artışı ile sertlik ve akma dayanımı da artar, kaynak edilebilme, yüzde uzama ve tokluk özellikleri azalır[22].

İşlenebilirliğin yüksek olması istenen durumlarda karbon miktarı düşük olması gerekmektedir[26].

Molibden (Mo)

Sementit yapısının içerisinde çok az görülen molibden, yapıda yeterli olduğu takdirde karbür yapıcı özelliktedir. Su verme işlemi uygulanan çeliklerde molibden temperleme sırasında ikincil sertleşmeye olanak sağlar. Bunun yanı sıra yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımı molibdenli çeliklerde daha yüksektir ancak, molibden çeliğin dövülebilirliğini azaltmaktadır[25].

Molibden çeliklerde tane küçültücü etki oluşturmakta, sertleşebilirlik ve yorulma dayanımını da arttırmaktadır. Eklenen %0,2-0,4 Mo veya V temper gevrekliğinin önlenmesine etki etmektedir[25,26].

Güçlü nitrür yapıcı özellikte olan molibden, kararlı nitrürler oluşturan bir elementtir ve gevrekleşmeyi azaltıcı etki göstermektedir[27].

Kobalt (Co)

Krom ilave edilen kobaltlı molibden çeliklerinde Cr-Mo sertleşebilirliği arttırmaktadır. Kobalt yüksek hız çeliklerinde termal kararlılığı 650°C sıcaklıklara

kadar arttırırken ikincil sertleşmede 67-70 HRC mertebelerinde sertlik görülmektedir[25].

Kobalt ilavesi ile solidüs sıcaklığında azalma görülmektedir. Kobalt içeren çeliklerde ostenitleme sırasında karbür çözünürlüğü artar ve böylece sertleşebilirlik artışı sağlanmaktadır. Yüksek sıcaklık kararlılığı, sertliği, ısı iletim özelliğinde artış kobaltlı alaşımların diğer özellikleridir. Kobalt genellikle yüksek hız çeliklerinde, sıcak iş takım çeliklerinde ve maraging çeliklerinde bulunmaktadır[25].

Tungsten (W)

Molibden ile benzer özellikler gösteren tungsten kuvvetli karbür yapıcı özelliği göstermektedir. Sementit içerisinde çok az çözünmektedir. Yapı içerisinde tungsten artışı ile sertlik, aşınma dayanımı ve su verilmiş çeliklerde temperleme sırasında ikincil sertleşme kabiliyeti artmaktadır. Bu özelliklerin yanı sıra tungsten, yüksek sıcaklık dayanımını ve yüksek sıcaklıkta tane büyümesini engellemektedir[22].

Vanadyum (V)

Kuvvetli karbür yapıcı özelliği ile sementit yapısı içerisinde çok az çözünen vanadyum, ostenit içerisinde çözünerek sertliği arttırır. Ancak, çözünmeyen vanadyum karbürler sertliği düşürmektedir. Kontrollü hadde ve soğuma sonrasında yapıdaki ince vanadyum karbür ve nitrürler dispersiyon sertleşmesine büyük oranda olanak sağlamaktadır. Diğer bir deyişle, vanadyum küçük miktarlarda bile karbür ve karbon nitrür çökelmelerinin dağılımı sayesinde sertliği arttırmaktadır. İnce taneli yapıya neden olan vanadyum, mekanik stres oluşturmaları ve talaş formu dolayısıyla işlenebilirliği olumsuz yönde etkilemektedir[24].

Temperleme sırasında ikincil sertleşmeye olanak sağlayan vanadyum, sıcak dayanımı da arttırarak yüksek hız çeliklerinde kesme özelliklerini geliştirmektedir. Yapıda bulunan vanadyum, yorulma ve çentik dayanımında da artış gözlenmesini sağlamaktadır. Tane küçültücü etkisi ile çeliklerin çekme-akma dayanımlarını arttırır[26].

Vanadyum kararlı ve sert nitrür yapıcı bir elementtir[27].

Yüksek sıcaklık dayanımı, kenar-köşe kalitesi, aşınma dayanımı gibi özellikleri arttırması ile vanadyum, yüksek hız çelikleri, sıcak dövme kalıpları gibi çeliklerinde temel alaşım elementi olarak bulunmaktadır[22].

Krom (Cr)

Yapı içerisinde %12'den fazla bulunması korozyon ve oksidasyon direnci sağladığından paslanmaz çeliklerin temel alaşım elementidir[26]. Yapıdaki oranına bağlı olarak takım çeliklerinde krom, ısıtım işlem sırasında karbür oluşturarak ostenitleme sırasında 900°C üzerinde parçalanmaya başlar, 1100°C civarı sıcaklıklarda yapı içerisinde tamamen çözünmektedir. Karbür oluşumu ile sertleşebilme kabiliyetini artırır ve aşınma dayanımına katkı sağlamaktadır. Kesme performansı ve sıcaklık dayanımına da katkıda bulunmaktadır[25].

Krom güçlü bir nitrit yapıcı olduğundan nitritasyon işlemlerinde sıklıkla kullanılan alaşımlandırma elementidir. Nitritleme işleminde koherent CrN bileşimi çökerek sertliği arttırmaktadır. Şekil değiştirme bölgelerinin ferrit matriksi ile CrN partikülleri arasında uyumsuzluğa neden olan çökeltiler tarafından çevrilmesi sonucu sertlik artmaktadır. Aynı zamanda bu çökeltiler ve uyumsuzluk dislokasyon hareketini de zorlaştırmaktadır[28].

Nitritleme işleminin artması ile koherent yapı kaybolur ve şekil değiştirme enerjisi azalır, böylece CrN partikülleri büyümeye başlar. Bu partikül büyümesi sürekli ve süreksiz olmak üzere iki çeşittir. Sürekli büyümede küçük partiküller büyürken süreksiz büyümede ferrit matriksi ve CrN çökeltisinin alternatif katmanlı bir yapıda büyüdüğü gözlemlenmektedir[28].

Bu iki büyüme reaksiyonu da aynı davranışı gösterir ve sertlikte düşüşe neden olmanın yanı sıra mikroyapıya etki eder. Bu büyüme mekanizmasına alaşımdaki Cr oranı etki etmektedir. Ağırlıkça:

- %0-2 arasında Cr içeren yapıda genel olarak sürekli büyüme,
- %2-10 arasında Cr içeren yapıda hem sürekli hem de süreksiz büyüme,
- %10'un üzerindeki Cr içeren yapıda tamamen süreksiz büyüme mekanizması görülmektedir[28].

Manganez (Mn)

Çeliklerde genel olarak %0,3 veya daha fazla bulunan manganez, deoksidan ve desülfürant görevi yapmaktadır. Bu sayede istenmeyen element olan kükürt demir ile birleşemeyerek yapının sıcaklıkla kırılgan hale gelmesini engellenmektedir[26]. Diğer alaşım elementlerine göre daha az makrosegregasyon eğilimi göstermektedir. Karbür oluşturma yeteneği düşük olan manganez sadece sementit içerisinde çözünür.

Dayanımı, kaynak kabiliyetini, temperlenebilirliği ve sertlik derinliğini arttırmasının yanı sıra tane kabalaşması ve temper kırılğanlığı gibi olumsuz etkilere de sebep olmaktadır[22].

Manganez düşük karbonlu çeliklerde %1,5 oranına kadar işlenebilirliği arttırırken bundan daha yüksek oranlarda negatif etki yapmaktadır[24].

Silisyum (Si)

Silisyum, çelik üretiminde deoksidan olarak kullanılmakta ve matris içerisinde karbon çözünürlüğünü arttırmaktadır. Silisyum yapı içerisinde ağırlıkça %0,2 oranında bulunduğu öncelikle oksijen ile reaksiyon vererek deoksidan olarak davranırken, bunun üzerindeki oranlarda sertlik derinliği arttırmaktadır. Yapı içerisinde ağırlıkça %1 civarında silisyum bulunduğu akma-çekme dayanımı, termal kararlılık ve sertlikte yükseliş ve süneklik özelliğinde düşüş görülmektedir. Silisyum yapıda daha yüksek konsantrasyonlarda bulunduğu kırılğanlığa neden olmaktadır[25].

Silisyum, nitrür oluşumu üzerinde çok az etkiye sahiptir[27].

Nikel (Ni)

Nikel karbür yapma özelliği olmayan bir elementtir. Sertleşebilirlik ve özellikle düşük sıcaklıklarda toklukta artış sağlamakla beraber ostenit alanını da genişletmektedir. Yapıya ilave edilen nikel ile latis distorsiyonu ve su verme işlemi sırasında oluşan çatlakları azaltmaktadır[22,24,25].

Nikel nitrür oluşumu üzerinde çok az etkiye sahip bir elementtir[27].

Fosfor (P)

Mekanik özellikleri kötü etkilemesi sebebiyle yapıda istenmeyen element olan fosfor, çelik üretimi sırasında cüruf altı ergitme işlemi ile yapıdan uzaklaştırılmaktadır. Yapıda bulunma oranına bağlı olarak uzama, eğme özelliklerini azaltır, kırılğanlığa sebebiyet verir. Kırılğan olması istenen çeliklerde, otomat çeliği gibi, talaş kabiliyetine olumlu etkilerinden dolayı istenebilmektedir[26].

%0.1'e kadar fosfor işlenebilirliğe pozitif yönde etki etmektedir. Ancak daha yüksek oranlarda takım aşınmasının artmasına neden olur[24].

Kükürt (S)

Malzemenin tokluğunu ve sünekliğini olumsuz etkilemesinden ve kaynak kabiliyetini azaltmasından dolayı kükürt istenen bir element değildir. Kükürt, demir ile birleşerek FeS'i oluşturur. Oluşan bu faz düşük ergime sıcaklığına sahip olduğundan ve tane sınırlarına yerleştiğinden haddeleme sırasında ergiyerek sıcak yırtılmaya sebep olur. Takım çeliklerinde cüruf altı ergitme işlemiyle yapıdan uzaklaştırılır. Manganez elementinin kükürdü bağlama özelliğinden faydalanarak olumsuz etkilerden korunmaya çalışılır. Oluşan MnS daha yüksek ergime noktasına sahiptir. MnS yüzey kalitesini ve işlenebilirliği arttırmaktadır. Talaşlı şekillendirmeye uygun olan otomat çeliklerinde kükürt miktarı yüksek tutulur[24,26].

2.1.2.2 Karbür yapıları

Isıl işlem görmüş takım çeliklerinde ferrit ve karbürlerden oluşan mikroyapı bulunmaktadır. Bu karbürler çeliğin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır. Karbürlerin bazıları ve karakteristikleri aşağıda verildiği gibidir.

- MC tipi karbür: Yüzey merkezi kübik(YMK) yapıya sahip karbürlerdir. Vanadyumca zengin karbürler olarak bilinir. Vanadyum oranının yüksek olmasından dolayı yapının kararlı olmasını sağlar ve karbürlerin çözünmesini engeller.
- M₆C tipi karbür: YMK yapıya sahip karbürlerdir. Bu tip karbürler yapılarında yüksek oranda tungsten ya da molibden içermekle beraber krom, kobalt ve vanadyum da içerir. Yüksek aşınma dayanımına sahip karbürlerdir.
- M₇C₃ tipi karbür: Hegzagonal kübik yapıdaki genellikle kromlu çeliklerde görülen karbür tipidir. Bu karbür tipi yüksek sıcaklıkta kararlıdır. Yüksek aşınma dayanımına sahiptir. Temperlenmiş hız çeliklerinde görülen karbür tipidir.
- M₂₃C₆ tipi karbür: YMK yapıya sahip karbürlerdir. Yüksek kromlu çeliklerde ve hız çeliklerinde bulunmaktadır. Yapı içindeki kromun yerini bazı çeliklerde demir, tungsten veya molibden alabilir[22].

2.1.3 Takım çeliklerinden beklenen özellikler

Çok çeşitli kullanım alanına sahip takım çeliklerinin genel özellikleri olarak şunlar sayılabilir:

- Yüksek süneklik,
- Yüksek tokluk,
- Yüksek termal yorulma ve termal şok direnci,
- Homojen mikro yapı,
- Yüksek sertlik,
- Yüksek mukavemet,
- İyi işlenebilirlik,
- İyi parlatılabilirlik,
- Yüksek sertleşebilme özelliği,
- Isıl işlemde boyutsal kararlılık,
- Yüzey işlemlerine uygunluk,
- Yüksek termal iletkenlik,
- Düşük termal genleşme[29].

Takım elikleri, işledikleri malzemeden genellikle daha sert, daha yüksek dayanımlı ve daha yüksek aşınma direncine sahip olması gerekmektedir. Bu nedenle takım yapımında kullanılacak malzemenin uygulama alanına göre maksimum sertliğe ve dayanıma bunların yanı sıra da sünekliliğe sahip olması istenir. şekil veren ya da değiştiren, darbe ya da çarpma gibi zorluklarla karşılaşan takımlarda oldukça yüksek sertlik, iyi aşınma dayanımı ve yüksek süneklik istenir[30].

2.1.3.1 Sertlik

Uygun sertlikte, çalışma koşulları dikkate alındığında takım çelikleri için oldukça büyük önem taşımaktadır. Sertlik için takım çeliğindeki karbon oranının yeterli olması ve karbon ile toplam alaşım miktarının %5'in üzerinde olması gerekmektedir. Malzemenin sertliğinin arttırılmasında ve sertleşme kabiliyetinin arttırılmasında yapının içerdiği alaşım elementleri oldukça etkili olmaktadır[31].

2.1.3.2 Süneklik

Malzemenin plastik şekil değiştirme direnci olarak tanımlanabilen süneklik, takım çelikleri için oldukça önemlidir. Çalışma koşulları sırasında uygulanan gerilmeler

sonucunda çatlak oluşumu ve ilerlemesi ne kadar geç olursa malzemenin kullanım ömrü de o kadar uzun olacağından takım çeliklerinin gerilmelere karşı yüksek dayanım göstermesi istenmektedir.

Malzeme içerisindeki safsızlıklar, karbürlerin oluşturduğu ağlar veya sıralamalar sünekliği etkilemektedir. Bunların yanı sıra, malzemenin ısıtılma işlemi görmüş olup oluşan beynit ve martenzit içeriği, mikro yapısı ve sertliğinin yüksek olması da sünekliği etkileyen faktörler arasındadır[31].

2.1.3.3 Tokluk

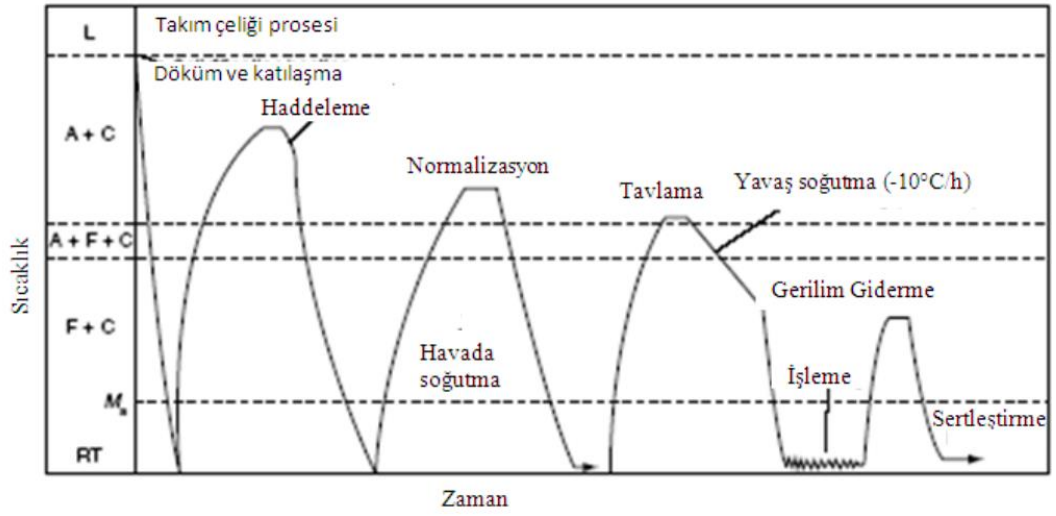
Tokluk, malzemenin kırılmadan uygulanan darbeye dayanması yeteneği ve bu sırada sönümlediği enerjinin ölçüsü olarak tanımlanabilir. Malzemenin kırılması sırasında gerçekleşen gevrek kırılmayı yapıda oluşan düzensiz gerilim dağılımı, çentikler, mikro çatlaklar oluşturmaktadır. Malzemenin büyük tanelere sahip olması, tane sınırlarında ikincil karbürlerin bulunması, beynitik veya perlitik yapı içermesi ve temperleme gevrekliğine sebep olacak alaşımlama elementlerine sahip olması da tokluğu etkileyen parametreler arasındadır. Yapılan ısıtılma işlemleri sonucunda bu olumsuz etkiler azaltılabilmektedir[31].

2.1.3.4 Sıcak yorulma dayanımı

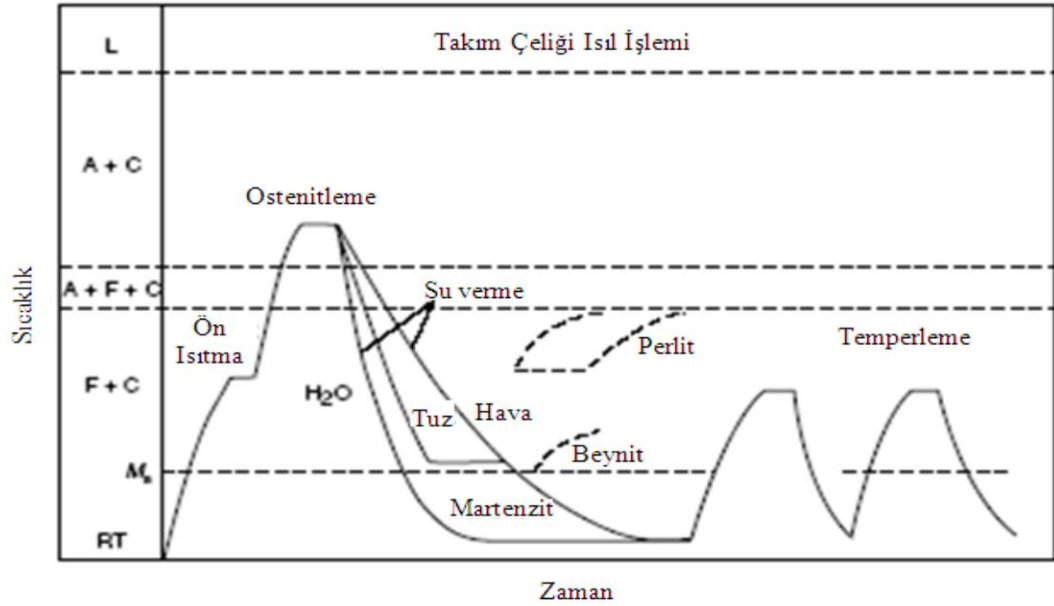
Takım çeliğinin tekrarlı işlemlerle uygulanan sıcaklık değişimleri sonucu yüzeyde mikro çatlakların meydana gelmesi ve kalıbın çatlayarak kullanılamaz hale gelmesine karşı gösterdiği direnç sıcak yorulma dayanımı olarak tanımlanmaktadır. Sıcak yorulma dayanımı malzemenin yüksek sıcaklık akma mukavemetine, yüksek temperleme direncine, yüksek sünekliğine, iyi ısı iletkenliğine ve düşük ısı genleşmesine de bağlıdır. Bu parametreler malzemenin üretim şartlarına göre değişmektedir. Malzemeye sonradan uygulanacak olan ısıtılma işlemi gibi proseslerin etkisi oldukça azdır. Üretim koşullarının yanı sıra takım çeliğinin işlem ve tasarım parametreleri de oldukça önemlidir. Takım çeliğinin sıcak yorulma dayanımı parçanın malzemesine, üretilecek parçanın kesit kalınlığına, çalışma sıcaklığına ve kalıbının ön ısıtılmasına da bağlıdır[31].

2.2 Sertleştirme Isıl İşlemleri

En basit anlamda ısıtıl işlem, malzemenin fiziksel veya kimyasal özelliklerini geliştirmek ve değiştirmek için uygulanan termal işlemler olarak tanımlanmaktadır. Isıl işlem üç kademeli bir procestir. Birinci aşama çeliğin ostenit sıcaklığına ısıtılması, ikinci aşama çeliğin ostenitleme sıcaklığından martenzite dönüşüm sıcaklığına soğutulması, üçüncü aşama kalıntı ostenit oluşmaması ve martenzit içerisinde karbür oluşumunu sağlamak için yapılan temperleme basamaklarını içerir. Şekil 2.2 ve 2.3'te takım çeliklerine uygulanan ısıt işlemler gösterilmiştir.



Şekil 2.2 : Takım çeliklerinin şekillendirilme prosesi ve nihai sertleştirme işlemi öncesi ısıt işlemleri: A ostenit, C karbürler, F ferrit, M martenzit[22].

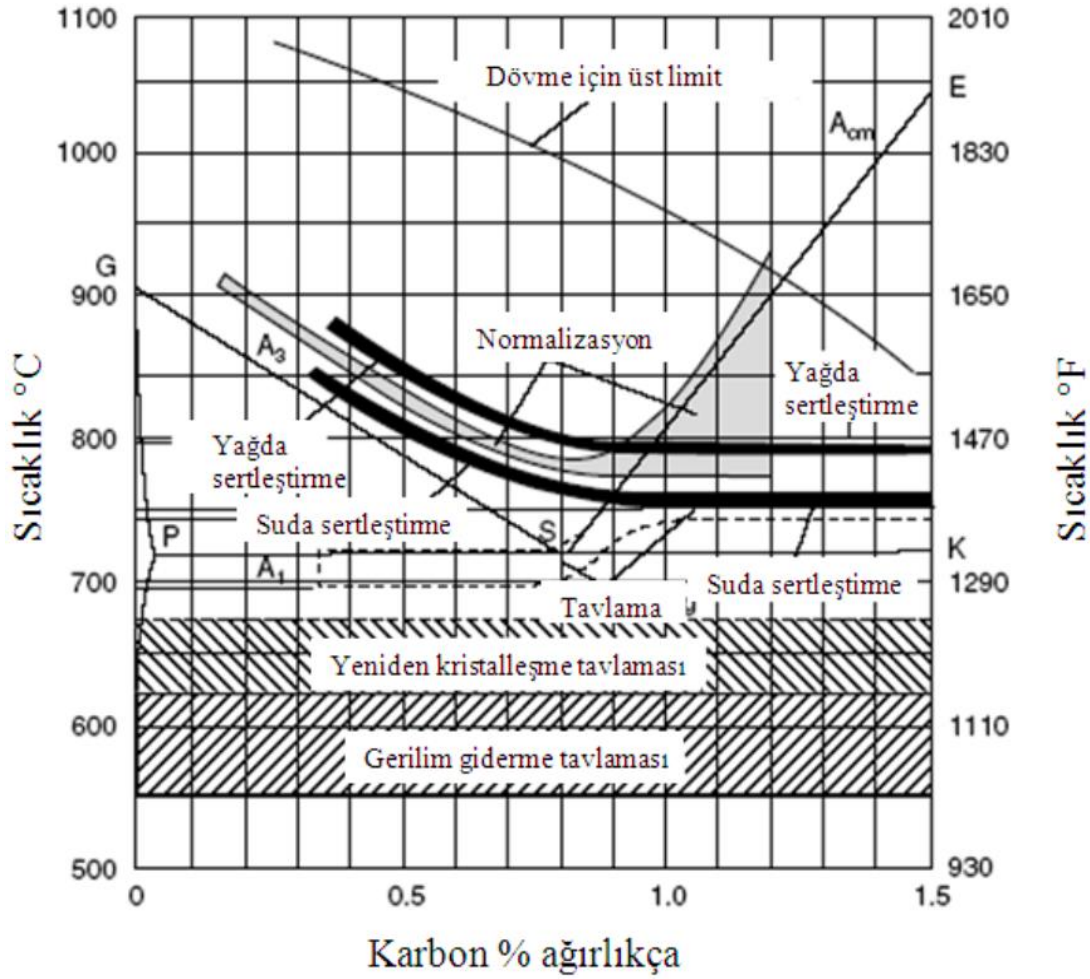


Şekil 2.3 : Takım çeliklerinde nihai sertleştirme ısıt işleminin basamakları[22].

Takım çeliklerine uygulanan ısıl işlemin en önemli amaçları aşağıda sıralanmıştır.

1. Mikroyapı ve mekanik özelliklerin işleme ve soğuk şekillendirme için uygun hale getirilmesi,
2. Termal ve mekanik uygulamalardan gelen kalıntı gerilmelerin giderilmesidir.

Karbon ve takım çeliklerinin ısıl işlem sıcaklık aralıkları Şekil 2.4'te verilmiştir.



Şekil 2.4 : Karbon ve takım çelikleri ısıl işlem sıcaklık aralıkları[22].

2.2.1 Normalizasyon

Haddelenmiş ya da sıcak çekilmiş takım çeliklerinde, devam edecek olan ısıl işlemler için homojen, ince taneli mikroyapı elde edilmesi için uygulanan ısıl işlemdir. Yapı içindeki kararlı karbürler(Cr ve W gibi), sıcak işlem doğrultusunda yönlenebilir ya da tane sınırlarına çökelmektedir[32].

Normalizasyon işlemi ile çeliğin sertliği ve mukavemeti artırılabilir ya da azaltılabilir, fazların homojenizasyonu ve kalıntı gerilmelerin azalması sağlanır.

Genellikle diğ er ısı l i şlem  e şitlerinin, tavlama, sertleştirme ve gerilim giderme tavlaması, birle mi  hali gibidir[32].

İ şlem, ostenit çeliğinin kontrollü ortamda ısıtılmasını içerir. Normalizasyon i şlemi kritik sıcaklık olan A3( tektoid altı çeliklerde tam ostenit alanına geçiş sıcaklığı)' n 55 C üzerinde uygulanır ve havada soğutulur[32].

Normalizasyon i şlemi uygulanan  elik daha sert ve sağlam olmasının yanı sıra i şlenebilirliğı artar, döküm dentritik yapılarını değiştirir ve inceltir, mikroyapı tanelerini inceltir[32].

