

**ORTA KARBONLU ALAŞIMSIZ VE
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SICAK
DEFORMASYON VE SOĞUMA ŞARTLARININ
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN
ARAŞTIRILMASI**

**2013
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Ahmet KAYNAR

**ORTA KARBONLU ALAŞIMSIZ VE MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE
SICAK DEFORMASYON VE SOĞUMA ŞARTLARININ MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Ahmet KAYNAR

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ocak 2013**

Ahmet KAYNAR tarafından hazırlanan “ORTA KARBONLU ALAŞIMSIZ VE MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SICAK DEFORMASYON VE SOĞUMA ŞARTLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 08/ 01/ 2013

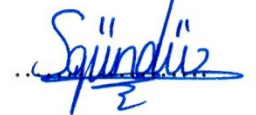
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

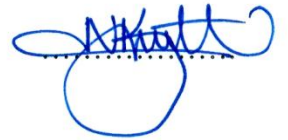
Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (KBÜ)



Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)



Üye : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)



..... /..... / 2013

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Ahmet KAYNAR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ORTA KARBONLU ALAŞIMSIZ VE MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SICAK DEFORMASYON VE SOĞUMA ŞARTLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI

Ahmet KAYNAR

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ
Ocak 2013, 116 sayfa**

Bu çalışmada, orta karbonlu alaşimsız ve mikroalaşimli çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini araştırmak için orta karbonlu Ç1040 ve mikroalaşimli 38MnVS6 çelikleri kullanılmıştır. Bu amaçla orijinal malzeme haricindeki numuneler 1250 °C sıcaklıkta 30 dakika östenitlendikten sonra son sıcaklık 950 °C olacak şekilde serbest ve kapalı kalıpta dövülmüşlerdir. Ardından dövülen numunelerin bir kısmı kumda soğutulurken diğer kısmı hava ve yağ ortamlarında kontrollü olarak soğutulmuşlardır. Deformasyon ve soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemek amacıyla numunelerin metalografik incelemeleri yapılarak mikroyapı resimleri alınmış, çekme ve sertlik deneyleri yapılmıştır. Bunun yanında çekme numunelerinin kırık yüzeyleri SEM mikroskobu ile incelenerek analiz edilmiş ve mikroyapı - mekanik özellik arasındaki ilişki belirlenmeye çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlar 38MnVS6 çeliğinin orijinal ve bütün soğuma şartlarında, Ç1040 çeliğine nazaran, daha yüksek sertlik,

akma ve çekme dayanım değerlerine sahip olduğunu göstermiştir. Bu durum 38MnVS6 çeliğinin kimyasal kompozisyonunda vanadyumun gibi mikroalaşım elementlerinin bulunmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca artan soğuma hızı sonrası çeliklerde içyapının daha küçük taneli olduğu tespit edilmiştir. Çünkü soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdekleşme miktarını düşürerek, perlitin düşük sıcaklıklarda oluşmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda ferrit ve perlit daha küçük taneli olarak Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin içerisinde dağılmıştır.

Anahtar Sözcükler : Orta karbonlu çelik, mikroalaşımli çelik, sıcak dövme, mikroyapı ve mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 710.3.022

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

A RESEARCH STUDY OF THE EFFECT OF HOT DEFORMATION AND COOLDOWN CONDITIONS ON MECHANICAL PROPERTIES IN UNALLOYED MEDIUM CARBON STEEL AND MICROALLOYED STEEL

Ahmet KAYNAR

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

January 2013, 116 pages

In this study, medium carbon Ç1040 steel and microalloyed 38MnVS6 steel are used to investigate the effect of hot deformation and cooling conditions on microstructure and mechanical properties of unalloyed medium carbon steel and microalloyed steel. For this purpose, after the samples except for the as-received materials were austenitized at 1250 °C for 30 minutes, they were forged in an open and a close die to the final temperature of 950 °C. After this, some of the forged samples were cooled in sand while the other samples were cooled in air or in oil medium. To analyse the effect of hot deformation and cooling conditions on the microstructure and mechanical properties, metallographic analysis, tensile testing and hardness measurements were carried out. Beside this, fractured surfaces of

tensile specimens hot forged and then cooled in different medium were analysed with SEM microscope to determine the relationship between mechanical properties and microstructure. The results indicated that 38MnVS6 steel had higher hardness, yield and tensile strength values compared to the Ç1040 under as-received and all cooling conditions. This is due to the presence of microalloyed elements such as vanadium in 38MnVS6 steel. Also it was observed that an increase in cooling rate caused a decrease in grains sizes of both 38MnVS6 and 1040 steels. Increasing cooling rates reduced the amount of ferrite nucleation in austenite grains. As a result of this perlite occurred at lower temperature and dispersed as smaller grains in Ç1040 and 38MnVS6 steels.

Key Word : Medium carbon steel, microalloyed steel, hot forging, microstructure and mechanical properties.

Science Code : 710.3.022

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e ve laboratuvar ve diğer çalışmalarda imkanlarından faydalandığım Metal Eğitimi Bölüm Başkanlığı ve tüm çalıőanlarına teőekkürlerimi sunarım.

Üretim hattını durdurup bu çalışma için gerekli olan dövme işlemlerini yapmamızda yardımcı olan DÖVSAN Dövme elik Sanayi alıőanları olmak üzere, tez sürecinde deneylerinin yapılmasında yardımlarını esirgemeyen Öğr. Gör. Mustafa TÜRKMEN'e ve Ahmet Bülbül'e teşekkür ederim.

Sevgili eşime ve oğlum Oğuz Öke'ye manevi hiçbir yardımı esirgemedен yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiv
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	3
ÇELİKLER	3
2.1. ÇELİKLERİN GÜNÜMÜZDEKİ YERİ.....	3
2.2. ÇELİKLERİN GENEL ÖZELLİKLERİ.....	4
2.2.1. Çelik Üretimi.....	5
2.2.2. Fe – C Denge Diyagramı	6
2.3. ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI	9
2.3.1. Çeliklerin Karbon Oranına Göre Sınıflandırılması	9
2.3.1.1. Az Karbonlu Çelikler	10
2.3.1.2. Orta Karbonlu Çelikler.....	10
2.3.1.3. Yüksek Karbonlu Çelikler	11
2.3.2. Çeliklerin Kimyasal Bileşimine Göre Sınıflandırılması	11
2.3.2.1. Alaşimsız Çelikler.....	11
2.3.2.2. Alaşımli Çelikler.....	13
2.3.3. Çeliklerin Kullanım Alanına Göre Sınıflandırılması	16

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 3.	18
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	18
3.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI VE TEMEL ÖZELLİKLERİ	18
3.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ	19
3.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM AŞAMALARI	22
3.3.1. Östenitleştirme.....	23
3.3.2. Sıcak Deformasyon (Kontrollü Haddeleme).....	24
3.4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ŞEKİLLERİ	27
3.4.1. Yassı Ürünlerin Üretimi.....	27
3.4.2. Dövme Ürünlerin Üretimi.....	28
3.4.2.1. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerinin Kullanım Alanları ve Kalite Standartları.....	29
3.4.2.2. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerin Avantajları.....	30
3.5. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ.....	31
3.5.1. Karbon.....	33
3.5.2. Mangan	34
3.5.3. Azot.....	34
3.5.4. Fosfor.....	35
3.5.5. Silisyum	35
3.5.6. Alüminyum.....	35
3.5.7. Titanyum.....	36
3.5.8. Vanadyum.....	37
3.5.9. Niobyum.....	39
3.6. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖZÜNÜRLÜĞÜ	40
3.7. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖKELMESİ.....	42
3.7.1. Östenit İçerisinde Çökeltme	44
3.7.2. Östenit Ferrit Dönüşümü Sırasında Çökeltme.....	46
3.7.3. Ferrit içerisinde Çökeltme.....	46

	<u>Sayfa</u>
3.8. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR.....	47
3.8.1. Tane Boyutunu Küçültme	49
3.8.1.1. Tane Boyutunu Belirleme Metotları	50
3.8.1.2. Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi	53
3.8.2. Çökelme Sertleşmesi.....	53
BÖLÜM 4.	55
DÖVME TEKNOLOJİSİ.....	55
4.1. DÖVME.....	55
4.2. DÖVMENİN AMACI VE YÖNTEMLERİ.....	56
4.2.1. Elde Dövme	57
4.2.2. Açık Kalıpta Dövme.....	58
4.2.3. Kapalı Kalıpta Dövme	58
4.2.4. İzotermal Dövme	59
4.2.5. Hassas Dövme	59
4.3. DÖVME MAKİNELERİ.....	60
4.4. DÖVMEDE MAKİNE SEÇİMİ	60
4.5. DÖVÜLEBİLİRLİK	61
4.6. MİKROALAŞIMLI DÖVME ÇELİKLER	62
BÖLÜM 5.	63
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	63
5.1. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER	63
5.2. DÖVME İŞLEMİ İÇİN DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI..	64
5.3. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI.....	66
5.4. SERTLİK DENEYİNİN YAPILMASI	67
5.5. ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI VE DENEYİN YAPILMASI ..	67
5.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ.....	69

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 6.	70
DENEYSEL SONUÇLAR	70
6.1. MİKROYAPI ÇALIŞMALARİ	70
6.1.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçları	70
6.1.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçları	73
6.2. SERTLİK SONUÇLARI. ...	77
6.3. ÇEKME TEST SONUÇLARI... ..	80
6.3.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçları	80
6.3.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçları	83
6.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP SONUÇLARI.....	86
6.4.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçları	86
6.4.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçları	90
BÖLÜM 7.	96
DENEYSEL SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	96
7.1. MİKROYAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	96
7.1.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	96
7.1.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	98
7.2. SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	99
7.3. ÇEKME TEST SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	101
7.3.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	101
7.3.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	102
7.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	104
7.4.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	104
7.4.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	105

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 8.	107
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	107
8.1. GENEL SONUÇLAR	107
8.2. ÖNERİLER.....	111
KAYNAKLAR	112
ÖZGEÇMİŞ	116

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Çelik üretiminin şema halinde gösterilmesi.....	6
Şekil 2.2. Fe – C Denge Diyagramının gösterilmesi.....	7
Şekil 2.3. Çeliklerin sınıflandırılmasının şema halinde gösterilmesi.....	9
Şekil 3.1. Mikroalaşımli çelik üretim işlemi.....	23
Şekil 3.2. Bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerin tane büyüme davranışları.	24
Şekil 3.3. Sıcak haddeleme yöntemleri.....	25
Şekil 3.4. Kontrollü haddeleme aşamaları ve östenit tanelerinin geçirdiği değişimler	26
Şekil 3.5. Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerin dövme sonrası aşamaları	28
Şekil 3.6. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkisi.....	33
Şekil 3.7. Titanyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi.....	37
Şekil 3.8. Vanadyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi.....	38
Şekil 3.9. Niobyumun YDDA çeliklerin yapısı ve dönüşümü üzerine etkisi	39
Şekil 3.10. Karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü	41
Şekil 3.11. NbC ve VN' ün östenit içi çözünürlüğü	42
Şekil 3.12. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri	43
Şekil 3.13. Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığı ile bağlantılı olarak mikroalaşım nitrürlerin ve karbürlerin oluşum sıcaklığı	44
Şekil 3.14. Termomekanik işlemlerden geçen çeliklerde etkili olan sertleştirme mekanizmaları.....	48
Şekil 3.15. Tane boyutunun belirlemede kullanılan ölçüm kriterleri.....	51
Şekil 3.16. Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökeltme sertleşmesine etkisi.....	54
Şekil 4.1. Elde dövme şeklinin gösterilmesi	57
Şekil 4.2. Silindirik bir parçanın iki düzlemsel kalıp arasında basılması.	58
Şekil 5.1. Numunelerin kapalı kalıpta ve serbest olarak dövme işlemi yapıldıktan sonraki görüntüleri.	65
Şekil 5.2. Numunelerin testere makinesi ile kesilmesi.	65
Şekil 5.3. Numunelerin soğuk reçine kalıbına alınma ve su zımparası ile zımparalama resimleri	67

Sayfa

Şekil 5.4. Çekme numunelerinin işlenmemiş ve işlendikten sonraki resimleri	68
Şekil 5.5. Çeliklerde kullanılan standart çekme deney numunesi.....	68
Şekil 5.6. Çalışmalarda kullanılan Tarama Elektron Mikroskobu.....	69
Şekil 6.1. Serbest olarak dövülmüş Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden alınmış optik mikroskop resimleri	71
Şekil 6.2. Kapalı kalıpta dövülmüş Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden alınmış optik mikroskop resimleri	74
Şekil 6.3. Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik grafiği ..	78
Şekil 6.4. Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik grafiği ..	79
Şekil 6.5. Serbest olarak dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin gerilme - % uzama diyagramı.	81
Şekil 6.6. Serbest olarak dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin gerilme - % uzama diyagramı.	82
Şekil 6.7. Kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin gerilme - % uzama diyagramı.	84
Şekil 6.8. Kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin gerilme - % uzama diyagramı	86
Şekil 6.9. Serbest dövülmüş Ç1040 çeliğinin kırık yüzey resim sonuçları.....	87
Şekil 6.10. Serbest dövülmüş 38MnVS6 çeliğinin kırık yüzey resim sonuçları.....	89
Şekil 6.11. Kapalı kalıpta dövülmüş Ç1040 çeliğinin kırık yüzey resim sonuçları... ..	91
Şekil 6.12. Kapalı kalıpta dövülmüş 38MnVS6 çeliğinin kırık yüzey resim sonuçları	92
Şekil 6.13. 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövülmüş ve havada soğutulmuş numunesinin aşınmış yüzeyinde bulunan partikül, ve bu partikülden alınan EDS analiz sonucu	94
Şekil 6.14. 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövülmüş ve kumda soğutulmuş numunesinin aşınmış yüzeyinde bulunan partikül, ve bu partikülden alınan EDS analiz sonucu	95

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Alaşım-sız çeliklerin kimyasal bileşim aralığı	12
Çizelge 2.2. Bazı alaşım-sız çeliklerin (sade karbonlu çeliklerin) tipik mekanik özellikleri ve kullanım alanları.....	12
Çizelge 2.3. Az alaşım-lı çeliklerin Türk Standartları'na göre gösteriminde kullanılan katsayılar.	15
Çizelge 3.1. EN 10267'de bulunan kaliteler ve kimyasal analizleri.	30
Çizelge 3.2. Alaşım elementlerinin çeliğe etkisi	32
Çizelge 3.3. Dayanım artırma mekanizmaları.....	48
Çizelge 4.1. Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları	61
Çizelge 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimi	63
Çizelge 6.1. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen dövülmemiş orijinal ve serbest olarak dövüldükten sonra kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin % ferrit, % perlit ve tane boyutları sonuçları....	73
Çizelge 6.2. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen dövülmemiş orijinal ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin % ferrit, % perlit ve tane boyutları sonuçları....	76
Çizelge 6.3. Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin Vickers sertlik değeri (VSD)	77
Çizelge 6.4. Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin Vickers sertlik değeri (VSD)	79
Çizelge 6.5. Serbest olarak dövülen Ç1040 numunelerin çekme test sonuçları.	80
Çizelge 6.6. Serbest olarak dövülen 38MnVS6 numunelerin çekme test sonuçları ..	82
Çizelge 6.7. Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 numunelerin çekme test sonuçları	84
Çizelge 6.8. Kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 numunelerin çekme test sonuçları ...	85

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

°C	:	Santigrat derece
Al	:	Alüminyum
Cr	:	Krom
Cu	:	Bakır
Fe	:	Demir
Mg	:	Magnezyum
Mn	:	Mangan
Nb	:	Niobyum
Si	:	Silisyum
Ti	:	Titanyum
V	:	Vanadyum
N	:	Ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
N	:	Sayılan nokta sayısı
K _y	:	Sabit (Hall-Petch eşitliği)
d	:	Ferrit tane boyu
İ _α	:	Ferrit tane büyüklüğü (µm)
L	:	Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu
F _p	:	% perlit miktarı
n _α	:	Ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerin toplam sayısı
n _i	:	Ölçülen tane sınırı sayısı
f	:	Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı

KISALTMALAR

AISI	:	American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
DIN	:	Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	:	Avrupa Normu
HSLA	:	Hight strenght-low alloyed (Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli)
DMA	:	Dövme amaçlı üretilen mikroalaşımli çelikler
ITAB	:	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
SEM	:	Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
TS	:	Türk Standardı
VN	:	Vanadyumnitrür
TN	:	Titanyumnitrür
NbN	:	Niobyumnitrür
NbC	:	Niobyumkarbür
TiC	:	Titanyumkarbür
VCN	:	Vanadyumkarbonitrür
NbCN	:	Niobyumkarbonitrür
AIN	:	Alüminyumnitrür
VC	:	Vanadyumkarbür

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Günümüz şartlarında çelik üretiminin artması ve Metalurji bilim dalının yaygınlaşması, ilerleyen teknolojinin çelik üretiminde kullanılması ile birlikte çeliğin kompozisyonunun farklılaştırılarak ya da ısıl işlem ile özellikleri değiştirilerek ihtiyaç duyulan ve istenilen özelliklerde çelik üretiminin gerçekleştirilmesi sağlanmaktadır. Özellikle kara, deniz ve farklı ortamlarda çalışan araçlar ile otomotiv sanayinde, boru hatları, sıvı ve gaz tankları, inşaat sektöründe, tersanelerde, beyaz eşya ve sanayinin her kolunda ihtiyaç duyulan çeliklerde; yüksek dayanım, ekonomiklik ve ağırlık en çok aranan özelliklerdir. Bu avantajlar elde edildiğinde çeliklerin kullanım alanları artarak daha büyük birimler oluşturulması ve ekonomik işletmeler kurulması sağlanacaktır. Bütün bu şartlara bağlı olarak bazı çelik guruplarının dayanım kapasitelerinin yetersizliğinden dolayı günümüzde mekanik ve metalografik özelliklerindeki üstün yanları göz önünde olan mikroalaşımli çelikler gibi bazı çelik gurupları ön plana çıkmıştır.

Orta karbonlu düşük alaşımli çeliklere nazaran daha yüksek dayanıma sahip modern yapı çelikleri olarak da anılan ve "Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli" çelikler olarak da adlandırılan mikroalaşımli çelikler de alaşım elementlerinin toplamı genellikle % 2 değerini aşmaz. Çoğunda ise, mangan katılımları dışında, bu değer % 0,1 – 0,2 arasındadır. Çeliklere ilave edilen katık elementler dışında çok düşük oranlarda Nb, V ve Ti gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan alaşım elementi ilave edilmesi sonucu mikroalaşımli çelikler meydana gelir. Bunun sonucu kısmen tane küçülme sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi meydana gelir. Uygun termomekanik işlemlerin uygulanması sonucu tane incelmesinden dolayı ve düşük karbon içermeleri sonucu; mukavemet, tokluk ve düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti, kaynak edilebilirlik ve korozyon dayanımı gibi değişik ve çok iyi özellikler kazanırlar.

Kullanım amaçlarına uygun olarak yassı ve dövme mamuller şeklinde üretilirler. Özellikle günümüzde dövme mamullerinin üretiminde büyük gelişme göstermiştir. Kontrollü haddelenmiş plakalar, levhalar, profiller, dövme ürünleri olan çubuklar bunlara gösterilebilecek örneklerdir. Mikroalaşımli çeliklerin genelde -100 °C'den 300 °C'ye kadar geniş bir sıcaklık aralığında kullanılmaları nedeniyle tercih edilen bir çelik gurubu haline gelmiştir.

Mikroalaşımli dövme çeliklerin üretiminde amaç dövülmüş parçaların geleneksel yolla üretiminde ki (su verme, temperleme, tavlama gibi) pahalı olan ısıl işlem basamaklarının ortadan kaldırılmasıdır. Geleneksel yolla çeliklere kazandırılan bu özellikler mikroalaşımli çelikler de dövme sıcaklığından havada soğutma sırasında çökelme sertleşmesi sonucu kazandırılır.

Ç1040 ve 38MnVS6 çelikler son yıllarda makine imalat endüstrisinde oldukça yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Otomotiv sanayinde kullanılan statik ve dinamik olarak çalışan aksamlar bunların başında gelir. Özellikle, 38MnVS6 çeliği yüksek dayanım isteyen yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe fiyat ve ağırlık yönünden tasarruf sağlamaları nedeniyle tercih edilirler.

Bu çalışmada, orta karbonlu alaşımli ve mikroalaşımli çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisini araştırmak için orta karbonlu Ç1040 ve mikroalaşımli 38MnVS6 çelikleri kullanılmıştır. Çalışmada uygun östenitleme sıcaklığında serbest dövme işlemi sonrası farklı soğuma ortamlarında soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinde oluşan faz ve faz morfolojisine sahip yapıların karşılaştırmalı olarak mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi araştırılmıştır.

BÖLÜM 2

ÇELİKLER

2.1. ÇELİKLERİN GÜNÜMÜZDEKİ YERİ

Çelik günümüzde en yaygın olarak kullanılan malzeme guruplarından biridir. Bunun nedeni doğada diğer metallere göre daha çok bulunan demir esaslı bir malzeme olmasıdır. Üretimde diğer malzeme üretimlerine nazaran daha az enerji gerektirmesi ve özelliklerin istekler doğrultusunda ve geniş sınırlar içerisinde iyileştirilebilmesidir. Özellikler şekil verme, alaşımlama ve ısıl işlemlerle, diğer metal malzemelerde ulaşamayacak ölçüde değiştirilebilir. Çelik tüm tanınan teknolojik yöntemlerle şekillendirilmesi ve istenilen biçime getirilmesi mümkündür [1].

Günümüzde ülkelerin çelik üretim miktarı gelişmişlik ölçüsü olarak kabul edilmektedir. Bunun sonucu kişi başına düşen çelik tüketimi endüstrileşmenin bir ölçüsü sayılmaktadır. Dünya Çelik Birliği'nden alınan verilere göre, 2010 yılında 1 milyar 430 milyon ton olan dünya çelik üretimi, 2011 yılında % 6,8 artışla 1 milyar 527 milyon ton seviyesine ulaşmıştır. Dünyanın en büyük çelik üreticisi Çin'in üretimi 696 milyon ton seviyesindedir. Çin söz konusu üretimi ile Dünya çelik üretiminde payı % 45,6'dır. Japonya'nın 2011 üretimi ise, 107,6 milyon ton dur. 2011 yılı ham çelik üretimi 29,1 milyon ton seviyesinde olan Türkiye, üretimini % 17 oranında artırarak 34,1 milyon ton seviyesine yükseltmiştir. Dünyanın en büyük 10. çelik üreticisi konumunda olan Türkiye, 2012 yılında bazı ülkeleri geride bırakarak, listede 8. sıraya ulaşabilecek konuma gelmiştir [2].

Son yıllarda çelik üretiminin artış hızına bakılacak olursa ABD, Avrupa Birliği ve Japonya gibi gelişmiş ülkelerin çelik pazarlarının doaygunluğa ulaştığı, buna karşın Çin, Hindistan, Türkiye, Güney Amerika ve Ortadoğu ülkeleri gibi gelişmekte olan ülkelerin çelik pazarlarının ise yüksek büyüme potansiyeli sergiledikleri görülebilir [3].

Dünya ve ülkemizde çelik üretiminin artması ve Metalurjinin bilim dalı olarak yaygınlaşması ile birlikte çeliğin kompozisyonunun farklılaştırılarak ya da ısıl işlem ile özellikleri değiştirilerek özellikle yüksek dayanım mukavemeti gerektiren yerler başta olmak üzere, inşaat, otomotiv, beyaz eşya, gemi imalatı, sanayinin her kolunda ve birçok diğer alanda insanlığa hizmet verir hale getirilmiştir.

2.2. ÇELİĞİN GENEL ÖZELLİKLERİ

Çelik, bir Demir (Fe)-Karbon (C) alaşımıdır. Çelikler yalın karbonlu olabileceği gibi, çeşitli özelliklerin geliştirilebilmesi için bazı alaşım elementleri içerebilirler. Bunlardan en önemlisi % 2,06 kadar bulunabilen karbondur. Çeliğin içerisinde belirli oranlarda bulunan elementlerin kimyasal bileşimleri ve çeliğin iç yapısı çeliğe farklı özellikler kazandırır.

Örneğin; çeliğin yapısındaki karbonun görevi alaşımı sertleştirmek ve demir atomlarının kaymasını engellemektir. Alaşımdaki karbon miktarı ile oynanarak çeliğin sertliği, esnekliği, sünekliği ve gerilme miktarı değiştirilebilir. Alaşımdaki karbon miktarının artması çeliğin sertliğini ve kırılma dayanımını artırmakta, kaynaklanabilirlik ve süneklik gibi diğer özelliklerini ise azaltmaktadır.

Çelik içerisinde karbon miktarı, çeliğin özelliklerinde önemli bir değişikliğe neden olmaktadır. Karbon miktarındaki çok küçük değişimler bile çeliğin farklı özelliklerde olması için yeterlidir. Çelik alaşımını sadece demir ve karbon ağırlıklı düşündüğümüzde bile, çeşitliliği oldukça fazla bir alaşımla karşılaşıyoruz, oysa endüstrinin ihtiyaçlarına cevap verebilecek şekilde çelik üretimi, alaşım içerisinde başka element ve elementlerin ilavesini gerekli kılar. Bu yönüyle de alaşıma ilave edilen her katkı maddesi çeliğin özelliğinin değişmesine neden olur [4].

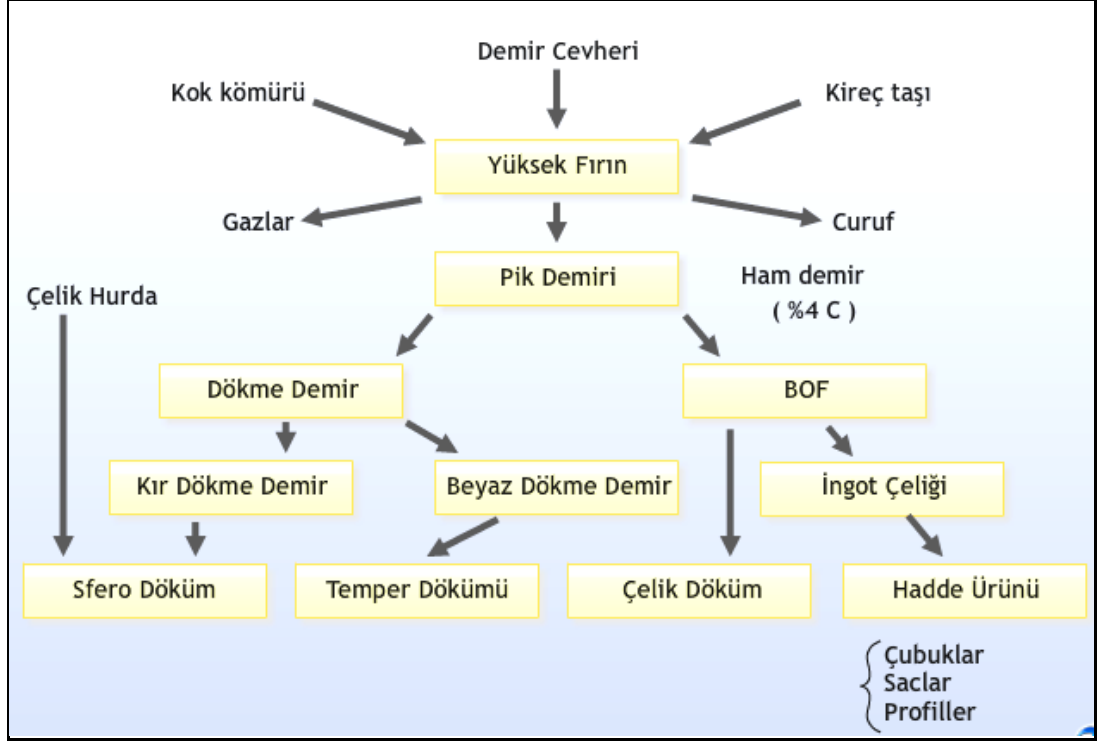
Çeliklerin büyük çoğunluğu ısıtılma işlemlere karşı duyarlıdır. Kimyasal bileşimin yanı sıra uygulanan ısıtılma işlemler sonucunda istenen sertlik, mekanik, fiziksel ve elektriksel özellikleri ile korozyona ve yüksek sıcaklığa dayanım özelliklerine tam olarak kavuşturulabilir.

Çeliklerin büyük bir bölümü çeşitli yöntemler ile metal ile kaplanmaya, emaye yapılmaya, boyanmaya ve plastik maddeler ile kaplanmaya elverişlidir. Kimyasal kompozisyonu uygun olan çeliklere kaynak işlemi uygulanabilmektedir [5]. Çelikler yapılarının gerektirdiği sıcaklıklara kadar ısıtıldıklarında şekillenme özelliğine kavuşur (Haddeme, Presleme, Dövme). Ayrıca kimyasal bileşim ve içyapı olarak uygun olan çelikler haddeme, presleme gibi yöntemlerle soğuk olarak da şekillendirilebilir. Talaş kaldırıcı tezgâhlarda işlenerek, istenilen şekil ve yüzey düzgünlüğüne getirilebilir [6].

2.2.1. Çelik Üretimi

Ham demir üretildikten sonra içerisinde büyük miktarda karbon, ayrıca kısmen de bazı elementler bulunur. Bunlardan silisyum ve manganez % 0,8'den fazla olmamak şartı ile çelikte istenir. Kükürt ve fosfor ise, her oranda zararlıdır ve mümkün olduğu miktarda uzaklaştırılmalıdır. Böylece karbon miktarını istenilen değere düşürmek; ham demirin içerisindeki bazı elementleri teknik ve ekonomik yönden mümkün olduğu kadar uzaklaştırmak gerekir. Çelik üretimi için genellikle aşağıda anlatılan yol ve şekil 2.1 de ki üretim aşaması izlenir.

Yüksek fırında üretilen ham demir potalarda tekrar ergitilir ve içerisine oksijen üflenerek içerisindeki karbon homojen haline getirilir. Daha sonra karışıma bazı maddeler eklendikten sonra kalıplara dökülerek istenilen şekil verilir. Haddehanelerde ikinci bir ısıtılma işleminden geçirilerek kullanıma hazır hale getirilir.



Şekil 2.1. Çelik üretiminin şema halinde gösterilmesi [7].

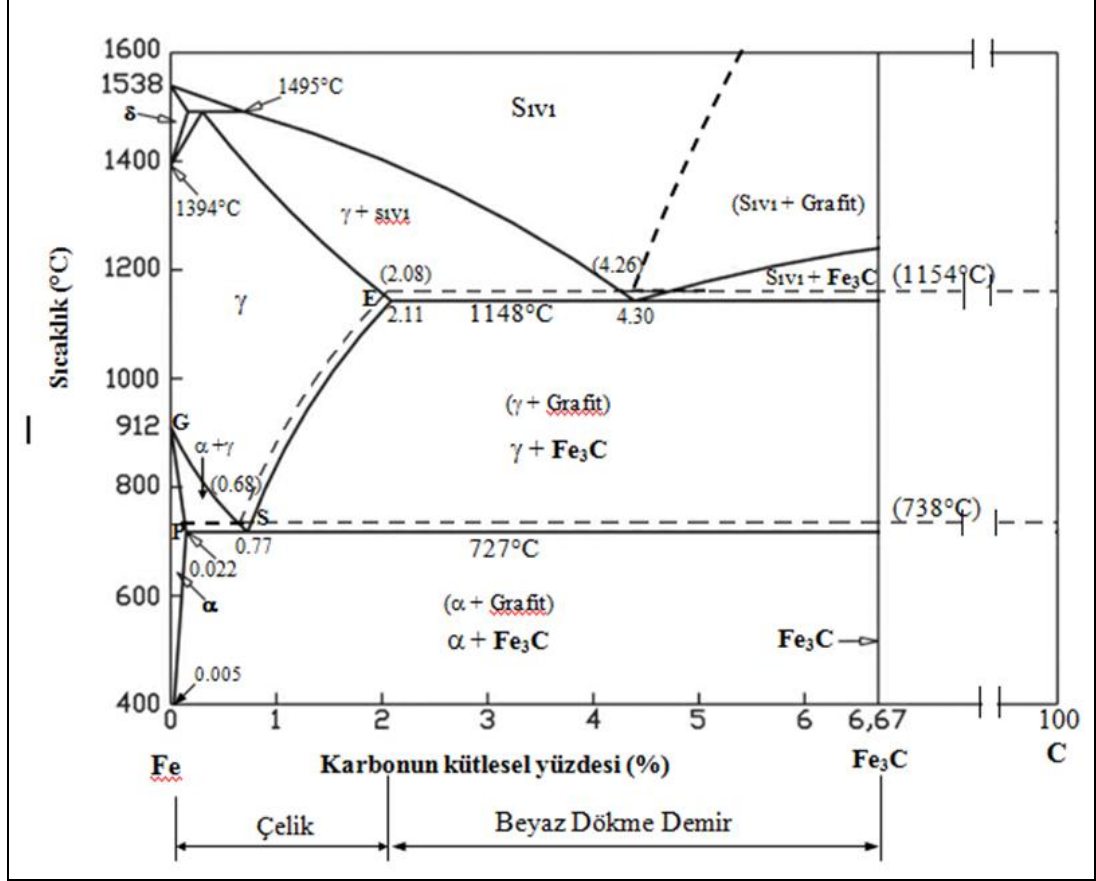
2.2.2. Fe – C Denge Diyagramı

Genel olarak, teknikteki alışılmış soğuma koşullarında demir-karbon alaşımları Fe-Fe₃C sisteminde yarı kararlı olarak katılaşırlar. Fe-C kararlı sisteminde katılma, yalnızca çok yüksek karbon miktarlarında, silisyum gibi grafit teşkil ettirici alaşım elemanlarının etkisiyle ve çok yavaş soğumada meydana gelebilir [1].

Saf demir oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar üç farklı kristal yapıda bulunur. Bunlar, oda sıcaklığından 912 °C'ye kadar hacim merkezli kübik (HMK) (α -Fe), 912 °C'den 1394 °C'ye kadar yüzey merkezli kübik (YMK) (γ -Fe) ve 1394 °C' den ergime sıcaklığına kadar tekrar hacim merkezli kübik (HMK) (δ -Fe ; α -Fe ile aynı) yapılar olarak adlandırılır.

Bir malzemenin ısıtma ve soğutma esnasında kimyasal yapısı değişmeden kristal yapısı değişiyorsa, bu tür malzemeler allotropik özellik gösteriyor demektir. Demir ve alaşımlarının allotropik özellik göstermesi, sertlik, süneklik, tokluk ve aşınma

direnci gibi önemli mekanik özelliklere sahip olması, bu malzemelerin çok geniş bir alandan kullanılmasına neden olmaktadır.



Şekil 2.2. . Fe – C Denge Diyagramının gösterilmesi.

Saf demir mukavemetinin düşük olması nedeniyle teknolojik öneme sahip değildir. Saf karbon'un da mukavemeti düşüktür. Tek başına önemli bir malzeme değildir. Demirle karbon bir araya getirilirse bu ikiliden Çelik ve Dökme Demir adında iki yeni mekanik özellikleri farklı alaşımlar meydana getirilir. Şekil 2.2'de verilen Fe-C Denge diyagramı dikkatle incelenirse; Yatay eksen, ergimiş demir içinde % C oranını, düşey eksen ise gittikçe artan sıcaklığı göstermektedir. Yatay eksen'de karbon en fazla % 6,67 ye kadar olabilir. Tam bu noktada iç yapı % 100 sementit Fe₃ C'dir. % 4,5 C dan sonraki yapının teknolojik önemi yoktur. Düşey eksen de sıcaklık arttıkça, yatay eksen de karbon oranı değiştikçe her bölgede içyapılar değişmektedir.

Ferrit yapı α -demiri olarak bilinir. Kristal kafes yapısı HMK şeklindedir. C atomları Fe atomları arasında az miktarda arayer atomları olarak bulunur. Demir-karbon denge diyagramının en yumuşak yapısıdır. Tokluğu yüksektir, uzaması % 40 'a kadar varır. Östenit yapı demirin yüzey merkezli kübik halidir. γ -demiri olarak bilinir. Tokluğu yüksektir. Sertliği 40 RC civarındadır. C'nun yapı içerisinde katı arayer atomu olarak çok miktarda bulunduğu yapıdır. Sementit (Fe_3C) yapı demir karbür olarak bilinir. Maksimum % 6,67 C ihtiva eder. Oldukça sert ve gevrek bir yapısı vardır. Çekme mukavemeti düşük ama basma mukavemeti fazladır. Çeliğin sert olmasını sağlar.

Demir-Karbon Denge Diyagramında çok önemli iki nokta vardır. Bunlar ötektik ve ötektoid noktalarıdır. Ötektik nokta tek olan sıvı fazın $1147\text{ }^{\circ}C$ 'de $\gamma + Fe_3C$ iki ayrı katı faza dönüşmesidir. Bu nokta C' nu % 4,3 olan noktadır. Ledeburit, ötektik noktadaki iç yapının adıdır. Östenit (γ) + sementit (Fe_3C)' ten oluşmuştur. Oda sıcaklığında pek görülmez. Ötektoid nokta γ östenit katı yapının sementit ve ferrit olarak ayrıldığı yapıya perlit yapı denir. Yani ferrit + sementit ($\alpha + Fe_3C$) dir. Bu yapı aynı zamanda ötektoid yapı olarak da bilinir. Bu noktada % C oranı 0,83 dir. Sıcaklık ise $723\text{ }^{\circ}C$ dir.

Martenzit yapı östenit ve karbonun yarı kararlı versiyonudur. Kristal kafes yapısı, γ bölgesindeki YMK yapıdan çarpık tetragonal yapıya dönüşmüştür. Çok sert ve kırılğan bir yapısı vardır. Beynit yapı ise karbon ve sementit'e "doymuş α ferrit" karışımıdır. Perlit yapıdan daha farklı bir yapıdır ve daha serttir. İğne şeklinde tane yapısına sahiptir. İlk soğutma hızlı, sonra yavaş olması halinde bu yapı oluşur [8].

