

**İKİ FARKLI KALİTE ÇELİĞİN YORULMA VE
AŞINMA DAVRANIŞLARI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Ramazan TÜTÜK
(706021012)**

Anabilim Dalı: Mühendislikte İleri Teknolojiler

Program: Malzeme Bilimi ve Mühendisliği

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI

Haziran 2005

ÖNS ÖZ

Yüksek lisans tezi min hazırlanmasında değerli fikirleriyle beni yönlendiren saygı değer hocaları m Sayı n Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI ve Prof. Dr. Hüseyin Çİ MENOĞLU' na sonsuz teşekkürleri ni sunarım

Sağladığı proje olanağı nedeniyle Sayı n Doç. Dr. Vedat Akgün nezdinde Ford Otosan A Ş' ye; deneysel çalışmaları m esnasında benden yardı mlarını esirge meyen Dr. Murat BAYDOĞAN'a, Arş. Gör. Mët. Yük. Mih. Harun MİNDİ VAN'a, Arş. Gör. Mët. Yük. Mih. Mehmet Ali AKOY'a, yüzey sertleştir me işlemlerinin yapılması sırasındaki yardı mlarından dolayı Sayı n Hasan ÇEP'e (Alper Isıl İşlem) ve Sayı n Soydan KENEŞ'e (İstanbul Isıl İşlem) teşekkürleri ni iletirim

Öğrenim hayatı m boyunca destekleri ni hiçbir zaman esirge meyen ve layık ol mak için çok çalış mak zorunda ol duğu mu bildiği mailime sonsuz teşekkürleri ni sunarım

Haziran, 2005

Ra mazan TÜTÜK

İÇİNDEKİLER

TABLO LİSTESİ.....	iv
ŞEKİL LİSTESİ.....	v
SEMBOL LİSTESİ.....	vii
ÖZET.....	viii
SUMMARY.....	ix
BÖLÜM1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	4
2.1. Mikroalaşım Çeliklerin Tarihsel Gelişimi.....	4
2.2. Mikroalaşım Çeliklerin Özellikleri.....	5
2.3. Mikroalaşım Çeliklerin Üretim Aşamaları.....	6
2.4. Dövme Mikroalaşım Çelikler.....	6
2.5. Mikroalaşım Elementlerinin Rolü.....	8
2.6. Mikroalaşım Çeliklerin Kullanım Alanları.....	10
BÖLÜM3. YORULMA.....	11
3.1. Yorulmanın Tanımı ve Tarihi.....	11
3.2. Yorulma Türleri.....	12
3.3. Yorulmada Kullanılan Genel Terimler.....	12
BÖLÜM4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	14
4.1. Deney Matzemeleri ve Uygulanan Isıl İşlemler.....	14
4.2. Karakterizasyon Çalışmaları.....	15
4.3. Yorulma Deneyleri.....	15
4.4. Aşınma Deneyleri.....	16
BÖLÜM5. DENEY SONUÇLARI ve İRDELEME.....	18
5.1. Karakterizasyon Deney Sonuçları.....	18
5.1.1. Mikroyapısal Özellikler.....	18
5.1.2. Mekanik Özellikler.....	21
5.2. Yorulma Deneyi Sonuçları.....	24
5.3. Aşınma Deney Sonuçları.....	29
BÖLÜM6. GENEL SONUÇLAR.....	35
KAYNAKLAR.....	36
ÖZGEÇMİŞ.....	37

TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 4.1 Bu çalışmada kullanılan 38 M _n Si VS5 ve 8622 kalite çeliklerin kimyasal bileşim aralıkları	14
Tablo 5.1 İncelenen çeliklere ait çekme deneyi sonuçları	24
Tablo 5.2 38 M _n Si VS5 kalite çeliğe ait ampirik “Gerilme genliği (σ_a) – Kırılıncaya kadarki çevrim sayısı (N)” bağıntıları. (R ² değerleri korelasyon katsayılarını göstermektedir.).....	25

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 1.1	: Diferansiyelin araçtaki yeri.....	2
Şekil 1.2	: Kesitten diferansiyel görünümü.....	2
Şekil 1.3	: Pinyon dişlinin diferansiyel sistemindeki işlevi.....	3
Şekil 2.1	: Islah Çelikleri ile Mikroalaşım Çeliklerinin Dövme İşlemleri.....	7
Şekil 2.2	: Mikroalaşım elementlerinin ostenit tane boyutuna etkisi.....	9
Şekil 2.3	: Ferrit-Perlit yapısının hâkim olduğu bir mikroalaşım çeliğe ait genel bir mikroyapı görüntüsü	10
Şekil 2.4	: Perlit lanelerindeki ferrit bölgelerinde çökelmiş VC partikülleri. 10	
Şekil 3.1	: Yorulma türleri, kontrol mekanizmaları ve endüstriyel örnekler... 12	
Şekil 3.2	: Sinüzoidal gerilme-zaman diyagramında yorulma türlerinin gösterimi.....	13
Şekil 4.1	: Bırma yorulma deney numunesi.....	16
Şekil 4.2	: Denison 7615 marka yorulma cihazı.....	16
Şekil 4.3	: İleri-Geri (reciprocating) aşınma deney cihazının şematik görünümü	17
Şekil 5.1	: Orijinal 38 MhSi VS5 çeliğin yapısında bulunan inklüzyonların optik mikroskop görüntüleri. a) dövme yönüne paralel, b) dövme yönüne dik.....	18
Şekil 5.2	: Orijinal 38 MhSi VS5 çeliğin yapısında bulunan inklüzyonların dövme yönüne a) paralel ve b) dik taramalı elektron mikroskopu görüntüleri ve c) a ve b'de kare ile gösterilmiş bölgelerden alınan EDS analizi sonuçları.....	19
Şekil 5.3	: Orijinal 38 MhSi VS5 çeliğin dağlama sonrası optik mikroskop görüntüleri. a) dövme yönüne paralel ve b) dövme yönüne dik.. 19	
Şekil 5.4	: a) Nitrasyon ve b) indüksiyon işlemlerine tabi tutulan 38 MhSi VS5 çeliğin kesitine ait optik mikroskop görüntüsü.....	20
Şekil 5.5	: Orijinal 8622 çeliğe ait dağlama a-) öncesi ve b-) sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	21
Şekil 5.6	: Sementasyon uygulanmış 8622 çeliğin kesitine ait optik mikroskop görüntüleri a-) dış yüzey b-) iç bölge.....	21
Şekil 5.7	: a) Nitrasyon ve b-) indüksiyon işlemlerine tabi tutulan 38 MhSi VS5 çeliğin kesitinde sertlik derinliği profili.....	22
Şekil 5.8	: Sementasyon işlemine tabi tutulmuş 8622 çeliğin kesitine ait sertlik derinliği profili.....	23
Şekil 5.9	: 38 MhSi VS5 kalite çeliğin orijinal, nitrasyonlu ve indüksiyonlu durumları ile 8622 kalite çeliğin sementasyonlu durumuna ait yorulma deney sonuçları.....	25

Şekil 5 10 :	350 MPa gerilme genliğinde test edilen ve $3,91 \cdot 10^5$ çevrim sonunda kırılmış olan orijinal 38 MhSi VS5 çelikten hazırlanmış yorulma deney numunesine ait kırık yüzey görünümleri a)çatlak başlangıç ve b) nihai kırılma bölgesi.....	26
Şekil 5 11 :	375 MPa gerilme genliğinde test edilen ve $2,77 \cdot 10^5$ çevrim sonunda kırılmış olan nitrasyonlu 38 MhSi VS5 çelikten hazırlanmış yorulma deney numunesine ait kırık yüzey görünümleri a)çatlak başlangıç ve b) nihai kırılma bölgesi.....	27
Şekil 5 12 :	450 MPa gerilme genliğinde test edilen ve $6,02 \cdot 10^4$ çevrim sonunda kırılmış olan indüksiyonlu 38 MhSi VS5 çelikten hazırlanmış yorulma deney numunesine ait kırık yüzey görünümleri a) yüzeyde birden çok noktada başlayan çatlaklar b) nihai kırılma bölgesi.....	28
Şekil 5 13 :	38 MhSi VS5 çeliğinin a) orijinal b) nitrasyonlu durumlarına ait farklı hızlardaki ve farklı yüklerdeki aşınma iz alanları.....	30
Şekil 5 14 :	8622 çeliğinin a) orijinal b) senitasyonlu durumlarına ait farklı hızlardaki ve farklı yüklerdeki aşınma iz alanları.....	31
Şekil 5 15 :	Malzeme türüne göre deney hızının aşınma hızına etkisi.....	31
Şekil 5 16 :	Aşınma izlerine ait elektron mikroskobu görüntüleri.....	33
Şekil 5 17 :	Aşındırıcı top üzerinde oluşan izlere ait ışık mikroskobu görüntüleri.....	34

SEMBOL LİSTESİ

P	: Uygulanan yük
N	: Çevrim sayısı
σ_{maks}	: Maksimum gerilme
σ_{min}	: Minimum gerilme
σ_m	: Ortalama gerilme
$\Delta\sigma$	: Gerilme aralığı
σ_a	: Gerilme genliği
R	: Gerilme oranı
Al_2O_3	: Alümina
SiC	: Silisyum karbür
HV	: Vickers sertliği
HV_{0,1}	: 100 gr yük altında ölçülen vickers sertliği
HV_{0,5}	: 500 gr yük altında ölçülen vickers sertliği
MnS	: Mangane sülfür
R²	: Korelasyon katsayısı
VC	: Vanadyum karbür

İKİ FARKLI KALİTE ÇELİĞİN YORULMA VE AŞINMA DAVRANIŞLARI ÖZET

Mikroalaşlı çelikler geleneksel yapı çeliklerine nazaran çok daha yüksek mukavemet ve tokluk gösterirler. Nöbetyum vanadyum ve titanyum gibi karbür, nitrit ve kompleks karbonitrit bileşikleri oluşturan alaşı elementlerini, düşük miktarlarda içeren bu çeliklerde mikroalaşılmama ve kontrollü deformasyon birlikte uygulanarak tane küçültme ve çökelti sertleşmesi sağlanır. Gaz ve petrol boru hattı, depolama tankları off-shore konstrüksiyonları ve otokaroserlerinde kullanılan sac ve levhalardan, otomotiv sanayiinde kullanılan dövme parçalara kadar oldukça geniş bir uygulama alanı içeren bu çelikler 25 – 30 yıllık geçmişe sahiptir.

Bu çalışmada otomotiv sanayiinde, diferansiyel sistemi içinde, pinyon dişli malzemesi olarak kullanılan 8622 çeliklerinin yerine “Vanadyumlu Mikroalaşlı Çelikler” grubuna giren 38MnSiVS5 mikroalaşlı çeliklerinin kullanılıp kullanılmayacağı, burmalı yorulma ve aşınma davranışları açısından incelenmiştir. 38MnSiVS5 mikroalaşlı çeliklerinin yüzeyleri indüksiyon ve plazma nitrasyon yöntemleri ile 8622 çeliklerinin yüzeyi ise sentasyonla sertleştirilmiştir. 38MnSiVS5 çeliğinin orijinal, indüksiyonlu ve nitrasyonlu durumları ile 8622 çeliğinin sentasyonlu durumu burmalı yorulma testlerine tabi tutulmuştur. Aşınma testleri ise orijinal ve nitrasyonlu 38MnSiVS5 çelikleri ile orijinal ve sentasyonlu 8622 çelikleri üzerinde gerçekleştirilmiştir.

Yapılan burmalı yorulma deneylerinde 38MnSiVS5 mikroalaşlı çeliğinin indüksiyonlu durumunun orijinal durumuna göre daha düşük yorulma direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Nitrasyonla yüzeyi sertleştirilmiş 38MnSiVS5 çeliği ile orijinal 38MnSiVS5 çeliğinin yorulma dayanımları arasında belirgin bir fark görülmemiştir. Sentasyonlu 8622 çeliği ise deney cihazının çalışabileceği maksimum gerilmeye kadar (750 MPa) çıkılmasına rağmen $5 \cdot 10^6$ çevrimde kırılmamıştır. Yorulma dayanımları açısından sentasyonla yüzeyi sertleştirilmiş 8622 çeliğinin, gerek orijinal ve gerekse yüzeyi sertleştirilmiş 38MnSiVS5 çeliklerden çok daha yüksek yorulma direncine sahip olduğu görülmüştür.

Yapılan ileri-geri aşınma testlerinde ise orijinal 8622 çeliğinin sentasyonla yüzeyi sertleştirildikten sonra aşınma hızında ciddi bir düşüş görülmüştür. Aynı şekilde orijinal 38MnSiVS5 çeliğinin de nitrasyonla yüzeyi sertleştirildikten sonra aşınma hızı düşmektedir. Sentasyon işlemi uygulanan 8622 çeliği ile nitrasyon uygulanan 38MnSiVS5 çeliğinin aşınma dirençleri arasında özellikle yüksek deney hızlarında belirgin bir fark görülmemiştir.

FATIGUE AND WEAR BEHAVIOURS OF TWO DIFFERENT STEEL QUALITIES SUMMARY

Microalloyed steels which have history of 25 - 30 years, are now being used in a wide range of applications such as gas and petrol pipelines, storage tanks, off-shore constructions, automotive body panels. These steels exhibit improved strength and toughness compared to conventional carbon steels. They contain small amounts of alloying elements such as niobium, vanadium and titanium in their chemical composition, which form carbide, nitride and complex carbonitride precipitates on ferrite and ferrite lamels of pearlite. Grain refinement and precipitation hardening through combination of microalloying and controlled deformation processes result in an increment in both strength and toughness.

The aim of this thesis was to find out whether 38 MnSi VS5 microalloyed steel can be an alternative material of AISI 8622 quality steels for pinion gear application of automotive differential systems. In this study 38 MnSi VS5 and AISI 8622 quality steels were compared by torsional fatigue and reciprocating wear tests after application of surface hardening treatments. For 38 MnSi VS5 microalloyed steel induction hardening and plasma nitriding and for AISI 8622 quality steel carburizing were the applied surface treatments.

