



T.C.
İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



YÜKSEK LİSANS TEZİ

OTOMOTİV SUPAP GAYD VE BAGALARINDA KULLANILAN
ÇELİKLERİN MİKROYAPI, MEKANİK ÖZELLİKLER VE
AŞINMA DİRENCİNİN İNCELENMESİ

Emre Atakan MERİÇ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

DANIŞMAN

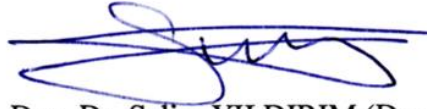
Yrd. Doç. Dr. Selim YILDIRIM

Haziran, 2017

İSTANBUL

Bu çalışma 23.06.2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Metalurji ve Malzeme Mühendisliğı Anabilim Dalı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliğı Programında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Tez Jürisi



Yrd. Doç. Dr. Selim YILDIRIM (Danışman)
İstanbul Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi



Prof. Dr. İbrahim YUSUFUĞLU
İstanbul Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi



Prof. Dr. Suat YILMAZ
İstanbul Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi



Prof. Dr. Enver OKTAY
İstanbul Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi



Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN
İstanbul Teknik Üniversitesi
Kimya-Metalurji Fakültesi



20.04.2016 tarihli resmi gazetede yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince; Bu Lisansüstü teze, İstanbul Üniversitesi'nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

Bu tez, İstanbul Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Yürütücü Sekreterliğinin 43038 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Tez çalışmalarım süresince her aşamada hiçbir yardımını esirgemeyen, araştırma ve çalışmalarımında daima yol gösteren saygıdeğer danışman hocam Yard.Doç.Dr. Selim YILDIRIM'a en içten dileklerle teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarım sırasında çok değerli yardımlarda bulunan Sayın Araş. Gör. Azade YELTEN'e, Sayın Dr. Eray ERZİ'ye ve Sayın Doç. Dr. İlven MUTLU'ya çok teşekkür ederim. Çalışmalarımı gerçekleştirebilmem için çeşitli imkanlar sağlayan Teknoform Bağlantı Elemanları San. ve Tic.A.Ş.ye, firma yöneticilerine ve çalışanlarına, Kalite Kontrol Sorumlusu Sayın Güven GÜNER'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarımı yapabilmem için gerekli malzemeleri sağlayan Özgayd Otomotiv Sanayi ve Tic. Ltd. Şti.ne ve Sayın Hasan AZTEKİN'e çok teşekkür ederim. Malzemelerin deney standartlarına uygun bir şekilde hazırlanması için yardımcı olan dayım Sayın Mak. Müh. M. Erkan ÖNER'e teşekkür ederim.

Desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen ve bana her zaman moral veren aileme içtenlikle teşekkürlerimi sunarım.

Haziran, 2017

Emre Atakan MERİÇ

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİL LİSTESİ.....	v
TABLO LİSTESİ	ix
SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ	x
ÖZET.....	xiii
SUMMARY	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. GENEL KISIMLAR	3
2.1. İÇTEN YANMALI MOTORLAR	3
2.1.1. Çevrim Sayısına Göre İçten Yanmalı Motorlar	5
2.1.1.1. İki Zamanlı İçten Yanmalı Motorlar	6
2.1.1.2. Dört Zamanlı İçten Yanmalı Motorlar	9
2.1.2. Silindir Düzeni ve Sayısına Göre İçten Yanmalı Motorlar	13
2.1.3. Supaplarının Konumuna Göre İçten Yanmalı Motorlar	15
2.1.4. Ateşleme Metoduna Göre İçten Yanmalı Motorlar	16
2.1.4.1. Buji ile Ateşlemeli Motorlar	16
2.1.4.2. Sıkıştırma Ateşlemeli Motorlar	16
2.1.5. İçten Yanmalı Motorlarda Supap Tertibatı	17
2.1.5.1. Supaplar	18
2.1.5.2. Supap Gaydaları	19
2.1.5.3. Supap Bagaları.....	21
2.2. ÇELİKLERDE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	22
2.2.1. Fe – C Faz Diyagramı	22
2.2.2. Küreselleştirme Isıl İşlemi	29
2.2.3. Martensitik Dönüşümle Sertleştirme	34
2.2.3.1. Ostenitleme.....	43
2.2.3.2. Su Verme	50

2.2.4. Temperleme	50
2.2.4.1. <i>Temperleme Esnasında Martensitik Yapıdaki Değişiklikler</i>	50
2.2.4.2. <i>Sade Karbonlu Çeliklerin Temperlenmesi</i>	52
2.2.4.3. <i>Alaşımli Çeliklerin Temperlenmesi</i>	57
2.2.5. Alaşım Elementlerinin Etkisi	62
2.2.5.1. <i>Karbon</i>	63
2.2.5.2. <i>Mangan</i>	63
2.2.5.3. <i>Silisyum</i>	64
2.2.5.4. <i>Fosfor</i>	65
2.2.5.5. <i>Kükürt</i>	65
2.2.5.6. <i>Alüminyum</i>	66
2.2.5.7. <i>Azot</i>	66
2.2.5.8. <i>Krom</i>	66
2.2.5.9. <i>Nikel</i>	67
2.2.5.10. <i>Molibden</i>	67
2.2.5.11. <i>Tungsten</i>	68
2.2.5.12. <i>Vanadyum</i>	68
2.2.5.13. <i>Niyobyum ve Tantal</i>	68
2.2.5.14. <i>Titanyum</i>	69
2.2.5.15. <i>Kobalt</i>	70
2.2.5.16. <i>Bakır</i>	70
2.2.5.17. <i>Bor</i>	70
2.2.5.18. <i>Zirkonyum</i>	71
2.2.5.19. <i>Kurşun</i>	71
2.2.5.20. <i>Kalay</i>	71
2.2.5.21. <i>Antimon</i>	71
2.2.5.22. <i>Kalsiyum</i>	71
2.3. AŞINMA.....	72
2.3.1. Abrazif Aşınma	77
2.3.1.1. <i>Abrazif Aşınma Tipleri</i>	77
2.3.1.2. <i>Abrazif Aşınma Mekanizmaları</i>	79
2.3.1.3. <i>Abrazif Aşınmaya Analitik Yaklaşım</i>	80
2.3.2. Adezif Aşınma	86
2.3.2.1. <i>Adezif Aşınma Mekanizmaları</i>	86

2.3.2.2. Adezif Aşınma Hacminin Tahmini.....	90
2.3.3. Eroziyon Aşınma	91
2.3.4. Koroziyon Aşınma.....	94
2.3.5. Kaviteleme Aşınması	96
2.3.6. Termal Aşınma.....	97
2.3.7. Yorulma Aşınması	98
3. MALZEME VE YÖNTEM	99
3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEMELER.....	99
3.2. ISIL İŞLEM VE METALOGRAFİK ÇALIŞMALAR	99
3.3. SERTLİK DENEYLERİ	101
3.4. ÇEKME DENEYLERİ.....	103
3.5. DARBE DENEYLERİ	104
3.6. AŞINMA DENEYLERİ	106
4. BULGULAR	108
4.1. MİKROYAPI İNCELEMESİ SONUÇLARI.....	108
4.2. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI	119
4.3. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI.....	121
4.4. DARBE DENEYİ SONUÇLARI.....	123
4.5. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI.....	125
5. TARTIŞMA VE SONUÇ	133
KAYNAKLAR.....	135
ÖZGEÇMİŞ.....	139

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1: Pistonlu içten yanmalı motor kesiti ve temel parçalarının gösterimi.....	5
Şekil 2.2: Pistonlu içten yanmalı motorlarda piston ve silindir geometrisi.	6
Şekil 2.3: Buji ile ateşlemeli iki zamanlı motorların çalışma çevrimi.	8
Şekil 2.4: Buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorların çalışma çevrimi.	12
Şekil 2.5: Silindir düzeni ve sayısına göre içten yanmalı motorlar.	13
Şekil 2.6: Supap konumuna göre içten yanmalı motorlar.	15
Şekil 2.7: İçten yanmalı motorlarda supap tertibatı.	17
Şekil 2.8: Mantar başlı bir supap.	18
Şekil 2.9: Supap gaydı çeşitleri.....	19
Şekil 2.10: Supap gaydaları.	20
Şekil 2.11: Supap bagaları.	21
Şekil 2.12: Demir – karbon faz diyagramı.	27
Şekil 2.13: Alaşım elementi ilavesinin ötektoit sıcaklığa etkisi.	28
Şekil 2.14: Alaşım elementi ilavesinin ötektoit karbon yüzdesine etkisi.	29
Şekil 2.15: 1040 çeliğinin 700 °C’de 21 saat bekletilmesi sonucu oluşan küresel mikroyapısı, 1000x büyütme.	30
Şekil 2.16: Küreselleştirme ısıl işlemi için sıcaklık bölgesini gösteren ikili Fe – C faz diyagramı.	31
Şekil 2.17: 700 °C’de 21 saat tutulan 1040 çeliğinin küreselleşmesi üzerine başlangıç mikroyapısının etkisi.....	32
Şekil 2.18: Ferrit – perlit başlangıç mikroyapısına sahip 1040 çeliğinin 700 °C’de 200 saat bekletilmesinden sonraki küreselleşme miktarını gösteren mikroyapı görüntüsü, 1000x büyütme.	33
Şekil 2.19: YMK ostenit yapının HMT martensit yapıya dönüşümü.	35
Şekil 2.20: Ostenit, ferrit ve martensitin kristal yapıları.	36

Şekil 2.21: %C'un fonksiyonu olarak dengeli soğutulmuş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişiklik.	37
Şekil 2.22: 900 °C'de ostenitlenmiş sade karbonlu 1080 çeliğinin TTT diyagramı.	38
Şekil 2.23: Ostenitten martensite dönüşüm sırasında sıcaklığa bağlı olarak martensit yüzdesindeki artışı gösteren tipik bir örnek. Sembolik mikroyapı görüntülerindeki koyu bölgeler: martensit.....	39
Şekil 2.24: Alaşımız çeliklerde ostenitik karbon içeriğinin M_s ve M_f sıcaklıkları ve oluşan martensitin çeşidine etkisi.	40
Şekil 2.25: İğnesel martensit ve levhasal martensit mikroyapılarının karşılaştırılması.	41
Şekil 2.26: %0,8 karbon içeren alaşımız ötektit bir çeliğin ısıtılması sırasında perlit yapısının ostenite dönüşümü.	45
Şekil 2.27: Zamanın bir fonksiyonu olarak perlitten ostenit oluşumu (beyaz bölgeler: ostenit).	45
Şekil 2.28: Ostenit oluşumu için çekirdeklenme bölgeleri.	46
Şekil 2.29: Zamanın bir fonksiyonu olarak sabit bir ostenitleme sıcaklığında ötektit bir çelikte perlitten dönüşen ostenitin hacimce yüzdesi.	47
Şekil 2.30: Ötektit bir çelikte ostenitleme sıcaklığının perlitten ostenit oluşum hızı üzerindeki etkisi.	47
Şekil 2.31: Çeliklerin ostenitlenmesi sırasında meydana gelen yapısal dönüşümler. (a,b) %0,8 C. O, ostenit; S, sementit; F; ferrit; P, perlit.	48
Şekil 2.32: Temperleme sıcaklığının 1050 çeliğin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri üzerinde olan etkisi.	53
Şekil 2.33: 100 – 700 °C aralığında 1 saat temperlenmiş değişik karbon oranlarına sahip çeliklerin sertlikleri.	57
Şekil 2.34: Temperleme sıcaklığının yağda soğutulmuş 4340 çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi.	58
Şekil 2.35: Molibden alaşımız bir çeliğin ikincil sertleşmesi.	61
Şekil 2.36: Aşınma sistemi (DIN 50320).....	73
Şekil 2.37: Abrazif aşınma tipleri.	78
Şekil 2.38: Abrazif aşınmanın beş mekanizması.....	79
Şekil 2.39: Nispi sertlik ve aşınma kapasitesi arasındaki ilişki.	81
Şekil 2.40: Abrazif aşınma konisi ile aşınma modeli.	82
Şekil 2.41: Üç elemanlı abrazif aşınmada kayma ve yuvarlanma hareketlerinin etkileri.	85
Şekil 2.42: İki elemanlı abrazif aşınmada aşınma kalıntılarının birikiminin etkisi.	85