Normalizasyon ısı l i şleminin ısıtma ve bu sıcaklıkta bekleme kademesinde düşük sıcaklıkta kararlı olan ferrit-karbür yapısı ostenite; soğutma kademesinde ostenit ferrit ve sementite dönüşmektedir. Yüksek alaşımlı çeliklerde havada soğutma yapıda çatlakların oluşumuna sebep olduğundan bu çeliklerde normalizasyon uygulanmaz[22].

2.2.2 Gerilim giderme tavlaması

Uygulanan ısı l i şlem sonucunda kalıntı gerilim, çatlak, distorsiyon gibi istenemeyen oluşumlar gözlenebilmektedir. Gerilim giderme tavlaması bu faz dönüşümü sebebiyle gerçekleşen yapıların oluşumunu engellemek ya da azaltmak amacı ile uygulanır. Ac1( tektoid reaksiyon sıcaklığı) sıcaklığı altında gerçekleşen bu ısı l i şlemd  herhangi bir faz dönüşümü oluşmamaktadır. Atmosfere açık ısı l i şlem fırınlarında ya da tuz banyolarında gerçekleşen gerilim giderme tavlaması i  in uygulama süresi  eliğın kesit kalınlığına bağlı olarak 1 ya da 2 saat olarak değişir[22].

2.2.3 Tavlama

Tavlama, uygun sıcaklığa ısıtma ve fırında dönüşüm aralığı boyunca yavaş soğutulması i şlemidir. Tavlama i şlemi sonucunda çelikler daha ince taneli yapıya, daha yumuşak bir yapıya, geliştirilmiş elektrik ve manyetik özelliklere ve daha yüksek i şlenebilirlik özelliklerine sahip olur. Tavlama i şlemi oldukça yavaş bir i şlemdir[32].

Tavlama i şlemi Ac3( st kritik sıcaklık) ile Ac1(alt kritik sıcaklık)arasında uygulanmaktadır. Bu sıcaklıklar takım çeliklerinin kimyasal yapısına bağlı olarak genellikle 730-900 C arasında değişir.

Küreselleştirme tavlama, izotermal tavlama ve tam tavlama gibi çeşitleri vardır[22].

2.2.4 Sertleştirme

Sertleştirme işlemi üç aşamadan oluşmaktadır; ostenitleme, su verme ve temperleme.

2.2.4.1 Ostenitleme

Ostenitleme işlemi için uygulama sıcaklığı ve süresi oldukça önemlidir. Özellikle yüksek hız çelikleri gibi alaşımlama oranı fazla olan çeliklerde ostenitleme sıcaklığı solidüs sıcaklığına yakın olduğundan sıcaklık kontrolü önem taşır[22].

Ostenitleme işleminde ısıtma sırasında ferritik yapı ostenitik yapıya dönüşmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde karbür içermeyen homojen ostenitik yapı, yüksek alaşımlı çeliklerde ise ostenit ve çözünmeyen karbürlü yapı oluşmaktadır[22].

Kimyasal kompozisyona bağlı olarak 750-900°C arasında ostenitleme işlemi uygulanır[22].

2.2.4.2 Su verme

Ostenitleme aşamasından sonra gelen su verme işleminde ostenitik yapının martenzitik yapıya dönüşümü sağlanır. Bu dönüşüm sonrasında yapıda kalıntı ostenit kalabilmektedir. Yüksek hızlarda ferrit-karbür dönüşümü olması ya da alaşım elementlerinin bu dönüşümü geciktirici etki göstermesi halinde kalıntı ostenit oluşmaktadır[22].

Takım çeliğinin kimyasal kompozisyonuna ve kesit kalınlığına bağlı olarak su verme ortamları değişmektedir. Su, tuzlu su, tuz banyosu, ısıtma işlem yağları, inert gaz ya da havada su verme işlemi yapılabilmektedir[22].

2.2.4.3 Temperleme

Temperleme, su verilmiş çeliğin Ac1 dönüşüm sıcaklığı altına ısıtılması ile yapılan işlemdir. Temperleme işlemi çeliğin kompozisyonuna bağlı olarak üç ya da beş aşamada gerçekleşir.

1. Aşama: 50-200°C arasında gerçekleşir. Bu aşamada hacimsel azalma meydana gelmektedir.
2. Aşama: 200-350°C arasında gerçekleşir. Epsilon karbürlerin çökerek sementit ile beraber sertlikte düşüşün meydana geldiği aşamadır.

3. Aşama: Bu aşamanın sıcaklığı çeliğin kimyasal kompozisyonuna ve kalıntı ostenitin kararlılığına bağlıdır. Kararsızlığın artması karbür çökmesini desteklemekte ve bu sebeple ostenit içindeki alaşım oranı düşmektedir. Bu da Ms(martenzit başlangıç sıcaklığı) sıcaklığının yükselmesine neden olur. Kalıntı ostenitin martenzite ya da beynite dönüşümü ile yapıda hacim artışı görülmektedir.
4. Aşama: Bu aşama yüksek alaşımlı takım çeliklerinde görülmektedir. Sementit ile karbürler arasında karbon alışverişi ve hacimsel genleşme gerçekleşir.
5. Aşama: Yüksek alaşımlı takım çeliklerinde görülen bu aşama 600°C sıcaklıkta başlayıp Ac1 sıcaklığına kadar devam etmektedir. Bu aşama karbürlerin birleşmesine bağlıdır. Aşama sonunda yapıda tavlama mikroyapısı görülebilmektedir. Hacimsel azalma görülmektedir[22].

Yüksek hız çeliklerinde yüksek temperleme sıcaklıklarında ikincil sertleşme görülmektedir. Bu özellikleri sayesinde temperleme sonrası son sertlik temperlenmemiş durumdan daha yüksek olabilmektedir. Alaşımlandırmada kullanılan kuvvetli karbür yapıcı tungsten, vanadyum, krom ve molibden ikincil sertleşmeyi sağlamaktadır. İkincil sertleştirmenin gerçekleşebilmesi için su verme sonrası oluşan martenzitik yapının ostenit içerisinde çözünmesini sağlamak gerekir[22].

Temperleme sayesinde yüksek alaşımlı çeliklerde yüksek sıcaklıklarda sertliğin düşmesine sebep olan tane büyümesi engellenmektedir[22].

2.2.5 Sıfır altı (kriyojenik) işlem

Metallerin kullanım ömrünün arttırılması ve kalıntı gerilmenin azaltılması için uygulanan ısıl işlemlerden biri de sıfır altı işlemdir. Yaklaşık -80°C 'de(kuru buz sıcaklığı) uygulandığında soğuk işlem, yaklaşık -196°C'de (sıvı azot sıcaklığı) uygulandığında sıfır altı kriyojenik işlem olarak adlandırılmaktadır[33]. Isıl mikro çatlak oluşumunu engellemek için soğutma ve ısıtma hızları 0,5°C/dk civarında olmalıdır. Sıfır altı(kriyojenik) işlem çok yavaş soğutma ve ısıtma oranlarında yapılır. İşlem sonrası çeliğe tek temperleme kademesi uygulanır. Sıfır altı işlemin amacı, kalıntı ostenit oluşumunun engellenmesi ve ince taneli karbür parçacıklarının oluşumu için çekirdeklenmenin başlamasıdır[34].

2.3 Nitrürleme

Nitrürleme ilk olarak Machlet tarafından 1900'lü yılların başında bulunan, hidrojen içeren azot ortamında yapılmış ve günümüzde pek çok sanayi uygulamasında kullanılan yüzey işlemdir[27,35].

Nitrasyon, termokimyasal olarak malzemenin yüzeyinin değiştirilmesiyle yüzey sertliğinin ve yorulma dayanımının artmasını sağlayan, aşınma ve korozyon dirençlerinin iyileştirilmesine yarayan bir işlemdir[36]. Bu işlem sonucunda 490-590°C aralığında azot ferrit fazındaki demir içine difüze olarak mikroyapı içinde metal-nitrür bileşikleri içeren sert bir yüzey oluşmasını sağlar. Temel olarak nitrasyon, çelik parça yüzeyine azot atomlarının ara yer atomu olarak gönderilmesi esasına dayanır[27,35].

Nitrasyon işlemi genellikle sertleştirilmiş ve temperlenmiş çeliklere uygulanır[27].

Nitrasyonun çeliklere sağladığı avantajlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Yüksek yüzey sertliği ve aşınma dayanımı,
- Yüksek sıcaklıklarda temper direnci ve yüksek sertlik,
- Yüksek yorulma dayanımı,
- Geliştirilmiş korozyon direnci,
- Yüksek boyutsal kararlılık sağlaması[27].

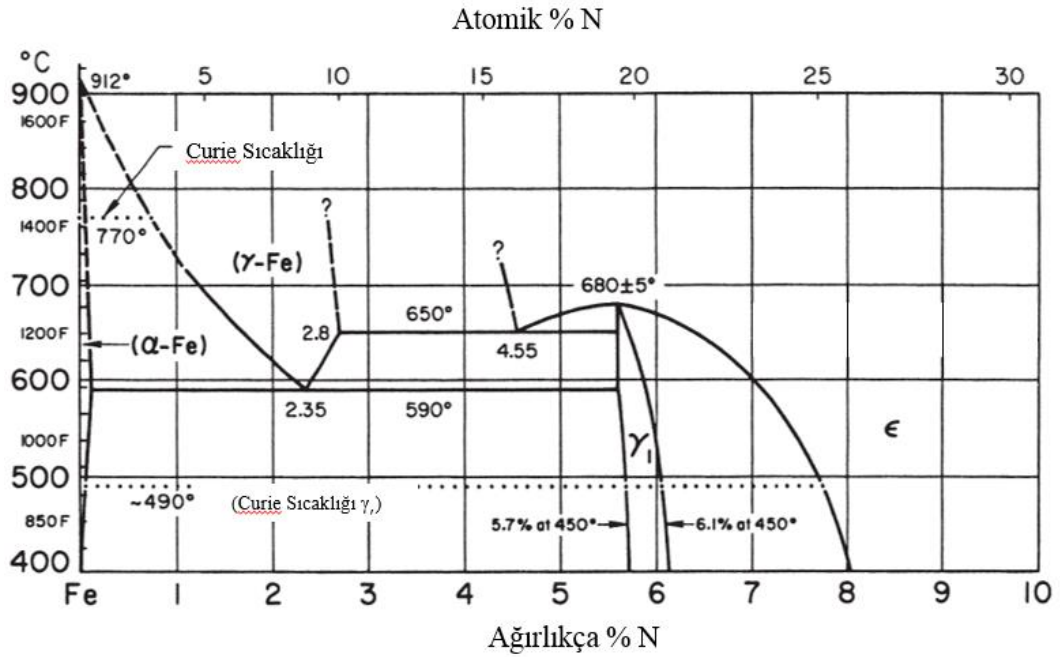
Bunların yanı sıra nitrasyonun daha düşük sıcaklıklarda uygulanması, proses parametrelerinin daha kolay kontrol edilebilir olması, düşük alaşımlı ya da düşük karbonlu çeliklerde bile yüksek korozyon direnci sağlaması, işlem sonrası parçanın merkezinin değişime uğramamış olması(düşük alaşımlı çeliklerde farklı) ve su verme ile soğutulmaya ihtiyaç olmaması sayesinde distorsiyona sebep olmaması gibi özelliklerinden dolayı diğer ısıtıl işlemlere göre daha fazla tercih edilir[27].

Uygulanan diğer yüzey sertleştirme işlemlerine göre, karbürleme, nitrokarbürleme, karbonitrürleme ve borlama, daha düşük uygulama sıcaklığı ile büyük avantaja sahiptir. Nitrasyon sıcaklığı olarak son temperleme sıcaklığından daha düşük sıcaklık tercih edilir ve bu sayede malzemenin merkezi etkilenmez. Tercih edilen sıcaklık temperleme sıcaklığının yaklaşık olarak 55°C altındadır. Uygulanan işlem sıcaklığı sırasında ferritten ostenite ya da ostenitten martenzite herhangi bir faz dönüşümü oluşmamaktadır. Mikroyapı alaşımına göre ferrit veya sementit olarak işlem boyunca

değişmez. Bu durum klasik sertleştirme yöntemlerinde meydana gelen hacim merkezli kübik yapıya sahip olan ferritin büyüyerek yüzey merkezli kübik yapıya sahip ostenite geçişin olmaması şeklinde tanımlanabilir. Bunun yanı sıra hızlı soğutma ya da su verme işlemi yapılmadığından ostenitten martenzite olan dönüşüm de gerçekleşmemektedir. Bütün bu özellikler sonucunda nitrürlenmiş parçalarda boyutsal değişim olmamakla beraber distorsiyon da çok az görülmektedir. Nitrüleme sırasında azotun çelik yapısına difüzyonundan dolayı hafif bir büyüme görülmektedir[27].

Azot demir içinde kısmen çözünür. Ferrit ile %6 azot oranına kadar katı eriyik oluşturabilir. %6 azota kadar γ' olarak adlandırılır ve Fe_4N olarak gösterilir. %8 ve daha fazla azot içerdiğinde ϵ olarak gösterilen yapının formülü Fe_3N 'dir. Geri kalan alan γ' olarak bilinir[37].

Fe-N ikili faz diyagramının bir kısmı Şekil 2.5'te verilmiştir. Diyagramda ferrit (α -Fe), ostenit (γ -Fe), γ' - Fe_4N ve ϵ - Fe_3N faz bölgeleri gösterilmiştir.



Şekil 2.5 : Fe-N ikili faz diyagramı[27].

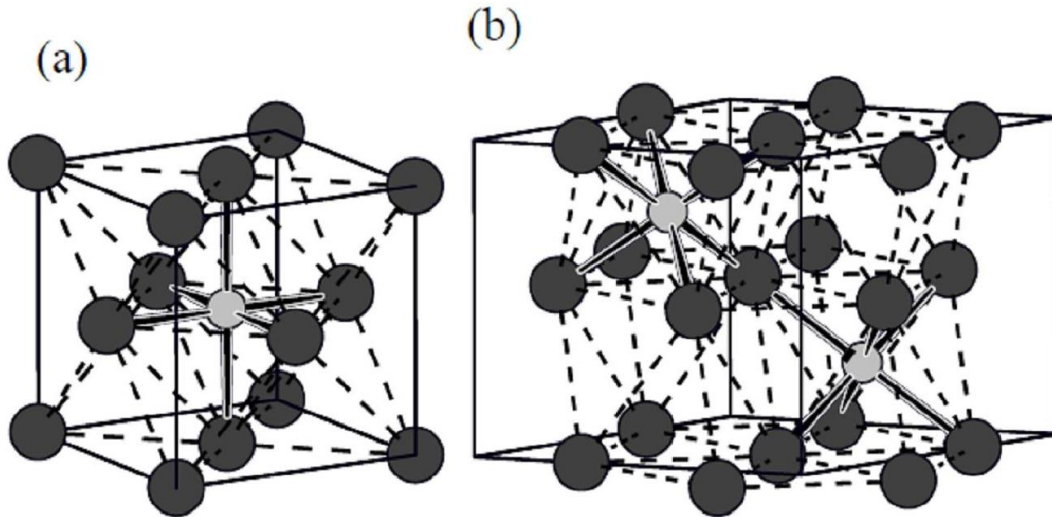
Nitrürlenmiş parçanın yüzeyinde alaşımlama tabakası ve bunun hemen altında difüzyon tabakası oluşmaktadır. Oluşan bu alaşımlama tabakası hegzagonal sıkı paket(HSP) yapısındaki ϵ - Fe_3N ve yüzey merkez kübik(YMK) yapıdaki γ' - Fe_4N fazlarından meydana gelir ve beyaz tabaka olarak da adlandırılmaktadır[38]. Her iki

fazda da oktahedral boşluklar azot tarafından kısmen işgal edilmiştir. Şekil 2.6'da ϵ ve γ' fazlarının kristal yapısı şematik olarak gösterilmiştir[39]. Beyaz tabakada ϵ ve γ' fazlarından yalnızca biri oluşması durumunda mekanik özellikler daha iyi olurken, tabaka kalınlığı artması durumunda ise süneklik azalır. Fe_3N fazı ile ϵ alanı sertleştirilir ve bu alanın altında azot katı eriyik sertleştirilmesi oluşturur[37]. Beyaz tabakanın altında yer alan difüzyon tabakasında yapıya verilen azot, ferrit matriksi içerisinde çözünmüş olarak yer almaktadır. Nitrasyon orta karbonlu (sertleştirilebilen ve temperlenebilen) çeliklere uygulanır. Bu çelikler yüksek oranda nitrürlenebilir alaşım elementleri içerir. Bu elementlere örnek olarak alüminyum, krom, vanadyum ve molibden verilebilir[37]. Nitrürlenmiş çelikte krom, molibden, vanadyum, alüminyum gibi nitrür yapıcı elementlerin bulunması durumunda difüzyon tabakası içerisinde bu elementlerin nitrürleri oluşur[40].

Titanyum ve krom genellikle yüzey sertliğini arttırmada kullanılır[37]. Yapıdaki molibden, nitrasyon sıcaklığında kararlı nitrürler oluşturur ve oluşan nitrürler işlem sıcaklığında yüzey kırılganlığını azaltır[27].

Yapıda bulunan krom, nitrasyon sıcaklığında kararlı nitrürler oluştururken yüksek krom içeriği bazı paslanmaz çeliklerde nitrürlenebilirliği azaltır[27].

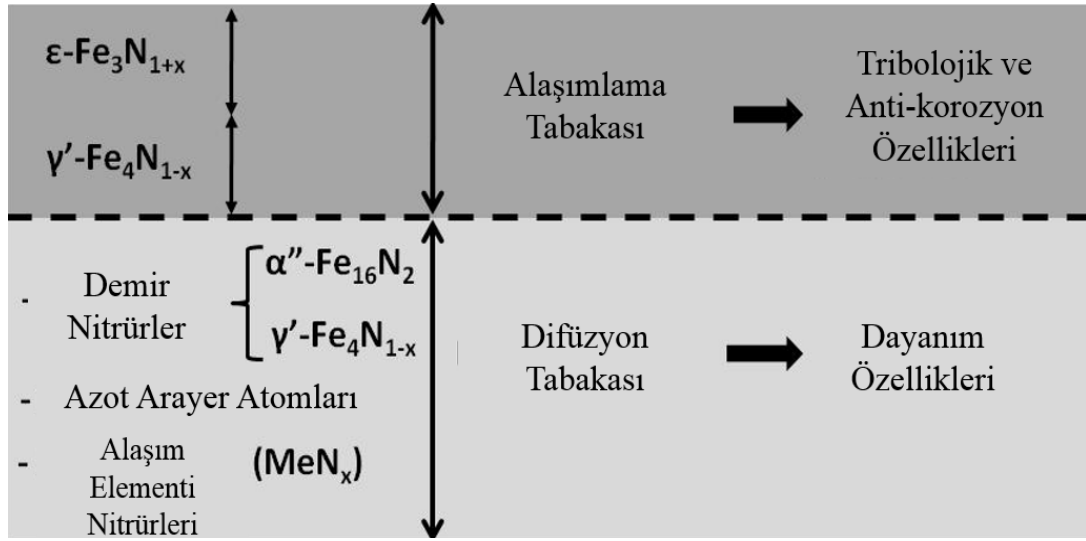
Tungsten yüksek çalışma sıcaklıklarında bile çeliğin sertliğini kaybetmesini engeller. Tungsten içeriğine göre 590°C'ye kadar nitürleme sıcaklığı uygulanabilir[27].



Şekil 2.6 : (a) γ' - Fe_4N ve (b) ϵ - Fe_3N fazlarının Kristal yapısı. Koyu renkteki küreler demir atomlarını, açık renkteki küreler azot atomlarını temsil etmektedir. Fe-Fe bağları kesikli, Fe-N bağları sürekli çizgilerle gösterilmiştir[38]

Şekil 2.7'de nitrürlenmiş çelikte oluşan beyaz tabaka ve difüzyon tabakası şematik

olarak gösterilmektedir[41].



Şekil 2.7 : Nitrür tabakası şematik görünümü[41].

Sert ve kırılgan olan beyaz tabaka, malzemenin aşınma ve korozyon direncinin gelişmesine yardımcı olur. Difüzyon tabakası ise malzemenin yorulma dayanımının geliştirmektedir[38]. Nitrürleme sonucu beyaz tabakada oluşan ϵ ve γ' fazlarının farklı kafes yapısına sahip olması sebebiyle yapıda oluşan iç gerilim, bölgede mikro çatlaklara sebep olabilmektedir[42].

Beyaz tabaka aynı zamanda gevrek olduğundan yapı içerisinde olabildiğince az olması istenmektedir. Yapılan çalışmalar sonucunda özel nitrürleme teknikleri ile bu tabakanın kalınlığı azaltılabilmektedir veya oluşan tabaka mekanik yollarla yüzeyden kaldırılabilir.

Nitrürleme işlemi genel olarak gaz nitrürleme, plazma nitrürleme, tuz banyosu nitrürleme olarak sınıflandırılabilir. Gaz nitrasyon işlemi için işlem süresi diğerlerine göre biraz daha uzundur. Malzeme kalınlığına ve istenilen nitrasyon kalınlığına göre işlem süresi 9-130 saat arasında belirlenir. Plazma nitrasyon ise en hızlı nitrürleme işlemini sağlar[37].

2.3.1 Gaz nitrürleme

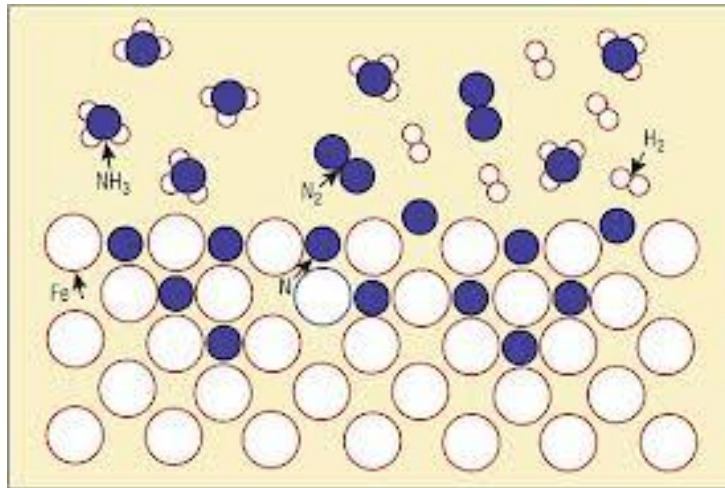
Gaz nitrürleme işlemi, yapıya difüze edilecek olan azotun uygun sıcaklıkta fırın içerisinde kontrollü bir ortamda verilmesi işlemi olarak tanımlanabilmektedir. Azot içeren gaz (genellikle amonyak, NH_3 , veya N_2/H_2 gazı) uygun sıcaklıkta fırın içerisinde geçirildiğinde, gaz ve sonrasında gaz içindeki azot molekülleri ayrışır.

Serbest kalan azot atomları metal parçasına nüfuz eder. Karmaşık şekilli parçaların homojen nitrürlenmesi için en iyi yöntem gaz nitrüleme işlemidir[43].

Geleneksel gaz nitrasyon işleminde, azot kaynağı gaz olarak kullanılan amonyak ile çalışılır. Fırın 490-580°C'ye ısıtılır. Bu koşullar altında amonyak hidrojen ve azoda ayrışır. Açığa çıkan serbest azot atomları yüzeye difüze olurken hidrojen atomları da fırın içerisindeki atmosfere katılır. Serbest kalan azot atomları demir ile birleşerek ϵ - Fe₃N ve γ '-Fe₄N bileşiklerini oluşturur. Bu sırada malzemenin yüzeyine X-ışını difraksiyonu ile bakıldığında difüzyon bölgesinde etkin olan fazın ϵ 'dan γ 'a değiştiği görülmektedir. Ancak bu iki faz da beyaz tabaka olarak adlandırılan sert ve kırılgan yapı içerisinde bulunur[44].

Gaz nitrasyonu ile nitrürlenmiş çeliklerin dış yüzeyinde beyaz tabaka poroziteleri görülebilmektedir. Alaşımlama tabakası oluştuğunda amonyak disosiasyonu daha yavaşlamaya başlar ve tabakada gaz baloncukları oluşmaya başlar[44]. Bu durum da poroziteleri oluşturur.

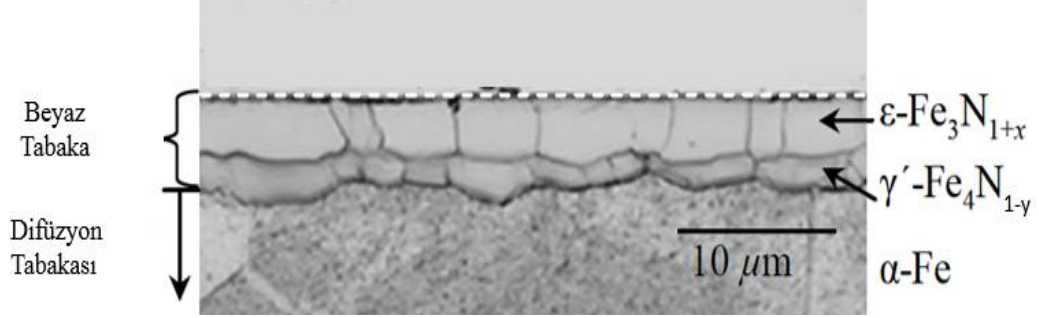
Gaz nitrasyon işleminin şematik anlatımı Şekil 2.8'de olduğu gibidir.



Şekil 2.8 : Gaz nitrüleme difüzyonu şematik görünümü[46].