Fatigue tests revealed that, induction hardened 38 MnSi VS5 microalloyed steel exhibited lower wear resistance than as-received and nitrated conditions. The fatigue resistances of as-received and nitrated 38 MnSi VS5 microalloyed steels were almost the same. Carburized AISI 8622 quality steel did not fail even at the maximum stress level of the fatigue tester (750 MPa) after 5×10^6 cycles. Thus, carburized AISI 8622 quality steel showed significantly higher fatigue resistance than as-received and surface treated 38 MnSi VS5 microalloyed steels.

Wear tests revealed dramatic reduction in wear rate of AISI 8622 quality steel after carburizing. In the same manner, the wear rate of the 38 MnSi VS5 decreased after nitriding. Especially at high wear testing rates, carburized AISI 8622 quality steel and nitrated 38 MnSi VS5 microalloyed steel exhibited similar wear resistances.

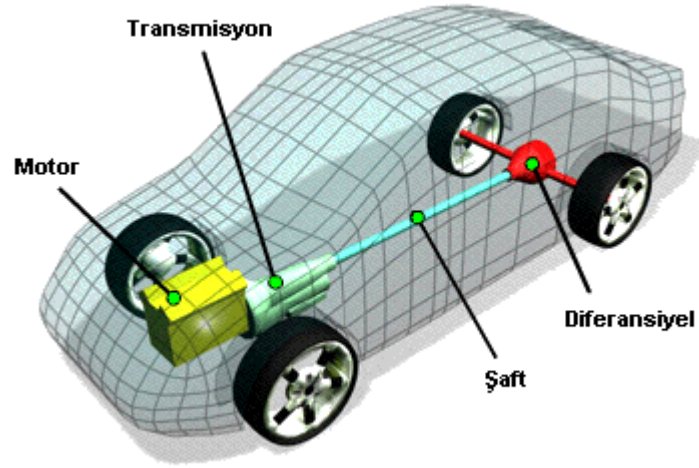
1. GİRİŞ

Mikroalaşınlı çelikler aynı anda değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile mukavemet, tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti ve kaynaklanabilirlik gibi değişik çok iyi özellikler kombinasyonuna sahip bir malzeme grubudur. Üretim biçimlerine göre yassı ve dövme muller olarak iki gruba ayrılırlar. Dövme parçalar genellikle otomotiv sanayii nde kullanılmaktadır [1].

Yaygın olarak kullanılan vanadyum niobyum ve titanyum gibi elementler karbür nitrür ve kompleks karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla da mukavemeti artırır [2].

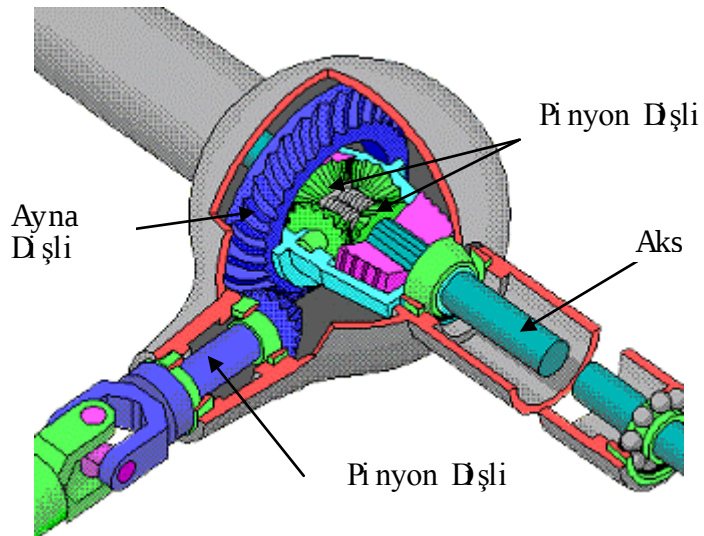
Bu çalışmada otomotiv sanayii nde, diferansiyel sistemi içinde pinyon dişli malzemesi olarak kullanılan 8622 çelikleri yerine, maliyet ve üretim süreleri bakımından çok daha avantajlı olan 38 MnSi VS5 mikroalaşınlı çeliklerinin kullanılıp kullanılmayacağına ilişkin burmalı yorulma ve aşınma davranışları açısından karşılaştırılması amaçlanmıştır.

Diferansiyel, transmisyon mili (şaft) nden gelen torku bağlı bulunduğu iki adet aksa, oradan da tekerleklerle eşit şekilde ileten bir parçadır. Temel olarak iki konik dişli (ayna dişli) ve bunların arasına yerleşik bir adet pinyon dişli den oluşan diferansiyelin araç içindeki yeri Şekil 1.1 de gösterilmiştir [3].



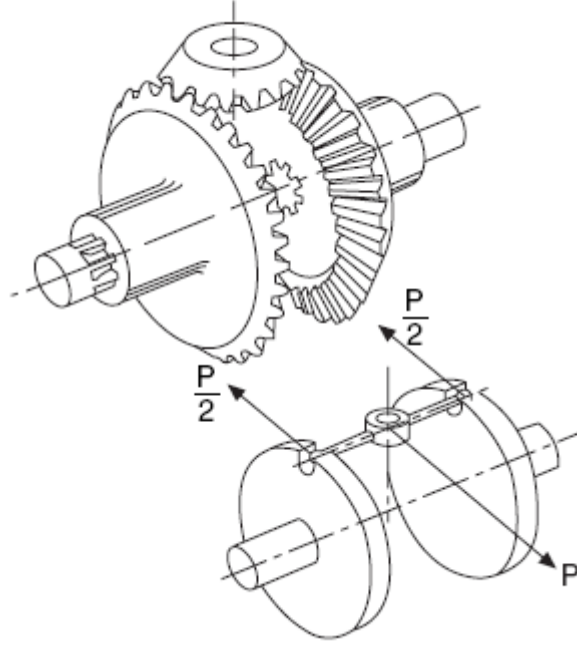
Şekil 1.1: Diferansiyelin Araçtaki Yeri [4]

Diferansiyel, Şekil 1.1. de görüldüğü gibi arka aks üzerinde bulunabileceği gibi ön aks üzerinde veya her iki aks üzerinde de bulunabilir. Araçta hareketi, diferansiyelin üzerinde bulunduğu aksa bağlı tekerlekler sağlar. Şekil 1.2 de diferansiyelin kesitinden alınan bir görüntü yer almaktadır [3].



Şekil 1.2: Kesitten Diferansiyel Görünümü [4]

Diferansiyel içindeki pinyon dişli, şafttan gelen bir P yükünü kombine çalıştığı 2 adet konik (ayna) dişliye $P/2$ olarak ve yönünü 90 derece değiştirerek aktarır (Şekil 1.3) [3].



Şekil 1.3: Pinyon Dişli'nin Diferansiyel Sistemindeki İşlevi [3]

Pinyon dişi, servis koşullarında çevrimsel burulmaya ve temas eden dişli yüzeylerinde aşınmaya maruz kalmaktadır. Bu yüzden bu parçalarda yorulma dayanımı ve aşınma direnci oldukça önemlidir. Yorulma, yüzeyde çatlak oluşumuyla başlayan ve bu çatlağın hızlı bir şekilde ilerlemesiyle parçanın kırılmasına sebebiyet veren bir hasar tipi olduğu için yüzey sertliği aşınmada olduğu gibi çok önemlidir. Bu yüzden pinyon dişliye, talaşlı imalattan sonra yorulma dayanımını ve aşınma direncini artırmak için indüksiyon veya sementasyon gibi yüzey sertleştirme ısıl işlemleri yapılır.

2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1 Mikroalaşımli Çeliklerin Tarihsel Gelişimi

Mikroalaşımına 1950'lerin sonlarında başlamasına rağmen gerçek anlamda ancak 1970'li yıllarda birçok çelik türünde kullanılmaya başlanmıştır. 1970 ve 1980 yılları arasında Japonya, Batı Almanya, İtalya ve Fransa gibi gelişmiş ülkelerde mikroalaşımli çeliklerden maksimum verimi alabilmek için tam kontrollü haddelenme uygulaması geliştirilmiştir [1].

İkinci Dünya Savaşı sonrası, tokluk ve mukavemetin ferrit tane boyutunun küçültülmesiyle elde edilebileceği biliniyordu. Günümüzde de, tane boyutunun küçültülmesi, tokluk ve mukavemetin aynı anda artırılması için kullanılan tek ekonomik yoldur. Bu yüzden, kontrollü deformasyon ve mikroalaşım teknolojisi alanında yapılan çalışmaların çoğu tane küçültme ile ilgilidir [1, 3].

1950'li yıllarda niobyum, titanyum ve vanadyum gibi karbür, nitrid ve karbonitrid oluşturarak, mekanik özelliklere katkıda bulunan alaşım elementleri kullanılmaya başlandı. 1950'lerin sonlarında niobyum katkılı yüksek mukavemetli çelikler Amerika Birleşik Devletleri'nde kullanılmaya başlandı. Niobyum, vanadyum ve titanyumun etkisi üzerine yapılan çalışmalar başarılı bir şekilde devam etti. Mikroalaşım elementlerinin gelişmesi kontrollü deformasyon teknolojisi ile birlikte ilerledi [1].

1960'lı yıllarda kontrollü deformasyon teknolojisiinde mikroalaşım elementlerinin rolü daha açık hale geldi. Yeni çelikler ve üretim prosesleri geliştirildi. Bu gelişim süreci içerisinde niobyum ve vanadyumun ferrit içerisinde ince çökelti partikülleri oluşturması ile mukavemeti artırdığı, titanyum ve/veya niobyum ilavesi ile mikroalaşımlandırılmış çelikte artan mangan miktarının ostenit-ferrit dönüşümü sıcaklığını düşürdüğü, niobyum karbonitrid miktarının mukavemet artışına neden olduğu ve niobyum ilavesinin ostenit yeniden kristalleşmesini geciktirdiği belirlendi [1].

1960'lı yılların başında, Japonlar tarafından ilk niobyum ile alaşımlandırılmış, akma noktası 360 N mm² dan yarı durgun çelik geliştirildi [1].

1970'li yıllarda, düşük karbon eşdeğerinde yüksek mukavemet ve tokluk elde etmek için gösterilen çabalar ekstra düşük karbon yüksek mangan-molibden-niobyumlu iğnesel ferritik çelik ve ekstra düşük karbon yüksek mangan-niobyumlu beyritik çeliğin gelişimi ile sonuçlandı. Bu yıllarda, mikroalaşım çelikler düşük karbon içerikleri, yüksek mangan miktarları ve yapıdaki karbür ve nitrür oluşumları ile yüksek mukavemetli, iyi kaynaklanabilir ve iyi düşük sıcaklık tokluğuna sahip malzemeler haline geldi [1, 5, 6].

Mikroalaşım çelik teknolojisiindeki tüm bu gelişmelerle birlikte azalan maliyetler, bu grup çeliklerin geleneksel çeliklerle rekabet edebilmesini sağladı ve toplam tüketimi, dünya çelik tüketiminin % 10-12' leri (100-120 milyon ton) mertebelerine çıkı [1].

2.1. Mikroalaşım Çeliklerin Özellikleri

Mikroalaşım çeliklerin özellikleri çeliğin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi ile ilişkilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, ostenitleme sıcaklığına, ilk ve son deformasyon ve deformasyondan sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır [1, 5].

Belirtilen özelliklere katkıda bulunan en önemli faktör tane boyutudur. Tane boyutunun küçültülmesiyle mukavemet ve tokluk özelliklerinde iyileşme meydana gelir. Tane boyutu küçültme, niobyum, titanyum ve vanadyum elementlerinin ilavesi ve uygun termomekanik işlemin birlikte uygulanmasıyla gerçekleştirilir. Bu mikroalaşım elementlerinin ostenit içindeki çözünürlüğü istenen özelliklerin elde edilmesinde çok önemlidir. Çözünürlük ise ostenitleştirme sıcaklığının ve süresinin fonksiyonu olarak hesaplanır. Süre çok uzun ve/veya sıcaklık çok yüksek olduğunda partiküller ya çözünecek ya da irileşecektir. Bu durumda tane sınırı hareketi engellenemez ve tane irileşmesi meydana gelir. Bundan dolayı ostenitleştirme sıcaklığı ne çok düşük ne de karbürlerin irileşmesine izin verecek kadar yüksek olmalıdır [6, 7].

Mikroalaşım çeliklerin özelliklerine etki eden ikinci işlem kademesi ostenitin deforasyonudur. Ostenit deforasyonu birkaç basamakta gerçekleştirilir. Yüksek sıcaklıkta uygulanan deforasyon ve yeniden kristalleşme sonucu taneler ufalır. Daha sonraki basamakta sıcaklığın düşmesi ile yeniden kristalleşme durur, taneler uzar ve son deforasyon sırasında ferrit ve ostenit birlikte deforane edilir [8].

2.3. Mikroalaşım Çeliklerin Üretim Aşamaları

Mikroalaşım çeliklerin üretimi dört aşamada gerçekleştirilir.