Dönüşüm sıcaklıkları (A_1 , A_3 , A_{cm})

A_1 : Isıtırken östenitin oluşmaya başladığı sıcaklık

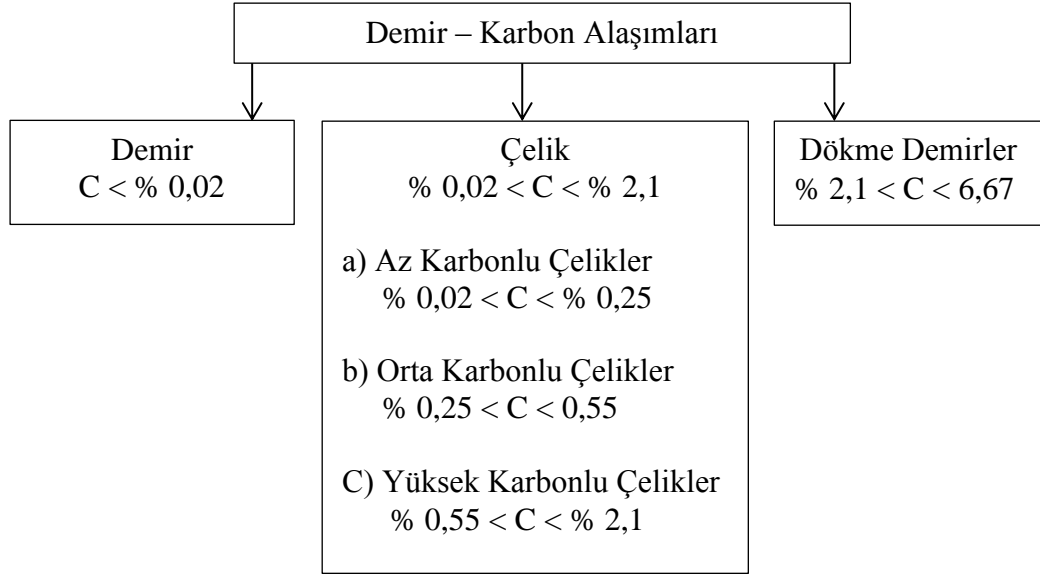
A_3 : Ötektoid altı çeliklerde ısıtırken ferrit'in östenit'e dönüşümünü tamamladığı sıcaklıktır.

A_{cm} : Ötektoid üstü çeliklerde, ısıtırken sementit'in östenite dönüşümünü tamamladığı sıcaklıktır.

2.3. ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

2.3.1. Çeliklerin Karbon Oranına Göre Sınıflandırılması

Demir esaslı malzemelerde genellikle bulunan ve en önemli olan alaşım elemanı karbondur. Sade karbonlu çeliklerin tüm özellikleri içerdikleri karbon miktarına bağlı olarak sahip oldukları yapılarla doğrudan ilişkilidir. Artan karbon miktarı ile çeliklerde sertlik, akma gerilmesi, çekme dayanımı artarken, süneklik (% uzama ve % kesit daralması) ve darbe dayanımı azalır. Dolayısıyla, karbon miktarının artması çeliklerin plastik şekil alma kabiliyetlerini düşürür. Buna karşılık çeliklerde karbon miktarının artması su alma kabiliyetini artırır ve ters etki olarak kaynak kabiliyetini düşürür [9,10]. Demir-Karbon denge diyagramına göre, demir esaslı alaşımsız malzemeler karbon oranlarına göre şekil 2.3’de görüldüğü gibi gruplanabilir.



Şekil 2.3. Çeliklerin sınıflandırılmasının şema halinde gösterilmesi.

Sade karbonlu çelikler ucuz ve kolay şekillendirilebilirler. Mekanik özelliklerini belirleyen en önemli etken karbondur. Demir - Çelik sanayinde üretilen çeliklerin büyük bir kısmını oluşturur. Sertleştirme yetenekleri azdır. Özellikle kalın kesitli parçalar istenilen düzeyde sertleştirilemezler. Korozyona karşı dayanımları azdır.

2.3.1.1. Az Karbonlu Çelikler

Bu çelikler, % 0,02 - % 0,25 oranına kadar karbon içerirler ve çok yumuşak ve yumuşak çelikler olmak üzere iki gruba ayrılırlar.

- Çok Yumuşak Çelikler: % 0,02 ile % 0,15 arasında karbon içerirler ve soğuk şekillendirmeye elverişlidirler.
- Yumuşak Çelikler: % 0,15 ile % 0,25 oranında karbon içerirler. Çok yaygın olarak kullanılan alaşımsız çeliklerdir. Çok iyi kaynak edilebilirler ancak su verme yöntemiyle iyi sertleştirilemezler [12].

Az karbonlu çelikler dünya çelik üretiminin en büyük kısmını oluşturur. Özellikle yassı ürünler ile inşaat sektörü ve temel yapılarda kullanılan çelik çubuk ve profiller az karbonlu çeliklerdir. Az karbonlu çelikler düşük karbon içeriklerinden dolayı ısıl işlemle kütleli olarak sertleştirilemezler. Ancak sementasyon, nitrürasyon vb. işlemleriyle yüzeyleri sertleştirilebilir. Az karbonlu çeliklerin sertleştirilmeleri genellikle soğuk işlemle yapılmaktadır [1].

2.3.1.2. Orta Karbonlu Çelikler

Bu çelikler, % 0,25 ile % 0,55 oranları arasında karbon içerirler. Orta derece mekanik özelliklere sahiptirler. Isıl işlem için çok uygun çeliklerdir. Yani, bu çeliklerin yapı ve özellikleri ısıl işlemle büyük ölçüde değiştirilebilir. Kullanma yerleri önem arz eder. Özellikle makine imalat sanayinde tercih edilen çeliklerdir. İşlenebilirlik kabiliyetleri, şekil alma kabiliyetleri ve kaynak kabiliyetleri az karbonlu çeliklere nazaran düşüktür. Kaynak sırasında meydana gelen kontrolsüz ısıl etkiler çeliğin yapısal değişiminin de kontrolsüz olmasına neden olur [10-11].

Bu çelikler, karbon oranlarına göre genel dövme çelikleri, mil çelikleri ve aşınmaya dayanıklı çelikler olmak üzere üç gruba ayrılır.

- Genel Dövme Çelikleri: % 0,25 ile % 0,35 arasında karbon içerirler.

- Mil Çelikleri: % 0,35 ile % 0,45 oranları arasında karbon içerirler. Mil, tel ve dingil yapımında kullanılırlar
- Aşınmaya Dayanıklı Çelikler: % 0,45 ile % 0,55 arasında karbon içerirler. Ray, ray tekerleği, silindir ve pres kalıplarının yapımında kullanılırlar [12].

2.3.1.3. Yüksek Karbonlu Çelikler

Yüksek Karbonlu çelikler % 0,55 ile % 1,6 arasında karbon içerirler. % 0,55 ile % 0,9 yüksek mukavemet ve aşınma direnci gerektiren yerlerde kullanılırlar. Kullanım alanına örnek olarak, pres kalıp blokları gösterilebilir.

Bu çeliklerden % 0,9 ile % 1,6 oranları arasında karbon içerenler ise Yüksek Karbonlu Takım Çelikleri olarak adlandırılırlar. Yüksek aşınma direnci ve yüksek mukavemet gerektiren yerlerde kullanılırlar. Kullanım yerlerine örnek olarak torna kalemi ve matkap uçları verilebilir. İşlenme kabiliyetleri, şekil alabilme kabiliyetleri ve kaynak kabiliyetleri düşüktür. Kaynakları ancak özel tekniklerle yapılabilir.

2.3.2. Çeliklerin Kimyasal Bileşimine Göre Sınıflandırılması

Çeliklerin kimyasal bileşimine göre sınıflandırılmasında çeliğin içerisindeki alaşım elementlerinin miktarları baz alınır. Buna göre;

2.3.2.1. Alaşimsız Çelikler

Alaşimsız çelikler kimyasal bileşim esas alındığında C harfi ve ortalama yüzde karbon oranının yüz katı ile gösterilirler. Örneğin, bileşiminde % 0,45 karbon bulunan alaşimsız ve sakınleştirilmiş oksijen konverter çeliği: OS C 45 şeklinde gösterilir. Ortalama karbon oranı % 0,50 olan alaşimsız çelik C 50 şeklinde gösterilir. Karbon (C) işaretinden sonra gelen küçük harfler ise alaşimsız çeliğin türünü gösterir. Örneğin; ortalama karbon oranı % 0,45 olan alaşimsız asal çelik Ck 45 şeklinde, % 0,53 oranında karbon içeren ve yüzeyi sertleştirilebilen alaşimsız çelik ise Cf 53 şeklinde gösterilir [12]. Alaşimsız çeliklerin kimyasal bileşim aralığı Çizelge 2.1'de verilmektedir.

Çizelge 2.1. Alaşimsız çeliklerin kimyasal bileşim aralığı [1].

Element	Az Karbonlu Çelik	Orta Karbonlu Çelik	Yüksek Karbonlu Çelik	Karbon Takım Çelikleri
Karbon (%)	0.02 – 0.25	0.25 – 0.55	0.55 – 0.90	0.80 – 1.6
Manganez (%)	0.3 – 0.6	0.4 – 0.9	0.5 – 1.0	0.7 – 1.4
Silisyum (%)	0.1 – 0.25	0.20 – 0.40	0.3 – 0.6	0.4 – 0.6
Fosfor (%)	0.045 max.	0.045 max.	0.045 max.	0.035 max.
Kükürt (%)	0.045 max.	0.045 max.	0.045 max.	0.035 max.

Bazı alaşimsız çeliklerin tipik mekanik özellikleri ve kullanım alanları Çizelge 2.2’de verilmektedir.”

Çizelge 2.2. Bazı alaşimsız çeliklerin (sade karbonlu çeliklerin) tipik mekanik özellikleri ve kullanım alanları [11].

AISE/S AE Simgesi	Nominal Bileşim % ağı.	İşlem Durumu	Akma Gerilmesi MPa	Çekme Dayanımı MPa	Kopma Uzaması %	Tipik Kullanma Alanı
1010	0.10 C 0.45 Mn	Sıcak hadde. Soğuk hadde.	170 - 310 159 - 262	276 – 414 290 - 400	28 – 47 30 - 45	Sac, şerit, tel, vida, çivi
1020	0.20 C 0.45 Mn	Hadde. halde Tavlanmış (870 °C)	330 - 295	450 - 395	36 -37	Levha ve yapı elem. dişli
1040	0.40 C 0.75 Mn	Hadde. halde Tavlanmış (790 °C)	415 - 495	620 - 670	25 - 28	Şaft, dişli, dingil, cer kancası, boru, çivi

Çizelge 2.2. (devam ediyor)

1060	0.60 C 0.75 Mn	Hadde. halde Tavlanmış (790 °C) Su+Temp. (650°C)	480 - 525	800 - 815	17 - 23	Yay, dişli, dövme kalıpları, vagon te- kerlekleri
1080	0.80 C 0.75 Mn	Hadde. halde Tavlanmış (790 °C) Su+Temp. (650°C)	585 - 600	890 - 965	12 - 25	Zimba, yaylı çalgı teli, makas bıçağı, hel. yaylar
1095	0.95 C 0.40 Mn	Hadde. halde Tavlanmış (790 °C) Su+Temp. (650°C)	550 - 570	895- 965	9 - 21	Tel, matkap freze bıçakları, kesme bıçakları

2.3.2.2. Alaşımli Çelikler

Özellikle sade karbonlu çeliklerin kullanım alanları sınırlıdır. Bu çeliklerin derinliğine sertleştirme ve korozyon dayanım özellikleri iyi değildir. Bunun gibi bir takım özellikler elde edilebilmesi için çeliklere alaşım yapmak gerekir. Böylece çeliğe katılan alaşımın tür ve miktarına göre çeliklerin çeşitli özellikleri geliştirilir. Örneğin; çelikte sertleşme esnasında çatlama mangan ve molibden katılarak azaltılır. Böylece alaşımli çeliklerin mukavemet özellikleri artar. Korozyona karşı daha dayanıklı olurlar.

Demir-karbon alaşımlarında karbon oranı arttıkça sertlik ve mukavemet artar, ancak tokluk ve süneklik azalır, çarpma mukavemeti düşer. Çeliklerde sünekliği koruyarak

mukavemeti arttırmak için değişik türde alaşım elemanları katılır. Alaşım elemanları mukavemet ve tokluğu arttırmadan başka sertleşme yeteneği, korozyon ve yüksek sıcaklığa dayanıklılık gibi diğer önemli özellikleri sağlayabilirler. Bu amaçla çeliğe değişik oranda Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W ve Ti gibi elemanlar katılır. Böylece endüstride ikibin den fazla tür alaşımli çelik geliştirilmiştir [13].

Alaşımli çelikleri aşığıdaki gibi sıralanabilir;

- Alaşım miktarına göre çelikler,
- Esas alaşım elementine göre çelikler'dir.

Alaşım miktarına göre ise çelikler az alaşımli ve yüksek alaşımli çelikler olmak üzere iki grupta değerlendirilir.

Az alaşımli gruptaki çelikler % 5'den az alaşım elemanı içeren çeliklerdir. Genellikle yüksek mukavemetli yapı elemanları ve makine parçaları üretiminde kullanılırlar. Bütün çeliklerde su verme işleminde martenzit fazının oluşmasını sağlayan esas eleman karbondur. Dolayısıyla yeterli miktarda karbon bulunan alaşımli çelikler su verme ile sertleştirilebilirler [13].

Bu tip çeliklerin gösteriminde C işareti kullanılmaz. Ortalama yüzde karbon oranının yüz katı yazıldıktan sonra, oran sırasına göre alaşım elementlerinin simgeleri ve bu elementlerin, Çizelge 2.3'de verilen katsayılarla çarpılarak tam sayıya yuvarlatılmış ortalama yüzde oranları belirtilir.

Örneğin; bileşiminde % 0,30 C ve % 1,25 Mn bulunan az alaşımli çelik 30Mn5, bileşiminde % 0,20 C ve % 0,75 Cr bulunan az alaşımli asal çelik 20Cr3 ve bileşiminde % 0,20 C, % 1 Cr ve % 0,40 Mo bulunan az alaşımli çelik ise 20CrMo44 şeklinde gösterilir [12].

Çizelge 2.3. Az alaşımlı çeliklerin Türk Standartları'na göre gösteriminde kullanılan katsayılar.

Alaşım Elementi	Katsayısı
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Pb, Mo, Nb, Ta, Ti, V, Zr	10
P, S, N, Ce, C	100
B	1000

Az alaşımlı çeliklerde olduğu gibi otomat çeliklerinde de yazılım şekli aynıdır. Çelikte S, Mn, Pb ve P elementlerinden hangileri varsa bu sırayla gösterilir ve yalnız kükürdün ortalama yüzde oranı yüz ile çarpılarak belirtilir.

Örneğin; bileşiminde % 0,13 C, % 1 Cr ve % 0,5 Mo bulunan çeliği 13CrMo4-5 şeklinde gösterilir. Yine % 0,45 C, % 0,20 S ve % 0,15 - % 0,30 Pb bulunan otomat çeliği 45SPb20, bileşiminde % 0,09 C, % 0,15 - % 0,30 S, % 0,90 - % 1,30 Mn ve % 0,15 - % 0,30 Pb bulunan otomat çeliği ise 9SMnPb23 şeklinde gösterilir [12].

Yüksek alaşımlı çelikler gurubunda bulunan çelikler yapısında % 5'den fazla alaşım elemanı içeriyorsa yüksek alaşımlı çelik denir. Bu çelikler çoğunlukla özel amaçlar için kullanılır. Paslanmaz ve takım çelikleri bu gruptandır.

Yüksek alaşımlı çeliklerin gösterimi için en başta X harfi kullanılır. Karbon oranı, az alaşımlı çeliklerde olduğu gibi yazılır ve alaşım elementlerinin her birinin gerçek yüzde oranı kendi simgesinden sonra belirtilir. İkinci derecede önemli olan alaşım elementlerinin oranları gösterilmeyebilir. Örneğin; bileşiminde % 0,05 C, % 18 Cr ve % 5 Ni ve belli oranda Ti bulunan yüksek alaşımlı çelik X5CrNi18-5 şeklinde gösterilir.

Esas alaşım elementine göre çelikler, içerdikleri alaşım elementlerine göre isimlendirilirler. Bunlar aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Manganezli çelikler,

- Kromlu çelikler,
- Nikelli çelikler,
- Molibden çelikler,
- Wolframlı çelikler,
- Vanadyumlu çelikler,
- Kobaltlı çelikler,
- Bileşiminde bakır bulunan çelikler,
- Bileşiminde alüminyum bulunan çelikler,
- Hava çelikleri,
- Paslanmaz çelikler'dir [14].

2.3.3. Çeliklerin Kullanım Alanına Göre Sınıflandırılması

Çelik, metaller içinde en çok kullanım alanına sahip olması, çeliğin üretim miktarının artması ve çelik üretiminde çeşitlilik sağlamıştır. Bir bakıma çeliğin kullanım alanına göre üretilmesi ve sınıflandırılması olanağını vermiştir. Kullanım alanlarına göre çelikler için inşaat çelikleri örnek olarak gösterilebilir. Her türlü yapılan betonarme kısımlarında kullanılan çelikler inşaat çelikleri olarak tanımlanır. Bunların karbon oranlarının ve çekme dayanımlarının düşük olması, ekonomik olarak üretilibilmelerine olanak tanır [4].

İnşaat çelikleri dışındaki çelikleri çoğaltmak mümkündür. Çelik hangi alan için üretilmiş ve kullanılmaktaysa, o alanın adını alır ve sınıflandırılır. Örneğin; cıvata ve somun çeliği, yay çeliği gibi [4]. Endüstrinin gelişmesiyle farklı özellik kalitelerinde çok sayıda çelikler geliştirilmiş ve üretilmektedir. Bunlardan bazı çelik tipleri aşağıda kullanım alanlarına göre sınıflandırmada gösterildiği gibi günümüzde kullanım amacı baz alınarak üretilmektedir.

Kullanım alanlarına göre çelik çeşitleri aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- İmalat çelikleri,
- Takım çelikleri,

- Yay elikleri,
- Korozyona ve ısıya dayanıklı elikler,
- Kazan elikleri,
- Ray elikleri,
- Otomat elikleri,
- Yapı elikleri'dir [15].

Bu elikler içerisinde göze çarpan; otomat çelikleri yüksek oranda Kükürt (S) ve Mangan (Mn) içeren alaşımsız çeliklerdir. Otomat elikleri bir takım ısıl işlemlerden sonra, son yıllarda muhtelif borular, yarı kaynar dökülmüş otomat çeliklerinin preslenmesi ve bilahare ekstrüzyonu ile üretilmeye başlanmıştır. Bu tür bir uygulama, talaşlı imalat masrafının azalmasını ve büyük oranda malzeme tasarrufunu da beraberinde getirmektedir. Bunun yanında otomat çelikleri; sratlı ve seri üretim yapabilen torna ve otomat tezgahlarında, otomotiv sanayi için değişik tür bağlantı elemanları, makine ve teçhizat üreten endüstri kollarında ve inşaat sektöründe, konstrüksiyon elemanları üretiminde, hassas mekanik parçalar üreten endüstri kollarında (optik cihaz ve ölçü cihazları parçaları) kullanılmaktadır [13].

BÖLÜM 3

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

3.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI VE TEMEL ÖZELLİKLERİ

Modern yapı çelikleri diye de anılan bu çelikler genellikle karbonlu yapı çeliklerine oranla daha yüksek dayanımlı çeliklerdir. Bunlar göreceli yüksek dayanımlarından ötürü "Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım" ya da YDDA çelikleri olarak bilinirler. YDDA yaygın adıyla tanınan mikroalaşımli çelikler ABD' de geliştirilmiştir.

Mikroalaşımli çelikleri piyasada ve literatürlerde çoğu kez aşağıda verilen farklı isimler ve gösterimler altında görülebilir.

- Yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikler (YDDA)
- Mikroalaşımli çelikler (Microalloyed steel, Mikrolegierte staehle)
- Perlitçe fakir çelikler (Perlitarme staehle)
- Almanca kaynaklarda; İnce taneli çelikler (Feinkornbaustaehle)
- İngilizce kaynaklarda; HSLA çelikleri (High Strength Low Alloys Steels) ya da Fine Grained Structural Steels olarak
- Z StE – çelikleri veya ZE çelikleri olarak bilinmektedirler.

YDDA çeliklerinde alaşım elementi toplamı genellikle % 2 değerini aşmaz. Çoğunda ise, mangan katılımları dışında, bu değer % 0,1 – 0,2 arasındadır. Mikroalaşımli çelikler, orta karbonlu çeliklere ilave edilen katık elementler dışında çok düşük oranlarda Nb, V ve Ti gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan alaşım elementi ilave edilmesi sonucu meydana gelir.

Mikroalaşımli çelikler, kuvvetli karbür ya da nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çelikler olarak bilinirler.

Mikroalaşımli çelikler aynı zamanda farklı sertleştirme mekanizmaları, uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ve düşük karbon içeriklerinden dolayı mukavemet, tokluk ve düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti, kaynak edilebilirlik ve korozyon dayanımı gibi değişik ve çok iyi özelliklerin bileşimine sahip bir malzeme grubu olarak ta bilinmektedirler [16].

Mikroalaşımli çeliklerin özellikleri çeliğin mikroyapısı ve çeliğin kimyasal bileşimi ile ilgilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenilen özellikler çelik bileşimi ve üretim aşaması kontrol edilerek sağlanır [17].

Mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerine etkileyen en önemli faktörlerden bir tanesi de tane boyutudur. Tane boyutunun küçültülmesi ile 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 östenitteki çözünürlüğü ile ilgilidir. Çözünürlük ise östenitleştirme sıcaklığının ve süresinin fonksiyonu olarak hesaplanır [17].

Bu çeliklerde yapı ve özellik ilişkilerini; tane küçülmesi, çökeltme sertleşmesi, katı çözümlü sertleşmesi ve gerinim sertleşmesi gibi dayanım artırıcı mekanizmalar kullanarak; ana yapı, çökelti ve kalıntıların biçim ve dağılımlarının, istenilen özellikleri oluşturmada kullanılabilir. Bu çeliklerde bu etkinlikler; “kontrollü haddeleme” ve faz dönüşümleri kontrol eden “kontrollü haddeleme sonrası soğutma” dan oluşan termomekanik işlemler ve mikroalaşımlama ile gerçekleştirilir ve kontrol edilir [18].

3.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ

Mikroalaşımli çeliklerin geliştirilmesinde 1900’lu yıllarda alaşımlamayla başlanmış, 1930 yıllarında yüksek dayanımlı yapı çelikleri geliştirilmiştir. 1940’lı yıllarda ferrit tane incelmesinin bu çeliklere kazandırdıkları gözlenmiş, 1950’li yıllarda ince taneli çelikler ortaya çıkarılarak, Avrupa ülkelerinde kontrollü haddelemenin,

normalleştirilmenin yerini alması ile yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler ortaya çıkmıştır.

1960'lı yıllarda petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan yüksek dayanımlı mikroalaşımlı çeliklerin Nb ve V ilavesi ile imalata alınması ve aynı yıllarda termomekanik haddeleme yönteminin geliştirilmesi ile yüksek dayanıma, yüksek tokluk değerine ve iyi kaynaklanabilme özelliğine sahip çelikler üretilmiştir. İlk Nb ile YDDA çeliği ABD gerçekleştirmiştir. Japonya ilk olarak Nb ile mikroalaşımlamayı 1963'te gerçekleştirmiştir. Sonraki yıllarda mikroalaşımlı çeliklerin gelişiminde; kontrollü haddeleme, düşük oranlarda C, P, S ve N bulunduran çelik üretimi, alaşım tasarımlarının geliştirilmesi ve sac haddelerine hızlandırılmış soğutmanın getirilmesi doğrultusunda önemli adımlar atılmıştır [19].

Çelikler genellikle sıcak deformasyon işlemleri sonucunda şekillendirilirler (Örn: sıcak hadde). Termomekanik işlemler, malzemeleri şekillendirmek için uygulanan sıcak deformasyon işlemlerinin kontrollü bir biçimde uygulanması yoluyla mekanik özellikleri artırmak için tasarlanmış tekniklerdir [20].

1960'lı yıllarda bu çeliklerin Mn miktarı artırılmıştır, haddelemeden önce slablar 1200 °C ve daha düşük sıcaklıklara ısıtılmıştır (östenitleme). Nihai haddeleme sıcaklıkları 800 °C'ye kadar indirilmiştir. Bu ve buna benzer işlemler sonucu haddelenmiş konumda ya da normalize edilmiş Nb ve V içeren çeliklerde yapılan çökelti sertleşmesi ile yapılan araştırma sonuçları aşağıda belirtildiği şekildedir.

- Ferrit matris ile uyumlu ve ince boyutlu Nb(C,N) ve V(C,N) çökeltileri mukavemeti artırmaktadır.
- Karbon miktarı düşürülerek C-Mn çeliklerinde perlit miktarının azaltılması çekme dayanımı düşürürken akma dayanımı fazla etkilemeden tokluk ve kaynak kabiliyeti artırılmaktadır. Aynı prensip ile Nb ve V ilavesi çok düşük karbonlu çeliklerde mukavemeti artırırken, düşük sıcaklıkta son haddeleme ile tokluk sağlanmıştır.

- Sıcak haddeleme sırasında Nb ilavesi ile γ tanelerinin yeniden kristalleşmesi geciktirilmektedir [20]. Böylece düşük karbonlu HSLA (high strength low alloyed steels) çelikleri geliştirilmeye başlanmıştır.

Yine ABD, 1970'li yıllarda otomobil ağırlıklarının azaltılmasına önem vermiş, düşük karbon eşdeğerli, yüksek dayanım ve tokluk elde etmek için ekstra düşük C'li yüksek Mn-Mo-Nb'li iğnesel ferrit çeliği ve ekstra düşük C'li, yüksek Mn-Nb'li beynit çeliği geliştirmiştir. Daha sonra çelik saçlar ve yüksek dayanımlı düşük alaşımlı boru hattı çelikleri üretmişlerdir [19].

Düşük karbonlu (HSLA-High Strength Low Alloyed) çelikleri ile ilgili 1970'li yıllarda yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir;

- Aynı mukavemet seviyesinde olan Nb ve V katkılı çelikler birbiri ile karşılaştırılırsa Nb katkılı olanlar daha yüksek tokluğa sahiptir.
- Mn ilavesi ile perlit miktarı azaltılan çeliklerde tokluğun artmasına Ar3 sıcaklığının düşmesine de etki etmektedir. Daha düşük sıcaklıklarda oluşan çökeltiler daha ince olmaktadır. Böylelikle yeniden kristalleşmenin olmadığı sıcaklıklara da gelinmiş olmaktadır.
- Nb ilaveli çeliklerde yeniden kristalleşme sıcaklıkları 900-950 °C'ye düşürülmüştür.
- Yeniden kristalleşme olmayan γ taneleri haddeleme doğrultusunda uzama gösterirler. Bunlar deformasyon bandları ve dolayısıyla ferrit için çekirdeklenme bölgeleri oluştururlar.
- Özellikle boru hattı için üretilen çeliklerde enine tokluk da önemlidir. Bu nedenle, MnS gibi kalıntıların uzaması sonucu oluşabilecek tokluk düşüşlerine dikkat edilmesi gerekir.
- Düşük deformasyon sıcaklığı daha ağır deformasyon ve daha ince taneler oluşturur. Böylece tokluk artar.
- Eğer deformasyon sıcaklığı $\alpha+\gamma$ bölgesinde ise, (pekleşme ve tane inceltme dolayısıyla) mukavemet artışı elde edilir [20].

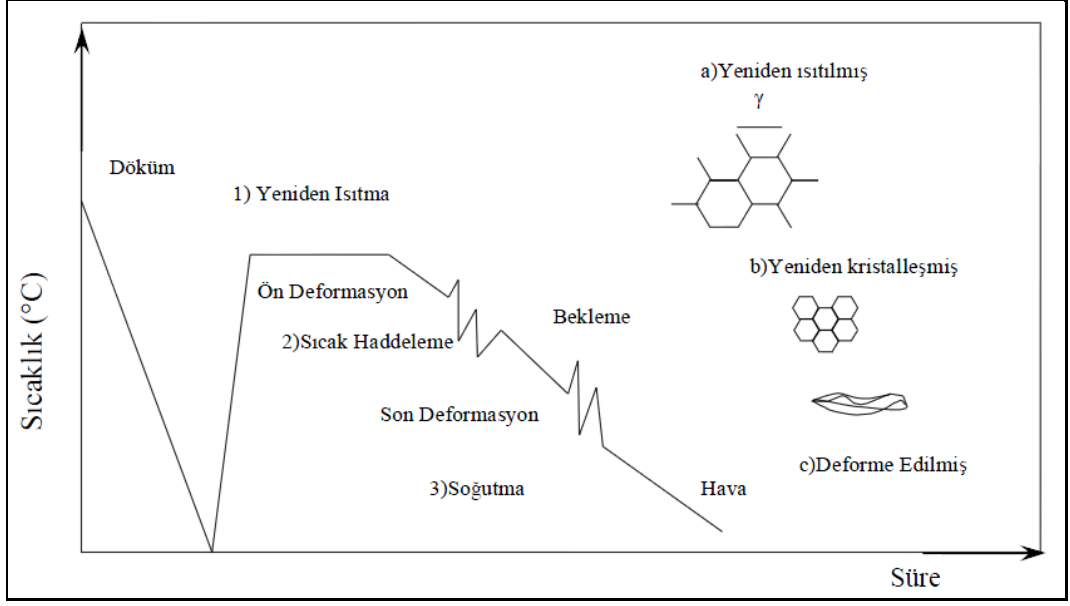
Bütün bu çalışmalar ve sonraki yıllarda hızlanan mikroalaşımlama çalışmaları sonucunda oldukça geniş özelliklere sahip çelikler elde edilmiştir. Bu özellikler ise; ana üretim tekniği olan kaynak kabiliyetinin geliştirilmesi, aynı zamanda dayanım ve tokluk özelliğinin artırılması, ağırlığın azaltılması ile otomobil sanayinde kullanılması ve maliyetin düşürülmesi olarak söylenebilir.

3.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM AŞAMLARI

Mikroalaşımlı çeliklerin üretiminde karbon, fosfor gibi elementlerin çelik içerisindeki oranları mümkün olduğu kadar en az düzeyde tutulur. Alaşım elementlerinin katılması sırasında oluşan karbür, nitrür ve karbo-nitrür çöktürleri sayesinde çökeltme ve tane küçülmesi mekanizmaları ile bu çeliklerin mukavemetlerinin artırılması amaçlanır. Bu işlemi yaparken şekillendirilebilme ve kaynak edilebilme özelliklerinin korunmasını sağlamak gerekir. Böylece yapı çeliklerinden daha üstün olan mikroalaşımlı çelikler üretilmiş olur.

Mikroalaşımlı çeliklerin üretimindeki ana basamaklar aşağıdaki gibi sınıflandırılıp Şekil 3.1’de şematik olarak gösterilmektedir.

- Döküm
- Östenitleştirme (Çözündürme tavı)
- Sıcak deformasyon (Kontrollü haddeleme)
- Kontrollü soğutma.



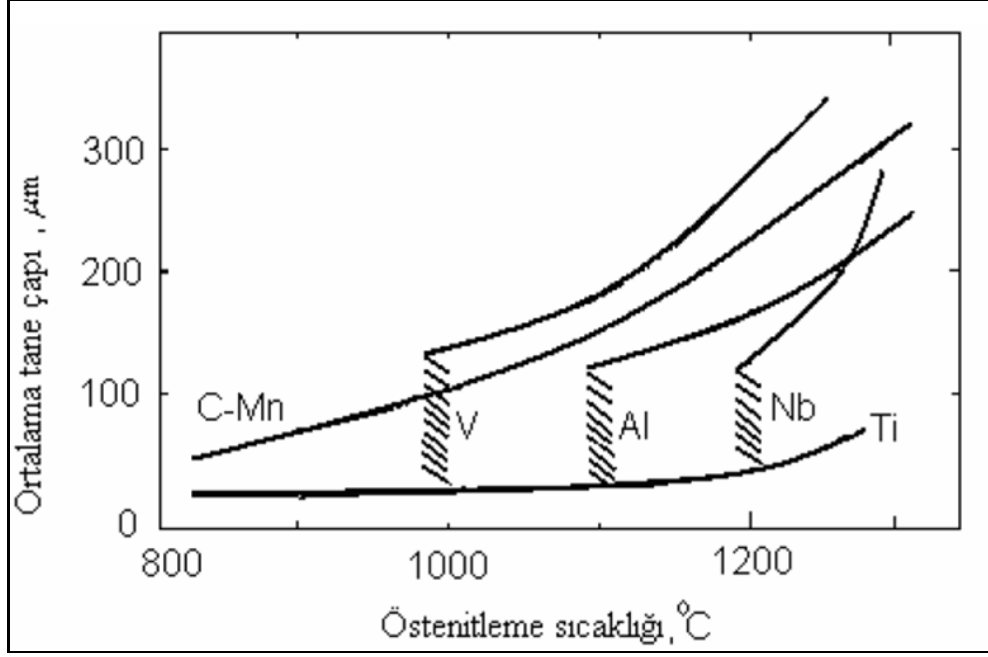
Şekil 3.1. Mikroalaşımli çelik üretim işlemi [16].

Mikroalaşımli çeliklerin özellikleri çeliğin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi ile ilgilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelme ve haddelmeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır [19].

3.3.1. Östenitleştirme

Alaşım elementlerinin en önemli özelliği belli bir fazın oluşumunu geliştirmek veya onu kararlı hale getirmektir. Bu özelliği veren alaşım elementleri; östenit oluşturucu, ferrit oluşturucu ve nitrür oluşturuculardır.

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıkların ince dağılımı östenit tane sınırlarının kilitlemesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması meydana gelir. Şekil 3.2'de bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerde tane büyümesinin östenitleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi görülmektedir [19].



Şekil 3.2. Bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerin tane büyüme davranışları [21].

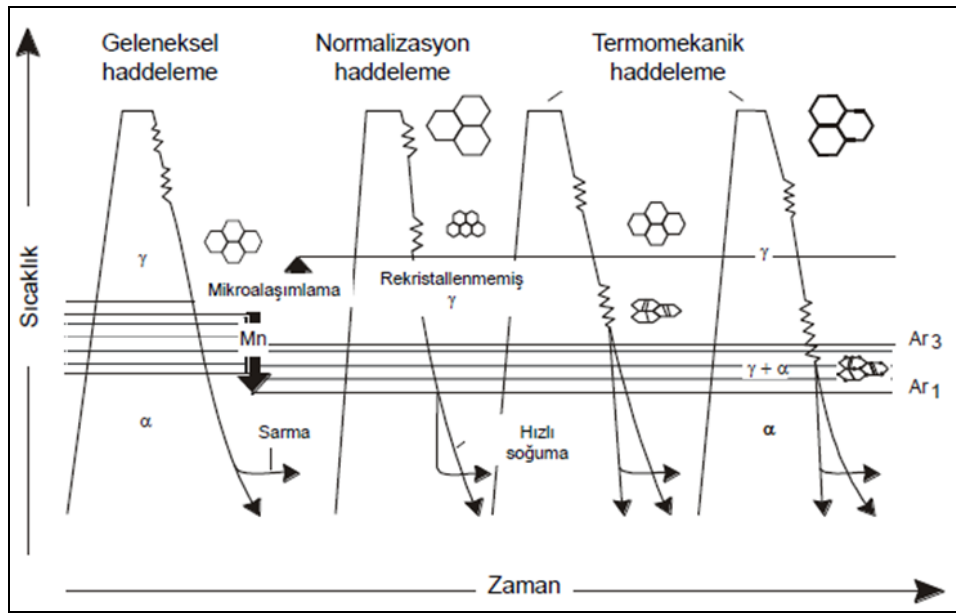
Mikroalaşım elementlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için, çelik içi tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin büyümesine imkan vermeden çözündürmek gerekir. Mikroalaşım elementleri östenitleme sıcaklığına bağlı olarak ya tane küçültücü ya da çökeltme sertleştirici olarak etki eder [22].

3.3.2. Sıcak Deformasyon (Kontrollü Haddelme)

Mikroalaşımlı çeliklerde kontrollü haddelme yöntemiyle yüksek mukavemet ve yüksek tokluk sağlamak mümkündür. Kontrollü haddelme terimiyle haddelme işleminde en son pasonun herhangi bir yeniden kristalleşme oluşmasını önlemek için veya eğer oluşursa herhangi bir tane büyümesini önlemek için düşük sıcaklıkta verilmesi anlamına gelir. Mikroalaşımlandırmayla sağlanan etki, bu sınırlayıcı son paso sıcaklığını yükseltici niteliktedir [18].

Kontrollü haddelme, gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar, haddelme sırasında sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddelme sonrası belli bir hızla soğuma ile son bulur. Özellikle kangal olarak sarılan şerit ve levhaların sarma hızı ve sarma sıcaklığı da kontrol edilir [19].

Kontrollü haddeleme işlemi sürekli haddelemeden farklılıklar gösterir. Kontrollü haddeleme işlemi genellikle iki ve/veya üç ayrı basamak içermektedir; yüksek sıcaklıkta haddeleme (1100-1200°C) veya “roughing” ve düşük sıcaklıkta haddeleme serisi (700-800°C) “finishing”. Eğer yüksek sıcaklıkta haddeleme sürekli ise işlem sıcak haddeleme, süreksiz ise kontrollü haddeleme olarak isimlendirilir. Haddeleme sonrasında uygulanan soğutma ile ferrit tane boyutu küçültülür ve mukavemet artar [17]. Şekil 3.3 sıcak haddeleme yöntemlerini göstermektedir.

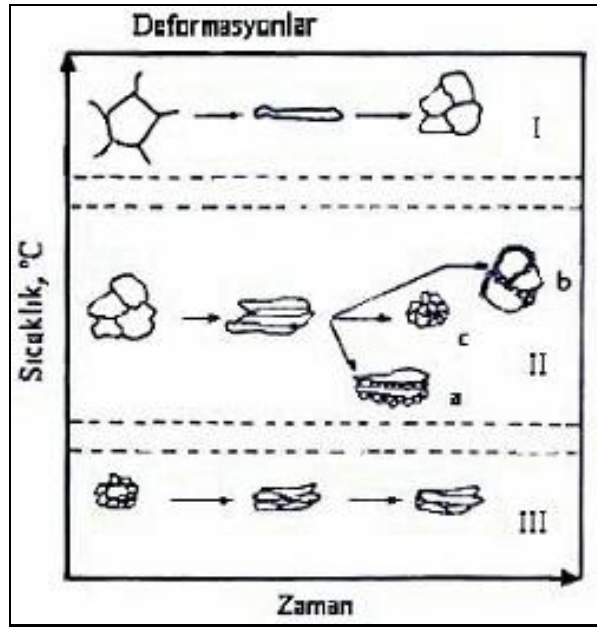


Şekil 3.3. Sıcak haddeleme yöntemleri [20].

Sıcak haddeleme sırasında, hem tane boyutunun hem de mikroalaşımlandırma çökmesinin kontrolü için, kontrollü haddeleme veya termomekanik işlem uygulanmaktadır. Bunlardan farklı olarak tane boyutu kontrolü ile ilgili istenilen özellikler, maliyet ve imkânlar doğrultusunda 3 değişik yöntem kullanılarak elde edilir.

- Kontrollü sıcaklıkta tekrarlanan östenitin yeniden kristalleşmesi ile sıcak haddeleme,
- Yeniden kristalleşme sıcaklığı altındaki sıcaklıklarda yüksek deformasyonlarda haddeleme ile yeniden kristalleşmemiş yassı östenit taneleri elde etme,
- Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit dönüşümü [23].