Şekil 2.43: Kaymalı temas sırasında pürüz ölçeğinde yüzeyler arası etkileşimin şematik gösterimi.	87
Şekil 2.44: Adezif aşınma sırasındaki adezif transfer süreçleri.	89
Şekil 2.45: Muhtemel erozif aşınma mekanizmaları.	92
Şekil 2.46: Yüzey erozyonuna neden olan partikülün çarpma açısı.	93
Şekil 2.47: Sünek ve gevrek malzemelerin aşınma hızları üzerine çarpma açısının etkisi.	93
Şekil 2.48: Korozif aşınma modellerinin şematik gösterimi.	95
Şekil 2.49: Kavitasyon aşınması mekanizması.	97
Şekil 3.1: Malzemelerin mikroyapılarının fotoğraflanmasında kullanılan Nikon marka mikroskop.	101
Şekil 3.2: Malzemelerin sertliklerinin ölçülmesinde kullanılan Emcotest marka Brinell – Vickers – Rockwell sertlik ölçüm cihazı.	102
Şekil 3.3: Çekme deneyi numunesi.	103
Şekil 3.4: Çekme deneylerinin yapılmasında kullanılan Shimadzu marka universal çekme cihazı.	104
Şekil 3.5: V-çentikli Charpy darbe numunesi.	105
Şekil 3.6: Charpy darbe deneylerinin yapılmasında kullanılan Testcenter marka cihaz.	105
Şekil 3.7: Aşınma deneylerinin yapılmasında kullanılan Devotrans marka aşındırma deney cihazı.	106
Şekil 3.8: Aşınma deneyinde kullanılan numune.	107
Şekil 4.1: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik-I’in ısıtma işlemi görmemiş döküm hâli için mikroyapı fotoğrafları.	109
Şekil 4.2: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik I’in küreselleştirme ısıtma işlemi için (Çelik I-1) mikroyapı fotoğrafları.	109
Şekil 4.3: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik I’in su verme ısıtma işlemi için (Çelik I-2S) mikroyapı fotoğrafları.	110
Şekil 4.4: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in havada soğutma ısıtma işlemi için (Çelik I-2H) mikroyapı fotoğrafları.	110
Şekil 4.5: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in 200x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.	111
Şekil 4.6: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in 500x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.	112
Şekil 4.7: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in 1000x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.	113

Şekil 4.8: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik-II’nin ısıtma işlem görmemiş döküm hâli için mikroyapı fotoğrafları.....	114
Şekil 4.9: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin küreselleştirme ısıtma işlemi için (Çelik II-1) mikroyapı fotoğrafları.....	114
Şekil 4.10: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin su verme ısıtma işlemi için (Çelik II-2S) mikroyapı fotoğrafları.....	115
Şekil 4.11: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin havada soğutma ısıtma işlemi için (Çelik II-2H) mikroyapı fotoğrafları.....	115
Şekil 4.12: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 200x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.....	116
Şekil 4.13: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 500x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.....	117
Şekil 4.14: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 1000x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları.....	118
Şekil 4.15: Yapılan çeşitli ısıtma işlemlerin Çelik I’in sertlik değerine etkisini gösteren grafik...	120
Şekil 4.16: Yapılan çeşitli ısıtma işlemlerin Çelik II’nin sertlik değerine etkisini gösteren grafik.	120
Şekil 4.17: Çeşitli ısıtma işlemler sonucu Çelik I ve Çelik II’nin çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.....	122
Şekil 4.18: Çeşitli ısıtma işlemler sonucu Çelik I ve Çelik II’in darbe enerjisinin değişimi.	124
Şekil 4.19: Çelik I için çeşitli aşınma deneyleri sonuçlarında meydana gelen ağırlık kayıplarındaki değişim.....	126
Şekil 4.20: Çelik II için çeşitli aşınma deneyleri sonuçlarında meydana gelen ağırlık kayıplarındaki değişim.....	126
Şekil 4.21: Çelik I’in aşınma eğilimlerindeki değişim.....	128
Şekil 4.22: Çelik II’nin aşınma eğilimlerindeki değişim.....	128
Şekil 4.23: Çelik I’in aşınma dirençlerindeki değişim.....	129
Şekil 4.24: Çelik II’nin aşınma dirençlerindeki değişim.....	129
Şekil 4.25: P40 zımpara için Çelik I ve Çelik II’nin çeşitli ısıtma işlemlere bağlı olarak aşınma dirençlerindeki değişimlerin mukayesesi.....	130
Şekil 4.26: P120 zımpara için Çelik I ve Çelik II’nin çeşitli ısıtma işlemlere bağlı olarak aşınma dirençlerindeki değişimlerin mukayesesi.....	131

TABLO LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1: Önemli metalurjik fazlar ve mikro-bileşenler.....	24
Tablo 2.2: Çeliklerdeki dönüşüm sıcaklıklarının açıklamaları.	25
Tablo 2.3: %0,8 karbon içeren bir çeliğin değişik içyapılara göre mekanik özellikleri.	34
Tablo 2.4: Mekanizmalarına göre aşınma tiplerinin sınıflandırılması.	76
Tablo 2.5: Aşınma tiplerinin çevresel etkileşim bazında sınıflandırılması.	76
Tablo 2.6: Abratif aşınma için “K” değerleri.....	84
Tablo 3.1: Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri.	99
Tablo 4.1: Isıl işlem durumuna göre malzemenin sertlikler.....	119
Tablo 4.2: Çelik I için çekme deneyi sonuçları.	121
Tablo 4.3: Çelik II için çekme deneyi sonuçları.	121
Tablo 4.4: Çelik I için darbe deneyi sonuçları.....	123
Tablo 4.5: Çelik II için darbe deneyi sonuçları.....	123
Tablo 4.6: Çelik I için yapılan aşınma deneyleri sonucunda meydana gelen ağırlık kayıpları.	125
Tablo 4.7: Çelik II için yapılan aşınma deneyleri sonucunda meydana gelen ağırlık kayıpları.	125
Tablo 4.8: Çelik I için aşınma eğilimleri (k_a) ve aşınma dirençleri (k_r).	127
Tablo 4.9: Çelik II için aşınma eğilimleri (k_a) ve aşınma dirençleri (k_r).	127

SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ

Simgeler	Açıklama
a	:Adezif aşınmada dairesel temas bölgesi için yarıçap
a	:Krank sapması
a₀	:Orijinal ostenit kafes parametresi
A₁	:Fe-C diyagramında ostenit için minimum sıcaklık
A₃	:Düşük karbon bileşimlerinde ostenit bölgesi için en düşük sıcaklık sınırı
Ac₁	:Isıtma sırasında ostenitin oluşmaya başladığı sıcaklık
Ac₃	:Isıtma sırasında ferritten ostenite dönüşümün tamamlandığı sıcaklık
Ac_{cm}	:Hiperötektoit çeliklerde sementitin çözünmesinin tamamlandığı sıcaklık
A_{cm}	:Yüksek karbon bileşimlerinde ostenit bölgesi için asgari sıcaklık sınırı
Ae₁	:Denge hâlinde faz değişim sıcaklığı
Ae₃	:Denge hâlinde faz değişim sıcaklığı
Ae_{cm}	:Denge hâlinde faz değişim sıcaklığı
A_n	:Aşınan yüzeylerin nominal alanı
Ar''	:Hızlı soğutmada ostenitin martensite dönüşümünün başladığı sıcaklık
Ar₁	:Ostenitten ferrite veya ferrit + sementite dönüşümün sona erdiği sıcaklık
Ar₃	:Soğutma sırasında ferrite dönüşümün başladığı sıcaklık
Ar₄	:Soğutma sırasında delta ferritin ostenite dönüştüğü sıcaklık
Ar_{cm}	:Ötektoit üstü çeliklerde sementitin çökelmeye başladığı sıcaklık
C	:Maksimum yükleme basıncı sabiti
d	:Açılan oyugun derinliği
d	:Kayma mesafesi
D₀	:Çekme numunesi çapı
D₁	:Çekme numunesinin baş kısmının çapı
E	:Abrazyona karşı koyma yeteneği
E_f	:Temel aşınma direnci
E_s	:Test malzemesinin aşınma direnci
F_n	:Normal yük.
F_s	:Sürtünme kuvveti
H	:Sertlik
h	:Yüzeyin dikey aşınma kalınlığı
H₀	:Abrazif partiküllerin sertliği
K	:Aşınma katsayısı
k_a	:Nispi hareket yapan parçaların aşınma eğilimi

K_{ad}	:Adezif aşınma için aşınma katsayısı
k_r	:Nispi hareket yapan parçaların aşınma direnci
l	:Koninin aldığı mesafe
L	:Adezif aşınmada kayma mesafesi
L₀	:Çekme numunesi ölçü uzunluğu
L_c	:Çekme numunesinin inceltilmiş kısmının uzunluğu
L_K	:Çekme numunesinin baş kısmının uzunluğu
L_t	:Çekme numunesinin toplam uzunluğu
M₅₀	:Soğuma sırasında ostenitin % 50'sinin martensite dönüştüğü sıcaklık
M₉₀	:Soğuma sırasında ostenitin % 90'ının martensite dönüştüğü sıcaklık
M_f	:Hızlı soğutma esnasında martensit oluşumunun sona erdiği sıcaklık
M_f	:Soğuma sırasında ostenitin martensite dönüştüğü sıcaklık
M_s	:Hızlı soğutmada ostenitin martensite dönüşümünün başladığı sıcaklık
M_s	:Ostenitten martensite dönüşümde martensit başlangıç sıcaklığı
n	:Toplam temas noktası sayısı
P	:Yükleme basıncı
P_{maks}	:Maksimum yükleme basıncı
r	:Biyel uzunluğu
R	:Nispi aşınma kabiliyeti
S	:Strok
s	:Abrazif partikülün kayma mesafesi
s	:Pistonun pozisyonu
V	:Temas yüzeyinden ayrılan malzemenin hacmi
V_c	:Boşluk hacmi
V_d	:Strok hacmi
V_g	:Koni tarafından kaldırılan materyalin hacmi
V_{TOP}	:Toplam aşınma
W	:Aşınma hızı
W	:Yük
W_g	:Aşındırıcı tanenin üzerindeki tekil yük
W_{TOP}	:Toplam yük
α	:Ferrit
α	:Koninin eğim açısı
α'	:Martensit
γ	:Ostenit
θ	:Krank açısı
μ	:Sürtünme katsayısı
Ω	:Spesifik aşınma hızı