Gaz nitrasyonunda fırın içerisinde gerçekleşen amonyak gazının disosiasyonu ile açığa çıkan N₂ ve H₂ gazlarının işlem parçasına çarpması ile oluşan gaz-metal reaksiyonlarından meydana gelmektedir. Nitrürlenmiş bölge Şekil 2.9'da da görüldüğü gibi iki farklı bölgeden oluşmaktadır:

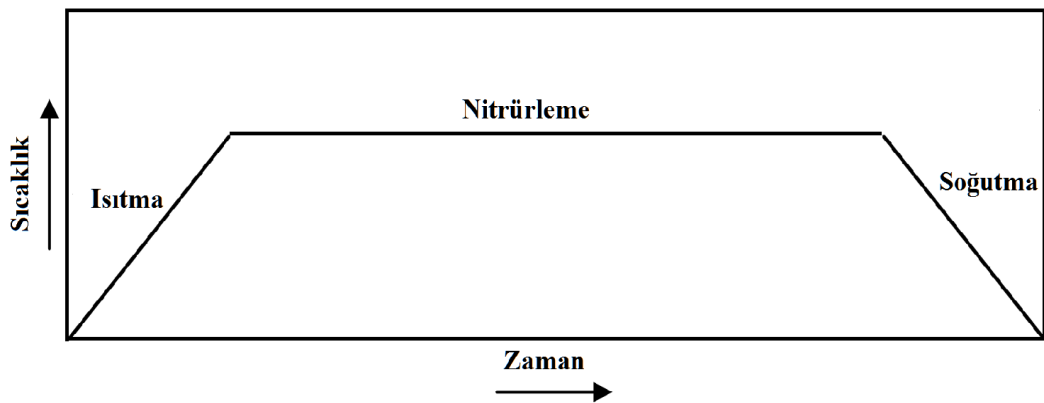
1. Azot atomlarının demir atomları ile reaksiyonu sonucunda oluşan demir nitrürlerin oluşturduğu alaşımlama tabakası,
2. Çözülmüş ya da alaşım elementlerinin azot ile reaksiyonu sonucu oluşan nitrür çökeltilerinden oluşmuş azotlu difüzyon tabakası.



Şekil 2.9 : Gaz nitrüleme uygulanmış ve nital ile dağlanmış malzemede difüzyon tabakasının optik mikroskop görünümü[39].

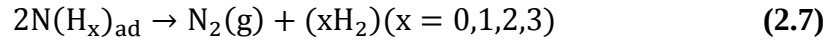
Gaz nitrüleme işlemi Şekil 2.10'da de görüldüğü gibi üç aşamadan meydana gelmektedir:

1. Isıtma Aşaması: Malzemenin iç gerilimleri giderilmektedir.
2. Nitrüleme Aşaması: Herhangi bir faz dönüşümü gerçekleşmeden(işlem sıcaklığının, demir-azot ikili faz diyagramına göre, faz dönüşüm sıcaklığından düşük olması sayesinde) ve boyutsal değişim yaşanmadan malzemenin nitrasyonu gerçekleşmektedir.
3. Soğutma Aşaması: Çalışma sıcaklığı olarak ostenitleşme sıcaklığı altında çalışıldığından soğutma işlemi sırasında da faz dönüşümü gözlenmemektedir.



Şekil 2.10 : Nitrüleme işleminin aşamaları.

Gaz nitrasyonda NH_3 'ün adsorbsiyonu ve gazların ayrışması sırasında gerçekleşen reaksiyonlar aşağıda verilmiştir[47].



Gaz nitrürleme işleminin parametrelerine örnek olarak aşağıdakiler verilebilir:

- Fırın sıcaklığı
- Proses kontrolü
- Zaman
- Gaz akışı
- Gaz aktivite kontrolü
- İşlem odası bakımı

Bütün bu faktörlerin kontrol edilmesi ile distorsiyon azaltılabilmektedir. Nitrasyonun diğer bir faydası işlenmiş çeliğe ilave temper etkisiyle stabilize edici bir işlem olarak etki etmesidir[27].

Termodinamik olarak ferrit ve $\text{NH}_3\text{-H}_2$ arasında eşitlik olabilmesi için azotun gaz fazındaki ve katı fazdaki kimyasal potansiyeli birbirine eşit olmalıdır. Sabit sıcaklıkta çözünmüş azotun aktivitesinin kontrol edildiği orana nitrürleme potansiyeli (K_n) denir.

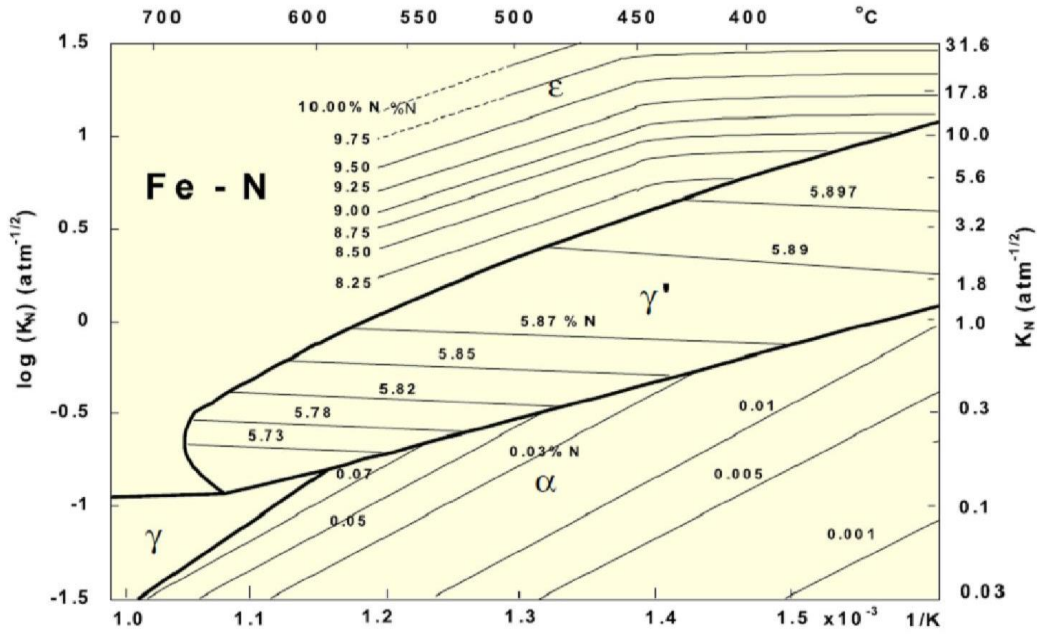
Nitrasyon atmosferinin nitrasyona etkisi ayrışmanın derecesine bağlıdır. Amonyak gazının ayrışması yüksek olduğunda nitrasyonun etkisi düşüktür. Uygulamada, genellikle sabit ayrışma yüzdesi(%30) kullanılır; fakat bazı durumlarda, iki aşamalı prosedürlerde, farklı sıcaklık ve ayrışma yüzdeleri kullanılır.

Nitrasyonun etkisi K_n ile daha kolayca açıklanabilir[27] .

$$K_n = \frac{p\text{NH}_3}{p\text{H}_2^{3/2}} \quad (2.8)$$

Nitrürleme işlemi K_n ile tekrar ve kontrol edilebilir. İşlemin kontrol edilebilir olması ile mikroyapı ve nitrasyon derinliği hakkında tahminde bulunulabilir[27].

Nitrürleme işlemi için K_n , sıcaklık ve süre parametrelerine göre daha çok önem arz etmektedir. Lehrer, Fe-N faz diyagramının yardımıyla sıcaklık ve nitrürleme potansiyeline bağlı olarak oluşan Fe-N faz bölgelerini belirlemiş ve diyagramını oluşturmuştur[48]. Oluşturulan diyagram ile NH_3-H_2 ilişkisi belirlenebilmektedir. Bu diyagram yardımıyla nitrürleme potansiyeli ile işlem sırasında oluşan beyaz tabaka kalınlığı kontrol edilebilmektedir. Şekil 2.11’de Lehrer diyagramı gösterilmiştir[49].



Şekil 2.11 : Lehrer diyagramı[49].

Lehrer diyagramından sabit azot çizgilerini okunabilmektedir. Bu diyagram sayesinde nitrürleme sonunda oluşacak fazın ayarlanabilmesinin yanı sıra demir numune yüzeyindeki kesin azot konsantrasyonu da bilinebilmektedir[50].

2.3.2 Nitrür tabakası morfolojisi ve yapısı

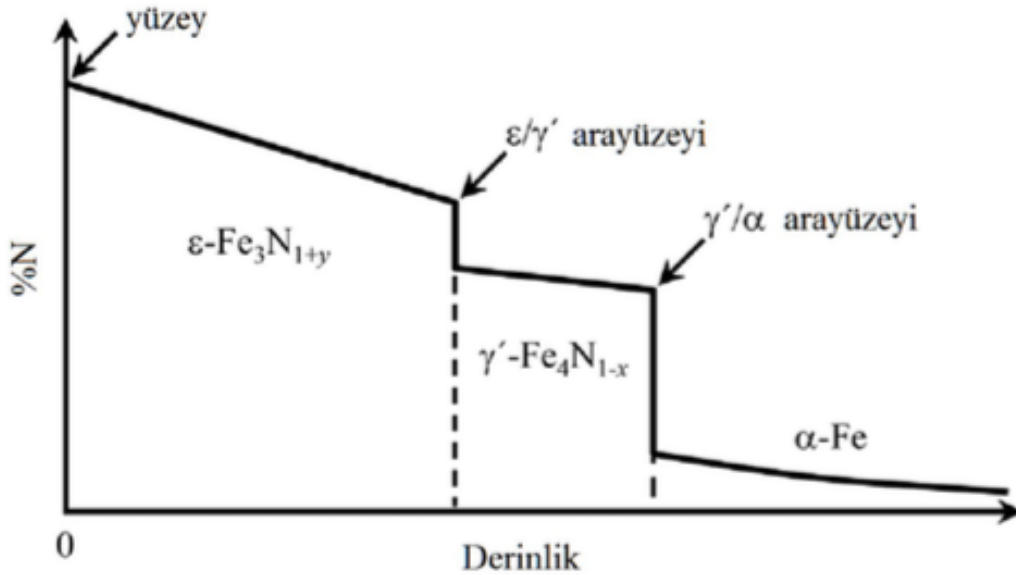
Nitrasyon işleminde oluşan difüzyon tabakası en iyi çözelti ve çökelti sertleşmesinin merkez mikroyapısı olarak tanımlanabilir. Demir içerikli malzemelerde azot atomları, kafes yapısında katı çözelti içinde tek atom olarak ya da ara yer atomu olarak (azot çözünürlüğünü ağırlıca %0,4 N'a kadar) kafes yapısında bulunur. Bu şekildeki katı çözelti sertleşmesi merkezden çok az daha yüksek sertliğe sahiptir. Nitrasyon tabakasının kalınlığı azot konsantrasyonuna, uygulama sıcaklığında geçen

süreye ve çalışma parçasının kimyasal yapısına bağlıdır[44].

Yüzeyde azot çözünürlük sınırı aşıldığında, yüzeyde azot konsantrasyonu yükselir ve ince taneli, koherent çökeltiler oluşur. Bu çökeltiler hem tane sınırlarında hem de kafes yapısında yer alır. Bu çökeltiler demir ve diğer metallerin nitrürlü fazlarından oluşur ve bunlar kafes yapısında gerginliğe neden olur. Oluşan bu gerginlik yapının sertliğinin artmasını sağlar[44].

Nitrüleme işleminde azot atomlarının demir alt kafesindeki oktohedral ara yerlere difüze olmasıyla bu bölgede büyüme mekanizması kontrol etmektedir. Yüzeyden malzemenin içine doğru gidildikçe azotun içeri doğru difüzyonu devam ettiğinden, ferrit içindeki azot konsantrasyonu azalmaktadır[39].

Alaşımlama tabakası ϵ -Fe₃N ile γ' -Fe₄N intermetalik bileşiklerinden oluşur[44]. Nitrüleme potansiyeli ile alaşımlama tabakası oluşumu engellendiğinde difüzyon bölgesinde ferrit fazı içinde sadece çözülmüş azot bulunur. Alaşımlama tabakası oluşumuna izin verildiğinde ise yüzeydeki azotun konsantrasyonuna bağlı olarak ya sadece γ' -Fe₄N bileşiği ya da ϵ -Fe₃N ile γ' -Fe₄N bileşikleri bir arada oluşur. Saf α -Fe matriksinin nitrüleme bölgesindeki azot konsantrasyonunun derinliğe bağlı grafiği Şekil 2.12’de verilmiştir[39].



Şekil 2.12 : Saf α -Fe matriksinin nitrüleme bölgesindeki azot konsantrasyonunun derinliğe bağlı grafiği[39].

Sıcaklık, özellikle iki aşamalı gaz nitrasyonu işlemlerinde, alaşım tabakasını oluşturan bir diğer parametredir. Bu işlemde yüzeye difüze olacak olan azotun

miktarını azaltmak ve sıcaklığı arttırarak difüzyonun hızlanmasını sağlamaktır. İki aşamalı gaz nitrasyonda sıcaklık parametresi tane sınırlarının dış yüzeyinde oluşacak demir nitrürden dolayı özellikle keskin köşelerde hata oluşumuna sebep verdiğiinden oldukça önem taşımaktadır. Kullanılan yüksek sıcaklık, numunenin son sertlik değerine etki etmeyerek sadece difüzyonun hızını arttırmaktadır[27].

Ferrit matriksinin mikroyapısına göre nitrürlenme işlemi sırasında oluşan nitrürler farklılık göstermektedir. Malzemenin tribolojik ve anti korozyif özellikleri oluşan beyaz tabaka ile kontrol edilebilmektedir. Beyaz tabakanın hemen altında azot ferrit matriksi içinde çözünerek difüzyon tabakasında α -Fe, γ' -Fe₄N ve α'' -Fe₁₆N₂ fazlarını oluşturmaktadır. Kullanılan malzemenin içerisinde bulunan Ti, V, Mo, Al gibi nitrür yapıcı elementler nitrür çökeltileri oluşturarak yorulma dayanımını arttırmaktadır[50].

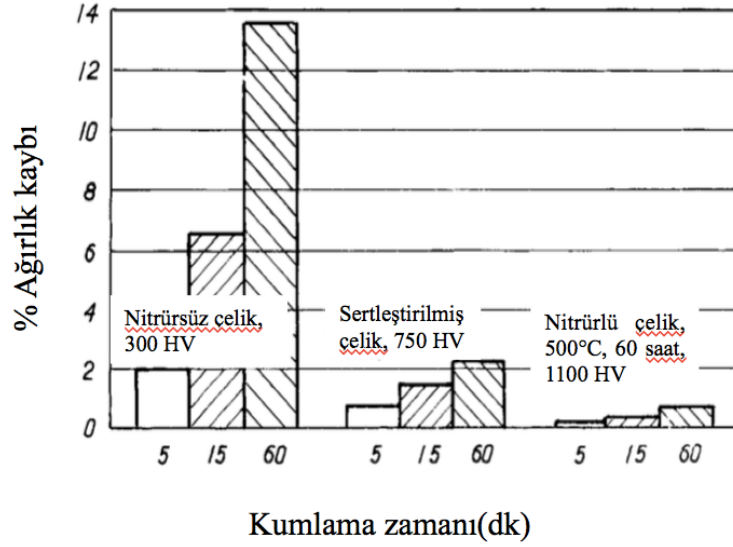
Difüzyon bölgesi ve beyaz tabaka, azot ve nitrür yapıcı elementlerin kimyasal afinitesine göre farklılık göstermektedir. Yüksek işlem sıcaklıklarında çalışıldığında kalın ve tek fazlı ϵ tipi beyaz tabaka elde edilmektedir. Nitrür tabakasının homojen oluşmuş ve dağılmış çökeltilerden oluşturulması ile difüzyon bölgesinde daha yüksek sertlik değerlerine ulaşılabilir. Nitrürlenme potansiyeli yüksek tutulduğunda da oluşan beyaz tabaka kalınlığında artış gözlemlenmektedir[51].

Bazı demir bazlı alaşımlarda nitrasyon işlemi metalografik işlemler sonucunda optik mikroskop ile bakıldığında gözükmez. Bunun sebebi, eş fazla çökeltilerin ayrılmak için yeterli büyüklükte olmamasından kaynaklanır[44].

2.4 Nitrasyon İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi

2.4.1 Aşınma dayanımı

Çeliklerin aşınma dayanımı sertlik artışı ile artar. Eğer bir köşenin sertliği belli bir değerin üzerine çıkarsa, küçük kenarlar kopar; cihaz çalışmaya devam eder, köşe küt hale gelir ve aşınmaya benzeyen bir görünüm oluşur. Çizilme ya da erozyif abrazyif aşınma durumlarında nitrasyon işleminin uzun süreli aşınma dayanımını attırması şüphelidir. Oymalı ve koparmalı aşınmalarda nitrasyon işlemi yapılması tavsiye edilmez. Şekil 2.13'de görüldüğü gibi farklı sertlikteki çeliklere püskürtmeli çeliklere bilya ile yapılan testte en az aşınma nitrasyonlu çeliklerde görülmüştür[52].

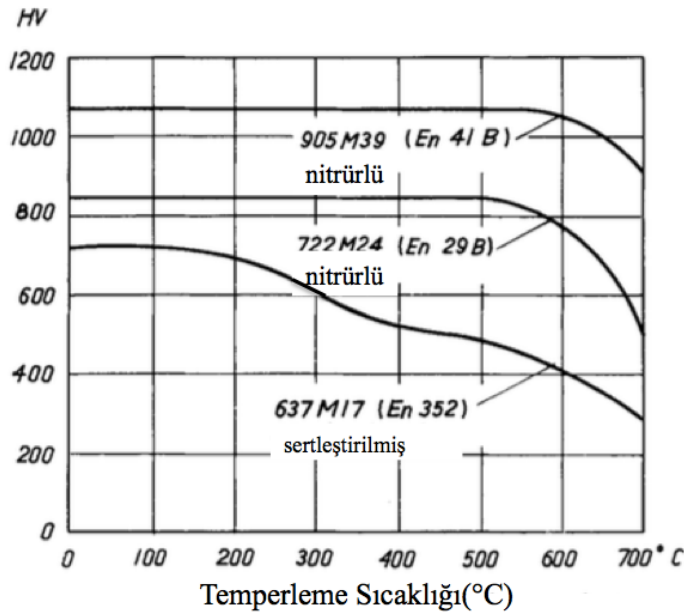


Şekil 2.13 : Nitrasyonsuz, sertleştirilmiş ve nitrasyonlu çeliklere püskürtülen çelik bilya ile zamana bağlı ağırlık kaybı grafiği[52].

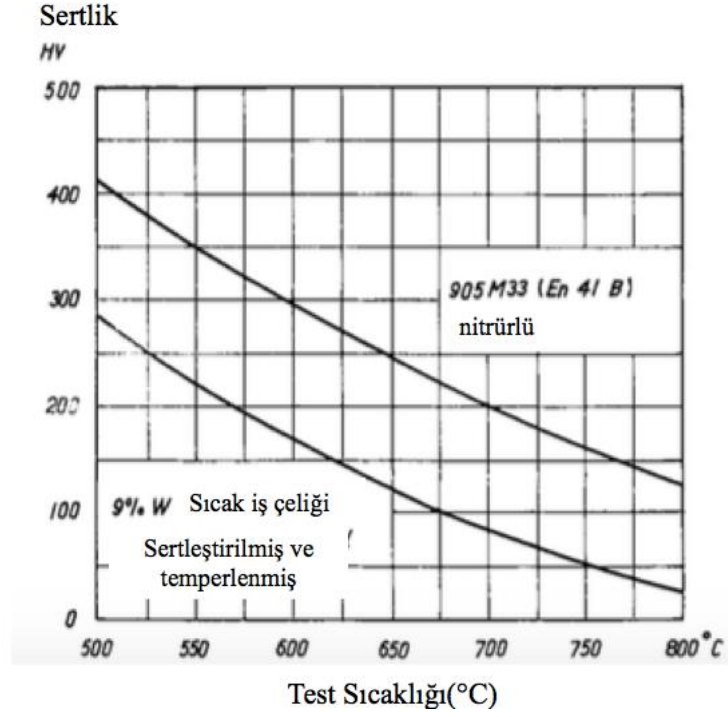
Nitrasyon işlemi ile sürtünme katsayısı düşürülür, adhesif aşınmada önemli avantajlar elde edilir[52].

2.4.2 Sertlik

Nitrasyon sonrasında çelikler nitrasyon işleminin uygulandığı sıcaklıklara hatta daha da yüksek sıcaklıklara da sıcaklığındaki sertliğini kaybetmeden çıkabilir(Şekil 14 ve 15).



Şekil 2.14 : Sırasıyla nitrülenmiş ve sertleştirilmiş çelikler için temperleme diyagramı[52].



Şekil 2.15 : Nitrülenmiş ve sertleştirilip temperlenmiş sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklardaki sertlik karşılaştırması[52].

Şekil 15’de nitrülenmiş çelikler nitrürsüzlere göre daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu ve yüksek sıcaklıklarda dahi bu sertlik farkının korunduğu görülmektedir[52].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1 Giriş

Bu çalışma, ısıtma işlemi uygulanarak sertleştirilmiş DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 standartlarındaki birbirinden farklı kimyasal içeriklere sahip yüksek hız çeliklerine uygulanan kontrollü gaz nitrasyon işleminin yüksek sıcaklık aşınma dayanımına etkisinin incelenmesini amaçlamıştır.

3.2 Deneylerde Kullanılan Malzemeler ve Standartları

Deneylerde Çizelge 3.1’de kimyasal kompozisyonları verilmiş olan DIN standartları 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 olan yüksek hız çelikleri kullanılmıştır. Altlık malzeme olarak bu kullanılan malzemeler Böhler Sert Maden ve Takım Sanayi ve Ticaret A.Ş. firmasından temin edilmiş olup, Makina Takım Endüstrisi A.Ş. firmasında kesilmiş ve ısıtma işlemi tabi tutulmuştur. Numuneler ısıtma işlemi öncesi 804-937 HV(64-68 HRC) arasında sertliğe sahiptir.

Çizelge 3.1 : DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3347 yüksek hız çeliklerinin kimyasal kompozisyonları.

Malzeme (DIN)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	W (%)	Co (%)
1.3343	0,792	0,382	0,29	0,02	0,004	3,760	4,99	1,63	5,78	0,680
1.3243	0,83	0,389	0,402	0,024	0,005	3,931	4,944	1,614	5,864	4,39
1.3247	1,105	0,499	0,32	0,025	0,002	3,710	9,267	1,034	1,373	7,539

3.3 Numunelere Uygulanan İşlemler

Standartları ve boyutları verilen yüksek hız çelikleri kesilip kaba taşlamalarının yapılmasının ardından ısıtma işlemi uygulanmıştır. Çeliklerin ısıtma işlemleri Makina Takım Endüstrisi A.Ş.’nde Çizelge 3.2’de verilen koşullar uyarınca tuz banyosunda yapılmıştır. Numuneler ön ısıtmanın ardından sırasıyla 850, 1050, 1180-1200, 580°C sıcaklıkta 210’ar saniye sertleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Ardından 550, 550,

570, 550°C’de 90’ar saniye 4 kademe temperleme işlemi uygulanmıştır. Uygulanan ısıt işlemler sonucunda çelikler 720-1000 HV sertlik aralığına getirilmiştir.

Çizelge 3.2 : Numunelere uygulanan sertleştirme ve temperleme koşulları.

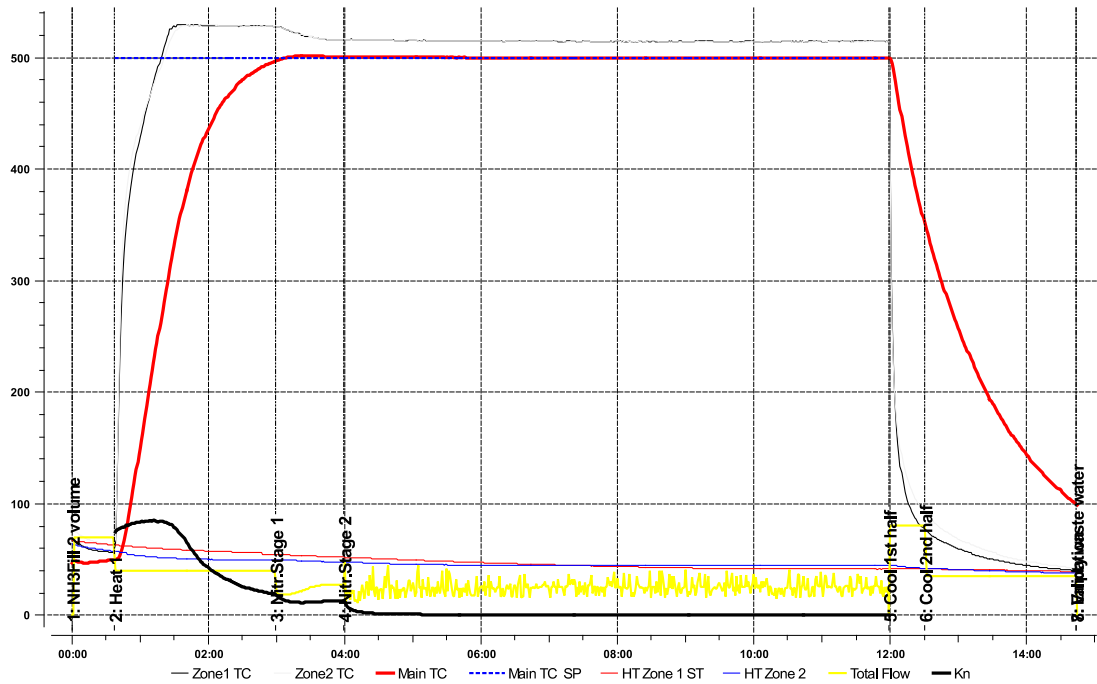
Malzeme (DIN)	Sertleştirme				Temperleme			
	1. Kademe	2. Kademe	3. Kademe	4. Kademe	1. Kademe	2. Kademe	3. Kademe	4. Kademe
1.3343	850°C /210 sn	1050°C /210 sn	1190°C /210 sn	580°C /210 sn	550°C /90 sn	550°C /90 sn	570°C /90 sn	550°C /90 sn
1.3243	850°C /210 sn	1050°C /210 sn	1180°C /210 sn	580°C /210 sn	550°C /90 sn	550°C /90 sn	570°C /90 sn	550°C /90 sn
1.3247	850°C /210 sn	1050°C /210 sn	1200°C /210 sn	580°C /210 sn	550°C /90 sn	550°C /90 sn	570°C /90 sn	550°C /90 sn

Çeliklerin nitrasyon işlemleri Tam Çelik Isıl İşlem Sanayi ve Ticaret A.Ş. tesislerinde gerçekleştirilmiştir. Yapılan gaz nitrasyonun şartları Çizelge 3.3’te gösterilmiştir. Uygulanan işlemde amaçlandığı üzere beyaz tabaka oluşumu engellenerek nitrasyon yapılmıştır. Amonyak ortamında 500°C sıcaklıkta 9 saat boyunca nitrasyon işlemine tabi tutulmuştur.

Çizelge 3.3 : Numunelere uygulanan gaz nitrasyon parametreleri.