Östenit yeniden kristalleştiği bölgede deformasyon, yüksek sıcaklık aralığında (ortalama 1100-1200 °C) yeniden kristalleşme 1 sn'den az bir sürede tamamlanır ve östenit tane büyümesi fazladır. Bu durum şekil 3.4.'te I. bölgede görülmektedir. Bu bölgede tane küçülmesini sağlamak için ardarda yeniden kristalleşme oluşturarak ezmeler yapılmalıdır. Östenitleme sıcaklığı ve mikroalaşım elementlerinin çözünürlüğü östenitin tane boyutuna ve östenitin yeniden kristalleşmesine kuvvetli bir şekilde etki eder. Artan östenitleme sıcaklığı ile mikroalaşım elementlerinin östenit'te çözünmesi artar ve haddeleme sırasında özellikle son haddelemede korbonitrür olarak çökeler. Hadde sıcaklığının yanında deformasyon derecesi, deformasyon süresi ve hadde geçiş ara süreleri haddelemeye etki eden diğer faktörlerdir [19].



Şekil 3.4. Kontrollü haddeleme aşamaları ve östenit tanelerinin geçirdiği değişimler.

Östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede deformasyon sonucunda hem ince östenit taneleri oluşur, hem de gerinim etkili Nb(CN)'ler çökeler. Şekil 3,4'te görüldüğü gibi sıcaklık ve deformasyon koşulları doğru seçilmişse, statik yeniden kristalleşme ile tane küçülmesi oluşur (II-c), eğer koşullar uygun değilse, ya tamamlanmamış statik yeniden kristalleşme (II-a), ya da hızlı bir statik yeniden kristalleşmeyi izleyen tane büyümesi (II-b) oluşabilir [19].

Düşük sıcaklıklarda östenit + ferrit bölgesinde yapılan haddeleme neticesinde gerinim sertleşmesi artar fakat tane büyüklüğünde değişme olmaz. Şekil 3.5'in III. bölgesinde haddeleme sonrası artan gerinim sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerinin değişmesinde önemli rol oynar.

3.4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ŞEKİLLERİ

Mikroalaşimli çeliklerin üretimi günümüzde iki şekilde yapılmaktadır. Birincisi yassı ürünler olarak (sac, gaz ve petrol boru hatları vb.) üretilmekte, ikincisi ise dövme mamulleri olarak öncelikle otomotiv endüstrisine kullanılmak üzere çubuk parçaların üretimi şeklindedir.

3.4.1. Yassı Ürünlerin Üretimi

Çeliklerde çok düşük veya orta karbon içeriği + Nb, Ti, V gibi elementler ile (maksimum % 0,25; ayrıca Al, Mo ve B da kullanılır) ikili ve üçlü kombinasyonlar halinde mikroyapı içerisinde karbür/karbonitrür çökeltilerinin oluşumu sonucu:

- Tane boyutunu incelterek tokluk ve mukavemetin beraberce artırılması,
- Çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla mukavemetin artırılması amaçlanır.

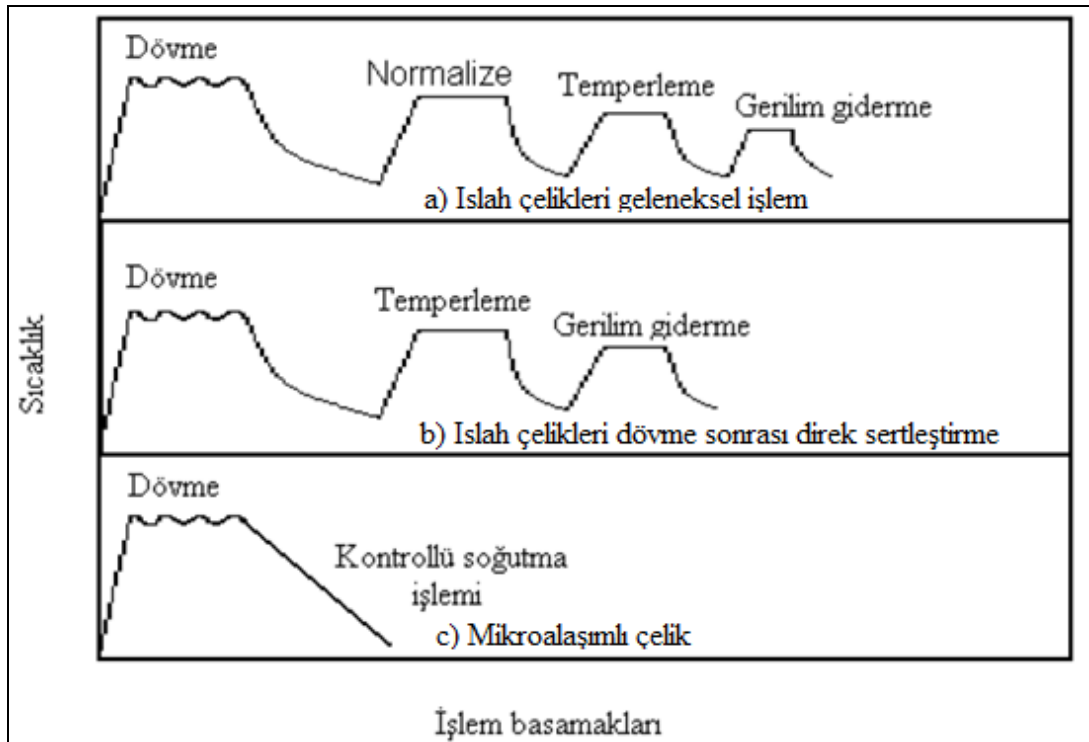
Yassı ürünlerdeki gelişmeleri; standart yumuşak çelikleri C-Mn tipi HSLA çelikleri mikroalaşımlama ile CMn-(V/Ti/Nb) tipi HSLA çelikleri (temel kompozisyon: % 0,05-0,15 C, % 0,3 Si ve % 1,5 Mn) seviyelerinde tutularak, tokluk ve mukavemette artış sağlanmış olarak üretilirler [20].

Yassı ürünlerde mikroalaşımlamayla birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekir. Kontrollü haddeleme ile gerçekleştirilen bu işlemde, genelde 1000–1200 °C'de yapılan ön deformasyona, düşük sıcaklıklarda (700-800 °C) son bir deformasyon eklenir. Haddeleme sonrası değişik soğuma hızları kullanılarak mikroyapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarlarda perlit veya martenzit de elde edilir [24].

3.4.2. Dövme Ürünlerin Üretimi

Mikroalaşımli dövme çelikler, orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin alaşım dizaynı, özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar gösterir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür [25].

Islah çeliklerde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken; mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit-perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hem de çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımli dövme çeliklerde ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikler görülür [26]. Şekil 3.5'de geleneksel ısıl işlem aşamaları ile mikroalaşımli dövme çeliklerde uygulanan işlem aşamaları görülmektedir. Şekilde de görüldüğü gibi dövme işleminden sonra yapılan kontrollü soğuma ile ısıl işlemin ortadan kaldırılması ve azalan alaşım elementi nedeniyle mikroalaşımli çeliklerin ekonomik açıdan daha avantajlı olduğu görülmektedir.



Şekil 3.5. Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerin dövme sonrası aşamaları [25].

3.4.2.1. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerinin Kullanım Alanları, Kalite Standartları

Yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilen ve son yıllarda kullanımı hızlı bir şekilde artan, mikroalaşımli dövme çelikleri özellikle yüksek dayanım isteyen yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe fiyat ve ağırlık yönünden tasarruf sağlamaları nedeniyle tercih edilirler. Mikroalaşımli çeliklerden üretilmiş parçalar, otomotiv sanayinde kullanılan statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, bilye kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamalarında kullanılırlar [17].

Son yıllarda maliyetleri ve yüksek mukavemet, tokluk ve iyi kaynak edilebilirlik özelliklerinden dolayı farklı amaçlarda kullanılan araçlarda, boru hatlarında, çeşitli tankların yapımında, deniz üstü yapım araçları gibi çok değişik alanlarda bu çeliklere ihtiyaç duyulmaktadır. Çeşitli ısı işlem gerektirmemesi, istenilen mekanik özelliklerin verilmesi, içyapı kontrolleri gibi üretimlerindeki kolaylıktan dolayı, yapım ve taşıma giderlerinden ötürü yine günümüzde aranan çelik gurubudur. Yapı-özellik ilişkilerinin yanında termo-mekanik işlemlerin kolaylıkla kontrol edilmesi bu çeliklerin günümüzde kullanılmasında tercih sebebi olup kullanım alanlarını artırmışlardır.

Mikroalaşımli dövme çelikler değişik kullanım alanları nedeniyle oluşan kimyasal analiz farklılıkları bir standart ihtiyacı doğurmuştur. 1988 yılında Almanya'da dört çeşit kaliteyi içeren ve bunların mekanik özelliklerini gösteren bir kitapçık yayımlanmıştır. 1989 yılında ise, Çizelge 3.1'de görüldüğü gibi Avrupa Standartları Komitesi (CEN) tarafından EN 10267- "Çökeltme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler" standardı onaylanarak yayımlanmıştır [25].

Çizelge 3.1. EN 10267’de bulunan kaliteler ve kimyasal analizleri.

ADI	KİMYASAL ANALİZ (%AĞIRLIK)						
	C	Si	Mn	P _{Max}	S	N	V
19MnVS6	0.15	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.22	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
30MnVS6	0.26	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.33	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
38MnVS6	0.34	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.41	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS6	0.42	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS3	0.42	0.15	0.60	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.00		0.060	0.020	0.20

3.4.2.2. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları

Mikroalaşımli dövme çeliklerin üretiminde amaç pahalı ısıtma işleminin ortadan kaldırılmasıdır. Dövülmüş parçaların geleneksel yolla üretiminde su verme, temperleme, sertleştirmeden sonra doğrudan ve gerilme gibi birkaç ısıtma işlem basamağı vardır. Oysaki mikroalaşımli çeliklere eşdeğer gerilme özellikleri dövme sıcaklığından havada soğutma sırasında çökelme sertleşmesi ile elde edilir [17].

Mikroalaşımli dövme çeliklerin üretim yöntem ve özelliklerine baktığımızda bu çeliklerin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz.

- Kullanılan alaşım miktarı azdır.
- Isıtma işlemi gerektirmez.
- İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir.
- Üretim imkanı daha hızlıdır.
- Şekillendirmeden sonra bükülme görülmez, sertleştirmeye ve gerilim gidermeye ihtiyaç yoktur.

- Enerji tasarrufu sağlar.
- Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinkine eşittir.
- Ağırlık yönünden daha hafiftirler [25].

3.5. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ

Çelikler, karbondan başka farklı oranlarda alaşım elementleri de içerirler. Böylece çelikler başta dayanım olmak üzere bir takım özellikler kazanır. Mikroalaşımli çelikler de ise alaşım elementlerinin ilavesi ile istenilen mekanik özellikler başta olmak üzere diğer bazı özellikler, kullanım amaçlarına uygun şekilde değiştirilebilirler. Yani dayanımları, sertlikleri, korozyon direnci, aşınma, genleşme, elektrik direnci, mıknatıslanma gibi özellikleri geliştirmek amacıyla katılırlar. Alaşım elementlerinin ikinci bir etkisi ise, ferriti, katı ergiyik sertleşmesi veya çökeltme sertleşmesi mekanizmaları ile sertleştirmektedir. Bütün bunlara ek olarak alaşım elementlerinin miktarı ayrıca soğuma hızını ve östenit => martenzit dönüşümünü de etkilemektedir.

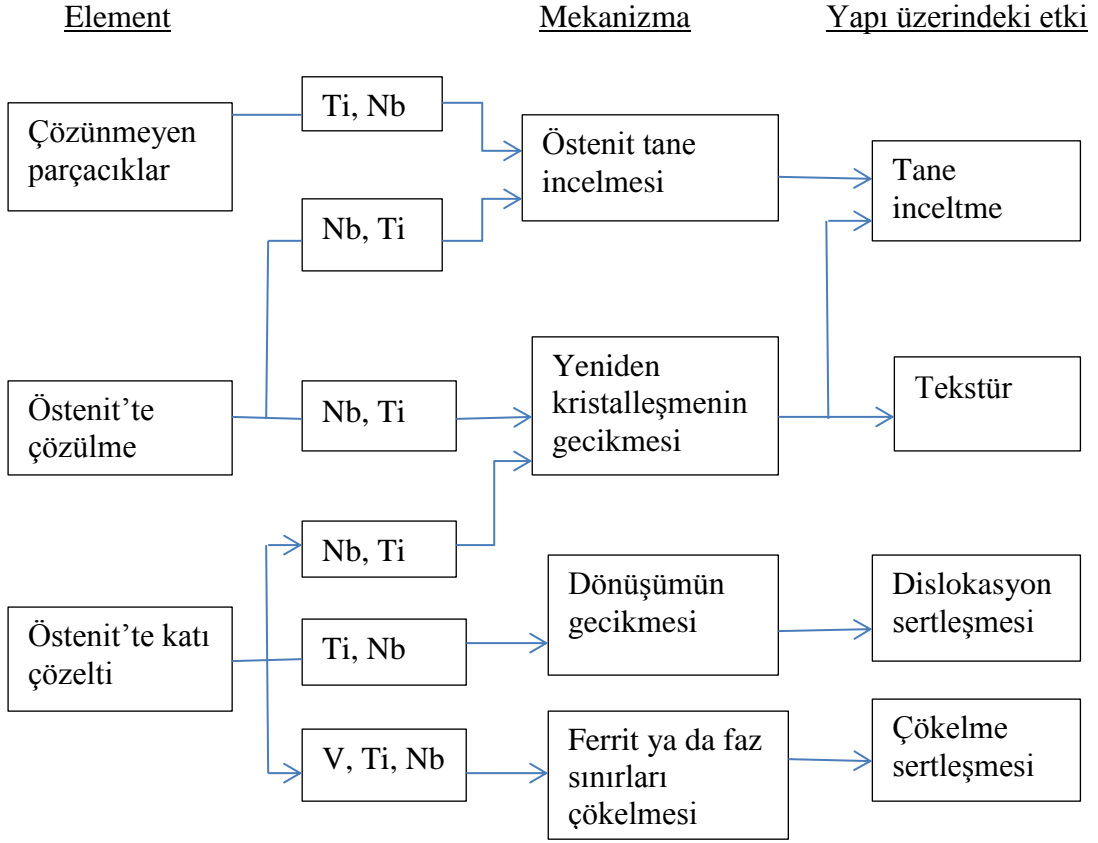
Mikroalaşımli dövme çelikler niobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyum gibi mikroalaşım elementlerinin yanında diğer alaşım elementleri olan bakır, mangan, krom, nikel ve silisyum gibi alaşım elementlerini de içerirler. Metalurjik tasarımlarda mikroalaşım elementlerinin birincil rolü tane inceltmesidir. Tane sınırı hareketinin ve yeniden kristalleşmenin engellenmesi sıcaklığa bağlı olarak çökelen V, Ti, Nb (CxNy) partikülleri sayesinde olur. Östenit içi çözünen elementlerin etkisi dikkate alınmayacak derecede azdır. İkincil rol ise deformasyon sonucu soğumada çökelti tanecikleri oluşturmaktır. Östenit içi çözünen mikroalaşım elementleri (V, Ti, Nb) ile karbon ve azot gibi arayer atomları soğuma sırasında karbonitrür olarak çökeltir ve böylece arzulanan etkiyi sağlar [26]. Çizelge 3.2, alaşım elementlerinin çeliğe etkisini göstermektedir.

Çizelge 3.2. Alaşım elementlerinin çeliğe etkisi.

	Si	Mn	Cr	Ni	Al	W	V	Co	Mo	S	P
Sertlik	↑	↑	↑	↑	-	↑	↑	↑	↑	-	↑
Mukavemet	↑	↑	↑	↑	-	↑	↑	↑	↑	-	↑
Akma Noktası	↑	↑	↑	↑	-	↑	↑	↑	↑	-	↑
Uzama			↓		-	↓		↓	↓	↓	↓
Kesit Büzülmesi	↓	-	↓	-	-	↓	-	↓	↓	↓	↓
Darbe Direnci	↑	-	↓	-	↓	-	↑	↓	↑	↓	↓
Elastisite	↑	↑	↑	-	↓	-	↑	-	-	-	-
Sıcaklık Dayanımı	↓	-	↑	↑	-	↑	↑	↑	↑	-	-
Soğutma Hızı	↓	↓	↓	↓	-	↓	↓	↑	↓	-	-
Karbür Oluşumu	↓	-	↑	-	-	↑	↑	-	↑	-	-
Aşınma Direnci	↓	↓	↑	↓	-	↑	↑	↑	↑	-	-
Dövülebilirlik	↓	↑	↓	↓	↓	↓	↑	↓	↓	↓	↓
İşlenebilirlik	↓	↓	-	↓	-	↓	-		↓	↑	↓
Oksitlenme Eğilimi	↓	-	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↑	-	↓
Korozyon Direnci	-	-	-	↓	-	-	↑	-	-	↓	↑

Mikroalaşım elementleri ferrit tanelerinin küçülmesini sağlar. Mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu Nb, V, Al ve Ti karbür, nitrür veya karbonitrürler östenitin yeniden kristalleşmesini engellemektedir. Ayrıca mikroalaşım elementleri çökeltme sertleşmesine de katkıda bulunmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin görevi

bir malzemeden diğerine göre değişir. Bazı malzemelerde aynı alaşım birden fazla görev yapabilmektedir. Mikroalaşım elementleri çeşitli mekanizmalarla çeliklerin mikro yapılarını kontrol etmektedir. Bu mekanizmalar, alaşımlama ile değişir. Şekil 3.6’da mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri görülmektedir [26].



Şekil 3.6. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkisi [27].

3.5.1. Karbon

Çelikler için temel alaşım elementidir. Karbon miktarı, çeliklerin mekanik özelliklerini en çok etkileyen faktördür. Çelikte başlıca sertleştirici etkisi olan elementtir. Karbon miktarının artmasıyla çeliğin sertlik ve dayanımı önemli ölçüde artar. Karbon, çeliğin akma ve çekme mukavemetini artırır; yüzde uzamayı, esnekliği, dövülme, şekillendirme ve kaynak edilme özelliğini azaltır.

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına neden olmakla birlikte; tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalmaya sebep olduğu bilinmektedir. Bunun

yanında akma ve çekme dayanımında artış sağlamaktadır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beynitik yapı oluşumunu sağlar. Mikroalaşımli çeliklerde karbonun maksimum kullanımı sıcak haddeleme koşulları altında yaklaşık 0,2 dir. Ancak otomotiv sanayisinde kullanılan dövme parçalarda sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığı için karbon miktarı % 0,25'in üzerindedir [28].

3.5.2. Mangan

Mangan çeliğin dayanımını, sertleşme dövülebilme ve kaynak kabiliyetini, su verme derinliğini artırır. Paslanmaya korozyona olan dayanımını geliştirir. Fakat esnekliğini az miktarda azaltır.

Mangan çeliğin dayanımını arttırırken sünekliliğinin biraz düşmesine neden olur. Mikroalaşımli çelikler yaklaşık olarak % 1,5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnesel ferritin tane küçültülmesine etkisi bu miktarlardan daha yüksek miktarlarda önemsizdir. Bu nedenle maksimum mangan miktarı % 1,3-1,7 arasındadır [16].

3.5.3. Azot

Kuvvetli östenit yapıcıdır. Yüksek kromlu ve az karbonlu çeliklerde yüksek sıcaklıklardaki tane büyümesini önlemek için katılır. Sıfır altı sıcaklıklarda kaynak metali tokluğunu ters yönde etkiler. Mukavemeti arttırır.

Mikroalaşımli çeliklerde azot % 0,02 seviyesinde kullanılır. Bazı uygulamalarda bu seviye % 0,005 ile sınırlandırılmıştır. Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi, çökelme sertleşmesini arttırdığı için önemlidir. V-N çeliklerinde oluşan VN'ün, VC'e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar [25].

3.5.4. Fosfor

Genel olarak çelikte zararlı olarak bilinen fosfor, çentik darbe mukavemeti ve kaynak edilebilirliği azaltırken, çekme mukavemeti ve korozyon direncini artırır. Metali çatlamaya teşvik eder.

Ferit içinde etkili bir katı çözeltili sertleştiricidir. Korozyon dayanımını artırır. % 0,05' den düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segragasyonların yol açtığı kırılmalığa neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar. Bazı çeliklerde % 0,07 ile % 0,12 oranları arasında bulunan fosfor, çeliklerin kesme özelliğini iyileştirir. Ancak, yüksek oranlardaki fosfor, çeliklerin sünekliğini azalttığından soğuk şekillendirme sırasında çeliğin çatlamasına veya kırılmasına neden olur [26].

3.5.5. Silisyum

Bütün çeliklerde bulunan bir elementtir. Oksidasyona karşı dayanımı artırır, aynı zamanda karbon azalması eğilimini de artırır. Soğuk şekillendirilme kabiliyetini azaltır. Çeliklerin elektrik direncini yükseltir.

Silisyum, katı çözeltili sertleşmesi sağlayarak akma dayanımında artış sağlar. Kaynak edilecek yerlerde % 0,3'den fazla kullanımı toklukta ve kaynak kabiliyetinde düşmeye neden olur. Silisyum, ferrit içerisinde çözünerek çeliğin sünekliğini fazla azaltmadan mukavemetini artırır. Ayrıca, silisyum dioksit (SiO₂) oluşturarak sıvı çeliğin oksijenini büyük ölçüde alır ve böylece çeliğin kalitesini iyileştirir [26].

3.5.6. Alüminyum

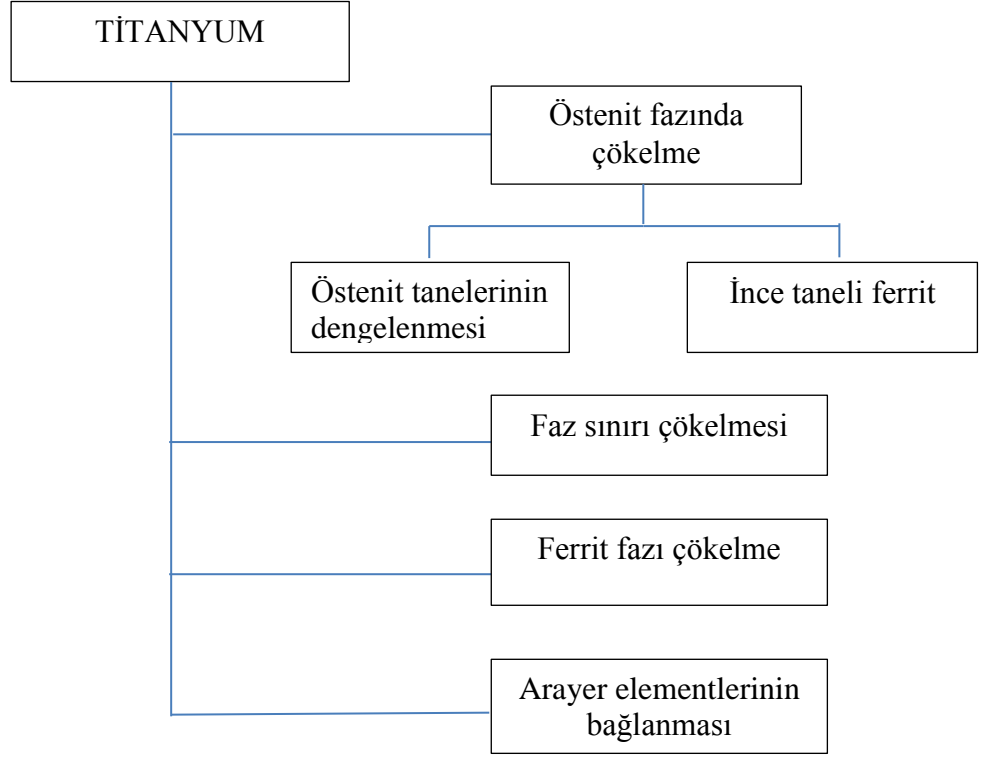
Oksijeni gidermek için kullanılır. Akma dayanımı, darbe tokluğu artırma etkisinin yanında tane küçültücü etkisi vardır. Isıtmada tane kabalaşması ve yaşlanmayı azaltır. Kuvvetli ferrit ve nitrür yapıcıdır.

En güçlü oksijen gidericidir. Azot ile kuvvetli nitrür teşekkül ettirir, ısıtmada tane kabalaşması ve çeliğin yaşlanma eğilimini azaltır. Çelik üretiminde taneleri inceltir. Alüminyum çok yavaş çökeler sadece nitrür oluşturur. Alüminyumnitrür (AlN), 1000 °C'nin üzerinde çözünür, ancak çelik hızla ısıtılırsa, çözelti dışında belirli bir zaman kalabilir ve böylece küçük tane boyutu sağlamak için kullanılır. AlN'yi diğer nitrürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır. AlN tane büyümesini engelleyerek çelik mikroyapısının küçük taneli olmasına neden olur. Vanadyum'un varlığı ile de daha küçük taneli yapı elde edilebilir [26].

3.5.7. Titanyum

Titanyum çelikte ince karbürlerin şekillenmesinde yarar sağlayan bir elementtir. Ayrıca çeliğin mekanik özelliklerinin gelişmesinde, mikroyapının oluşmasında faydalıdır. Mikroalaşımli çeliklerde mikroalaşım elementi olarak kullanılır. Ayrıca paslanmaz çeliklerde krom karbürün olumsuz etkisini giderebilmek için karbür oluşturucu alaşım elementi olarak kullanılır.

V, Mo, W ve Nb gibi kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Östenitik çeliklerde yapıda denge sağlar, genel olarak çeliklerde taneleri inceltir. Ayrıca Al ile birlikte deoksidan madde (oksit giderici) olarak da sakin dökülen çeliklerde kullanılır [11]. Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur ve nitrür çökeltileri, haddeleme ve dövme işlemleri süresince östenitin tane büyümesinin kontrolünde çok etkilidir. Ayrıca TiN partikülleri ısı etkisi altında kalan bölgenin (ITAB) en sıcak kısımlarında çözülmeden kalabilir. Bu nedenle TiN partikülleri ITAB'ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren en etkili mikroalaşım çökeltilerinden biridir. Titanyumun etkili olabilmesi için, çelik katılaştıktan hemen sonra 25 ve 35 °C/dak. hızında soğutulmalıdır [19]. Titanyumun, çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerindeki etkileri şekil 3.7' de görülmektedir.



Şekil 3.7. Titanyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi [26].

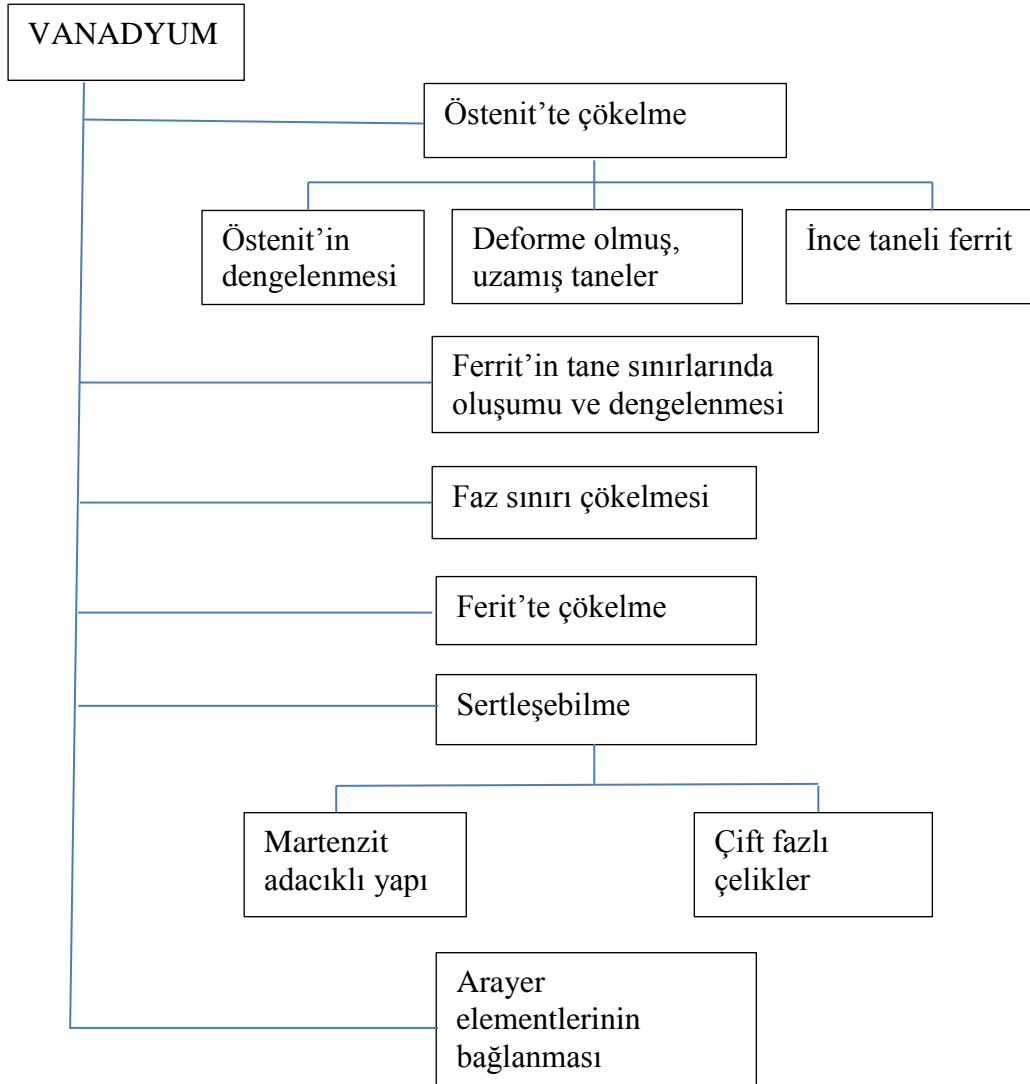
3.5.8. Vanadyum

Vanadyum, tane küçültücü ve karbür yapıcı etkisi ile mikroalaşımli çeliklerde niobyum ve titanyum ile birlikte kullanılan bir mikroalaşım elementidir. Mikroalaşımli çeliklerde alaşım elementleri toplamı % 0,25'i geçmez. Bu elementler tek, ikili ve üçlü kompozisyonlar halinde mikroyapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla dayanımı artırır.

Vanadyum, titanyum ve niobyum'dan daha düşük sıcaklıklarda çökelen nitrür ve karbür oluşturur ve haddelenmiş çeliklerin tane boyutunun kontrolünde titanyum ve niobyum kadar yaygın olarak kullanılmamaktadır. Yüksek karbonlu çeliklerde özellikle azot oranı yüksekse, çelik östenit iken VN oluşabilmekte ve tane büyümesini engelleyerek dövme tane boyutunu inceltmektedir. Aynı zamanda ferrit içindeki VN çökeltileri, AlN çökeltileri ile birlikte ferrit tane büyümesini engellediği

ve normal haddelemeden sonra son yapıda küçük tane boyutuna yol açtığı düşünülmektedir [22].

Vanadyum östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür. Diğer mikroalaşımların tersine vanadyumun ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferrit miktarını arttırdığı bilinmektedir. Vanadyum özellikle kaynak işleminde önemlidir, östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar ve böylece ITAB bölgesinde darbe dayanımının artışına neden olur [29]. Vanadyumun mikroalaşımlı çeliklerin iç yapısına ve faz dönüşümüne etkisi Şekil 3.8’de görülmektedir.

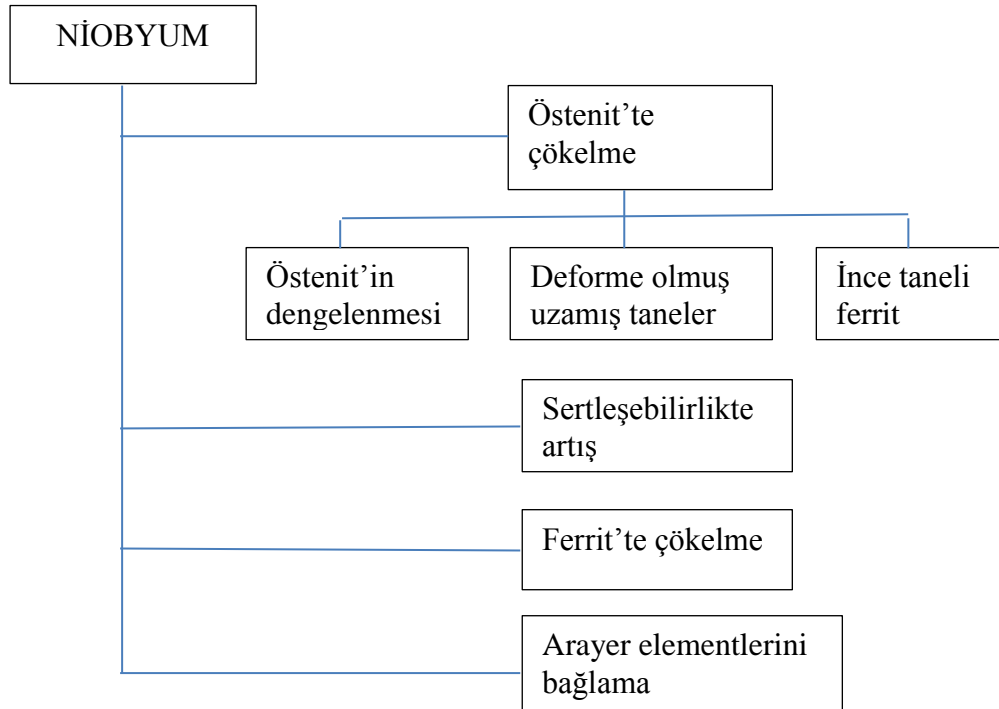


Şekil 3.8. Vanadyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi [29].

3.5.9. Niobyum

Mikroalaşımli çeliklerde tane küçültme etkisi en yüksek olan mikroalaşım elementidir. Kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Östenitik paslanmaz çelikleri krom karbür çökmesine karşı dengelemede kullanılır. Orta şiddette ferrit yapıcıdır. Yüksek mukavemetli bazı alaşımlara, sertliği ve mukavemeti etkilemek için katılmaktadır. Bazı martenzitik paslanmaz türlerinde karbonu bağlayarak, çeliğin sertleşme eğilimini azaltmak amacı ile katılır. Taneler arası korozyonu önler.

Niobyum yüksek dayanımlı düşük alaşımli çeliklerde (YDDA) kontrollü haddeleme ve soğutma işlemi ile çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla kullanılmaktadır. Sertliği ve akma sınırını yükselirken taneleri inceltir ve şekil değişebilme özelliğini azaltır [10]. Niobyumkarbür (NbC) uygun çeliklerde, 1000 °C'nin hemen altında oluşmakta ve östenitin yeniden kristalleşmesini önlemektedir. Niobyum, bu şekilde ince taneli boru çelikleri ve yapı çeliklerinin üretimi için yaygın olarak kullanılmaktadır. Mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısı üzerinde Nb'un etkileri Şekil 3.9'da özet olarak verilmiştir [19].



Şekil 3.9. Niobyumun YDDA çeliklerin yapısı ve dönüşümü üzerine etkisi [29].

3.6. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖZÜNÜRLÜĞÜ

Çeşitli karbür ve nitrürlerin çözünürlük ve çözünürlük sınırları ile ilgili çalışmalar 1967 yılında; Irvın, Pickering ve Gladman tarafından yapılmış ve aşağıda belirtilen çözünürlük denklemleri ile ifade edilmiştir.

$$\text{Log } 10 (\text{Al}) (\text{N}) = - 6770 / T + 1.03$$

$$\text{Log } 10 (\text{V}) (\text{N}) = - 8330 / T + 3.46$$

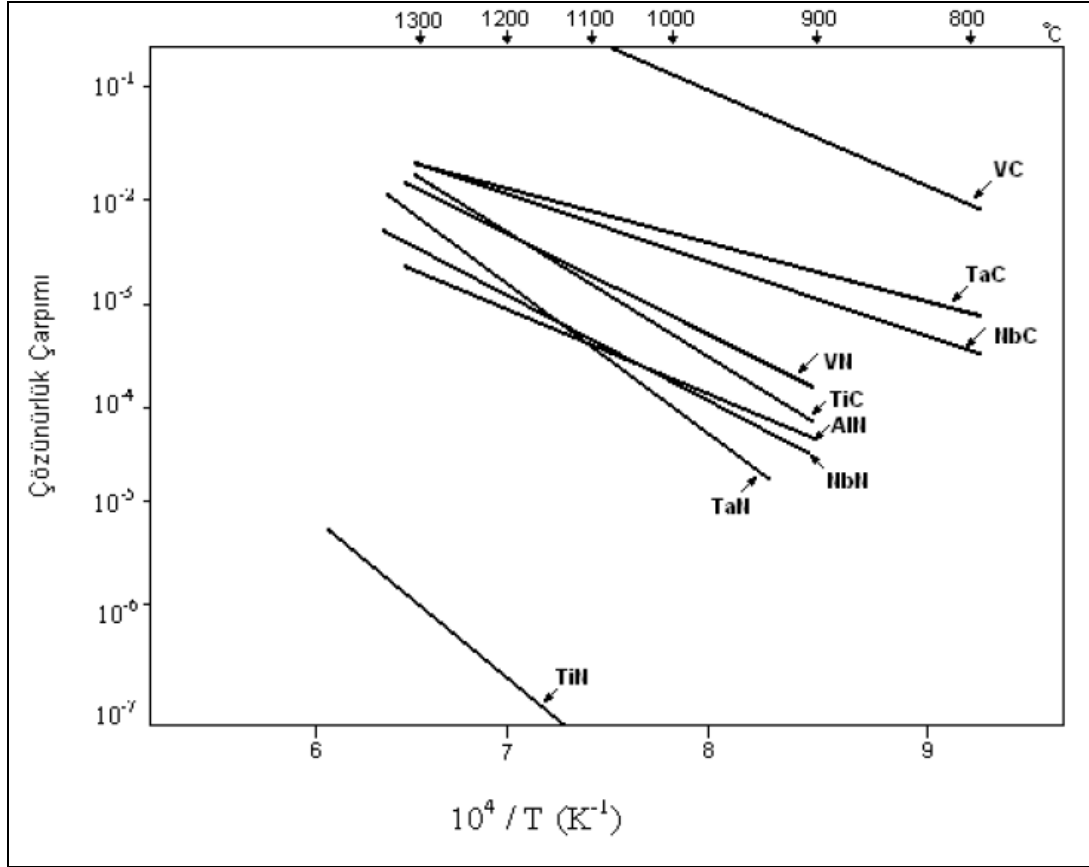
$$\text{Log } 10 (\text{Nb}) (\text{C}) = - 6770 / T + 2.26$$

$$\text{Log } 10 (\text{Ti}) (\text{C}) = - 6770 / T + 1.03$$

Burada; T Kelvin cinsinden sıcaklıktır.