Kısaltmalar	Açıklama
AÖN	:Alt Ölü Nokta
CNG	:Compressed Natural Gas
DIN	:Deutsches Institut für Normung
HMK	:Hacim Merkezli Kübik
HMT	:Hacim Merkezli Tetragonal
KGGS	:Kırılma Görünümü Geçiş Sıcaklığı
LPG	:Liquefied Petroleum Gas
SDH	:Sıkı Düzen Hegzagonal
TTT	:Time, Temperature, Transformation
ÜÖN	:Üst Ölü Nokta
YMK	:Yüzey Merkezli Kübik

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

OTOMOTİV SUPAP GAYD VE BAGALARINDA KULLANILAN ÇELİKLERİN MİKROYAPI, MEKANİK ÖZELLİKLER VE AŞINMA DİRENCİNİN İNCELENMESİ

Emre Atakan MERİÇ

İstanbul Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman : Yard. Doç. Dr. Selim YILDIRIM

Günümüzde, gerek çevresel faktörler gerekse ekonomik sebeplerle otomotivde LPG (sıvılaştırılmış petrol gazı) ve CNG (sıkıştırılmış doğalgaz) yakıtları, benzine ve dizel yakıtına göre daha tercih edilebilir. İçten yanmalı motorlarda yakıt olarak CNG veya LPG kullanıldığı zaman supap gayd ve bagalarında meydana gelen aşınma, yakıt olarak benzin veya dizel yakıtı kullanıldığı durumdan daha fazladır. Dolayısıyla, otomotiv supap gayd ve bagalarında kullanılan çeliklerin mekanik özelliklerinin ve bilhassa aşınma dirençlerinin geliştirilmesi büyük bir önem arz etmektedir. Bu çalışmada, benzin veya dizel yakıtı kullanarak çalışan motorların supap gayd ve bagaları için üretilmiş çelik ile LPG veya CNG kullanarak çalışan motorların supap gayd ve bagaları için üretilmiş çeliğin küreselleştirme, su verme ve temperleme ısıl işlemleri sonucu mekanik özelliklerinin ve aşınma dirençlerinin değişimi incelenmiştir. Bu amaçla, değişik ısıl işlemlere tabi tutulmuş bu iki çeliğin metalografik incelemeleri yapılmış, ısıl işlemlere bağlı olarak sertliklerindeki değişimler ölçülmüş, çekme ve darbe deneyleri yapılarak farklı mekanik özellikleri saptanmıştır. Ardından, çeşitli ısıl işlem durumlarındaki bu çelikler iki elemanlı abrasif aşınma deneylerine tabi tutulmuş ve aşınma dirençleri hesaplanarak aşınma davranışları tespit edilmiştir. Bu çalışma sonucu her iki tür çelik için de küreselleştirme ısıl işlemi ile optimum mekanik özelliklerin elde edilebileceği ortaya konmuştur.

Haziran 2017, 156 Sayfa.

Anahtar kelimeler: Otomotiv çeliği, mekanik özellikler, aşınma, mikroyapı.

SUMMARY

M.Sc. THESIS

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF AUTOMOTIVE VALVE GUIDE AND SEAT STEELS

Emre Atakan MERİÇ

İstanbul University

Institute of Graduate Studies in Science and Engineering

Metallurgical and Materials Engineering Department

Supervisor : Asst. Prof. Selim YILDIRIM

In automotive industry, LPG (liquefied petroleum gas) and CNG (compressed natural gas) are nowadays more preferable than gasoline and diesel fuel in terms of both environmental factors and economic reasons. The amount of wear that occurs on valve guides and valve seats when CNG or LPG is used, is more than the amount of wear that occurs when gasoline or diesel fuel is used in internal combustion engines. Therefore, it is crucial to improve mechanical properties and especially wear resistance of the steels for automotive valve guides and seats. In this study, with certain heat treatments (i.e. spheroidization, quenching and tempering), the changes in mechanical properties and wear resistance were examined for the steel manufactured for the valve guides and seats of gasoline or diesel engines, and for the steel manufactured for the valve guides and seats of LPG or CNG engines. Accordingly, for the steels each of which was individually subjected to one or multiple heat treatments, metallographic examinations were carried out, changes in hardness depending on heat treatment were measured, and different mechanical properties were determined by carrying out tensile and impact tests. Thereafter, two-body abrasive wear tests were carried out on the different heat-treated steels, and the wear behaviors of them were determined by evaluating wear resistance. Ultimately, it is found that optimal mechanical properties can be obtained for the both types of the steels by means of spheroidization.

June 2017, 156 Pages.

Keywords: Automotive steels, mechanical properties, wear, microstructure.

1. GİRİŞ

Otomotivde kullanılan motorların çalıştığı yakıt tipine (benzin, dizel yakıtı, LPG, CNG) bağlı olarak çalışma şartlarının (özellikle çalışma sıcaklığının) değişmesi sebebiyle kullanılan supap gaydaları ve supap bagalarının çelik alaşımları da maksimum kullanım ömrü sağlamak amacı göz önünde bulundurularak farklılıklar gösterir. Motorun çalışması ve uzun süreli kullanım sonucunda supap gayd ve bagalarının mekanik özellikleri, bilhassa aşınma direnci, çok önemlidir. Kullanılan yakıt ve yanma ısısına bağlı olarak malzemeden beklenen mekanik özellikler değişmektedir. Yakıt olarak CNG (*compressed natural gas* – sıkıştırılmış doğalgaz) veya LPG (*liquefied petroleum gas* – sıvılaştırılmış petrol gazı) kullanıldığında meydana gelen aşınma, yakıt olarak benzin veya dizel yakıtı kullanıldığı durumdan daha fazladır. Buna bağlı olarak, CNG veya LPG yakıt kullanılan motorların supap gayd ve бага malzemelerinin bu aşınmayı karşılayacak nitelikte malzemelerden yapılması gerekmektedir. [1,2]

Günümüzde, artan benzin fiyatları CNG ve LPG kullanımını yaygınlaştırmıştır. Bunun yanında CNG ve LPG yakıtlarının çevre dostu olmaları benzin ve dizel yakıtına alternatif olarak tercih edilmelerini sağlamaktadır. Bütün bunlar göz önünde bulundurulduğunda CNG ve LPG yakıtlı motorlarda kullanılan supap gayd ve bagalarının mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi ve bu konuda araştırmalar yapılması önem arz etmektedir. [3]

Bu çalışmada, benzin veya dizel yakıtı ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının yapımında kullanılan çelik ve CNG veya LPG ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının yapımında kullanılan çeliğe küreselleştirme ısıl işlemi, bu işlemin ardından yapılan, sabit bir sıcaklıktan (800 °C) su verme ve havada soğutma işlemleri, sonrasında temperleme işlemleri (600 °C) uygulanmış ve bu ısıl işlemler sonucu mekanik özelliklerinin değişimi belirlenmiştir.

Bu amaçla, bahsedilen bu ısıl işlemlere tabi tutulan bu iki çeliğin metalografik incelemeleri yapılmış, ısıl işlemler sonucu sertliklerindeki değişim ölçülmüş, çekme ve darbe deneyleri gerçekleştirilmiştir. Ardından her iki çeliğe ait numunelerin aşınma

deneyleri yapılmış; aşınma miktarları, aşınma eğilimleri ve aşınma dirençlerinin yapılan ısıl işlemlerle ve sertlikle değişimi belirlenmiştir.



2. GENEL KISIMLAR

2.1. İÇTEN YANMALI MOTORLAR

Motor, enerjiyi bir formdan bir başka forma dönüştüren makinedir. Birçok motor ısı enerjisini mekanik enerjiye çevirme prensibi ile çalışır ve bu motorlar ısı motorları olarak adlandırılır. [4]

Isı motorları, kullandıkları yakıtın kimyasal enerjisini ısı enerjisine dönüştüren ve bu ısı enerjisini de belli bir amaca yönelik bir iş yapmak üzere sarf ederek mekanik enerji hâline getiren makineler olarak tanımlanabilir. Isı motorları iki kategoride incelenebilir: [4,5]

- Dıştan Yanmalı Motorlar
- İçten Yanmalı Motorlar

Bu çalışmada sadece içten yanmalı motorlar incelenmiştir.

İçten yanmalı motorların dıştan yanmalı motorlar karşısında üstünlükleri şu şekilde sıralanabilir:

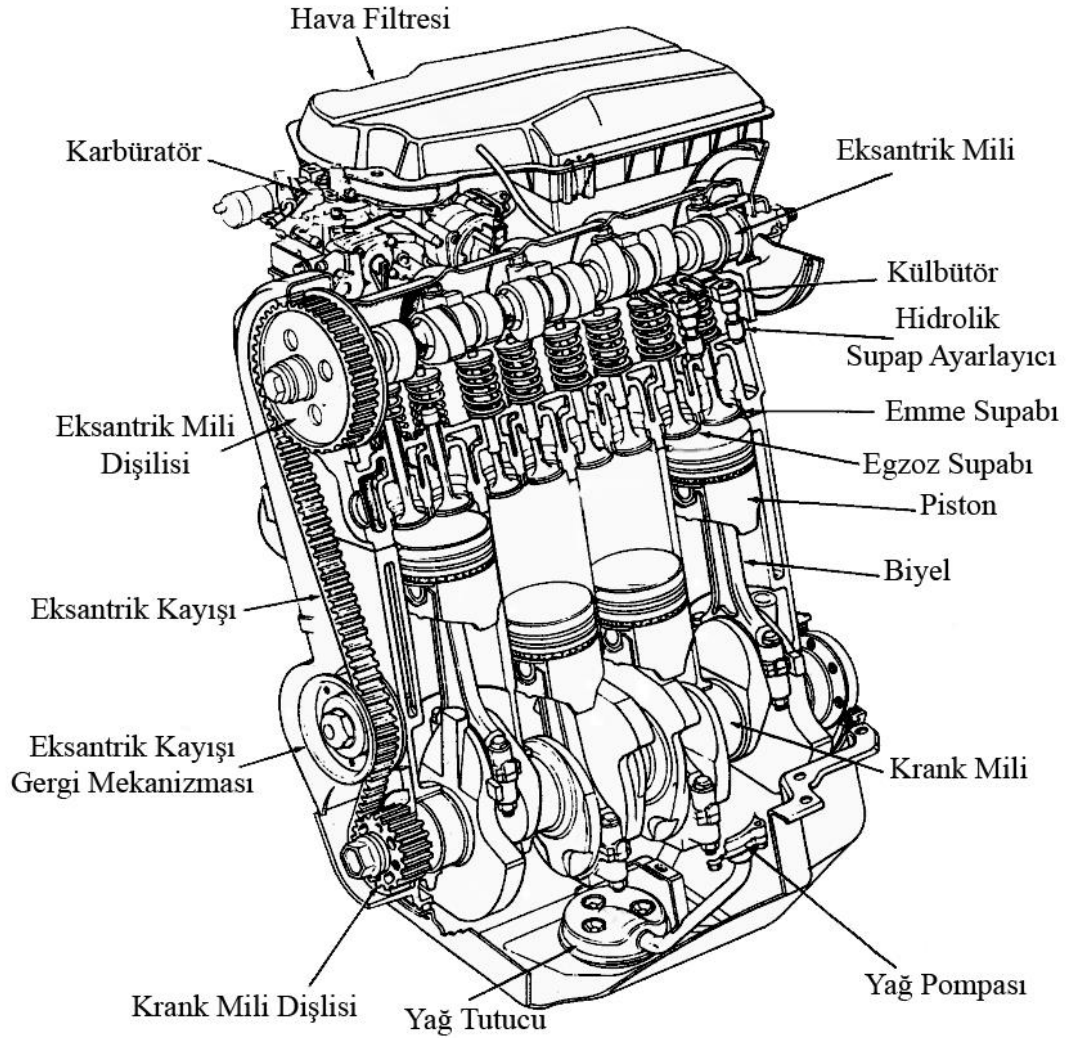
- Mekanik anlamda çok daha basit yapıdadırlar. [5]
- Buhar kazanı, besleme pompası gibi yardımcı ünitelerin yokluğu birim ağırlık başına ürettikleri gücün daha yüksek olmasını sağlar. [5]
- İlk üretim maliyetleri genellikle daha azdır. [5]
- Soğuk hava şartlarında çalışmaya başlamaları daha kolaydır. [6]
- Kompakt bir yapıları vardır ve bu sayede daha az alana ihtiyaç duyarlar. [6]

İçten yanmalı motorlar, yakıt yakımının motor silindiri içerisinde meydana geldiği motorlardır. Diğer bir deyişle, içten yanmalı motorlarda yakıtın kimyasal enerjisi ısı enerjisine motorun içerisinde dönüşür, herhangi bir harici yanma odası söz konusu değildir. [5,7]

Gaz türbinlerinde, yanma odasında elde edilen yüksek basınç ve sıcaklıktaki yanma ürünlerinin potansiyel enerjisi bir lüle yardımı ile kinetik enerjiye dönüştürülür ve türbin kanatlarına gönderilir. Özel şekillendirilmiş olan bu kanatlar yardımı ile gazların kinetik enerjisi mekanik enerjiye dönüşür. Gaz türbinlerinde rotorun hareketi dönme hareketi olduğundan, dengeleme problemi söz konusu değildir. Bu nedenle çok yüksek devirlerde çalışabilmektedirler. Bunun yanı sıra bu tip motorlarda gazların daha iyi genişlemesi ve iç enerjinin daha iyi kullanılması sonucu verim daha iyidir. Söz edilen bu üstünlüklerinin yanında gaz türbinlerinin önemli eksiklikleri de vardır. Örneğin, rotorun yüksek devrine ve gazların yüksek sıcaklığına dayanabilmek için rotor kanatlarının yüksek kaliteli çelikten imal edilmeleri gerekir. Buna rağmen kısa sürede aşınır ve yenileri ile değiştirilme zorunluluğu doğar. Jet motorlarında (tepkili motorlarda) yanma odasında elde edilen yüksek basınç ve sıcaklıktaki yanma ürünleri bir lüleden dışarıya akarken jet (teпки) kuvveti oluşur ve bu kuvvetin etkisi ile araç gazların akış yönünün tersine doğru hareket eder. Bu tip motorlarda çok büyük güçler elde edilebilmektedir. Ancak verimlerinin düşük olması da önemli bir dezavantajdır. [8]

Günümüzde pistonlu içten yanmalı motorlar oldukça yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bu motorlarda yanma sonucu elde edilmiş yüksek basınç ve sıcaklıktaki gazlar piston yüzeyine etki eder ve pistonu harekete geçirir. Pistonlu içten yanmalı motorlar kategorisinde ele alabileceğimiz Otto ve Dizel motorlarında piston hareketi doğrusaldır ve krank – biyel mekanizması yardımı ile dönme hareketi elde edilir. Wankel motorlarında ise piston rotor şeklindedir ve hareketi döneldir. [8]

Pistonlu içten yanmalı motor kesiti ve temel parçalarının gösterimi Şekil 2.1'de verilmiştir.



Şekil 2.1: Pistonlu içten yanmalı motor kesiti ve temel parçalarının gösterimi [9].

İçten yanmalı motorlar şu başlıklar altında sınıflandırılabilir: Çevrim sayısına göre, silindir düzeni ve sayısına göre, supaplarının konumuna göre, ateşleme metoduna göre içten yanmalı motorlar ve diğer tür içten yanmalı motorlar (Wankel motorları, direkt püskürtmeli motorlar). [10]

2.1.1. Çevrim Sayısına Göre İçten Yanmalı Motorlar

Çevrim sayısına göre içten yanmalı motorları iki zamanlı, dört zamanlı olmak üzere iki kategori altında ele almak mümkündür.

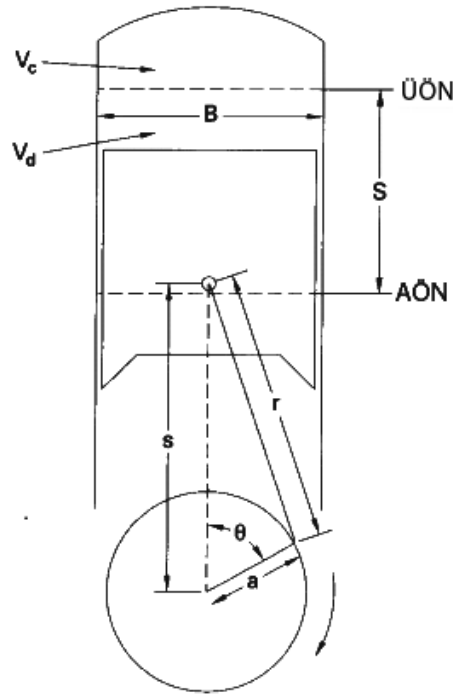
2.1.1.1. İki Zamanlı İçten Yanmalı Motorlar

A. Buji ile Ateşlemeli İki Zamanlı Motorlarda Çevrim

► **Birinci zaman (sıkıştırma zamanı):** Bütün supaplar kapalı konumdayken piston üst ölü nokta¹ (ÜÖN) yönünde hareket eder ve hava – yakıt karışımını yüksek bir basınç ve sıcaklık sağlayacak şekilde sıkıştırır. [10]

Yanma: Pistonun ÜÖN konumunda bulunması ile sıcaklık ve basıncın pik değerlere ulaşması sonucu buji ateşlenir ve yanma neredeyse sabit bir hacimde çok hızlı bir şekilde gerçekleşir. [10]

Şekil 2.2’de pistonlu içten yanmalı motorlarda piston ve silindir geometrisi gösterilmektedir.



Şekil 2.2: Pistonlu içten yanmalı motorlarda piston ve silindir geometrisi. B: Silindir çapı, AÖN: Alt ölü nokta, ÜÖN: Üst ölü nokta, S: Strok (AÖN – ÜÖN arası mesafe), r: Biyel uzunluğu, a: Krank sapması, s: Pistonun pozisyonu, θ : Krank açısı, V_c : Boşluk hacmi, V_d : Strok hacmi [10].

¹ Pistonun durabileceği, krank milinden en uzak nokta “üst ölü nokta” olarak adlandırılır. [10]

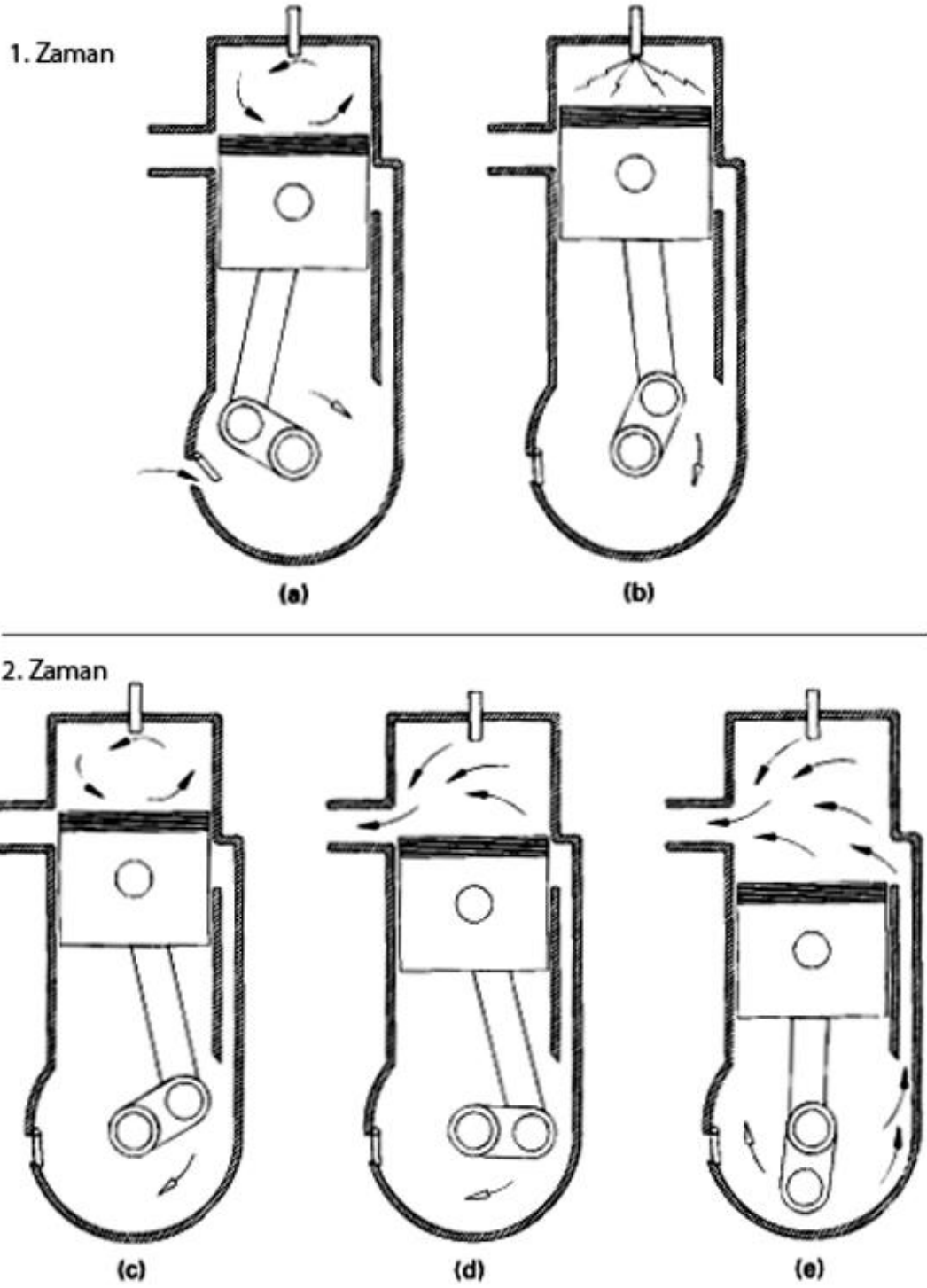
► **İkinci zaman (genişleme veya güç zamanı):** Yanma prosesinde üretilen çok yüksek basınç pistonları aşağı inmeye zorlar. Yanma odasının hacminin artması basıncın ve sıcaklığın düşmesine yol açar ve bu sayede piston alt ölü noktaya¹ (AÖN) doğru hareket eder. [10]

