İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MİKROALAŞIMLI VE SEMENTASYON ÇELİKLERİNİN YORULMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Muazzez Mine ÖZCAN

Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Programı : MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ

HAZİRAN 2005

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MİKROALAŞIMLI VE SEMENTASYON ÇELİKLERİNİN YORULMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ
Muazzez Mine ÖZCAN
(506021111)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 5 Mayıs 2005
Tezin Savunulduğu Tarih : 8 Haziran 2005

Tez Danışmanı :	**Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU**
Diğer Jüri Üyeleri	**Prof.Dr. Eyüp Sabri KAYALI (İ.T.Ü)**
	Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü.)

HAZİRAN 2005

ÖNSÖZ

Teknolojinin hızla geliştiği günümüzde, otomotiv sektörü de toplumun ihtiyaçlarını ve teknolojinin sunduğu imkanları temel alarak ürün geliştirmektedir. Otomotiv sektöründe gerçekleştirilen tasarımlarda ağırlık ve maliyet azaltma da önem kazanmıştır. Rekabetin artması ve ürün gamındaki çeşitlilik; ürünleri cazip kılmak adına üreticileri maliyeti azaltmaya itmiştir. Maliyet azaltmada etkin yollardan biri de standart su verilmiş ve temperlenmiş çelik yerine mikroalaşımlı çelik kullanmaktır. Otomotivde kullanılan birçok parçada uygulamasına rastlanan mikroalaşımlı çelikler dişli uygulamalarında hiç denenmemiştir. Bir otomobilde şanzuman ve diferansiyel sistemlerinde çok sayıda dişli kullanıldığı dikkate alınırsa, bu dişlilerin mikroalaşımlı çelikten üretildiğinde elde edilecek maliyet düşüşü göz ardı edilemez. Bu nedenle dişli parçalarda en çok önem verilen özellik olan yorulma davranışını mikroalaşımlı çelik kullanıldığında belirlemek amacıyla Mikroalaşımlı Çeliklerin Yorulma Davranışı" adlı projeyi yapmayı uygun gördüm. Elde edilen sonuçların ve birikimin otomotiv sektörüne ve bu alanda devam edecek çalışmalara ışık tutacağı inancındayım.

Bu projeyi bir takım çalışmasının eseridir. Birikimini, tecrübesini ve desteğini esirgemeyen saygıdeğer hocam Prof Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU'na teşekkürlerimi sunarım.

Üniversite ve sanayi işbirliğini sonuna kadar destekleyen, otomotiv sektöründe yapılacak her türlü yeniliğin arkasında olan FORD OTOSAN Ürün Geliştirme Bölümü Genel Müdür Yardımcısı Sayın Ufuk GÜÇLÜ'ye, bu çalışmanın birçok aşamasında emeği olan, bilgisini ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen Doç. Dr. Ali Arslan KAYA'ya ve Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI'ya teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmalarım sırasında hep yanımda olan, sabrını ve desteğini hiç esirgemeyen Burak FIRLAR'a çok teşekkür ederim.

Son olarak benden desteğini hiç esirgemeyen aileme, özellikle de dünyada en çok değer verdiğim insan olan babama sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Mayıs 2005 M. Mine ÖZCAN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ **ii**
İÇİNDEKİLER **iii**
KISALTMALAR **v**
TABLO LİSTESİ **vi**
ŞEKİL LİSTESİ **vii**
SEMBOL LİSTESİ **viii**
ÖZET **ix**
SUMMARY **x**

1. GİRİŞ VE AMAÇ **1**

2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN FİZİKSEL METALURJİSİ **3**
2.1. Ferrit 3
2.2. Perlit 6
2.3. Çökelme 7
2.4. Ostenit Tane Boyutunun Kontrolü 10

3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI **12**
3.1. Vanadyum İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 12
3.2. Niyobyum İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 15
3.3. Vanadyum - Niyobyum İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 15
3.4. Niyobyum - Molibden İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 16
3.5. Vanadyum – Azot İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 16
3.6. Titanyum İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 17
3.7. Titanyum - Niyobyum İçeren Mikroalaşımlı Çelikler 18

4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÖNEMİ VE KULLANIM ALANI **19**
4.1. Mikroalaşımlı Çeliklerin Gelişimi 19
4.2. Mikroalaşımlı Çeliklerin Kullanım Alanları 23

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR **29**
5.1. Deneysel Malzemeler 29

5.2. Çeliklerin Üretim Koşulları ve Uygulşanan Isıl İşlemler 29
5.2.1. AISI 8622 Dövme İşlemi 30
5.2.2. 38MnSiVS5 Dövme İşlemi 30
5.3. Karakterizasyon Çalışmaları 31
5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu 31
5.3.2. Mekanik Testler 31

6. DENEY SONUÇLARI 35
6.1. Mikroyapı İncelemesi 35
6.2. Mekanik Özellikler 37
6.2.1. Çekme Testi Sonuçları 37
6.2.2. Darbe Testi Sonuçları 39
6.2.3. Yorulma Deneyleri 42

7. GENEL SONUÇLAR 44

KAYNAKLAR 45

ÖZGEÇMİŞ 47

KISALTMALAR

HSLA : Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
MA : Mikroalaşımlı
YMK : Yüzey Merkezli Kübik
SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu

TABLO LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 3.1.	Manganez miktarının, %0.08 C ve %0.30 Si içeren bir vanadyum çeliğinin mukavemetine etkisi.....	14
Tablo 4.1.	Otomotivde kullanılan MA çelikler.....	24
Tablo 4.2.	Döküm ve dövme işlemiyle üretilmiş aksonların özellikleri.....	26
Tablo 5.1.	İncelenen alaşımların kimyasal bileşimleri.....	29
Tablo 5.2.	Yorulma testinde uygulanan yükler.....	33
Tablo 5.3.	Power Swing MOT Teknik Özellikleri.....	33
Tablo 6.1.	İncelenen çeliklerin ortalama sertlik değerleri.....	37
Tablo 6.2.	Çekme Deneyi Sonuçları.....	38
Tablo 6.3.	İncelenen çeliklere ait amprik yorulma denklemleri.....	43

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. : Mikroalaşımlı karbür ve nitrürlerin çözünürlük ilişkisi..... 8
Şekil 3.1. : Soğuma hızının %0.15 V içeren bir çelikte çökelme sertleşmesine bağlı olarak akma mukavemetindeki artışına etkisi..... 13
Şekil 4.1. : Dövme proseslerinin karşılaştırılması. (a) geleneksel proses, (b) dövme sıcaklığından su verme, (c) mikroalaşımlı çelik prosesi – BY işlemi..... 21
Şekil 4.2. : 49MnVS3, Ck 45 ve GGG60'ın çekme mukavemeti, akma gerilimi ve V-çentik darbe direnci değerleri..... 22
Şekil 4.3. : –100 °C'de test edilen numunelerin kırılma tokluğu değerleri 22
Şekil 4.4. : Bir araçta bulunan tipik dövme parçalar..... 25
Şekil 4.5. : Ticari bir ağır vasıtada bulunan tipik dövme parçalar..... 25
Şekil 4.6. : VANARD 925 çelikten dövülen akson..... 26
Şekil 4.7. : C70S6 malzemeden dövülen biyel kolu..... 27
Şekil 4.8. : 38MnSiVS5 çelikten üretilen krank..... 28
Şekil 5.1. : Pinyondan çıkarılan deney numunelerinin kesim ekseni..... 30
Şekil 5.2. : Çekme deneyi numunelerinin teknik resmi..... 32
Şekil 5.3. : Power Swing MOT Cihazı..... 34
Şekil 6.1. : a) AISI 8622, b) 38MnSiVS5 çeliğinde bulunan inklüzyonlar.. 35
Şekil 6.2. : Deney numunelerinin mikroyapı görüntüleri (a) AISI 8622 çeliğinin ısıl işlem sonrası mikroyapısı (b) 38MnSiVS5 çeliğinin orijinal durumdaki mikroyapısı (c) 38MnSiVS5 çeliğinin indüksiyonla sertleştirme sonrası mikroyapısı..... 36
Şekil 6.3. : İndüksiyonlu 38MnSiVS5 çelik numunelerde sertlik dağılımı.. 37
Şekil 6.4. : Deney numunelerinin SEM'de çekilmiş kopma yüzeyi görüntüleri a)Orjinal AISI 8622 b) Sementasyonlu AISI 8622 c) Orjinal 38MnSiVS5 d) İndüksiyonlu 38MnSiVS5..... 39
Şekil 6.5. : Darbe deneyi sonuçları..... 40
Şekil 6.6. : Darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri..... 41
Şekil 6.7. : İncelenen çeliklere ait S-N eğrileri..... 42

SEMBOL LİSTESİ

σ_y	**:** Akma gerilmesi
σ_i	**:** Sürtünme gerilmesi
k_y	**:** Direnç sabiti
d	**:** Tane boyutu
T	**:** Darbe geçiş sıcaklığı
d_α	**:** Ferrit tane boyutu
d_γ	**:** Ostenit tane boyutu
R	**:** Soğuma hızı
σ_o	**:** Sürtünme gerilmesi
L	**:** Lameller arası mesafe
P	**:** Perlit koloni boyutu
t	**:** Karbür kalınlığı

MİKROALAŞIMLI VE SEMENTASYON ÇELİKLERİNİN YORULMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

ÖZET

Mikroalaşımlı çelikler dünya çelik üretiminin yaklaşık %12'sini oluşturarak çelik türleri arasında önemli bir yere sahiptir. Dünyanın birçok bölgesinde tüm büyük çelik pazarlarında kullanılmakta olan bu çeliklerin gelişimi gaz ve petrol boru hatlarının, inşaat ve taşıma endüstrilerinde önemli rol oynamıştır. Mikroalaşımlı çelikler küçük oranlarda vanadyum, niyobyum, ve/veya titanyum içerirler. Çelikte bulunan bu elementler tane küçülmesi ve çökelme sertleşmesinde önemli rol oynarlar. Bunlar ostenit tanesinin büyümesini önleyecek karbür, nitrür ve karbonitrürler oluştururlar ve bunun tane küçülmesi ve çökelme sertleşmesine etki eder. Bu çeliklerin avantajı ısıl işlemin ortadan kaldırılması, çarpılmanın azalması ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesidir. Mikroalaşımlı çelikler bu özellikleri sayesinde otomotiv parçalarında çok geniş bir kullanım alanı bulmuştur. MA çeliklerin araçlardaki uygulamaları aktarma organları, süspansiyon ve motor parçalarında görülmektedir. MA çelik kullanılarak dövülen parçalara örnek olarak biyel kolu, krank, süspansiyon kolu, poyra ve flanş verilebilir. Günümüz yaklaşımları mikroalaşımlı çeliklerin birçok alanda geleneksel çeliklerin yerine geçtiğini göstermektedir. Mikroalaşımlı çeliklerin kullanımındaki itici güç ise ısıl işlemin ortadan kalkmasıyla elde edilen maliyet avantajıdır.

Bu çalışmada 38MnSiVS5 mikroalaşımlı çeliğin yorulma davranışı ve mekanik özellikleri geleneksel sementasyonlu AISI 8622 çeliği ile karşılaştırılmıştır. Eksenel yüklemeli yorulma deneylerinin yanısıra çekme ve darbe deneyleri ve mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır. Deneysel çalışmalar sonucunda sementasyonlu AISI 8622 çeliği 38MnSiVS% MA çeliğe göre daha üstün statik ve dinamik dayanım sergilemiştir.

INVESTIGATION OF FATIGUE BEHAVIOUR OF MICROALLOYED AND CASE HARDENING STEELS

SUMMARY

MA steels constitute an important category of steels estimated to be about 12% of total world steel production. They are used in every major steel market sector in various parts of the world and their development has played an important role in the expansion of certain key industries such as oil and gas extraction, construction and transportation. MA steel contains small amounts of vanadyum, niobium, and/or titanium in their compositions. These elements play an important role in refining the grains and strengthening by precipitation hardening mechanism. The advantages of these steels, in terms of elimination of heat treatment, reduced distortion and improved mechanical porperties have led them to be used in a wide range of automotive components. The main application of MA steel forgings in automobiles is in the powertrain, suspension and engine components. Examples of forged components from MA steels are connecting rod, crank shaft, suspension arm, hub and drive flange. Recent trend shows that the MA steels are replacing the conventional steels for various applications. The driving force for preference of MA steels is the cost reduction achieved by the elimination of heat treatment.

In this study fatigue behaviour and mechanical properties of a 38MnSiVS5 MA steel is compared with those of a conventional carburized AISI 8622 steel. Apart from uniaxial loading fatigue tests, tensile and impact tests and microstructural characterization were conducted on the samples. The results of the experimental studies revealed that, carburized AISI 8622 steel exhibits significantly better static and dynamic strengths than 38MnSiVS5 MA steel.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

İnşaat, enerji ve taşıma endüstrilerinin C-Mn çeliklerine eşdeğer ancak daha ucuz alaşımlı çelik talebi doğrultusunda 1960 yıllardan sonra yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) veya mikroalaşımlı (MA) çeliklerin geliştirilmesi yönünde çalışmalar başlamıştır. Bu tip çelikler düşük miktarlarda (genellikle %0.1 oranına kadar) niyobyum, vanadyum, titanyum veya bu elementlerin kombinasyonlarını içerirler. Bu elementler mikroyapı da kararlı karbür veya karbonitrürler oluşturarak mekanik özellikleri olumlu yönde geliştirirler. Daha kompleks çeliklere bakır, nikel, krom, molibden ve bor gibi elementler de eklenerek ostenitin ayrışmasında ve yeniden kristalleşmede ilave kontrol sağlanır. Bu elementlerin dışında aluminyum, azot, oksijen ve kükürt'ün de önemli etkileri vardır . Ayrıca inklüzyon oluşumunu ve morfolojisini kontrol etmek için çeliğe kalsiyum, zirkonyum ve nadir toprak elementleri de ilave edilebilir.