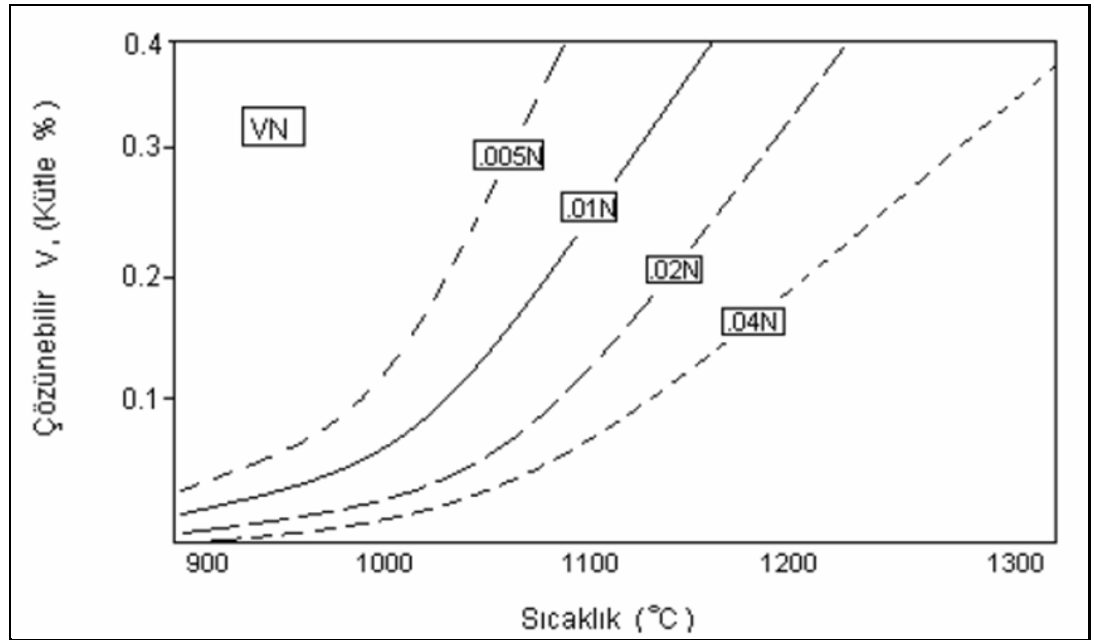
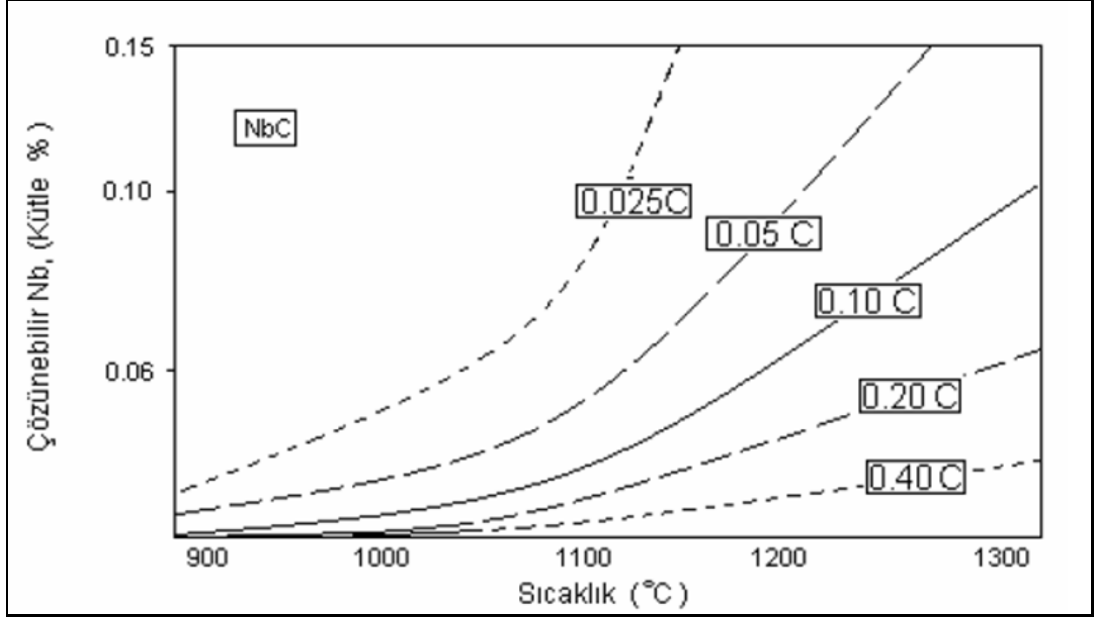
Yapılan literatür çalışmasında mikroalaşım karbür ve nitrürlerin çözünürlüklerinin çok farklılık gösterdiği görülmüştür. Örneğin, Irvine, Pickering ve Gladman' nın verileri kullanıldığında % 0,03 Al ve % 0,015 N içeren çeliğin çözünme sıcaklığı 1273 °C iken Narita'nın verileri kullanıldığında çözünme sıcaklığının 1126 °C olduğu görülmektedir. Bu farklılık uygun östenitleme sıcaklığını seçmede problem oluşturacak kadar önemlidir [26]. Şekil 3.10'da Narita' nın 1975'te elde ettiği veriler kullanarak yapılmış mikroalaşım karbür ve nitrür çözünürlük sonuçları sıcaklığın fonksiyonu olarak verilmiştir.

Karbürlerin çözünürlüğü nitrürlerin çözünürlüğünden daha fazladır. Nitrürlerin bu düşük çözünürlüğü tane kabalaşmasını önlemektedir. VC diğer karbürlere nazaran östenit içinde daha fazla çözünür [26]. Şekil 3.10'da TN' ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerden çok daha düşük iken VC' ün çözünürlüğünün ise çok daha yüksek olduğu görülmektedir. Ayrıca mikroalaşım karbürlerinin çözünürlüğü benzer mikroalaşım nitrürlerinden genelde daha yüksek olduğu görülmektedir.



Şekil 3.10. Karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü [17].

NbC ve VN'ün östenit içinde çözünürlüğü Şekil 3.11'de sıcaklığın fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi NbC'ün çözünürlüğü östenitleştirme sıcaklığına ve karbon miktarına bağlıdır. Örneğin 1100 °C'de çözünen vanadyum miktarı % 0,02 N içeriğinde yaklaşık % 0,15 iken % 0,04 N içeriğinde % 0,1'in altındadır. Aynı şekilde 1100 °C'de % 0,025 C içeren çelikte çözünen Nb'un miktarı % 0,8 iken, 0,1 C içeren çelikte % 0,02 dir. VN, NbC ve TiN arasında en kararlı bileşik TiN'dür. Östenit'te en düşük çözünürlüğe sahiptir. Elde edilen yüksek sıcaklıklarda östenit tane büyümesini engeller [26].

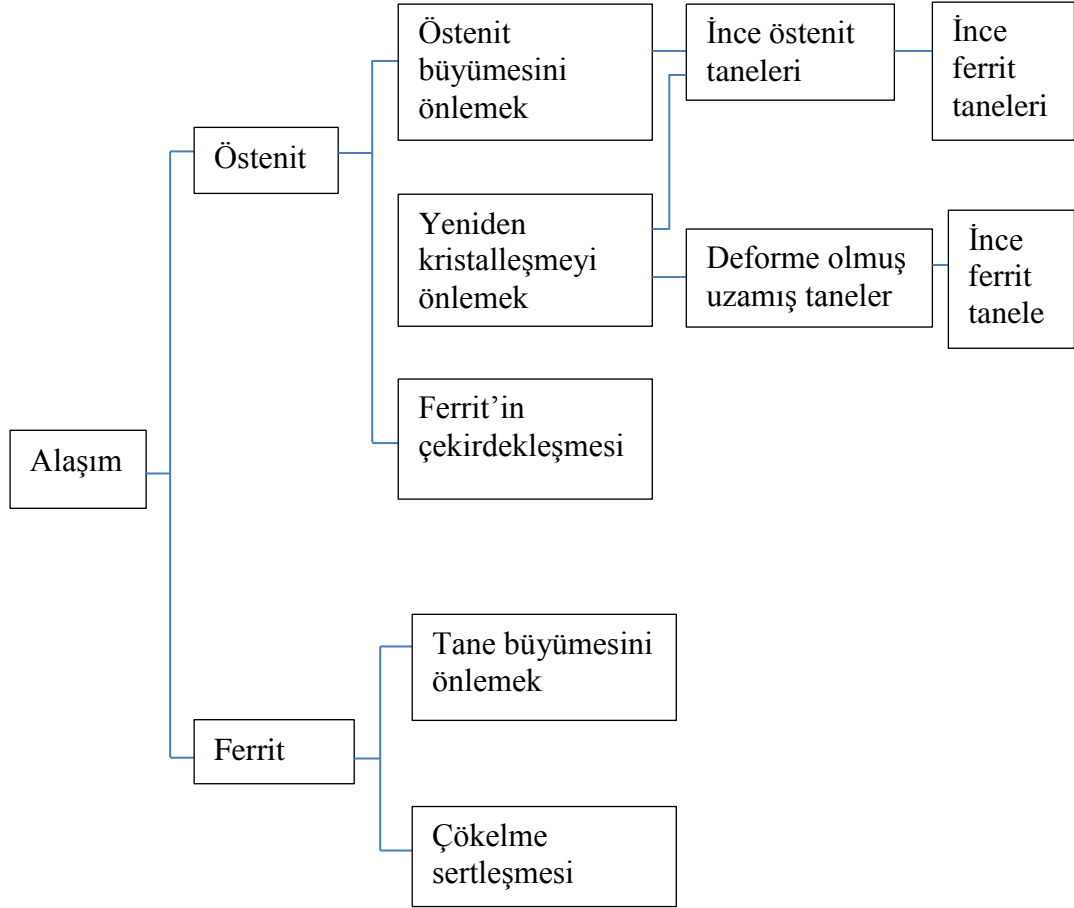


Şekil 3.11. NbC ve VN'ün östenit içerisinde çözünürlüğü [17].

3.7. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖKELMESİ

Mikroalaşimli çeliklerde çökeltiler, çeliğin özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Bu çökeltiler çeliğin içerisine Ti, V, Nb gibi karbür, nitrür ve karbo nitrür yapan alaşım elementleri katılarak sağlanır. Şekil 3.12'de çeliğin mikroyapısı

üzerindeki mikroalaşım çökeltilerinin etkisi görülmektedir. Bu etkilere bakıldığında tane büyümesi engellenerek ince taneli bir yapı meydana geldiği gözlenmektedir.

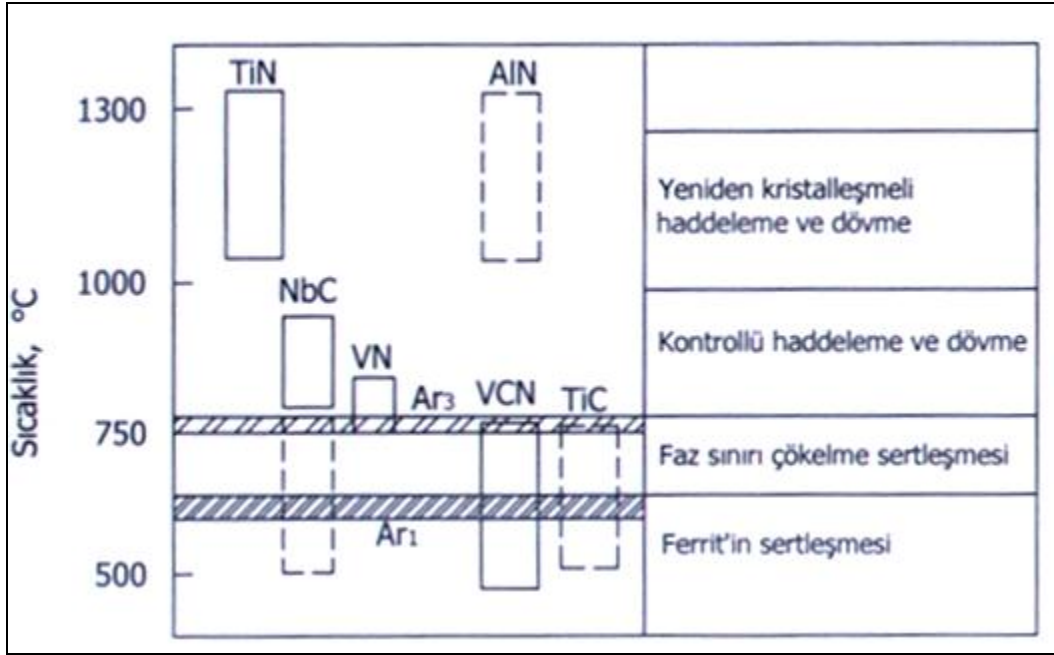


Şekil 3.12. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri [29].

Daha önceki yapılan araştırmalarda NbC, TiC ve VN' ün sıcak haddeleme (1200-900 °C) sırasında çözüldüğü veya çökelmediği gözlenmiştir. Bunun yanında çelik üretim süresince ve bundan sonra soğurken dönüşüm sıcaklığı ile bağlantılı olarak oluşan karbür ve nitrürlerin oluşum sıcaklığı daha alt sıcaklıklarda meydana gelmektedir.

Soğuma hızı ne kadar yüksek ise, çökeltilerin oluştuğu sıcaklık o kadar düşük olacaktır. Soğuma hızı çökeltilerin östenit'te mi yoksa ferrit içinde mi oluşacağını belirleyebilmelidir. Çeşitli mikroalaşım karbür ve nitrürlerini östenit içindeki dengesi ve çözünürlüğü çok farklıdır. En çok kullanılan mikroalaşımlama

elementlerinin oluşturduğu nitrür ve karbürlerin 700-1300 °C sıcaklık aralığında östenit içindeki çözünürlüklerinin değiştiği gözlenmiştir [19]. Şekil 3.13'te haddeleme ve dövme işleminden sonra çelik soğurken karbür ve nitrür oluşum sıcaklığı gösterilmektedir.



Şekil 3.13. Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığı ile bağlantılı olarak mikroalaşım nitrürlerin ve karbürlerin oluşum sıcaklığı [30].

Mikroalaşımli çelikler de karbonitrür çökeltilerinin oluşması; östenit içerisinde, östenit ferrit dönüşüm sırasında ve ferrit içerisinde olmak üzere üç şekilde meydana gelmektedir.

3.7.1. Östenit İçerisinde Çökeltme

Çelik haddelenirken veya dövülürken, östenit'in yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki yüksek sıcaklıklarda bulunan çökeltiler tane sınırlarına saplanıp, dönüşüm sırasında çok küçük tane boyutları oluşturur. Bunun sonucunda çelik küçük ferrit tanelerinden meydana gelir. TiN, yüksek sıcaklıklarda çelik içerisinde bulunan tek mikroalaşım çökeltilisidir. Sıcak haddeleme sırasında, östenit tane boyutunu kontrol etmek için TiN kullanımı, yeniden kristalleşme haddelemesi olarak

adlandırılmaktadır. Bu aynı zamanda dövme ve presleme işleminde tane boyutunun kontrolünde de etkilidir [30]. Yüksek sıcaklıklarda katı ergiyik içerisinde bulunan AlN ve Nb(CN), eğer çelik indüksiyon yolu ile hızla ısıtılırsa dövme süresince tane büyümesini kontrol etmek için çökelti oluşturmayabilirler. AlN, normalleştirme işlemi veya yeniden ısıtma sırasında çökelebilmektedir. Bir kez oluştuğunda, yeniden ısıtma sıcaklığında kararlı olup, ısıtma işlem sıcaklıklarında östenit'in tane büyümesini önlemede etkilidir [19].

Mikroalaşımli çeliklerdeki karbonitrürler sıvı faz içerisinde, katılaşma sırasında veya katılaşmadan sonra sıvı katı ara yüzeyinde ve δ -ferrit içerisinde meydana gelir (TiN). Bu çökelti çok kararlı fakat östenitin yeniden kristalleşmesini engellemek için çok büyüktürler, küçük olanları ısıtma ve kaynak sırasında östenit tanelerinin kabalaşmasını engelleyebilir. Diğer aşamada oluşan çökelti sıcaklık düşerken sıcak deformasyon sürecinde meydana gelmektedir. Bu çökelti östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirirler (NbCN, AlN). Mikroalaşım çeliklerindeki tane büyümesi bu aşamada oluşan çökelti ile engellenmektedir [31].

Çeliğin ısıtılması sırasında oluşan karbonitrürlerin ince dağılımı östenit tane sınırının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yüksek sıcaklıklarda yapılan uzun süreli işlemlerde çökelti çözünür ve/veya kabalaşır. Bu durumda çökelti tane sınırı hareketini engelleme etkisi azalır ve tane kabalaşması meydana gelir. Çökelti boyutu ve hacminin östenit tane çapına etkisi aşağıda verilen bağıntı ile hesaplanmaktadır [21].

$$D = A \cdot P / f_v \quad (3.1)$$

Burada; D = Östenit tane çapı(μm)

A = Malzeme Sabiti

P = Çökelti çapı(μm)

f_v = Çökelti partiküllerinin hacimsel oranını (% hacim) ifade etmektedir.

3.7.2. Östenit Ferrit Dönüşümü Sırasında Çökelme

Mikroalaşımli çeliklerde karbonitrür partüküllerin çökelme aşamalarından bir tanesi ise oluşan çökeltilerin östenit – ferrit faz dönüşümü sırasında ve sonrasında meydana gelmesidir. Bu tip çökeltiler $\gamma+\alpha$ ara yüzeyinde ve ferrit içerisinde oluşmaktadır. Ferrit fazında çökelti sertleşmesi bu değişim sürecinde oluşarak çeliğin dayanımını arttırır [31].

İki fazlı bölgede meydana gelen mikroyapısal değişim γ 'in bulunduğu bölgede yapılan deformasyon ve dönüşüm neticesinde düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip α tanelerinin oluşumunun bir sonucudur. Bunun yanında iki fazlı bölgede yapılan deformasyon karışık tane yapısının oluşmasına neden olmaktadır. Deforme olan α tanelerinin yeniden kristalleşmesi çok yavaştır. Bunun nedeni gerinim neticesinde oluşan Nb(CN) ve/veya V(CN) çökeltileridir. Mikroalaşımli çeliklerde akma ve çekme dayanımlarında meydana gelen artış, karbon çeliklerine göre daha fazladır. Örneğin Nb çeliklerde oluşan Nb(CN) östenit bölgesinde yeniden kristalleşmeyi engelleyerek yapının daha küçük taneli olmasına sebep olur. Buda çeliğin dayanımını arttırır.

3.7.3. Ferrit İçerisinde Çökelme

Ferrit'in tane sınırlarında oluşan çökeltiler, ferrit tanelerinin büyümesine engel olur. Nb(CN), Ti(CN) ve V(CN) gibi çökeltiler, ferrit ana yapısı içinde çökerek dayanımı arttırdığı bilinmektedir. Bu nedenle YDDA çeliklerinde, östenit'te yarattıkları etkilere ek olarak ferritik yapıdaki etkileri de dayanımı arttırmada önemli rol oynamaktadır. Nb ve Ti'un, V'dan daha etkili olması çözünürlüklerinin düşük olmasından kaynaklanmaktadır [22].

Çeliklerin dayanım arttırılması için en etkin mekanizmalardan birisi, dönüşüm süresince veya dönüşümden sonra ferrit içinde oluşan küçük çökeltilerin meydana getirdiği çökelti sertleşmesidir. Mikroalaşımların karbür ve nitrürleri (özellikle vanadyum) ferrit içinde, östenit'te olduğundan daha az çözünür. Östenit içinde

çökelen alaşımların fazlası ve tane boyutunu kontrol eden çökelti ferit içinde de çökelme devam ederek, çeliğin dayanımını artırır [26].

3.8. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR

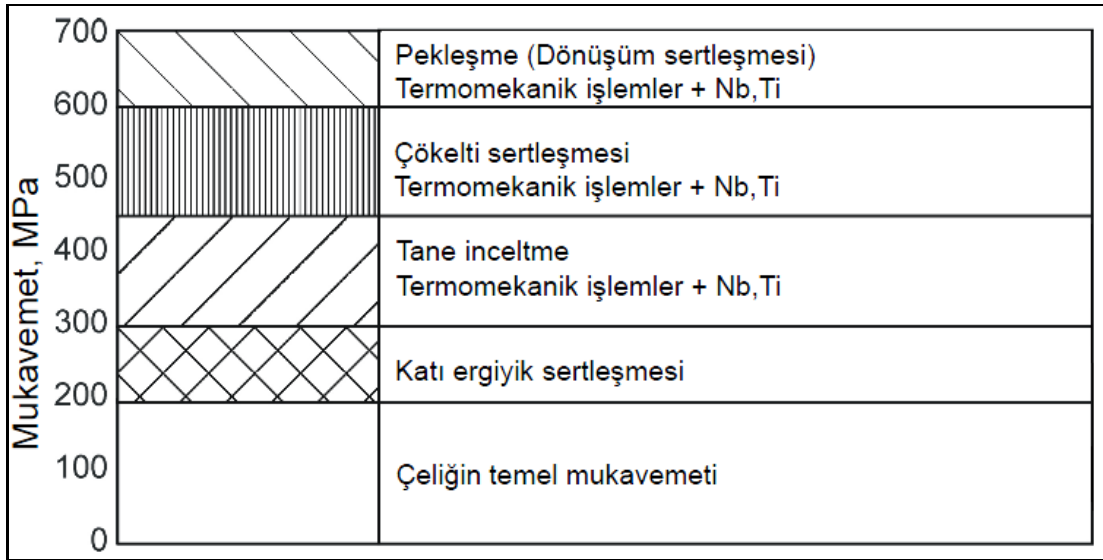
Malzemelerin mekanik özellikleri metalürjik yapılarına bağlıdır. Metalürjik yapı ise, kimyasal bileşim ve malzemeye uygulanan mekanik ve ısı işlemlerle değiştirildiğinden dolayı olarak malzemenin mekanik özelliklerinin bu faktörlere de bağlı olduğu söylenebilir. Malzemenin mukavemeti en önemli mekanik özelliklerden biri olup, diğer birçok mekanik özelliklerde buna bağlı olarak değişir. Malzeme mukavemetini artırmak genellikle; kimyasal ve metalürjik yapıyı değiştirmekle mümkündür. Malzemenin yapısını değiştirmek için ise; mekanik ve ısı işlem yöntemleri ayrı ayrı veya bir arada (termomekanik işlem) uygulanabilir. Bu yöntemlerin uygulanması ile malzemelerin mukavemetini artırıcı işlemler genel olarak; alaşım sertleşmesi, çökme sertleşmesi, dispersiyon sertleşmesi, soğuk işlem, tane boyutu küçültme, deformasyon yaşlanması, martenzitik dönüşüm, radyasyonla sertleştirme şeklinde sınıflandırılabilir [32].

Mikroalaşimli çeliklerde istenilen özellikleri geliştirmek ve bunlardan en iyi şekilde faydalanmak için mikroyapı - özellik ilişkilerinin çok iyi bilinmesi gerekmektedir. Mikroalaşimli çeliklerde kullanılan tane boyutu sertleşmesi, çökme sertleşmesi, katı ergiyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi gibi sertleşme mekanizmaları çeliklerin mukavemetini artırır. Bu sertleşme mekanizmaları içerisinde tane küçültme mekanizması mukavemeti artırırken aynı zamanda tokluğu da iyileştirir. Günümüze kadar yapılan çalışmaların büyük bir kısmı tane boyutunu küçültme ve çökme sertleşmesi ile ilgilidir [26].

Mikroalaşimli çeliklerde kullanılan dayanım artırma mekanizmaları Çizelge 3.3'de açıklanmaktadır. Ayrıca Şekil 3.14'te termomekanik işlemlerden geçen çeliklerde etkili olan sertleştirme mekanizmalarının çeliğin akma dayanımına etkisi görülmektedir.

Çizelge 3.3. Dayanım artırma mekanizmaları [19].

TANE İNCELTME	Deforme olmuş östenit tanesinin yeniden kristalleşme davranışı
	Östenit yeniden kristalleşmeme sıcaklığında şekil vermeden sonra faz dönüşümü
ÇÖKELME SERTLEŞMESİ	Çökeltme sertleşmesi, V ve Nb(CN) ile gevrekleşme
	Gerinim etkisi, çökeltme ve toklukta değişim
PEKLEŞME (DEFORMASYON - SERTLEŞMESİ)	Östenit + ferritin kritik bölgede haddelenmesi ile dayanımın artışı ve gevrekleşme
KATI ÇÖZELTİ SERTLEŞMESİ	
DÖNÜŞÜM SERTLEŞMESİ	Faz sertleşmesi (İğnesel ferrit çeliği-beynit çeliği)



Şekil 3.14. Termomekanik işlemlerden geçen çeliklerde etkili olan sertleştirme mekanizmaları [20].

3.8.1. Tane Boyutunu Küçültme

Tane boyutunu küçültme hem dayanım hem de tokluğu arttıran tek sertleştirme mekanizmasıdır. Mikroalaşımli çeliklerin östenitleştirilmesinden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon miktarının amacı; bu sıcaklıkta oluşan östenit tane boyutunu küçültmektir. Yeniden kristalleşmiş östenit tanesinin son boyutu, başlangıçtaki tane sınırı hareketlerinin küçük çökelti tarafından engellenmesi ile oluşur [16].

Tane boyutunu hızlı soğutma veya çeşitli termomekanik işlemlerle küçültmek mümkündür. Mikroalaşım elementleri katarak tane boyutunu küçültmek önemli bir yöntemdir. Bu yöntem ile mukavemet artar, şekillenebilirlikte ise bir kayıp yaşanmaz. Tane boyutunun büyük olması durumunda ise dislokasyonların hareketi kolaylaşarak malzemenin dayanımı düşer.

Malzemelerin tane büyüklüğü ile akma noktası ile arasındaki ilişki ilk önce Hall ve Petch tarafından yapılan teorik ve deneysel çalışmalar neticesinde belirlenerek aşağıdaki şekilde formülize edilmiştir. Bu formül mikroyapı ile akma dayanımı arasındaki ilişkiyi vermektedir.

$$G_a = G_i + k_y \cdot d^{-1/2} \text{ veya } G_a = G_i + k_y / \sqrt{d} \text{ şeklinde gösterilir.} \quad (3.2)$$

Bu formülde; G_a = Akma gerilmesi

G_i = Tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi

k_y = Malzeme sabiti

d = Tane boyutu

Mikroalaşımli çeliklerde çeşitli özelliklerin geliştirilmesinde tane boyutunun küçültülmesi büyük önem taşır. Küçük tane boyutunun özellikle tokluğu ve dayanımı arttırmada olumlu etkisi vardır. Tane küçültme ile tokluk ve mukavemette aynı anda artış sağlanmaktadır. Küçük tane üretmek için ana faktörler şunlardır.

- Östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini engellemek.
- Yeniden kristalleşmeyi geciktirmek
- Ferrit çekirdeklenmesini arttırmak.
- Ferrit tane büyümesini geciktirmek [19].

Hall-Petch eşitliği yukarıda da ifade edildiği gibi akma dayanımının, tane boyutuna göre değişimini gösteren bir eşitliktir. Bununla beraber mikroyaşım çelikleri bünyesinde oluşan ikinci faz partikülleri (çökeltiler), katı ergiyik sertleşmesi ve tane boyutu akma dayanımını etkilemektedir. Bu nedenle Hall-Petch eşitliği aşağıdaki şekilde düzenlenerek ifade edilebilir [33].

$$G_a = G_i + G_{es} + G_{ks} + G_{çs} + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (3.3)$$

Bu eşitlikteki G_{es} , G_{ks} ve $G_{çs}$ gibi semboller ise katı ergiyik, kümeleşme ve çökelti sertleşmesini ifade etmektedir.

3.8.1.1. Tane Boyutunu Belirleme Metotları

Tane boyutu ölçüm çizgisinin haddeleme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülebilir. Ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane sınırları sayılır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek tek fazlı yapılarda ortalama tane boyutu bulunur ve tane boyutu hesaplama işleminde aşağıda verilen Eşitlik 3.4 kullanılır.

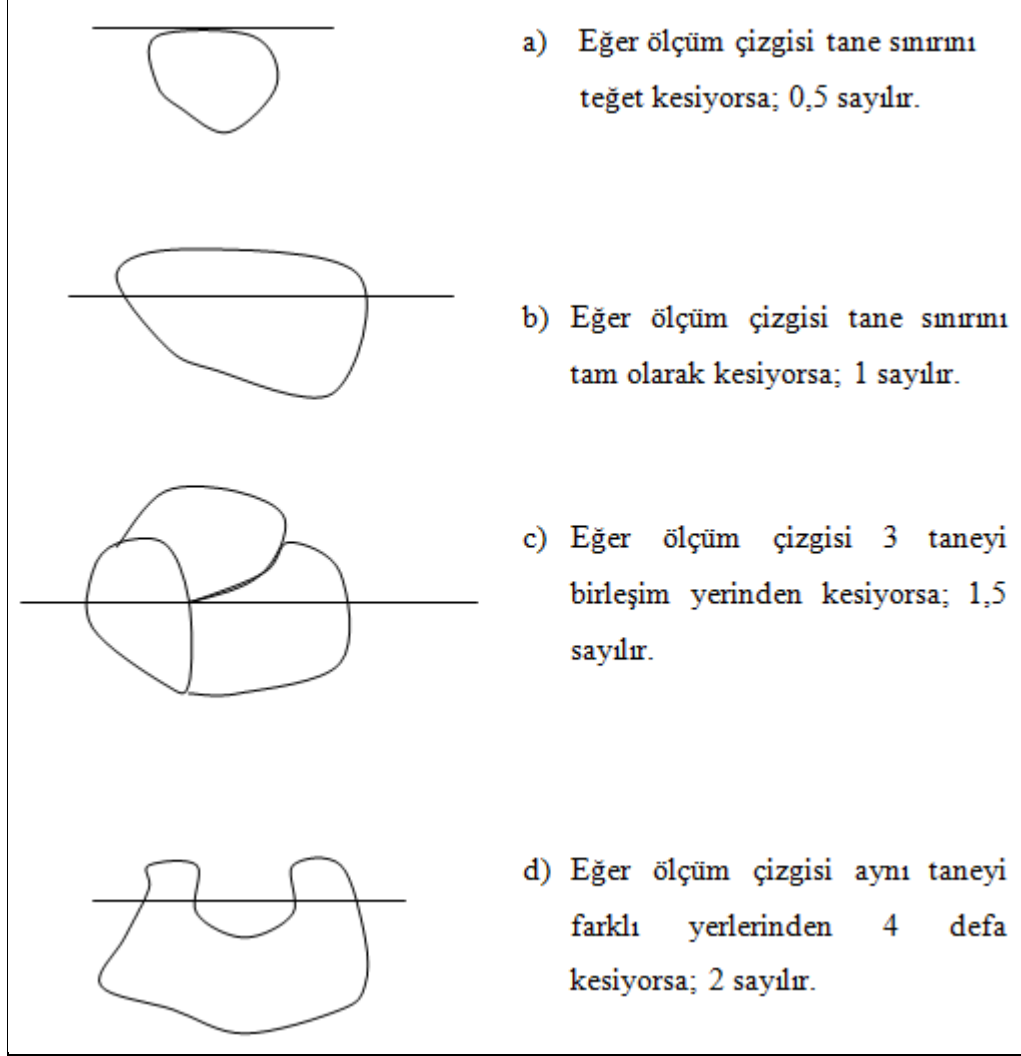
$$\bar{d} = \frac{L}{n} \quad (3.4)$$

Burada; \bar{d} = İlgili fazın tane büyüklüğü

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

n = Ölçüm çizgisi tarafından kesilen tane sınırı sayısı

Ölçüm işlemi için en az 500 tane sınırı sayılmalıdır ve sayım işlemi yapılırken aşağıdaki Şekil 3.15'te belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmalıdır [34].



Şekil 3.15. Tane boyutunun belirlenmesinde kullanılan ölçüm kriterleri [34].

Çift fazlı yapılarda ortalama tane boyutunun hesaplanması tek fazlı yapılara göre biraz farklılık göstermektedir. Örneğin ferrit ve perlit fazlarından oluşan çift fazlı bir yapıda ferrit fazının tane büyüklüğü aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$\bar{I}_\alpha = \frac{L \cdot f_\alpha}{n_\alpha} \quad (3.5)$$

Burada; $i\alpha$ = Ferrit tane büyüklüğü (μm)

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

$f\alpha$ = % ferrit miktarı

$n\alpha$ = ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı

Ayrıca karbon oranı yüksek olan çeliklerde perlit fazının oranı yüksek olduğundan çeliğin dayanımını ferrit fazına göre daha fazla etkilemektedir. Bu nedenle karbon oranı yüksek olan çeliklerde ($> \% 0.25$) perlitin tane boyutunun hesaplanması önem arz etmektedir ve aşağıda belirtilen formülün kullanılması ile ortalama perlit tane boyutu hesaplanabilir [33].

$$\dot{I}_p = \frac{L \cdot f_p}{n_p} \quad (3.6)$$

Burada; i_p = Perlit tane boyutu (μm)

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

f_p = % perlit miktarı

n_p = Ölçüm çizgisi tarafından kesilen perlit tanelerinin toplam sayısını ifade etmektedir.

Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması Blank ve Gladman [33] tarafından geliştirilen formül ile hesaplanmaktadır. Bu formülde tek kesme değerinin standart sapması (G_i / i) 0,7 gibi sabit bir değer olduğu kabul edilmiş olup aşağıdaki formülle ifade edilmektedir.

$$(G_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2} \quad (3.7)$$

Burada; G_i = Standart sapma

n_i = Ölçülen tane veya tane sınırı sayısı

3.8.1.2. Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi

Çeliklerin ferrit ve perlit oranları Gladman ve Woodhead'ın [31] tanımlamış olduğu metalografik nokta sayım metodu kullanılarak yapılmaktadır. Ferrit veya perlitin hacimsel oranını aşağıda belirtilen formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$f = \frac{n}{N} \quad (3.8)$$

Burada; f = Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı

n = Ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı

N = Sayılan toplam nokta sayısı

Nokta sayım metodunun standart sapması Gladman ve Woodhead'in [31] geliştirmiş olduğu aşağıda belirtilen formül kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

$$G_n = \sqrt{\frac{f(1-f)}{N}} \quad (3.9)$$

Burada; G_n = Standart sapma

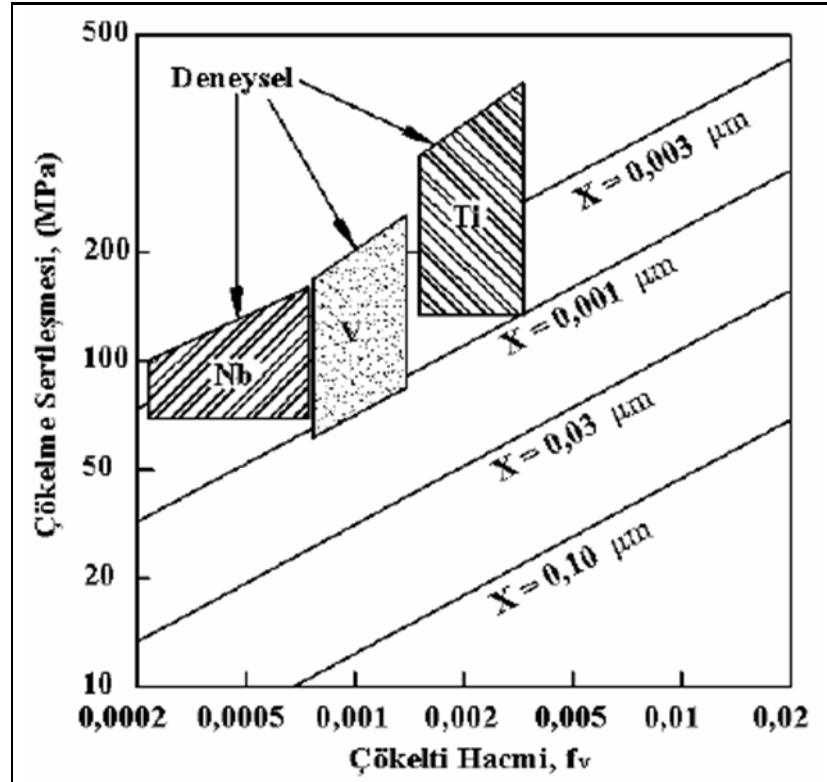
f = Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı

N = Sayılan toplam nokta sayısıdır.

3.8.2. Çökeltme Sertleşmesi

En çok istenilen sertleştirme mekanizmalarındandır. Özellikle dövme ürünlerde, çökeltme sertleştirme VC gibi çökeltilerin çelik içerisinde oluşturulması ile gerçekleştirilmektedir. Çökeltme sertleşmesi çökeltilerin dislokasyonların hareketini engellemesi sonucunda meydana gelmektedir. Hareket eden dislokasyonlar çökeltiler tarafından engellenerek çeliğin akma ve çekme dayanımı artmış olur.

Çökeltme sertleşmesi için mikroalaşım elementlerinin karbon ve azotla oluşturdukları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı önemlidir. Şekil 3.15'te Nb, V ve Ti'nin oluşturduğu karbonitrür çökeltilerinin miktar ve boyutlarına bağlı olarak dayanım değerlerindeki değişim görülmektedir. Pratikte östenit içi yüksek çözünürlüğü nedeniyle en etkili element vanadyumdur [24].



Burada; x = çökeltilerin boyutu
 F_v = çökelti hacmidir.

Şekil 3.16. Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökeltme sertleşmesine etkisi.

BÖLÜM 4

DÖVME TEKNOLOJİSİ

4.1. DÖVME

Metallerin en önemli özelliklerinden biri uygun şartlar yerine getirildiği takdirde biçim değiştirmeye olanak vermeleridir. Metallerin bu özellikleri, üzerinde değişik işlemler gerçekleştirmemizi kolaylaştırmaktadır. Bu işlemler sıcaklığa bağlı olarak meydana getirilen deformasyon işlemleridir. Metallere uygulanan mekanik işlemler sıcak ve soğuk olmak üzere iki guruba ayrılır. Eğer işlem metalik malzemenin ergime sıcaklığının 1/3 ile 1/2' si arasında olan yeniden kristalleşme sıcaklığının altında ise soğuk işlem üzerinde ise sıcak işlem (sıcak plastik şekil değiştirme) olarak adlandırılır.