Egzoz blöfü: Bu işlem “genişleme zamanı” sırasında gerçekleşir. Genişleme zamanında yüksek basınçlı gazların sahip oldukları kinetik enerjiyi pistonu aktarması ile piston AÖN öncesi yaklaşık 75°lik bir krank açısında iken egzoz supabı açılır ve egzoz blöfü gerçekleşmeye başlar. Egzoz valfi silindir içi mantar başlı bir supap olabilir veya silindirin yan yüzeyinde bir slot şeklinde bulunabilir ve bu slot piston AÖN’ye yaklaştığı esnada açılır. Egzoz blöfünden sonra silindirin içerisi hâlâ düşük basınçtaki bir miktar egzoz gazı ile doludur. [10,11]

Yakıt – gaz karışımı girişi (emme) ve egzoz gazlarının tahliyesi: Egzoz blöfü işleminin sona ermesine yakın bir esnada, pistonun AÖN öncesi yaklaşık 50°lik bir krank açısına gelmesi ile silindirin yan yüzeyindeki emme valfi açılır ve yakıt – gaz karışımı basınç altında giriş yapar. Silindirin içerisine giriş yapan bu yakıt – gaz karışımı, silindir içerisinde kalan egzoz gazlarını açık egzoz valfi yönünde iter ve bu kalıntı gazların dışarı çıkmasını sağlar. Bu aşamada silindirin içerisi yanabilir yakıt – hava karışımı ile dolmuştur. Bu proses “egzoz gazlarının tahliyesi” olarak adlandırılır. Piston, AÖN’den geçer ve hızlıca emme valfini ve daha sonra egzoz valfini kapatır. İkinci zaman olan genişleme (veya güç) zamanı bu aşamada son bulmuştur. Bu aşamadan sonra çevrim sıkıştırma zamanı ile devam eder. [10]

Şekil 2.3’te buji ile ateşlemeli iki zamanlı motorların çalışma çevrimi gösterilmektedir.

¹ Pistonun durabileceği, krank miline en yakın nokta “alt ölü nokta” olarak adlandırılır. [10]



Şekil 2.3: Buji ile ateşlemeli iki zamanlı motorların çalışma çevrimi. (a) Sıkıştırma zamanı, (b) Yanma, (c) Genişleme zamanı, (d) Egzoz blöfü, (e) Emme ve egzoz gazlarının tahliyesi [10].

B. Sıkıştırma Ateşlemeli İki Zamanlı Motorlarda Çevrim

Sıkıştırma ateşlemeli motorların iki zamanlı çevrimi iki temel farklılık dışında buji ile ateşlemeli motorlarınkine oldukça benzerdir. Sıkıştırma ateşlemeli motorlarda emilen havaya yakıt karıştırılmaz, bunun sebebi sıkıştırmanın sadece hava ile gerçekleştirilmek istenmesidir. Bu tür motorlarda buji yerine silindirin içerisine konumlandırılmış bir yakıt enjektörü vardır. Sıkıştırma zamanına yakın bir esnada yakıt, sıkıştırılmış sıcak hava içerisine enjekte edilir ve yanma kendiliğinden meydana gelir. [10]

2.1.1.2. Dört Zamanlı İçten Yanmalı Motorlar

A. Buji ile Ateşlemeli Dört Zamanlı Motorlarda Çevrim

► **Birinci zaman (emme zamanı):** Emme supabı açık, egzoz supabı ise kapalı durumdayken piston ÜÖN'den AÖN'ye doğru hareket eder. Bu hareket yanma odasında vakuma yol açacak bir hacim artışına neden olur. Emme sistemi boyunca meydana gelen basınç farkı neticesinde silindirin içerisine hava girişi sağlanır. Hava, emme sisteminden geçiş yaparken içerisine yakıt enjektörü veya karbüratör aracılığı ile yeterli miktarda yakıt ilave edilir. [10]

► **İkinci zaman (sıkıştırma zamanı):** Piston AÖN'ye ulaştığında emme supabı kapanır ve piston bütün supaplar kapalı konumda olacak şekilde tekrar ÜÖN'ye hareket eder. Pistonun bu hareketi hava – yakıt karışımını sıkıştırır ve silindir içerisindeki sıcaklığı ve basıncı artırır. Emme supabının kapanması için sınırlı bir zaman gerekmektedir; bu, piston AÖN sonrasına gelene kadar gerçek sıkışmanın olmayacağı anlamına gelir. Sıkıştırma zamanının tamamlanmasına yakın buji ateşlenir ve yanma başlatılır. [10]

Yanma: Hava – yakıt karışımının yanması çok kısa ve sınırlı bir zamanda gerçekleşir (bu esnada piston ÜÖN yakınlarındadır). Yanma, sıkıştırma zamanının sona ermesine yakın bir anda gerçekleşir, bu sırada piston ÜÖN'nin hemen öncesi konumdadır. Bu proses pistonun ÜÖN'den hemen sonraki bir konuma gelmesine kadar devam eder. Yanma, gaz karışımını egzoz ürünlerine dönüştürür ve silindir içerisindeki sıcaklığı

oldukça yüksek bir değere taşır. Yükselen sıcaklık aynı zamanda silindir içerisindeki basıncı da oldukça yüksek bir seviyeye getirir. [10]

► **Üçüncü zaman (genişleme veya güç zamanı):** Bütün supaplar kapalı pozisyonda iken, yanma prosesinin sebep olduğu yüksek basınç, pistonu ÜÖN'nin uzağına iter. Genişleme zamanı, motor çevriminde güç çıkışının alındığı zamandır, dolayısı ile “güç zamanı” olarak da adlandırılır. Piston ÜÖN'den AÖN'ye doğru hareket ederken silindir hacmi artar, bu da basınçta ve sıcaklıkta düşüşe yol açar. [10]

Egzoz blöfü: Güç zamanının sonlarına doğru egzoz supabı açılır ve egzoz blöfü meydana gelir. Bu noktada silindir içerisindeki basınç ve sıcaklık dış atmosferle kıyaslandığında hâlâ yüksektir ve bu durum atmosfer basıncına açık olan egzoz sistemi boyunca bir basınç farkı yaratır. Piston AÖN yakınlarında iken, bu basınç farkı, sıcak egzoz gazlarının büyük bir kısmının silindirin dışarısına doğru itilmesine ve egzoz sistemi boyunca yol almasına sebebiyet verir. Egzoz gazlarının çıkışı ile yüksek oranda entalpi düşüşü söz konusu olur, bu düşüş ile çevrimin termal etkinliği azalır. AÖN öncesi egzoz supabının açılması “güç zamanı” sırasında elde edilen enerjinin azalma kaydetmesi demektir ancak bu gereklidir, çünkü egzoz blöfü prosesi için sınırlı bir zamana ihtiyaç duyulur. [10]

► **Dördüncü zaman (egzoz zamanı):** Piston AÖN'ye ulaştığında egzoz blöfü prosesi tamamlanmış olur, ancak silindir hâlâ atmosfer basıncına yakın bir basınçtaki egzoz gazları ile doludur. Piston, egzoz supabının açık konumda kalması ile AÖN'den ÜÖN'ye doğru hareket eder. Bu hareket, kalan egzoz gazlarının büyük bir bölümünü silindirin dışarısına -egzoz sisteminin içerisine- iter, geride sadece piston ÜÖN'ye ulaştığında ölü hacim içerisinde sıkışan egzoz gazları kalır. Egzoz zamanının sonlanmasına yakın, piston ÜÖN öncesindeki konumunda iken, emme supabı açılmaya başlar (bu sayede bir sonraki emme zamanı başladığında pistonun ÜÖN'ye gelmesi ile tamamen açılabilir). Piston ÜÖN yakınlarında iken egzoz supabı kapanmaya başlar ve pistonun ÜÖN sonrası konumda gelmesi ile tamamen kapanır. [10]

B. Sıkıştırma Ateşlemeli Dört Zamanlı Motorlarda Çevrim

► **Birinci zaman (emme zamanı):** Buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorlardaki emme zamanı ile bir temel fark dışında aynıdır: Giriş yapan havaya yakıt ilavesi yapılmaz. [10]

► **İkinci zaman (sıkıştırma zamanı):** Sadece hava sıkıştırılır ve bu sıkıştırma işlemi nispeten daha yüksek bir basınca ve sıcaklığa sebep olacak şekilde yapılır. Sıkıştırma zamanının sonlarına doğru yakıt yanma odasına doğrudan enjekte edilir ve burada yüksek sıcaklıklı hava ile karışır. Karıştırma işlemi sonrasında yakıt buharlaşır ve kendiliğinden (buji yardımı olmadan) yanar. [10]