Mikro alaşımlı çelikleri genel olarak altı grupta toplamak mümkündür:

(1) Atmosferik çelikler; atmosferik korozyon direncini arttırmak ve katı eriyik mukavemeti sağlamak amacıyla az miktarda bakır ve fosfor alaşım elementi olarak kullanılır.
(2) Mikro alaşımlı ferritik-perlitik çelikler; orta ve yüksek karbonlu çelikler olup, %0.10'dan az miktarda kuvvetli karbür ve karbonitrür oluşturucu elementler (niyobyum, vanadyum ve titanyum) ilavesi ile çökelme sertleşmesi, tane küçülmesi ve dönüşüm sıcaklığı kontrol edilir.
(3) Haddelenmiş perlitik çelikler; bunlar mukavemeti, tokluğu, şekillenebilirliği ve kaynak edilebilirliği arttırmak amacıyla az miktarda alaşım elementi ilave edilmiş C-Mn çelikleridir.

(4) Düşük karbonlu beynitik çelikler; yüksek mukavemetli, kolay şekillenebilir, kaynak edilebilir ve iyi tokluğa sahip %0.05'den daha az karbon içeren çeliklerdir.
(5) Çift fazlı çelikler; ferritik matriks içerisinde dağılmış martensitik yapıdaki yüksek çekme mukavemetine ve sünekliğe sahip çeliklerdir.
(6) İnklüzyon şekil kontrollu çelikler; az miktarda kalsiyum, zirkonyum ve nadir toprak elementleri ilavesi ile uzun MnS tipi inklüzyonları daha küçük yuvarlak inklüzyonlar halinde mikroyapıya dağıtarak sünekliği ve kesit kalınlığı boyunca tokluğu arttırılmış çeliklerdir.

Mikroalaşımlı yapı çelikler, yüksek dayanım, kabul edilebilir sünekliğe, düşük darbe geçiş sıcaklığına ve düşük maliyete sahip olmalıdır. Bu özellikler uygun alaşım kompozisyonlarının geliştirilmesi ve proses uygulamalarıyla elde edilmektedir. Bunun yanı sıra kaynak yapılabilirlik de istenen bir özellik olup, düşük karbon miktarıyla sağlanabilmektedir. Mukavemetlendirilmiş hadde ürünlerde yeterli mukavemet, ancak karbon miktarını %0.45'ler dolayına yükseltmekle mümkün olmaktadır. Bunun sonucu olarak bu tip çeliklerde düşük şekil alabilirlik, yüksek darbe geçiş (sünek-gevrek) sıcaklığı ve düşük kaynak edilebilirlik ortaya çıkmaktadır. Benzer veya yüksek karbon içeren dövme çelikleri, geleneksel su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin sahip olduğu mukavemette üretilmesi mümkündür, ancak onlara kıyasla daha düşük darbe dayanımı ve şekillendirme özelliğine sahiptir. Bununla birlikte yukarıda bahsedilen olumsuz özelliklerin sorun yaratmayacağı uygulamalarda; sertleştirme için gerekli alaşım elementlerinin ve ısıl işlem ihtiyacının olmamasının getirdiği maliyet avantajları mikroalaşımlı dövme çeliklerini geleneksel çeliklere alternatif bir malzeme olarak kullanımına olanak sağlamıştır.

Bu çalışmada orta karbonlu ferritik-perlitik mikroalaşımlı bir dövme çeliğin (38MnSiVS5) indüksiyonla yüzey sertleştirme sonrası yorulma davranışının, sementasyonla yüzeyi sertleştirilmiş AISI 8622 kalite çelikle karşılaştırılması amaçlanmıştır.

2. MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERİN FİZİKSEL METALURJİSİ

Düşük karbonlu mikroalaşımlı çelikler genellikle polygonal ferrit matriksi içerisinde %20 oranında homojen olarak dağılmış perlit bulunan yapıya sahiptirler. Yüksek karbonlu dövme çelikleri daha yüksek oranda perlit içerirler. %0.40 C, %1.5 Mn içeren bir alaşım, ostenit sahasından havada soğutulduğunda %80'den fazla perlit içerir. İnce kesitli bölgelerde ve ostenitleme sıcaklığı arttıkça perlit miktarıda artar. Dolayısıyla ferritik-perlitik mikroyapıya sahip orta ve yüksek karbonlu mikroalaşımlı çeliklerde mekanik özelikler bu iki yapıya bağlı olarak değişmektedir. Alaşım elementlerinin çökelmesi sonucu oluşan fazların etkisi ilerideki bölümde incelenecektir.

2.1. Ferrit

Polygonal Ferrit'in en önemli yapısal karakteristiği; tane boyutudur. Tane küçültmesi mukavemet arttırır ve bunun yanı sıra en önemli katkısıda darbe geçiş sıcaklığını düşürmesidir. Bu etkiler iki denklemle gösterilmektedir.
Birincisi Hall-Petch denklemidir [1,2].

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

σ_y akma gerilmesi, σ_i dislokasyon hareketini önleyen sürtünme gerilmesi, k_y akmanın bir taneden diğerine geçişe karşı gösterilen direnci ifade eden bir sabit ve d ise tane boyutudur.

Sürtünme gerilmesi, σ_i , sıcaklık, deformasyon oranı, katı eriyik sertleşmesi, çökelme sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi ve kristallografik yapıya bağlıdır. Bununla beraber, k_y bu faktörlerden nispeten etkilenmez ve sabit olarak adlandırılabilir. Bu denklemde d için kullanılan değeri doğru ölçmek gerekmektedir. Çünkü k_y değeri d değerinden etkilenmektedir.

İkinci denklem ise darbe geçiş sıcaklığı (T) ile tane boyutu (d) arasındaki ilişkiyi veren denklemdir [3].

$$\beta T = \ell n\beta - \ell nC - \ell nd^{1/2} \quad (2)$$

Burada β ve C sabitdir. Hesaplama da kolaylık olması için T_o ve b'nin sabit olduğu 2 numaralı denklem aşağıdaki şekle getirilir.

$$T = T_o - bd^{-1/2} \quad (3)$$

Logaritmik bir denklemden, T'nin $d^{-1/2}$' ile lineer olarak değişimi farklı gibi görünsede, normalde kullanılan d değerlerinde $\ell nd^{1/2}$ ve $d^{-1/2}$ fonksiyonları lineer olarak değişirler. Ayrıca, T_o değeride σ_i 'yi etkileyen faktörlerden etkilenir. Örneğin T_o tane boyutu dışındaki tüm mukavemet arttırıcı faktörlerle artar. T_o aynı zamanda tane sınırlarındaki büyük karbürlerle artar. Bunların etkisi karbür partiküllerinin kalınlığının kare kökü ile doğrudan ilişkilidir [4]. T_o değeri darbe geçiş sıcaklığı tanımına da bağlıdır. b değeri bu değişkenlerden etkilenmez.

d mm., σ_y N/mm^2 ve T $^{\circ}$C cinsinden ölçüldüğünde (1) numaralı denklemdeki k_y değeri yaklaşık 18 ve (3) numaralı denklemdeki b değeride 12'dir. Çok basit bir hesaplamayla d değeri 20μm (ASTM8)'den 4μm (ASTM13)'ye değiştirilirse akma dayanımındaki artış 155 N/mm^2 ve geçiş sıcaklığındaki düşüş ise 104 $^{\circ}$C olarak bulunur. Burada tane küçültmesinin etkisi açıkça görülmektedir.

Tane küçülmesi sonucu geçiş sıcaklığında elde edilen düşüş, Polygonal Ferrit matriksli HSLA çeliklerinin gelişiminde temel yaklaşımdır. Bu yapı; çökelme sertleşmesiyle yükselen geçiş sıcaklık etkisini ortadan kaldırarak, mukavemet ve tokluk arasında bir denge oluşturmayı mümkün kılar.

Ferrit tane boyutu; ostenit tane boyutuna bağlıdır. Bu durum çökeltilerin tane sınırlarında bulunmasıyla sağlanır. İnce taneli ferrit elde etmek için ferrite dönüşüm öncesi küçük taneli ostenitik yapı gereklidir. Isıtma sırasında ostenit tane boyutu belirli bir sıcaklığın üzerinde hızlı bir şekilde büyümeye başlar bu ostenit kabalaşma

sıcaklığı olarak tanımlanır. Tane sınırlarına çökelen karbür, nitrür ve karbonitrürler ostenit kabalaşma sıcaklığını arttırırlar böylece kabalaşma için yüksek sıcaklıklara ihtiyaç duyulur. Bu durum özellikle mikroalaşımlı dövme çelikleri için çok önemlidir. Sıcak dövme işlemi sırasında yapıdaki çözünmemiş partiküller deformasyon sonucu tane sınırlarına çökelerek tane büyümesini engeller. Bunun sonucu olarak dövme parçalarda işlem sonrası boyutsal deformasyonlar önlenmiş olunur.

Ostenit-ferrit dönüşümü sırasındaki soğuma hızı da ferrit tane boyutunu etkiler. Hızlı soğuma ostenit tane boyutundan bağımsız olarak küçük taneli ferrit oluşumunu sağlar. Bunun nedeni; artan soğuma hızı sonucunda dönüşüm sıcaklığının düşmesi ve çekirdeklenme hızının artmasıdır. Bu varsayım aynı ostenit tane boyutunda herhangi bir soğuma hızında, karbon içeriğindeki bir artışın daha küçük taneli ferrit oluşturduğu gerçeğiyle de desteklenmiştir. Buna karşın artan soğuma hızlarında küçük taneli ferrit oluşmasını, soğuma hızının Ostenit-ferrit arayüzeyinde çekirdekleşen ferritlerin birleşme ve büyüme hızını etkileyerek sağladığını gösteren çalışmalarda bulunmaktadır.

Ostenit tane boyutu ve soğuma hızının ferrit tane boyutu üzerindeki etkisi aşağıdaki amprik formülle özetlenebilir ;

$$d_\alpha = 11.7 + 0.14d_\gamma + 37.7R^{-1/2} \qquad (4)$$

Burada d_α mm cinsinden ferrit tane boyutu, d_γ mm cinsinden ostenit tane boyutu ve R $^\circ$C/min. cinsinden soğuma hızıdır. Allbones ve Lang [5] tarafından 0.09%C, 1.4%Mn, 20µm'den 100µm'ye değişen ostenit tane boyutu ve 3.6°C/min - 120°C/min aralığında değişen soğuma hızlarında geliştirilmiş olup bu çalışma 15mm ile 350mm arasında çaplara sahip çubukların havada soğuma koşullarında da kabul edilebilir sonuçlar vermektedir.

2.2. Perlit

Perlit açısından çeliğin mukavemetini etkileyen ana faktör lameller arası mesafedir. Hugo ve Woodhead [6] akma mukavemetinin lameller arası mesafesiyle olan ilişkisini Hall Petch tipi bir denklem ile açıklanabileceğini göstermiştir.

$$\sigma_y = \sigma_o + k_s L^{-1/2} \quad (5)$$

σ_o sürtünme gerilmesi, k_s sabit ve L ise lameller arası mesafedir. σ_o denklem 1'de verilen σ_i 'yi etkileyen faktörlerin hepsinden etkilenir. Bununla beraber, k_s bu faktörlerden etkilenmez, L mm ve σ_y N/mm^2 cinsinden ölçüldüğünde değeri yaklaşık 4 dür.

Perlitik çeliklerdeki darbe geçiş sıcaklığı birçok mikroyapısal özelliğe bağlıdır. Lameller arası mesafenin (L) azaltılması darbe geçiş sıcaklığını (T) ve aynı zamanda mukavemeti arttırır. Perlit koloni boyutunun (p) azaltılması T'yi azaltır, çünkü klivaj çatlakların perlit koloni sınırlarında durup yön değiştirdikleri gözlemlenmiştir. Ayrıca perlitik yapıdaki karbür kalınlıklarının (t) önemli olduğu, kalınlığı azaldıkça çatlama yerine karbürün deforme olduğu gözlenmiştir, bu özellik de T'yi azaltmaktadır.

Gladman [7] tarafından geliştirilen darbe geçiş sıcaklığını gösteren amprik denklem aşağıda verilmiştir.

$$T = -335 + 5.6L^{-1/2} - 13.3p^{-1/2} + (3.48 \times 10^{-6})\, t \quad (9)$$

Burada L (lameller arası mesafe) ve t'nin (karbür kalınlığı) ters olarak değişimi, sabit bir perlit koloni boyutu için optimum bir L değerinde en düşük T'nin elde edilebileceğini gösterir. İlk ostenit tane boyutunu (D) esas alan ve Hyzak ve Bernstein tarafından geliştirilen denklemde aşağıda verilmiştir [8]

$$T = 218 - 0.83p^{-1/2} - 2.98D^{-1/2} \quad (10)$$

D ostenit tane boyutudur.