Mekanik işlem, çalışma (deformasyon) sıcaklığının malzemenin ergime sıcaklığına oranı olan benzeş sıcaklığa göre deformasyon işlemleri; sıcak işlem, ılık işlem ve soğuk işlem olarak gruplanabilir. Malzemenin mutlak ergime sıcaklığı ($^{\circ}\text{K}$) T_m ve şekil verme sıcaklığı da T ile gösterilirse, genel olarak, $T/T_m < 0,3$ ise soğuk işlem, $0,5 > T/T_m > 0,3$ ise ılık işlem ve $T/T_m > 0,5$ ise sıcak işlem olarak isimlendirilir. Katı malzemelerde yapılan deformasyon işlemlerinde her zaman $(T/T_m) > 1$ 'dir [32]. Burada ergime derecesi düşük olan Kurşun veya Kalay gibi metaller için oda sıcaklığı sıcak işlem sıcaklığı olurken, ergime derecesi yüksek olan Wolfram gibi metaller için sıcak işlem sıcaklığı bazı metallerin kaynama sıcaklığının dahi üzerindedir.

Değişik amaçlarla kullanılabilen çok sayıda plastik şekil verme yöntemi geliştirilmiş olup, bunlar deformasyon için uygulanan kuvvet veya gerilmenin türü ile metalin şekillendirme sırasındaki akış yönüne bağlı olarak: Dövme, haddeleme, ekstrüzyon, çubuk ve tel çekme, sac şekillendirme yöntemleri şeklinde sınıflandırılabilir [35].

Dövme işlemi, darbe veya basınç altında kontrollü bir plastik deformasyon sağlanarak, metale istenen şekli verme, tane boyutunu küçültme ve mekanik özelliklerini iyileştirme amacıyla uygulanan bir plastik şekil verme yöntemi olarak tanımlanabilir. Yani iş parçasının basma kuvvetlerinin etkisiyle plastik şekil değiştirdiği bir işlemdir. Tarihte yaklaşık 18. Yüzyılın sonlarına kadar el sanatı olarak gelişme göstermiştir. Bu tarihten sonra makinelerin insan gücünün yerini almasıyla, dövme sanatının uygulandığı atölyeler endüstrileşme yolunu tutmuştur. Günümüzde alüminyumdan zirkonyuma kadar tüm metaller bir civatadan türbin robotuna veya tek parça halindeki uçak kanadına kadar çeşitli boyut ve şekillerdeki parçalar dövülebilmektedir. Dövme ürünleri taşıtlarda (uçak, otomobil, tren vs.), tarım makine ve aletlerinde inşaat ve yol makinelerinde, füze ve roketlerde, silah endüstrisinde, türbin, motor ve çeşitli makinelerde kullanılan parçalar, özellikle emniyet açısından önem taşıyan, darbeye ve gerilmelere dayanıklı kritik parçaları oluştururlar [36].

4.2. DÖVMENİN AMACI VE YÖNTEMLERİ

Metaller genel olarak sert ve katı bir yapıya sahiptir. Bunun için şekillendirilmeleri çok güçtür. Bundan dolayı dövme işlemi kolaylaştırmak için gereçlerin dövme sıcaklıklarına kadar ısıtılmaları ve sonra dövülmeleri gerçekleştirilir. Bu ısıtma (tavlama) işlemleri ise ocaklarda ve tav fırınlarında yapılır. Metalleri tavlama kullanılan tavlama ve ısıtma araçlarını: Ocaklar, tav fırınları, tav banyoları, endüksiyon bobinleri şeklinde sıralayabiliriz.

Günümüze kadar dövme işlemleri çok farklı yaklaşım ve yöntemler ile yapılmakla birlikte bu yöntemleri en genel anlamda iki ana grupta ele almak mümkündür. Bu yöntemler el ile dövme (demirci dövmesi) ve makine ile dövme yöntemleridir.

Yine geniş bir yelpazeden baktığımızda, elde ve kısmi de olsa makinalarda yapılan dövme yöntemleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

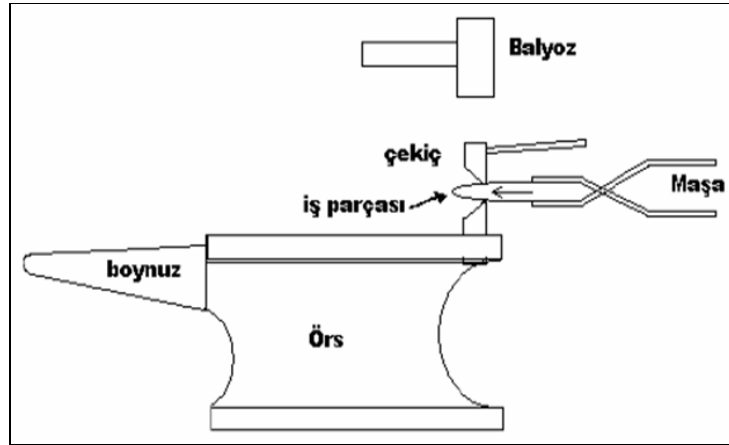
- Açık kalıpta dövme
- Kapalı kalıpta çapaklı dövme

- Kapalı kalıpta çapaksız dövme (hassas dövme)
- Delme
- Kafa şişirme
- Haddeleyerek dövme
- Radyal dövme
- İzotermal dövme
- Orbital dövme
- Maçalı dövme
- Sinter dövme
- Artımlı (incremental) dövme

Bütün bunların yanında, dövülecek parçanın türüne göre, makinalarda birkaç değişik dövme yöntemi uygulanır: Şahmerdanla dövme (çekiçle ve kalıpla diye iki türe ayrılır), presle dövme, haddeleme, kütleştirme gibi dövme şekilleri günümüzde kullanılan dövme türleridir.

4.2.1. Elde Dövme

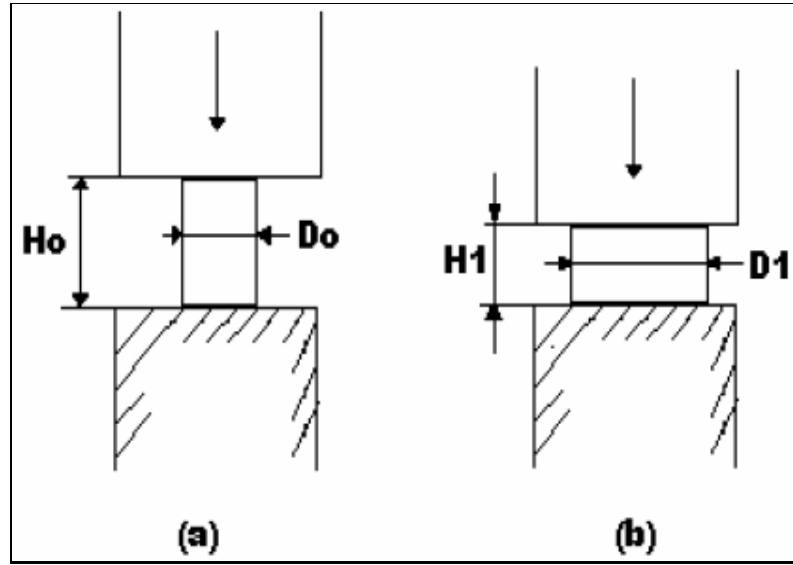
Kullanılan ilk dövme yöntemidir. Genellikle küçük hacimde ki ve fazla hassaslık gerektirmeyen parçalara uygulanır. El takımları kullanılarak ısıtılmış metalin çekiçlenmesiyle gerçekleştirilen işlem olarak bilinen bir dövme yöntemidir. Şekil 4.1'de elde dövme işlemi şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Elde dövme şeklinin şematik olarak gösterilmesi.

4.2.2. Açık Kalıpta Dövme

Açık kalıpla dövme, malzemenin düzlemsel veya basit şekilli kalıplar arasında dövüldüğü bir sıcak şekil verme yöntemidir. En basit açık kalıpla dövme işlemi, örneğin silindirik bir parçaya, iki düzlemsel kalıp arasında, eksenini doğrultusunda uygulanan basma kuvveti etkisiyle şekil verilmesidir. Bu işlemde, iş parçası, bir taraftan boyu kısalırken diğer taraftan kuvvet doğrultusuna dik olarak genişler yani çapı büyür (Şekil 4.2) [37].



Şekil 4.2 Silindirik bir parçanın iki düzlemsel kalıp arasında basılması, a) Yatay iki düzlemsel kalıp arasında basılması, b) Dikey iki düzlemsel kalıp arasında basılması.

4.2.3. Kapalı Kalıpta Dövme

Bu dövmenin özelliği karmaşık şekilli parçaların dar toleranslar içinde elde edilebilmesi için yapılmasıdır. Çapaklı dövme, çapaksız dövme ve damgalama gibi çeşitleri vardır. Genellikle sıcak dövme yapılır. Parça tavllanır, kalıp boşluğu doldurulur, çapak oluşur. Sonra çapak alınır. Boyut toleranslarının tam olması ve iyi yüzey çıkması için dövülen parçalar makinede işlem görebilir.

Karmaşık şekilli parçaları açık kalıpta dövme yöntemi ile elde etmek mümkün olmamakta ve bu parçaları üretebilmek için özel şekillendirilmiş kalıplara ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle, birbiri üzerine kapanan ve elde edilecek parçanın negatif şekline sahip kalıplar kullanılır [38].

4.2.4. İzotermal Dövme

Bu yöntemde, uygun bir teçhizat vasıtasıyla, kalıplar iş parçası sıcaklığına kadar ısıtılır. Dövme sırasında da kalıplarla iş parçası yaklaşık aynı sıcaklık mertebesinde tutularak iş parçasının soğuması önlenir. Böylece, yüksek sıcaklıkta akma sınırı nispeten düşük olan malzemenin kalıp boşluğunu tamamen dolması sağlanır.

Bu yöntemle en çok dövülen malzemeler, akma sınırlarının yüksekliği nedeniyle çok zor şekillendirilebilen titanyum ve yüksek sıcaklığa dayanıklı nikel esaslı alaşımlardır. İzotermal dövmenin geleneksel kalıpla dövmeyle kıyasla üstünlükleri, işlem sonrası çok az talaş kaldırmaya gerek kalması ve dövme kuvvetinin % 20-25 oranında azalmasıdır [39].

4.2.5. Hassas Dövme

Hassas dövme çok az veya hiçbir makine işlemi gerektirmeksizin 0^0 veya bu değere çok yakın tasarım açıları ile dar toleranslarda gerçekleştirilen bir dövme işlemidir. Bilinen kapalı kalıpta dövme yöntemi ile hassas dövmede kullanılan üretim işlemleri esas olarak benzerdir. Bu yöntem, kapalı kalıpta çapaklı dövme ile kapalı kalıpta çapaksız dövme arası bir orta yol gibi düşünülebilir [39].

Hassas dövme ile üretilen parçalar talaş kaldırmaya gerek kalmadan veya çok az bir talaş kaldırma işleminden sonra kullanılabilir. Hassas dövme uygulamasının klasik örneği günümüzde paslanmaz çelik gibi dövülmesi zor alaşımlardan üretilen türbin kanadıdır. Hassas dövme için kapalı kalıpla çapaklı dövmeyle kıyasla çok daha ince ve titiz işlenmiş kalıplara, ayrıca bazen özel dövme makinelerine gerek vardır [39].

4.3. DÖVME MAKİNELERİ

Dövme sektöründe kullanılan makineleri aşağıdaki şekilde sınıflandırmak mümkündür.

A. Şahmerdanlar

- Mekanik hareketli
- Hava kaldırmalı ve serbest düşmeli
- Buhar veya hava basınçlı
- Karşı vuruşlu (Yatay veya Dikey)

B. Dövme presleri

- Mekanik hareketli
- Hidrolik hareketli

C. Diğer dövme makineleri

- Yığma makineleri
- Dövme haddeleri
- Döner - kalıplı dövme makineleri (Rotary Swaging Machine)
- Yüksek enerjili (Yüksek Hız) dövme makineleri [36].

4.4. DÖVMEDE MAKİNE SEÇİMİ

Dövülecek parçanın büyüklüğü, şeklinin karmaşıklığı, malzemenin dayanımı ve şekil değiştirme hızı duyarlılığı dövme makinesinin seçimini etkileyen faktörlerdir. Genel olarak alüminyum, magnezyum, berilyum, bronz ve pirinç preslerde; bakır, çelik, titanyum ve refrakter alaşımlar çekiçlerle dövülürler. Ayrıca üretim hızı da makine seçimini etkiler. Örneğin dakikadaki vurma adedi hidrolik preslerde çok küçük, buna karşılık güç düşmeli çekiçlerde 300 adet mertebesindedir [37].

4.5. DÖVÜLEBİLİRLİK

Dövülebilirlik, bir metalin dövülerek çatlamaadan şekil değiştirebilme kabiliyetidir. Düşük kuvvetlerle çatlamaadan dövülerek şekillendirilebilen bir malzeme için dövülebilirliği iyi denir. Dövülebilirliğin ölçülmesi amacıyla çeşitli deneyler geliştirilmiştir. Hiçbiri üniversal olmayan bu deneylerden en çok uygulananlar yığma deneyi ve sıcak burma deneyidir. Çeşitli malzemeler aşağıda dövülebilirlik sırasına göre dizilmişlerdir (Çizelge 4.1) [37].

Çizelge 4.1. Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları.

METAL VEYA ALAŞIM	DÖVME SICAKLIğI (°C)
Alüminyum alaşımları	400 -550
Magnezyum alaşımları	250 -350
Bakır alaşımları	600 -900
Karbonlu ve az alaşımlı çelikler	850 -1150
Martenzitik paslanmaz çelikler	1100 -1250
Maraging çelikleri	1100 -1250
Östenitik paslanmaz çelikler	1100 -1250
Nikel alaşımları	1000 -1150
Titanyum alaşımları	700 -950
Demir esaslı süperalaşımlar	1050 -1180
Kobalt esaslı süperalaşımlar	1180 -1250
Niobyum alaşımları	950 -1250
Tantalum alaşımları	1050 -1350
Molibden alaşımları	1150 -1350
Nikel esaslı süperalaşımlar	1050 -1200
Tungsten alaşımları	1200 -1300

Dövme malzemelerinin dövülebilme özellikleri, dövme parçalarının tasarımında değişiklikler yapmayı zorunlu kılar. Örneğin alüminyum ile nikel esaslı bir süper alaşım için aynı yükseklikte elde edilebilecek kaburga ve kemer kalınlıkları ile yuvarlatma yarıçapları farklıdır. Malzemelerin akma dayanımı ve dövülebilirlikleri,

metalurjik yapı, sıcaklık, deformasyon miktarı ve deformasyon hızı gibi dış etkenlerden etkilenir [40].

4.6. MİKROALAŞIMLI DÖVME ÇELİKLER

Otomotiv endüstrisinin gereksinimlerini yanıtlayacak şekilde son yıllarda gelişen dövme ürünlerinde mikroalaşımlama uygulaması sıcak deformasyon sonrası kontrollü soğutma öngörür [24].

Mikroalaşımlı çeliklerden üretilmiş parçalar, otomotiv sanayinde kullanılan statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, bilyeler, bilye kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamlarıdır. Ayrıca mikroalaşımlı dövme çelikler piyasada otomotiv sanayine sıcak dövme işlemi yapan firmalar tarafından rot başı olarak da üretilmektedirler [17].

Ülkemizde dövme amaçlı mikroalaşım çelikleri üretilmektedir. Örneğin ÇEMTAŞ, 1999 yılı ekim ayından itibaren 38MnSiVS5 kalitesinde başlayan çalışmalarda 10 adet deneme döküm yapmıştır. 160 x 160 mm kütük olarak üretilen dökümlerin 3'ü vanadyumsuz 7'si değişik oranlarda vanadyum ilaveli olarak üretilmiştir. Üretimi yapılan tüm deneme dökümler 36 mm yuvarlak ebada sıcak haddelenmiştir. Haddeme işleminde, tav fırını çıkış sıcaklığı 1180 °C ve son paso çıkış sıcaklıkları 970–1030 °C sıcaklık aralığı kullanılmıştır. Haddelenmiş 36 mm çapındaki çelikler, tahribatsız olarak test edilmiştir ve herhangi bir hata durumu ile karşılaşmamıştır. İç ve yüzey hata testlerinin akabinde deneme dökümlerden dövme işlemi için numuneler alınmıştır. Alınan numuneler ÇEMTAŞ tarafından fabrikanın üretim hattında uygun sıcaklıkta rot başı olarak dövülmüştür [41].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde, orta karbonlu alaşımsız ve mikroalaşımlı çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisini araştırmak için orta karbonlu Ç1040 ve mikroalaşımlı 38MnVS6 çeliklerine uygulanan deneysel çalışmalar açıklanmıştır. Bölüm 5.1’de deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin özellikleri, üretim şekilleri, kullanım alanları belirtilmiştir. Bölüm 5.2’de deney numunelerinin hazırlanması hakkında bilgi verilmiştir. Bölüm 5.3’te mikroyapı çalışmaları anlatılmıştır. Bölüm 5.4 ve bölüm 5.5’te sırasıyla sertlik ve çekme testlerinde kullanılan numunelerin son şekilleri ve testlerin nasıl yapıldıkları açıklanmıştır. Bölüm 5.6’da ise Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile kırık yüzey incelemelerinin nasıl yapıldığı açıklanmıştır.

5.1. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER

Bu çalışmada sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisini araştırmak için ASİL ÇELİK Sanayi ve Ticaret A.Ş. firmasından temin edilen orta karbonlu Ç1040 ve mikroalaşımlı 38MnVS6 çelikleri kullanılmıştır. Bu çeliklere ait kimyasal bileşimler Çizelge 5.1’de gösterilmektedir.

Çizelge 5.1. Deneysel çalışmalardaki çeliklerin kimyasal bileşimi (% ağırlık).

Malzeme	C	Si	Mn	P	S	V	Fe
Ç 1040	0.41	0.17	0.68	0.001	0.010	-	98,72
38MnVS6	0.37	0.27	1.44	0.001	0.039	0.09	97,79

Orta karbonlu ve alaşımsız Ç1040 çeliği makine yapı çeliği olarak bilinir. C35 DIN normu olarak gösterilir. Günümüzde piyasalarda; yuvarlak, kare, altı köşe, lama,

levha, rulo, boru, profil, köşebent ve diğer şekillerde üretilmektedir. Şekillendirme sıcaklığı 1100-850 °C, normalizasyon sıcaklığı 840-870 °C, yumuşatma sıcaklığı 650-700 °C, suda ve yağda 840-880 °C sertleştirme sıcaklık ve oranına sahip olup dayanımı 570-700 MPa dir. Transmisyon milleri, raylar, dişliler vs. yapımında kullanılmakta olup indüksiyon ve alevle sertleştirilebilir.

Mikroalaşımli 38MnVS6 çeliği ise Avrupa Standartları Komitesi (CEN) tarafından EN 10267- “Çökeltme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler” standardı onaylanarak yayımlanmıştır. Günümüzde otomotiv endüstrisine yönelik dövme mamullerin üretiminde kullanılmakla birlikte kontrollü haddelenmiş plakalar, levhalar, profiller, olarak da üretilmektedirler. Otomotiv sanayinde kullanılan statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, bilye kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamalarının yapımlarında kullanılmaktadırlar.

5.2. DÖVME İŞLEMİ İÇİN DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Deneyleerde kullanılan ve Çizelge 4.1’de belirtilen kimyasal oranlardaki çelikler 50 mm çapında ve 1000 mm uzunluğunda olacak şekilde temin edilmiştir. Her bir çelikten serbest dövme için 200 mm boyunda orijinal malzeme, kum, hava ve yağda soğutulmak üzere 4 adet toplamda ise 32 adet numune kesilmiştir. Kapalı kalıpta dövme için 100 mm boyunda 4 adet toplamda ise 24 adet numune kesilmiştir. Orijinal malzeme haricindeki numuneler Ipsen marka endüksiyon tavlama sistemi ile 1250 °C sıcaklığa kadar tavlانیp burada 30 dakika tutulmuştur. Bu şekilde homojen bir tavlama sağlanmıştır. Dövme işlemi öncesi ve sonrası sıcaklık değerleri CDT marka lazerli infrared ısı ölçüm cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Numunelere tavlama sonrası 3,5 ton kapasiteli şahmerdan ile serbest ve kapalı kalıpta dövme işlemi uygulanmıştır. Serbest ve kapalı kalıpta dövme sonucunda numunelerin çapları 50 mm’den 38 mm’ye düşürülmüş olup son sıcaklık 950 °C olarak ölçülmüştür. Serbest ve kapalı kalıpta yapılan dövme işleminin ardından malzeme çaplarının 50 mm’den 38 mm’ye düşmesi sonucunda da malzeme boylarında belli bir uzama meydana gelmiştir. Dövme işlemi sonrası numuneler kum, hava ve yağ ortamlarında kontrollü olarak soğutulmuştur. Şekil 5.1’de serbest ve kapalı kalıpta dövme işlemi yapıldıktan sonraki numune resimleri görülmektedir.



(a)



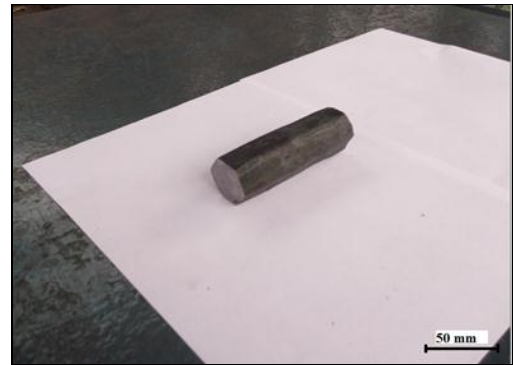
(b)

Şekil 5.1. Numunelerin kapalı kalıpta a) ve serbest olarak b) dövme işlemi yapıldıktan sonraki görüntüleri.

Serbest ve kapalı kalıpta dövme ve ardından yapılan soğutma işlemi sonucunda numuneler: Şekil 5.2'(a) da görüldüğü gibi Durmazlar HB-A 280 tipi nümerik testere makinesi ile kesilmişlerdir. Numuneler 38 mm çapa bağlı kalınarak, çekme deneyleri için 90 mm boyunda (Şekil 5.2'(b)), mikro yapı ve sertlik deneyleri için 15 mm boyunda (Şekil 5.2'(c)) olacak şekilde hazırlanmışlardır. 15 mm boyunda kesilen numune ise kesme yönüne dikey ve yatay olmak üzere mikroyapı resimleri ve sertlik değerleri için el testeresi ile iki eşit parçaya bölünmüştür (Şekil 5.2'(d)). Bunun sonucunda orijinal malzeme için 4 adet, serbest dövme için 12 adet ve kapalı kalıp için ise 12 adet olmak üzere toplamda 28 adet kesilen numuneler sertlik ve mikroyapı incelemeleri için soğuk reçine kalıbına dökülecek hale getirilmiştir.

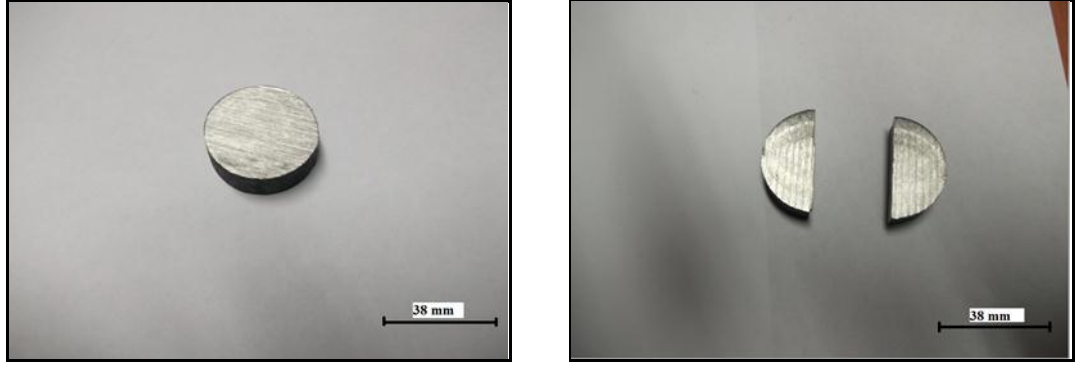


(a)



(b)

Şekil 5.2. Numunelerin testere makinesi ile çekme (a, b) mikroyapı (c) ve sertlik (d) deneyleri için kesilmesi.



(c)

(d)

Şekil 5.2. (devam ediyor).

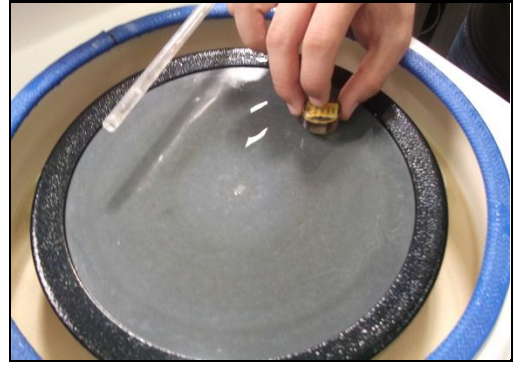
5.3. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen orijinal, serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ gibi farklı ortamlarda soğutulan numunelerin, mikroyapılarının incelenmesi öncelikle soğuk reçine ile kalıba alınmayla başlamıştır. Daha sonra 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 meshlik su zımparaları ile zımparalanan numuneler 3 µm ve 1 µm elmas solüsyon ile parlatılmıştır (Şekil 5.3). Metalografik incelemeler için parlatılan ve dağlamaya hazır hale getirilen numuneler için metanol içerisinde % 2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital çözeltisi hazırlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin Nital çözeltisi içerisinde daldırılarak 10–15 sn bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler metanol ile temizlenip kurutulmuş ve ardından optik mikroskopla incelemeye hazır hale getirilmiştir.

Mikroyapı incelemeleri, X50-X1000 büyütme kapasitesine sahip Nikon ECLIPSE L150 marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Çelik numunelerin tane boyutu, ferrit ve perlit fazlarının % oranları uygun büyütmede Clemex Vision Lite marka mikroyapı analiz sistemi kullanılarak ölçülmüştür. Şekil 5.5 numunelerin kalıba alınması ve zımparalama işlemini göstermektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.3. Numunelerin soğuk reçine kalıbına alınma a) ve su zımparası ile zımparalama b) resimleri.

5.4. SERTLİK DENEYİNİN YAPILMASI

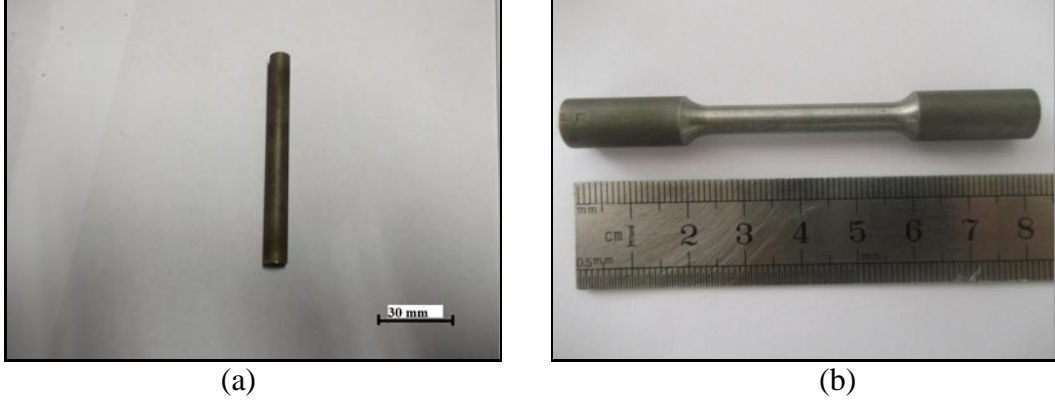
Sertlik ölçümleri orijinal malzeme ile serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ gibi farklı ortamlarda soğutulan numuneler için gerçekleştirilmiştir. Numunelerin yüzeyleri Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi, laboratuvarında bulunan PRESİ MECAPOL P 262 model cihaz ile zımparalanmış ve ardından parlatılarak sertlik ölçümüne hazır hale getirilmiştir.

Yüzeyleri hazırlanan numunelerin mikro sertlik ölçümleri BUEHLER MICROMET 5103 marka sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri HV1 (1000 gr.) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her bir numuneden ölçülen 10 adet sertlik ölçümünün ortalaması alınarak mikrosertlik değerleri belirlenmiştir.

5.5. ÇEKME DENEY NUMUNELERİN HAZIRLANMASI VE DENEYİN YAPILMASI

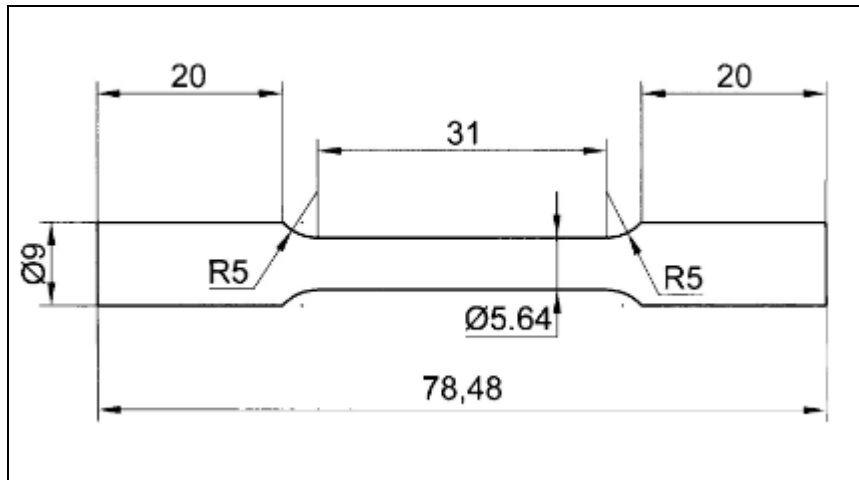
Nümerik testere makinesi ile çekme deneyleri için kesilen kapalı kalıp ve serbest dövme numuneleri; orijinal, hava, kum ve yağ ortamlarının her biri için 2 adet toplamda ise 28 adet numune tel erozyon yöntemi ile 90 mm uzunluğunda ve 38 mm çapındaki parçanın içerisinden Şekil 5.4- (a)' da görüldüğü gibi 9 mm çapında çubuk şeklinde çıkartılmıştır. Bu numuneler daha sonra CNC torna tezgahında Şekil 5.4-

(b)' de görüldüğü gibi çelikler için kullanılan standart çekme deney numuneleri haline getirilmiştir.



Şekil 5.4. Çekme numunelerinin a) işlenmemiş ve b) işlendikten sonraki resimleri.

Çekme deneyleri SHİMADZU AG-IS marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazında, 2 mm/dak çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Her test sonrasında gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek, akma dayanımı (% 0,2), çekme dayanımı ve % uzama değerleri hesaplanmıştır. Her bir soğuma ortamı için 2 adet numune çekme testine tabi tutularak elde edilen ortalama değerler, o numunenin akma, çekme ve % uzama değeri olarak belirlenmiştir. Şekil 5.4'de TS EN ISO 6892-1'e göre hazırlanmış çekme deney numunesinin işleme boyutları gösterilmektedir.



Şekil 5.5. Çeliklerde kullanılan standart çekme deney numunesi.

5.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ

Orijinal malzeme ile serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ gibi farklı ortamlarda soğutulan, numunelerin çekme testi sonucunda elde edilen kırık yüzey resimleri LEO 1430 VP model Tarama Elektron Mikroskobu kullanılarak elde edilmiştir. Kırık yüzey resimleri X17 ve X1000 büyütmede alınmış olup X17 büyütme numune yüzeyinin tamamını gösterirken X1000 büyütme ise numune yüzeyinin genelini yansıtan alansal bir kesiti göstermektedir. Bu işlem Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesinin SEM Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.6’da kullanılan Tarama Elektron Mikroskobunun resmi gösterilmektedir.



Şekil 5.6. Çalışmalarda kullanılan Tarama Elektron Mikroskobu.

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR

6.1. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

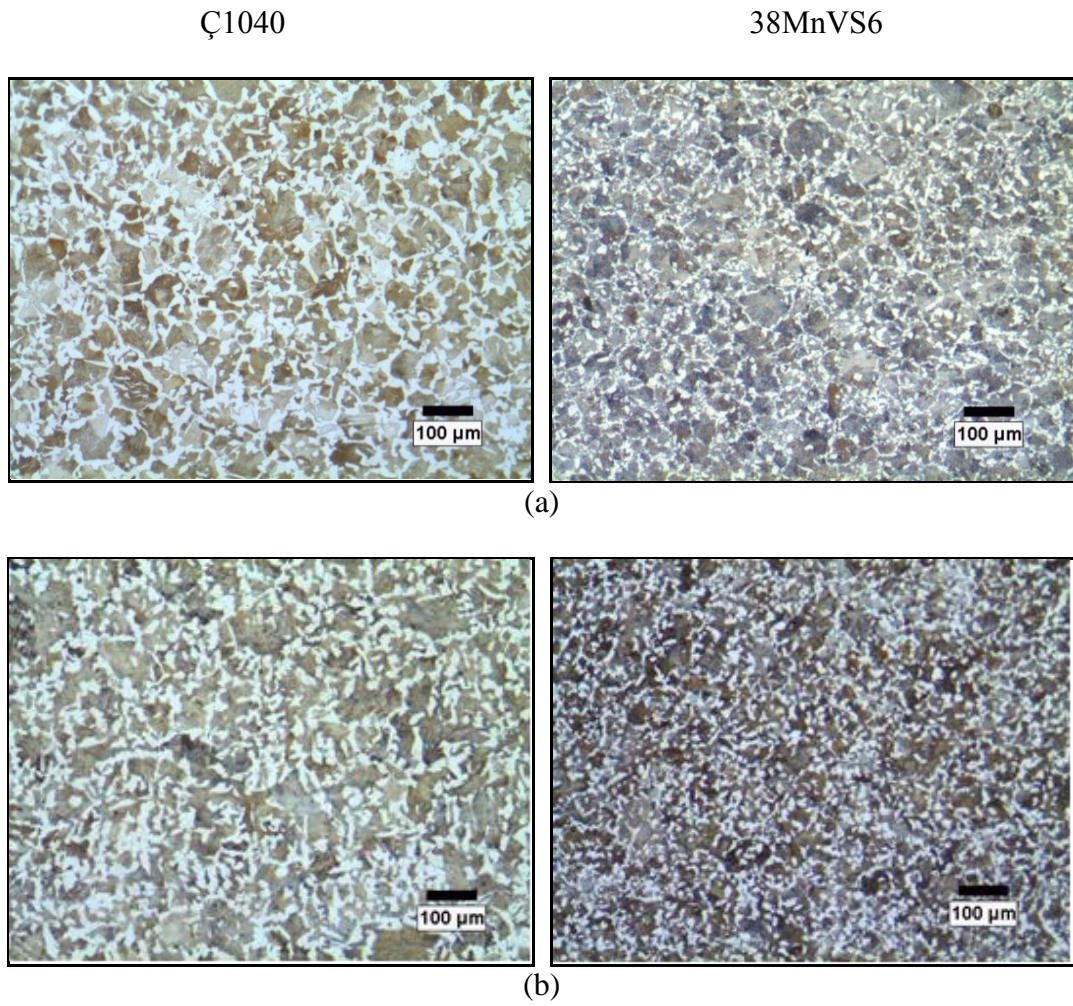
6.1.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçları

Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin dövmeden önce ve serbest olarak dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutularak elde edilen mikroyapı resimleri Şekil 6.1’de gösterilmektedir. Bu mikroyapı resimleri yardımı ile hesaplanan ortalama doğrusal kesme tane boyutları, % ferrit ve % perlit miktarları Çizelge 6.1’de verilmektedir. Şekil 6.1’de görüldüğü gibi ve ayrıca Çizelge 6.1’de belirtildiği gibi, dövülmemiş ve serbest kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri farklı tane boyutlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir.

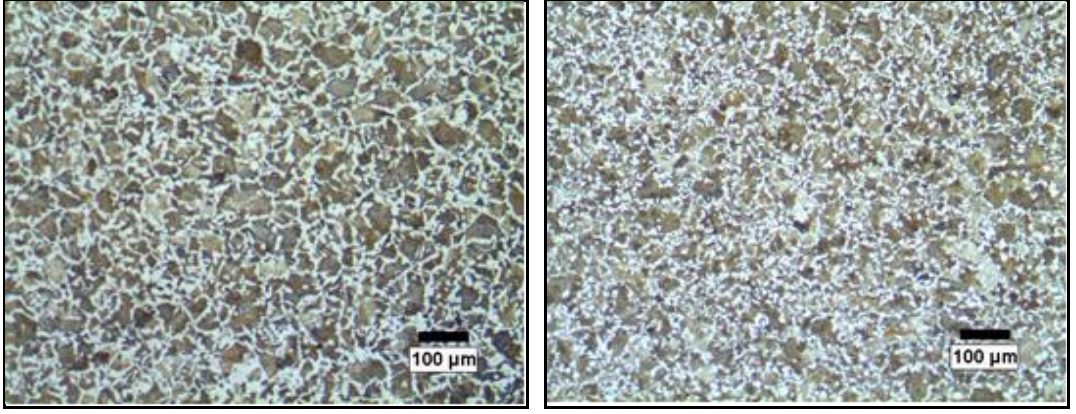
Orijinal malzemelerin mikroyapı resimlerine bakıldığında 38MnVS6 çeliğinin ferrit tane boyutunun daha küçük olduğu fakat % ferrit miktarının Ç1040 çeliğine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. 1250 °C’de 30 dakika tavlama işlemi yapıldıktan sonra serbest olarak dövülen ve ardından kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte azaldığı görülmüştür (Çizelge 6.1). Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutuldukları zaman ötektoid öncesi ferritin tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı ve kumda soğutma hızının, hava ve yağda soğutma hızından düşük olmasından dolayı yapının kaba taneli olduğu görülmüştür (Çizelge 6.1). Ayrıca Ç1040 ve 38MnVS6’den elde edilen numuneler dövme işlemi yapıldıktan sonra yağda soğutulduklarında Ç1040 çeliği perlit tane sınırlarında dağılmış çok küçük ferrit fazlarından meydana gelirken 38MnVS6 çeliği martenzitik bir yapıya sahip olmuştur. Bu durum yağda soğuma hızının Ç1040 çeliğinin kritik soğuma hızından

düşük olduğunu fakat 38MnVS6 çeliğinin kritik soğuma hızından ise yüksek olduğunu göstermektedir.