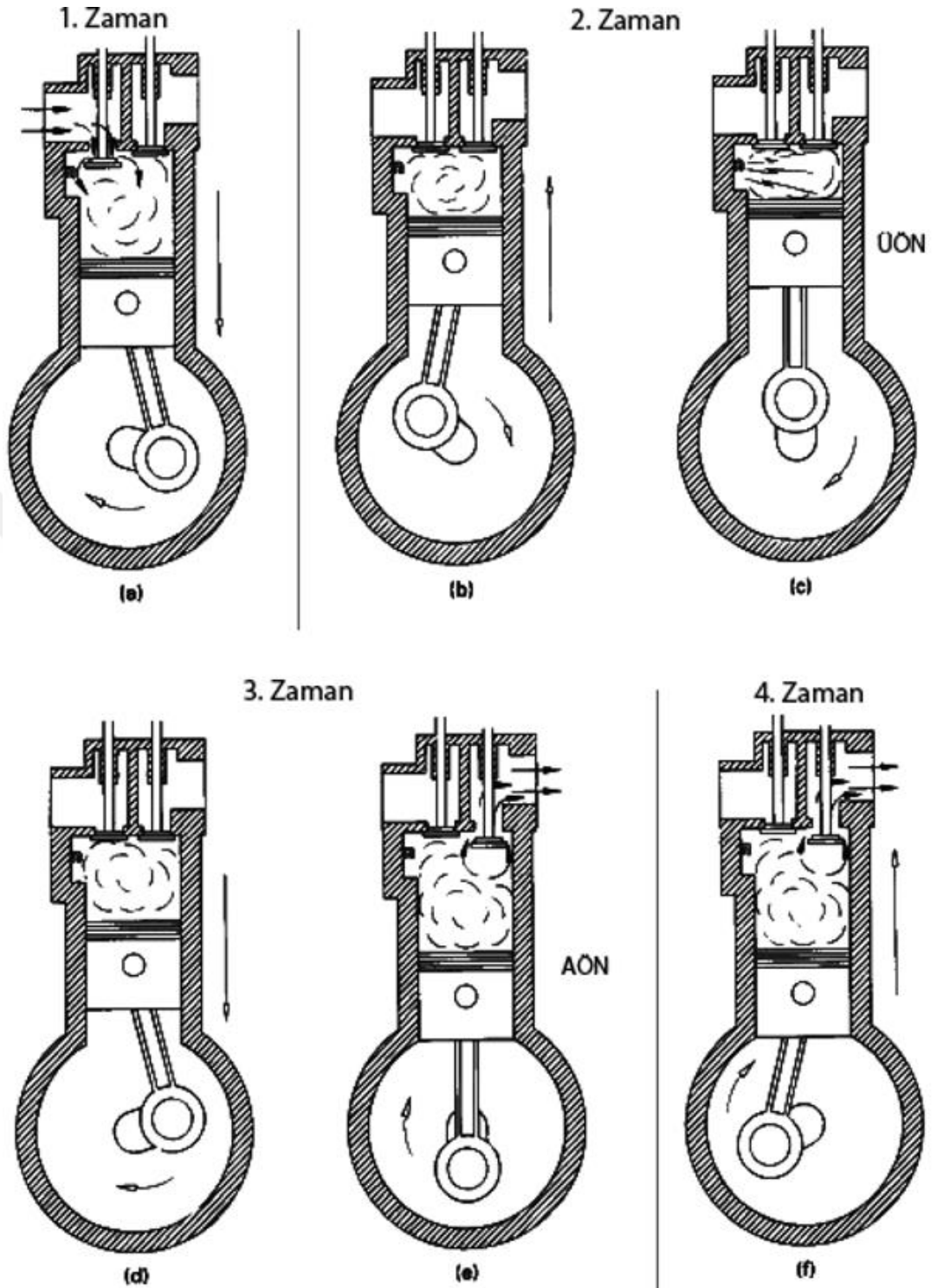
Yanma: Pistonun ÜÖN'de bulunması ile yanma pik noktasına ulaşır, yakıt enjeksiyonu tamamlanana ve piston AÖN'ye doğru hareket etmeye başlayana kadar neredeyse sabit basınçta gerçekleşir. [10]

► **Üçüncü zaman (genişleme veya güç zamanı):** Yanma bitene ve piston AÖN'ye gelene kadar devam eder. [10]

Egzoz blöfü: Buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorlardaki proses ile aynıdır. [10]

► **Dördüncü zaman (egzoz zamanı):** Buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorlardaki proses ile aynıdır. [10]

Şekil 2.4'te buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorların çalışma çevrimi gösterilmektedir.



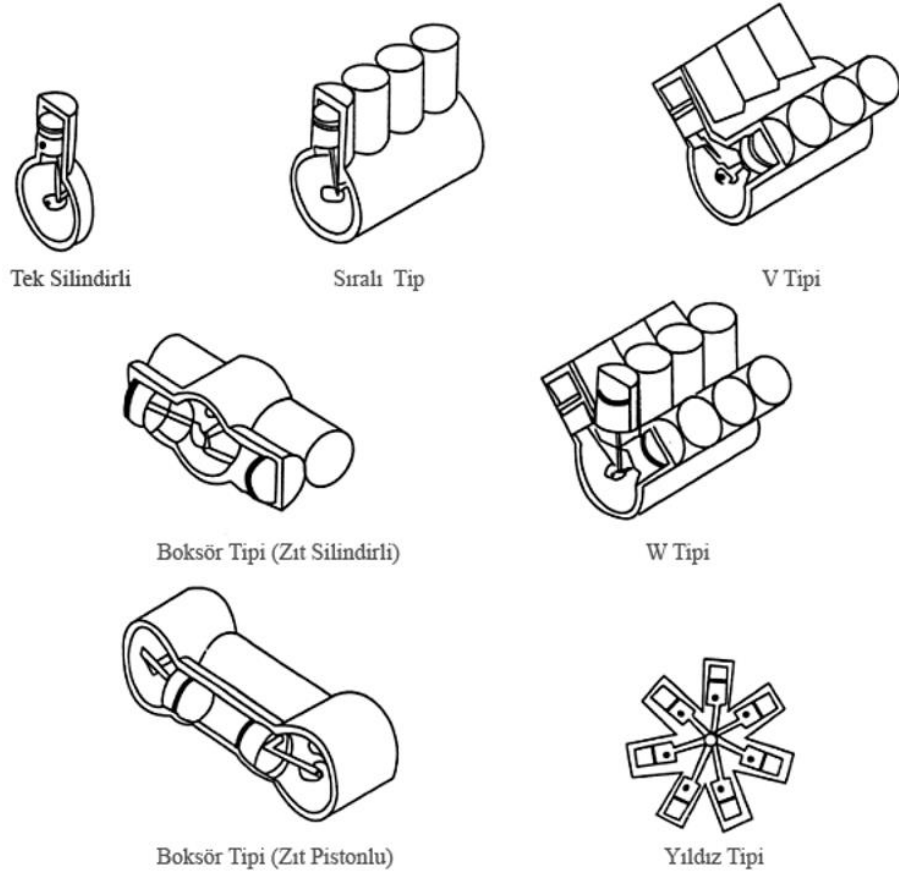
Şekil 2.4: Buji ile ateşlemeli dört zamanlı motorların çalışma çevrimi. (a) Emme zamanı, (b) Sıkıştırma zamanı, (c) Yanma, (d) Genişleme veya güç zamanı, (e) Egzoz blöfö, (f) Egzoz zamanı [10].

2.1.2. Silindir Düzeni ve Sayısına Göre İçten Yanmalı Motorlar

Motorlar, silindir düzeni ve sayısına göre tek silindirli, sıralı tip, V tipi, zıt silindirli, zıt pistonlu, W tipi, yıldız tipi motorlar olmak üzere yedi çeşide ayrılır (Şekil 2.5). [6]

Tek silindirli motorlar: Sadece bir silindire ve krank miline bağlı bir pistona sahip motorlardır. [10]

Sıralı tip motorlar: Silindirleri düz bir sıra hâlinde konumlanmış olan motorlardır. Silindir sayıları 2’den 11’e kadar değişiklik gösterir ve daha çok silindire sahip olmaları da mümkündür. Sıralı dört silindirli motorların kullanımı otomotiv endüstrisinde çok yaygındır. [8,10]



Şekil 2.5: Silindir düzeni ve sayısına göre içten yanmalı motorlar [6].

V tipi motorlar: Tek bir krank miline bağlı olacak şekilde iki silindir dizisinin birbirlerine belli bir aı ile durdukları motorlardır. Silindir dizileri arasındaki açı 15°den 120°ye kadar değişiklik gösterebilir. 60° – 90° arası V tipi motorlar yaygındır. Bu tip motorların silindir sayıları çift sayı olacak şekilde 2 – 20 arasında değişir. 6 ve 8 silindirli olanları otomobil motoru olarak sıklıkla kullanılır. 12 ve 16 silindirli olanları eski tarihlerde birtakım lüks ve yüksek performanslı otomobillerde kullanılmıştır. [8,10]

Zıt silindirli boksör tipi motorlar: Bu tip motorlarda iki silindir dizisi bir krank miline bağlıdır ve birbirlerine zıt bir şekilde konumlanmıştır. Bir başka deyişle bu motorlar, silindir dizilerinin arasındaki açı 180° olan V tipi motorlardır. Çift sayı olmak üzere iki ila sekiz arasında silindir sayısına sahiptirler, bu sayı duruma bağlı olarak daha da artırılabilir. [10]

Zıt pistonlu boksör tipi motorlar: Bu tip motorlarda her bir silindir içerisinde birbirine zıt iki piston bulunur ve yanma odası bu iki pistonun arasındaki merkezde bulunur, iki adet krank mili vardır. Bunun avantajı ise karşılıklı pistonların yanma sonucu ortaya çıkan kuvvetlerden aynı anda etkilenmesi ve tek bir yanma prosesi ile iki iş strokunun gerçekleşmesidir. [8,10,12]

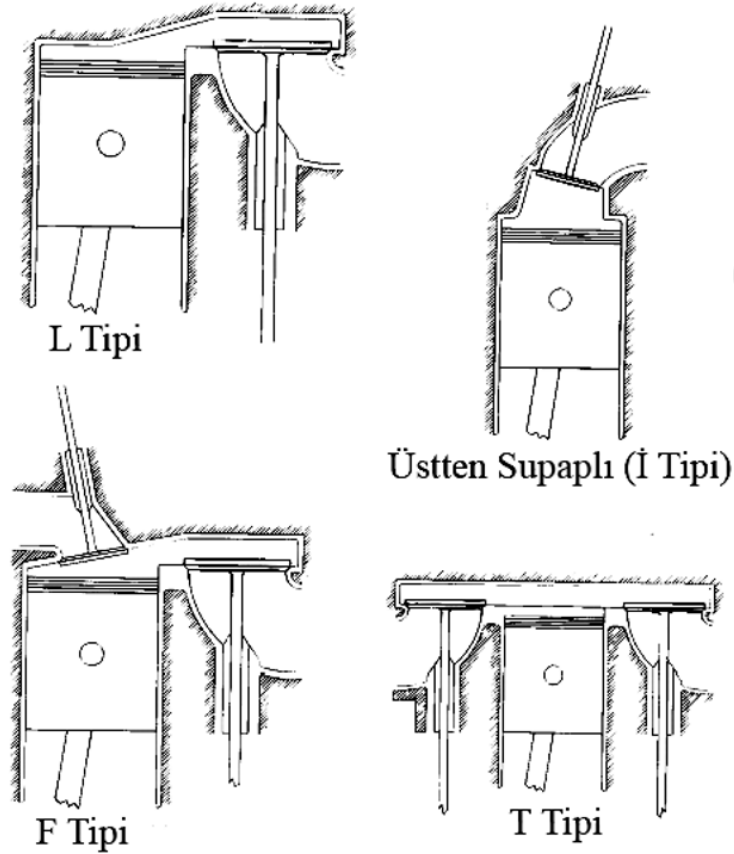
W tipi motorlar: V tipi motorlara çok benzerdirler, bir tek krank mili üzerinde sıralanmış iki yerine üç silindir dizisi vardır. Çok yaygın değildirler, ancak yarış otomobillerinde kullanım alanı bulmaktadır. Genellikle on iki silindirden oluşurlar. [10]