2.3. Çökelme

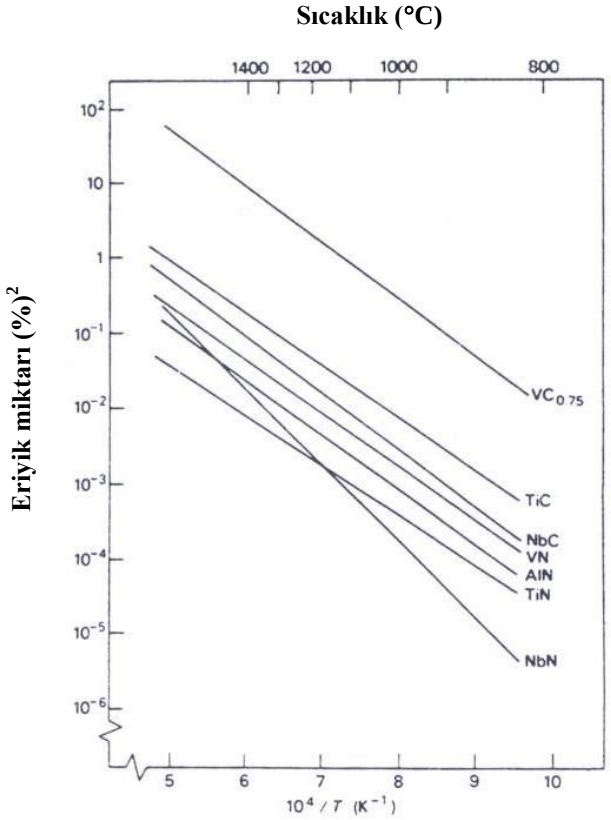
MA çeliklerde yaygın olarak kullanılan niyobyum (Nb), vanadyum (V) ve titanyum (Ti) birim hücrede eşit sayıda karbon ve metal atomları içeren sodyumklorür (NaCl) tipi yüzey merkezli kübik (YMK) yapıda karbürler oluştururlar. Kristal yapı, latis noktalarına birer metal ve birer karbon atomlarının bulunduğu iç içe geçmiş YMK yapıdır. Herhangi bir boşluk olmadığı durumda kimyasal formülü NbC (niyobyum karbür), VC (vanadyumkarbür) ve TiC (titanyumkarbür) olarak gösterilir. Ancak latis noktalarında boşluk olabilir, bu durumda stokiometrik formulasyon eşit sayıda metal ve karbon atomlarının olmaması durumunda sağlanır. Genelde ise karbon atomlarının bulunduğu noktalarda eksiklik mevcuttur, bu nedenle bileşiğin formülü genelde MC_x olarak verilir. Buradaki M yukarıda belirtilen Nb, V ve Ti'u ifade eder, $X \leq 1$ dir. X değeri NbC için genelde 0.85 ile 1 arasındadır. TiC için 1 'e yakındır. Vanadyum karbürde ise değişkenlik daha fazladır, burada 0.75 ile 1 arasında değişir, bu nedenle karbür formülü V_4C_3 olarak gösterilir.

Bu üç element ayrıca YMK yapıda farklı latis parametresine sahip nitrürlerde yaparlar. Nitrürlerde yapıdaki eşit olmayan boşluklardan dolayı stokiometrik formülasyonda sapma gösterirler, bu karbürlerdeki kadar fazla değildir.

Nitrürlerin ve karbürlerin yaklaşık aynı latis parameteresine sahip olmaları bunların birbirleri içerisinde tamamen çözünebildiğini gösterir, uygulamada niyobyum veya vanadyum içeren çeliklerde genelde bileşikler karbonitrürler şeklindedir. Karbonitrürün bileşimi yapıdaki N/C oranına bağlıdır. Yüksek N/C oranları karbonitrürdeki azot miktarını arttırır. Çözünebilirlik farklı sıcaklıklarda oluşan karbonitrür bileşimini etkiler. Nitrürlerin çözünebilirliği karbürlerden düşük olduğu için, yüksek sıcaklıkta oluşan bileşiklerde azot miktarı fazla olur. Ancak bunun tersi bir durum Ti içeren alaşımlarda gözlenmiştir. Burada oluşan TiN, TiC'ün çözündüğü yüksek sıcaklıklarda bile çözünmez. Sonuçta sıvı fazda TiN oluşarak bileşimdeki bütün azotu toplar, dolayısıyla daha düşük sıcaklıklarda oluşan TiC azot içermez.
Bileşik oluşturan elementlerin çeliklerdeki çözünürlüğü ilgili çözünürlük ürünleriyle orantılıdır. MX_n bileşiğinin çözünmesi sonucu oluşan ürünler $[M]\,[X]^n$ dir. Burada köşeli parantezler ilgili elementlerin sabit sıcaklıkta bileşikle dengede olduğu çözeltideki miktarını gösterir (genelde %ağ.). k çözelti ürünü olarak gösterilirse

$\ln k = A + B/T$

Burada A ve B sabit T ise mutlak derece Kelvindir. ln k ile 1/T nin grafiği eğimi B olan düz bir çizgi verir, bu tür eğriler k 'nın sıcaklıkla değişimini gösterirler. Şekil 2.1 'de mikroalaşımlı çeliklerde bulunan Ti, V ve Nb karbür ve nitrürlerinin sıcaklığa bağlı olarak çözünürlüklerini göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi ostenit fazı ile denge halinde herhangi bir sıcaklıkta çözünürlüğü en yüksek olana $VC_{0.75}$ dir, genelde ise karbürlerin çözünürlüğü nitrürlerden fazladır. Karbonitrürlerin çözünürlüğü bu ikisinin arasında değişmektedir.



Şekil 2.1. Mikroalaşımlı karbür ve nitrürlerin çözünürlük ilişkisi [9]

Çözünen ürünler dikkate alındığında, bileşiği çözeltiye alma sıcaklığı bileşiği oluşturan elementlerin sayısı arttıkça artar. Bu durum mikroalaşımlı çeliklerde mukavemet arttırmak için ilave edilmesi istenen karbür yapıcı elementlerin miktarlarında sınırlama getirir; kısacası, herhangi bir sıcaklıkta çözeltideki element miktarı çözünen ürünlerle sınırlıdır. Uygulamadan bir örnek verilecek olursa; yaklaşık %0.15 C, ihmal edilebilir miktarda N ve yaklaşık %0.1 V içeren bir çelik kompozisyonunda 900 °C de çözeltiye geçerse, yaklaşık %0.04 Nb ilavesinde

çözeltiye alma sıcaklığı 1100 °C ye yükselir. Azot bulunması durumunda çözeltiye alma sıcaklıkları azot esaslı bileşiklerin düşük çözünürlüğünden dolayı yükselir. Sabit bir mikroalaşım elementi miktarında artan karbon miktarı çözeltiye alma sıcaklığını yükseltir. Örneğin %0.1 V içeren mikroalaşımlı çelikte karbon miktarı %0.45'e çıkartılırsa 970 °C nin altında karbürlerin çözünmesi sağlanamaz. Bileşiminde, %0.05 Nb ve %0.45 C içeren alaşımda bu sıcaklık 1300 °C dir. İsotermik çözünürlük diyagramları dikkate alındığında önemli miktardaki çökelti fazlarının Ar_3 sıcaklığına yakın sıcaklıklarda ostenit fazında çözünmediğini göstermektedir. Bu nedenle soğuma sırasında ostenit fazında çökelme meydana gelmektedir. Ancak ostenit fazındaki bu çökelme oldukça yavaşdır, deformasyonun olmadığı durumda çok yavaş soğuma hızlarında bile meydana gelmez. Bunun olumlu tarafı ise, ostenit fazında oluşan çökelmeler hızlı bir şekilde büyüdüğü için çeliğin mukavemet artışına katkısı az olmaktadır. Dolayısıyla çökeltilerin oluşmaması mukavemet yönüyle avantajlıdır.

Ferrit fazında çözünürlüğün çok az olmasından dolayı, ancak aşırı doymuş ferritte çökelme meydana gelir. Bu çökelme iki şekilde oluşur. Çökelme ilerleyen ferrit/ostenit ara yüzeyi boyunca meydana gelir, geride kalan partiküller levha şeklinde dizilirler, aşırı doymuşluk sonucu yeni çökelmeler meydana gelir. Bu yapıdaki çökelmeler faz sınırında oluştuğu için geçirmeli elektron mikroskobunda (TEM) ilerleyen tane sınırına paralel dizilimli olarak kolayca fark edilirler. İkinci olarakta, genelde çökelmelerin dislokasyonlar üzerinde de meydana geldiği gözlenmiştir.

Genel olarak her iki türlü çökelme gözlenmesine karşın, yüksek sıcaklıkta oluşan poligonal ferritte çökelme fazı genelde ara yüzeyde bulunmaktadır. İğnesel ferritte düşük sıcaklıkta genel çökelme meydana gelir, faz sınırlarında çökelme yoktur. Faz sınırlarındaki çökelme genel çökelmeye göre daha küçük taneli olup, daha fazla çökelme sertleşmesi mukavemeti verir. Faz sınırlarındaki çökelmeden dolayı olan mukavemet artışı temelde dönüşüm sıcaklığının düşmesiyle azalan levhalar arasındaki mesafeye bağlıdır.

Çökelme kinetiği ostenit fazında uygulanan deformasyon durumunda farklılık gösterir. Deformasyon sonucu oluşan dislokasyon veya diğer latis hataları çökelme oluşumu için çekirdekleşmeyi sağladığı için çok hızlı ve homojen bir çökelme meydana gelir. Difüzyon hızının artması da bir faktördür. Nb'li çeliklerde deformasyon etkisiyle başlayan çökelmede C-tipi kinetik eğrisini takip ettiği görülmüştür, burada burun kısmı 900-950 °C aralığına karşılık gelmektedir. Çökelmenin başlama süresi malzemeye uygulanan deformasyonun miktarına çok bağlıdır. Ayrıca alaşımın kompozisyonu da bunu etkileyen parametrelerden biridir. Ancak genel olarak artan deformasyon miktarının çökelme süresini kısalttığı bilinmektedir.

Ostenit fazında çökelmenin artması ferrit fazındaki çökelme potansiyelini azaltır bu da mukavemeti olumsuz etkiler. Bu nedenle uygun kompozisyon ve deformasyon işlemeleriyle ferrit fazında da çökelme olması sağlanmalıdır.

2.4. Ostenit Tane Boyutunun Kontrolü

Çökeltilerin oluşumu ve deformasyon işlemi ostenit tane boyutun kontrolüne yardımcı olur. İlk tane boyutunun kontrol edildiği aluminyum ile deokside edilmiş çeliklerde yapıda yeteri kadar azot bulunması durumunda yeterli miktarda aluminyum nitrür (AlN) oluşur. Tane sınırlarına çökelen partiküller tanelerin irileşmesini engellemektedir. Ancak belirli bir çökelti boyutunun üzerinde tane büyümesini engellemek mümkün değildir. Bu kritik değer büyümesi engellenen tanenin ilk boyutunun partiküllerin hacim oranına bağlıdır. Küçük taneli çelikler ısıtıldığında, bunların birleşmelerinden partikül boyutları artmakta ve çözünmelerinden dolayı partikül hacim oranı azalmakta sonuç olarak kritik partikül boyutu azalmaktadır. Bu iki faktörün birlikte etkisi sonucu belirli bir sıcaklıkta partikül boyutu kritik boyuta eşit olur ve tane büyümesi meydana gelebilir.

AlN tamamen de-okside edilmiş çeliklerde klasik tane küçültücüdür. Bunun alternatifi olarak yarı de-okside edilmiş çeliklerde, mikroalaşımlı çeliklerde oluşan karbür ve nitrürleri tane küçültücü olarak kullanmaktır. Nb esaslı bileşikler yüksek sıcaklıkta kararlı oldukları için ostenitleme sıcaklıklarında tane büyümesine izin vermezler. Buna karşın vanadyum karbürler düşük sıcaklıklarda çözündüğü için

tercih edilmezler ancak daha yüksek azot miktarlarında çözünme sıcaklıkları artar. NbC ile benzer çözünme özelliklerine sahip TiC tane küçültücü olarak kullanılabilinir, ancak TiN ‘de oldukça dikkatli olunmalıdır. Yaklaşık %0.01-%0.015 civarında Ti tane küçültücü TiN oluşumu için yeterlidir. Kararlı yapısı ve yavaş büyümesi nedeniyle TiN, sıcak işlem öncesi yüksek sıcaklıklara ısıtılan alaşımda tane büyümesini engellemede oldukça etkindir. Eğer çeliğe çok fazla miktarda Ti ilavesi yapılırsa TiN aşırı büyür bunun sonucu olarak ostenit tanelerinin büyümesini engellemede etkisiz olur.

3. MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

Mikroalaşımlı çelikleri içerdikleri alaşım elementlerine göre şu şekilde sınıflandırılmıştır;

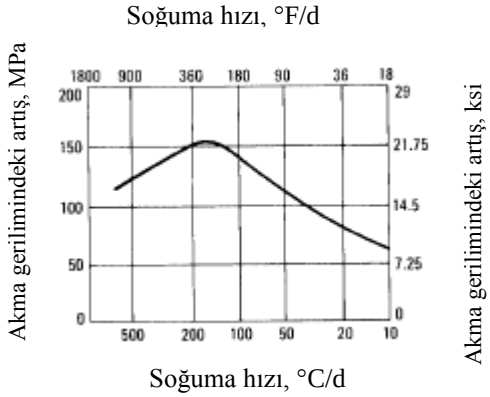
- Vanadyum içeren mikroalaşımlı çelikler
- Niyobyum içeren mikroalaşımlı çelikler
- Niyobyum-molibden içeren çelikler
- Vanadyum-niyobyum içeren mikroalaşımlı çelikler
- Vanadyum-azot içeren mikroalaşımlı çelikler
- Titanyum içeren mikroalaşımlı çelikler
- Niyobyum-titanyum içeren mikroalaşımlı çelikler
- Vanadyum-titanyum içeren mikroalaşımlı çelikler

3.1. Vanadyum içeren mikroalaşımlı çelikler

Genellikle % 0.10 oranına kadar V içerirler ve sıcak haddelenmiş durumda kullanılırlar. Vanadyum içeren çelikler kontrollü haddelenmiş, normalize edilmiş veya su verilmiş ve temperlenmiş durumda da kullanılırlar.

Vanadyum; sıcak haddeleme sonrası soğuma sırasında ferrit içerisinde 5 – 100 nm çapında V(CN) tipi küçük çökelti partikülleri oluşturarak mukavemeti arttırıcı yönde etkide bulunur. Niyobyum çökeltileri kadar kararlı olmayan vanadyum çökeltileri normal haddeleme sıcaklıklarında çözeltide olduklarından oluşumları soğuma hızına bağlıdır. Niyobyum çökeltileri ise yüksek sıcaklıklarda kararlı olup, ince taneli ferrit oluşumunda faydalıdır.

Karbon içeriği ve sıcak haddelemeden sonraki soğuma hızına (ve kesit kalınlığına) bağlı olarak ağırlıkça %0.01 V mukavemette 5 ile 15 MPa artış sağlar. Haddeleme sıcaklığı ve kesit kalınlığı ile belirlenen soğuma hızı, %0.15 V içeren bir çelikte çökelme sertleşmesinin derecesini etkiler (Şekil 3.1). Çökelme sertleşmesinin yaklaşık 170 ºC/dk civarındaki bir soğuma hızında gerçekleşir. Bundan daha düşük değerdeki soğuma hızlarında V(CN) çökeltileri daha kabalaşır ve mukavemet arttırmada etkinlikleri azalır. Daha yüksek soğuma hızlarında daha çok V(CN) çözelti içerisinde kalır ve küçük oranda V(CN) partikülleri çökelir dolayısıyla mukavemet düşer. Belirli bir kesit kalınlığında ve soğuma ortamında, soğuma hızının artması veya azalması; soğuma öncesi sıcaklığın arttırılması veya azaltılmasıyla sağlanır.



Şekil 3.1. Soğuma hızının %0.15 V içeren bir çelikte çökelme sertleşmesine bağlı olarak akma mukavemetindeki artışına etkisi [10]

Sıcaklığın arttırılması büyük ostenit tane boyutu oluşmasına sebep olurken, sıcaklığın düşürülmesi haddelemeyi zorlaştırır. Manganez içeriği de vanadyum mikroalaşımlı çeliklerinin mukavemetini etkiler. Tablo 3.1'de manganezin sıcak haddelenmiş vanadyum çeliğine etkisi gösterilmiştir. Mangandaki %0.9 oranındaki bir artış katı eriyik sertleşmesi sebebiyle matriksin mukavemetini 34 MPa arttırır. Mangan, vanadyumlu çeliklerde ostenit-ferrit dönüşüm sıcaklığını düşürerek yapıda çok küçük taneli çökeltilerin oluşmasını sağlayarak mukavemet arttırır.

Tablo 3.1. Manganez miktarının, %0.08 C ve %0.30 Si içeren bir vanadyum çeliğinin mukavemetine etkisi [10]

Vanadyum miktarı, %	Akma gerilimi, MPa	Akma gerilimindeki değişim, MPa
% 0.3 Mn		
0.00	297	0
0.08	352	55
0.14	380	83
% 1.2 Mn		
0.00	331	0
0.08	462	131
0.14	552	221

Vanadyum içeren çeliklerinin mukavemetini etkileyen üçüncü faktörde ostenitleme sıcaklığından soğuma sonrasında oluşan ferrit tane boyutudur. Daha küçük taneli ferrit (yüksek akma mukavemeti sağlamakla kalmayıp tokluk ve süneklikde iyileştirme sağlar) düşük ostenit-ferrit dönüşüm sıcaklığı ile veya dönüşüm öncesi oluşan küçük ostenit tane boyutu ile elde edilir. Çökelme sertleşme derecesini etkileyen dönüşüm sıcaklığının düşürülmesi, alaşım ilavesi ve/veya soğuma hızlarının arttırılmasıyla sağlanır. Belirli bir soğuma hızında, ferrit tane boyutunda daha fazla küçülme haddeleme sırasında ostenit tane boyutunun küçültülmesiyle elde edilir.

Sıcak haddelenmiş çeliklerin ostenit tane boyutu haddeleme sırasında ostenitin tane büyümesiyle ve yeniden kristalleşmeyle belirlenir. Sıcak haddelenmiş vanadyum çelikleri çoğunlukla geleneksel haddelemenin yanı sıra ayrıca kontrollü yeniden kristalleşme haddelemesiyle de üretilirler. Vanadyum çeliklerde geleneksel haddeleme sonucu elde edilen mukavemetin önemli bir kısmı çökelme sertleşmesinden az bir kısmı da tane küçülmesinden gelir. %0.25 C ve %0.08 V içeren geleneksel sıcak haddelenmiş bir vanadyum çeliğinin maksimum akma mukavemeti 450 MPa'dır. Pratikte sıcak haddelenmiş vanadyumlu mikroalaşımlı çeliklerin akma mukavemeti limiti kontrollü haddeleme teknikleri uygulandığı halde 415 MPa'dır. Kontrollü haddeleme sırasında yeniden kristalleşmenin meydana geldiği vanadyumlu çeliklerde ostenit tane büyümesini engellemek için küçük taneli TiN çökeltilerinin oluşması amacıyla Ti ilavesi gerekir. Yeniden kristalleşmenin engellenememesinden dolayı geleneksel kontrollü haddelemede akma mukavemeti 415 MPa değerini geçemez.

3.2. Niyobyum içeren mikroalaşımlı çelikler

Vanadyum gibi niyobyumda çökelme sertleşmesi yoluyla akma mukavemetini arttırır. Artışın büyüklüğü çökelen niyobyum karbürlerinin miktarına ve boyutuna bağlıdır. Niyobyum, vanadyuma göre daha etkili bir tane küçültücü element olup mukavemet arttırıcı etki yapmaktadır. Uygulamadaki niyobyum ilavesi normal vanadyum ilavesi miktarının üçte biri olan 0.02 ile 0.04% arasıdır.

%0.01 oranında niyobyum ilavesi 35-40 MPa mukavemet artışı sağlar. Çeliklerde sağlanan bu olumlu özellik çentik darbe direncinde azalmaya neden olur, bunu gidermek için özel bir haddeleme geliştirilmiştir, ayrıca karbon miktarı azaltılarak üst beynit oluşumundan kaçınılır. Genelde, yüksek sıcaklık da yapılan haddeleme işleminden kaçınılmalıdır. Bu işlem farklı büyüklükte taneler veya Widmanstätten ferrit oluşumuna ve böylece de tokluğun düşmesine neden olur. Niyobyum içeren çeliklerin kontrollü haddeleme, kontrollü yeniden kristalleşme haddelemesi, hızlı soğutma ve doğrudan su vermeyle üretilir. Niyobyumlu çeliğe uygulanan kontrollü yeniden kristalleşme haddelemesi titanyum olmadan da etkili olabilir. Buna karşın vanadyumlu mikroalaşımlı çeliklerde tane boyutunu küçültmek için titanyuma ihtiyaç duyulur. Niyobyum içeren çelikte ayrıca, titanyum olması durumunda niyobyum miktarı azaltılır, en önemlisi de niyobyum-titanyum içeren çeliklere daha yüksek sıcaklıklarda kontrollü yeniden kristalleşme haddelemesi yapılması mümkündür.

3.3. Vanadyum – Niyobyum içeren mikroalaşımlı çelikler

Bu çeliklerde bilinen sıcak haddelemeyle, bu elementlerden yalnızca biriyle ulaşılandan daha yüksek akma mukavemetleri elde edilir. Sıcak haddelenme sonucu, niyobyum vanadyum çelikleri yüksek mukavemetinin tamamını çökelme sertleşmesinden elde eder, bu nedenle yüksek sünek-gevrek geçiş sıcaklığına sahiptirler. Eğer çelik kontrollü haddelendiyse, niyobyum ve vanadyumun birlikte bulunması tane küçülmesiyle mukavemet artışını ve sünek-gevrek geçiş sıcaklığında azalmayı sağlar. Genellikle, niyobyum-vanadyum çeliklerindeki karbon miktarları düşük olup yaklaşık <0.10%C dir. Düşük karbon miktarı perlit miktarını azaltarak alaşımın kaynaklanabilirliğini, tokluğunu ve sünekliğini iyileştirir.

3.4. Niyobyum-molibden içeren mikroalaşımlı çelikler

Bu çelikler ya perlit-ferrit mikroyapısına veya iğnesel ferrit mikroyapısına sahiptirler. Ferrit – perlit niyobyum çeliklerinde, molibden ilavesi çekme ve akma mukavemetleri 0% dan 0.27% Mo aralığında her %0.1 için yaklaşık 20 MPa ve 30 MPa arasında arttırır. Molibdenin mikroyapı üzerindeki etkisi perlitin morfolojisini değiştirmek ve üst beyniti kısmi olarak perlitin yerine almasını sağlamasıdır. Ancak, beynit ve perlitin tek başına mukavemet değerleri benzer olduğu için mukavemetteki artışın molibden-niyobyum sinerjisi sonucu katı-eriyik sertleşmesine ve Nb(CN) çökelme sertleşmesine bağlı olduğu düşünülmektedir. Molibden ve niyobyum (veya vanadyum) arasındaki etkileşimin molibdenin eklenmesiyle çökelme sertleşmesinin artışı için açıklama olarak öne sürülmüştür. Bu etki molibdenin bulunmasıyla karbon aktivitesindeki azalmadan dolayı ostenitdeki çözünürlüğün artmasıyla çökelmenin azalmasına bağlanmaktadır. Bunun sonucunda ferrit fazında daha fazla çökelme olacak buda mukavemette artışı sağlayacaktır.

3.5. Vanadyum – Azot içeren mikroalaşımlı çelikler

Vanadyum, niyobyuma göre azotla daha kolay bileşik yaparak yapıda VN çökeltileri oluşur. Vanadyum içeren yüksek mukavemetli çeliklere azot eklemek çökelme sertleşmesini önemli oranda arttırır. Çökelme sertleşmesi çentik darbe dayanımında düşüşe neden olur, bu durum ancak karbon miktarının azaltmakla önlenebilir. Vanadyum nitrür çökelmesinin en önemli etkisi tane boyutunu küçültmesidir. Bazı üreticiler, azotu 9,5 mm kalınlığın üstündeki kontrollü soğutulmuş sac ve levhaların çökelme sertleşmesine sağlamak için kullanılmaktadır. Vanadyum içeren ve azot miktarı 0.018'le 0.022% arasında değişen sıcak haddelenmiş levhalarda 550 MPa akma mukavemeti 16 mm kalınlığa kadar olana saclarda kontrollü soğutma ile elde edilir. Azot ısı tesiri altındaki bölgenin tokluğuna zararlı etkide bulunduğundan dolayı kaynak edilecek çelikler için tavsiye edilmez.

3.6. Titanyum içeren mikroalaşımlı çelikler

Düşük karbonlu çeliklerde titanyum, tane küçülmesi, çökelme sertleşmesi ve kükürt esaslı inklüzyon boyutunda kontrolü sağlayan birçok bileşik oluşturur. Ancak, titanyumun güçlü bir deoksidan olmasından dolayı, titanyum titanyum-oksitten başka bileşikler oluşturabilmesi için sadece tamamen öldürülmüş çeliklerde (alüminyum ile deokside edilmiş) kullanılır. Ticari olarak, titanyum ile çökelme sertleştirmesi yapılmış 9,5 mm kadar kalınlıklardaki levhalarda mukavemetin ve tokluğun arttırıldığı kontrollü haddelemeyle minimum 345 ile 550 MPa akma mukavemeti sağlanır.