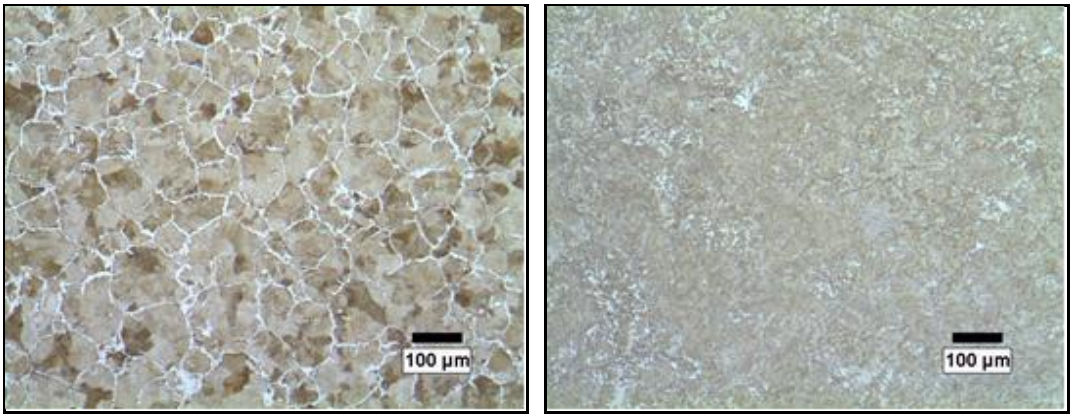
Serbest olarak dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri birbirleri ile karşılaştırıldığında, kumda ve havada soğutulan 38MnVS6 numuneleri Ç1040 numunelerinden daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük ferrit tane boyutuna sahip olmuştur. Örneğin 38MnVS6'dan elde edilen ve dövüldükten sonra havada soğutulan numuneler % 28 ferrit fazı ve 6 µm ortalama ferrit tane boyutu gösterirken, Ç1040'dan elde edilen numuneler % 25 ferrit fazı ve 10 µm ortalama ferrit tane boyutu göstermiştir. Benzer durum kumda soğutulan numuneler için de söz konusudur (Çizelge 6.1).



Şekil 6.1. Serbest olarak dövülmüş Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden alınmış optik mikroskop resimleri a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.



(c)



(d)

Şekil 6.1. (devam ediyor).

Çizelge 6.1. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen dövülmemiş orijinal ve serbest olarak dövüldükten sonra kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin % ferrit, % perlit ve tane boyutları sonuçları.

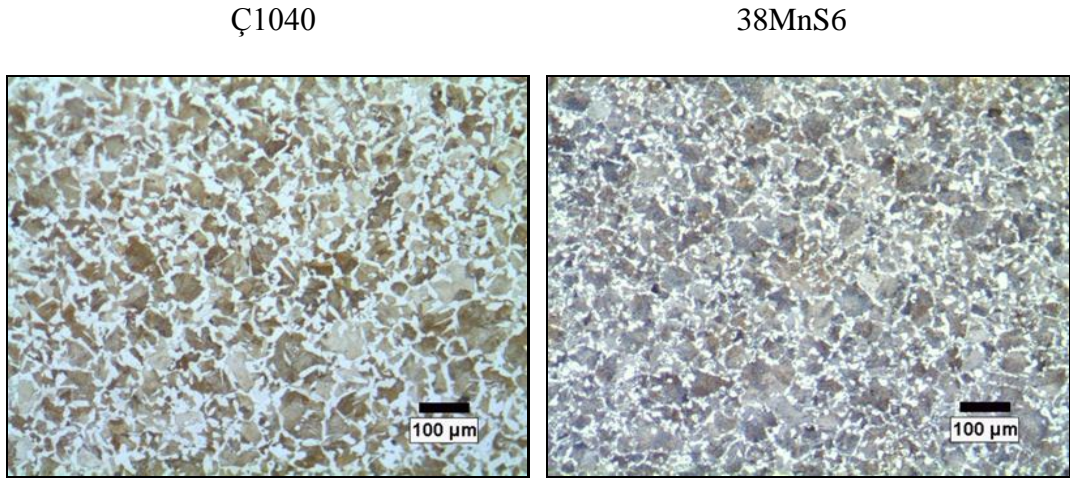
Çelikler	Ferrit (%)	Perlit (%)	Ferit Tane Boyutu (µm)
Ç1040 - Dövülmemiş	35	65	13
Ç1040 - Kum	31	69	14
Ç1040 - Hava	25	75	10
Ç1040 - Yağ	15	85	8
38MnVS6 - Dövülmemiş	38	62	10
38MnVS6 - Kum	35	65	7
38MnVS6 - Hava	28	72	6
38MnVS6 - Yağ	-	-	-

6.1.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçları

Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin dövmeden önce ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutularak elde edilen mikroyapı resimleri Şekil 6.2’de gösterilmektedir. Bu mikroyapı resimleri yardımı ile hesaplanan ortalama doğrusal kesme tane boyutları, % ferrit ve % perlit miktarları Çizelge 6.2’de verilmektedir. Şekil 6.2’de görüldüğü gibi ve ayrıca Çizelge 6.2’de belirtildiği gibi, dövülmemiş ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri farklı tane boyutlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir. Sadece 38MnVS6 çeliğinde yağda yapılan soğutmada martenzitik yapı oluşmuştur. 1250 °C’de 30 dakika tavlama işlemi yapıldıktan sonra kapalı kalıpta dövülen ve ardından kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte azaldığı görülmüştür (Çizelge 6.2). Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutuldukları zaman ötektoid öncesi ferritin tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı ve kumda soğutma hızının, hava ve yağda soğutma hızından düşük olmasından

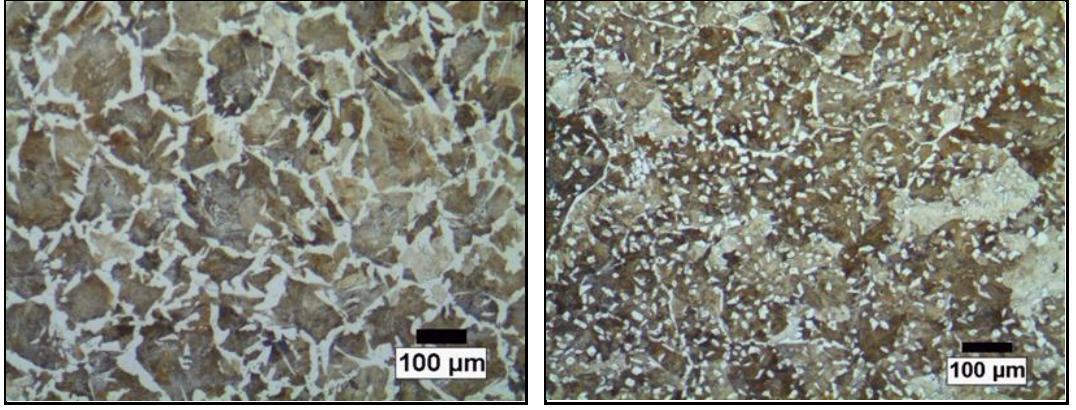
dolayı yapının kaba taneli olduğu görülmüştür. Bunun yanında 38MnVS6 çeliğinin tane yapısı Ç1040 çeliğine nazaran daha ince taneli olduğu gözlenmiştir (Çizelge 6.2). Ayrıca Ç1040 ve 38MnVS6'dan elde edilen numuneler kapalı kalıpta dövme işlemi yapıldıktan sonra yağda soğutulduklarında Ç1040 çeliği perlit tane sınırlarında dağılmış çok küçük ferrit fazlarından meydana gelirken 38MnVS6 çeliği ise martenzitik yapıdan oluşmuştur.

Kapalı kalıplarda dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri birbirleri ile karşılaştırıldığında, genel olarak kumda ve havada soğutulan 38MnVS6 numuneleri daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük ferrit tane boyutuna sahip olmuştur. Örneğin 38MnVS6'dan elde edilen ve dövüldükten sonra havada soğutulan numuneler % 15 ferrit fazı ve 8 µm ortalama ferrit tane boyutu gösterirken, Ç1040'dan elde edilen numuneler % 14 ferrit fazı ve 10 µm ortalama ferrit tane boyutu göstermiştir (Çizelge 6.2).

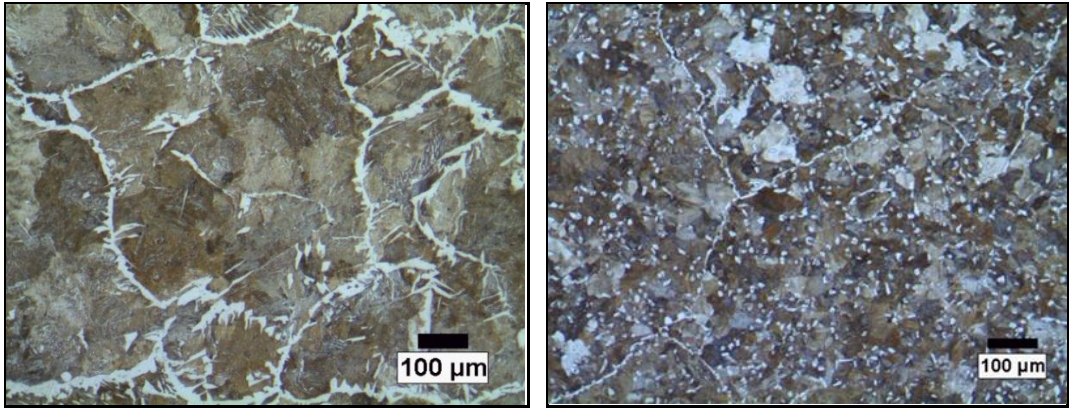


(a)

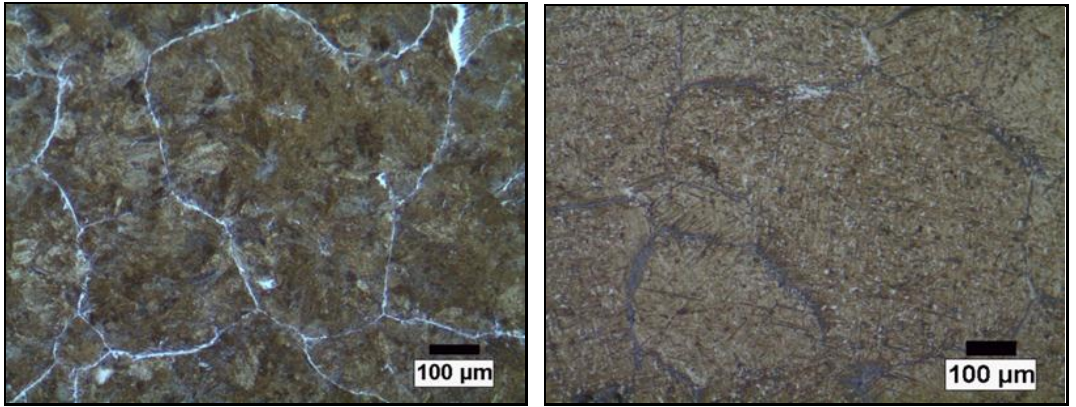
Şekil 6.2. Kapalı kalıpta dövülmüş Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden alınmış optik mikroskop resimleri a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.



(b)



(c)



(d)

Şekil 6.2. (devam ediyor).

Çizelge 6.2. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen dövülmemiş orijinal ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin % ferrit, % perlit ve tane boyutları sonuçları.

Çelikler	Ferrit (%)	Perlit (%)	Ferit Tane Boyutu (µm)
Ç1040 - Dövülmemiş	35	65	13
Ç1040 - Kum	29	71	13
Ç1040 - Hava	14	86	10
Ç1040 - Yağ	8	92	7
38MnVS6 - Dövülmemiş	38	62	10
38MnVS6 - Kum	30	70	11
38MnVS6 - Hava	15	85	8
38MnVS6 - Yağ	-	-	-

Serbest ve kapalı kalıpta dövülen Ç1040 çeliğinden elde edilen numunelerin mikroyapıları birbirleri ile kıyaslandığında kapalı kalıpta dövülen numuneler serbest olarak dövülen numunelerden genel olarak bütün soğuma şartlarında % ferrit miktarının azaldığı görülmüştür (Çizelge 6.1 ve Çizelge 6.2). Ayrıca kapalı kalıpta dövüldükten sonra havada soğutulan Ç1040 numuneleri serbest olarak dövüldükten sonra havada soğutulan numunelere göre widmanstatten ferrit yapı sergilemiştir.

Serbest ve kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 çeliğinden elde edilen numuneler birbiri ile kıyaslandığında, kapalı kalıpta dövülen ve ardından kumda ve havada soğutulan numunelerin % ferrit miktarı serbest olarak dövülen numunelere göre düşük bulunmuştur (Çizelge 6.1 ve Çizelge 6.2). Ayrıca kapalı kalıpta dövülen numunelerdeki ferrit serbest olarak dövülen numunelere göre yapı içerisinde homojen olarak dağılmıştır.

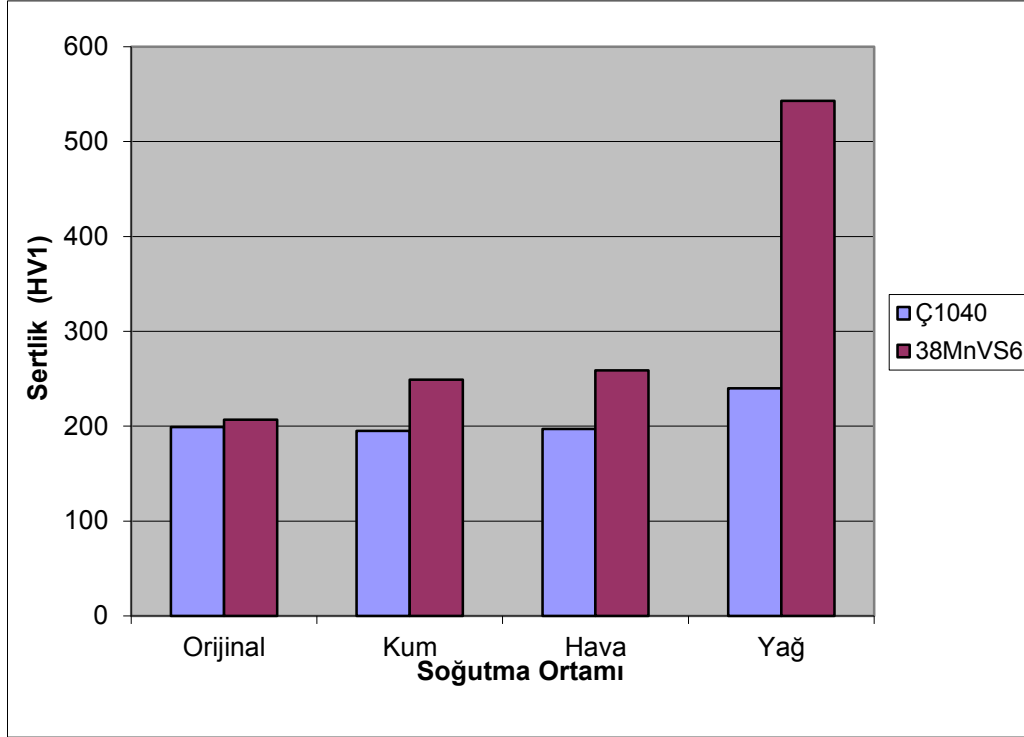
6.2. SERTLİK SONUÇLARI

Serbest olarak dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin sertlik deney sonuçları Çizelge 6.3 ve Şekil 6.3'de gösterilmiştir. Sertlik deneyi sonuçlarına bakıldığında yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin, kumda ve havada soğumaya göre daha yüksek oranda Vickers (HV1) sertliğe sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek Vickers (HV1) sertliği göstermişlerdir.

Çizelge 6.3 ve Şekil 6.3'den Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin sertlik sonuçları karşılaştırıldığında, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerinin sertlik değerleri aynı şartlar altında Ç1040 numunelerinden daha yüksek çıkmıştır.

Çizelge 6.3. Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin Vickers sertlik değerleri (HV1).

	Ç1040 Sertlik Değeri (HV1)	38MnVS6 Sertlik Değeri (HV1)
Orijinal	199	207
Kum	195	249
Hava	197	259
Yağ	240	543

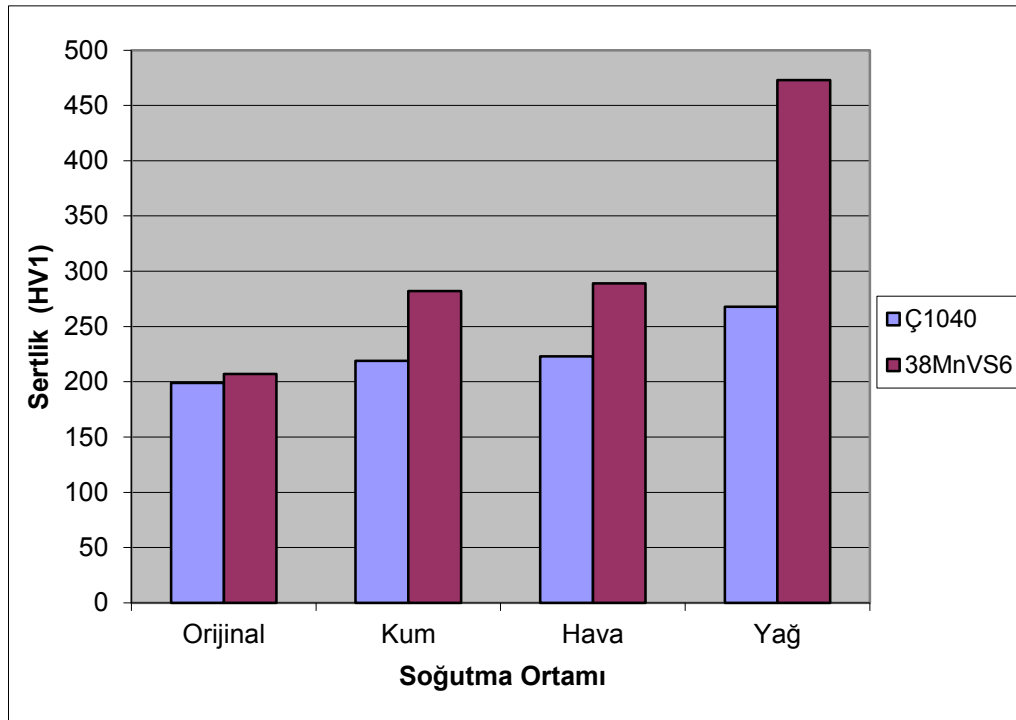


Şekil 6.3. Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik grafiği.

Kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin sertlik deney sonuçları Çizelge 6.4 ve Şekil 6.4’de gösterilmiştir. Sertlik deneyi sonuçlarına bakıldığında Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinden en yüksek sertlik değerine yağda yapılan soğuma sonucunda ulaşıldığı görülmektedir. Ayrıca havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek Vickers (HV1) sertliği göstermişlerdir. Çizelge 6.4 ve Şekil 6.4’den Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin sertlik sonuçları karşılaştırıldığında, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerinin sertlik değerleri aynı şartlar altında Ç1040 numunelerinden daha yüksek olduğu gözlenmektedir.

Çizelge 6. 4. Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerin Vickers sertlik değerleri (HV1).

	Ç1040 Sertlik Değeri (HV1)	38MnVS6 Sertlik Değeri (HV1)
Orijinal	199	207
Kum	219	282
Hava	223	289
Yağ	268	473



Şekil 6. 4. Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik grafiği.

Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin kum, hava ve yağ ortamında soğutulduktan sonra elde edilen sertlik değerleri serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin sertlik değerlerinden yüksek olduğu görülmüştür. Örneğin, kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin sırasıyla 219 HV1 ve 282 HV1 sertlik değeri gösterirken

serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri aynı şartlar altında sırasıyla 195 HV1 ve 249 HV1 sertlik değerlerine sahip olmuşlardır (Çizelge 6.3 ve Çizelge 6.4).

6.3. ÇEKME TEST SONUÇLARI

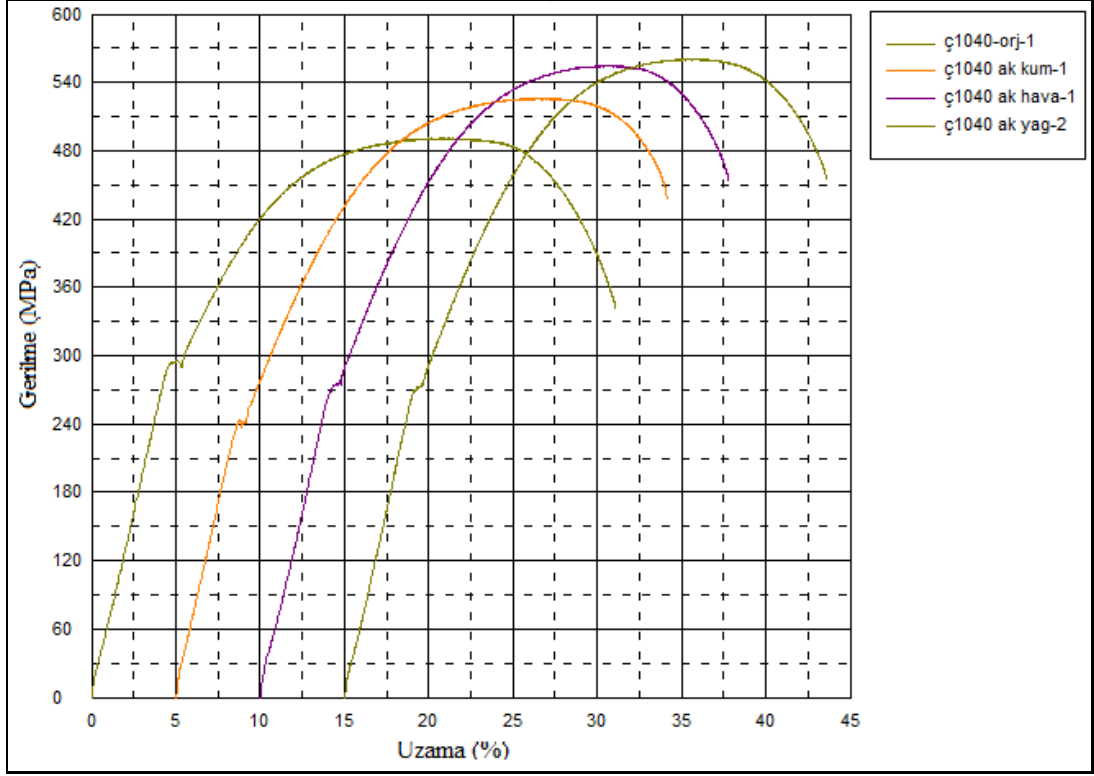
6.3.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçları

Orijinal Ç1040 malzeme ve serbest olarak dövme işlemi yapıldıktan sonra yağ, hava ve kum da soğutulan numunelerin akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Çizelge 6.5’de verilmiştir. Şekil 6.5’de ise orjinal malzeme ve serbest olarak dövüldükten sonra farklı ortamlarda soğutulan malzemelerin gerilme - % uzama diyagramlarını göstermektedir.

Çizelge 6.5’de farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerin çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımlarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı görülmektedir. % uzama değerlerin de ise belirgin bir değişim görülmemektedir. Örneğin, serbest olarak dövüldükten sonra kumda soğutulan numunelerin akma ve çekme dayanımları sırasıyla 241 ve 527 MPa iken aynı numuneler havada soğutulduğunda akma ve çekme dayanımları 270 ve 556 MPa’ya çıkmıştır. Yağda soğutma işlemi yapıldığında artış devam ederek akma ve çekme dayanımları sırasıyla 276 ve 561 MPa’ya yükselmiştir (Çizelge 6.5 ve Şekil 6.5).

Çizelge 6.5. Serbest olarak dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin çekme test sonuçları.

Numune	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
Ç1040 orijinal numune	280	493	21
Ç1040 kumda soğutulmuş	241	527	22
Ç1040 havada soğutulmuş	270	556	21
Ç1040 yağda soğutulmuş	276	561	21



Şekil 6.5. Serbest olarak dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin gerilme - % uzama diyagramları.

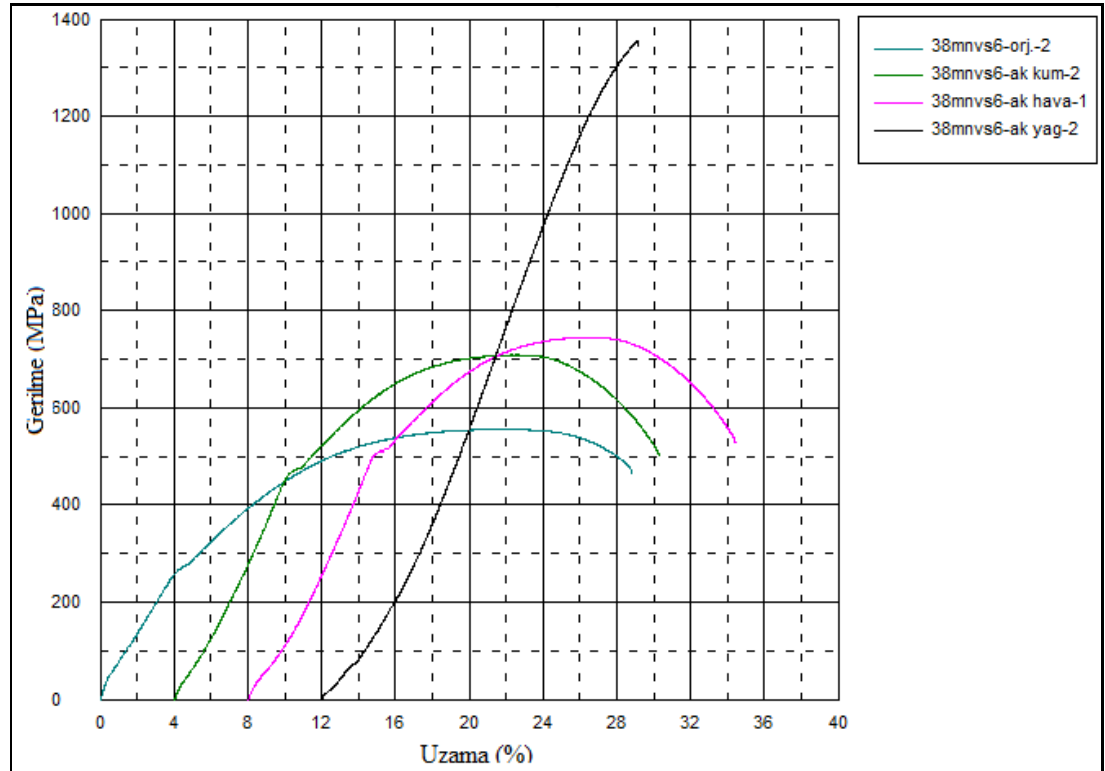
Orijinal 38MnVS6 malzeme ve serbest olarak dövme işlemi yapıldıktan sonra yağ, hava ve kum da soğutulan numunelerin akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Çizelge 6.6'da verilmiştir. Şekil 6.6 ise orijinal malzeme ve serbest olarak dövüldükten sonra farklı ortamlarda soğutulan malzemelerin gerilme - % uzama diyagramlarını göstermektedir.

Çizelge 6.6'da farklı ortamlarda yapılan soğutma işleminin çeliğin mekanik özelliklerini nasıl etkilediği açık bir şekilde görülmektedir. Çizelge 6.6'dan elde edilen çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımlarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı fakat % uzama değerlerinin ise azaldığı görülmektedir. Örneğin, dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda soğutulan numunenin çekme dayanımı 717 MPa iken, aynı numune havada soğutulduğunda çekme dayanımı 748 MPa'a çıkmıştır. Bir başka deyişle havada soğutma, kumda soğutmaya nazaran çekme dayanımında 31 MPa'lık bir artışa sebep olmuştur. Dövme işlemi yapıldıktan sonra yağda soğutulan numunelerin çekme dayanımı ise 1357 MPa'a çıkararak kumda

soğutmaya göre dayanımda 640 MPa'lık bir artış gerçekleşmiştir. En düşük % uzama değeri % 17 ile yağda soğutulan numunede olmuştur.

Çizelge 6.6. Serbest olarak dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin çekme test sonuçları.

Numune	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
38MnVS6 orijinal numune	284	559	21
38MnVS6 kumda soğutulmuş	465	717	19
38MnVS6 havada soğutulmuş	500	748	19
38MnVS6 yağda soğutulmuş	1219	1357	17



Şekil 6.6. Serbest olarak dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin gerilme - % uzama diyagramları.

Çizelge 6.5 ve Çizelge 6.6'dan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin çekme deney sonuçları karşılaştırıldığında orijinal ve serbest olarak dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerin akma ve çekme dayanımları aynı şartlar altında Ç1040 numunelerinden daha yüksek çıkmıştır. % uzama değerleri ise ortalama % 3 lük bir azalma göstermiştir.

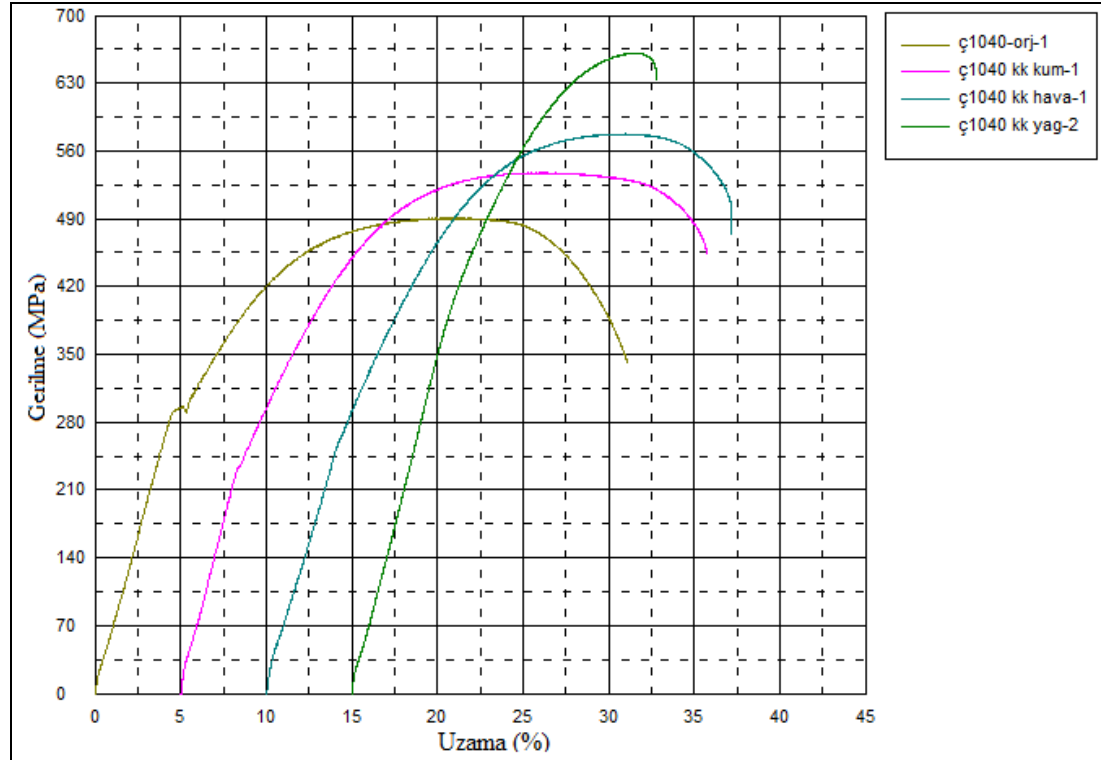
6.3.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçları

Orijinal Ç1040 malzeme ve kapalı kalıpta dövme işlemi yapıldıktan sonra yağ, hava ve kum da soğutulan numunelerin akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Çizelge 6.7'de verilmiştir. Şekil 6.7'de ise orijinal malzeme ve farklı ortamlarda soğutulan malzemelerin gerilme - % uzama diyagramları görülmektedir.

Çizelge 6.7'de farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerini çekme deney sonuçları serbest olarak dövülen numunelerde olduğu gibi soğuma ortamlarından etkilendiği görülmektedir. Çizelge 6.7'den elde edilen çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımlarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı fakat % uzama değerlerinin ise aynı kaldığı sadece yağda yapılan soğutmada bir miktar azaldığı gözlenmektedir. Örneğin, dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda soğutulan numunenin çekme dayanımı 539 MPa iken, aynı numune havada soğutulduğunda çekme dayanımının 579 MPa'a çıktığı görülmektedir. Yağda soğutma işlemi yapıldığında artış devam ederek çekme dayanımı 663 MPa'a yükselmiştir. Bu durum soğuma hızı arttıkça çekme dayanımının da arttığını göstermektedir.

Çizelge 6.7. Kapalı kalıpta dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin çekme test sonuçları.

Numune	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
Ç1040 orijinal numune	280	493	21
Ç1040 kumda soğutulmuş	282	539	21
Ç1040 havada soğutulmuş	299	579	21
Ç1040 yağda soğutulmuş	450	663	17



Şekil 6.7. Kapalı kalıpta dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 numunelerin gerilme - % uzama diyagramları.

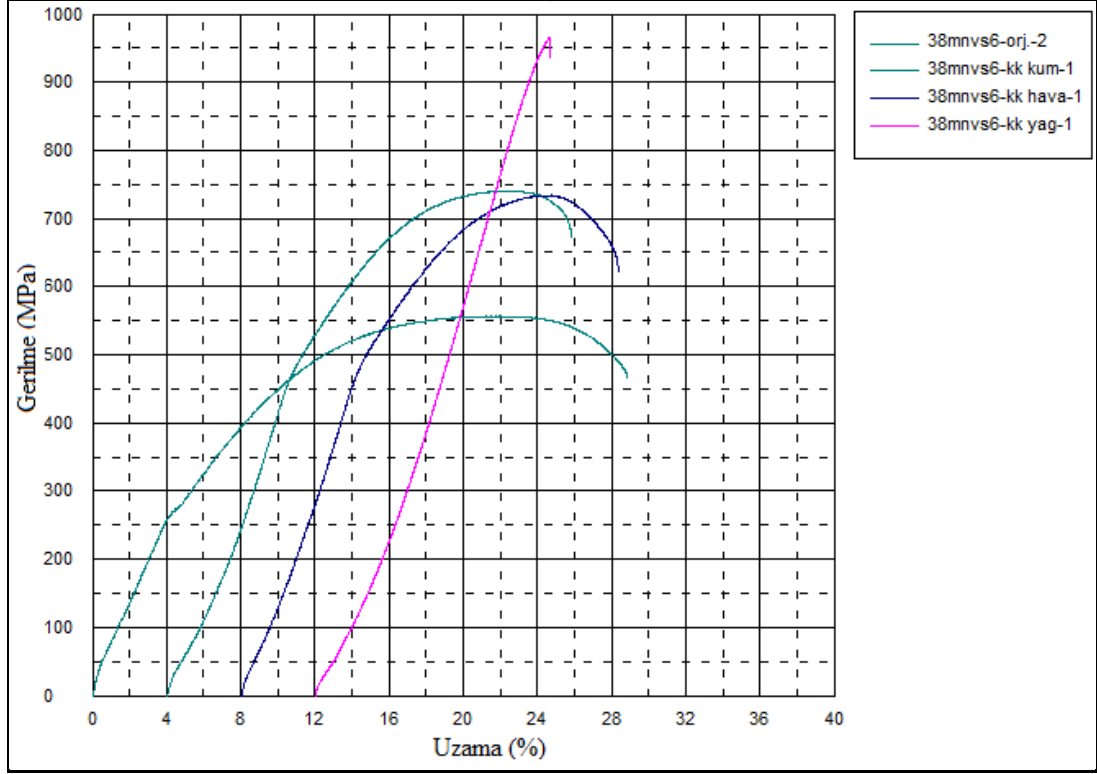
Orijinal 38MnVS6 malzeme ve kapalı kalıpta dövme işlemi yapıldıktan sonra yağ, hava ve kum da soğutulan numunelerin akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Çizelge 6.8'de verilmiştir. Şekil 6.8 ise orijinal malzeme ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra farklı ortamlarda soğutulan malzemelerin gerilme - % uzama diyagramlarını göstermektedir.

Çizelge 6.8'den farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerin akma ve çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında Ç1040 çeliğinde gözlemlendiği gibi artan soğuma hızı ile birlikte akma ve çekme dayanımlarında artış olduğu görülmektedir. Dayanım değerlerindeki en yüksek artışın yağda yapılan soğutma sonucunda meydana geldiği tespit edilmiştir. Kumda yapılan soğutma havada yapılan soğutmadan daha yavaş olmasından dolayı çekme ve akma dayanımı havada yapılan soğutmadan daha düşük çıkmıştır. Çekme dayanımı kumda yapılan soğutmada 736 MPa iken havada yapılan soğutma neticesinde 743 MPa'a çıkmıştır. % uzama değerlerin de ise orijinal malzemeye göre bir düşüş gözlenmektedir. Örneğin orijinal malzemenin uzama oranı % 21 iken yağda yapılan soğutmanın ardından uzama oranı % 13'e düşmüştür.

Çizelge 6.7 ve 6.8'den Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin çekme deney sonuçları karşılaştırıldığında orijinal ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerinin akma ve çekme dayanımları aynı şartlar altında Ç1040 numunelerinden daha yüksek çıkmıştır. % uzama değerlerinde ise ortalama % 4 lük bir azalma görülmüştür.

Çizelge 6.8. Kapalı kalıpta dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin çekme test sonuçları.

Numune	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
38MnVS6 orijinal numune	284	559	21
38MnVS6 kumda soğutulmuş	469	736	18
38MnVS6 havada soğutulmuş	512	743	17
38MnVS6 yağda soğutulmuş	926	967	13



Şekil 6.8. Kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 numunelerin gerilme - % uzama diyagramları.

Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin kum, hava ve yağ ortamında soğutulduktan sonra elde edilen dayanım değerleri serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin dayanım değerlerinden genel olarak yüksek olduğu görülmüştür. Örneğin, kapalı kalıpta dövüldükten sonra havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri sırasıyla 299 ve 512 MPa akma dayanımı gösterirken serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri aynı şartlar altında sırasıyla 270 ve 500 MPa akma dayanım değerlerine sahip olmuştur.

6.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP SONUÇLARI

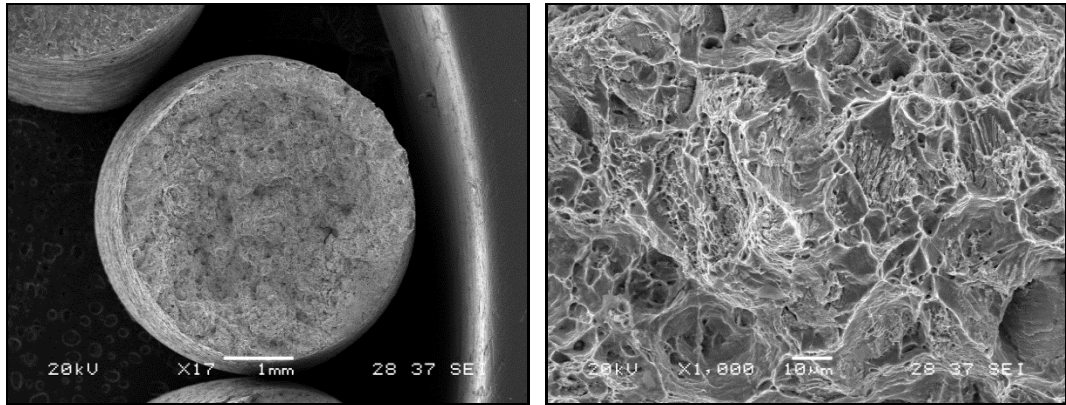
6.4.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçları

Şekil 6.9 Ç1040 ve Şekil 6.10 38MnVS6 orijinal malzeme ile serbest olarak dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Kırık yüzey resimleri X17 ve X1000 büyütmede

alınmıştır. X17 büyütme numune yüzeyinin tamamını gösterirken X1000 büyütme ise numune yüzeyinin genelini yansıtan alansal bir kesiti göstermektedir.