- 1- Döküm
- 2- Ostenitleştirme, (Çözündürme tavlaması)
- 3- Deforasyon
- 4- Soğutma

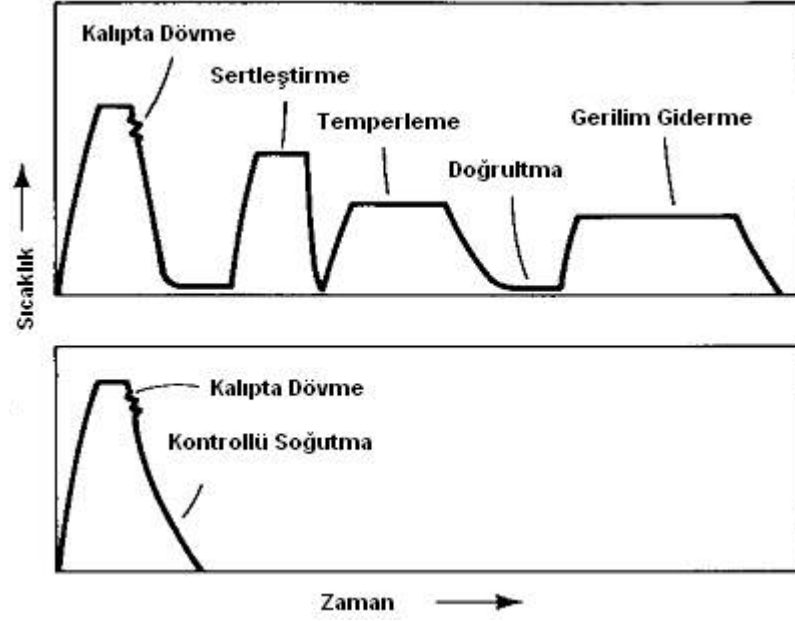
Bu dört aşamadan en önemlileri çözündürme tavlaması ve deforasyondur [1].

Tipik bir ostenitleştirme işlemi olan deforasyon öncesi tavlama, katılaşma sırasında oluşacak olan vanadyum titanyum ve niobyum karbürlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için bu mikroalaşım elementlerini tavlamanın ostenit tanesinin büyümesine izin verilmekten çözündürülmesi gerekir. Bu aşamada sıcaklık mikroalaşım elementlerinin çözünmesine izin verecek kadar yüksek, fakat tane büyümesine neden olmayacak kadar düşük olmalıdır [8].

Deforasyon işlemi, haddelenme, yüksek sıcaklıkta ve düşük sıcaklıkta haddelenme olmak üzere iki kademede, dövmede ise kalıpta dövme işleminden sonra kontrollü soğutma şeklinde gerçekleştirilir [1, 6, 8].

2.4. Dövme Mikroalaşım Çelikler

Mikroalaşım dövme çeliklerin üretiminde amaç pahalı ısıtma işlem kademelerinin ortadan kaldırılmasıdır. Dövülmiş parçaların geleneksel yolla üretiminde şekil 2.1. de de gösterildiği gibi su verme, temperleme, sertleştirme den sonra doğrultma ve gerilim giderme gibi birkaç ısıtma işlemi basamğı vardır [1, 8, 9].



Şekil 2 1: İslah Çelikleri İle Mikroalaşımli Çeliklerin Dövm İşlemleri [1]

Buna karşın mikroalaşımli çeliklerde istenen özellikler dövm sıcaklığından sonra havada soğutma sırasında oluşan çökeltilerle elde edilir [9].

Ferrit-Perlit mikroyapısına sahip mikroalaşımli çelikler temperlenmiş martenzit mikroyapısı ile karşılaştırıldığında, daha iyi işlenebilirliğe (kesme hızı) ve yüzey kalitesine sahiptirler. İşlenebilirliğin bu derece iyi olması üretimi maliyetini önemli ölçüde düşürmektedir. Ayrıca konvansiyonel çeliklerde yüksek miktarlarda kullanılan krom, molibden ve nikel gibi pahalı alaşımler elementlerinin mikroalaşımli çeliklerde oldukça düşük miktarlarda olması da maliyeti azaltan diğer bir etkidir [8,9].

Mikroalaşımli dövm çelikler üzerine ilk çalışmalar 1970'li yılların başında Al manya'da Tyhssen firması tarafından başlatılmıştır. Bu konu ile ilgili çalışmalara 1976–1977 yıllarında Ascometal / Renault ve 1985–1986 yıllarında Fiat'ın katılması ile büyük aşamalar kaydedilmiştir [1].

Mikroalaşımli çeliklerden üretilen dövm parçalar, otomotiv sanayinde statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, biyel kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamları gibi parçalarda kendilerine geniş kullanım alanı bulmuşlardır [1].

Mikroalaşımli dövm çeliklerin avantajları şu şekilde özetlenebilir.

- Mukavemetleri ve yorulma özellikleri yüksektir.

- Dövmeden sonra yüzey sertleştirme dışında herhangi bir ısıtma işlemi gerektirmezler.
- Enerji tasarrufu sağlarlar.
- İşlenebilirlikleri yüksek olduğundan daha hızlı üretimi mümkün verirler.
- Kullanılan alaşımların miktarı ısıtma çeliklerine nazaran daha azdır.
- Üretim masnasında çarpılma riskleri yoktur.
- Düzeltme/ Doğrulama işlemi gerektirmezler.
- Yapıda iç gerilmeler oluşmaz.
- İndüksiyon ve Nitrasyonla sertleştirilebilirler.
- Özel dövme tekniklerine ihtiyaç yoktur.
- Daha az dekarburizasyon ve tufal kaybı vardır [1].

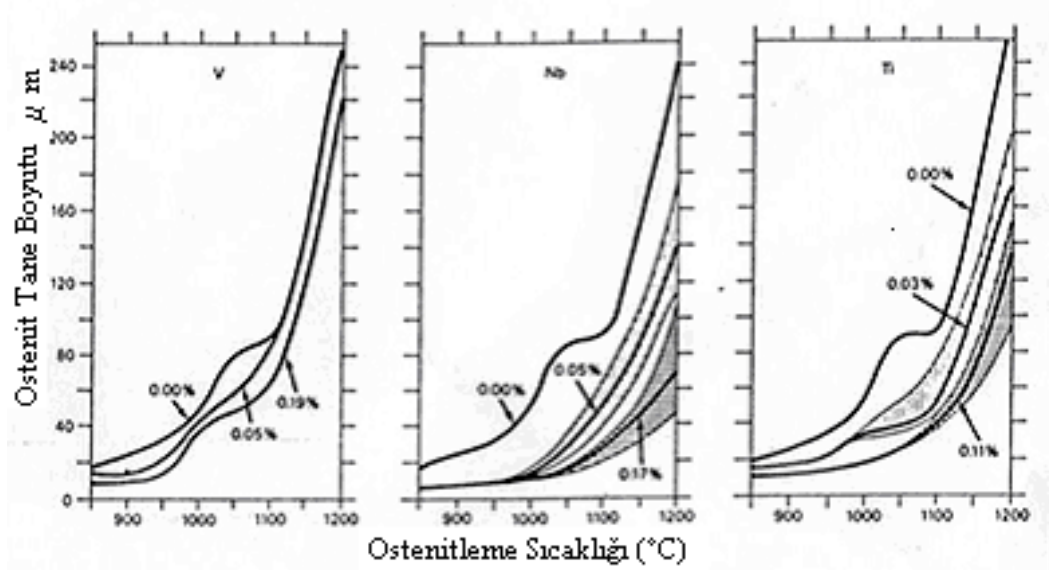
2.5. Mikroalaşım Elementlerinin Rolü

Mikroalaşım çelikler niobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyum gibi mikroalaşım elementlerinin yanında bakır, mangan, krom, nikel ve silisyum gibi elementleri de içerirler [2].

Mikroalaşım elementlerinin ana rolü

- Ferritik matriste çökelme sertleşmesi sağlamak
- Ostenit tanelerinin büyümesini engelleyerek sonrasında oluşacak ferrit tane boyutunu küçültmek
- Yeniden kristalleşmeyi geciktirmek
- Sülfür tane şeklini kontrol etmek
- Sertleşebilirliği kontrol etmek [2]

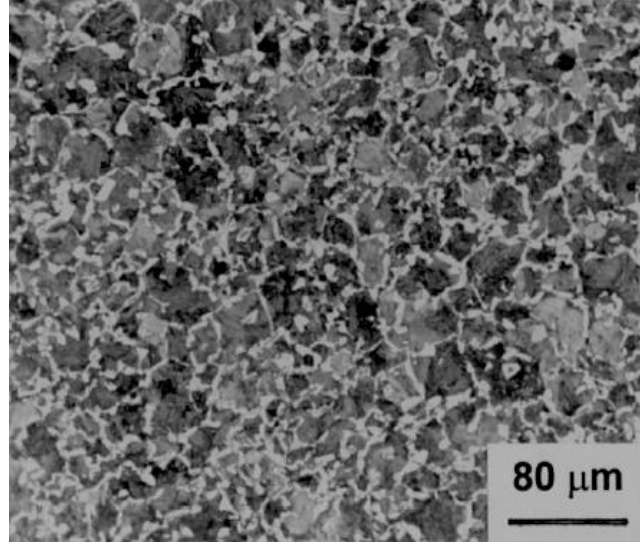
Şekil 2.2 de vanadyum, niobyum ve titanyum ilavesinin ostenit tane boyutuna etkisi görülmektedir.



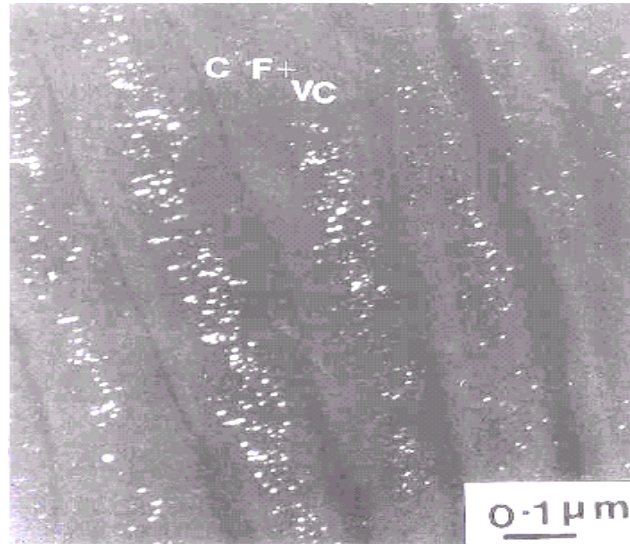
Şekil 2.2: Mikroalaşım Elementlerinin Ostenit Tane Boyutuna Etkisi [1]

Katı eriyik halinde, karbon, mangan ve krom dönüşüm sıcaklığını düşürmede etkilidir. %0.66'dan daha fazla silisyum içeriğinin ferrit miktarını artırarak tokluğu pozitif yönde etkilediği belirlenmiştir. Yüksek miktarda Silisyum ilaveleri dönüşüm davranışını değiştirir, böylece ötektoid altı ferrit hemostenit tane sınırlarında hem de tane içinde oluşur. Krom elementi mikroyapıdaki perlit hacim oranını artırarak mukavemeti artırır. Kromun ikinci bir etkisi ise katı eriyik sertleşmesi meydana getirmesidir [2, 8].

Vanadyum niobyum ve titanyum gibi karbür, nitrür ve karbonitrür yapıcı elementler ostenitleme sıcaklığında tanelerin büyümesini kontrol edip nihai mikroyapıdaki ferrit tane boyutunu küçültür ve ferrit taneleri ile perlit lanelerindeki ferrit bölgeleri içinde çökeltiler oluşturarak mukavemeti, tokluğu ve işlenebilirliği artırır. Şekil 2.3'de genel bir mikroalaşım çeliğe ait mikroyapı görüntüsü, Şekil 2.4'te ise perlit laneleri arasındaki ferrit bölgelerinde çökelmiş V_2O_5 çökeltileri görülmektedir [2, 8, 10].



Şekil 2.3: Ferrit-Perlit Yapısının Hâkim Olduğu Bir Mikroalaşım Çeliğe Ait Genel Bir Mikroyapı Görüntüsü [11]



Şekil 2.4: Perlit Lamellerindeki Ferrit Bölgelerinde Çökelmiş VC Partikülleri[11]

Ferrit taneleri ve perlit lamellerindeki ferrit bölgeleri içerisinde oluşan bu çökelti fazları deformasyon sırasında dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artışı sağlarlar [11].

2.6 Mikroalaşım Çeliklerinin Kullanım Alanları

Mikroalaşım çelikler petrol ve gaz boru hatları, otomotiv endüstrisi, tarım araçları, depolama tankları, köprü, off-shore platformları ve yapı çelikleri gibi yüksek mukavemet, tokluk, korozyon direnci, kaynaklanabilirlik ve şekillendirilebilirlik özelliklerini önemi olduğu alanlarda kullanılmaktadır [1].

3. YORULMA

3.1 Yorulmanın Tanımı ve Tarihiçesi

Birçok makine parçaları ve yapı elemanları kullanımları esnasında tekrarlanan gerilmeler (yükler) ve titreşimler altında çalışmaktadırlar. Tekrarlanan gerilmeler altında çalışan metalik parçalarda, gerilmeler parçanın statik dayanımından küçük olmalarına rağmen, belirli bir tekrarlanma sayısı sonunda genellikle yüzeyde bir çatlama ve bunu takip eden kopma olayına neden olurlar. Yorulma adı verilen bu olay ilk defa 1850–1860 yılları arasında Wöhler tarafından incelenmiş ve teknoloji ilerledikçe mühendislik uygulamalarında daha fazla önem kazanmıştır. Günümüzde kullanılan makine parçalarına ait mekanik hasarların yaklaşık %90'ı yorulma sonucunda oluşmaktadır [12].

Yorulma olayına, parçaya sadece dışardan uygulanan mekanik kuvvetler değil, ısı genleşme ve büzülme lerden oluşan ısısal gerilmeler de neden olabilir [12].

Yorulma olayında çatlama genellikle yüzeydeki bir pürüzde, bir çentikte, bir kılcal çatlakta veya ani kesit değişimlerinin olduğu yerde başlar. Çatlak oluşumu için genellikle aşağıdaki üç ana faktör gereklidir.

- Yeteri derecede yüksek maksimum çekme gerilmesi,
- Uygulanan gerilmenin oldukça geniş değişimi veya dalgalanması,
- Uygulanan gerilmenin yeteri kadar büyük tekrarlanma sayısı [12].