Malzeme (DIN)	Nitrasyon ortamı	Nitrasyon Sıcaklığı (°C)	Nitrasyon Tutma Süresi (saat)	K _n (1.Aşama/2.Aşama)
1.3343	NH ₃	500	9	14/0.8
1.3243				
1.3247				

Uygulanan gaz nitrasyon işlemi Şekil 3.1’de da görüldüğü gibi iki aşamadan oluşur. Fırın içine amonyak gazı verilir. Gazın yeterliliği sistem tarafından fırın hacmi ve gönderilen gaz akışına göre hesaplanır. Fırın yaklaşık 3 saatte ısıtılarak 500°C’ye getirilir. Bütün işlem basamaklarında amonyak ayrışma miktarına bağlı olan K_n değerine ulaşmak için, sistemin sıcaklık ve gaz akışı kontrol edilir. Yaklaşık 400°C üzerinde amonyak ayrışmaya başladığından sıcaklık artışı ile K_n düşüşe geçer. Sıcaklık 500°C’ye geldiğinde nitrasyon işleminin birinci aşaması başlar. Bu arada ortama verilen amonyak ayrışmaya devam eder. Birinci aşamadan ikinci aşamaya geçerken amonyak ayrışmasının artması ile K_n azalır. Uygulanılan nitrasyon işleminde birinci aşamada $K_n=14(\text{atm})^{-1/2}$ ve ikinci aşamada $0,8(\text{atm})^{-1/2}$ ‘dir. Birinci aşamada K_n büyük seçilerek azotun yapıya hızlı difüze olması sağlanmış, sonrasında ise demir nitrürlü($\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ ve $\gamma\text{'-Fe}_4\text{N}$) fazlardan oluşan, sert ve kırılgan beyaz tabakanın oluşumuna engellemek için K_n değeri düşürülerek sabitlenmiştir. Isı basamakları bir sonraki işlem başlamadan otomatik olarak aktif olur. Bu aşamalar sırasında sıcaklık sabittir. İkinci aşama sonrasında soğutma fanı otomatik olarak devreye girer ve sistem yaklaşık 2,5 saatte 100°C’ye kadar soğutulur. Birinci aşama yaklaşık 1 saat, ikinci aşama yaklaşık 8 saat sürer. Tüm nitrasyon işlemi yaklaşık 14,5 saat sürer; ancak asıl nitrasyon süresi sistemin birinci aşamanın başlaması ve ikinci aşamanın bitmesi arasında geçen süre olan 9 saattir.



Şekil 3.1 : Nitrasyon grafiği.

Hazırlanan bütün numunelerin adetleri, boyutları ve kodları Çizelge 3.4'te verilmiştir.

Çizelge 3.4 : Kullanılan DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 yüksek hız çeliklerinin boyutları.

Malzeme(DIN)	Boyutlar (mm)	Sertleştirme + Temperleme	Nitrasyonlu Malzeme Sayısı ve Kodu	Nitrasyonsuz Malzeme Sayısı ve Kodu
1.3343	ø31,8x6 ø26,5x6	25 adet	15 adet- N1	10 adet- NSZ1
1.3243	ø31,8x6 ø34,8x6 ø26,5x6	25 adet	15 adet- N2	10 adet- NSZ2
1.3247	ø32,8x6 ø25,5x6	25 adet	15 adet- N3	10 adet- NSZ3

3.4 Deneysel İncelemeler

Isıl işlem ve nitrasyon işlemleri ile sertleştirilen yüksek hız çeliği numuneler, aşağıda verilen bir dizi analizlere tabi tutularak incelenmiştir.

3.4.1 Optik mikroskop incelemeleri

Mikroyapı incelemesi öncesi numuneler kesilerek bakalite alınmış ve ardından metalografik işleme tabi tutulmuştur. Numuneler 600-2500 meş arasındaki SiC zımparalar ile zımparalandıktan sonra elmas parlaticı ile parlatılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler kesitten mikroyapı incelemesi için hazır hale getirilmiştir. Mikroyapı incelemesi için %2'lik nital dağlayıcısı kullanılmıştır. Mikroyapı incelemesinde Leica marka optik mikroskop 5X, 10X, 20X, 50X ve 100X büyütmelemlerde kullanılmıştır.

3.4.2 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları ve EDX Analizleri

Philips XL 30 SFEG marka taramalı elektron mikroskobu üzerine monte edilmiş olan EDAX marka analiz dedektörü ile nitrasyon tabakası üzerinden hassas bir şekilde noktasal, alansal, çizgisel elemental analiz ve elemental haritalama yapılmıştır. Bu

incelemeler için numuneler kesilip bakalite alındıktan sonra 600-2500 meş arasındaki SiC zımparalar ile zımparalanıp elmas parlatıcı ile parlatılmıştır.

Yapılan elemental haritalama ve elemental profil incelemeleri oluşturulan nitrasyon tabakasının kalınlığı hakkında fikir sahibi olunmasını sağlamıştır.

Noktasal alan elemental analizinde yüzeyden ve merkeze doğru seçilen noktalarda demir ve azot için elemental analiz yapılmıştır.

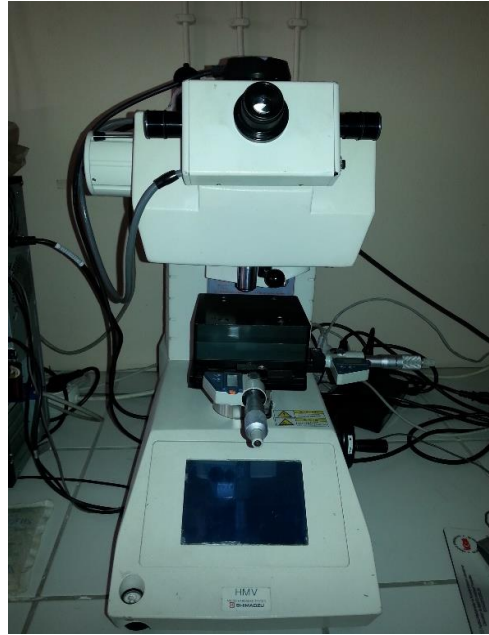
EDAX elemental taramalı mikroskopunda demir ve azot elementleri seçilerek elemental haritalama yapılmıştır.

3.4.3 Faz karakterizasyonu

Numunelerin nitrürleme sonrası yapılarında oluşabilecek olan fazların belirlenmesine yönelik olarak X-ışını difraksiyonu(XRD) çalışmaları yapılmıştır. XRD çalışmalarında 35 kV/28,5 mA akım değerinde (voltaj/akım) Cu-K α radyasyonu kullanılmıştır. X-ışını difraksiyonunda 2θ 10-90 $^{\circ}$ açıları arasında ve tarama hızı olarak 1 $^{\circ}$ /dk ile ölçüm yapılmıştır.

3.4.4 Sertlik analizi

Numunelerin sertlik incelemeleri sırasında sertlik cihazı ve mikro sertlik cihazı kullanılmıştır. Sertlik ölçümü sırasında HV_{2-0,025} arasında sertlik incelemeleri yapılmıştır. Şekil 3.2 ve 3.3’de kullanılan sertlik cihazları gösterilmiştir.



Şekil 3.2 : Sertlik cihazı.

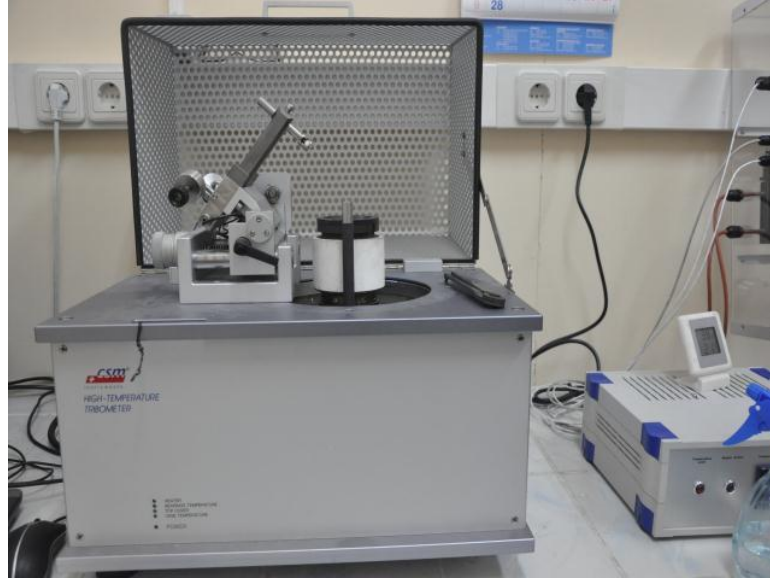
Mikro sertlik ölçümü için CSM Mikro sertlik cihazı kullanılmış olup, numune kesitleri üzerine 25 g(250 mN) maksimum yükte, 2 saniye bekleme süresinde Vickers uç batırılarak çalışılmıştır. Mikro sertlik ölçümü öncesinde metalografik işlem uygulanan; 800-2500 meş arasındaki SiC zımpara ile zımparalandıktan sonra elmas parlaticı ile parlatılan numunelerden 7 farklı mesafeden 3 farklı noktada sertlik ölçülmüştür. Yüzeyden 10-70 μm uzaklıkta toplamda 21 ölçüm alınmıştır. Alınan noktalar arasındaki dikey uzaklık 10 μm 'dur. Yapılan ölçümlerin istatistiksel ortalaması alınmıştır.



Şekil 3.3 : Mikro sertlik cihazı.

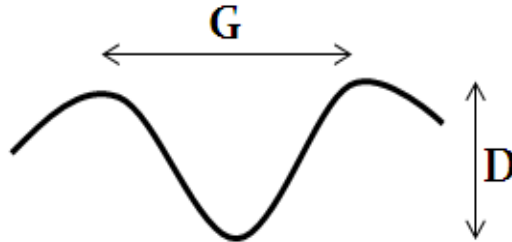
3.4.5 Aşınma deneyleri

Uygulanan ısı işlemler sonucunda elde edilen numunelerin aşınma davranışlarının incelenmesi için oda sıcaklığında, 400°C ve 600°C sıcaklıklarda aşınma deneyleri yapılmıştır. Aşınma deneyleri alümina bilya kullanılan ball-on disk tipi aşınma cihazında 3 N yük altında, 300 m mesafede, 16 cm/sn hız ile gerçekleştirilmiştir. Kullanılan aşınma cihazı Şekil 3.4'te verilmiştir.



Şekil 3.4 : Ball-on disk tipi yüksek sıcaklık aşınma cihazı.

Aşınma testlerinin ardından numune yüzeyleri Veeco Dectac 6000M marka profilometre ile incelenmiştir. Numunelerin derinlik profili, 5 mg yük altında, 30 saniye süre ve 2000 µm mesafede tarama yapılarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin aşınma iz alanları(A), Veeco marka profilometre ile ölçülen aşınma iz genişliği(G) ve aşınma iz derinliği(D) ile hesap edilmiştir. Şekil 3.5’te aşınma izi profili şematik olarak gösterilmektedir. Eşitlik (3.1)’de ise aşınma iz alanı hesabı gösterilmektedir.



Şekil 3.5 : Aşınma izinin genişliğinin ve derinliğinin şematik olarak gösterimi.

$$A = \frac{\pi}{4} GD \quad (3.1)$$

(A) : aşınma iz alanları,

(G) : aşınma iz genişliği,

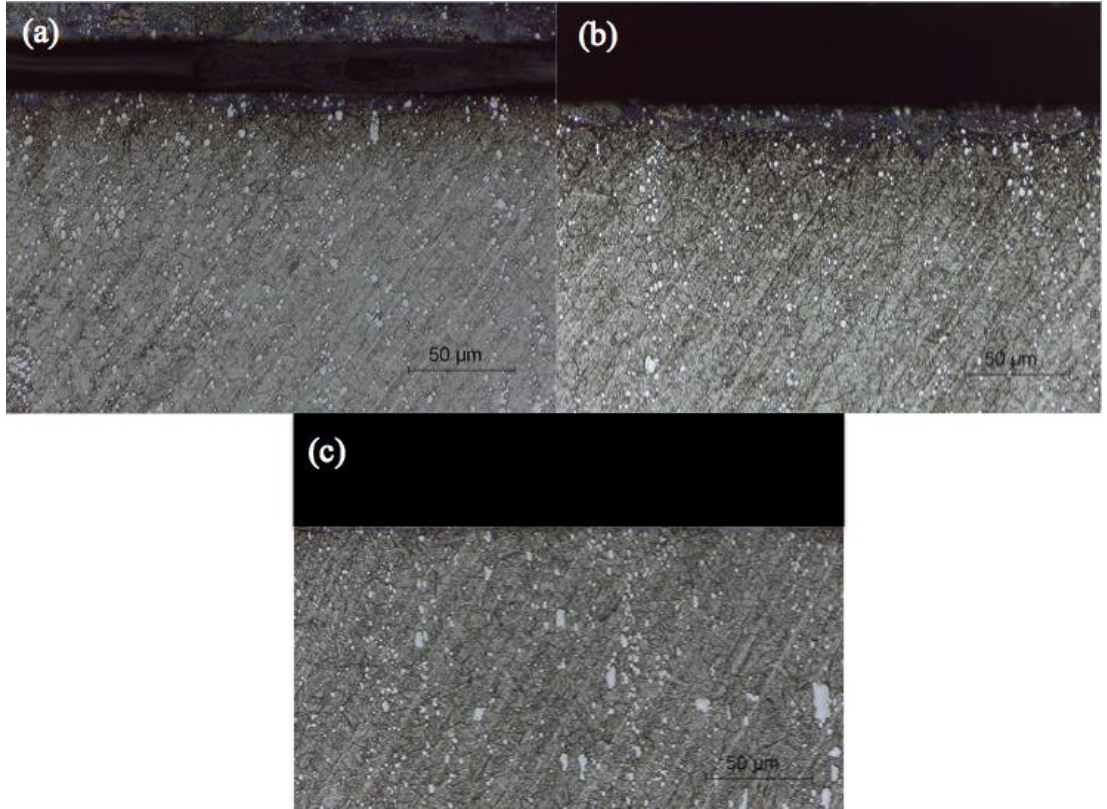
(D) : aşınma iz derinliği.

Aşınma yüzey alanları aynı zamanda Leica marka optik mikroskopta da incelenmiştir.

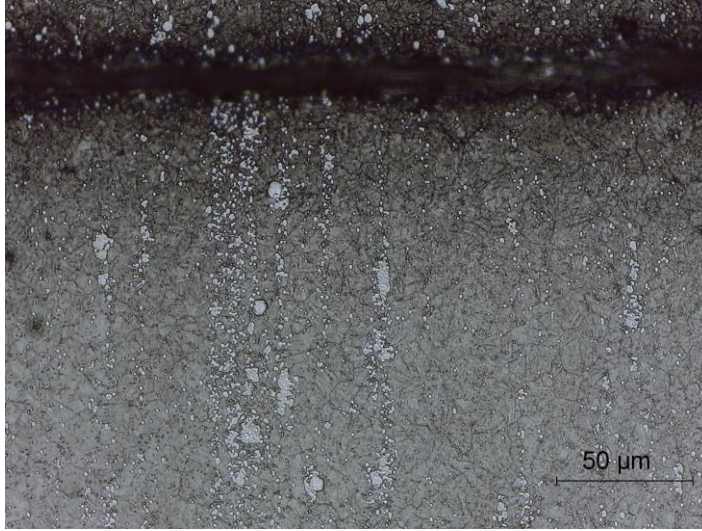
4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1 Optik Mikroskop Sonuçları

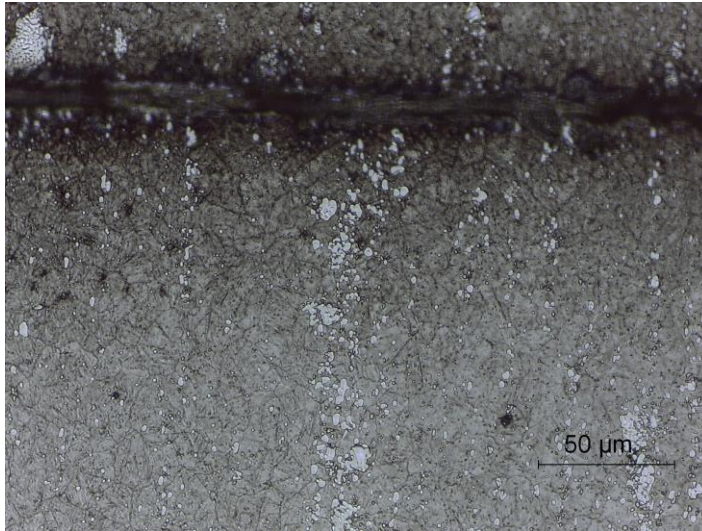
Nitr rl nmiş ve nitr rl nmemiş numunelerin dağlama sonrası elde edilen mikroyapılarının 500X büyütmedeki görüntüleri şekil 4.1, 4.2, 4.3 ve 4.4'te verildiği gibidir. İncelenen numunelerin mikroyapılarında temperlenmiş martenzit matriksi ve karb rl r görülmüştür. Mikroyapılarda konsantrasyon farkı ile nitrasyon sonucu oluşan difüzyon tabakası görülmektedir.



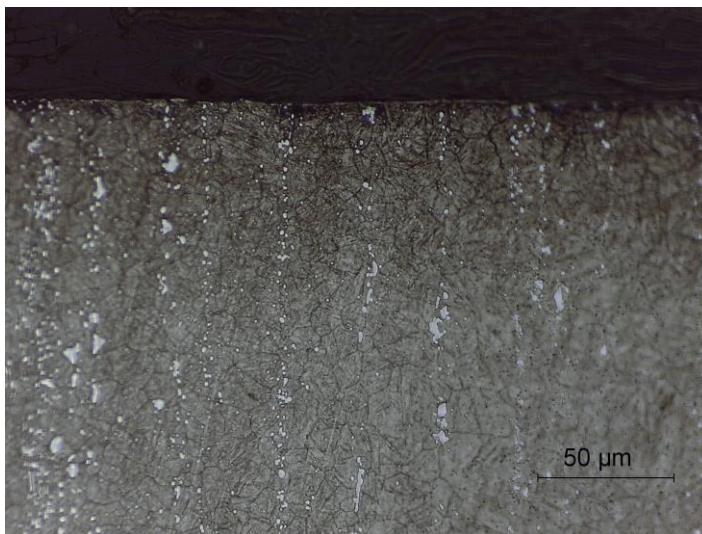
şekil 4.1 : (a) NSZ1, (b) NSZ2 ve (c) NSZ3 kodlu numunelerin mikroyapıları.



Şekil 4.2 : N1 numunesinin mikroyapısı.



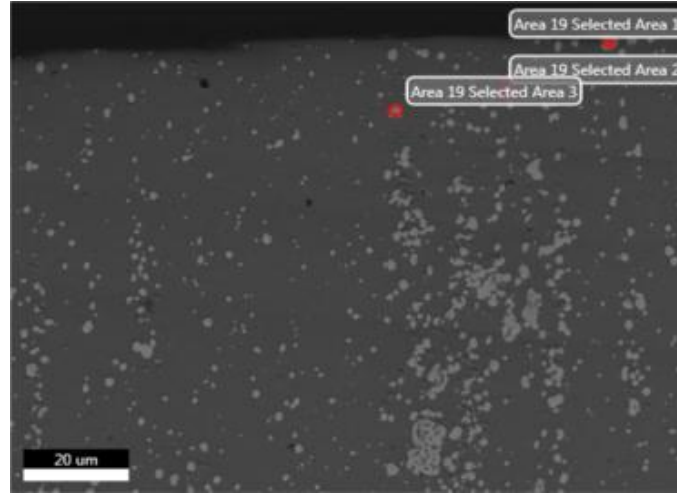
Şekil 4.3 : N2 numunesinin mikroyapısı.



Şekil 4.4 : N3 numunesinin mikroyapısı.

4.2 Taramalı Elektron Mikroskobu Çalışmaları ve EDX Analizleri

Optik mikroskopta görülen karbürlerin içeriğinin anlaşılması için yapılan noktasal EDX analizi için seçilen noktalar(Şekil 4.5, 4.6 ve 4.7) ve bu noktaların analiz sonuçlarının atomik yüzdeleri Çizelge 4.1, 4.2 ve 4.3'te verilmiştir.

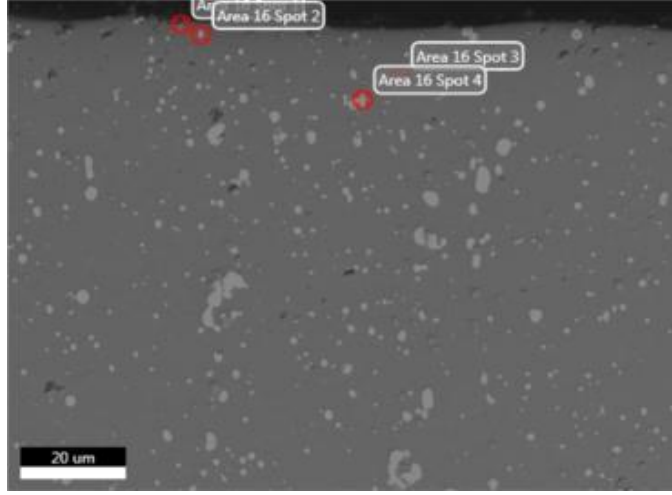


Şekil 4.5 : N1 numunesinde EDX için seçilen noktalar.

Çizelge 4.1 : N1 numunesi için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.

Seçilen Noktalar	Fe	C	W	Mo	V	Cr	Co	N
1	31,07	4,58	25,67	23,54	8,82	3,76	0,68	1,88
2	31,79	6,13	17,95	18,03	18,29	4,56	0,2	2,44
3	36,8	3,41	28,18	23,07	3,28	4,42	0,65	1,2

Optik mikroskop ile mikroyapıya bakıldığında görülen karbür yapılarının tanımlanması için yapılan noktasal EDX sonucunda N1 numunesine görülen karbürlerin Fe-W-Mo çoklu karbür yapısı olduğu belirlenmiştir.

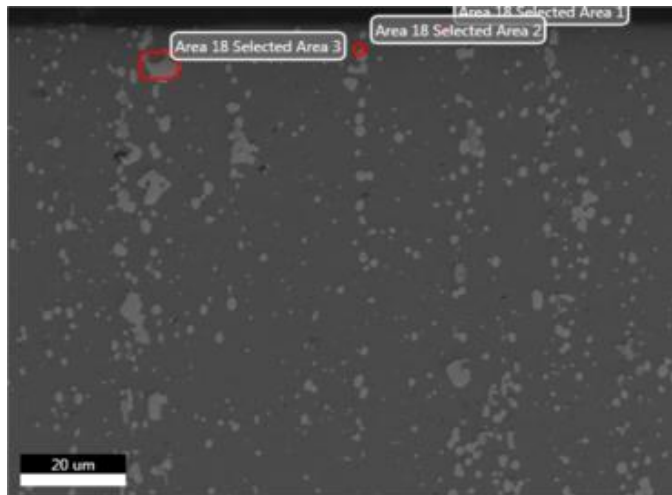


Şekil 4.6 : N2 numunesinde EDX için seçilen noktalar.

Çizelge 4.2 : N2 için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.

Seçilen Nokta	Fe	C	W	Mo	V	Cr	Co	N
1	19,1	11,45	13,03	12,33	34,98	3,18	0,31	5,48
2	35,27	3,09	33,81	19,64	3,09	2,96	0,7	1,45
3	7,56	10,24	12,48	16,67	43,71	4,81	0,38	3,73
4	35,68	3,16	31,48	22,02	3,11	3,08	0,49	0,96

Optik mikroskop ile mikroyapıya bakıldığında görülen karbür yapılarının tanımlanması için yapılan noktasal EDX sonucunda N2 numunesinde görülen karbürlerin Fe-W-Mo-V çoklu karbür yapısı olduğu belirlenmiştir.



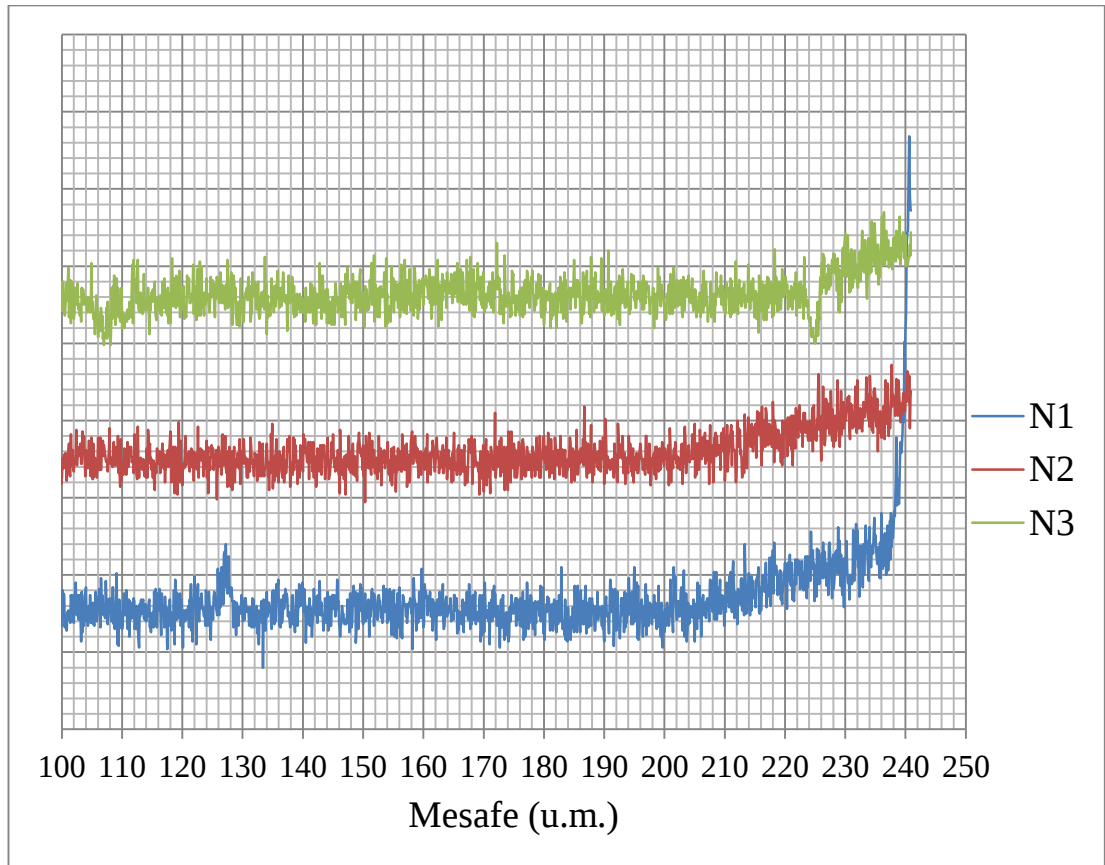
Şekil 4.7 : N3 numunesinde EDX için seçilen noktalar.