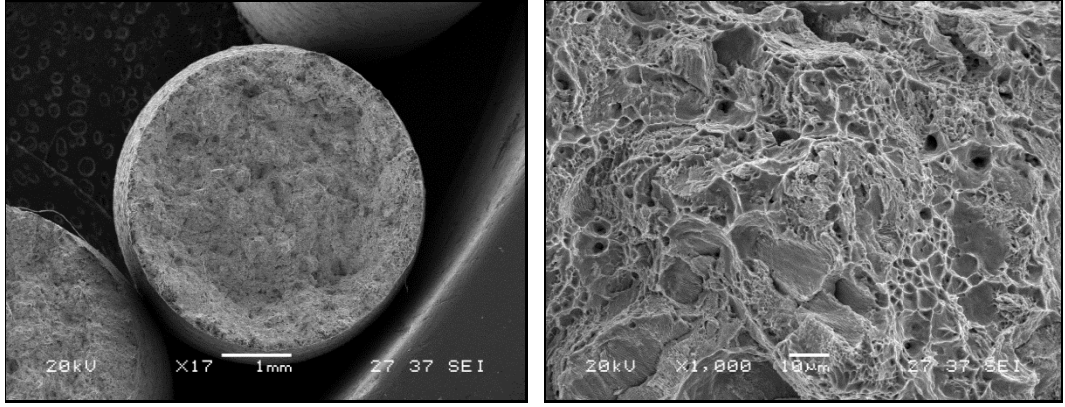
Şekil 6.9'de verilen Ç1040 çeliğinin kırık yüzey resimlerine bakıldığında orijinal, kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin yüzeylerinin pürüzlü yani girintili ve çıkıntılı olduğu ve kısmen klivaj şeklinde camsı kırık yüzey sergilediği görülmektedir. Ç1040 çeliğinin kırık yüzey resimleri genel olarak değerlendirildiğinde soğuma hızının artması kırık yüzey morfolojisini çok fazla etkilemediği görülmüştür. Elde edilen bu sonuç % toplam uzama değerleri ile de uyum içerisindedir (Çizelge 6.5). Ç1040 çeliğinin orijinal, kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin % toplam uzama değerlerinde belirgin bir farklılaşma görülmemektedir.

Şekil 6.10'da verilen 38MnVS6 çeliğinden elde edilen orijinal, kumda ve havada soğutulan numuneler Ç1040 çeliğinde olduğu gibi kısmen sünek ve kısmen de gevrek davranış sergilemiştir. Fakat serbest olarak dövüldükten sonra yağda soğutulan 38MnVS6 numuneleri tamamen gevrek bir davranış sergilemekle birlikte herhangi bir kesit daralması meydana gelmemiştir. Bu durum, 38MnVS6 çeliğinin kırık yüzey morfolojisinin soğuma hızından etkilendiğini göstermektedir.

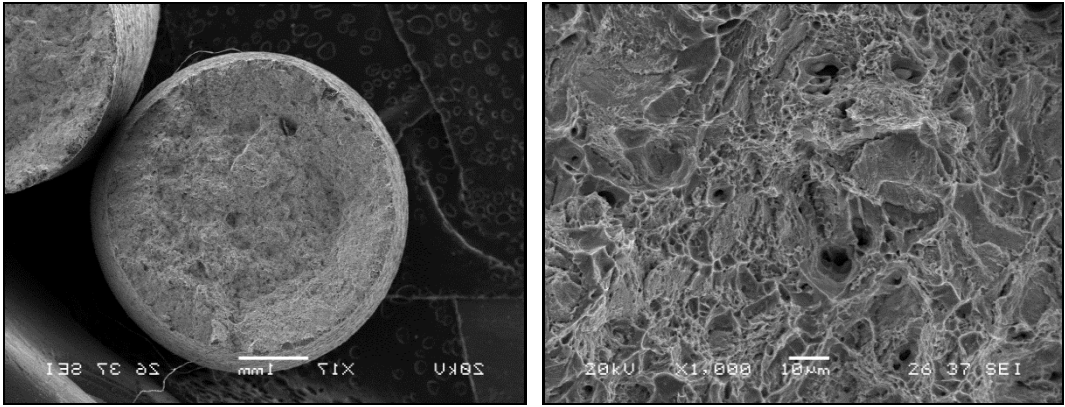


(a)

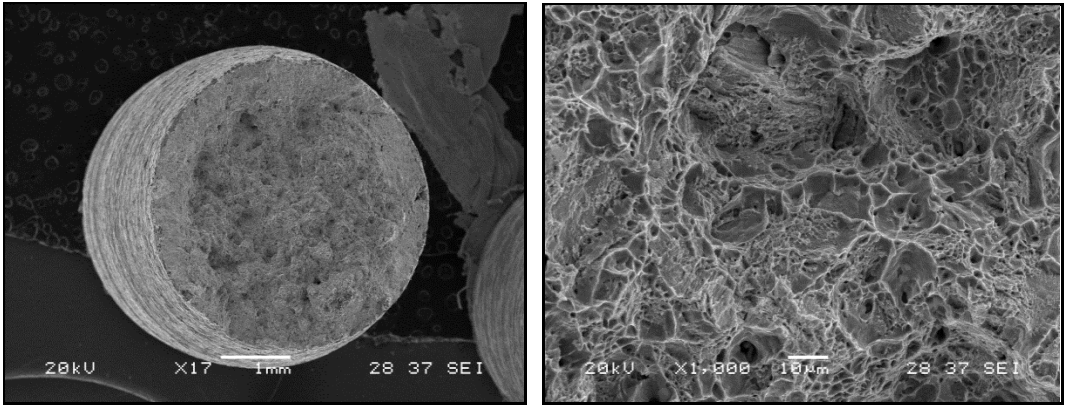
Şekil 6.9. Serbest olarak dövülmüş Ç1040 çeliklerinin kırık yüzey resim sonuçları
a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.



(b)

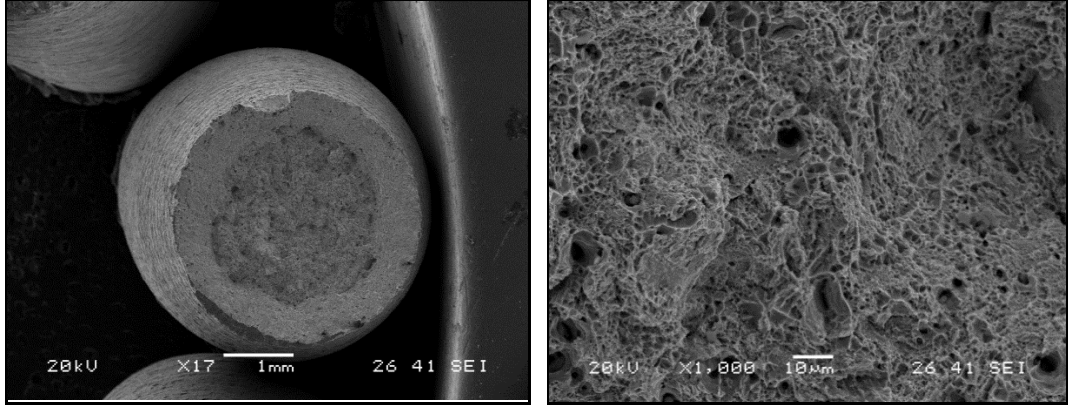


(c)

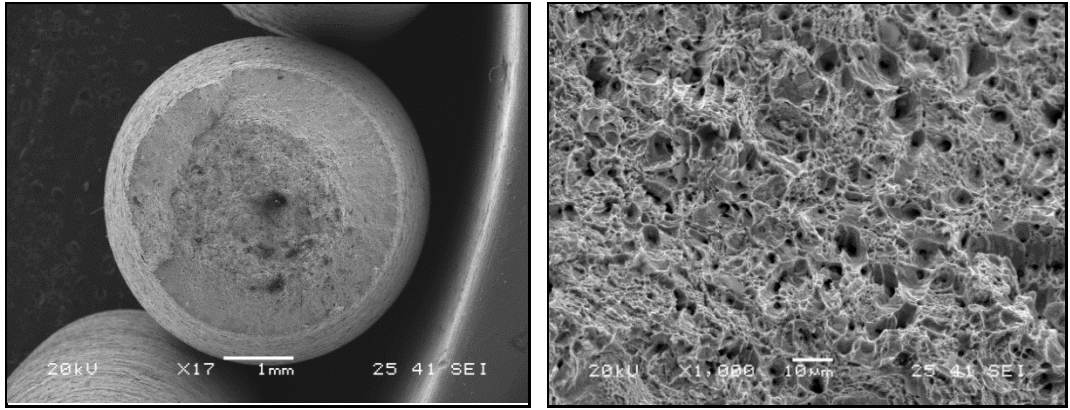


(d)

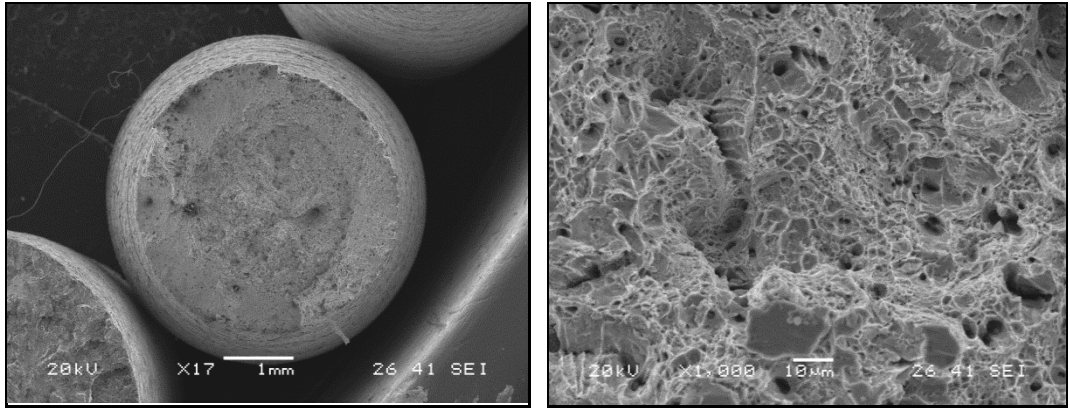
Şekil 6.9. (devam ediyor).



(a)

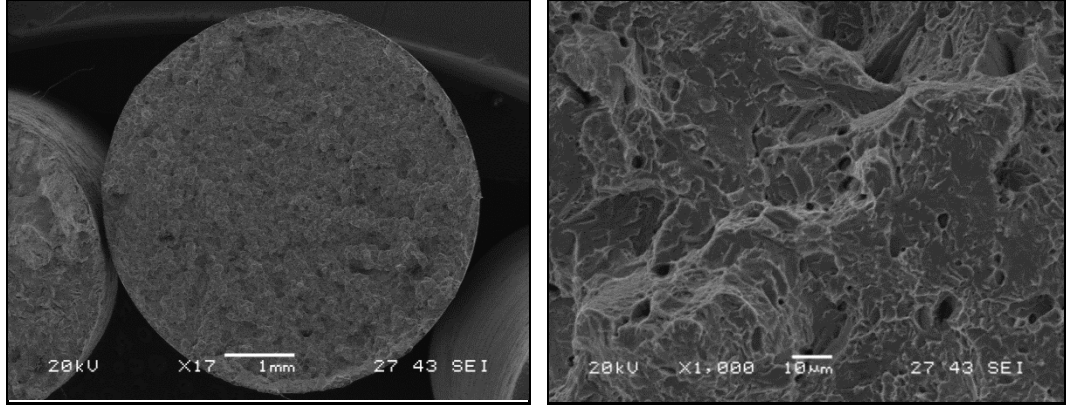


(b)



(c)

Şekil 6.10. Serbest olarak dövülmüş 38MnVS6 çeliklerinin kırık yüzey resim sonuçları a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.



(d)

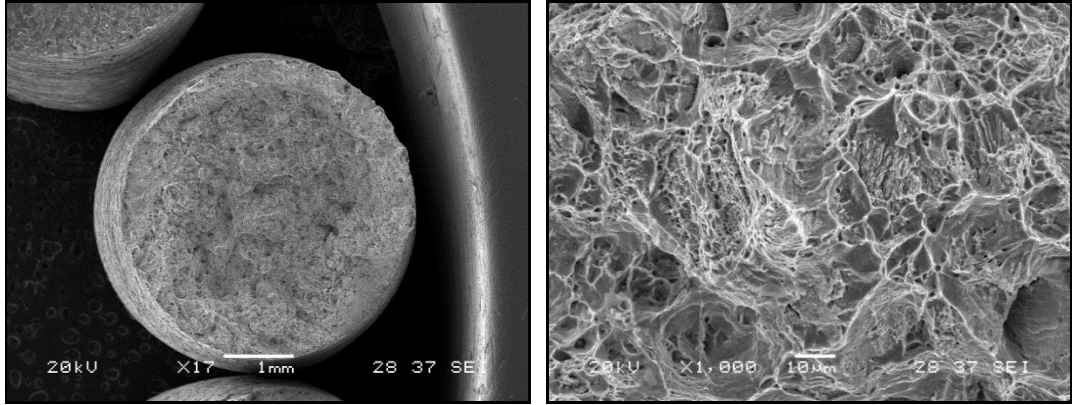
Şekil 6.10. (devam ediyor).

6.4.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçları

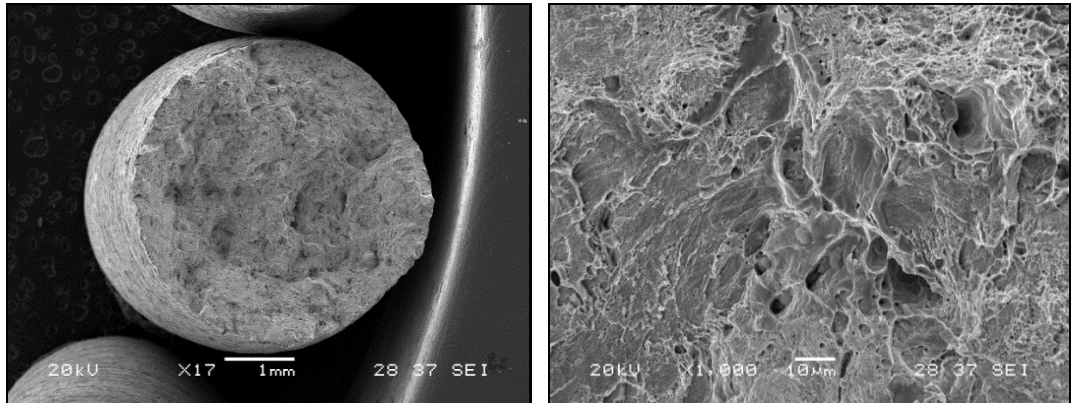
Şekil 6.11 Ç1040 ve Şekil 6.12 38MnVS6 orijinal malzeme ile kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Şekil 6.11’de verilen Ç1040 orijinal malzeme ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin kırık yüzeyleri karşılaştırıldığında serbest dövmede olduğu gibi orijinal, kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin kısmen sünek kısmen de gevrek bir kırılma davranışı sergilediği görülmüştür. Kesit daralması sadece orijinal ve kumda soğutulan numunelerde görülürken hava ve yağda soğutulan numunelerde kesit daralması görülmemiştir. Özellikle yağda soğutulan numunelerin çekme testi sonucunda elde edilen % toplam uzama değerinin % 17 ile en düşük değerde olması bu numunede kesit daralmasının neden olmadığını açık bir şekilde göstermektedir (Çizelge 6.7).

Kapalı kalıpta dövüldükten sonra orijinal, kum, hava ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerin kırık yüzey resimleri Şekil 6.12’de görülmektedir. Şekil 6.12’den ana malzemenin sünek bir malzeme olduğu anlaşılmakta olup malzemede kesit daralması meydana gelmiştir. Fakat kumda, havada ve yağda soğutulan numuneler gevrek bir kırılma davranışı sergileyip kırık yüzeyleri yalnızca klivaj düzlemlerinden oluşmaktadır. Ayrıca kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerde ana malzemeye göre kesit daralmasının olmadığı veya çok az olduğu tespit edilmiştir.

Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38 MnVS6 çeliklerinden elde edilen orjinal, kum, hava ve yağ ortamlarında soğutulan numunelerin kırık yüzeyleri aynı şartlarda serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri ile karşılaştırıldığında; kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 numunelerinin gevrek bir davranış sergilediği açıkça görülmektedir (Şekil 6.9 - 6.12).

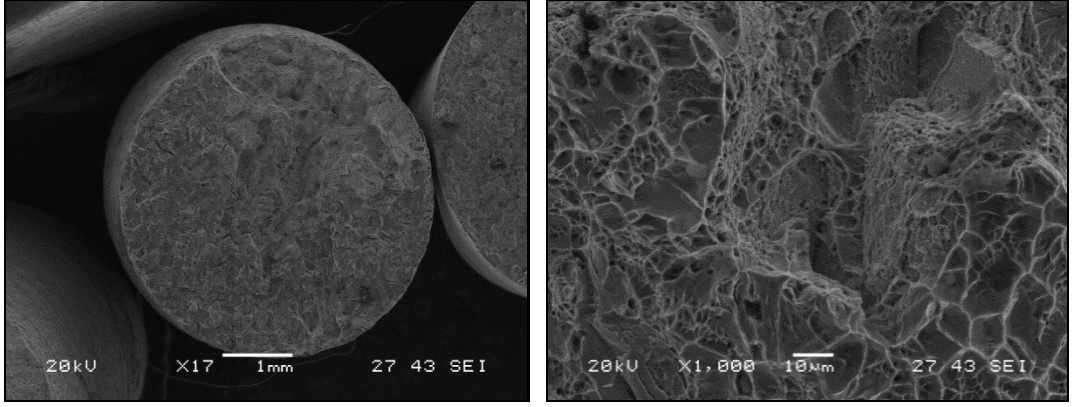


(a)

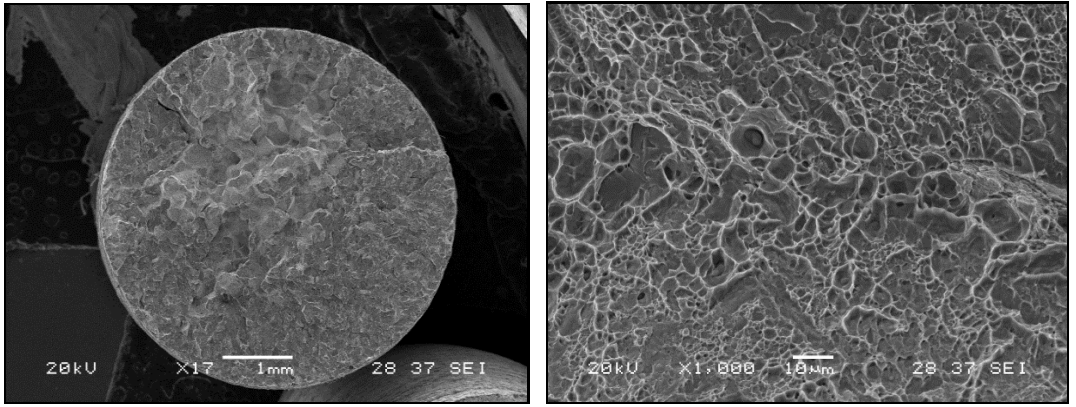


(b)

Şekil 6.11. Kapalı kalıpta dövülmüş Ç1040 çeliklerinin kırık yüzey resim sonuçları a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.

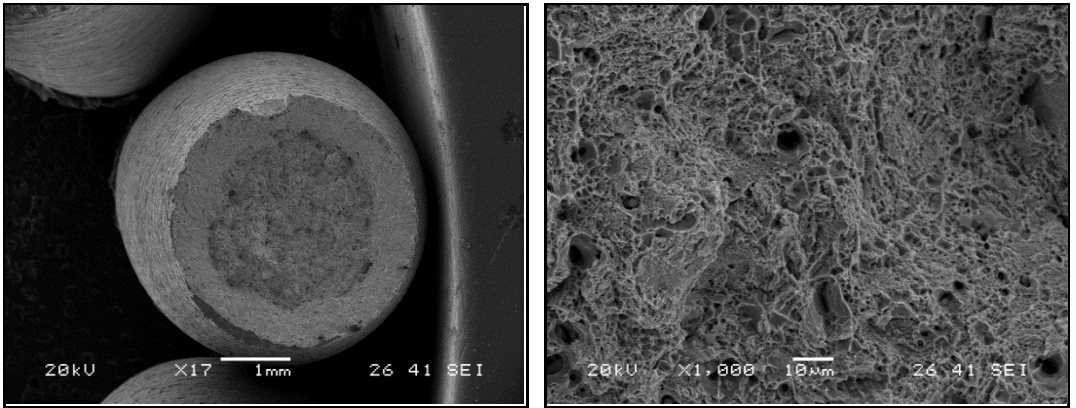


(c)



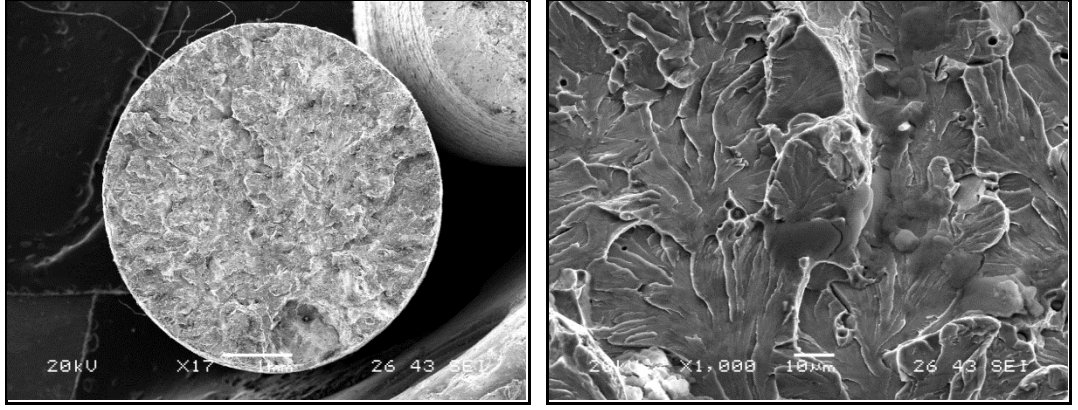
(d)

Şekil 6.11. (devam ediyor)

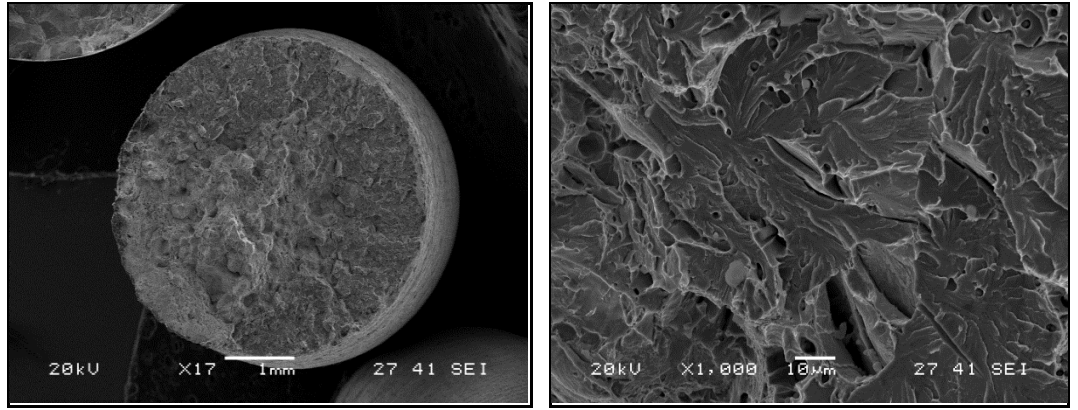


(a)

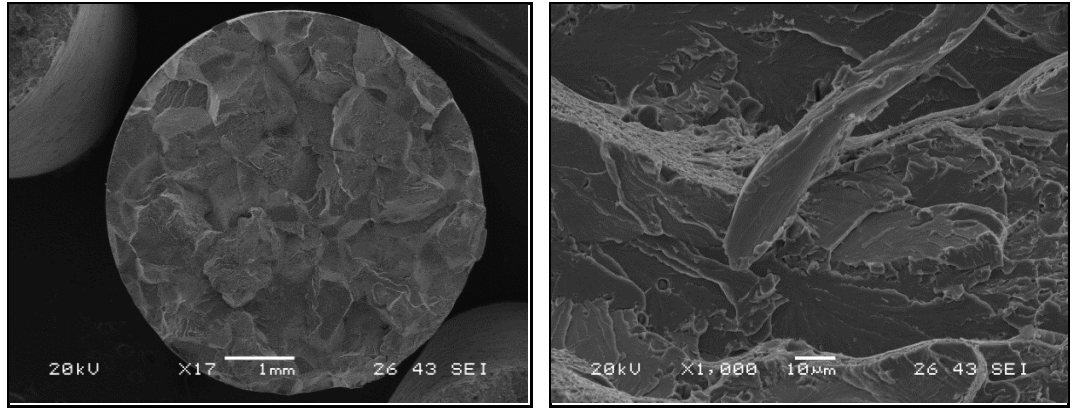
Şekil 6.12. Kapalı kalıpta dövülmüş 38MnVS6 çeliklerinin kırık yüzey resim sonuçları a) orjinal, b) kumda, c) havada ve d) yağda soğutulmuş numuneler.



(b)



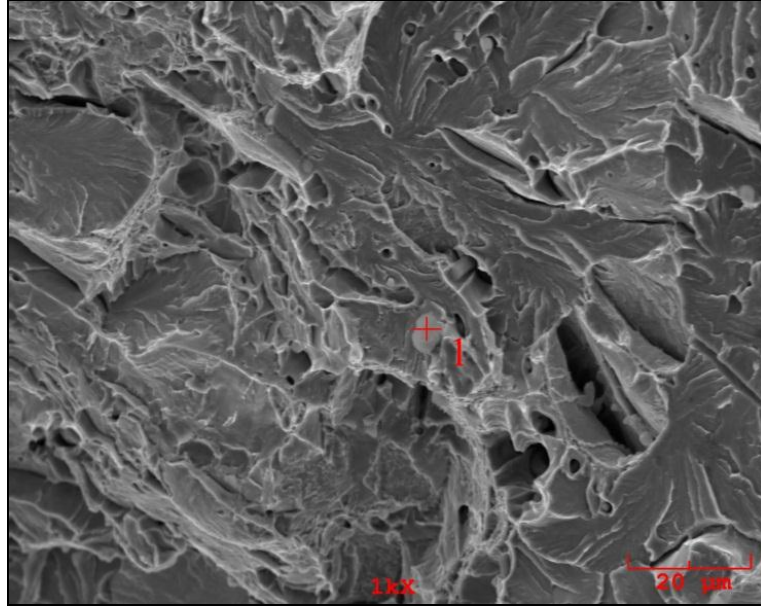
(c)



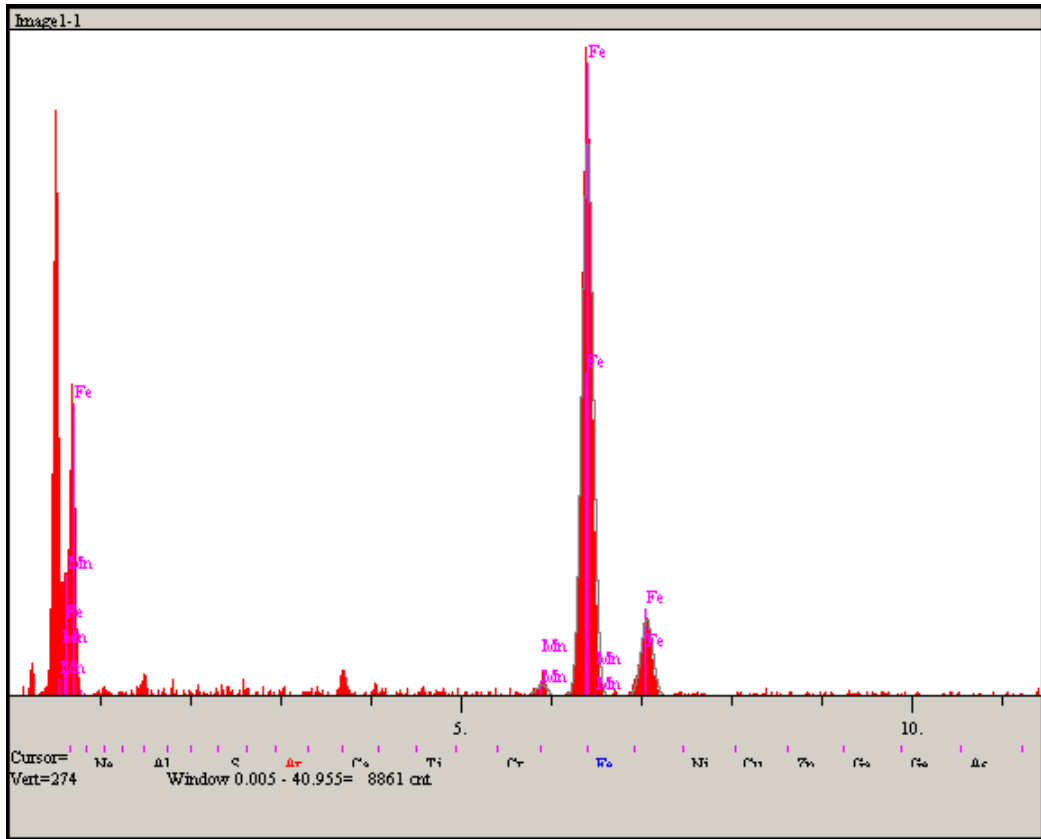
(d)

Şekil 6.12. (devam ediyor).

Şekil 6.13 ve 6.14 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövüldükten sonra sırasıyla havada ve kumda soğutulmuş numunelerin yüzeylerinde bulunan partikülleri ve bu partiküllerden alınan EDS analiz sonuçlarını vermektedir. EDS analiz sonuçları bu partiküllerin demir, mangan, kükürt ve krom içerdiğini göstermektedir.

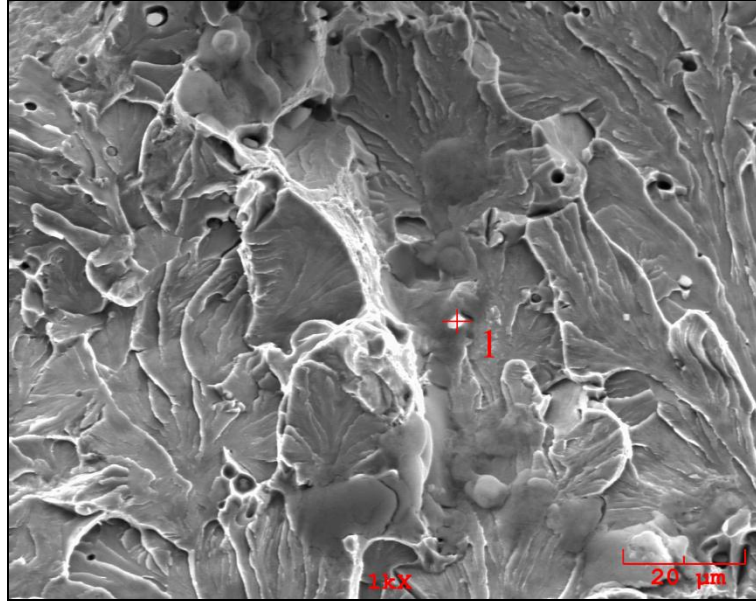


(a)

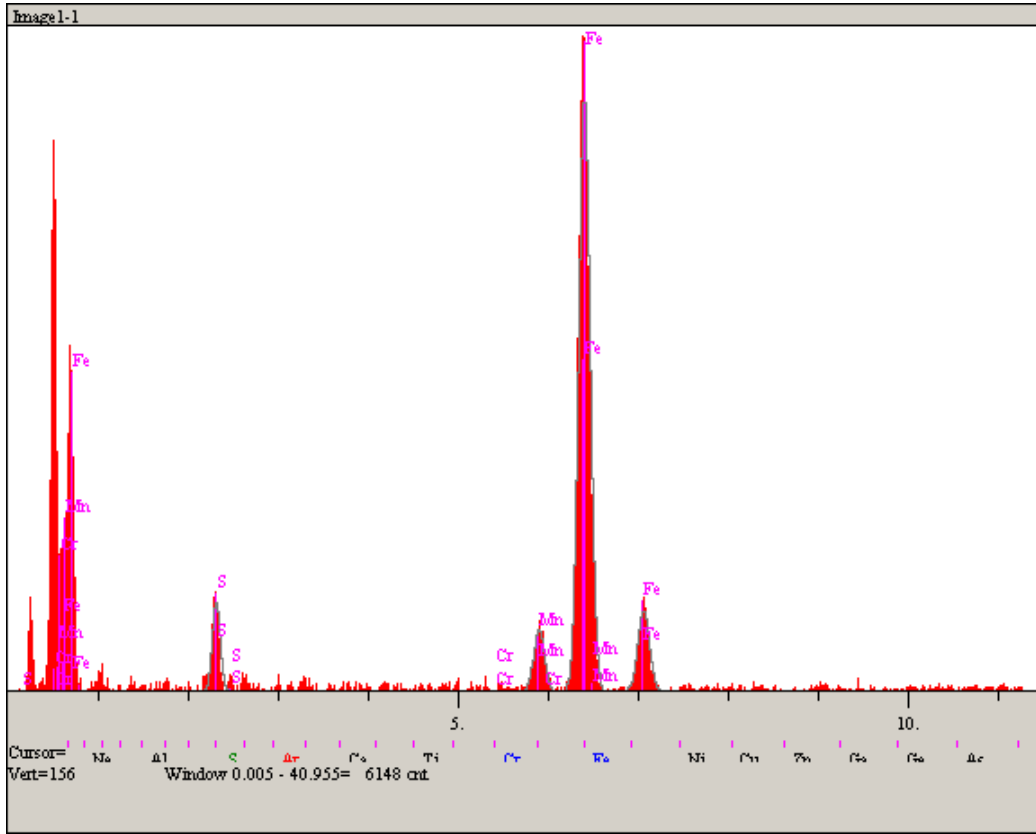


(b)

Şekil 6.13. 38MnVS6 çeliğinin partükül ve ESD analiz sonucu, a) 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövülmüş ve havada soğutulmuş numunesinin aşınmış yüzeyinde bulunan partükül, b) bu partükülden alınan EDS analiz sonucu.



(a)



(b)

Şekil 6.14. 38MnV5a çeliğinin partikül ve ESD sonucu, a) 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövülmüş ve kumda soğutulmuş numunesinin aşınmış yüzeyinde bulunan partikül, b) bu partikülden alınan EDS analiz sonucu.

BÖLÜM 7

DENEYSEL SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

7.1. MİKROYAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

7.1.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Sonuçlar kısmında verilen Şekil 6.1’de görüldüğü gibi ve ayrıca Çizelge 6.1’de belirtildiği gibi, dövülmemiş ve serbest olarak dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri farklı tane boyutlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir. Orijinal malzemelerin mikroyapı resimlerine bakıldığında 38MnVS6 çeliğinin ferrit tane boyutunun daha küçük olduğu fakat % ferrit miktarının Ç1040 çeliğine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni 38MnVS6 çeliğinin içerisinde vanadyumun bulunmasıdır. Vanadyumun varlığı V(CN) gibi çökeltilerin oluşmasına sebep olur ve çeliğin tane yapısını küçülterek yüksek oranda ferritin tane sınırlarında çekirdeklenmesine izin verir [11]. Ç1040 ve 38MnVS6’nın kimyasal bileşimlerine bakıldığında her ikisinde % karbon oranlarının yaklaşık aynı olduğu görülmektedir. Fakat 38MnVS6 mikroalaşım çeliğinde vanadyum elementinin varlığı tane boyutunun düşmesine ve ferritin çekirdeklenmesinin artmasına neden olmuştur.

1250 °C’de 30 dakika tavlama işlemi yapıldıktan sonra dövülen ve ardından kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte azaldığı görülmüştür (Çizelge 6.1). Soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdeklenme miktarını düşürür [10]. Ayrıca dövme işlemi yapıldıktan sonra soğuma hızının dönüşüm sıcaklığını düşürerek perlitin düşük sıcaklıklarda oluşmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşan perlit daha küçük taneli olarak yapı içerisinde

dağılmıştır [42]. Kumda soğutma gibi düşük soğuma hızlarında östenit-ferrit dönüşümünden önce yeniden kristalleşme ve hatta tane büyümesi meydana gelebilir [43]. Bu nedenle Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutuldukları zaman ötektoid öncesi ferritin tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı ve kumda soğutma hızının, hava ve yağda soğutma hızından düşük olmasından dolayı yapının kaba taneli olduğu görülmüştür (Çizelge 6.1). Ayrıca Ç1040 ve 38MnVS6'dan elde edilen numuneler dövme işlemi yapıldıktan sonra yağda soğutulduklarında Ç1040 çeliği perlit tane sınırlarında dağılmış çok küçük ferrit fazlarından meydana gelirken 38MnVS6 çeliği martenzitik bir yapıya sahip olmuştur. Bu durum yağda soğuma hızının Ç1040 çeliğinin kritik soğuma hızından düşük olduğunu fakat 38MnVS6 çeliğinin kritik soğuma hızından ise yüksek olduğunu göstermektedir. Her iki çelikte kritik soğuma hızının farklı olması çelik içerisindeki alaşım elementlerinin farklılığından kaynaklanmaktadır. Alaşım elementleri sürekli soğuma diyagramlarını uzun zamana iterek kritik soğuma hızını düşürür ve martenzit oluşumunu kolaylaştırır [10].

Serbest olarak dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri birbirleri ile karşılaştırıldığında, kumda ve havada soğutulan 38MnVS6 numuneleri Ç1040 numunelerinden daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük ferrit tane boyutuna sahip olmuştur. Örneğin 38MnVS6'dan elde edilen ve dövüldükten sonra havada soğutulan numuneler % 28 ferrit fazı ve 6 µm ortalama ferrit tane boyutu gösterirken, Ç1040'dan elde edilen numuneler % 25 ferrit fazı ve 10 µm ortalama ferrit tane boyutu göstermiştir. Benzer durum kumda soğutulan numuneler için de söz konusudur (Çizelge 6.1). Ötektoid öncesi ferrit miktarının yüksek fakat ortalama ferrit tane boyutunun küçük olması, 38MnVS6 çeliğinin içerisinde % 0.09 oranında vanadyum elementinin bulunmasına bağlanabilir. Çünkü vanadyum östenit tane sınırlarında V(CN) olarak çökler ve östenit tanelerinin büyümesini önleyerek ferritin çekirdekleşmesini hızlandırır. Yapılan literatür araştırmalarında tane sınırlarının ötektoid öncesi ferritin çekirdekleşmesine yardımcı olan en uygun bölgeler olduğu belirtilmektedir [44].