Niyobyum ve/ya vanadyum içeren çeliklerde olduğu gibi, titanyumlu mikroalaşımlı çeliklerde de çökelme sertleşmesi ve tane küçülmesi mekanizmaları mukavemetlerinde artış sağlanır. Mukavemet artışı ilave edilen alaşımın miktarına ve uygulanan proseslere bağlıdır. Yeniden tavlanan veya sürekli döküm ile üretilen çeliklerde, küçük miktarda titanyum ($\leq$ 0.025% Ti) etkili bir tane küçültücüdür. Ostenit tane büyümesi titanyum nitrür tarafından geciktirilmiştir. Küçük miktarlarda titanyumda kontrollü yeniden kristalleşme haddelemesinde etkilidir, çünkü titanyum nitrür yeniden kristalleşmiş ostenitin tane büyümesini geciktirir. Geleneksel kontrollü haddede titanyum orta derece tane küçültücü olmasına rağmen vanadyumdan daha fazla fakat niyobyum dan daha az tane küçültücü etkiye sahiptir.

Çökelme sertleşmesi anlamında, titanyum karbür oluşturmak için yeterli miktardaki titanyuma ihtiyaç duyulur. Küçük yüzdelerdeki titanyum (<0.025% Ti) öncelikli olarak TiN oluşturur, sıvı fazda oluşan bu çökeltiler kaba olduğu için ostenit tane büyümesini engeller ancak çökelme sertleşmesi üzerinde küçük bir etkiye sahiptir. Titanyum miktarı artırıldığında ilk olarak titanyum içeren manganez sülfür esaslı inklüzyonların oluşumunu (Mn, Ti)S, sonra büyük yapıda karbosülfürlerin $Ti_4C_2S_2$ (kükürtlü inklüzyonlarda şekil kontrolü sağlayan) oluşumunu sağlar. $Ti_4C_2S_2$ oluşumunu, düşük karbonlu çeliklerde çökelme sertleşmesi için kullanılabilen titanyum karbür (TiC) oluşumu takip eder. Çökelme sertleşmesi için uygun olan titanyumun miktarına karar verebilmek için toplam titanyum bileşimi, çökelme sertleşmesine katılmayan karbosülfürler, çözünmeyen kaba taneli titanyum nitrürler için ayarlanmalıdır.

Deneysel olarak TiC çökelmesinden dolayı gözlenen mukavemet artışı çok miktarda ve çok küçük boyutlarda (30 Å den az) partiküller için 440 MPa ulaşmaktadır. Yeterli miktarda titanyum kullanılırsa, titanyum karbür vanadyum ve niyobyumdan daha fazla çökelme sertleşmesi sağlar. Ancak, çökelme sertleşmesi beraberinde toklukda düşüşe neden olduğu için bunu artırmak amacıyla tane boyutunda küçültme yapılmalıdır. Titanyum orta seviyede tane küçültücüdür (sıcak haddelenmiş çeliklerdeki niyobyum ve vanadyumla karşılaştırıldığında) ve çökelme sertleşmesi sonucu elde edilen yüksek seviyedeki mukavemet artışı tokluk da azalmaya neden olmaktadır. Yüksek mukavemetli sıcak haddelenmiş saclarda mukavemet arttırıcı olarak sadece titanyum kullanmak mekanik özelliklerde istenmeyen değişkenliğe neden olmaktadır.

3.7. Titanyum – Niyobyum içeren mikroalaşımlı çelikler

Çökelme sertleştirmesi ile mukavemet artışı sağlanmış titanyum içeren çeliklerin mekanik özelliklerinde değişkenlik olması ve tokluk anlamında sınırlı olmasına rağmen yapılan araştırmalar düşük karbonlu niyobyum çeliklerine titanyum ilave edilmesi tüm özelliklerde iyileştirme sağladığını göstermiştir. Titanyum yapıdaki azotu TiN olarak bağlamakta ve bu şekilde NbN oluşumunu engelleyerek alaşımdaki niyobyumun verimini arttırmaktadır. Bunun sonucunda, niyobyumun ostenitdeki çözünürlüğü artarak ferrit fazında Nb(C,N) çökelmesi artmaktadır. Değişik miktarlarda niyobyum içeren ve bileşiminde %0.04 oranında titanyum ilave edilmiş saclarda 675 °C deki bobin sarma sıcaklığında akma mukavemetlerinde yaklaşık 105 MPa artış elde edilmiştir. Sıcak haddelenmiş niyobyum titanyum çelik saclarda ferrit-perlitik yapıda 550 MPa akma mukavemeti elde edilmektedir. Bu alaşıma vanadyum veya molibden ilavesi akma mukavemetini 690 MPa'a yükseltebilir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Deneysel Malzemeler

Bu çalışmada incelenen çeliklerin kimyasal bileşimleri Tablo 5.1' de verilmiştir.

Tablo 5.1. İncelenen alaşımların kimyasal bileşimleri

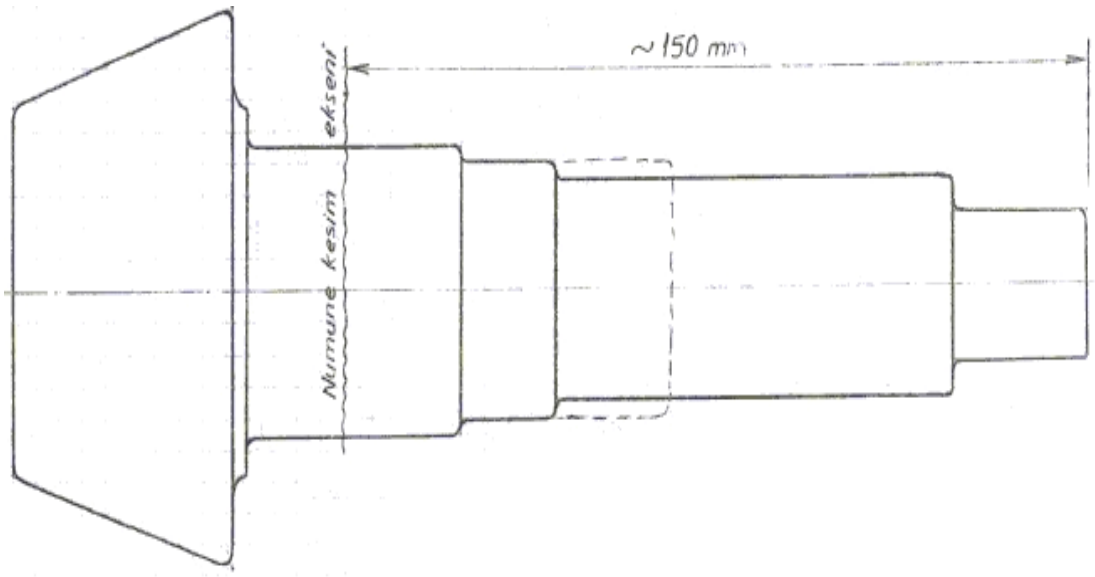
Alaşım	C	Si	Mn	P	S	V	Ni	Cr	Mo
8622	0,22	0,2	0,75	0.020	0.025	-	0.058	0.50	0.22
38MnSiVS5	0,39	0,56	1,46	0,017	0,036	0,120	-	-	-

AISI 8622 çeliği sementasyon işlemi için uygun olup, yüksek mukavemetli dişli imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. 38MnSiVS5 çeliği ise vanadyum içeren mikroalaşımlı çeliktir.

Bu tez çalışması kapsamında, AISI 8622 çelikten üretilmiş numuneler sementasyon işlemi uygulandıktan sonra, 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş numuneler ise orjinal durumlarında ve indüksiyonla sertleştirme işlemi uygulandıktan sonra deneylere tabi tutulmuştur.

5.2. Çeliklerin Üretim Koşulları ve Uygulanan Isıl İşlemler

Bu çalışmada incelenen çelik numuneler dövme yöntemiyle şekillendirilen pinyonlardan (Şekil 5.1) çıkarılmış ve istenen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için uygun ısıl işlemlere tabi tutulmuştur.



Şekil 5.1. Pinyondan çıkarılan deney numunelerinin kesim ekseni

5.2.1. AISI 8622 Dövme İşlemi

Kenar uzunluğu 70 mm olan kare kesitli parçalar 945 °C'ye ısıtılmış bantlı Kraft fırınında homojen mikroyapı elde etmek için 54 dk. ostenitlemeye tabi tutulduktan sonra dövülmüştür. Dövme sırasındaki deformasyon oranı parça ebadına bağlı olarak 2.5 ile 0.62 arasında değişmektedir. Dövme sonrası parçalar havada soğumaya bırakılmaktadır. Bunun ardından homojen sertlik dağılımını elde etmek için 690 °C'de 120 dk. izotermik tavlama yapılmıştır. AISI 8622 çelikten standartlara göre işleme ile hazırlanan deney numuneleri IPSEN marka fırında karbürizasyona (sementasyon) tabi tutulmuştur. Bu işlemde 900 °C'ye ısıtılmış ve %C 0.8-1.0 olacak şekilde karbon atmosferi oluşturulmuş fırın içerisinde parçalar 1 saat bekletilmiştir. İşlem sonrasında parçalar, ostenitleme sıcaklığından hızla soğutmak amacıyla 150 °C sıcaklıkta PETROFER Marquench 722 marka soğutma yağına daldırılmıştır. Bunun ardından AICHELIN marka fırında 120 ºC sıcaklıkta temperleme işlemi yapılmıştır.

5.2.2. 38MnSiVS5 Dövme İşlemi

1250 °C'ye ısıtılan 70 mm kenar uzunluğuna sahip kare kesitli parçalar deformasyon oranı 2.5-0.62 arasında olacak şekilde dövülmüş ve bunu takiben 1 dakika içinde konveyör içinde bulunan fanla 850 °C'ye hızlı bir şekilde soğutulmuştur. Konveyör içerisinde bulunan ısıtıcılar ve fan sayesinde 650 °C'ye kontrollü soğuma

uygulanmış ve sonra havada soğumaya bırakılmıştır. Dövülen parçalardan çıkarılan deney numunelerinden bazıları AEG Orta frekans indüksiyon tezgahında (150kW) indüksiyonla sertleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Dairesel olan deney numulerinin formuna uygun olarak 12 mm et kalınlığında hazırlanan bakır profiller yardımıyla trafodan gelen 10 Hz'lik frekansla uygulanan akımla hızla istenilen sertlik derinliğini elde edecek şekilde ısıtılan numuneler, ardından otomatik olarak su verilerek soğutulmuştur.

5.3. Karakterizasyon Çalışmaları

Hazırlanan numuneler aşağıda açıklandığı gibi mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyonu çalışmalarına tabi tutulmuştur.

5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı incelemesi amacıyla bakalite alınan numuneler standart yöntemlerle zımparalandıktan sonra 1 μm Al_2O_3 solüsyonu ve 0.5 μm elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler %2'lik nital çözeltisi kullanılarak dağlanmıştır. Mikroyapısal incelemeler, bilgisayar donanımlı Olympus PME3 optik mikroskobu kullanılarak yapılmıştır.

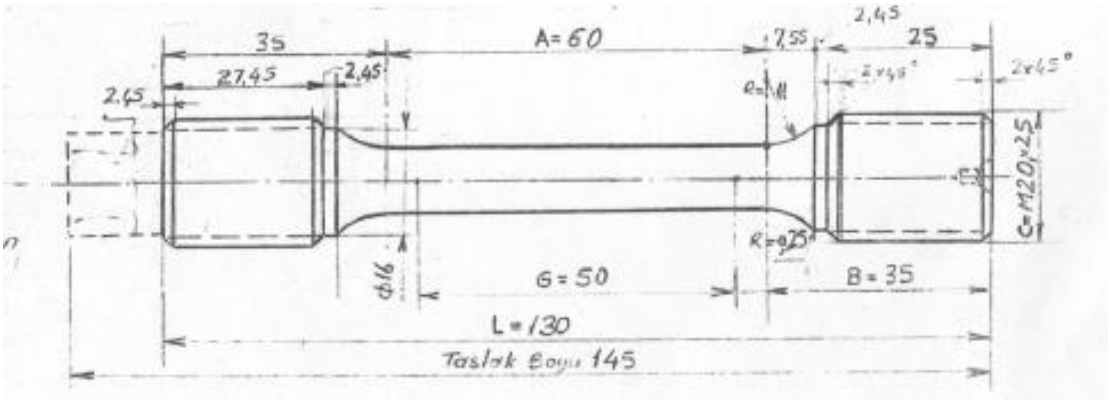
Metalografik olarak hazırlanmış numuneler üzerinde Vickers batıcı ucu ile SHIMADZU marka cihazda 300 gr. yükün 10 sn süreyle uygulanmasıyla sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri en az 10 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir.

5.3.2. Mekanik Testler

Mekanik özellik karakterizasyonu, darbe, çekme ve yorulma deneyleriyle yapılmıştır. Deney numuneleri dövülmüş parçaların dövme yönünde uygun standartlara göre işleme ile çıkarılmıştır.

Çekme deneyleri için ASTM E 8'e [17] uygun olarak numuneler hazırlanıp Dartec 91146 model 1200 kN'luk Universal Test Cihazı'nda TS EN 10002 standardına göre

yapılmıştır. Çekme deney numuneleri 10 mm çapında ve 50 mm ilk ölçü uzunluğunda hazırlanmıştır. Çekme deney numunesinin teknik resmi Şekil 5.2'de verilmiştir. Çekme deneyleri sonrasında kırık yüzey incelemesi taramalı elektron mikroskobunda (SEM) yapılmıştır.