Çizelge 4.3 : N3 numunesi için seçilen noktaların % ağırlıkça EDX sonuçları.

Seçilen Nokta	Fe	C	W	Mo	V	Cr	Co	N
1	8,32	8,42	5,95	56,97	7,53	7,95	0,85	3,95
2	64,03	3,68	3,22	12,55	4,34	3,37	6,58	2,24
3	40,61	4,26	5,44	33,94	4,7	4,62	4,13	2,3

Optik mikroskop ile mikroyapıya bakıldığında görülen karbür yapılarının tanımlanması için yapılan noktasal EDX sonucunda N3 numunesinde görülen karbürlerin Mo_6C olduğu belirlenmiştir.

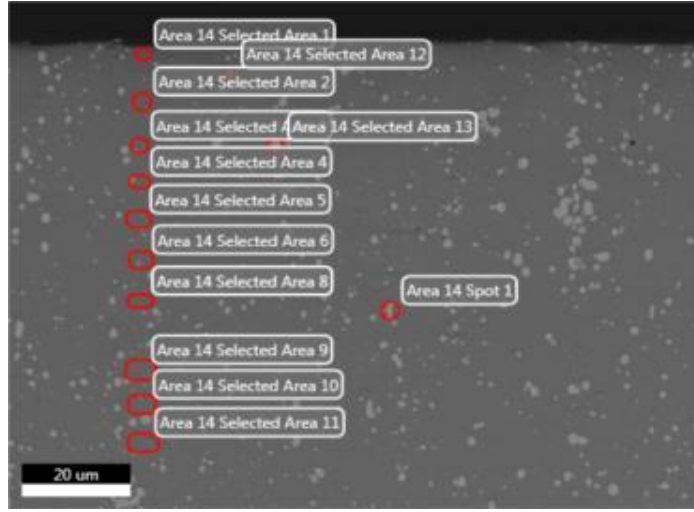
Nitrürlü numunelere yapılan EDX sonucunun karşılaştırmalı grafiği Şekil 4.8’de verilmiştir.



Şekil 4.8 : Nitrürlü numunelerin elemental profil grafiği.

Elemental azot profili incelendiğinde numunelerin yüzeyden içe doğru nitrasyon tabakası kalınlığı N1, N2 ve N3 numuneleri için sırasıyla 40,37 ve 25 μm olduğu belirlenmiştir.

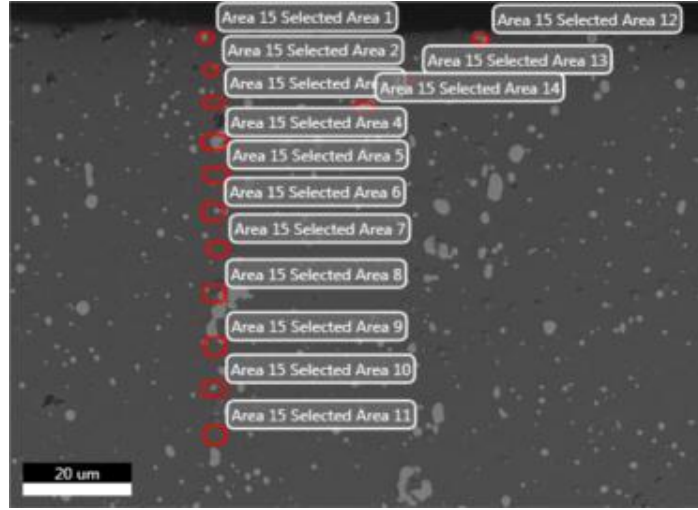
Azot ve demir elementleri için yapılan EDX analizinde numune yüzeyinden seçilen noktalar Şekil 4.9, 4.10 ve 4.11’de ve bu noktaları için EDX sonuçlarının atomik yüzdeleri Çizelge 4.4, 4.5 ve 4.6’da verilmiştir.



Şekil 4.9 : N1 numunesinin noktasal EDX’i için seçilen alanlar.

Çizelge 4.4 : N1 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.

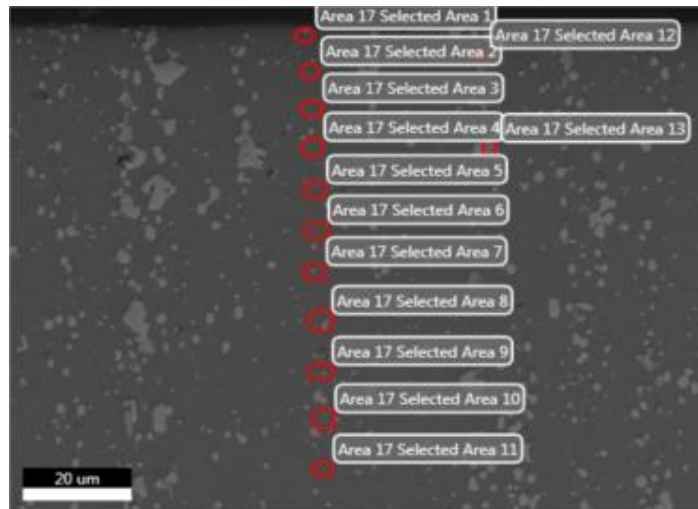
Seçilen Nokta	Fe(%atomik)	N(%atomik)
1	82,11	17,89
2	85,79	14,21
3	87,39	12,61
4	88,28	11,72
5	88,9	11,1
6	89,13	10,87
7	89,05	10,95
8	89,3	10,7
9	88,98	11,02
10	89,21	10,79



Şekil 4.10 : N2 numunesinin noktasal EDX’i için seçilen alanlar.

Çizelge 4.5 : N2 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.

Seçilen Nokta	Fe(%atomik)	N(%atomik)
1	83,83	16,17
2	86,55	13,45
3	87,91	12,09
4	89,46	10,54
5	89,21	10,79
6	90,18	9,82
7	89,94	10,06
8	89,64	10,36
9	90,07	9,93
10	90,2	9,8



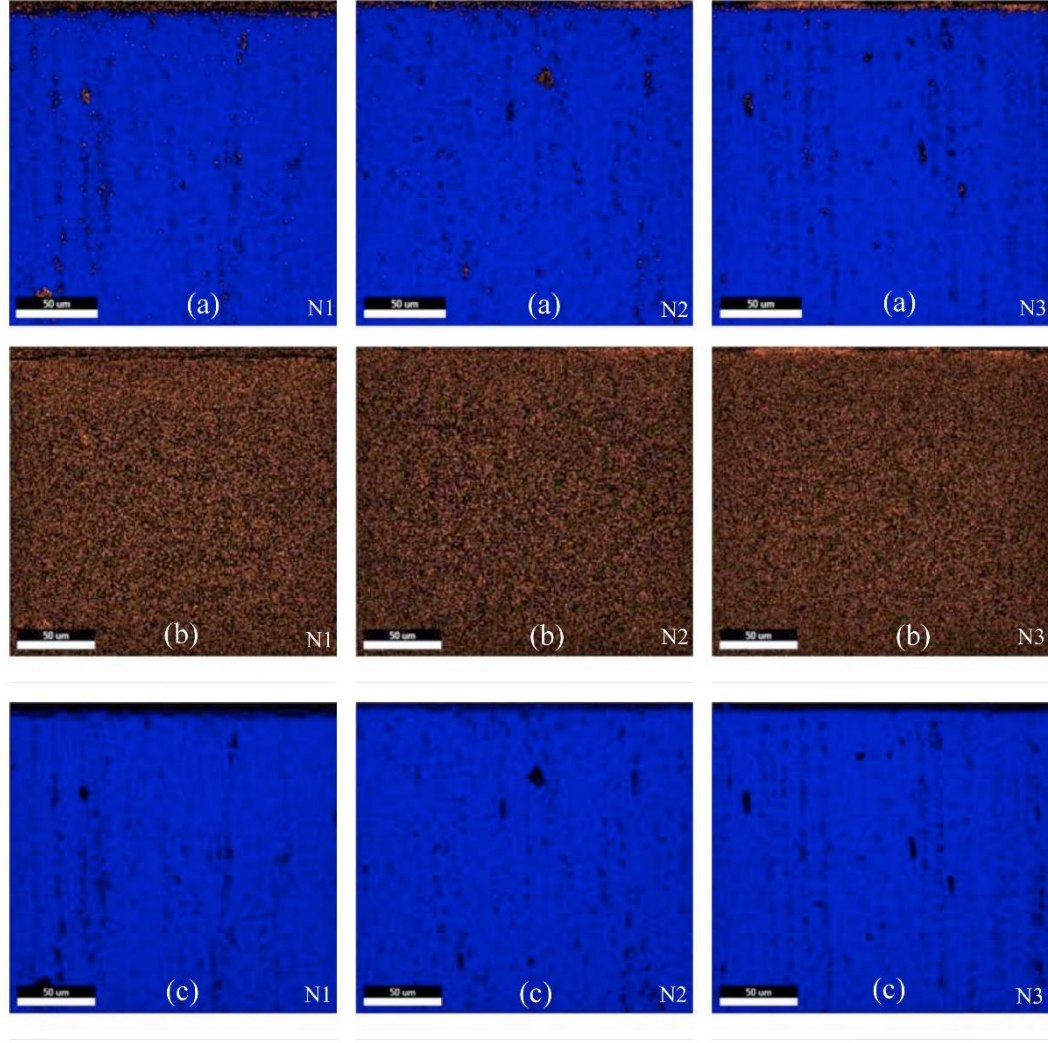
Şekil 4.11 : N3 numunesinin noktasal EDX’i için seçilen alanlar.

Çizelge 4.6 : N3 numunesi için seçilen EDX noktalarının Fe ve N yüzdeleri.

Seçilen Nokta	Fe(%atomik)	N(%atomik)
1	83,01	16,99
2	86,86	13,14
3	88,75	11,25
4	89,51	10,49
5	89,25	10,75
6	89,96	10,04
7	89,9	10,1
8	90,05	9,95
9	89,6	10,4
10	89,86	10,14

Azot ve demire göre yapılan EDX analizlerinden de anlaşılacağı gibi yüzeyden içeri doğru gidildikçe genel itibariyle yapıdaki azot oranı azalmaktadır.

N1, N2 ve N3 numunelerine azot ve demir için yapılan elemental haritası Şekil 4.12’de verilmiştir.

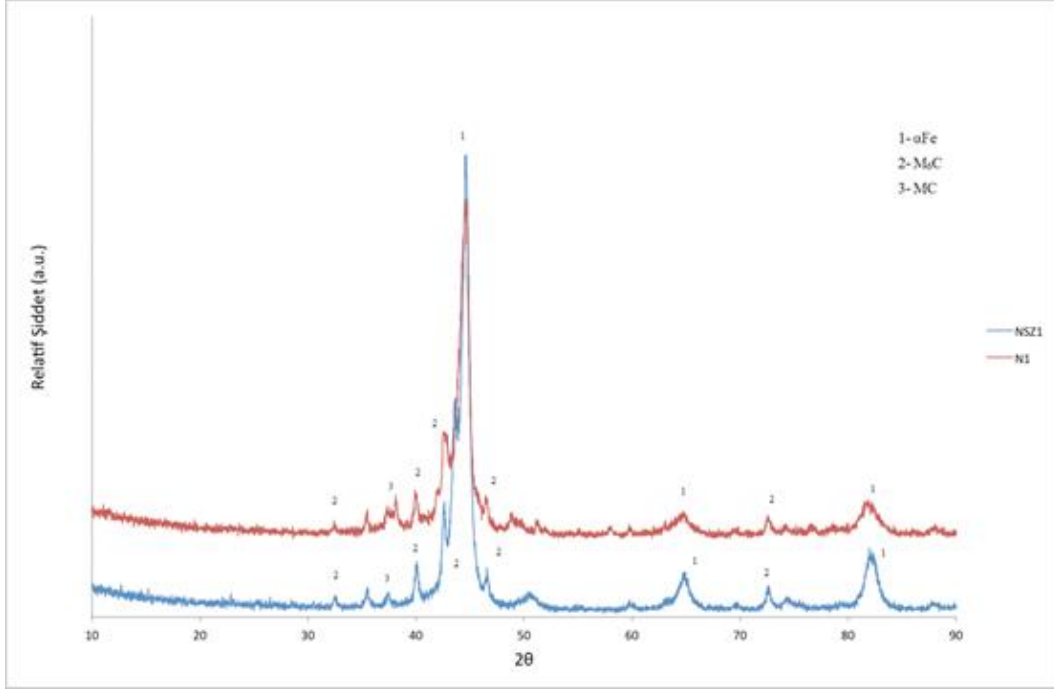


Şekil 4.12 : Nitrülenmiş numunelerin azot ve demir elemental haritalanması(turuncu noktalar azotu, mavi noktalar demiri simgelemektedir.).(a) Fe ve N, (b) N, (c) Fe).

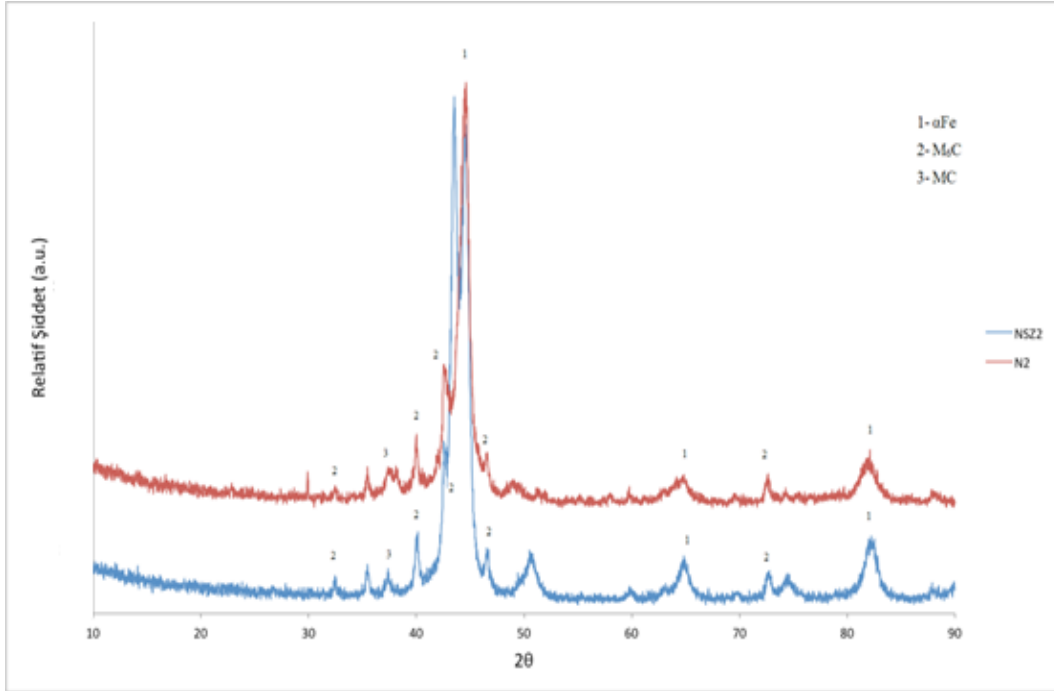
Elemental haritalama sonucunda azotun ve demirin yapıda dağılışı gösterilmiştir. Yüzeye yakın bölgelerde azotun daha yoğun olduğu görülmüştür.

4.3 Faz Analizi Sonuçları

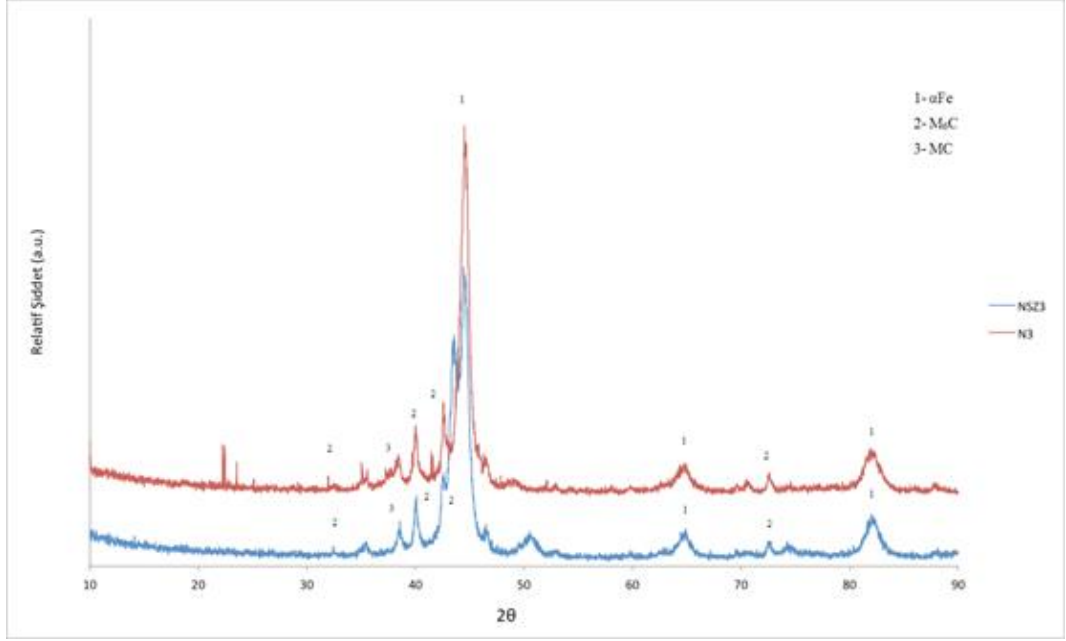
Nitrürlü ve nitrürsüz numunelerde yapılan XRD paternleri karşılaştırmalı sonuçları Şekil 4.13, 4.14 ve 4.15’da verilmiştir.



Şekil 4.13 : NSZ1 ve N1 kodlu numunelerin XRD paterni



Şekil 4.14 : NSZ2 ve N2 kodlu numunelerin XRD paterni



Şekil 4.15 : NSZ3 ve N3 kodlu numunelerin XRD paterni

Nitrürsüz numunelerin XRD paternlerinde α -Fe, M_3C ve MC karbürleri görülmektedir. Yapılan XRD incelemeleri sonucunda beyaz tabakayı oluşturan γ' - Fe_4N ve ϵ - Fe_3N fazlarının nitrürlü numunelerde oluşmadığı gözlemlenmiştir[53]. Nitrürsüz numunelere göre benzer şekilde nitrürlü numunelerin de XRD paternlerinde α -Fe, M_3C ve MC karbürleri görülmektedir. Yapının en fazla %6 azot içermesinden dolayı nitrürlü numunelerin piklerinin genişleme miktarı oldukça azdır.

4.4 Mikro Sertlik Analizi Sonuçları

Nitrasyonlu ve nitrasyonsuz numunelerin 500 gram sertlik yükü uygulanarak kesitten yapılan mikro sertlik ölçümleri Çizelge 4.7’de verilmiştir.

Çizelge 4.7 : Aynı test yükünde kesitten yapılan mikro sertlik karşılaştırması.

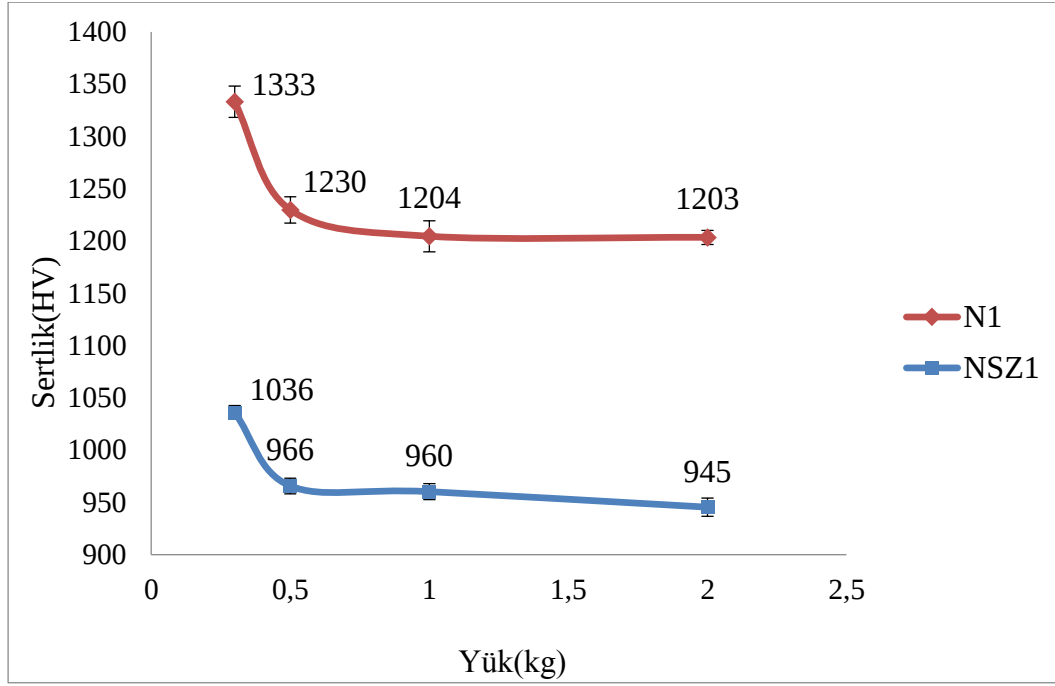
Sertlik	NSZ1	NSZ2	NSZ3	N1	N2	N3
$HV_{0,5}$	941	982	1080	1017	1002	1107

Genel olarak nitrasyon uygulanmış numunelerin nitrürsüz numunelere göre daha yüksek sertlik değerlerinde olduğu görülmüştür. Nitrürsüz numuneler arasında en yüksek sertliğe sahip numunenin nitrürlü halinin de en yüksek sertliğe sahip olduğu görülmüştür. 1. grup numunelere uygulanan nitrasyon sonucunda, numunelerin

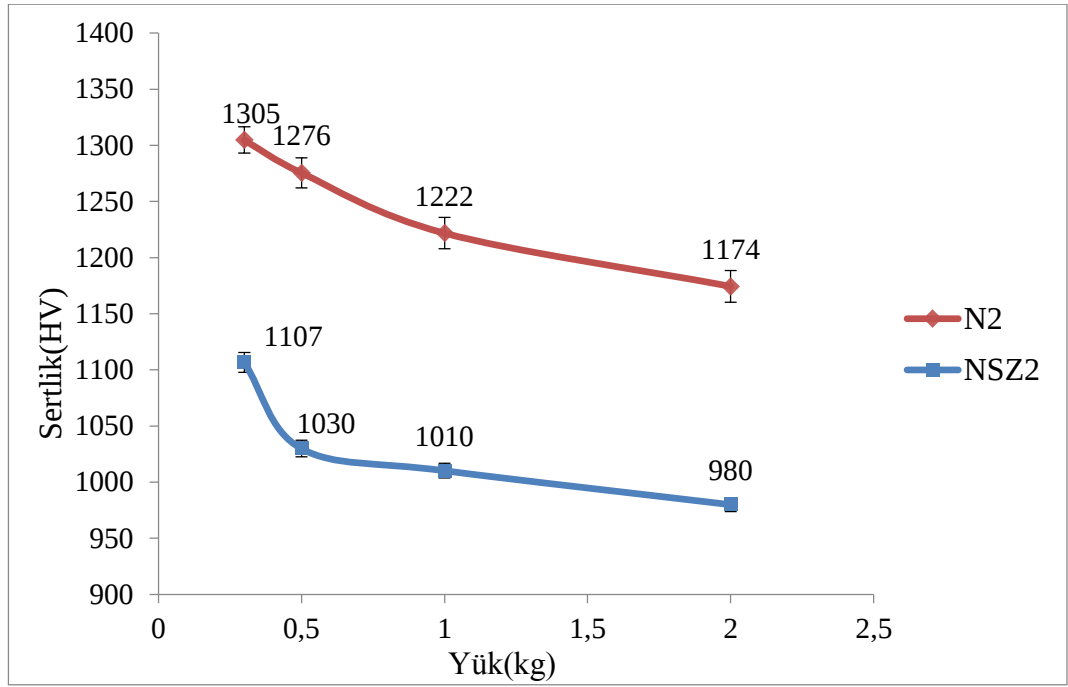
sertliğinin diğer numunelerin sertlik değerlerine göre daha yüksek oranda etkilendiği görülmüştür.

4.4.1 Yüzeyden mikro sertlik analizi sonuçları

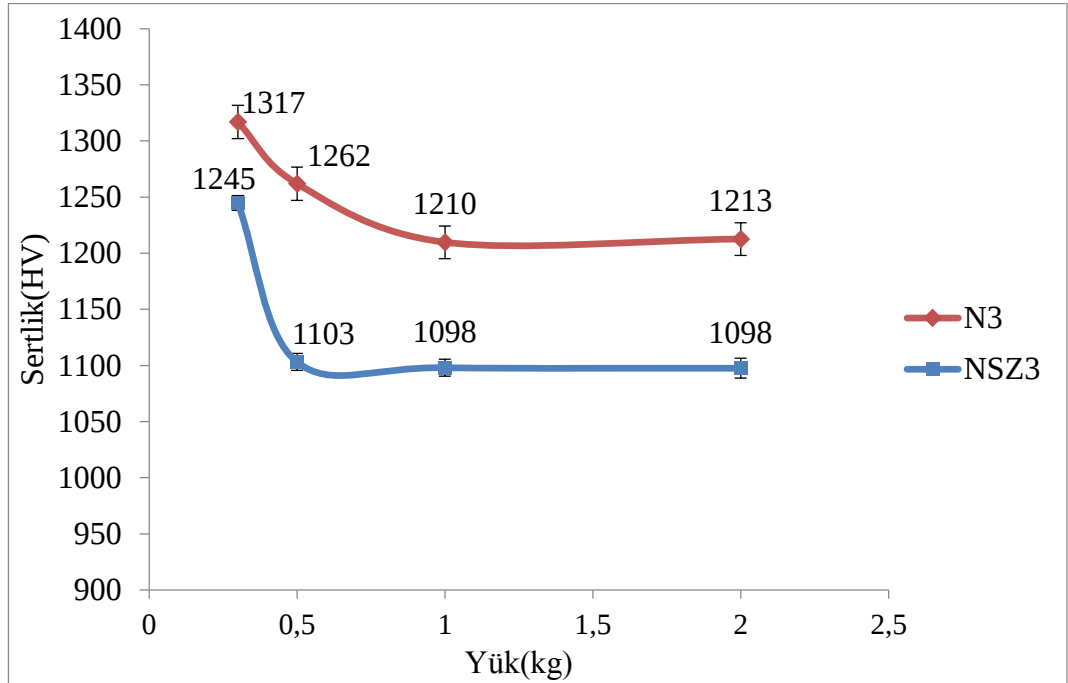
Çeşitli yüklerde alınan sertlik örnekleri sonucunda elde edilen verilerin grafikleri Şekil 4.16, 4.17 ve 4.18’de verilmiştir.