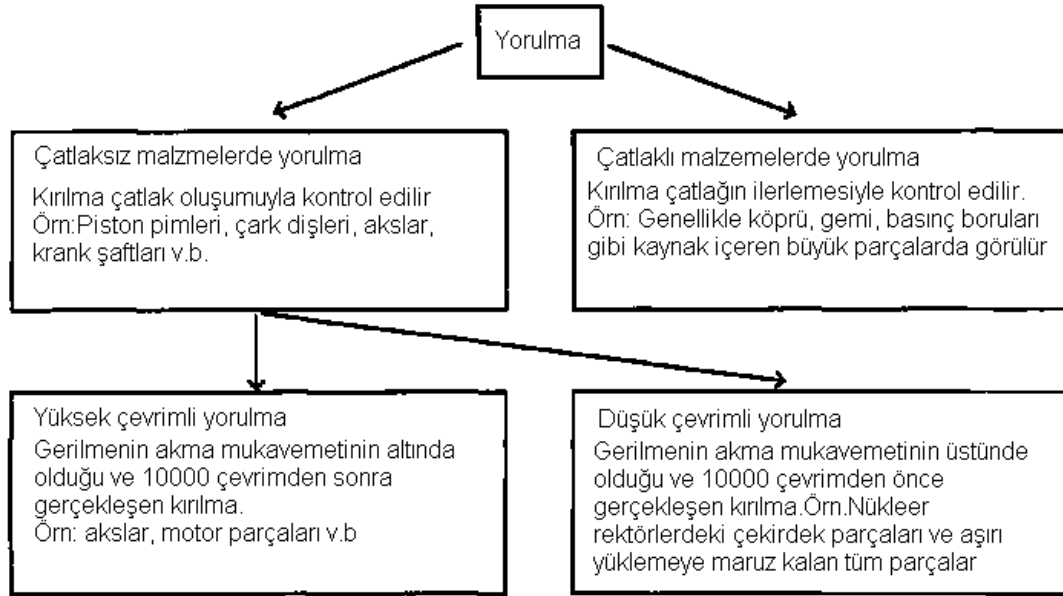
Bu ana faktörlerin yanında çok sayıda yan faktörler de sayılabilir. Örneğin yüzey kalitesi, korozyon, sıcaklık aşırı yüklenme, kalıcı iç gerilmeler, bileşik gerilmeler, gerilim konsantrasyonu, frekans, mikroyapı (tane boyutu, faz dağılımı, inklüzyonlar v.s.) gibi [12].

Yukarıda sayılan faktörler göz önünde bulundurulacak olursa, metalik parçanın yorulma direncini ve yorulma ömrünü artırma için, etkili faktörleri en zararsız halde bulunduracak çok iyi bir dizayna gerek vardır [12].

Yorulma ömrünü tayini için, laboratuvar koşullarında gerçekleştirilen deneylerde bahsi geçen değişkenlerin tamamının test ortamında simüle edilebilmesi imkânsızdır. Ancak, belli değişkenlerin kontrol edilebildiği testlerden elde edilen veriler tam güvenilir olmakla birlikte dizayn öncesi fikir vermesi açısından yardımcı olmaktadır [12].

3.2 Yorulma Türleri

Yorulma genel olarak çatlaklı ve çatlaksız malzemelerde yorulma olmak üzere ikiye ayrılabilir. Çatlaksız malzemelerdeki yorulma ise düşük çevrimli ve yüksek çevrimli yorulma olmak üzere ikiye ayrılır. Şekil 3.1. de yorulma türleri, kontrol mekanizması ve görüldükleri parçalara ait örnekler yer almaktadır [13].



Şekil 3.1: Yorulma Türleri, Kontrol Mekanizmaları ve Endüstriyel Örnekler[13]

3.3 Yorulmada Kullanılan Genel Terimler

Çevrim (N_f); parçanın maruz kaldığı yükün periyodik olarak tekrarlanan en küçük parçasıdır.

Maksimum Gerilme (σ_{maks}); uygulanan gerilmeler arasında en büyük cebirsel değeri olan gerilmedir.

Minimum Gerilme ($\sigma_{\min}$); uygulanan gerilmeler arasında en küçük cebirsel değeri olan gerilmedir.

Ortalama Gerilme (σ_m); maksimum ve minimum gerilmelerin cebirsel ortalamasıdır.

$$[\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2]$$

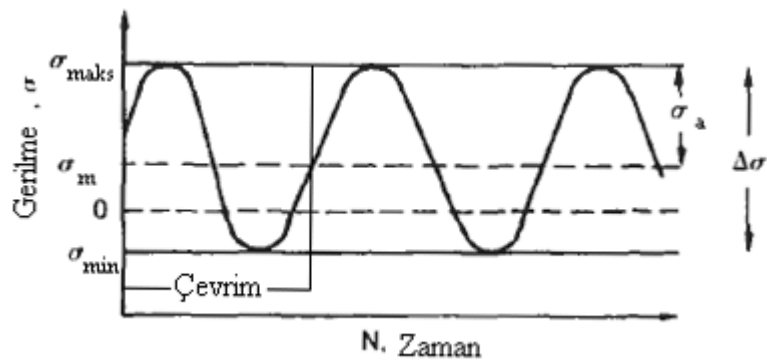
Gerilme Aralığı; maksimum gerilme ile minimum gerilme arasındaki cebirsel farktır.

$$(\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min})$$

Gerilme Genliği; maksimum veya minimum gerilme ile ortalama gerilme arasındaki farktır. Diğer bir deyişle gerilme aralığı değerinin yarısıdır. [$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$]

Gerilme Oranı; minimum gerilmenin maksimum gerilmeye oranıdır. ($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$) [12, 13].

Yorulmayla ilgili terimlerin sinüzoidal gerilme-zaman diyagramında gösterilişi Şekil 3.2 de verilmiştir.



Şekil 3.2 Sinüzoidal Gerilme-Zaman Diyagramında Yorulma Terimlerinin Gösterilişi [13]

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada 38 MhSi VS5 kalite mikroalaşım çelikleri ile 8622 kalite sementasyon çeliklerinin yorulma ve aşınma davranışlarını karşılaştırmak amacıyla yapılmıştır. Yorulma ve aşınma deneyleri orijinal ve yüzeyi farklı yöntemlerle sertleştirilmiş numuneler ile gerçekleştirilmiştir.

4.1. Deney Malzemeleri ve Uygulanan Isıl İşlemler

Bu çalışmada 38 MhSi VS5 mikroalaşım çelikleri ve 8622 kalite çelikler kullanılmıştır. Bu çeliklerin kimyasal bileşim aralıkları Tablo 4.1. de verilmiştir.

Tablo 4.1: Bu Çalışmada Kullanılan 38 MhSi VS5 ve 8622 Kalite Çeliklerin Kimyasal Bileşim Aralıkları.

Kalite	38 MhSi VS5	8622
Karbon (%)	0,35–0,40	0,2–0,25
Silisyum(%)	0,5–0,8	0,15–0,3
Manganez (%)	1,2–1,5	0,7–0,9
Fosfor (%)	Max 0,035	Max 0,035
Kükürt (%)	0,03–0,065	Max 0,04
Vanadyum(%)	0,08–0,13	-
Titanyum(%)	0,02+	-
Krom(%)	-	0,4 – 0,6
Nikel (%)	-	0,4 – 0,7
Molibden (%)		0,15–0,25+
Azot (ppm)	60–200	-

Standart boyutta hazırlanan deney numuneleri orijinal durumda ve yüzey sertleştirme işlemleri sonrasında çekme, yorulma ve aşınma deneylerine tabi tutulmuştur. 8622 çeliğine ait deney numuneleri Alper Isıl İşlem Tesislerindeki akışkan yataktaki sementasyon işlemine tabi tutulmuştur. Bu amaçla numuneler 930°C de 1 saat tutulmuş ve ardından 200°C de 1 saat temperlenmiştir. 38MnSi VS5 çeliğinden hazırlanan deney numuneleri ise indüksiyon ve nitrasyon ile sertleştirilmiştir. İndüksiyon işlemi İnsa Isıl İşlem Tesislerinde yapılmıştır. Nitrasyon işlemi İstanbul Isıl İşlem Tesislerindeki plazma nitrasyon ünitesinde yapılmıştır. Bu işlem 500°C sıcaklıkta 100 dak sürede gerçekleştirilmiştir.

4.2 Karakterizasyon Çalışmaları

Orijinal durumdaki ve yüzey sertleştirme işlemi uygulanmış numunelerin karakterizasyonu mikroyapısal incelemeler, mikro sertlik ölçümleri ve çekme deneyleri ile gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapı incelemeleri standart yöntemle hazırlanmış metalografik numuneler üzerinde yapılmıştır. Bu amaçla dövmeye yönüne paralel ve dik parçalar bakelite alındıktan sonra farklı gritlerdeki SiC zımparalardan geçirilip, $0,3$ ve $0,1\mu\text{m}$ lük elmas pasta ve $0,05\mu\text{m}$ lük Alümina (Al_2O_3) solüsyonları ile parlatılmıştır. Dağlayıcı olarak %2 lik Nital (%08 Etanol, %2 Nitrik Asit) çözeltisi kullanılmıştır. Mikroskobik incelemeler optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır.

Metalografik numuneler üzerinde Shimadzu marka mikrosertlik cihazında mikrosertlik ölçümleri de yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri HV cinsinden 100 ve 500 gr yükler altında gerçekleştirilmiştir.

Orijinal durumdaki ve yüzeyi sertleştirilen numunelerin mekanik özellikleri çekme deneyleri ile belirlenmiştir. Çekme deneyleri Instron Marka Üniversal Test Cihazında yapılmıştır.

4.3 Yorulma Deneyleri

Yorulma deneyleri çapı 6 mm ve boyu 35 mm olan deney numuneleri (Şekil 4.1) ile Denison 7615 marka yorulma cihazında (Şekil 4.2) burmalı yorulma koşullarında gerçekleştirilmiştir. 5×10^6 çevrim kadar kırılmayan numunelerde deney

durdurulmuştur. Çekme deneyi sonuçlarına göre belirlenen teorik yorulma dayanım sınırı civarında deneylerin tekrar sayısı yüksek tutulmuştur. Yorulma deney numunelerinin kırılma yüzeyleri JEOL JSM 5600 marka taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir.



Şekil 4.1: Burma Yorulma Deney Numunesi

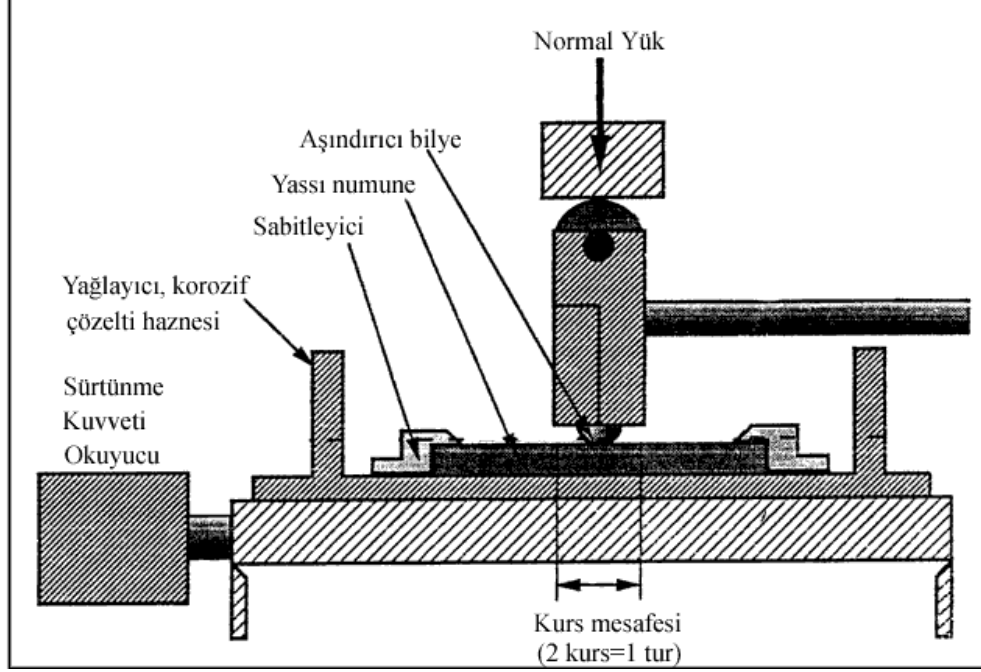


Şekil 4.2 Denison 7615 Marka Yorulma Cihazı

4.4 Aşınma Deneyleri

Aşınma deneyleri ileri geri aşınma cihazında kuru ortam koşullarında (20°C de %5–60 nem oranında) 155, 250, 354, 497 gr lık 4 ayrı yükte ve 26, 55, 87 mm/s'lik 3 ayrı hızda yapılmıştır. Numuneler üzerindeki aşınma iz uzunluğu 12 mm olup

deneyler toplam 120 m kayma mesafesinde yapılmıştır. Aşındırıcı olarak 10 mm çapında Alümina (Al_2O_3) topun kullanıldığı ileri-geri aşınma deney düzeneği şematik olarak Şekil 4.3'te verilmiştir. Deney sonuçları numune üzerinde oluşan izi n profili alınarak iz alanı cinsinden belirlenmiştir.