Şekil 5.2. Çekme deneyi numunelerinin teknik resmi [17]

Darbe deneyleri, Roell Amsler marka RKP450 model charpy tipi darbe deney cihazı ile –40 °C, -20 °C, 0 °C, oda sıcaklığı ve 70 °C 'ta yapılmıştır. Darbe deneyi için ASTM E23'e [18] uygun olarak dövülmüş parçalardan 10x10x55 mm boyutlarında hazırlanan numunelere 2mm derinlikte 45° açıylı V çentik açılarak Charpy deneyine tabi tutulmuştur. Numunelerin darbe enerjisi (tokluğu) en az beş numuneden alınan sonuçların ortalaması ile belirlenmiştir. Darbe deneylerinden sonra kırılma yüzeyleri SEM'de incelenmiştir.

Yorulma deneyleri, çekme deneyleri için hazırlanan numunelerle aynı ebatta olup Şekil 5.3'de verilen rezonans test cihazı Power Swing MOT ile yapılmıştır. Yorulma testi sonrasında kırılma yüzeyleri SEM'de incelenmiştir. Deney numunelerine eksenel olarak uygulanan yükler ve bu yüklere karşılık gelen gerilme değerleri Tablo 5.2'te verilmiştir. Deneyler max. ve min. gerilme oranı – 1 olacak koşullarda gerçekleştirilmiştir.

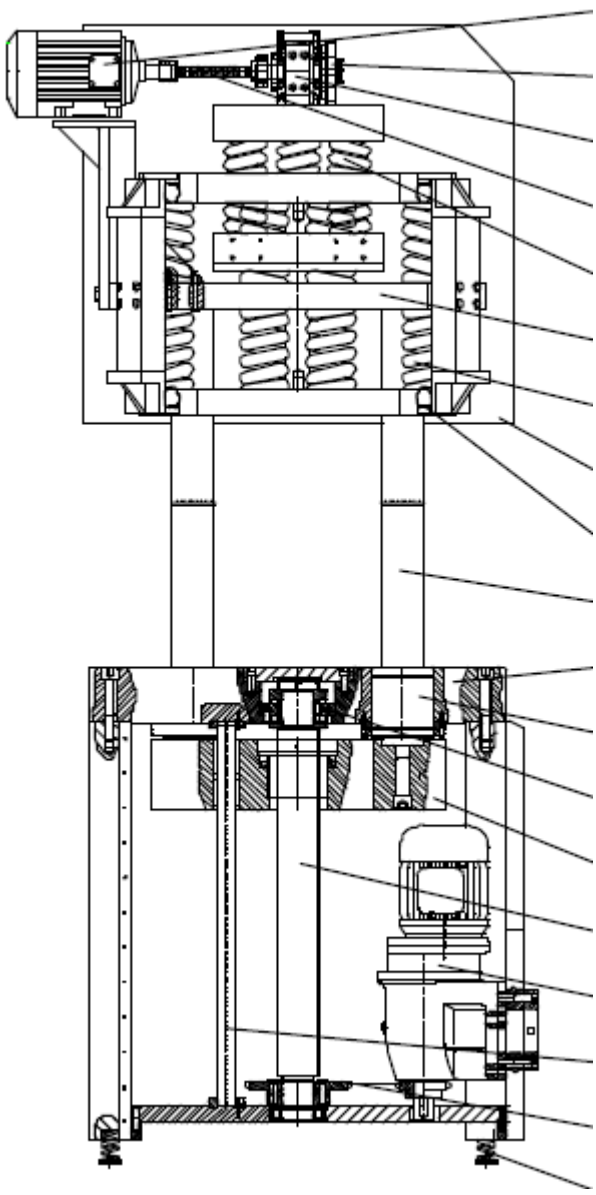
Tablo 5.2. Yorulma testinde uygulanan yükler

Uygulanan Eksenel Yük (kN)	Eksenel Gerilme Değeri (Mpa)
39,2	500
35,3	450
31,4	400
27,4	350
23,5	300

Power Swing MOT rezonans test cihazı üç kütle titreşim sistemi olarak tasarlanmıştır. Frekans invörtörlü asenkronize motor ile çevrilen ve ters yönde dönen iki şaftlı dengelenmemiş kütleyi uyaran sistemden oluşmaktadır. Salınım yapan yük ortadaki çekme kafasına iletilir. Bu çekme kafaları cihazın iskeletinden destek alacak şekilde helisel yaylara bağlıdırlar. Test edilecek numune bölgesi çekme kafalarının altındadır. Numuneye uygulanacak yük belirlendikten sonra (ortalam yük, max veya min olarak) cihaza girilir. Cihazla birlikte rezonansa giren numuneye yük iletilerek resosnans frekansında test yapılır. ve test frekansı cihazla Bu cihazda eksenel, eğme ve bükme yükleme yapılabildiği yorulma testleri mümkündür. Cihazla ilgili teknik bilgiler Tablo 5.3'te verilmiştir.

Tablo 5.3. Power Swing MOT teknik özellikleri

Nominal Yük	10 – 400 kN
Yükseklik	1500 - 3200 mm
Genişlik	700 – 1250 mm
Derinlik	700 – 1000 mm
Ağırlık	500 – 10,000 kg
Test frekansı	20...70 Hz

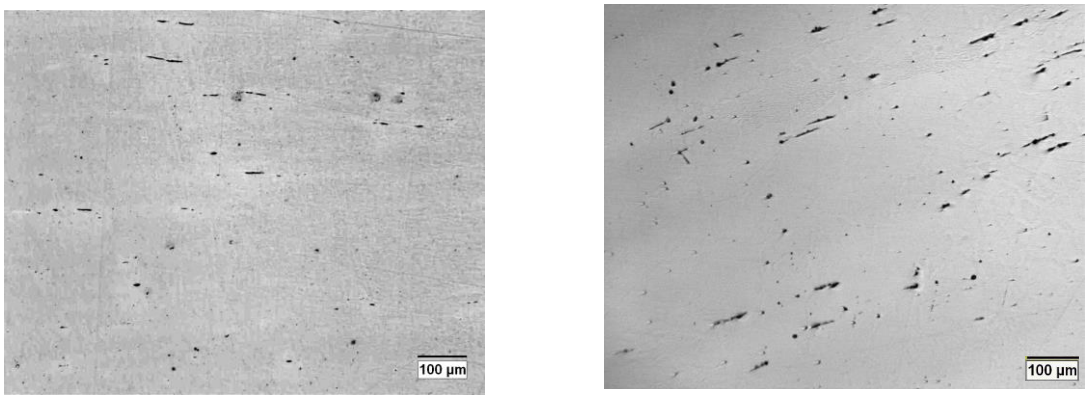


Şekil 5.3. Power Swing MOT cihazının şematik görünümü

6. DENEY SONUÇLARI

6.1. Mikroyapı İncelemesi

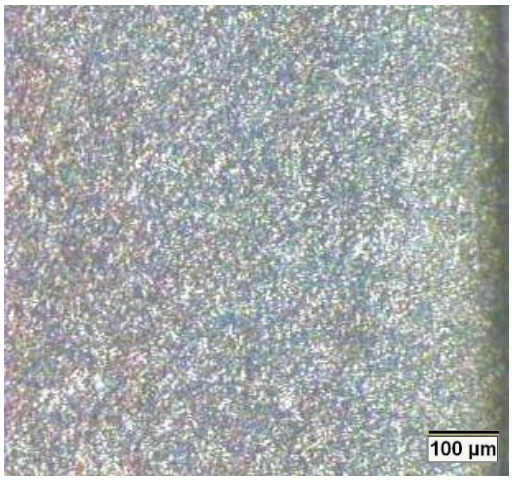
İncelenen çeliklerde mikroyapı incelemeleri çekme deney numunelerinin baş kısmından çıkarılan parçalar üzerinde yapılmıştır. Şekil 6.1'de AISI 8622 ve 38MnSiVS5 numunelerinin yapısında bulunan inklüzyonların dağılımı görülmektedir. AISI 8622'den farklı olarak 38MnSiVS5 çeliğinde deformasyon yönünde uzamış yoğun miktarda MnS inklüzyonları mevcuttur.



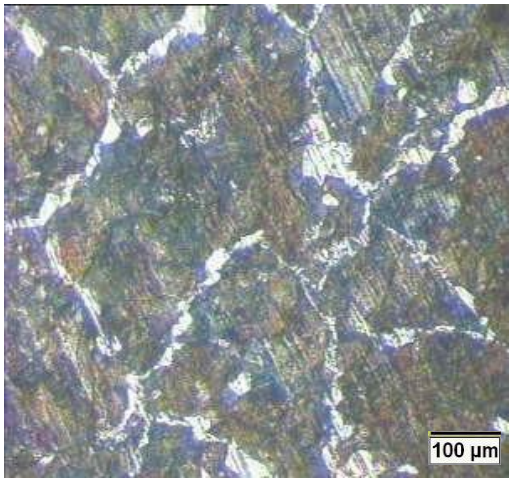
(a) (b)

Şekil 6.1. a) AISI 8622, b) 38MnSiVS5 çeliğinde bulunan inklüzyonlar

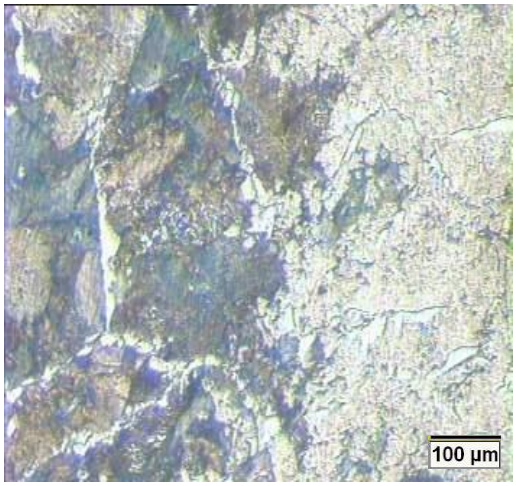
AISI 8622 çelikten üretilmiş numunelerin ısıl işlem sonrası ve 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş numunelerin orijinal ve ısıl işlem sonrası dağlanmış mikroyapı görünümleri Şekil 6.2'de verilmiştir. AISI 8622 çelikten üretilmiş numunelerde ısıl işlem sonrası mikroyapı martenzit olup, 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş orijinal numunlerde mikroyapı ferrit-perlittir. İndüksiyonla sertleştirilmiş 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş numunelerde ise mikroyapı göbekte ferrit-perlit kenarlara doğru gidildikçe tabaka kalınlığı 450 µ olan martenzittir (Şekil 6.2 c'deki beyaz tabaka).



(a)



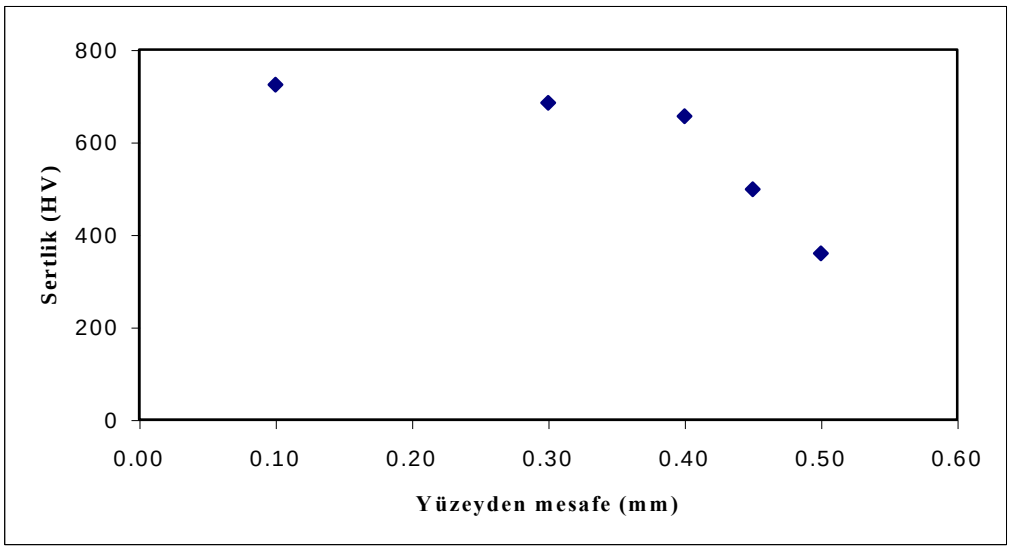
(b)



(c)

Şekil 6.2. Deney numunelerinin mikroyapı görüntüleri (a) AISI 8622 çeliğinin ısıl işlem sonrası mikroyapısı (b) 38MnSiVS5 çeliğinin orijinal durumdaki mikroyapısı (c) 38MnSiVS5 çeliğinin indüksiyonla sertleştirme sonrası mikroyapısı.

İndüksiyonla sertleştirilmiş 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş deney numunelerinin sertlik derinliği Şekil 6.3'de verilmiştir. 550 HV sertliğin ölçüldüğü derinlik numunenin sertlik derinliği olarak kabul edilmiştir. Burada ölçülen sertlik derinliği 450 µ olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.3. İndüksiyonla sertleştirilmiş olan 38MnSiVS5 çelik numunelerin kesitindeki sertlik dağılımı

Bu çalışmada incelenen çeliklerin yüzeylerinden ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması Tablo 6.1'de verilmiştir. Beklenildiği gibi 38MnSiVS5 çeliğine uygulanan indüksiyon işlemi sertliği yaklaşık iki kat değerine artırmıştır. Indüksiyon uygulanmış 38MnSiVS5 çeliğinde sementasyon uygulanmış AISI 8622 çelikten daha yüksek sertlik elde edilmiştir.