Şekil 4.16 : NSZ1 ve N1 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.



Şekil 4.17 : NSZ2 ve N2 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.



Şekil 4.18 : NSZ3 ve N3 kodlu numunelerin yüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin test yüküne bağlı değişimi.

Yüzeyden alınan farklı yüklerdeki sertlik verileri sonucunda nitrürsüz numunelerde kimyasal kompozisyonda görülen alaşım oranı artışı ile sertlikte de artış olduğu görülmüştür. Yüksek hız çeliklerinde sertlik oluşturan mekanizma olarak birincil

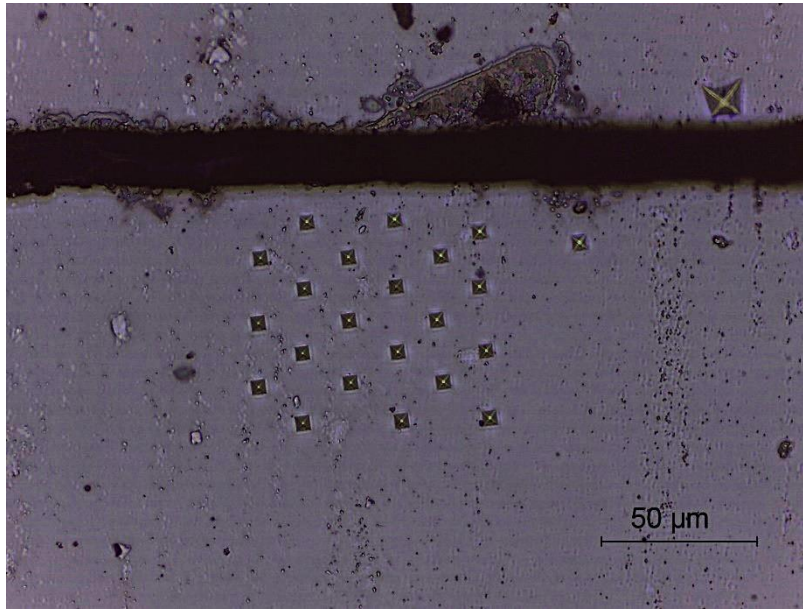
karbür yapan alaşım elementlerinin yüksek miktarda kullanılmasından dolayı numunelerde alaşım oranı arttıkça sertlik de artmaktadır.

Nitrürlü ve nitrürsüz numunelerin sertlikleri incelendiğinde nitrürlülerin sertliğinin daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

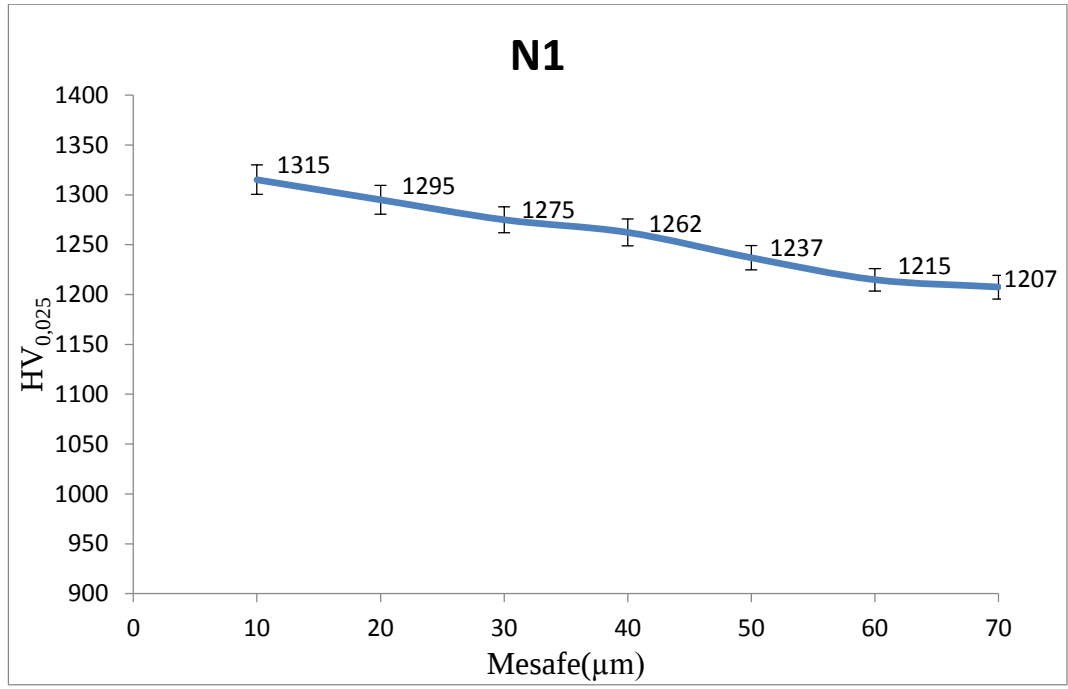
Nitrürlü numuneler arasında alaşım oranına bağlı olarak sertliğin arttığı ancak N1 ve N2 arasındaki sertlik farkının nitrürsüz hallerindeki kadar belirgin olmadığı görülmüştür.

4.4.2 Kesitten mikro sertlik analizi sonuçları

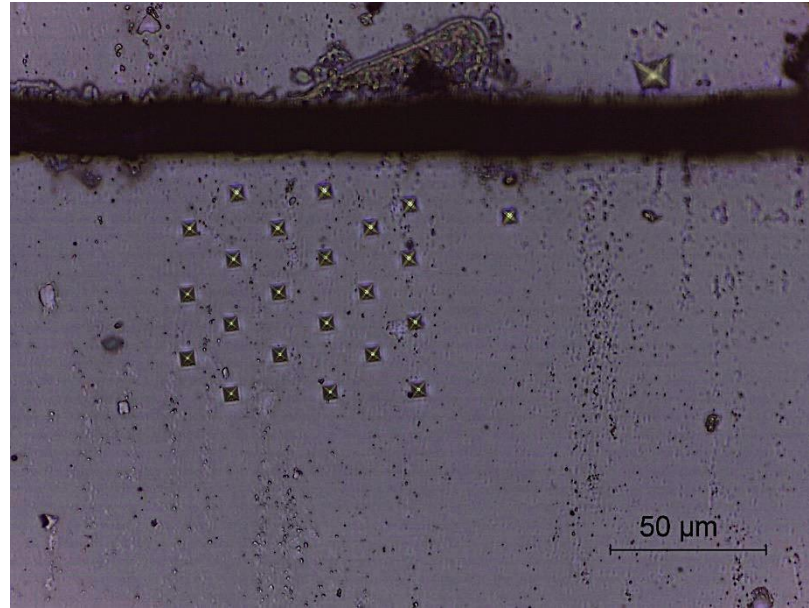
Kesitten yapılan sertlik ölçümü noktaları ve bu noktalara ait sertlik profilleri Şekil 4.19, 4.21 ve 4.23’de ve bu noktaların oluşturduğu ortalamalardan çizilen sertlik profilleri Şekil 4.20, 4.22 ve 4.24’te verildiği gibidir.



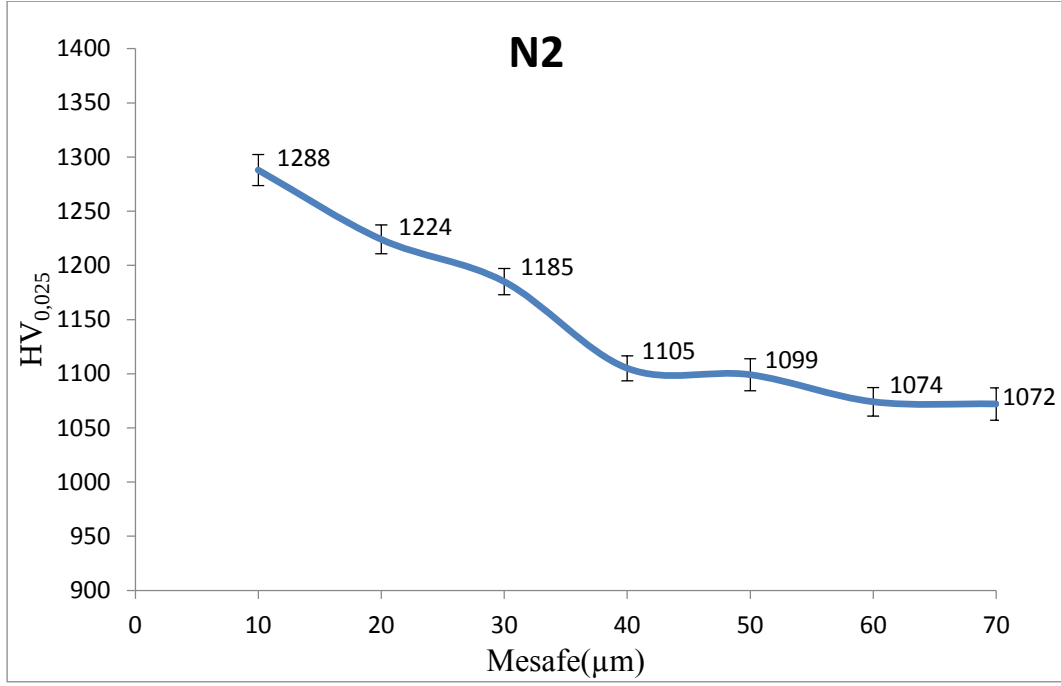
Şekil 4.19 : N1 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.



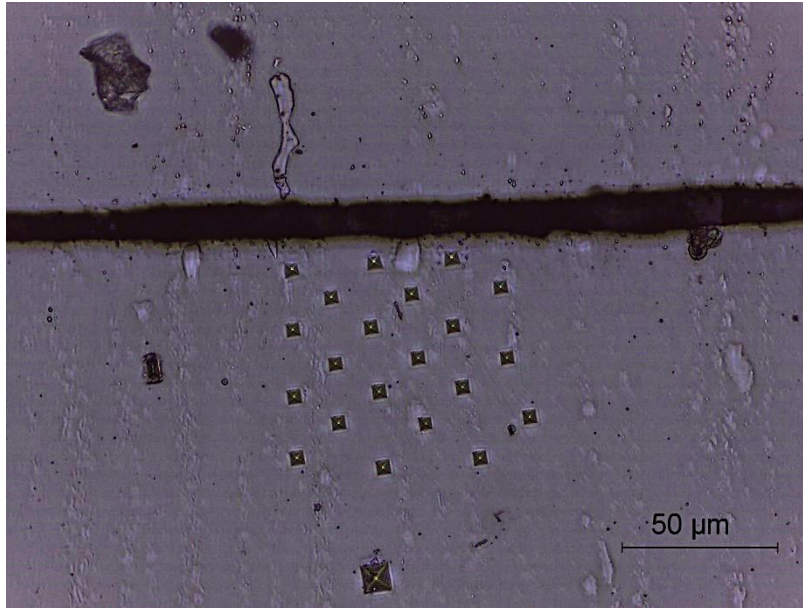
Şekil 4.20 : N1 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.



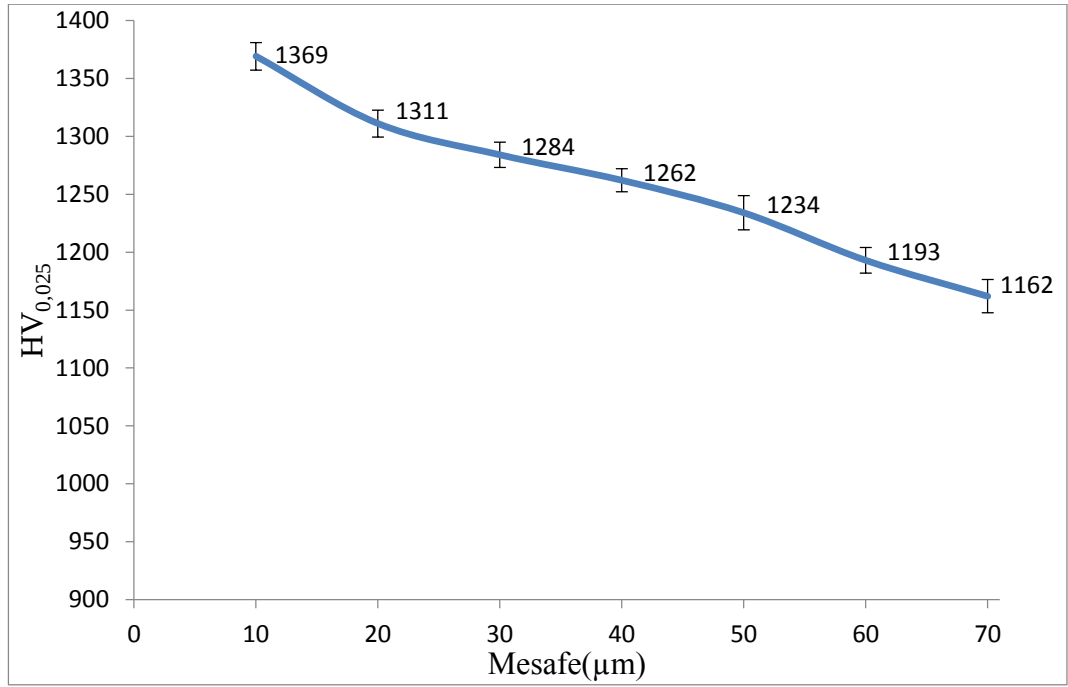
Şekil 4.21 : N2 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.



Şekil 4.22 : N2 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.



Şekil 4.23 : N3 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil ölçüm noktaları.

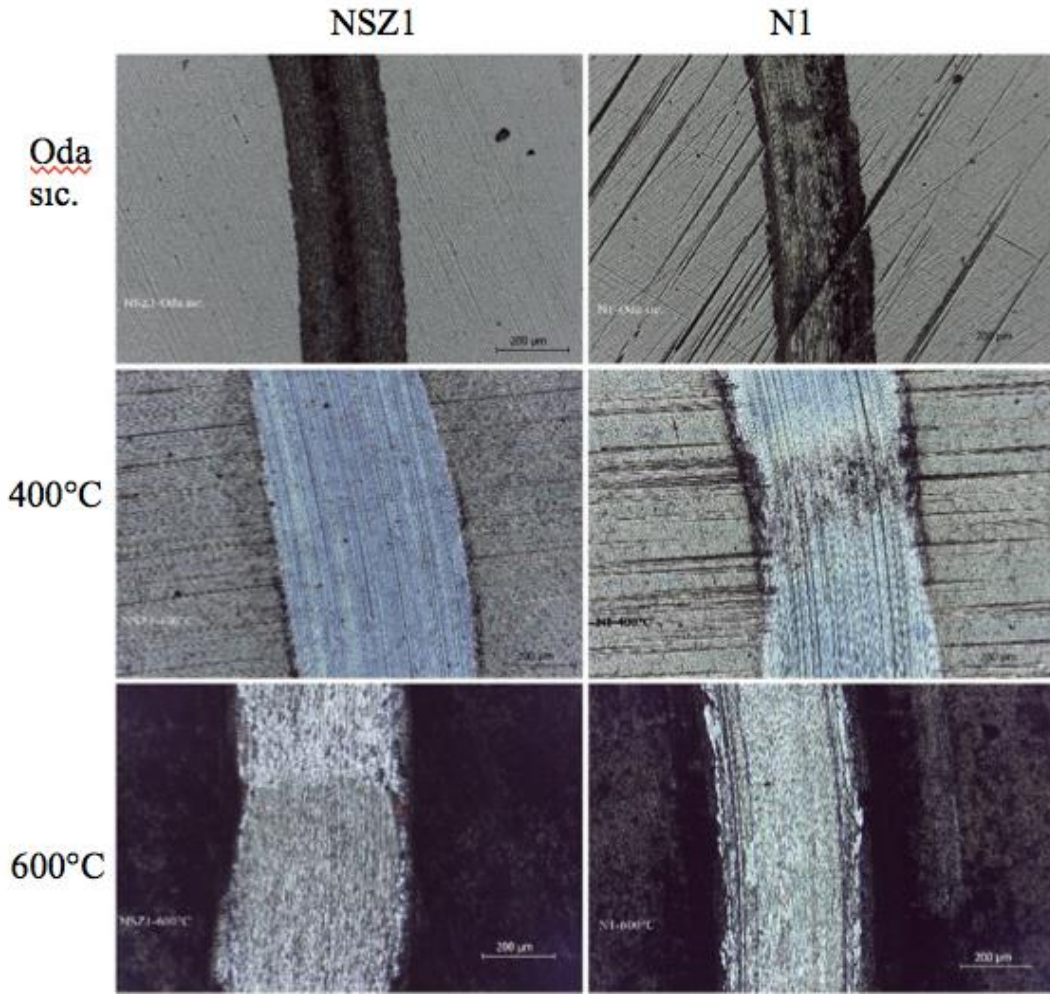


Şekil 4.24 : N3 numunesinin kesitten yapılan sertlik profil grafiği.

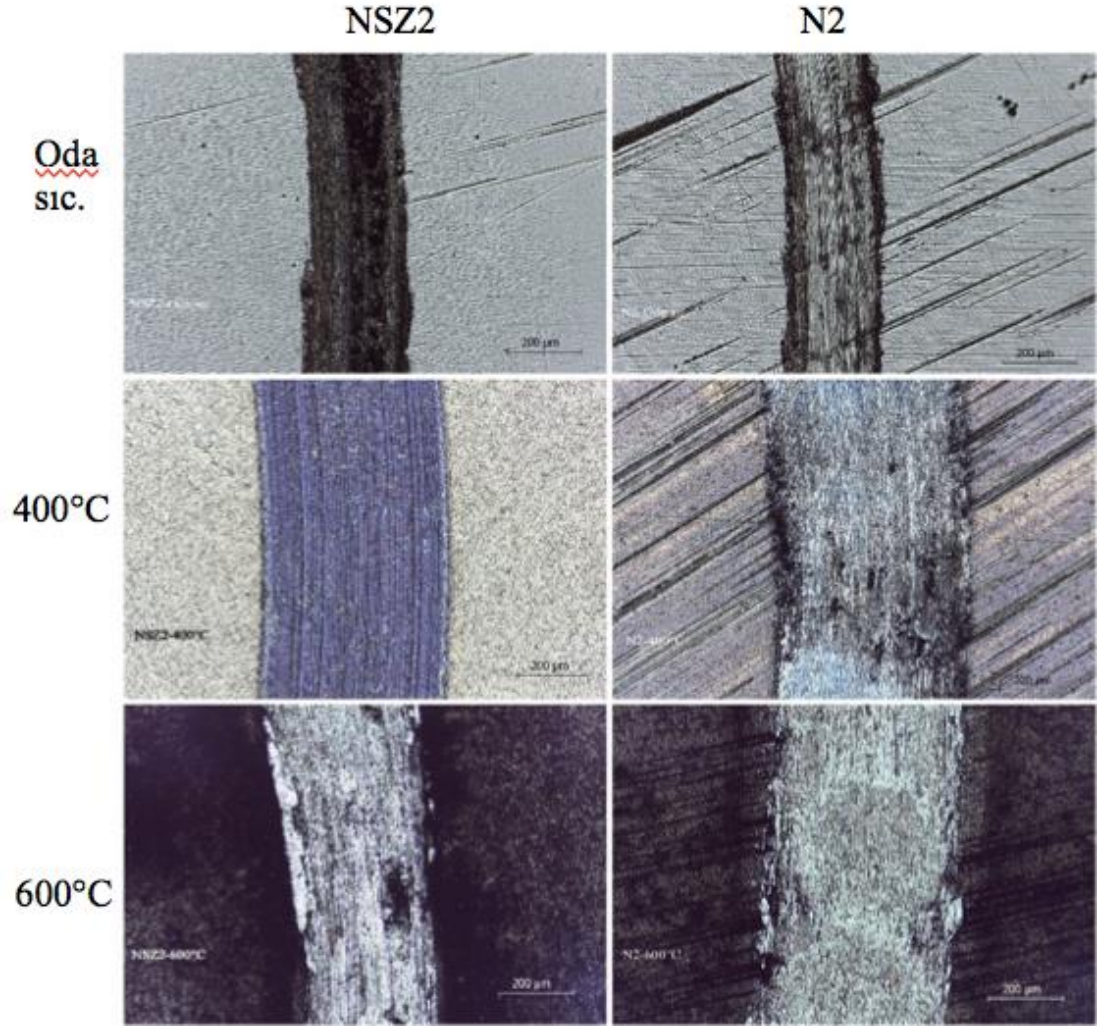
Nitrürlü numunelere yapılan kesitten sertlik ölçümü sonuçlarında, yüzeyden merkeze doğru gidildiğinde sertlikte düşüş olduğu görülmüştür. Sertlik profilleri incelendiğinde alınan ilk noktanın son noktaya göre daha sert olması, difüzyon tabakasının varlığını kanıtlamıştır. Sertlikteki düşüşün belirgin hale geldiği noktalarda difüzyon bölgesinden çıkıldığı düşünülmüştür.

4.5 Aşınma Deneyleri Sonuçları

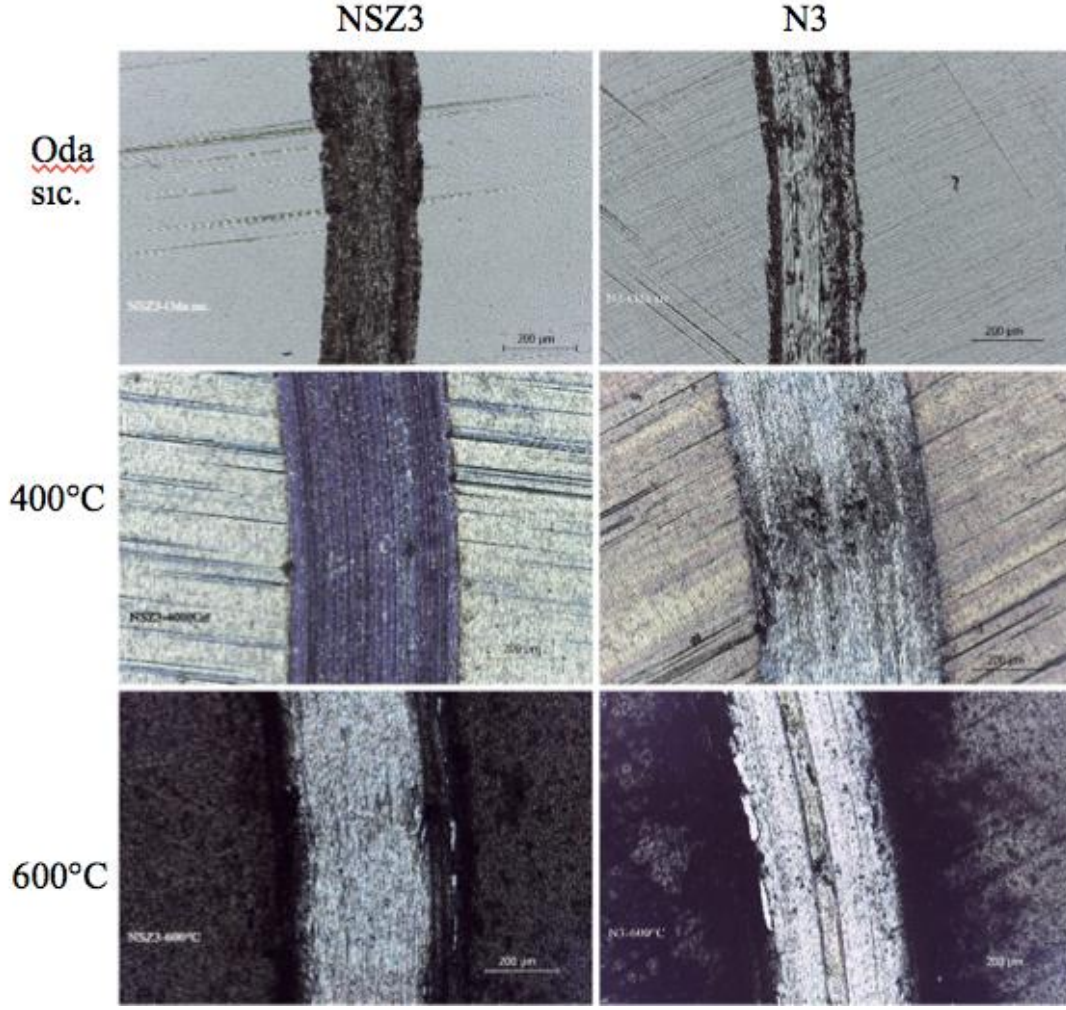
Numuneler üzerinde oda sıcaklığı, 400°C ve 600°C sıcaklıklarda yapılan aşınma testleri sonrasında numunelerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin 10X büyütmede çekilen optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.25, 4.26 ve 4.27’de verilmiştir.



Şekil 4.25 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.