Şekil 4.3: İleri- Geri (reciprocating) Aşınma Deney G hazı nın Şe matik Görünü mü

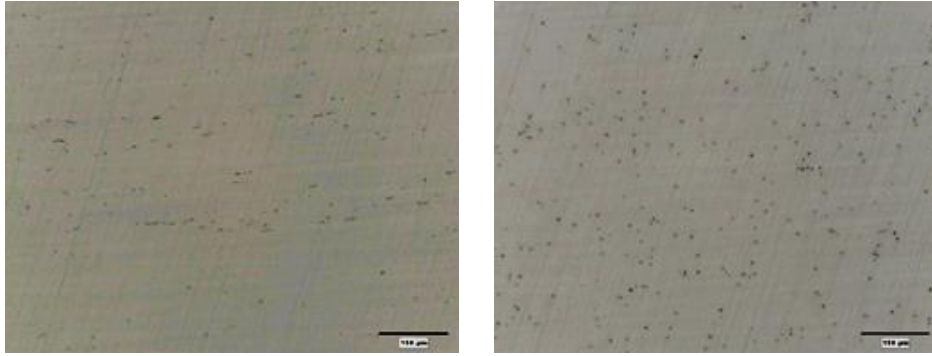
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELEME

5.1 Karakterizasyon Deney Sonuçları

5.1.1 Mikroyapısal Özellikler

Orijinal 38MnSi VS5 çeliğın yapısında bulunan inklüzyonların optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu görüntümleri sırası ile Şekil 5.1 ve 5.2’de verilmiştir. Inklüzyonlar çeliğın deforınasyon yönünde uzamış olup (Şekil 5.1), taramalı elektron mikroskobunda yapılan analizler bunların MnS türünde inklüzyonlar olduğunu ortaya çıkarmıştır (Şekil 5.2).

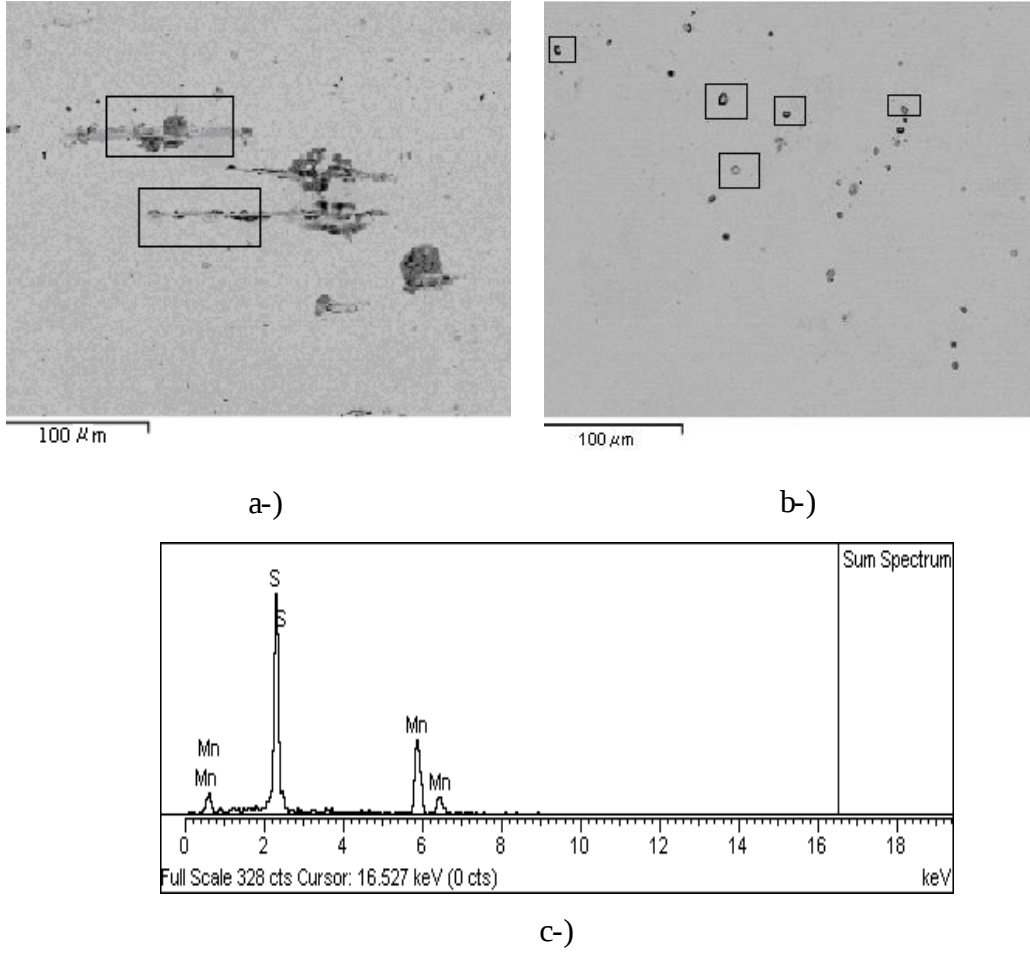
Şekil 5.3’de orijinal 38MnSi VS5 çeliğın dağınmış durumdaki optik mikroskop görüntümleri verilmiştir. Çelik “Ferrit + Perlit” yapısında olup, ferrit genel olarak perlit tanelerinin sınırlarında yer almaktadır.



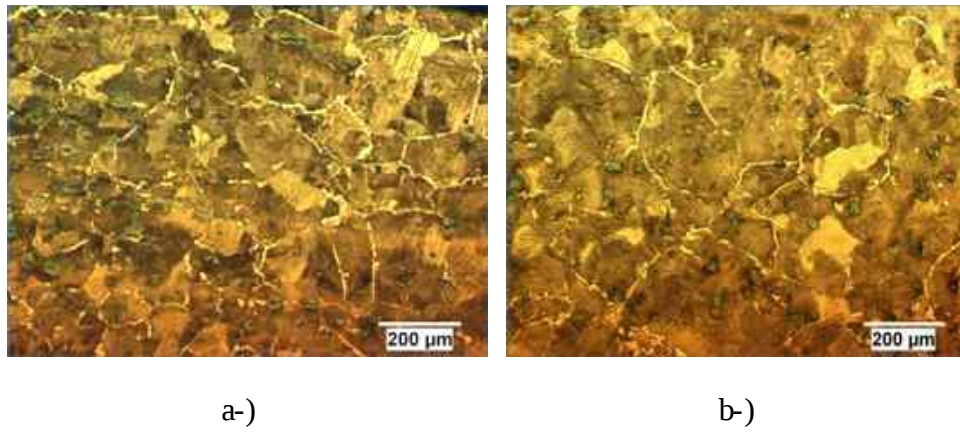
a-)

b-)

Şekil 5.1: Orijinal 38MnSi VS5 Çeliğın Yapısında Bulunan Inklüzyonların Optik Mikroskop Görüntümleri. a) Dövme Yönüne Paralel, b) Dövme Yönüne Dik

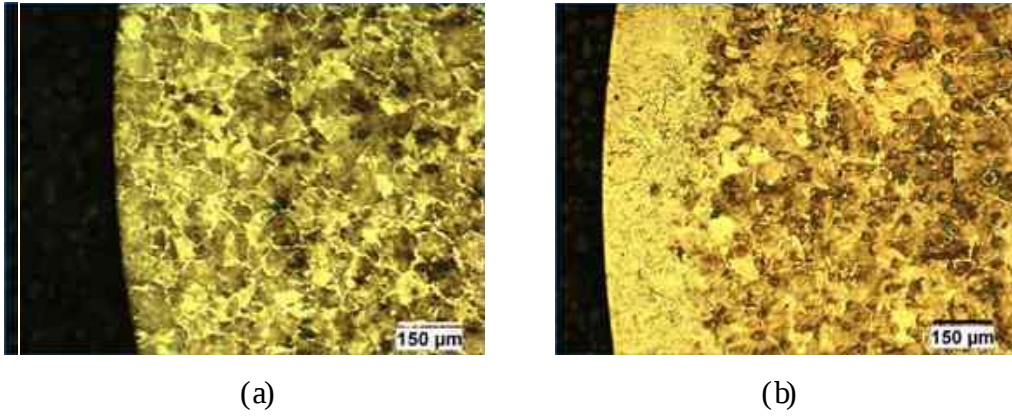


Şekil 5.2: Orijinal 38MnSi VS5 Çeliğın Yapısında Bulunan İnküzyonların Dövme Yönüne a) Paralel ve b) Dik Tara mlı Elektron Mikroskobu Görünümleri ve c) a ve b’de Kare İle Gösterilmiş Böl gelerden Alınan EDS Analizi Sonuçları.



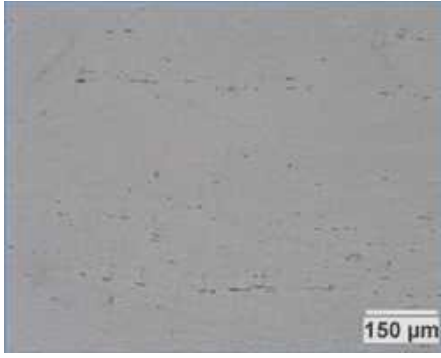
Şekil 5.3: Orijinal 38MnSi VS5 Çeliğın Dağ lama Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri. a) Dövme Yönüne Paralel ve b) Dövme Yönüne Dik

Nitrasyon ve indüksiyonla yüzey sertleştirme işlemlerine tabi tutulan 38MnSi VS5 çeliğin yüzey altı kesit görünüşleri Şekil 5.4'te verilmiştir. Uygulanan işlemlerle çeliğin yüzeyinde göbekten daha farklı mikroyapıya sahip bir tabaka oluşmuştur. Bu tabaka, nitrasyon işlemine tabi tutulan numunelerin tüm kesitinde homojen kalınlığa sahiptir. Ancak indüksiyon işlemi numunelerin kesitinde homojen kalınlıklı tabaka oluşturamamıştır. İndüksiyonla homojen kalınlıklı yüzey tabakası elde edilememesinin nedeni, numune kesitinin ince olması ve geometrisinin düz çubuk formunda olmasıdır. Zira yorulma deney numunelerine uygulanmış olan indüksiyon işlemi sırasında, baş ve gövde kısımlarının farklı çaplarda olmasından ötürü numunelerin indüksiyon bobini nin merkezine yerleştirilmesi zor olmuştur.

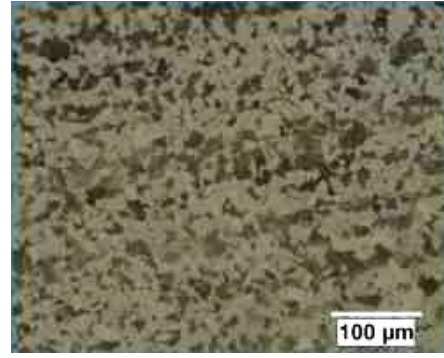


Şekil 5.4: a) Nitrasyon ve b) İndüksiyon İşlemlerine Tabi Tutulan 38 MnSi VS5 Çeliğin Kesitine Ait Optik Mikroskop Görüntüsü

8622 çelikteki inküzyon dağılımı ve mikroyapısı Şekil 5.5'de görülmektedir. Şekil 5.1'deki 38 MnSi VS5 çeliğine kıyasla çok daha düşük miktarda inküzyon içeren 8622 çelik (Şekil 5.5a), orijinal durumda “ferrit+perlit” yapısına sahiptir (Şekil 5.5.b) ve 38 MnSi VS5 çeliğe (Şekil 5.3) kıyasla çok daha düşük oranda perlit içermektedir. Sementasyon işlemi sonrasında çeliğin yüzey ve göbek kısmına ait mikroyapılar Şekil 5.6'da görülmektedir. Uygulanan işlemle yüzey, kalıntı ostenitte içeren martensite dönüşmüş (Şekil 5.6.a) olup, göbekte martenzitik mikroyapı (Şekil 5.6.b) oluşmuştur. Clex görüntü analiz sistemi ile yüzeydeki kalıntı ostenit miktarının %25 düzeyinde olduğu hesaplanmıştır.

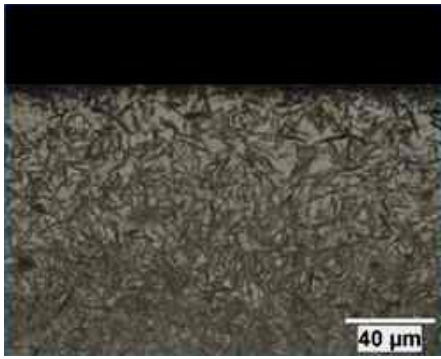


a-)

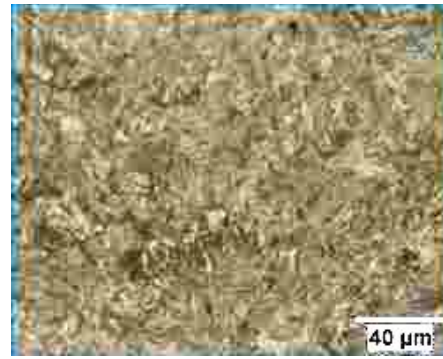


b-)

Şekil 5.5: Orijinal 8622 Çeliğine Ait Dağlama a-) Öncesi ve b-) Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri.



a-)



b-)

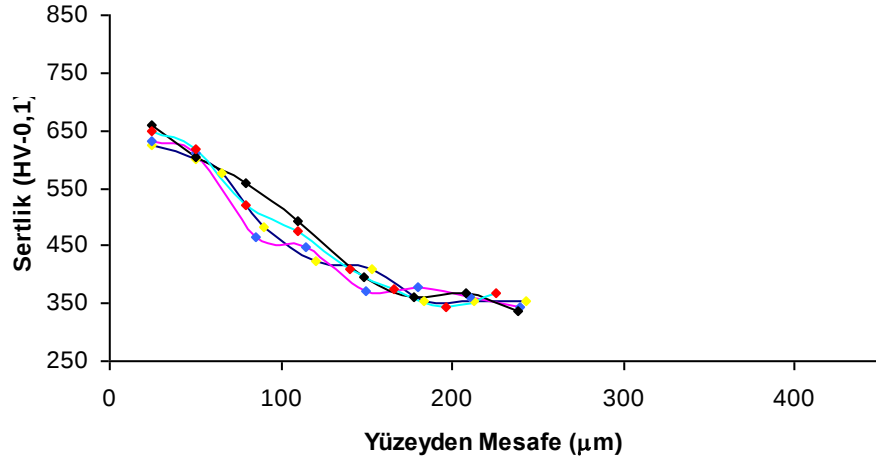
Şekil 5.6: Sementasyon Uygulanmış 8622 Çeliğinin Kesitine Ait Optik Mikroskop Görüntüleri a-) Dış Yüzey b-) İç Bölge