Tablo 6.1. İncelenen çeliklerin yüzeyden ölçülen ortalama sertlik değerleri

Numune	İşlem Durumu	Yüzey Sertliği ($HV_{0.3}$)
AISI 8622	Sementasyon	502
38MnSiVS5	Orijinal	330
	İndüksiyon	648

6.2. Mekanik Özellikler

6.2.1. Çekme Deneyi Sonuçları

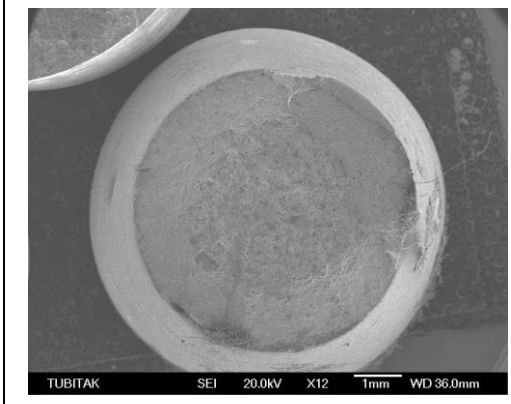
Isıl işlem görmüş ve orijinal olmak üzere AISI 8622 ve 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları Tablo 6.2'de ve kopma yüzeyi SEM görüntüleri de Şekil 6.4'te verilmiştir.

Tablo 6.2. Çekme deneyi sonuçları

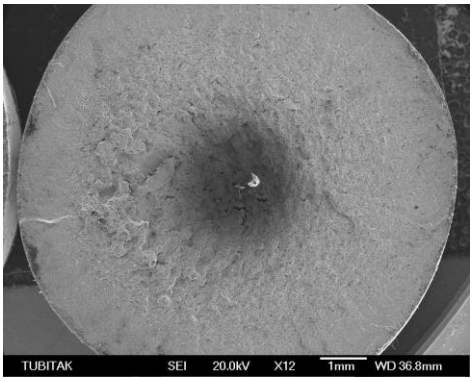
Numune	İşlem durumu	Çekme mukavemeti (Rm, N/mm²)	Akma mukavemeti (Rp 0.2, N/mm²)	Kopma uzaması (A,%)	Kesit daralması (Z,%)
AISI 8622	Orijinal	560	385	23.0	66.0
	Sementasyon	1526	1193	1.2	4.0
38MnSiVS5	Orijinal	982	685	13.0	36.0
	İndüksiyon	955	691	2.0	2.0

Çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında en düşük mukavemete ve en yüksek sünekliğe sahip olan çeliğin orijinal durumdaki AISI 8622 çeliği olduğu görülmektedir. Uygulanan semantasyon işlemi sonucu bu çeliğin mukavemeti artarken sünekliğinde aşırı bir düşme olmuştur. İncelenen çelikler arasında en yüksek mukavemet sementasyon uygulanmış AISI 8622 çeliğinden elde edilmiştir. Bunu nedeni çekme deney numunelerinin tüm kesitinin sementasyon işlemi sonrasında martensite dönüşmüş olmasıdır. 38MnSiVS5 çelikten üretilmiş deney numunelerinin çekme testi sonuçlarına göre de orijinal duruma nazaran indüksiyon işlemi ile mukavette önemli dir değişim olmaksızın sünekliğin şiddetli olarak azaldığı söylebilir. Diğer bir deyişle indüksiyon işlemi 38MnSiVS5 çeliğinin mukavemetine olumlu bir katkı sağlamayıp malzemeyi gevrekleştirmiştir. Bunun nedeni söz konusu çeliğin yapısında bulunan uzamış MnS inklüzyonlarının (Şekil 6.1.b) çentik etkisi yapması ve martensitik matriste çatlak oluşumu ve ilerlemesinin daha kolay gerçekleşmesidir.

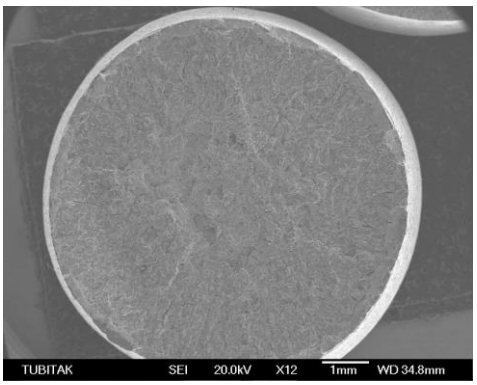
Çekme deney numunelerinin kopma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde (Şekil 6.4) orijinal AISI 8622 ve 38MnSiVS5 çelikten hazırlanmış deney numunelerinin karakteristik sünek kopma özelliğinde olduğu görülmüştür.Sementasyon uygulanan AISI 8622 ve indüksiyon uygulanan 38MnSiVS5 numunelerinde ise kopma yüzeyleri gevrek karakter taşımaktadır.



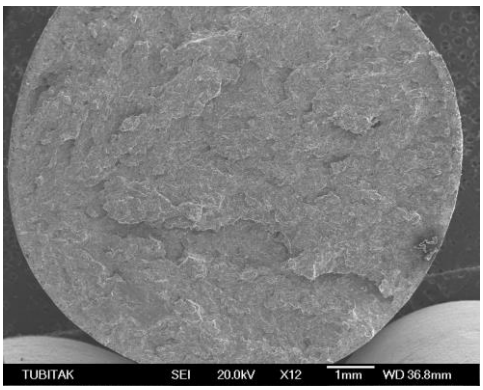
(a)



(b)



(c)



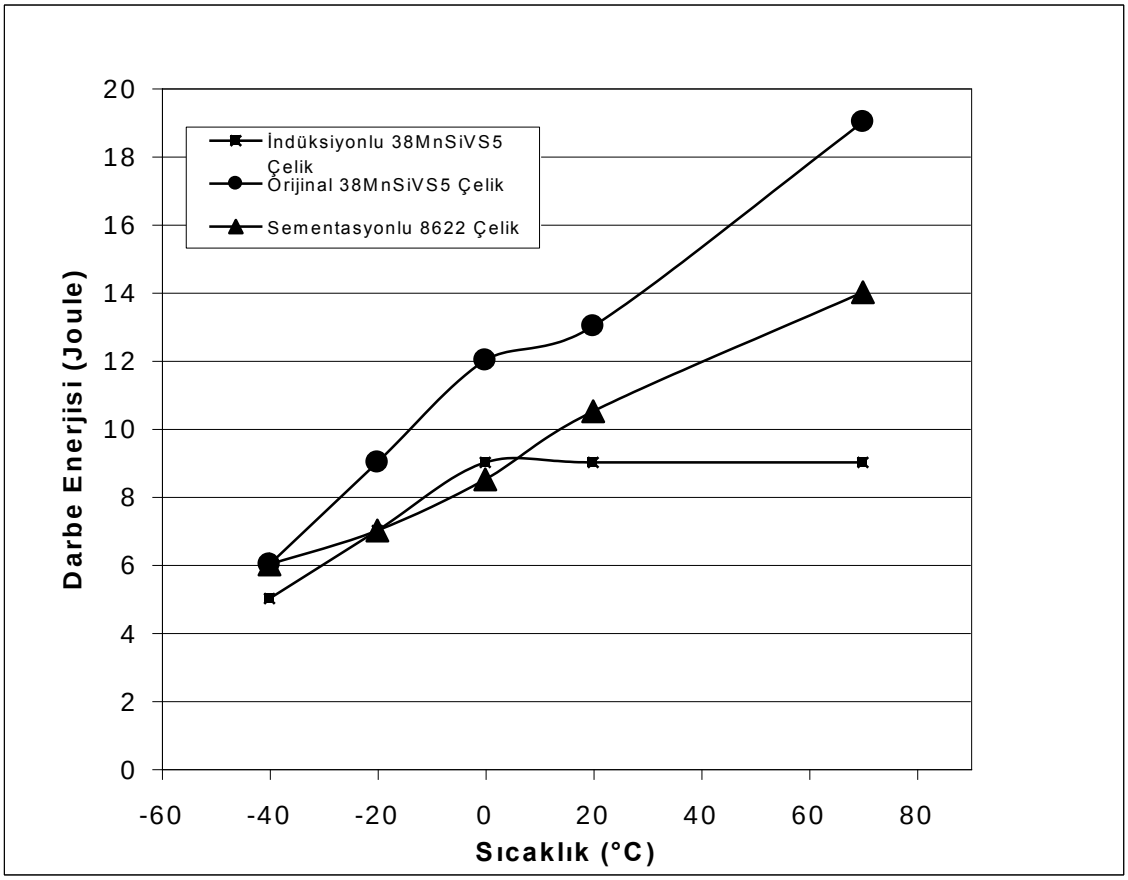
(d)

Şekil 6.4. Deney numunelerinin SEM'de çekilmiş kopma yüzeyi görüntüleri
a) Orjinal AISI 8622 b) Sementasyonlu AISI 8622 c) Orjinal 38MnSiVS5
d) İndüksiyonlu 38MnSiVS5

6.2.2. Darbe Deneyi Sonuçları

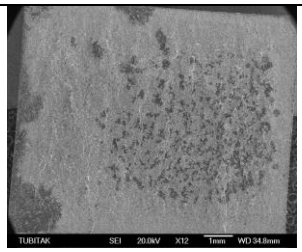
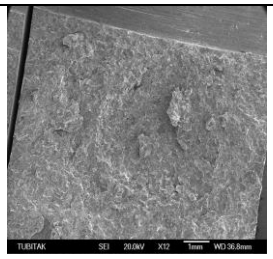
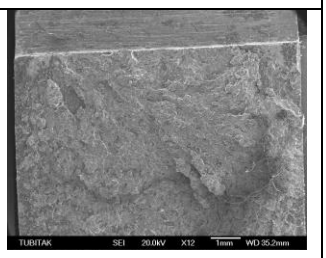
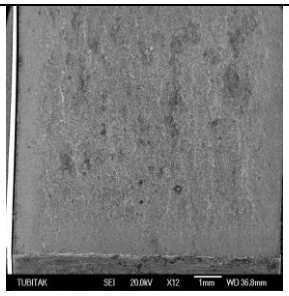
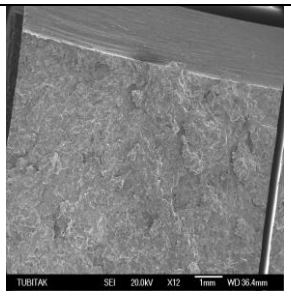
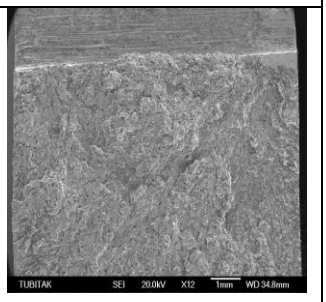
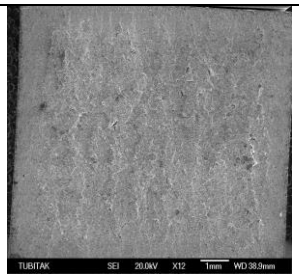
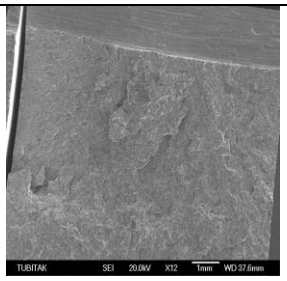
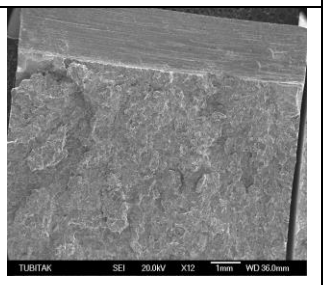
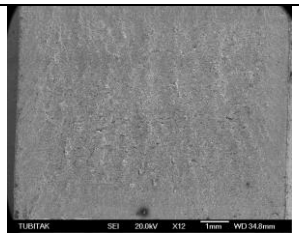
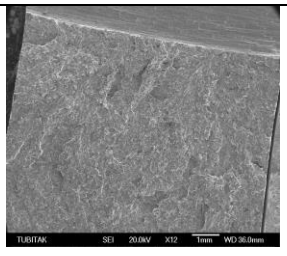
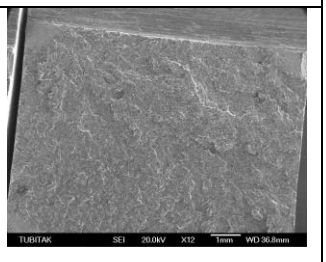
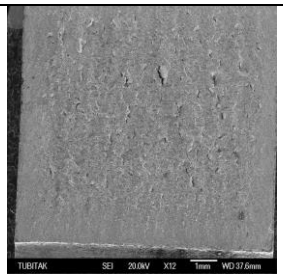
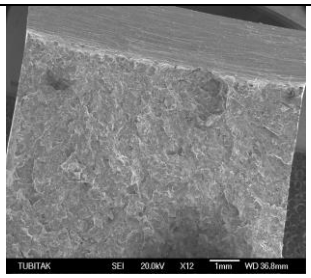
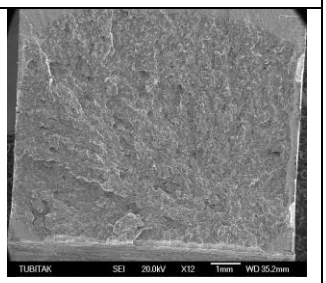
İncelenen çeliklerin darbe testi sonuçları Şekil 6.5'te verilmiştir. – 40 °C'de incelenen çeliklerin darbe enerjisi hemen hemen aynı düzeyde olup sıcaklığın artmasıyla darbe direnci (tokluk) artmaktadır. En yüksek tokluk orjinal 38MnSiVS5 çeliğinden elde edilmiştir. Bu çeliğe uygulanan indüksiyon işlemi tokluğu şiddetli olarak düşürmüştür. -40 ila 0 °C aralığında indüksiyon uygulanmış 38MnSiVS5 çeliği ile sementasyon uygulanmılş 8622 çeliği hemen hemen aynı darbe enerjisine sahiptir. Ancak 0 °C 'nin üstündeki sıcaklıklarda sementasyon uygulanan AISI 8622

çeliği indüksiyonla sertleştirilmiş 38MnSiVS5 çeliğinden daha yüksek darbe direnci sergilemektedir. Mikroyapısında MnS inklüzyonlarının bulunması 38MnSiVS5 çeliğinde darbe direncinin düşük olmasına neden olan etkenlerden birisidir. Bu durum çekme deney sonuçları (Tablo 6.2) ile de uyum göstermektedir.