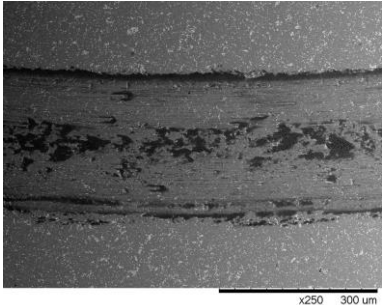
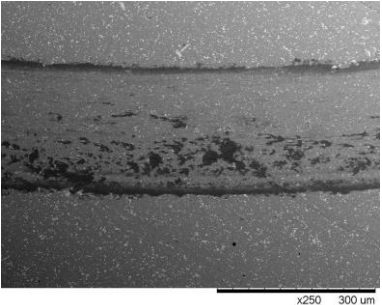
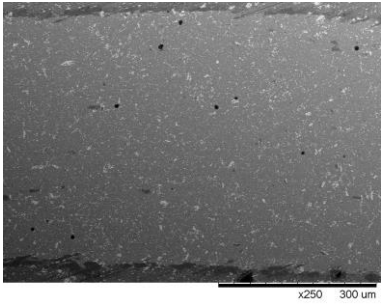
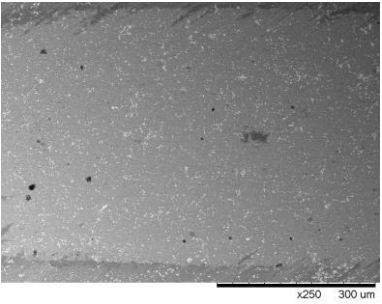
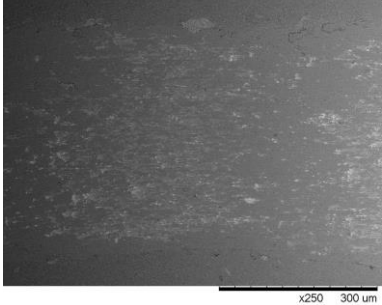
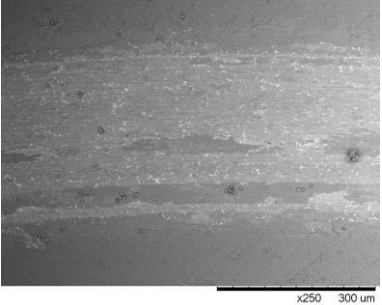
Şekil 4.26 : NSZ2-N2 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.



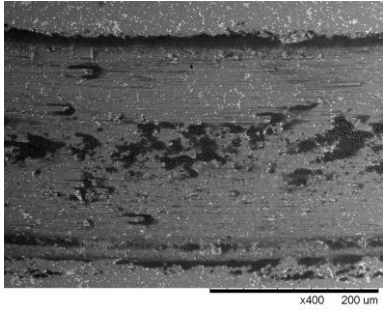
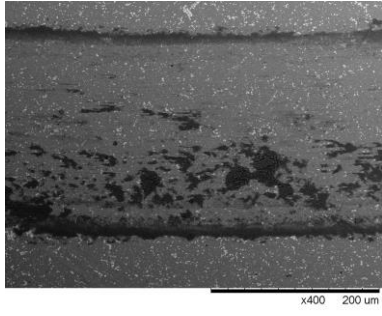
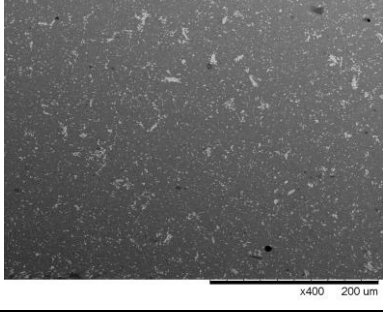
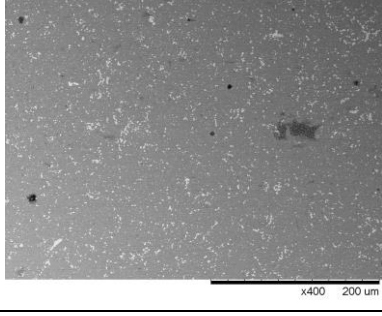
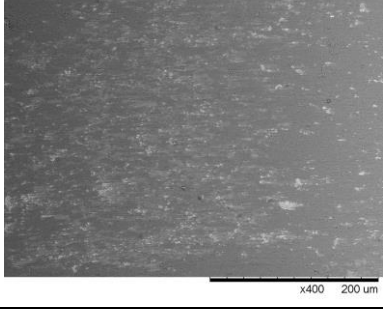
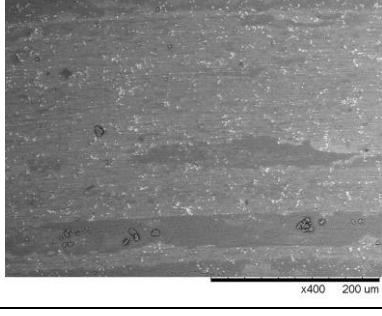
Şekil 4.27 : NSZ3-N3 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma optik görüntüleri.

Genel olarak, aşınma izlerinin farklı büyütme ölçeklerinde çekilen optik görüntüleri sonucunda aşınma alanlarının sıcaklığa bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. Nitrürlü numunelerin aşınma izlerinin nitrürlü numunelere göre daha dar olduğu belirlenmiştir. Şekillerde görüldüğü üzere 400°C’de bütün numunelerin aşınma iz genişliklerinin diğer sıcaklıklara göre (oda sıcaklığı ve 600°C) daha geniş olduğu görülmüştür.

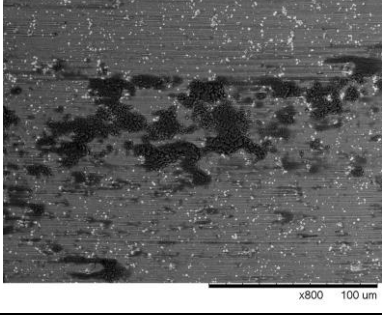
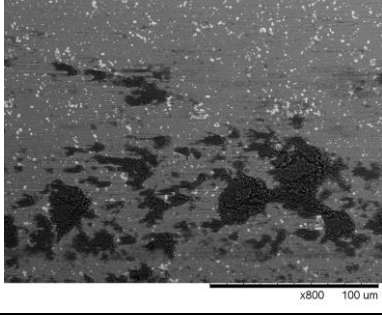
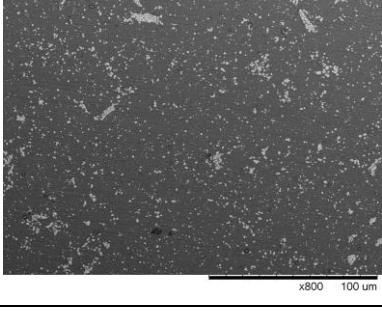
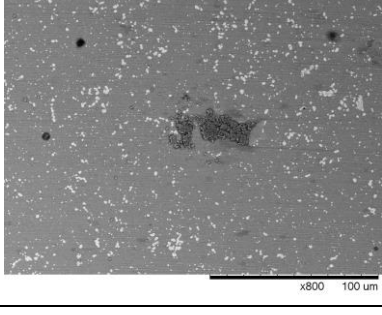
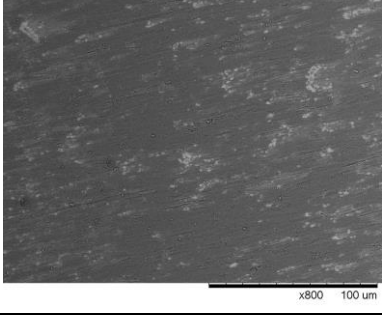
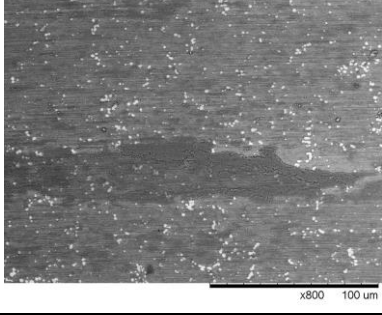
Aşınma izlerinin farklı büyütme ölçeklerinde taramalı elektron mikroskobu ile çekilen görüntülerin sıcaklıklarına göre karşılaştırmalı olarak Şekil 4.28, 4.29, 4.30, 4.31 ve 4.32’de verilmiştir.

250X	NSZ1	N1
Oda Sıcaklığı		
400°C		
600°C		

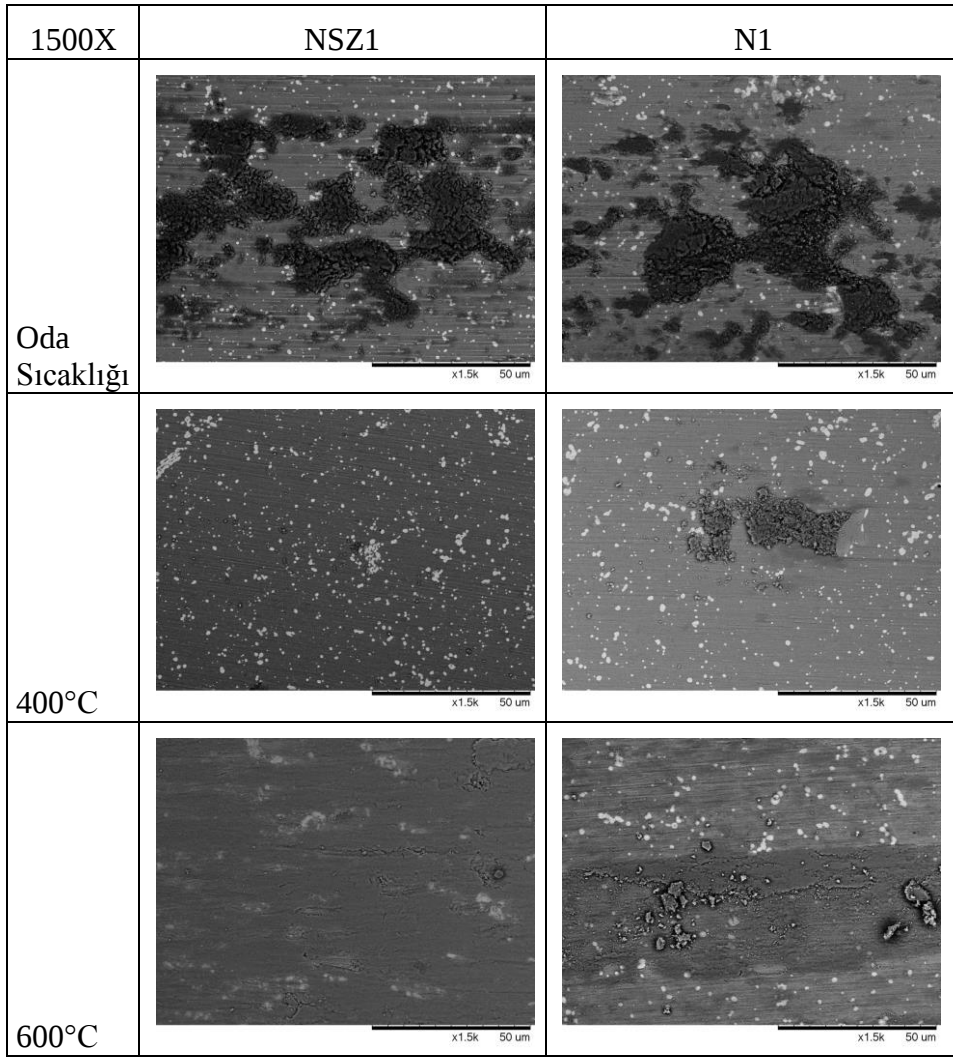
Şekil 4.28 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 250X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

400X	NSZ1	N1
Oda Sıcaklığı		
400°C		
600°C		

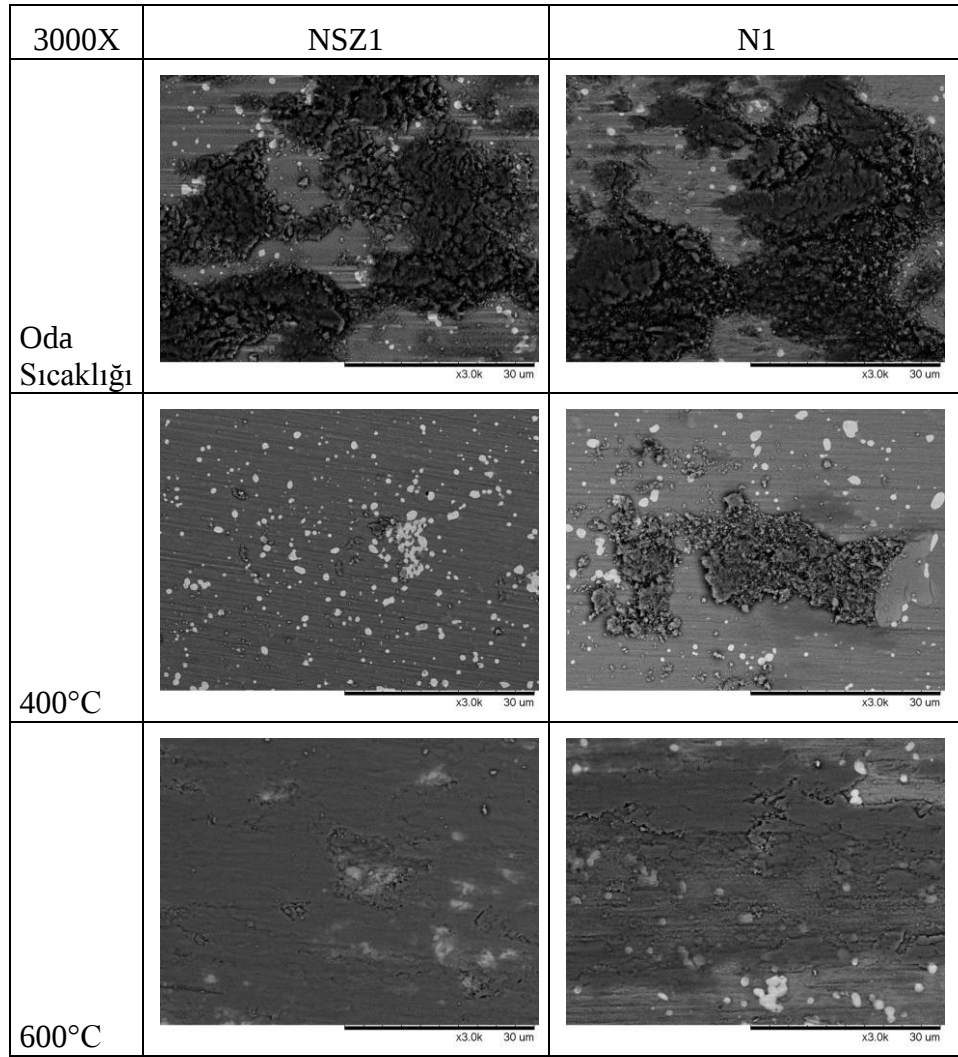
Şekil 4.29 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 400X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

800X	NSZ1	N1
Oda Sıcaklığı		
400°C		
600°C		

Şekil 4.30 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 800X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri



Şekil 4.31 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 1500X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri



Şekil 4.32 : NSZ1-N1 kodlu numunelerin oda sıcaklığı, 400°C, 600°C’de aşınma izlerinin 300X’te çekilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Genel olarak yapılan taramalı elektron mikroskobu görüntülerine bakıldığında aşınma test sıcaklıklarına bağlı olarak numunelerde oluşan aşınma mekanizmaları farklılık göstermektedir. Oda sıcaklığında numunelerin yüksek sertlikleri dolayısıyla aşınmaya karşı yüksek bir direnç gösterdiği belirlenmiştir. 600°C ise numune yüzeylerinde yeterli düzeyde koruyucu ve kararlı oksit tabakasının oluştuğundan aşınmaya karşı direncin 400°C’ye göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir. 400°C ise oluşan oksit tabakasının oldukça ince olduğu ve aşınma esnasında kırılarak yeterli koruyucu etkiyi gösteremediği belirlenmiştir.

Numunelerde oluşan aşınma izlerinin yüzey profilometresi yardımıyla genişlik ve derinlikleri belirlenerek numunelere ait aşınma alanları Eşitlik 4.1’de verilen bağıntı ile hesaplanmıştır. Çizelge 4.8, 4.9, 4.10, 4.11, 4.12 ve 4.13’te verilen değerler hesaplanan aşınma alan değerlerinin ortalamasıdır.

Çizelge 4.8 : NSZ1 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

NSZ1	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,577 ($\pm 0,198$)	236,125 ($\pm 11,606$)	292,365
400°C	9,507 ($\pm 0,498$)	497,250 ($\pm 24,147$)	3712,840
600°C	5,746 ($\pm 0,982$)	410,375 ($\pm 29,957$)	1851,888

Çizelge 4.9 : NSZ2 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

NSZ2	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,425 ($\pm 0,372$)	214,250 ($\pm 31,349$)	239,852
400°C	8,397 ($\pm 0,177$)	486,625 ($\pm 8,141$)	3209,109
600°C	6,009 ($\pm 0,526$)	376,500 ($\pm 18,008$)	1776,856

Çizelge 4.10 : NSZ3 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

NSZ3	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,344 ($\pm 0,150$)	192,250 ($\pm 9,739$)	202,911
400°C	8,220 ($\pm 0,242$)	456,625 ($\pm 7,130$)	2948,052
600°C	4,620885 ($\pm 0,781$)	408,625 ($\pm 20,667$)	1482,996

Çizelge 4.11 : N1 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

N1	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,200 ($\pm 0,194$)	250,125 ($\pm 5,139$)	235,743
400°C	9,437 ($\pm 0,9$)	479,125 ($\pm 33,515$)	3551,235
600°C	5,327 ($\pm 0,503$)	359,875 ($\pm 23,320$)	1505,672

Çizelge 4.12 : N2 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

N2	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,212 ($\pm 0,122$)	234,750 ($\pm 13,199$)	223,364
400°C	7,830 ($\pm 0,309$)	510 ($\pm 28,833$)	3136,147
600°C	5,266 ($\pm 0,286$)	335,125 ($\pm 17,089$)	1386,044

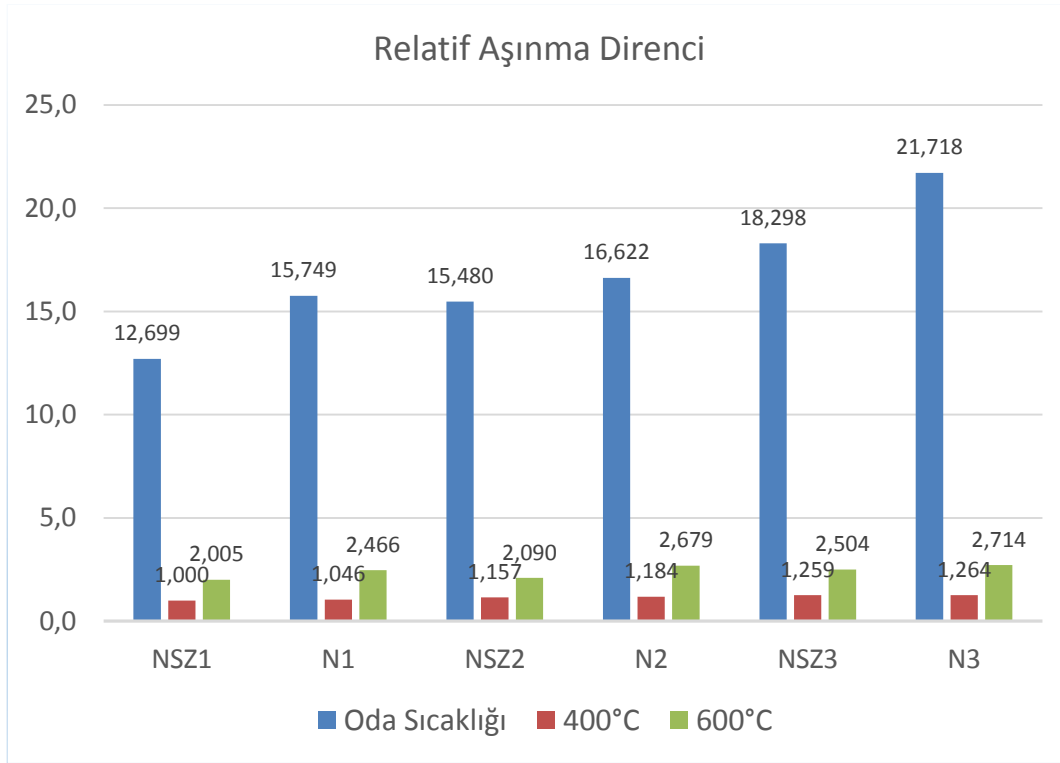
Çizelge 4.13 : N3 numunesinin yüksek sıcaklık aşınma deneyi sonucu ortalama derinlik, genişlik ve alan verileri.

N3	Aşınma izi derinliği(μm)	Aşınma izi genişliği(μm)	Aşınma alanı(μm^2)
Oda sıcaklığı	1,212 ($\pm 0,046$)	179,6 ($\pm 12,381$)	170,956
400°C	8,002 ($\pm 0,129$)	467,5 ($\pm 16,047$)	2938,173
600°C	5,146 ($\pm 0,512$)	338,5 ($\pm 37,071$)	1368,084

İncelenen numunelerin aşınma alanları karşılaştırıldığında bütün sıcaklıklarda nitrürlü numunelerin nitrürsüz numunelere göre daha az aşındığı gözlemlenmiştir. Sıcaklığa göre aşınma davranışları incelendiğinde ise bütün numunelerde en fazla 400°C’de, en az oda sıcaklığında aşındığı görülmüştür. Yüksek hız çeliklerinde sertliğin artışı ile aşınma dayanımı da artmaktadır[54].

400°C’de oluşan oksit tabakasının kırılgan ve miktarının yetersiz olması sebebiyle aşınma alanı diğer sıcaklıklara göre daha fazladır. 600°C’ de oluşan oksit tabakası 400°C’dekinden daha fazladır. Bu sayede 600°C’ de oluşan oksit tabakası aşınma yüzeyinde koruyucu etki sağlayarak aşınma dayanımını artırmıştır[55,56]

Şekil 4.33’te yüksek sıcaklık aşınma analizi yapılan numunelerin relatif aşınma dirençleri karşılaştırılmıştır. Relatif aşınma dirençleri hesaplanırken, aşınma alanı en fazla olan numune referans olarak alınmıştır. Daha yüksek aşınma alanı, relatif aşınma direncinin daha düşük olduğunu gösterir.

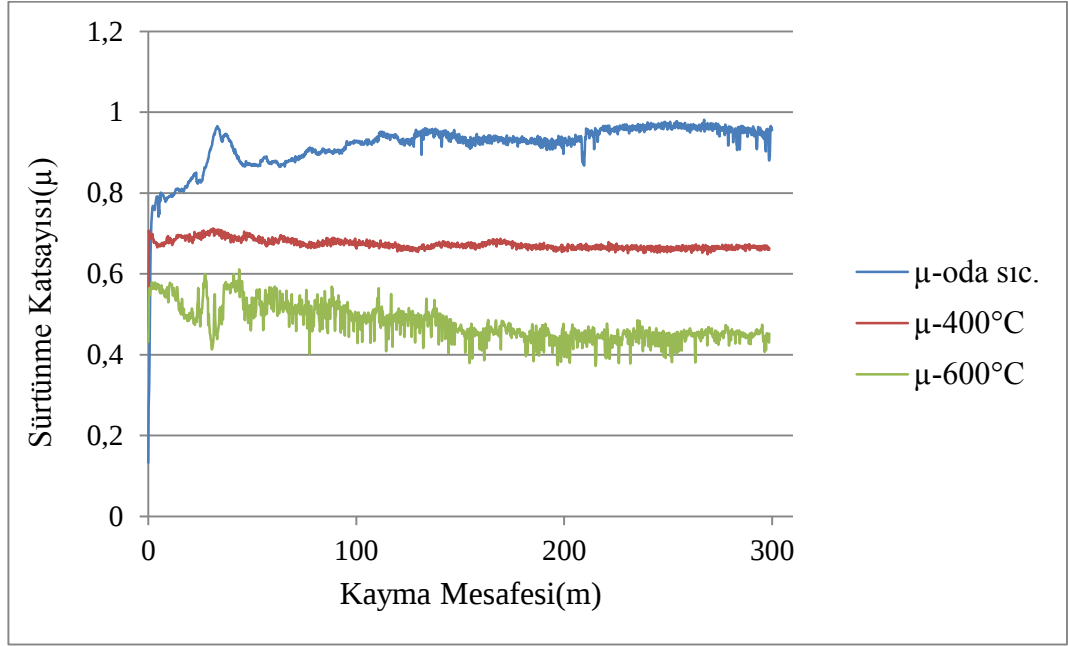


Şekil 4.33 : Numunelerin relatif aşınma dirençlerinin karşılaştırılması.

Numunelerin relatif aşınma dirençleri karşılaştırıldığında, bütün sıcaklıklarda nitrürlü numunelerin nitrürsüz numunelere göre daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu belirlenmiştir(Şekil 4.33).

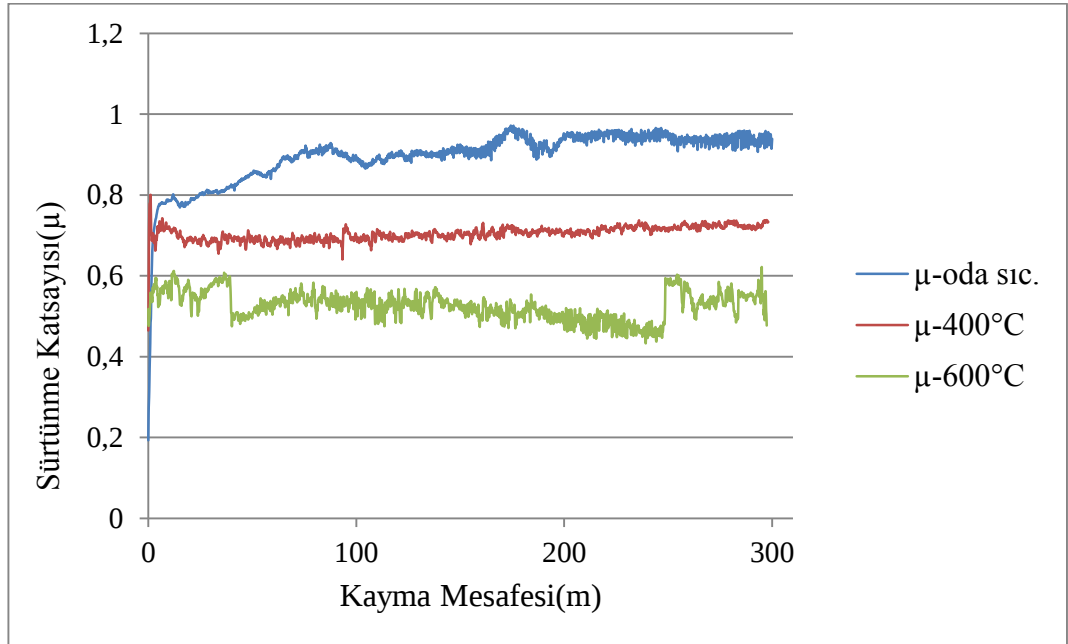
Nitrürsüz çeliklerin bütün sıcaklıklarda relatif aşınma dirençleri sıralaması Şekil 4.33'te de görüldüğü gibi en yüksek dirençliden en aza doğru sıralandığında NSZ3, NSZ2 ve NSZ1'dir. Nitrürlü çeliklerde de nitrürsüzlere benzer şekilde N3, N2 ve N1 şeklinde sıralanır. Numunelerdeki kobalt alaşım elementinin artması ile çeliğin de sertliği dolaylı olarak artmaktadır. Kobalt alaşımı solidüs sıcaklığını artırırken ostenitleme sıcaklığında karbür çözünürlüğü kobalt içeren çeliklerde artar, bu da sertleşebilirliği ve aşınma dayanımını artırır[25]. İncelenen numunelerde kobalt miktarı 1 numaralı çeliklerde en az iken 3 numaralı çeliklerde en fazladır. Numunelerdeki aşınma direnci artışının kobalt oranına dolayısıyla, sertliğe bağlı olduğu düşünülmüştür.