5.1.2 Mekanik Özellikler

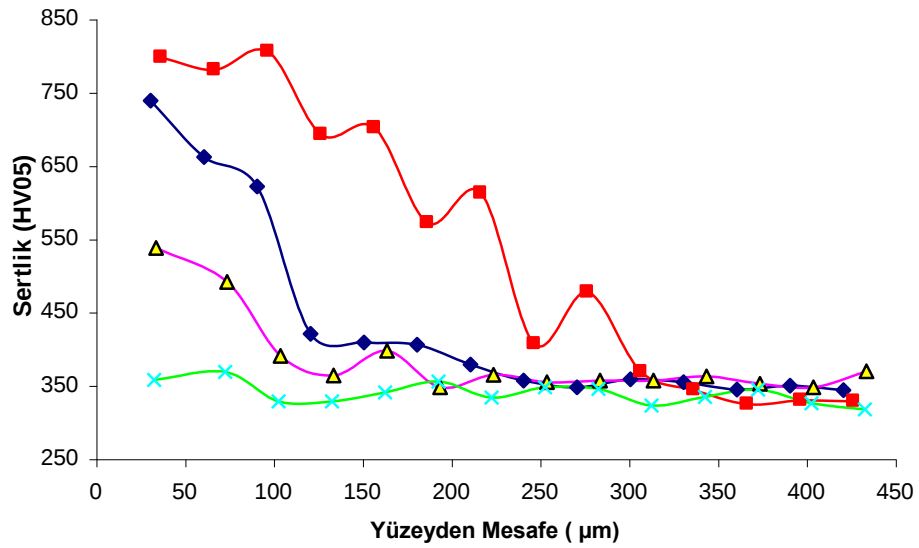
İncelenen 38 M_nSi VS5 ve 8622 çeliklerinin orijinal durumlarındaki sertlikleri sırası ile 275 HV_{0.1} ve 175 HV_{0.1} olarak ölçülmüştür. Bu çeliklere uygulanan yüzey sertleştirme işlemleri sonrasında yüzeydeki sertlik dağılımları Şekil 5.7 ve 5.8’de verilmiştir.

38 M_nSi VS5 çeliğine uygulanan nitrasyon işlemi sonrasında yüzey sertliği 650 HV_{0.1} düzeyine çıkmış ve yaklaşık 200 µm derinlikte göbek sertliğine (yaklaşık 350 HV_{0.1}) ulaşılmıştır. Orijinal sertliğe (275 HV_{0.1}) nazaran göbek sertliği bir miktar daha yüksektir. Kesitin birbirine dik 4 ayrı noktasında yapılan ölçümlerde sertlik grafiğinin benzer çıkması nitrasyon işlemi ile tüm kesitte homojen kalınlıklı tabaka oluştuğunu göstermektedir (Şekil 5.7. a). 38 M_nSi VS5 çeliğine uygulanan indüksiyon işlemiinde çeliğin göbek sertliği 300 µm da ortalama 350 HV_{0.1} değerine yükselmiştir. Ancak kesitin 4 ayrı noktasından yapılan sertlik taramasında, sertlik homojen bir dağılım

göstermiş ve 3 noktada göbekten daha yüksek sertlik değerleri elde edilirken bir noktada göbek ve yüzey sertliği arasında belirgin bir fark bulunamıştır (Şekil 5.7b). Bu durum mikroskobik incelemelerle uyum içinde olup, Bölüm 5.1.1’de de açıklandığı gibi tüm kesitte homojen martenzitik tabakanın oluşması ile ilgilidir.



a-)

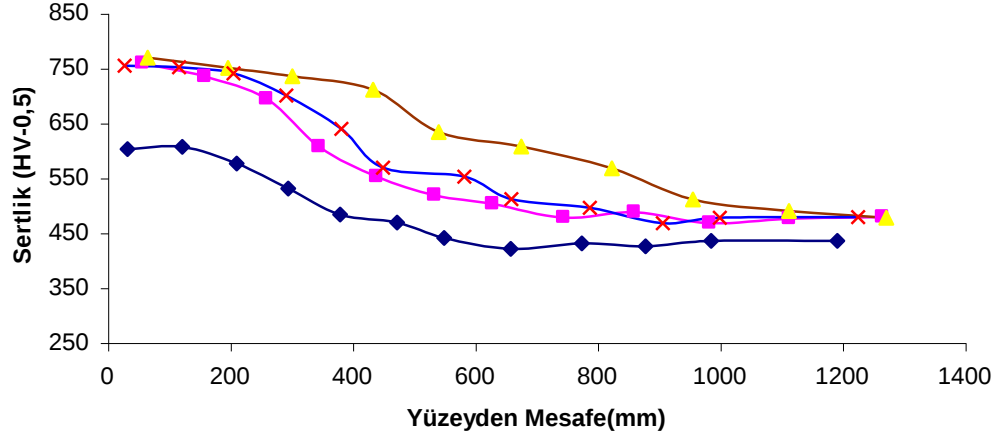


b-)

Şekil 5.7: a) Nitrasyon ve b-) İndüksiyon İşlemlerine Tabi Tutulan 38MnSi VS5 Çeliğın Kesitinde Sertlik Derinliği Profili.

Sementasyon işlemine tabi tutulan 8622 çeliğın kesitine ait sertlik derinlik profili dört ayrı kenarından içeriye doğru olmak üzere Şekil 5.8’ de verilmiştir. Kesitin 3 ayrı noktasında birbirine benzer sertlik profili elde edilirken 1 noktada bunlardan farklı

sertlik profili elde edilmiştir. 8622 çeliğine uygulanan sementasyon işlemi ile en yüksek sertlik değeri 770 HV_{0,5} olarak ölçülmüş ve yaklaşık 600µm'da sertlik göbek sertliğine düşmüştür. Göbek sertliği 450 HV_{0,5} mertebesinde olup söz konusu çeliğin orijinal sertlik değerinden (175 HV_{0,1}) çok yüksektir. Bunun nedeni uygulanan sementasyon işlemi neticesinde göbeğin de martensite dönüşmüş olmasıdır.



Şekil 5.8: Sementasyon İşlemine Tabi Tutulmuş 8622 Çeliğinin Kesitine Ait Sertlik Derinliği Profili.

İncelenen numunelerin çekme deneyi sonuçları Tablo 5.1'de verilmiştir. Sementasyon işlemi uygulanmış olan 8622 çeliğine ait deney numuneleri çekme cihazının çenelerinden sıyrıldığı için bu numunelerin mekanik özellikleri çekme deneyi ile belirlenemmiştir. Orijinal durumda 38 MnSi VS5 çeliği 8622 çeliğinden daha yüksek mukavemete ve daha düşük sünekliğe sahiptir. Uygulanan nitrasyon işlemi bu çeliğin mukavemetini çok fazla etkilememiş ancak sünekliğinde şiddetli bir azalmaya neden olmuştur.

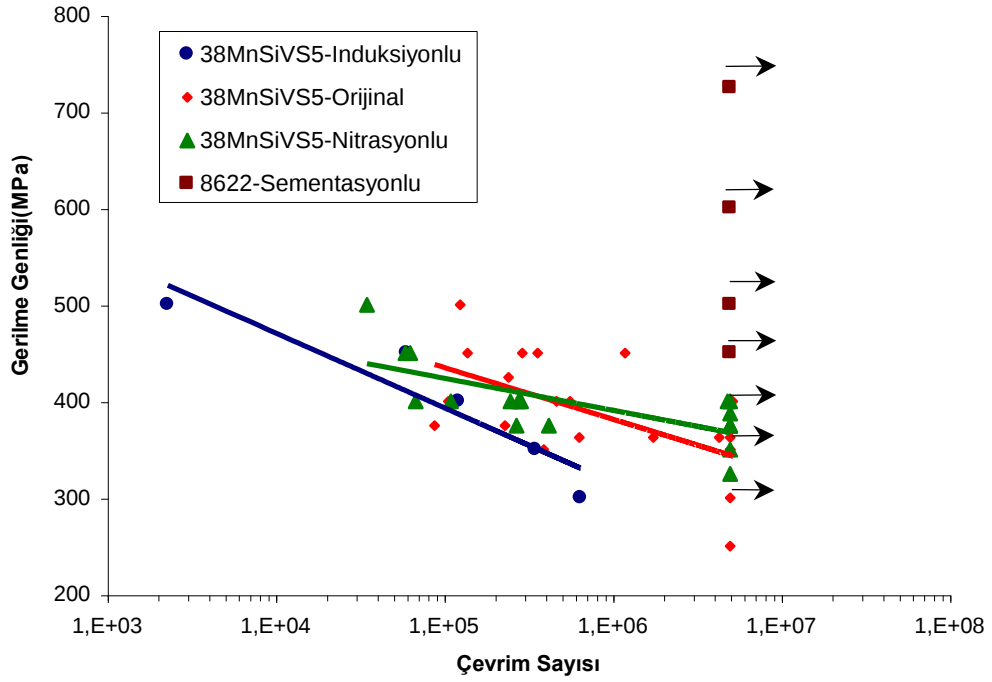
Tablo 5. 1: İncelenen Çeliklere Ait Çekme Deneyi Sonuçları

Malzeme	İşlem Durumu	Akma Mukavemeti (N mm ²)	Çekme Mukavemeti (N mm ²)	Kopma Uzaması (%)
38 MhSi VS5	Orjinal-	667	941	12,6
	Nitrasyon	723	899	4,3
8622	Orjinal-	400	595	25,4

5.2 Yorulma Deneyi Sonuçları

38 MhSi VS5 ve 8622 kalite çeliklerin yorulma deney sonuçları Şekil. 5.9. da “Gerilme genliği (σ_a) – Kırılmacaya kadarki çevrim sayısı (N)” diyagramı olarak verilmiştir. Bu diyagramda 5×10^6 çevrim kadar kırılmayan numunelere ait deney sonuçları ok işareti ile gösterilmiştir. Sementasyon işlemi uygulanan 8622 kalite çelik deney cihazının çalışabileceği en yüksek gerilme genliği değerinde (750 MPa) bile $5 \cdot 10^6$ çevrimde kırılmamıştır. Dolayısıyla sementasyon işlemi uygulanan 8622 kalite çeliklerin 38 MhSi VS5 çeliğinden çok daha üstün yorulma direncine sahip olduğunu söylemek mümkündür.

Gerek orijinal durumdaki ve gerekse yüzey sertleştirme işlemi uygulanan 38 MhSi VS5 çeliklerinde artan gerilme ile kırılmaya kadarki çevrim sayısı azalmıştır. Uygulanan indüksiyon işlemi orijinal duruma nazaran 38 MhSi VS5 çeliğinin yorulma direncini olumsuz yönde etkilemiş ve yorulma ömrünü azaltmıştır. Nitrasyon uygulanan numuneler ise orijinal 38 MhSi VS5 çeliği ile hemen hemen benzer yorulma özelliği göstermişlerdir. Şekil 5.9.’daki deney sonuçlarından elde edilen ampirik “Gerilme genliği (σ_a) – Kırılmacaya kadarki çevrim sayısı (N)” bağıntıları Tablo 5.2’de verilmiştir. Söz konusu ampirik bağıntılar çıkarılırken numunelerin kırıldığı koşullara ait deney sonuçları ihmal edilmiştir.

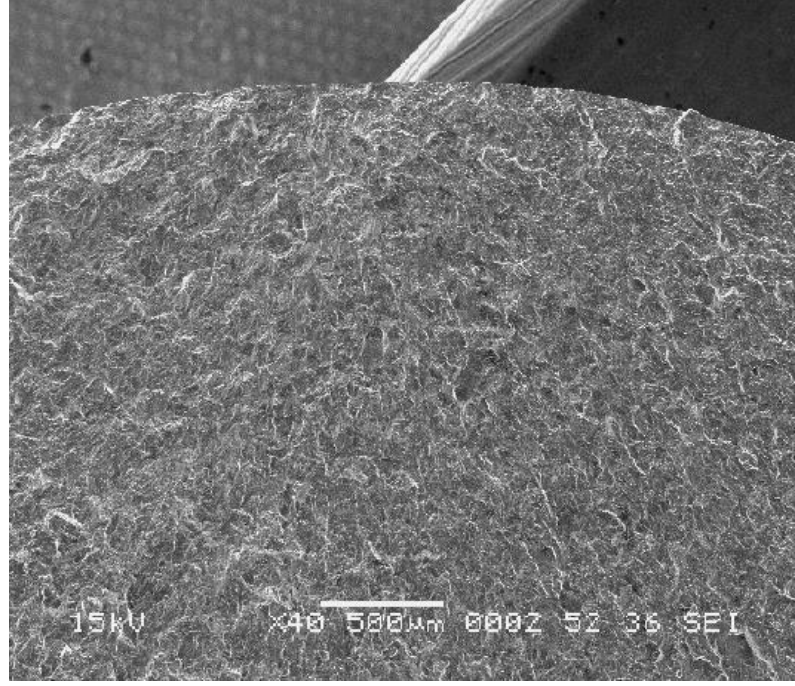


Şekil 5.9: 38 MnSi VS5 Kalite Çeliğin Orijinal, Nitrasyonlu ve İndüksiyonlu Durumları İle 8622 Kalite Çeliğin Sementasyonlu Durumuna Ait Yorulma Deney Sonuçları

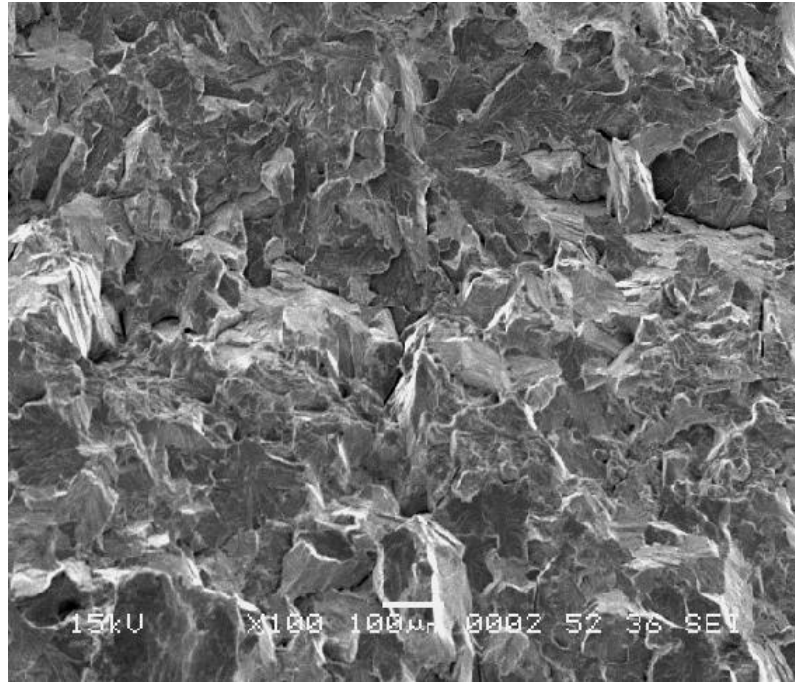
Tablo 5.2: 38 MnSi VS5 Kalite Çeliğe Ait Ampirik “Gerilme Genliği (σ_a) – Kırılıncaya Kadar Kiri Çevrim Sayısı (N)” Bağlılıları. (R^2 değerleri denklemin korelasyon katsayılarını göstermektedir.)