7.1.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin dövmeden önce ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutularak elde edilen mikroyapı resimleri Şekil 6.2’de gösterilmektedir. Bu mikroyapı resimleri yardımı ile hesaplanan ortalama doğrusal kesme tane boyutları, % ferrit ve % perlit miktarları Çizelge 6.2’de verilmektedir. Şekil 6.2’de görüldüğü gibi ve ayrıca Çizelge 6.2’de belirtildiği gibi, dövülmemiş ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri farklı tane boyutlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir. Her iki çelikte de ötektoid öncesi ferrit östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek ince ağ halinde bulunmaktadır. Sadece 38MnVS6 çeliğinde yağda yapılan soğutmada soğutma hızının yüksek olmasından dolayı martenzit yapı meydana gelmiştir. Çünkü hızlı soğuma esnasında hacim merkez kübik yapı karbon atomlarınca aşırı bir şekilde doyarak yapısını hacim merkez tetragonal yapıya dönüştürmüştür. Bu yapı çeliklerin tokluğunu düşürdüğü için arzu edilen bir yapı değildir [45]. Ayrıca 38MnVS6 çeliğinin kimyasal kompozisyonunda vanadyumun bulunması V(CN) gibi çökeltilerin oluşmasına sebep olmuş ve çeliğin tane yapısını küçülterek yüksek oranda ferritin tane sınırlarında çekirdeklenmesine izin vermiştir. Bunun sonucu 38MnVS6 çeliğinin daha küçük ferrit ve perlit tane boyutuna sahip olmasına ve % ferrit miktarının Ç1040’e göre daha yüksek olmasına sebep olmuştur.

Kapalı kalıpta dövme sonucunda oluşan ferritin daha küçük taneli olarak yapı içerisinde dağılması ve kumda soğutmada kaba taneli bir yapının meydana gelmesi serbest olarak yapılan dövme işleminin değerlendirilmesindeki aynı nedenlerden dolayıdır. Kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri birbirleri ile karşılaştırıldığında, kumda ve havada soğutulan 38MnVS6 numuneleri Ç1040 numunelerinden daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük ferrit tane boyutuna sahip olmuştur. Örneğin, 38MnVS6’dan elde edilen ve dövüldükten sonra havada soğutulan numuneler % 15 ferrit fazı ve 8 µm ortalama ferrit tane boyutu gösterirken, Ç1040’dan elde edilen numuneler % 14 ferrit fazı ve 10 µm ortalama ferrit tane boyutu göstermiştir. Benzer durum kumda soğutulan numuneler için de söz konusudur (Çizelge 6.2). Ötektoid öncesi ferrit miktarının

yüksek, fakat ortalama ferrit tane boyutunun küçük olması, 38MnVS6 çeliğinin içerisinde vanadyum elementinin bulunmasının bir sonucudur. Vanadyum östenit tane sınırlarında V(CN) olarak çökelir ve östenit tanelerinin büyümesini engeller. Bu durum ferritin çekirdeklenmesini hızlandırarak miktarını artırır.

Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutularak elde edilen mikroyapı sonuçları birbiri ile karşılaştırıldığında farklı tane boyutlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana geldikleri, her iki çelikte de ötektoid öncesi ferritin östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek ince ağ halinde bulunduğu görülmüştür. Kumda soğutmada iri taneli bir yapı meydana gelmesi her iki dövme yönteminde de gözlenmiştir. Sadece 38MnVS6 çeliğinde yağda yapılan soğutmada martenzitik yapı olduğu tespit edilmiştir. Perlitin daha küçük taneli olarak yapı içerisinde dağıldığı, bunun yanında kapalı kalıpta yapılan dövme işlemindeki ferrit tane boyutu serbest olarak yapılan dövme işlemindekinden bütün soğuma şartlarında daha yüksek olduğu gözlenmektedir (Çizelge 6.1 ve 6.2). Örneğin, Ç1040 çeliğinde serbest kalıpta yapılan dövme işleminin ardından havada soğutulan numunenin ferrit tane boyutu 9 µm iken kapalı kalıpta dövülen ve havada soğutulan numunenin tane boyutu 12 µm dir. Yine 38MnVS6 çeliğinin serbest kalıpta dövülen ve havada soğutulan numunesinin ferrit tane boyutu 6 µm iken kapalı kalıpta dövülen ve havada soğutulan numunenin ferrit tane boyutu 8 µm dir. Bunun nedeni ise kapalı kalıptaki numunelerin serbest kalıba göre daha homojen bir şekilde ısıtılmaları aynı şekilde homojen bir şekilde soğumalarından kaynaklanmaktadır.

7.2. SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Serbest ve kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin sertlik deney sonuçları Çizelge 6.3 ve 6.4'de gösterilmiştir. Her iki dövme şeklinin sertlik deneyi sonuçlarına bakıldığında yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin, kumda ve havada soğumaya göre daha yüksek oranda Vickers (HV1) sertliğe sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek Vickers (HV1) sertliği göstermişlerdir. Bunun nedeni soğuma hızının farklı olmasından dolayı mikroyapıda

meydana gelen değişimdir. Soğuma hızının yüksek olması tane boyutunu küçülterek sertlik artışına neden olmuştur. Bununla birlikte özellikle 38MnVS6 çeliğinde soğuma hızına bağlı olarak ötektoid dönüşüm öncesi ve ötektoid dönüşüm sonrası oluşan ferrit fazı içerisinde homojen olarak dağılmış küçük çökelti ler (VCN gibi) olmuştur. Oluşan bu çökelti ler dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin sertliğini arttırmıştır [46].

Vanadyum içeren ötektoid bileşime sahip çeliğin dayanımı incelendiğin de çeliğin dayanımındaki artışı iki faktöre bağlı olduğu gözlenir. Birincisi vanadyumun çeliğe katılması, perlit lamelleri arasındaki mesafenin düşmesine neden olmaktadır ve bu aynı zamanda östenit perlit dönüşüm sıcaklığının düşmesinin bir sonucudur. İkincisi vanadyumun çeliğe katılması, perlitik yapıda bulunan ve ötektoid dönüşüm sonucunda elde edilen ferrit fazı içerisinde V(CN) çökelti lerin oluşmasına neden olarak çeliğin dayanımını arttırmasıdır [47]. Vanadyum içeren düşük karbonlu çelikler sürekli soğutulduklarında küçük V(CN) gibi çökelti lerin oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca soğuma hızının artması dönüşüm sıcaklığını düşürdüğünü ve yapıda homojen olarak dağılmış ufak V(CN) çökelti lerinin oluşmasına neden olduğu belirtilmiştir [48].

Çizelge 6.3 ve 6.4’de Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin sertlik sonuçları karşılaştırıldığında, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan 38MnVS6 numunelerinin sertlik değerleri aynı şartlar altında Ç1040 numunelerinden daha yüksek çıkmıştır. Aynı karbon oranına sahip olmalarına rağmen 38MnVS6 numunelerinin sertliğinin 38MnVS6 numunelerinden yüksek olmasının nedeni bünyesinde ağırlık olarak % 0.09 vanadyum elementinin bulunmasıdır. Orta karbonlu vanadyum mikroalaşım çeliklerinde vanadyum miktarının ağırlık olarak % 0.085’e çıkması ile çeliğin sertliğinin arttığı gözlenmektedir. Çeliğin sertliğinin artmasının nedeni ise ötektoid öncesi ve ötektoid sonrası oluşan ferrit fazı içerisinde çökelen ufak ve homojen olarak dağılmış V(CN) çökelti lerine bağlanmıştır. Bu çökelti ler dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin dayanımını arttırmışlardır [44].

Serbest ve kapalı kalıp olarak yapılan dövme işlemleri birbirleri ile karşılaştırıldıklarında kapalı kalıp Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik değerlerinin serbest olarak dövülenlere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Örneğin, Serbest kalıpta dövülen ve kumda soğutulan Ç1040 çeliğinin mikrosertlik değeri 195 HV1 sertlik değerine sahipken, kapalı kalıpta dövülen ve kumda soğutulan Ç1040 çeliğinin mikrosertlik değeri 219 HV1 olarak gerçekleşmiştir. Yine serbest olarak dövülen ve kumda soğutulan 38MnVS6 çeliğinin mikrosertlik değeri 249 HV1 iken, kapalı kalıpta dövülen ve kumda soğutulan 38MnVS6 çeliğinin mikrosertlik değeri 282 HV1 olarak gerçekleşmiştir. Bunun nedeni ise kapalı kalıptaki numunelerin serbest kalıba göre daha homojen bir şekilde ısıtılmaları aynı şekilde homojen bir şekilde soğumalarından kaynaklanmaktadır. Homojen tavlama, kontrollü dövme ve ardından yapılan kontrollü soğutma işlemi yapının daha homojen olmasına neden olmuştur. Sadece 38MnVS6 çeliğinin serbest olarak dövülen ve yağ ortamında soğutulan numunesi kapalı kalıba göre yüksek değerler göstermiştir. Homojen soğutma veya başka bir deyişle kontrollü soğutma serbest olarak dövülen numunelerde tam anlamıyla gerçekleşmediği için serbest olarak dövülen numunelerin bazı bölgelerinde iç gerilmelerin daha yüksek olması muhtemel bir durumdur.

7.3. ÇEKME TEST SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

7.3.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Orijinal ve Serbest olarak dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri için sıra ile çizelge 6.5 ve çizelge 6.6'da verilmiştir. Ayrıca Şekil 6.5 ve 6.6'da ise sırasıyla Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinden elde edilen orijinal ve dövme işlemi yapıldıktan sonra farklı ortamlarda soğutulan numunelerin gerilim - % uzama diyagramlarını göstermektedir.

Dövme sonrası farklı soğuma ortamlarında soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerin çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımının

artan soğuma hızıyla birlikte arttığı, fakat % uzama değerlerin de ise bir düşme olduğu görülmektedir. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin akma ve çekme dayanımlarının soğuma hızının artmasına bağlı olarak yüksek çıkması küçük taneli ferrit ve perlitik yapıya bağlanabilir. Ayrıca 38MnVS6 çeliğinde bulunan V mikroalaşım elementi oluşturmuş olduğu karbonitrürler ile dayanım artışına katkı sağlamaktadır. Mikroalaşımli çeliklerde ufak çökeltilerin oluşması dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin dayanımını artırır. Ayrıca mikroalaşım elementleri katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunduğu katı ergiyik sertleşmesini oluşturarak yine dayanım artışına katkı sağlar [49].

Serbest kalıpta dövme işlemi yapılan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kendi aralarında karşılaştırıldıkların da ise 38MnVS6 çeliğinin Ç1040 çeliğine göre akma ve çekme dayanımının çok daha yüksek olduğu, uzama değerinde ise çok az bir düşüş olduğu gözlenmiştir. Örneğin, serbest olarak dövülen ve havada soğutulan Ç1040 çeliğinin akma dayanımı 270 MPa ve çekme dayanımı 556 MPa iken yine serbest kalıpta dövülen ve havada soğutulan 38MnVS6 çeliğinin akma dayanımı 500 MPa ve çekme dayanımı 748 MPa dır. Bunun nedeni 38MnVS6 çeliğinin mikroalaşım çeliği olmasıdır. Mikroalaşımli çelikler, kuvvetli karbür ya da nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çelikler olarak bilinirler. Mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerine etkileyen en önemli faktörlerden bir tanesi de tane boyutudur. Tane boyutunun küçültülmesi ile mukavemet ve tokluk özelliklerinde iyileşme meydana gelir. Tane boyutu küçültme niobyum, titanyum ve vanadyum elementlerinin ilavesi ve uygun termomekanik işlemin birlikte uygulanmasıyla gerçekleştirilir [17].

7.3.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Kapalı kalıpta dövülen numunelerin % 0,2 akma dayanımları, çekme dayanımları ve % toplam uzama değerleri Ç1040 ve 38MnVS6 çelikleri için sırası ile çizelge 6.7 ve çizelge 6.8'de verilmiştir. Şekil 6.7 ve 6.8'de ise orjinal numune ve dövme işleminden sonra farklı ortamlarda soğutulan numunelerin gerilme - % uzama diyagramlarını göstermektedir.

Ç1040 çeliği için çizelge 6.7’de verilen çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımlarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı fakat % uzama değerlerinin ise aynı kaldığı sadece yağda yapılan soğutmada bir miktar azaldığı görülmektedir. Çünkü yağda yapılan soğutma, kum ve havada yapılan soğutmaya nazaran daha ince yapılı yani küçük taneli ferrit ve perlit yapısının oluşmasına neden olmuştur. Buda malzemenin dayanımını arttırmıştır. Çizelge 6.8’de verilen 38MnVS6 numunelerinin çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında diğer Ç1040 çeliğinde gözlemlendiği gibi artan soğuma hızı ile birlikte akma ve çekme dayanımlarında bir artış görülmüştür. Akma ve çekme dayanımında en büyük artış, fakat % uzama değerinde, en büyük düşüş dövme sonrası yağda soğutulan numunelerde görülmüştür. Bunun sebebi ise dövme sonrası yağda yapılan soğutma sonucunda martenzit bir yapının oluşmasıdır. Martenzit tokluğu olumsuz etkilemesinden dolayı istenmeyen bir fazdır [50].

Kapalı kalıpta dövme işlemi yapılan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kendi aralarında karşılaştırıldıkların da ise 38MnVS6 çeliğinin Ç1040 çeliğine göre akma ve çekme dayanımının çok daha yüksek olduğu, fakat % uzama değerlerinin ise düşük olduğu görülmektedir (Çizelge 6.7 ve Çizelge 6.8). Örneğin, kapalı kalıpta dövülen ve havada soğutulan Ç1040 çeliğinin akma dayanımı 299 MPa, çekme dayanımı 579 MPa ve toplam uzama değeri % 21 iken, yine kapalı kalıpta dövülen ve havada soğutulan 38MnVS6 çeliğinin akma dayanımı 512 MPa, çekme dayanımı 743 MPa ve toplam uzama değeri % 17 olarak bulunmuştur. Bunun sebebi ise yine 38MnVS6 çeliğinin yapısındaki vanadyum gibi mikroalaşım elementlerinden dolayı Ç1040 çeliğine nazaran daha küçük taneli bir yapıya sahip olması ve mikrosertlik değerlerinin daha yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.

Serbest ve kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kendi aralarında karşılaştırıldıklarında ise tüm soğutma ortamlarında kapalı kalıpta elde edilen akma ve çekme dayanım değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Sadece 38MnVS6 çeliğinin serbest olarak dövülen ve yağ ortamında soğutulan numunesi kapalı kalıba göre yüksek değerler göstermiştir. Bunun nedeni ise kapalı kalıpta dövülen numunelerin serbest olarak dövülene göre daha homojen

bir şekilde ısıtılmaları aynı şekilde homojen bir şekilde soğutulması sebep olmaktadır. Homojen soğutma veya başka bir deyişle kontrollü soğutma serbest olarak dövülen numunelerde tam anlamıyla gerçekleşmediği için iç gerilmelerin daha yüksek olması muhtemel bir durumdur.

7.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

7.4.1. Serbest Olarak Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.9'da Ç1040 ve Şekil 6.10'da 38MnVS6 orijinal malzeme ile serbest kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin kırık yüzey resimleri görülmektedir. Ç1040 çeliğinin orijinal, kum, hava ve yağ ortamında soğutulan numunelerin kırık yüzeyleri pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünüme sahiptir. Bu durum tüm numunelerin sünek bir davranış sergilediğini göstermektedir. Ç1040 numunelerinden en fazla pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünüme sahip olan numunenin kumda soğutulan numune olduğu görülmektedir. Bu durum kumda soğutulan numunelerin diğer numunelerden daha fazla sünek bir davranış sergilediğini göstermektedir. Kumda soğuma hızının hava ve yağda soğuma hızından daha düşük olması, kumda soğutulan numunelerin havada soğutulan numunelere nazaran kaba perlitik yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Perlitik yapı içerisindeki ferrit- sementit ara yüzeyi, çatlakların kolayca oluşmasına müsaade eder. Fakat kumda soğutmada elde edilen yapı perlit kaba lamelli olduğu için oluşan çatlaklar ferrit fazı içerisinde hareket ederek herhangi bir darbe sırasında meydana gelen enerjiyi emer ve çeliğin tokluğunu artırır [51].

38MnVS6 çeliğinde ise orijinal, kum ve azda olsa havada yapılan soğutmada numunelerin sünek bir davranış sergilediği görülmektedir. Fakat yağ ortamında soğutulan numunelerin kırık yüzeylerinde ayrılma düzlemleri görülmüş olup numune gevrek bir davranış göstermiştir. Numunelerin bu tip kırılma davranışı sergilemelerinin nedeni yağda soğuma neticesinde yapılarında martenzit fazının bulunmasına bağlanabilir. Martenzit aşırı karbonca doymuş, sementitten sonra en sert

ve gevrek bir fazdır [52]. Bu nedenle yağda soğutulmuş numunelerin klivaj şeklinde gevrek bir kırılma davranışı göstermesi beklenen bir sonuçtur.

Serbest olarak dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerin kırık yüzey sonuçları bir biri ile karşılaştırıldığında 38MnVS6 çeliğinin Ç1040 çeliğine göre daha az sünek davranış sergilemesi 38MnVS6 çeliğinin içerisindeki mikroalaşım elementlerinden kaynaklanmaktadır. Bu elementler çeliğin tane yapısını küçülterek numunelerin sert ve gevrek bir yapı oluşmasını sağlamışlardır. Bunun sonucu % uzama değerlerinin daha düşük olduğu gözlenmiştir.

7.4.2. Kapalı Kalıpta Dövülen Numunelerin Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.11’de Ç1040 ve Şekil 6.12’de 38MnVS6 orijinal malzeme ile kapalı kalıpta dövüldükten sonra kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerin kırık yüzey resimleri görülmektedir. Ç1040 çeliğinin orijinal malzemedeki pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünümün kum, hava ve yağ ortamında soğutulan numunelerde azalarak devam ettiği görülürken klivaj yani ayrılma düzlemlerinin arttığı tespit edilmiştir. Bu durum soğuma hızına bağlı olarak kum, hava ve yağ ortamında soğutulan numunelerin farklı mikroyapıya sahip olmalarından kaynaklanmaktadır. Ayrıca soğuma hızının artması ile birlikte numunelerdeki kesit daralması da azalmıştır. Elde edilen kırık yüzey sonuçları çekme test sonuçları ile de uyum içerisinde (Çizelge 6.7 ve Şekil 6.11).

38MnVS6 çeliğinde orijinal malzemedeki sünekliğe kum ve hava ortamında yapılan soğutma şekillerinde çok fazla rastlanmaması, özellikle yağda soğutulmuş numunelerinin klivaj şeklinde gevrek bir kırılma davranışı göstermesi bu çeliğin içerisindeki mikroalaşım elementlerinin varlığından ve bu alaşım elementlerinin mikroyapı da meydana getirdiği değişimden kaynaklanmaktadır. Çekme test sonuçlarının tartışıldığı Bölüm 7.3’de bahsedildiği gibi bu alaşım elementleri çeliğin dayanımını arttırmakla beraber CCT ve TTT diyagramlarını uzun zamana iterek martenzit oluşumunu kolaylaştırmaktadır [10]. Özellikle yağda soğutulan 38MnVS6

numunelerinde oluşan martensitik yapı gevrek kırılmanın oluşmasına neden olmaktadır.

Serbest olarak ve kapalı kalıpta dövülen numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında ise serbest olarak dövülen numunelerin oldukça sünek bir davranış sergilediği, sadece yağda yapılan soğutmada soğuma hızından dolayı gevrek bir davranış sergilediği görülmektedir. Kapalı kalıpta yapılan dövme yönteminde ise numunelerin homojen bir şekilde ısıtma ve soğutma işlemlerinden dolayı dayanım ve sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum kapalı kalıpta dövülen numunelerin gevrek bir davranış sergilemelerine neden olmuştur.

Şekil 6.13 ve 6.14, 38MnVS6 çeliğinin kapalı kalıpta dövüldükten sonra havada ve kumda soğutulmuş durumda elde edilen kırık yüzeylerinde bulunan partikülleri ve bu partiküllerden alınan EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. EDS analiz sonuçlarından bu partiküllerin demir, mangan ve kükürt içerdiği görülmektedir. Oluşan bu partiküller çatlak oluşumunu kolaylaştırıp kırık yüzeylerin ayrılma düzlemlerinden oluşmasına neden olmuştur. Bu nedenle 38MnVS6 çeliği kapalı kalıpta dövüldükten sonra havada ve kumda soğutulduğunda daha gevrek kırılma davranışı sergilemiştir.

BÖLÜM 8

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

8.1. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, orta karbonlu alaşımsız ve mikroalaşımli çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla orta karbonlu Ç1040 ve mikroalaşımli 38MnVS6 çelikleri kullanılmıştır. Orijinal malzeme haricindeki numuneler 1250 °C sıcaklıkta 30 dakika östenitlendikten sonra son sıcaklık 950 °C olacak şekilde serbest ve kapalı kalıpta dövülmüşlerdir. Ardından dövülen numunelerin bir kısmı kumda soğutulurken diğer kısmı hava ve yağ ortamlarında kontrollü olarak soğutulmuşlardır. Farklı ortamda soğutulan bu numunelere çekme ve sertlik deneyleri uygulanmıştır. Ayrıca bu numunelerin mikroyapı resimleri çekilip kırık yüzeyleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

- Orijinal malzemelerin mikroyapı resimlerin de 38MnVS6 çeliğinin ferrit tane boyutunun daha küçük olduğu fakat % ferrit miktarının Ç1040 çeliğine göre daha yüksek olduğu görülmüştür. 1250 °C'de 30 dakika tavlama işlemi yapıldıktan sonra serbest olarak ve kapalı kalıpta dövülen ve ardından kumda, havada ve yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte azaldığı görülmüştür. Soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdekleşme miktarını düşürmüştür.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutuldukları zaman ötektoid öncesi ferritin tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı ve kumda soğutma hızının, hava ve yağda soğutma hızından düşük olmasından dolayı yapının kaba taneli olduğu görülmüştür.

- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6'dan elde edilen numuneler dövme işlemi yapıldıktan sonra yağda soğutulduklarında Ç1040 çeliği perlit tane sınırlarında dağılmış çok küçük ferrit fazlarından meydana gelirken 38MnVS6 çeliği martenzitik bir yapıya sahip olmuşlardır. Bu durum yağda soğuma hızının Ç1040 çeliğinin kritik soğuma hızından düşük olduğunu fakat 38MnVS6 çeliğinin kritik soğuma hızından ise yüksek olduğunu göstermektedir.
- Kapalı kalıpta dövüldükten sonra havada soğutulan Ç1040 numuneleri serbest olarak dövüldükten sonra havada soğutulan numunelere göre widmanstatten ferrit yapı sergilemiştir. Ayrıca kapalı kalıpta dövülen numunelerdeki ferrit serbest olarak dövülen numunelere göre yapı içerisinde homojen olarak dağılmıştır.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 çeliğinden elde edilen numuneler birbiri ile kıyaslandığında, kapalı kalıpta dövülen ve ardından kumda ve havada soğutulan numunelerin % ferrit miktarı serbest olarak dövülen numunelere göre düşük bulunmuştur. Bu durum soğuma hızının farklı olmasından kaynaklanmaktadır.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra yağda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerinin, kumda ve havada soğumaya göre daha yüksek sertliğe sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca havada soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek sertlik göstermişlerdir. Bu durum soğuma hızının farklı olmasından dolayı mikroyapı da meydana gelen değişimin sonucu olarak ortaya çıkmıştır. Soğuma hızının yüksek olması tane boyutunu küçülterek sertlik artışına neden olmuştur.
- Kapalı kalıpta dövülen Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin sertlik değerlerinin serbest olarak dövülenlere göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Bunun nedeni ise kapalı kalıptaki numunelerin serbest dövmeye göre daha homojen bir şekilde ısıtılmaları aynı şekilde homojen bir şekilde soğumalarından kaynaklanmaktadır.

- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 çeliği Ç1040 çeliğine nazaran, bütün soğuma şartlarında ve dövülmemiş konumda, daha yüksek sertlik göstermiştir. Bu durum 38MnVS6'nın kimyasal kompozisyonunda vanadyumun % 0.09 oranında bulunmasından kaynaklanmaktadır. Çünkü vanadyumun eklenmesi çeliğin içerisinde V(CN) gibi ikinci faz partiküllerin oluşmasına izin vererek çeliğin sertliğini artırmıştır.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövüldükten sonra farklı soğuma ortamlarında soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numunelerin akma ve çekme dayanımının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı, fakat % uzama değerlerinde ise genel olarak bir düşme olduğu görülmüştür. Ç1040 ve 38MnVS6 çeliklerinin akma ve çekme dayanımlarının soğuma hızının artmasına bağlı olarak yüksek çıkması küçük taneli ferrit ve perlitik yapıya aynı zamanda 38MnVS6 da oluşan martenzitik yapıya ve çökelti dağılımına bağlanabilir.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen 38MnVS6 çeliğinin Ç1040 çeliğine göre akma ve çekme dayanımının çok daha yüksek olduğu, fakat % uzama değerlerinin ise düşük olduğu görülmüştür. Bunun sebebi ise yine 38MnVS6 çeliğinin yapısında vanadyum elementinin bulunmasına bağlanabilir. Vanadyumun yüksek oranda oluşturmuş olduğu karbonitrürler küçük taneli bir yapının oluşmasına ve deformasyon sırasında dislokasyonların hareketini engelleyerek dayanım artmasına neden olmuştur.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen ve farklı ortamlarda soğutulan Ç1040 ve 38MnVS6 numuneleri birbiri ile kıyaslandığında tüm soğutma ortamları için kapalı kalıpta elde edilen akma ve çekme dayanım değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Sadece 38MnVS6 çeliğinin serbest olarak dövülen ve yağ ortamında soğutulan numunesi kapalı kalıba göre yüksek değerler göstermiştir. Bunun nedeni homojen soğutma veya başka bir deyişle kontrollü soğutma serbest olarak dövülen numunelerde tam anlamıyla gerçekleşmediği için içyapı düzensizliğinin daha yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.
- Ç1040 çeliğinin orijinal malzemedeki pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünümü serbest kalıpta dövüldükten sonra kum, hava ve yağ ortamında soğutulan

numunelerde azalarak devam ettiği görülmüş ve klivaj yani ayrılma düzlemlerinin arttığı tespit edilmiştir. Bu durum soğuma hızına bağlı olarak kum, hava ve yağ ortamında soğutulan numunelerin farklı mikroyapıya sahip olmalarından kaynaklanmaktadır. 38MnVS6 çeliğinde orijinal, kum ve azda olsa havada yapılan soğutmada numunelerin sünek bir davranış sergilediği görülmektedir. Fakat yağ ortamında soğutulan numunelerin kırık yüzeylerinde ayrılma düzlemleri görülmüş olup numune gevrek bir davranış göstermiştir. Numunelerin bu tip kırılma davranışı sergilemelerinin nedeni yağda soğuma neticesinde yapılarında martenzit fazının bulunmasından kaynaklanmaktadır.

- Kapalı kalıpta dövme işleminden sonra orijinal malzemelerdeki pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünüme sahip Ç1040 çeliği, kum, hava ve yağda soğutma işleminin ardından bu özellikler azalarak devam ederken 38MnVS6 çeliğinin kumda, havada ve yağda soğutulan numuneleri gevrek bir kırılma davranışı sergileyip kırık yüzeyleri yalnızca klivaj düzlemlerinden meydana gelmektedir. Ayrıca kumda, havada ve yağda soğutulan numunelerde ana malzemeye göre kesit daralmasının olmadığı veya çok az olduğu tespit edilmiştir.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında ise serbest olarak dövülen numunelerin oldukça sünek bir davranış sergilediği, sadece yağda yapılan soğutmada soğuma hızından dolayı gevrek bir davranış sergilediği görülmektedir. Kapalı kalıpta yapılan dövme yönteminde ise numunelerin homojen bir şekilde ısıtma ve soğutma işlemlerinden dolayı dayanım ve sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum kapalı kalıpta dövülen numunelerin gevrek bir davranış sergilemelerine neden olmuştur.
- Serbest ve kapalı kalıpta dövülen ve ardından farklı ortamlarda soğutulan 38MnVS6 çeliğinin Ç1040 çeliğine göre daha az sünek davranış sergilediği gözlenmiştir. Bu durum 38MnVS6 çeliğinin içerisinde % 0,09 oranında bulunan vanadyumdan kaynaklanmaktadır. Vanadyumun çeliğin tane yapısını küçülterek aşırı miktarda çökelti sertleşmesinin oluşumuna neden olmuştur. Bunun sonucunda % uzama değerlerinin daha düşük olduğu gözlenmiştir.

8.1. ÖNERİLER

- Sonuçlarda kimyasal bileşimin mekanik özelliklere etkisi açık bir şekilde görülmektedir. Bunun için farklı kimyasal kompozisyona sahip vanadyumdan başka titanyum, niobyum, alüminyum içeren çelikler kullanılarak dövme ve farklı ortamlarda soğutma neticesinde mekanik özelliklerindeki değişim incelenebilir.
- Östenitleme sıcaklıkları, fırında bekleme süreleri ve soğuma şartları değiştirilerek dövme işlemi yapılmamış ve dövme işlemi yapıldıktan sonra numunelerin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi araştırılabilir.
- Dövme amaçlı üretilen parçalar yorulmaya maruz kalan ortamlarda zaman zaman kullanıldığı için yorulma deneyleri yapılarak farklı kimyasal bileşime sahip çeliklerin yorulma davranışları belirlenebilir.

KAYNAKLAR

1. Çarboğa C., “Düşük karbonlu çeliklere bor ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 28-29 (2010).
2. İnternet: Türkiye Demir Çelik Üreticileri Dernekleri “2012 Çelik Üretim İstatistikleri” http://www.dcud.org.tr/tr/news.asp?news_id=104 (2012).
3. Köksal F. R., “Demir çelik işletmeleri için bir verimlilik araştırması uygulaması”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 5-10 (2008).
4. Serfiçeli, Y. S., “Malzeme Bilgisi”, *Form Ofset Basımevi*, Ankara, 45-66 (2001).
5. İnternet: T.C Sanayi ve Ticaret Bakanlığı Sanayi Genel Müdürlüğü “Demir Çelik Sektör Raporu” <http://www.sanayi.gov.tr> (2012).
6. Akay S. K., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çeliklerin fiziksel özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 3-5 (2005).
7. Gökgöz M., “Malzeme bilimine giriş”, Ders Notları, *Ahmet Yesevi Üniversitesi Endüstri Mühendisliği*, İstanbul, 12 (2008).
8. Ay İ., “Malzeme teknolojisi –I”, Ders Notları, *Balıkesir Üniversitesi*, Balıkesir, 12-24 (2009).
9. Smith, W. F., “Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri 2nd ed.”, Çeviri editörü, Erdoğan, M., *Nobel Yayıncılık*, Ankara, 30-150 (2000).
10. Şavaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Derya Kitabevi*, Trabzon, 132-168 (1999).
11. Topbaş, A., “Çelik ve Isıl İşlem”, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 1-102 (1998).
12. İnternet: Kocaeli üniversitesi “Demir-Çelik”, <http://www.makine2.kocaeli.tr/malzeme/demirçelik0.pdf> Kocaeli, (2012).
13. Ulusoy A., “Orta karbonlu otomat çeliklerinde kesme hızının işlenebilirlik üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kütahya, 6-10 (2008).

14. Onaran, K., “Malzeme Bilimi”, *Bilim Teknik Yayınevi*, Ankara, 316–317 (2006).
15. Yüksel, M., “Malzeme bilimi” *TMMOB Denizli Şubesi Yayınları*, Ankara, 1-63 (1992).
16. Topateş T., “Mikroalaşımli çeliklerin termomekanik işlemi sırasında değişen proses parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 8-40 (1995).
17. Çeviker, İ., “Mikroalaşımli dövme çeliklerde mikroyapısal karakterizasyon ve mikroyapı-mekanik özellikler ilişkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 5-35 (1991).
18. Tekin, A., “Malzeme yapı ve muayenelerinde elektron mikroskobunun uygulanması” Ders Notları, *İstanbul Teknik Üniversitesi Metalürji Fakültesi*, İstanbul, 265 (1992).
19. Koltuk F., “Mikroalaşımli çeliklerin ikincil sıcak şekillendirilmesinde özelliklerin optimizasyonunun incelenmesi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 3-66 (1996).
20. Erişir E., “Çeliklerin ısı işlemi”, Ders Notları, *Kırıkkale Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği*, Kırıkkale, 10-56 (1988).
21. Repas, P. E., “Metallurgical fundamentals for HSLA steels, microalloyed HSLA steels proceeding of microalloying”, *ASM Int. Publ.*, Londra, 13(2): 3-14 (1988).
22. Tekin, E., “Modern yapı çelikleri”, Ders Notları, *O.D.T.Ü. Metalürji Mühendisliği Bölümü*, Ankara, 92 (1995).
23. Çiftçi, K., “Mikroalaşımli çeliklerin frezelenmesinde kesme parametrelerinin talaşlı işlenebilirliğe etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 28-38 (2005).
24. Asil Çelik, “Mikroalaşımlama”, Teknik Yayın, *Politeknik Dergi*, 11(1): 2-22 (1994).
25. Karabulut, H., “Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanma sertleşmesinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 3-56 (2003).
26. Çapar, A., “Dövme amaçlı üretilen mikroalaşım çeliklerinde dövme ve farklı soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 3-43 (2005).

27. Hulka, K., “Mikroalaşımli çelikler semineri sonuç bildirgesi”, *Yıldız Üniverstesi*, İstanbul, 1-25 (1989).
28. Metals Handbook, Properties and Selections, *ASM International Publ.*, 10(1): 398-410 (1994).
29. Sage, A. M., Tither, G., Shouhua, Z., “HSLA steels processing: Properties and Applications”, *Mc Grav-Hill*, Londra, 25: 4-72 (1992).
30. Sage, A. M., “An overview of the use of microalloys in HSLA steels with particular reference to vanadium and titanium: Processing; Properties and Applications”, *Proceedings of the second International Conference on HSLA steels*, Londra, 51-60 (1992).
31. Gladman, T., “Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels”, *Ironmaking and Steelmaking*, 16: 241-245 (1989).
32. Kayalı, E. S., Ensari, C., “Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları” *İstanbul Teknik Üniverstesi Kimya Metalurji Fakültesi*, İstanbul, 82-176 (2000).
33. Gladman, T., “The physical metallurgy of microalloyed steels”, *The Institue of Materials*, 1: 341 (1997).
34. B S EN 10 002-1 *British Standarts Institutions*, (1990).
35. Anık S., Dikicioğlu A., Vural M., “İmal Usulleri”, *Birsen Yayınevi*, İstanbul, 1-50 (2006).
36. Çiğdem, M., “İmal Usulleri”, *Çağlayan Kitapevi*, İstanbul, 120-130 (1996).
37. Çapan, L., “Metallere Plastik Şekil Verme”, *Çağlayan Kitapevi*, İstanbul, 144-189 (1999).
38. Maraşlıoğlu, S., “Tek taraflı delmede kuvvet ve malzeme akısına etkiyen faktörlerin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniverstesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 3-30 (1990).
39. Demirkol, M., “Dövme teknolojisi”, Ders Notları, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 1-35 (1991).
40. Alayalı, N., “Sıcak dövme endüstrisi sektör araştırması”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniverstesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 10- 40 (1994).
41. Ertaş, H., Kurt, Z., “Dövme amaçlı mikroalaşım çeliklerinin üretimi”, *I. Demir Çelik Sempozyumu*, Ankara, 677-682 (2001).
42. Askeland, D. R., “The Science and Engineering of Materials”, *Chapman and Hall*, London, 3-329 (1996).

43. Jahazi, M., Eghbali, B. "The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steel", *J. Mater. Process. Tech.* 113: 594-598 (2001).
44. Ollilainen, V., Kasprzak, W., Hollapa, L., "The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steel", *Journal of Materials Processing Technology*, 134: 405-412 (2003).
45. Madariage, I., Gutierrez, I., Garcia-de, A. C., Capdevila, C., "Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling", *Scripta Materialia*, 41: 229-235 (1999).
46. Kaynar, A., Gündüz, S., Türkmen, M., "Ç1040 ve 38MnNVS6 çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerine sıcak dövme ve soğuma şartlarının etkisi", *I. International Iron & Steel Symposium*, Karabük, 1-6 (2012).
47. Ridley, N., Lewis, M. T., Morrison, W. B., "Advances in physical metallurgy and applications of steels", *Metal Society*, 2: 3-14 (1982).
48. Bepari, M. A., "Structure of continuously cooled low-carbon vanadium steel", *Metallurgical Transaction A*, 234: 2839-2855 (1990).
49. El-Bitar T., Fouad N., Zaky A. I., El-Rady S. A., "Effect of cooling rate after controlled forging on properties of low carbon multi-microalloyed steels", *Materials Science and Engineering A*, 534: 514-520 (2012).
50. Gündüz S., Çapar A., "Influence of forging and cooling rate on microstructure and properties of medium carbon microalloy forging steel", *J. Mater. Sci.*, 41: 561-564 (2006).
51. Honeycombe, R. W., Bahadreshia, H. K., "Advances in physical metallurgy and applications of steels", *Metal Society*, 2: 199 (1982).
52. Das, S., Ghosh, A., Chatterjee, S., Ramachandra, R. P., "The effect of cooling rate on structure and properties of a HSLA forging", *Scripta Materialia*, 48: 51-57 (2003).

ÖZGEÇMİŞ

Ahmet KAYNAR 1973 yılında Osmaniye'nin Bahçe ilçesinde doğdu; Osmaniye Endüstri Meslek Lisesi Metal İşleri Bölümü'nden mezun oldu. 1990 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde öğrenime başlayıp 1994 yılında iyi derece ile mezun oldu. Aynı yıl Zonguldak Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi'nde öğretmen olarak göreve başladı. Bir süre Kars'ta görev yaptı. 2006 yılında Uzman Öğretmen oldu. 2011 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda başlamış olduğu yüksek lisans programını, Ocak 2013 'te tamamladı. Uzun yıllar farklı okullarda öğretmenlik ve yöneticilik yaptı. Halen Milli Eğitim Bakanlığın da görevine devam etmekte olup, evli ve bir çocuk babasıdır.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Tepebaşı Mah. Su Deposu

Sok. No:6 Daire:6

ZONGULDAK

Tel : (505) 212 8799

E-posta : akaynar80@hotmail.com