Numunelerin oda sıcaklığı, 400°C ve 600°C’de yapılan aşınma deneyleri sonucunda oluşan sürtünme katsayılarının sıcaklığa göre karşılaştırmalı grafikleri Şekil 4.34, 4.35, 4.36, 4.37, 4.38 ve 4.39’da verilmiştir.



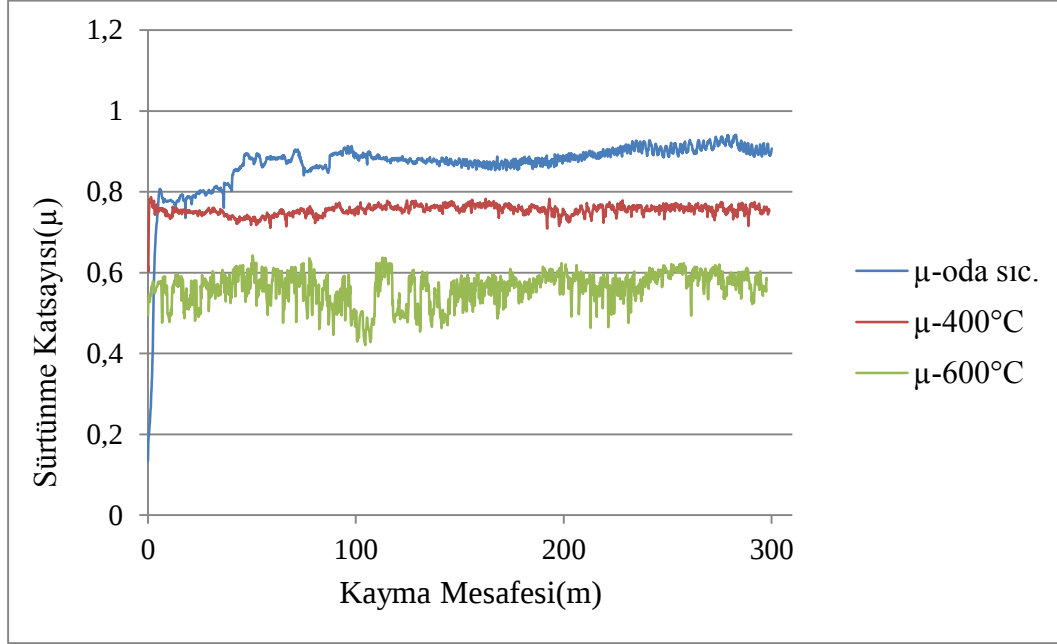
Şekil 4.34 : NSZ1 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

NSZ1 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,9-1 μ arasında, 400°C’de 0,66-0,7 μ arasında ve 600°C’de 0,45-0,55 μ arasında değişmektedir.



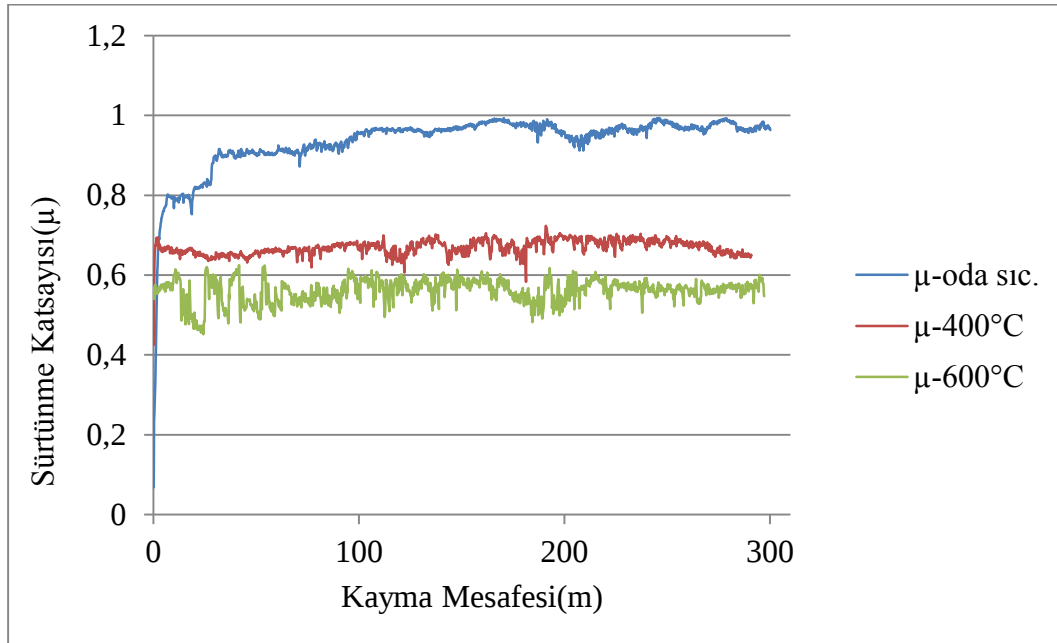
Şekil 4.35 : NSZ2 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

NSZ2 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,90-0,93 μ arasında, 400°C’de 0,68-0,69 μ arasında ve 600°C’de 0,46-0,54 μ arasında değişmektedir.



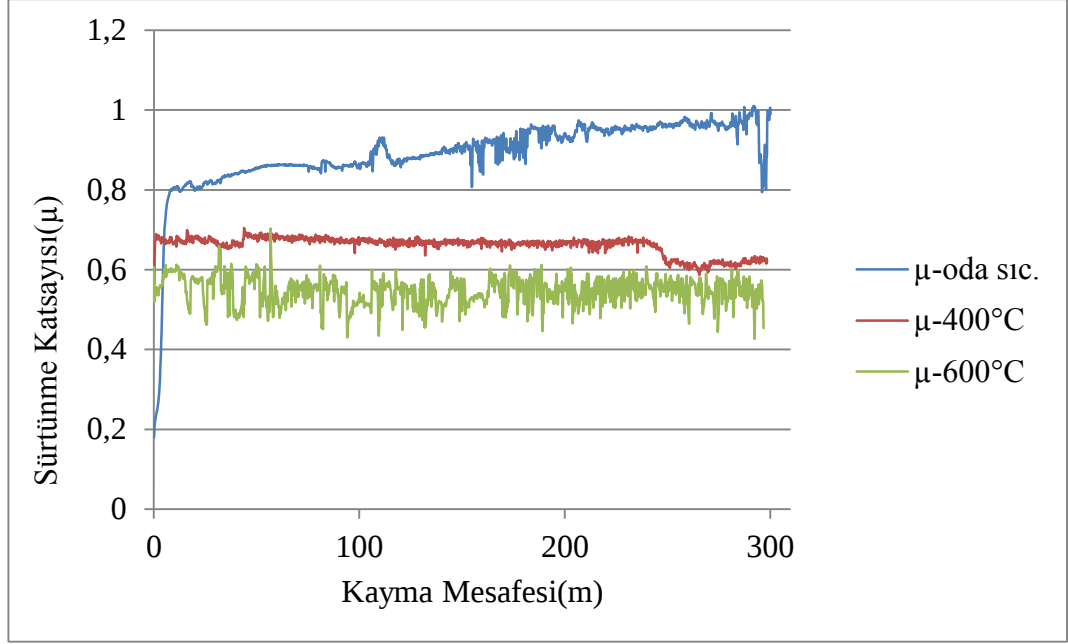
Şekil 4.36 : NSZ3 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

NSZ3 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,86-0,92 μ arasında, 400°C’de 0,74-0,75 μ arasında ve 600°C’de 0,55-0,60 μ arasında değişmektedir.



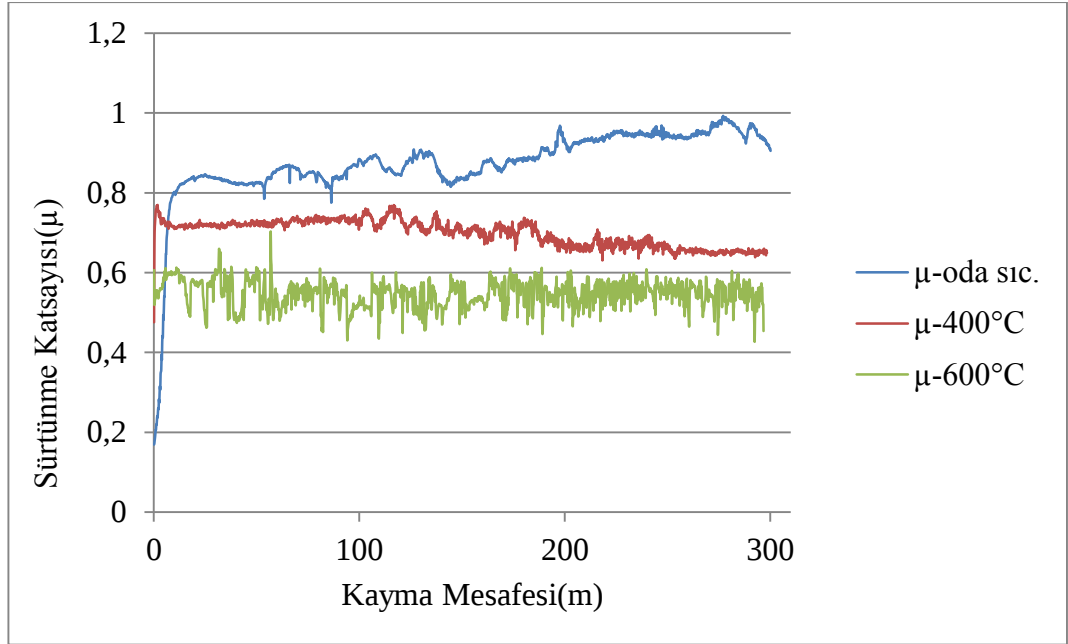
Şekil 4.37 : N1 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

N1 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,94-0,96 μ arasında, 400°C’de 0,65-0,68 μ arasında ve 600°C’de 0,52-0,61 μ arasında değişmektedir.



Şekil 4.38 : N2 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

N2 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,90-0,97 μ arasında, 400°C’de 0,66-0,67 μ arasında ve 600°C’de 0,54-0,58 μ arasında değişmektedir.



Şekil 4.39 : N3 numunesinin sıcaklığa göre sürtünme katsayısı grafiği.

N3 numunesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 0,86-0,98 μ arasında, 400°C’de 0,64-0,74 μ arasında ve 600°C’de 0,53-0,60 μ arasında değişmektedir.

Sürtünme katsayıları karşılaştırıldığında numuneler arasında belirgin fark olmamasına rağmen sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısının düştüğü görülmüştür.

5. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, DIN 1.3343, DIN 1.3243 ve DIN 1.3247 standartlarındaki kesici takım ucu yapımında kullanılan yüksek hız çeliklerinin sertleştirme ve temperleme işlemlerinin ardından nitrasyona tabi tutularak oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımının artırılması incelenmiştir. Nitrasyon tabakasının yapısal karakterizasyonu için optik mikroskop, EDX analizi ve X-ışını difraksiyon analizi yapılmıştır. Mekanik incelemeler, sertlik ölçümleri ve çeşitli sıcaklıklarda aşınma testleri ile yapılmıştır. Isıl işlemi tamamlanan malzemelerin aşınma deneyleri sırasında ball-on disk aşınma tipi aşınma cihazı ve alümina bilya kullanılmıştır. Yapılan deneylerde malzemelerin oda sıcaklığı, 400 ve 600°C'deki aşınma dayanımları incelenmiştir. Bu incelemeler sonunda elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- Uygulanan ısı ve nitrasyon işlemlerinin ardından %2'lik nital çözeltisi ile dağlanan nitrürlü çeliklerde alaşım oranı arttıkça azotun çelik kafes yapısına girmesinin zorlaşmasıyla difüzyon tabakasının azaldığı görülmüştür.
- Kullanılan çeliklerde ısı işlemlerden sonra gözlemlenen yapı temperlenmiş martenzit yapısıdır. Temperlenmiş martenzitik matriksin içinde karbür taneleri yer almaktadır. Dağlanan yapıdan alınan optik mikroskop görüntülerinde oluşan kontrast farkı ile difüzyon bölgesi belirlenmiştir.
- Elemental azot profili sonucunda DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 yüksek hız çeliklerinin azot difüzyon tabakasının genişlikleri sırasıyla 40, 37 ve 25 µm olduğu belirlenmiştir.
- EDX analizi sonucunda yüzeyden içeriye doğru azot konsantrasyonun azaldığı belirlenmiştir. Elemental haritalama yöntemiyle azot ve demirin yapı içerisindeki dağılımı gösterilmiştir. Azotun demir kafes yapısı içerisinde homojen dağılım gösterdiği belirlenmiştir.
- Noktasal EDX analizi ile mikroyapıda görülen karbürlerin Mo₆C, W₆C ve VC olduğu belirlenmiştir.

- Numunelerin XRD paternleri incelendiğinde yapılan nitrasyon işlemi sonucunda beyaz tabakayı oluşturan γ' -Fe₄N ve ϵ -Fe₃N fazlarının oluşmadığı gözlemlenmiştir.
- Yüzeyden yapılan sertlik ölçümü sonucunda nitrürsüz DIN 1.3343, 1.3243 ve 1.3247 yüksek hız çeliklerinde alaşım oranı arttıkça sertlikleri artmıştır. Nitrasyon sonrasında çeliklerin sertliklerinin arttığı; ancak birbirleriyle karşılaştırıldığında DIN 1.3343 ve 1.3243 çelikleri arasında belirgin bir sertlik farkının oluşmadığı, DIN 1.3247 numunesine göre sertliklerinin daha düşük olduğu belirlenmiştir.
- Nitrürlenmiş çeliklere yapılan kesitten sertlik ölçümü sonuçlarında, yüzeyden içeriye doğru gidildiğinde sertlikte düşüş olduğu görülmüştür. Sertlik profilleri incelendiğinde alınan ilk noktanın son noktaya göre daha sert olması, difüzyon tabakasının varlığını kanıtlamıştır. Sertlikteki düşüşün belirgin hale geldiği noktalarda difüzyon bölgesinden çıkıldığı düşünülmüş ve bu EDX sonuçları ile de kanıtlanmıştır.
- Sürtünme katsayısı grafiklerine bakıldığında aynı sıcaklıkta nitrürlü ve nitrürsüz numuneler arasında belirgin bir fark olmamasına rağmen sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısı düşmektedir.
- İncelenen bütün numunelerde, çelik bileşimindeki alaşım oranının değişiminin aşınma dayanımını üzerinde etkisi olduğu görülmüştür. Nitrasyon uygulanmış ve uygulanmamış çeliklerin aşınma dayanımları incelenen sıcaklıklarda karşılaştırıldığında, alaşım oranı arttıkça numunenin aşınmasının zorlaştığı ve aşınan alanın azaldığı sonucuna ulaşılmıştır. Nitrasyonsuz numunelerin oda sıcaklığı, 400 ve 600°C’de yapılan aşınma deneyleri sonucunda en az aşınandan en fazla aşınana göre sırasıyla DIN 1.3247, 1.3243 ve 1.3343 çelikleri olduğu görülmüştür. Nitrasyonlu numunelerin oda sıcaklığı, 400 ve 600°C’de yapılan aşınma deneyleri sonucunda en az aşınandan en fazla aşınana doğru sırasıyla DIN 1.3247, 1.3243 ve 1.3343 çelikleri olduğu görülmüştür.
- Aynı kompozisyona sahip malzemelerin aşınma deneyleri incelendiğinde, uygulanan farklı aşınma test sıcaklıklarında nitrasyonlu numunelerin nitrasyonsuz numunelere göre belirgin bir fark olmamasına rağmen daha az aşındığı deneyler sonucunda görülmüştür.

- Farklı sıcaklıklarda yapılan aşınma deneyleri sonucunda yüksek hız çeliklerini en fazla aşındıran sıcaklıktan en az aşındıran sıcaklığa göre sıralandığında 400°C, 600°C ve oda sıcaklığı şeklindedir. 600°C’de oluşan oksit tabakasının koruyucu etki yaratmasından dolayı 400°C’ye göre aşınma dayanımını artmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] Valerius, E., (1998). Gorham Advanced Materials Conference, Florida.
- [2] Doyle, E.D., Wong, Y.C., Vlasveld, A.C. (1998). Materials forum 22, 79.
- [3] Trent, E.M, Wright, P.K., (2000). Metal cutting(fourth edition), Butterworth Heinemann,132-174
- [4] Dobrazanski, L.A., (2001). Structure and properties of high-speed steels with wear resistant cases or coatings, *Journal of Materials Processing Technology* 109, 44-51
- [5] O'Brien, J.M., (1994). ASM Handbook, Vol. 4, ASM International, Materials park.
- [6] Sinha, A.K., (2003). Physical Metallurgy Handbook, McGraw-Hill, New York.
- [7] Keddarn, M., (2008). Appl. Surf. Sci. 254 2276.
- [8] Corengia, P., Ybarra, G., Moina, C., Cabo, A., Broitman, E., (2005). Surf. Coat. Technol. 200, 2391.
- [9] Çelik, A., Bayrak, Ö., Alsaran, A., Kaymaz, İ., Yetim, A.F., (2008). Surf. Coat. Technol. 202, 2433.
- [10] Yetim, A.F., Alsaran, A., Efeoglu, Çelik, I. A., (2008). Surf. Coat. Technol. 202, 2428.
- [11] Saunders, N., Miodownik, A. P., (1998). *CALPHAD* (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide Pergamon, Oxford, New York.
- [12] Onsager, L., (1931). Phys. Rev. 37, 405 - 426.
- [13] Darken, L. S., (1949). Transactions AIME, 180, 430-438.
- [14] Thelning, K.E., (1975). Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook, 6-Heat Treatment-Special, 313-319
- [15] Roberts, G., Krauss, G. and Kennedy, R., (1998). Tool Steel, Fifth Edition, ASM International, USA.
- [16] ASM International Handbook Committee, (1990), ASM Handbook Volume 1 Properties and Selection: Iron Steel and High Performance Alloys, ASM International, Ohio.
- [17] Viale, D. Béguinot, J. Chenou, F. ve Baron G., (2002). “Optimizing Microstructure for High Toughness Cold-Work Tool Steels”, 6th International Tooling Conference, 10- 13 September 2002, Karlstad.
- [18] Asan, N.Ö., (2008). Sıcak İş Takım Çeliklerinde Hasar Oluşumu ve Önlemleri, *Yüksek Lisans Tezi*, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [19] Schmolz Bickenbach Çelik A.ş., (2009). Takım Çelikleri El Kitabı.

- [20] **ASM International Handbook Committee**, (1989), ASM Handbook Volume 16 Machining, ASM International, Ohio.
- [21] **Maili, I. Rabitsch, R. Liebfahrt, W. Makovec, H. ve Putzgruber, E.**, (2002). “New Powder Metallurgy High Speed Steel with Excellent Hot Hardness”, 6th International Tooling Conference, 10-13 September 2002, Karlstad.
- [22] **G.E. Totten**, (2007). *Steel Heat Treatment Handbook*, CRC Press, 6000 Broken Sound Parkway NW Suite 300, BocaRaton, Florida.
- [23] **QTS**, (2004). Kalıp Malzemeleri ve Isıl İşlemi, Baskı No:1, İstanbul.
- [24] **Klocke, F., Kuchle, A.**, (2011). Manufacturing Processes 1, Springer Berlin Heidelberg, RWTHection, 28 March 2011.
- [25] **C. Hojerslev**, (2001). *Tool Steel*, Riso National Laboratory, Roskilde.
- [26] **Bain, E.C.**, (1939). Functions of the Alloying Elements in Steel, American Society for Metals, Cleveland.
- [27] **Pye, D.**, (2003). Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburising, ASM International, Materials Park, Ohio.
- [28] **Díaz, N. V., Schacherl, R. E., Zagonel, L. F. & Mittemeijer E. J.**, (2008). Influence of the microstructure on the residual stresses of nitrided iron– chromium alloys, *Acta Materialia*, 56, 1196–1208.
- [29] <<http://www.assab.com.tr>>, alındığı tarih 10.10.2014.
- [30] <<http://www.cadcamsektoru.com>>, alındığı tarih 10.10.2014.
- [31] **Yücel, Ö. Kurttepel, H. ve Demirkaya, M.H.**, (1998). “Yeni Nesil Vakum Fırınlarında Takım Çeliği Isıl İşleminde Soğutma Parametrelerinin Karakterizasyonu”, 1. Isıl İşlem Sempozyumu, 7-9 Ekim 1998, İstanbul.
- [32] **Singh, R.**, (2012). Applied welding Engineering, Elsevier, 95-108.
- [33] **Huang, J.Y., Zhu, Y.T., Liao, X.Z., Beyerlein, I.J., Bourke, M.A., Mitchell, T.E.**, (2003). Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel, *Mater. Sci. Eng.*, A339(1-2), 241-244.
- [34] **Mohan Lah, D., Renganarayanan, S., Kalanidhi, A.**, (2001). Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels. *Cryogenics* 41 (3), 149-155.
- [35] **Machlet, A.**, (1913). U.S. Patent 1,092,925.
- [36] **Friehling, P. B., & Somers, M. A. J.**, (2000). Growth Kinetics of the Compound Layer on Gaseous Nitriding of Iron: The Effect of the Surface Reaction, Mass and Charge Transport in Inorganic Devices: Fundamentals to Devices (Part B), *Techna Srl*.
- [37] **Lampman, S.**, (1995). Introduction to Surface Hardening of Steels, ASM Handbook, Heat Treating, Volume. 4, 607-619.
- [38] **Du, H., Somers, M. A. J., Agren, J.**, (2000). Metallurgical and Materials Transactions, *Physical Metallurgy and Materials Science*, 31, 195-211.

- [39] **Greßmann, T.**, (2007). Fe-C and Fe-N compound layers: Growth kinetics and microstructure, *Doktora Tezi*, Stuttgart University-Max-Plank Institute, Stuttgart.
- [40] **Bell, T.**, (1997). Gaseous and Plasma Nitrocarburizing, ASM International, Materials Park, Ohio.
- [41] **Clauss, A. R., Bischoff, E., Schacherl, R.E. & Mittemeijer, E. J.**, (2009). Metallurgical And Materials Transactions A, 40a, 1923.
- [42] **Edenhofer, B.**, (1974). Physical and Metallurgical Aspect of Ionitriding, *Heat Treatment of Metals*, 2, 59-67.
- [43] **Hernandez, M. H. S. M., Staia, M. H. & Puchi-Cabrera, E. S.**, (2008). Evaluation of microstructure and mechanical properties of nitrided steels, *Surface and Coating Technologies*, 202, 1935-1943.
- [44] **O'Brien, J. M.**, (1995). Plasma(Ion) Nitriding of Steels, ASM Handbook, Heat Treating, Volume 4, 944-954.
- [45] **Gür, H. C. & Pan, J.**, (2009). Handbook of Thermal Process Modeling Of Steels, CRC Pres, Taylor & Francis.
- [46] **Yang, M.**, (2012). Nitriding- Fundamentals, modeling and process optimization, *Doktora Tezi*, Worcester Polytechnic University, ABD.
- [47] **Weststrate, C. J.**, (1979). Hydrocarbon And Ammonia Chemistry On Noble Metal Surfaces, *Doktora Tezi*, Netherlands Institute of Catalysis, Hollanda.
- [48] **Lehrer, E.**, (1930). Magnetic Investigation of the System Iron-Nitrogen, *Z. Electrochem*, 36, 383- 392.
- [49] **Akhtar, S. S. Arif, A. F. M., Yilbas, B. S.**, (2010). Evaluation of gas nitriding process with in-process variation of nitriding potential for AISI H13 tool steel, *Int J Adv Manuf Technol*, 47, 687–698.
- [50] **Clauß, A. R.**, (2008). Nitriding of Fe–Cr–Al alloys nitride precipitation and phase transformations, *Doktora Tezi*, Stuttgart University-Max-Plank Institute, Stuttgart.
- [51] **Kolozsvary, Z.**, (2002). Residual Stresses in nitriding, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, Materials Park, Ohio, 209-219.
- [52] **Thelning, K.E.**, (1975). Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook, Butterworth Heinemann, 379.
- [53] **Baracaldo, R.R. et all.** (2006) High temperature wear resistance of (TiAl)N PVD coating on untreated and gas nitrided AISI H13 steel with different heat treatment, Elsevier.
- [54] **Akbari, A., Mohammadzadeh, R., Templier, C, Riviere, J.P.**, (2010). Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel, *Surface&Coatings Technology* 204, 4114-4120.
- [55] **Stott, F.H., Jordan, M.P.**, (2001). The effects of load and substrate hardness on the development and maintenance of wear-protective layers during sliding at elevated temperatures, *Wear* 250, 391-400.

- [56] Nsoesie, S., Liu, R., Jiang, K., Liang M., (2013). High-temperature Hardness and Wear Resistance of Cobalt-based Tribaloy Alloys, *International J. of Material and Mechanical Eng. (IJMME)*, Vol. 2, Issue 3.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Burcu Bostan

Doğum Tarihi ve Yeri: 19.04.1989/Üsküdar

E-posta : burcubostan@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği.

MESLEKİ DENEYİM:

2012-2014 Makine Takım Endüstrisi A.Ş., Kalite Kontrol Laboratuvarları, Kocaeli.