Yıldız tipi motorlar: Bu motorlarda genellikle 3, 5, 7, 9, 11 ve 13 adet (veya tek sayıda olacak şekilde daha fazla) silindir tek bir krank miline bağlanır. Bu tipteki motorların kullanım alanı çok sıklıkla geleneksel hava soğutmalı motorlar olarak uçaklardır. [4,8]

2.1.3. Supaplarının Konumuna Göre İçten Yanmalı Motorlar

İçten yanmalı motorlar supaplarının konumlarına göre temel olarak üç kategoriye ayrılır: Supapları silindirin üst kısmında yer alan, silindir bloğu içerisinde yer alan ve bir supabı silindirin üst kısmında diğeri silindir bloğu içerisinde bulunan motorlar. [10]

Supapları silindirin üst kısmında yer alan motorlar “üstten supaplı” veya “İ tipi” motorlar olarak adlandırılırlar. Supapları silindir bloğunun içerisinde yer alan motorlar “L tipi” ve “T tipi” motorlardır. Bir supabı silindirin üst kısmında, diğeri silindir bloğu içerisinde yer alan motorlar ise “F tipi” olarak karşımıza çıkar. Supap konumuna göre içten yanmalı motorlar Şekil 2.6’da gösterilmektedir. [10]



Şekil 2.6: Supap konumuna göre içten yanmalı motorlar [10].

2.1.4. Ateşleme Metoduna Göre İçten Yanmalı Motorlar

Ateşleme metoduna göre içten yanmalı motorlar buji ile ateşlemeli ve sıkıştırma ateşlemeli motorlar olarak iki gruba ayrılır.

2.1.4.1. Buji ile Ateşlemeli Motorlar

Bu tür motorlarda hava ve yakıt silindire giriş yapmadan önce karbüratör veya yakıt enjeksiyon sistemi aracılığı ile karıştırılır. Hava – yakıt karışımının yanma reaksiyonu buji adı verilen motor parçasının ateşleme yapması ile başlatılır. [9,13]

Buji ile ateşlemeli motorların başlıca yakıtı benzindir. Ancak son senelerde, ham petrolden üretilen sıvı yakıt fiyatlarının artışı ve çevre konusundaki kaygıların büyümesi ile alternatif motor yakıtlarına olan ilgi de çoğalmıştır. CNG ve LPG gerek maliyet açısından, gerek yüksek ısı değerleri bakımından, gerekse kirlenici egzoz emisyonlarının nispeten düşük seviyelerde olması yönünden benzin ve dizel yakıtı gibi sıvı petrol yakıtlarına çok iyi birer alternatiftirler. Bu nedenle, CNG ve LPG kullanımı teşvik edilmekte ve yaygınlaşmaktadır. [13,14,15]

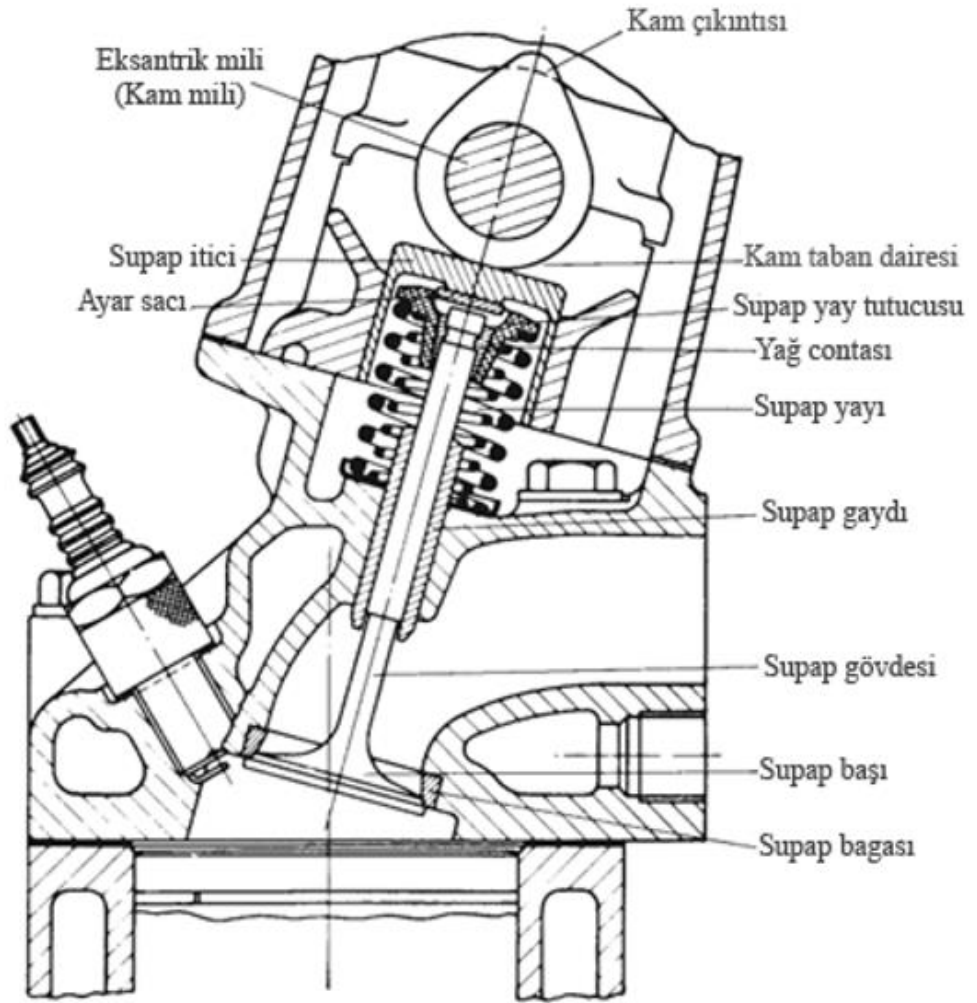
2.1.4.2. Sıkıştırma Ateşlemeli Motorlar

Sıkıştırma ateşlemeli motorlarda hava, silindirin içine yakıt ile karıştırılmadan giriş yapar. Yakıt daha sonra, yanma prosesinin başlamasının istendiği sırada silindire bir enjeksiyon sistemi yardımı ile aktarılır. Yakıtın yüksek sıcaklıktaki hava ile karşılaşması ile yanma gerçekleşmiş olur. Bu tip motorlar aynı zamanda “dizel motorlar” olarak bilinirler. [9]

Sıkıştırma ateşlemeli motorlar yakıt olarak dizel yakıtı kullanırlar. Bunun yanı sıra LPG – dizel yakıtı, CNG – dizel yakıtı karışımları gibi çift yakıt sistemleri de bu tip motorlarda kullanılan alternatiflerdendir. Dizel motorlarda CNG'nin tek yakıt olarak kullanılması yüksek sıkıştırma oranlarında vurutuya sebep olacağından bunu önlemek ve yanmanın düzenli ve kontrollü olmasını sağlamak için motorda bazı değişiklikler yaparak buji ile ateşlemeli motor prensibine geçmek gerekir. [16,17]

2.1.5. İçten Yanmalı Motorlarda Supap Tertibatı

Supap tertibatı temel olarak supap, supap gaydı, supap bagası ve supap yayı olmak üzere dört parçadan oluşur. Bunların yanında eksantrik mili (kam mili) sistemin doğal bir parçası olarak kabul edilir. Eksantrik mili merkez dışında bulunan motorlarda supaplar külbütör aracılığı ile işletilir. Eksantrik mili merkezde bulunan motorlarda ise supapların çalışması supap itici parça yardımı ile olmaktadır. Bu tür motorlarda supap itici parça ile supap arası açıklık bir ayar sacı vasıtası ile ayarlanır. Şekil 2.7’de içten yanmalı motorların supap tertibatı şematik olarak gösterilmektedir. [13]



Şekil 2.7: İçten yanmalı motorlarda supap tertibatı [13].

2.1.5.1. Supaplar

Motorlarda silindirin içine (emme) ve dışına (egzoz) olan akışı kontrol eden motor parçalarıdır. Birçok motorda, yay yardımı ile gergin duran ve eksantrik milinin hareketi ile açılan mantar başlı supaplar kullanılmaktadır. Bu supapların bu denli yaygın olarak kullanılmalarının nedeni yüksek sızdırmazlık özelliğine sahip olmalarıdır. [10,18]

Şekil 2.8 mantar başlı bir supap örneğini göstermektedir.



Şekil 2.8: Mantar başlı bir supap [19].

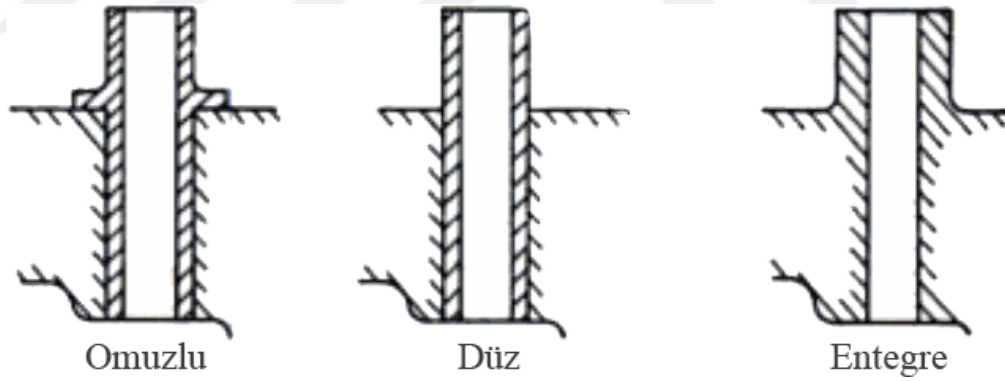
İçten yanmalı motorlarda supaplar en önemli elemanlardan biridir. Hareketli olmaları, farklı ivmelerle çalışmaları, ani sıcaklık değişimleri altında bulunmaları ve benzer olarak ani yük değişimleri altında hareket etmeleri gerekçeleri ile en çok zorlanan motor parçalarından biri olarak düşünülmektedir. [20]

Supaplar genellikle östenitik çelikten dövülerek imal edilir. Bazı yüksek performanslı motorların egzoz supapları ise yüksek kromlu ve manganlı paslanmaz çelikten yapılarak oturma yüzeyleri tungsten – kobalt kaplanır. Tam yükteki çalışmalarda supap tablasında sıcaklıklar egzoz supaplarında 800 °C'ye, emme supaplarında ise 500 °C'ye kadar yükselebilmektedir. Bu nedenle, genel olarak, kullanılacak çeliğin kopma geriliminin 800 °C'de 20 kg/mm²den aşağı düşmemesi istenir. Ayrıca egzoz gazlarının etkisi altında oksitlenmemelidir. [21]

2.1.5.2. Supap Gaydları

Supabın, çalışması sırasında hareketini düzgünce yapabilmesi için ona kılavuzluk eden, iç kısmı boş, silindir şeklindeki motor parçalarıdır. Gayd ile supap gövdesi arasında çalışma boşluğu olarak adlandırılan çok küçük bir boşluk vardır. Bu boşluk, gaydın uygun bir şekilde yağlanabilmesini sağlar ve supabın gayd içerisinde sıkışıp çalışmaması olasılığının önüne geçer. [22]

Şekil 2.9 supap gaydı çeşitlerinin şematik bir gösterimidir.