Şekil 6.5. Darbe deneyi sonuçları

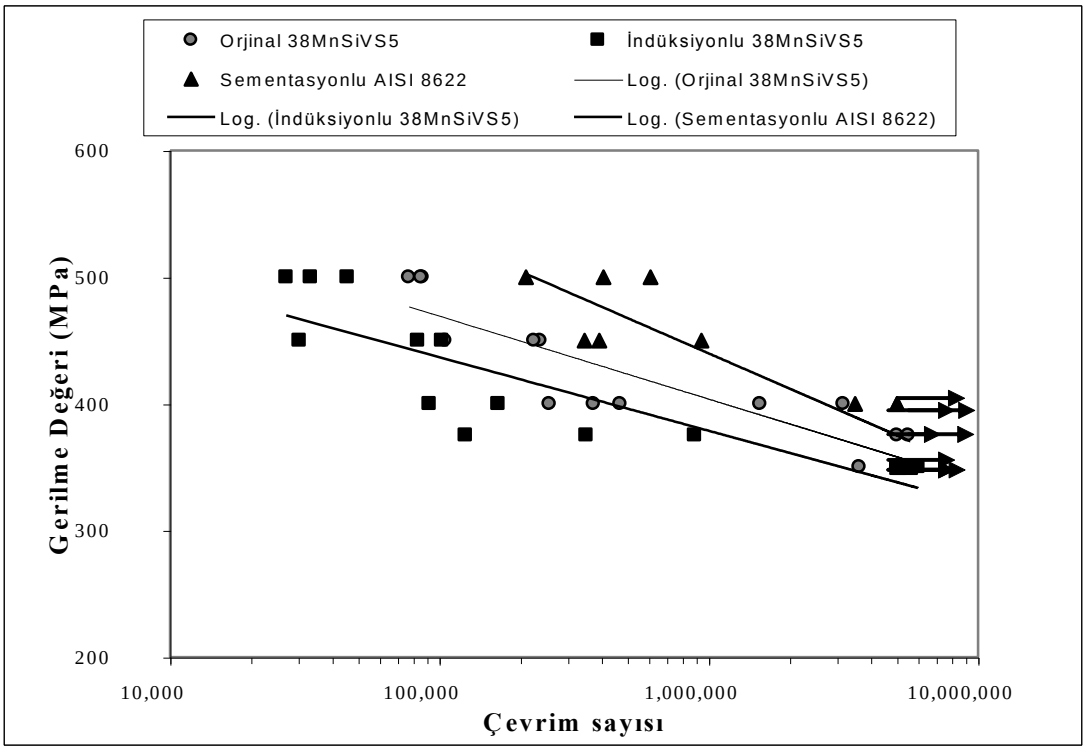
Darbe deney numunelerinin SEM'de çekilmiş kırık yüzey görüntüleri Şekil 6.6'da verilmiştir. Deney numunelerinin kırılma yüzeylerine bakıldığında –40 °C'de tüm numuneleri gevrek bir davranış göstermiştir. AISI 8622 çelikten üretilmiş deney numuneleri dışındaki diğer numunelerin –20 °C'deki kırılma yüzey görünümleri –40 °C'deki ile benzerlik göstermektedir. AISI 8622 çelikten üretilmiş numuneler ise -20 °C'de kesitin iç bölgelerinde yaklaşık % 30 oranında sünek karakter göstermiştir. Orjinal 38MnSiVS5 çeliğinden üretilmiş numuneler -20 °C ile 0 °C arasında kesitte %50 kristalin karakter görülmüştür. Indüksiyon uygulanmış 38MnSiVS5 çeliğinden üretilmiş numunelerde ise %50 kristalin karakter 0 °C'de görülmüştür.

Sıcaklık	Sementasyonlu AISI 8622	Orjinal 38MnSiVS5	İndüksiyonlu 38MnSiVS5
- 40 °C			
- 20 °C			
0 °C			
20 °C			
70 °C			

Şekil 6.6. Darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri

6.2.3. Yorulma Deneyleri

Yorulma deneyi sonuçları Şekil 6.7'de verilmiştir. Yorulma deneyleri 5.10^6 çevrime kadar yapılıp bu çevrimde kırılmayan numunenin deneyi durdurulmuştur. Şekil 6.7'de görüldüğü gibi uygulanan gerilme değerinin azalmasıyla kırılmaya kadarki çevrim sayısı (Nf) artmaktadır. Şekil 6.7'deki datalara en iyi uyum sağlayan eğriler excel programında çizilmiş olup incelenen malzemelerin amprik "Gerilme (S) - Yorulma ömrü (Nf)" denklemleri ve korelasyon katsayıları (R^2) Tablo 6.3'de verilmiştir. İndüksiyon işlemi uygulanmış 38MnSiVS5 çelikte deney sonuçları geniş bir aralıkta dalgalanmakta ve bu malzemeye ait amprik denklemin R^2 değeri daha düşük çıkmaktadır. Diğer bir deyişle, korelasyon katsayısı (R^2) en düşük olan indüksiyonlu 38MnSiVS5 kalite mikroalaşımlı çeliğine ait amprik denklem, deney datalarına uyumu en düşük olandır. Şekil 6.7'ye gore incelenen çelikler içerisinde en yüksek yorulma dayanımı sementasyon uygulanmış 8622 çelikte elde edilmiştir. Yapısında yoğun miktarda MnS inklüzyonları bulunan 38MnSiVs5 çeliğinin gerek orjinal gerekse indüksiyon durumlarına ait yorulma dayanımı sınırları arasında belirgin bir fark görülmemiştir. 38MnSiVS5 çeliği AISI 8622 çeliğinden daha düşük yorulma ömrü sergilemiştir.



Şekil 6.7. İncelenen çeliklere ait S-N eğrileri

Tablo 6.3. İncelenen çeliklere ait amprik yorulma denklemleri.

Malzeme	**İşlem**	**Formül**	**R^2**
AISI 8622	Sementasyon	Nf = exp (24,8 – S/40,2)	0.8119
38MnSiVS5	Orjinal	Nf = exp (28 – S/28,5)	0,8168
	İndüksiyonlu	Nf = exp (28,8 – S/25,2)	0,7365

7. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada original ve yüzey sertleştirme işlemi yapılmış AISI 8622 kalite sementasyon çeliğinin ve 38MnSiVS5 kalite mikroalaşımlı çeliğin mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Yüzey serleştirme işlemi olarak AISI 8622 kalite çeliğe sementasyon 38MnSiVS5 kalite çeliğe ise indüksiyon işlemi uygulanmıştır. Yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1. Orijinal durumda 38MnSiVS5 çalite çelik AISI kalite çeliğe nazaran daha yüksek mukavemete ve daha düşük sünekliğe sahiptir. Uygulanan yüzey sertleştirme işlemleri her iki çeliğin sünekliğini azaltmıştır. Semantasyon uygulanmış AISI 8622 çeliği indüksiyonla serleştirilmiş 38MnSiVS5 çeliğinden daha yüksek süneklik ve darbe direncine sahiptir.
2. 38MnSiVS5 çeliğine uygulanan indüksiyon işlemi original duruma nazaran bu çeliğin yorulma ömrünü düşürmüştür. Sementasyon uygulanan AISI 8622 çeliği gerek orjinal ve gerekse indüksiyon uygulanmış durumdaki 38MnSiVS5 kalite çeliğine nazaran daha yüksek yorulma ömrüne sahiptir. İncelenen çeliklerin "Gerilme (S) – Yorulma Ömrü (Nf)" amprik olarak aşağıdaki gibi ifade edilebilir.

   Sementasyon uygulanmış AISI 8622 kalite çelik: $Nf = \exp(24{,}8 - S/40{,}2)$
   Orijinal durumdaki 38MnSiVS5 kalite çelik: $Nf = \exp(28 - S/28{,}5)$
   İndüksiyon uygulanmış 38MnSiVS5 kalite çelik: $Nf = \exp(28{,}8 - S/25{,}2)$

   5.10^6 çevrime karşılık gelen yorulma dayanımı sınırı;

   - Sementasyon uygulanmış AISI 8622 kalite çelik için 400 MPa
   - Orijinal durumdaki 38MnSiVS5 kalite çelik için 375 MPa
   - İndüksiyon uygulanmış 38MnSiVS5 kalite çelik için 350 MPa

   bulunmuştur.

KAYNAKLAR

[1] **E. O. Hall,** 1951. *Proc. Phys. Soc. Series B*, 64, 747

[2] **N. J. Petch,** 1953. *J. Iron Steel Inst.*, 174, 25

[3] **A. Cracknell and N. J. Petch,** 1955. *Acta Met*, 3, 186

[4] **W. B**. **Morrison,** 1976. Controlled Processing of High Strength Low Alloy Steels, *B.S.C. Conference, University of Leeds*, Paper 1.

[5] **S. P. Allbones and M. P. Lang,** 1981. *Final Year Undergraduate Research Project*, University of Sheffield.

[6] **J. P. Hugo and J. H. Woodhead,** 1957. *J. Iron Steel Inst.*, 186, 174

[7] **T. Gladman, I. D. McIvor and F. B. Pickering,** 1972. *J. Iron Steel Inst.* 210, 916

[8] **J. M. Hyzak and I. M. Bernstein,** *1976. Met. Trans*, 7A, 1217

[9] **B. Aronsson,** 1969. *Steel Strengthening Mechanisms,* Climax Molybdenum Co.

[10] **ASM Handbook,** 1990. High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels, pp.389 –423

[11] **W.B. Morrison,** 2000. Overview of Microalloying in Steel, *Vanadium Application Technology*, pp.25-36

[12] **Whittaker. D,** 1979. Microallyoed Medium Carbon Steels for Forging, Metallurgia, pp.275

[13] **S. K. Banerji,** 1996. Application of Microalloyed Forgings for Heavy-Duty Diesel-Engine Connecting Rods and Other Components, *Fundementals and Applications of Microalloying Forging Steels, TMS,* pp.375-380

[14] **Serosh Engineer and Bernd Huchtemann,** 1996. Review and Development of Microalloyed Steels for Forgings, Bars and Wires, *Fundementals and Applications of Microalloying Forging Steels, TMS,* pp.61-67

[15] **Corus Engineering Steels Group,** The Future Competitiveness of Automotive Forgings,*Technical Paper Prod/A4*

[16] **M.A. Olaniran and C.A. Stickels,** 1993. Seperation of Forged Steel Connecting Rods and Caps by Fracture Splitting, *SAE Technical Paper 930033*

[17] **ASTM E8-77a**, Standart Methods of Tension Testing of Metallic Materials

[18] **ASTM E23-72,** Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials

ÖZGEÇMİŞ

Mine ÖZCAN 1978 yılında Ankara'da doğdu. İlk öğrenimini Anıttepe İlköğretim Okulu, orta ve lise öğrenimini Türk Eğitim Derneği Vakfı TED Ankara Koleji'nde tamamladı. 1997 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Malzeme ve Metalurji Mühendisliği bölümünde öğrenime başlayarak 2001-Haziran ayında mezun oldu. Çalışma hayatına 1998 yılında Boğaziçi Üniversitesi KOSGEB'te başlayıp ardından 1999 senesinde SUZUKİ OTOMOTİV A.Ş'de Satış Sonrası Hizmetlerde görev yaptı. 2002 yılı Şubat ayında çalışmaya başladığı FORD Otomotiv Sanayi A.Ş Ürün Geliştirme Bölümü'nde Malzeme ve Test Mühendisi görev yaptıktan sonra 2005 yılı Mayıs ayında göreve başladığı Otoyol-Iveco'da kariyerine devam ediyor. 2002 yılı Eylül ayında İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsüne bağlı Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Mühendisliği Programında yüksek lisans öğrenimine başladı ve halen burada öğrenimine devam etmektedir.