Orijinal	$\sigma_a = -15,271 \ln(N) + 603,79$	$R^2 = 0,139$
Nitrasyonlu	$\sigma_a = -16,861 \ln(N) + 618,4$	$R^2 = 0,3677$
İndüksiyonlu	$\sigma_a = -33,616 \ln(N) + 780,54$	$R^2 = 0,8765$

Yorulma deneylerinde kırılan numunelerin kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskopu görüntüleri Şekil 5.10 ve Şekil 5.11’de verilmiştir. Gerek orijinal durumdaki ve gerekse nitrasyon uygulanmış numunelerdeki yorulma çatlakları genel olarak yüzeyde başlamış (Şekil 5.10 a ve Şekil 5.11 a) olup, nihai kırılma bölgesinde kli vaj (tane içi) karakterli gevrek kırılmaya neden olmuştur (Şekil 5.10 b ve Şekil 5.11 b). Gevrek kırılma bölgesinde çok sayıda mikro çatlaklara da rastlanmıştır.

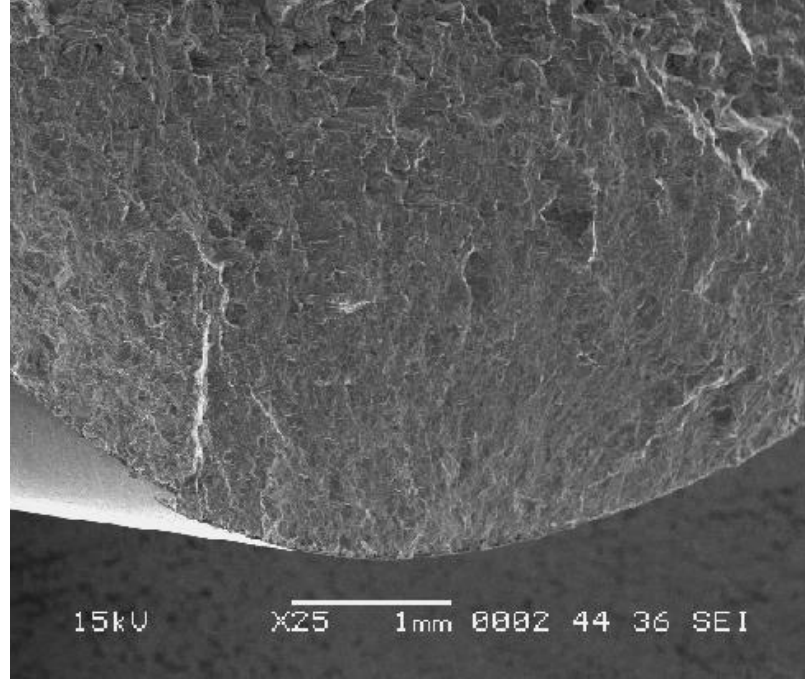


a)

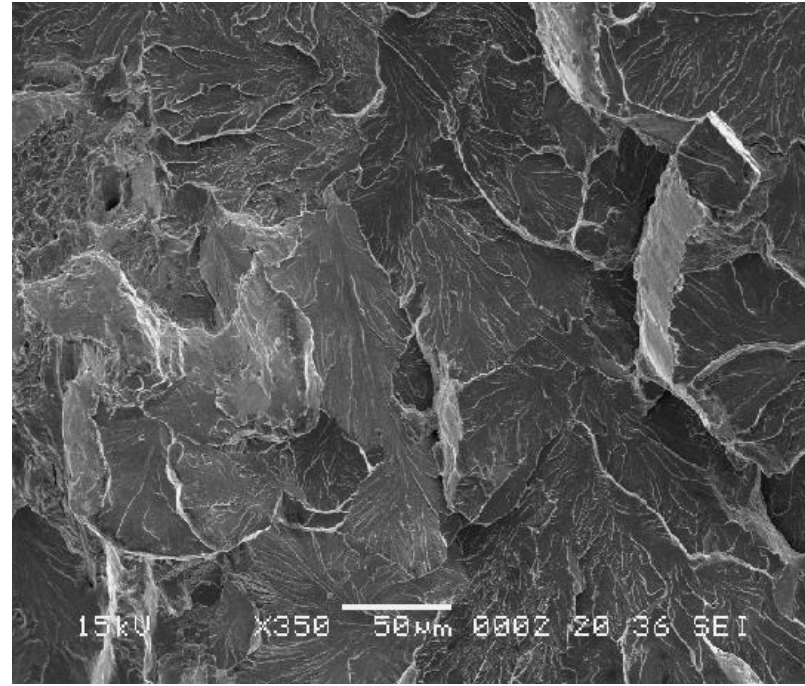


b)

Şekil 5.10: 350 MPa Gerilme Genliğinde Test Edilen ve $3,91 \cdot 10^5$ Çevrim Sonunda Kırılmış Olan Orijinal 38 MnSi VS5 Çelikten Hazırlanmış Yorulma Deney Numunesine Ait Kırık Yüzey Görünümleri a) Çatlak Başlangıç ve b) Nihai Kırılma Bölgesi



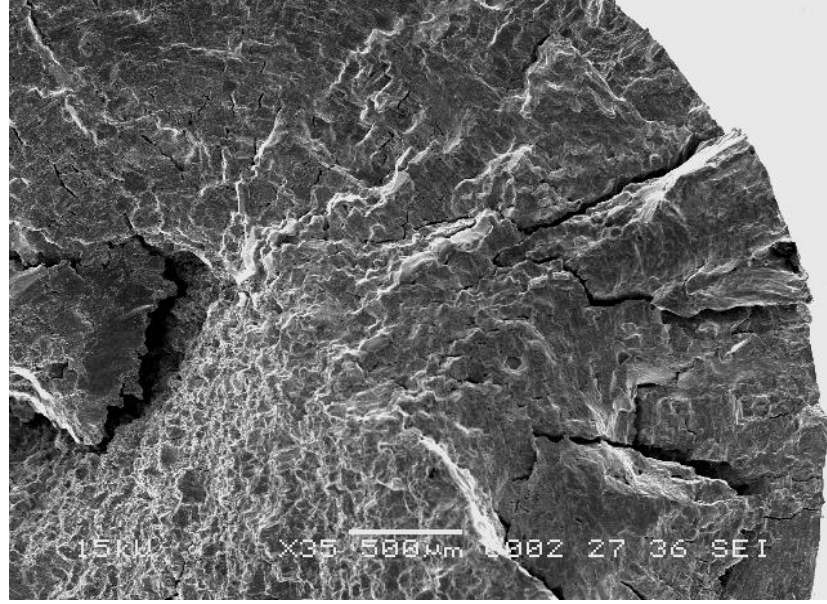
a)



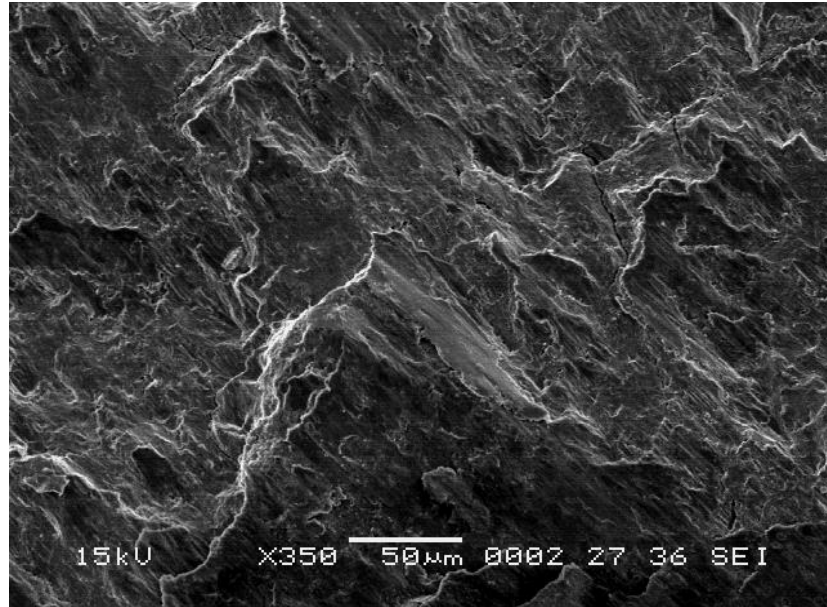
b)

Şekil.5.11: 375 MPa Gerilme Genliğinde Test Edilen ve $2,77 \cdot 10^5$ Çevrim Sonunda Kırılmış Olan Nitrasyonlu 38MnSi VS5 Çelikten Hazırlanmış Yorulma Deney Numunesine Ait Kırık Yüzey Görünümleri a) Çatlak Başlangıç ve b) Nihai Kırılma Bölgesi

İndüksiyonla yüzeyi sertleştirilmiş 38 MnSi VS5 çeliğine ait kırık yüzeyleri elektron mikroskopunda incelendiğinde numune yüzeyinde çok sayıda çatlak başlangıç noktası tespit edilmiş ve numunenin gevrek bir karakter sergilediği görülmüştür. (Şekil 5.12 a ve b)



a)

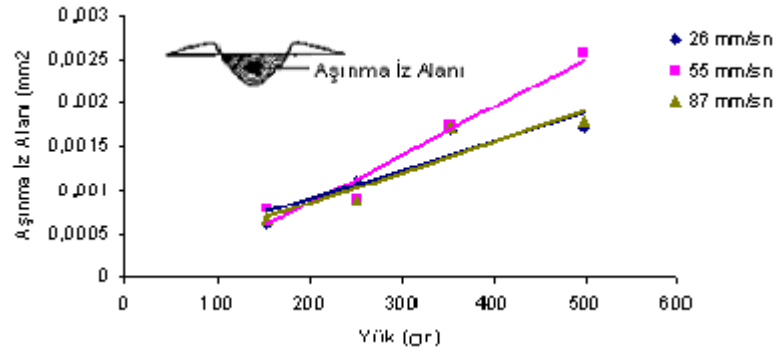


b)

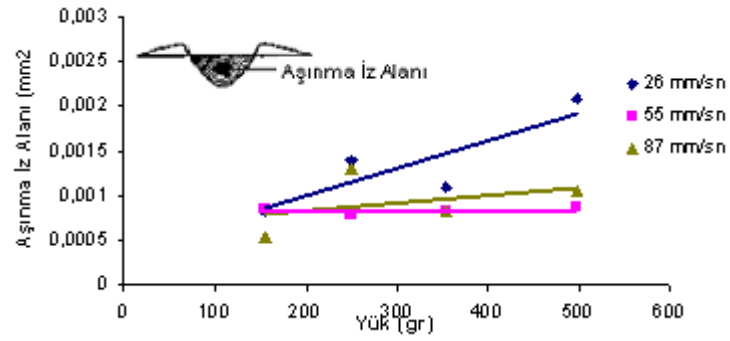
Şekil.5.12 450 MPa gerilme genliğinde test edilen ve $6,02 \cdot 10^4$ çevrim sonunda kırılmış olan indüksiyonlu 38 MnSi VS5 çelikten hazırlanmış yorulma deney numunesine ait kırık yüzey görüntüleri a) yüzeyde birden çok noktada başlayan çatlaklar b) nihai kırılma bölgesi

5.3 Aşınma Deneyi Sonuçları

Kuru ortamda 155, 250, 354, 497 gr lık 4 ayrı yükte ve 26, 55, 87 mm/sn lik 3 ayrı hızda yapılan ileri geri aşınma deneyi sonuçları, oluşan aşınma izi ni n alanı ndan yola çıkılarak hesaplanmıştır. 8622 ve 38 MhSi VS5 kalite çeliklerde deney yükünün aşınma iz alanı na etkisi sırası ile Şekil 5.13 ve 5.14’de verilmiştir. Her iki çelikte de aşınma iz alanı artan deney yükü ile doğrusal olarak artmakta olup, doğruların eğiminden mm²/gr biriminde aşınma hızı elde edilmiştir. 8622 ve 38 MhSi VS5 çeliklerin aşınma hızına deney hızının etkisi Şekil 5.15’de görülmektedir. Orijinal durumdaki her iki çelikte de aşınma hızı deney hızı arttıkça artmaktadır. Uygulanan yüzey işlemleri artan deney hızıyla aşınma hızının azalmasına sebep olmuştur. Genel bir eğilim olarak uygulanan yüzey işlemlerinin aşınma hızını azalttığını söylemek mümkündür. Özellikle yüksek deney hızlarında nitrasyonlu 38 MhSi VS5 ve sementasyonlu 8622 çelikleri arasında belirgin bir fark görülmüştür.

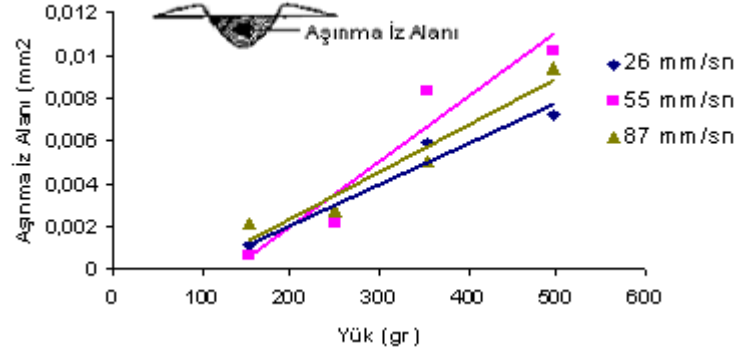


a)

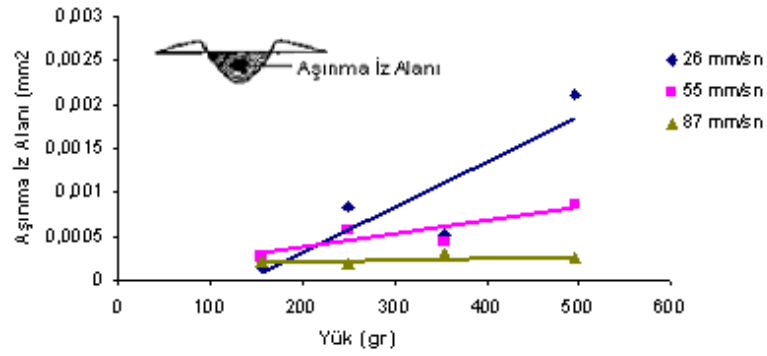


b)

Şekil. 5. 13: 38 MnSi VS5 Çeliğın a) Orijinal b) Nitrasyonlu Durumlarına Ait Farklı Hızlardaki ve Farklı Yüklerdeki Aşınma İz Alanları.

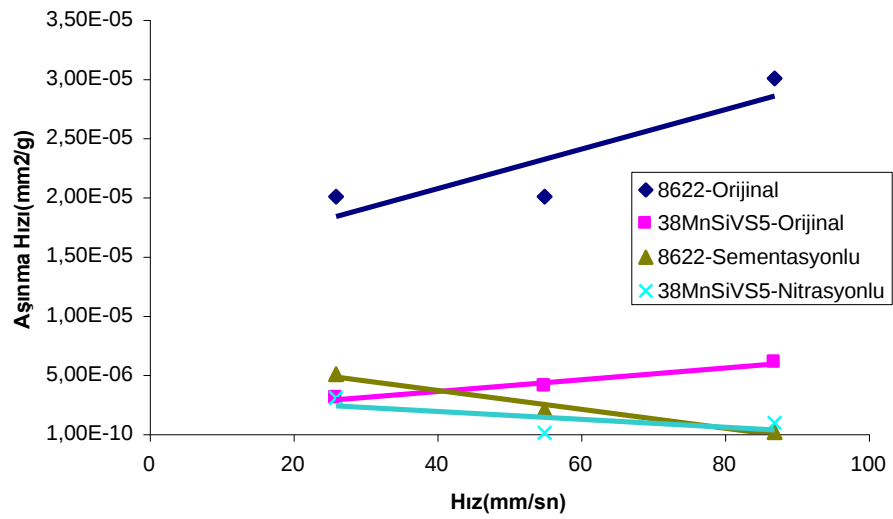


a)



b)

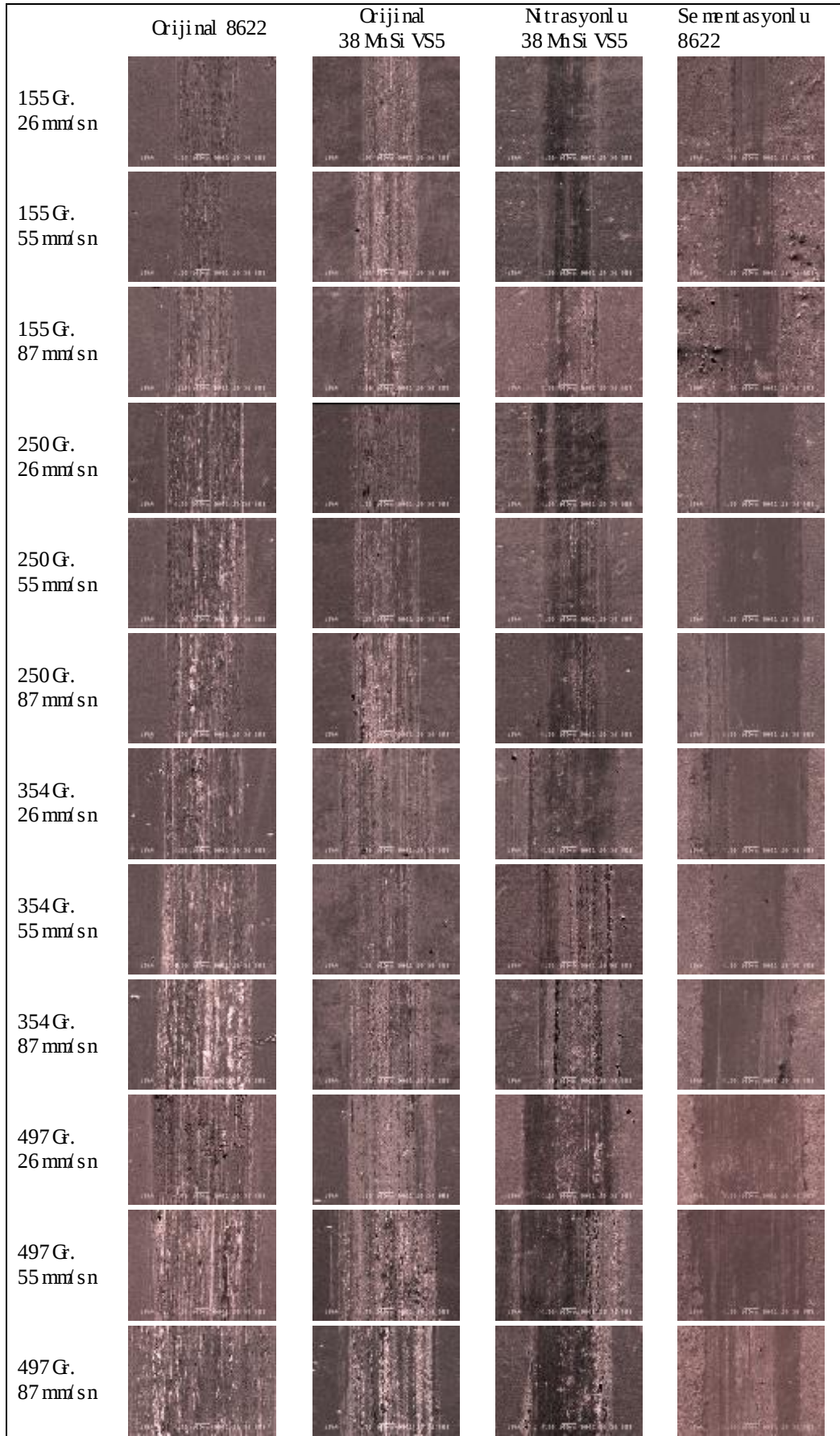
Şekil. 5.14: 8622 Çeliğ'nin a) Orijinal b) Sementasyonlu Durumlarına Ait Farklı Hızlardaki ve Farklı Yüklerdeki Aşınma İz Alanları.



Şekil. 5.15: Malzeme Türüne Göre Deney Hızının Aşınma Hızına Etkisi

Şekil 5.15 te yer alan ve aşınma iz alan-yük grafiklerinin eğimleri den elde edilen grafikten de görüldüğü gibi orijinal 8622 çeliğinin sementasyonla yüzeyi sertleştirildikten sonra aşınma hızında ciddi bir düşüş olmuştur. Aynı şekilde orijinal 38 MnSi VS5 çeliğinin de nitrasyonla yüzeyi sertleştirildikten sonra aşınma hızı düşmüştür. Her iki yüzey sertleştirme işleminde de deney hızı arttıkça aşınma hızı düşmektedir.

Aşınma deneyleri sonucunda deney numuneleri üzerinde oluşan aşınma izlerinin elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 5.16 da, Alümina top üzerinde oluşan aşınma izlerinin ışık mikroskobundan alınan görüntüleri Şekil 5.17 de verilmiştir.



Şekil 5.16. Aşınma İzlerine At Elektron Mikroskobu Görüntüleri

	Orijinal 8622	Orijinal 38 Mh Si VS5	Nitrasyonlu 38 Mh Si VS5	Sementasyonlu 8622
155 Gr. 26 mm/sn				
155 Gr. 55 mm/sn				
155 Gr. 87 mm/sn				
250 Gr. 26 mm/sn				
250 Gr. 55 mm/sn				
250 Gr. 87 mm/sn				
354 Gr. 26 mm/sn				
354 Gr. 55 mm/sn				
354 Gr. 87 mm/sn				
497 Gr. 26 mm/sn				
497 Gr. 55 mm/sn				
497 Gr. 87 mm/sn				

Şekil 5.17. Aşındırıcı Top Üzerinde Oluşan İzlere Ait Işık Mikroskobu Görüntüleri

7. GENEL SONUÇLAR

38 M_nSi VS5 çeliklerin yüzey işlenmiş ve yüzeyi indüksiyon ve nitrasyonla sertleştirilmiş durumları ile 8622 kalite çeliklerin yüzey işlenmiş ve yüzeyi sementasyonla sertleştirilmiş durumları üzerinde yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1. Sementasyon işlemi uygulanmış olan 8622 kalite çelik gerek orijinal ve gerekse yüzey sertleştirme işlemi (indüksiyon ve nitrasyon) uygulanmış 38M_nSi VS5 çelikten daha yüksek yorulma direncine sahiptir. Nitrasyon işlemi 38 M_nSi VS5 çeliğin yorulma direncini belirgin bir şekilde değiştirmezken uygulanan indüksiyonla yüzey sertleştirme işlemi ile homojen bir martenzit tabakası oluşturulmadığından yorulma direncinde şiddetli bir azalma olmuştur.
2. Uygulanan yüzey sertleştirme işlemleri 8622 ve 38 M_nSi VS5 kalite çeliklerin aşınma direncini artırmıştır. Orijinal durumda 38M_nSi VS5 çeliği 8622 çeliğinden daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. Sementasyon işlemi uygulanan 8622 çeliği ile nitrasyon uygulanan 38 M_nSi VS5 çeliğinin aşınma dirençleri arasında özellikle yüksek deney hızlarında belirgin bir fark görülmüştür.

KAYNAKLAR

- [1] **Çeviker, I.**, 1991 Mikroalaşımlı dövme çeliklerde mikroyapısal karakterizasyon ve mikroyapı-mekanik özellikler ilişkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [2] <http://www.asinternational.org> (High-Strength Low-Alloy Steels)
- [3] **Garret, T K, Newton, K and Steeds, W** 2001 The Motor Vehicle 13.th Edition Reed Educational and Professional Publishing Ltd, Chapter 31 pp. 876,877
- [4] <http://www.howstuffworks.com> (Differential)
- [5] **Korchynsky, M**, 2001 A New Role for Microalloyed Steel: Adding Economic Value, Quebec City, Canada
- [6] **Gadman, T**, 2002 The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, School of Materials, The University of Leeds, Maney Publishing U.K
- [7] **Lagneborg R, Swecki T, Zajac, S, Hutchinson B**, 1999 The Role of Vanadium In Microalloyed Steels, Stockholm Sweden
- [8] **Singh, P.**, 2002 Effect of thermomechanical processing on the fatigue and tensile behavior of the forging grade microalloyed steels, *Master of Technology*, Indian Institute of Technology, Kanpur, India
- [9] **Liu, T.**, 2001 Modeling Microstructural Evolution of Microalloyed Forging Steels During Thermomechanical Processing *Doctor of Philosophy*, Queen's University Kingston, Ontario, Canada
- [10] **Luisa Rivas De Rivas, A**, 1998 Residual Stress Relaxation and Fatigue Behavior of An Induction Hardened Microalloyed Steel, *Doctor of Philosophy*, Case Western Reserve University, USA
- [11] **Khalid, E. A.**, 2002 Precipitation and compositional changes in the structural phases of microalloyed automotive steels, *Material Science and Engineering A325*, 281-285
- [12] **Kayalı, E.S., Ensari, C., Dikeç, F.**, 1996. Metalik Malzemelerin Mekanik Deneyleri, İ.T.Ü. Kimya Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul
- [13] **Ashby, E. M., Jones, D. R. H.**, 1996 Engineering Materials I, Butterworth Heinemann Publications, Oxford Chapter 15 pp. 146-148

ÖZGEÇMİŞ

Ramazan TÖTÜK 1978 yılında Samsun'da doğmuştur. İlk ve orta öğrenimini Samsun 23 Nisan İlköğretim okulunda, lise öğrenimini Samsun Namık Kemal Lisesi'nde tamamlamış, 1996 yılında İTÜ Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği bölümüne girmiştir. 2000 yılı Haziran ayında mezun olmuş 2002 yılında İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Mühendislikte İleri Teknolojiler Ana Bilim Dalı, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programında yüksek lisans eğitime başlamıştır. Halen Ereğli Demir Çelik Fabrikaları T.A.Ş. Ar-Ge Müdürlüğünde Metalurji Mühendisi olarak çalışmaktadır.