Şekil 2.9: Supap gaydı çeşitleri [22].

Gaydlar genellikle sökülebilir formda üretilirler. Bu sayede aşındıklarında yenilenmeleri çok daha kolay olur. Ancak bazı durumlarda motor silindirine bütünleşik olabilirler (entegre gayd). Böylece sıcak egzoz supabının ısısının soğutma sistemine transferini kolaylaştırırlar. Bunların dışında bir diğer gayd türü ise omuz olarak adlandırılan bir çıkıntıya sahip olan gaydlardır. Bu gaydlar, omuzları motor silindirinin üst kısmına sağlamca oturacak biçimde preslenerek sıkı geçme şeklinde bağlanırlar. [22]

Şekil 2.10 çeşitli supap gaydlarını göstermektedir.



Şekil 2.10: Supap gaydları.¹

Emme supabı gaydlarının yağ contası bağlanarak kullanıma sunulması çok yaygın bir uygulamadır. Bu contalar, emme zamanında yanma odasında oluşan vakum nedeni ile fazla yağın supap gövdesi ve gayd arasından sızıntı yapma olasılığının önüne geçerler. Yanma odasına olası bir yağ girişi egzozdan çevreyi tahrip eden mavi duman çıkışına sebebiyet verir. Yağ contası, egzoz supabı gaydlarında da kullanılmaktadır ancak bu çok sık karşılaşılan bir uygulama değildir. Çünkü egzoz zamanında yanma odası içerisindeki basınç daha yüksektir ve bu basınç, yağın gayddan aşağı sızarak yanma odasına ulaşmasını engeller. [22]

¹ <http://www.kto.org.tr/ihracatci-firma-rehberi/ozgayd-otomotiv-sanve-ticldsti-firma-bilgileri-2327.htm>
[Ziyaret Tarihi: 11 Aralık 2015]

2.1.5.3. Supap Bagaları

Supap oturma yuvası olarak da adlandırılan, motorun çalışması esnasında emme veya egzoz supabının kapalı konumda olması ile temas ettiği, sızdırmazlık temin eden motor parçalarıdır. Bagalar kritik bir öneme sahiptir, zira üretim sırasında hatalı şekillendirildikleri veya motor silindiri içerisine uygun bir biçimde yerleştirilmedikleri takdirde supapların sızdırmasına yol açmakta ve bu da motor sıkıştırma oranına, motor verimliliğine ve performansına olumsuz etkiler yapmaktadır. Şekil 2.11 supap bagalarını göstermektedir.¹



Şekil 2.11: Supap bagaları.²

Bagalar, kapanan supabın darbesine dayanabilecek, aşınmaya ve korozyona karşı mukavemetli, motorun çalışması sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklıklara dirençli malzemelerden üretilmelidirler. [22]

¹ <http://www.lf.psu.edu/projects/?pid=12> [Ziyaret Tarihi: 13 Aralık 2015]

² <http://www.kto.org.tr/ihracatci-firma-rehberi/ozgayd-otomotiv-sanve-ticldsti-firma-bilgileri-2327.htm> [Ziyaret Tarihi: 11 Aralık 2015]

2.2. ÇELİKLERDE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Malzemelerin özellikleri (mekanik, elektronik, manyetik) mikroyapının fonksiyonudur. Arzu edilen mekanik özellikler mikroyapıda değişiklikler yaparak sağlanabilir. Mikroyapıyı değiştirmenin en etkili yollarından biri malzemeye değişik seviyelerde ve sürelerde ısı enerjisi vermek ve malzemedeki ısı enerjisini almaktır. Mikroyapıda değişikliklere sebep olmak ve böylece malzemenin mekanik özelliklerini arzu edilen şekilde değiştirmek amacı ile yapılan bu ısısal operasyonlara ısısal işlem denmektedir. Isıl işlem birçok metal ve metal alaşımının özelliklerine etki edebilmektedir. Demir alaşımları ısısal işlem ile oldukça dramatik mekanik özellik artışı gösteren alaşımlar olarak örnek gösterilebilirler. [23,24]

Çelik, karbon içeriği ağırlıkça %2'ye kadar olan demir – karbon alaşımı olarak tanımlanır. Diğer alaşım elementlerinin miktarı, düşük alaşımlı çeliklerde ağırlıkça %5 civarında olabilmekteyken; takım çelikleri, paslanmaz çelikler gibi yüksek alaşımlı çeliklerde bu miktar bu oranın üzerinde olabilmektedir. Çelikler, bileşime bağlı olarak farklı mekanik özellikler göstermelerinin yanında mevcut fazlara ve mikroyapıya bağlı olarak da çok değişik özellikler gösterirler; bu özellikler ısısal işlem vasıtası ile kontrol edilebilmektedir. [25]

Ağırlıkça %2'den fazla karbon ihtiva eden demir – karbon alaşımları dökme demir olarak isimlendirilir. Dökme demirler pik demir, hurda ve diğer alaşım elementlerinin ergitilip dökülmesi ile imal edilen döküm alaşımlarıdır. Kimyasal niteliklerine bağlı olarak dökme demirler alaşımlı veya alaşımsız olabilirler. [26]

2.2.1. Fe – C Faz Diyagramı

Çeliklerde uygulanan ısısal işlemleri anlamamanın temeli Fe – C faz diyagramıdır. Şekil 2.12 iki diyagram içermektedir. Bunlar, kesikli çizgiler ile ifade edilen kararlı Fe – C faz diyagramı ile yarı kararlı Fe – Fe₃C diyagramıdır. Kararlı koşulların gerçekleşmesi için genellikle çok uzun zamana ihtiyaç vardır (özellikle düşük sıcaklıklarda ve düşük karbon aralığında), bu nedenle teknolojik açıdan yarı kararlı diyagram inceleme konusudur. Fe – C diyagramının %6,67 C bileşiminde gösterdiği ara bileşik olan Fe₃C ara bileşiğinin sınırına kadar olan bu kısım teknolojik öneme sahip olduğu için bu

çalışmada Fe – C faz diyagramından bahsedildiğinde yarı kararlı Fe – Fe₃C faz diyagramı göz önünde bulundurulacaktır. [23,25]

Fe – C faz diyagramı değişik karbon konsantrasyonu – sıcaklık kombinasyonları için hangi fazın dengede (veya yarı kararlı denge durumunda) olmasının beklendiği bilgisini gösterir. Tablo 2.1 önemli metalurjik fazların ve mikro-bileşenlerin bir özetini sunmaktadır. Diyagramın düşük karbonlu bölümünde 727 °C’de ağırlıkça maksimum %0,028 karbon çözebilen ferrit (α -demir) ve 1148 °C’de ağırlıkça maksimum %2,11 karbon çözebilen ostenit (γ -demir) bulunmaktadır. Karbonca zengin bölgede sementit (Fe₃C) vardır. Nispeten daha az öneme sahip olan δ -demir ise diyagramda en yüksek sıcaklıklarda yer almaktadır. [25]

Diyagramda tek faz bölgelerinin aralarında ferrit + sementit, ostenit + sementit ve ferrit + ostenit gibi iki fazlı bölgeler kendilerine yer bulur. Azami sıcaklıklarda sıvı faz bölgesi görülürken, bu bölgenin altında sıvı + ostenit, sıvı + sementit ve sıvı + δ -demir olmak üzere iki fazlı bölgeler bulunmaktadır. Çeliklerin ısı işleminde sıvı fazdan her zaman kaçınılır. Tartışılmalarını kolaylaştırmak amacı ile tek fazlı bölgelerdeki bazı sınırlara özel isimler verilmiştir. Bunlardan bazıları şu şekilde sıralanabilir:

- A₁, ostenit için minimum sıcaklık (ostenit sıcaklığı olarak da adlandırılır),
- A₃, düşük karbon bileşimlerinde ostenit bölgesi için en düşük sıcaklık sınırı ($\gamma / \gamma + \alpha$ sınırı),
- A_{cm}, yüksek karbon bileşimlerinde ostenit bölgesi için en düşük sıcaklık sınırı ($\gamma / \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ sınırı). [25]

Bazı durumlarda bu gösterimler c, e veya r harfini içerebilir. Çeliklerin faz dönüşümleri ile ilgili terimler Tablo 2.2’de yer almaktadır. Minimum ostenit sıcaklığının elde edildiği karbon yüzdesi ötektoit karbon yüzdesi olarak ifade edilir (ağırlıkça %0,77 C). Soğutma sırasında oluşan ferrit – sementit faz karışımı kompozisyonunun karakteristik bir görünümü vardır ve perlit olarak isimlendirilir. Perlitten mikroyapısal bir oluşum veya mikro-bileşen olarak bahsetmek mümkündür. Perlit, uzun süre A₁ yakınında beklenmesi sonucunda ferrit matrisine dağılmış sementit parçacıkları şeklinde irileşen ferrit ve sementit lamellerinin kümeleşmiş yapısıdır. [25]

Tablo 2.1: Önemli metalurjik fazlar ve mikro-bileşenler [25].

Faz (mikro-bileşim)	Kristal yapılar	Karakteristikler
Ferrit (α -demir)	HMK	<ul style="list-style-type: none"> • Nispeten yumuşak olan düşük sıcaklık fazı • Kararlı faz
δ -ferrit (δ -demir)	HMK	<ul style="list-style-type: none"> • α-demir ile izomorf • Yüksek sıcaklık fazı • Kararlı faz
Ostenit (γ -demir)	YMK	<ul style="list-style-type: none"> • Nispeten yumuşak olan orta sıcaklık fazı • Kararlı faz
Sementit (Fe_3C)	Kompleks ortorombik	<ul style="list-style-type: none"> • Sert yarı kararlı faz
Grafit	Hegzagonal	<ul style="list-style-type: none"> • Kararlı faz
Perlit		<ul style="list-style-type: none"> • Yarı kararlı mikro-bileşen • Ferrit ve sementitin lamelli bileşimi

Tablo 2.1 (devam): Önemli metalurjik fazlar ve mikro-bileşenler [25].

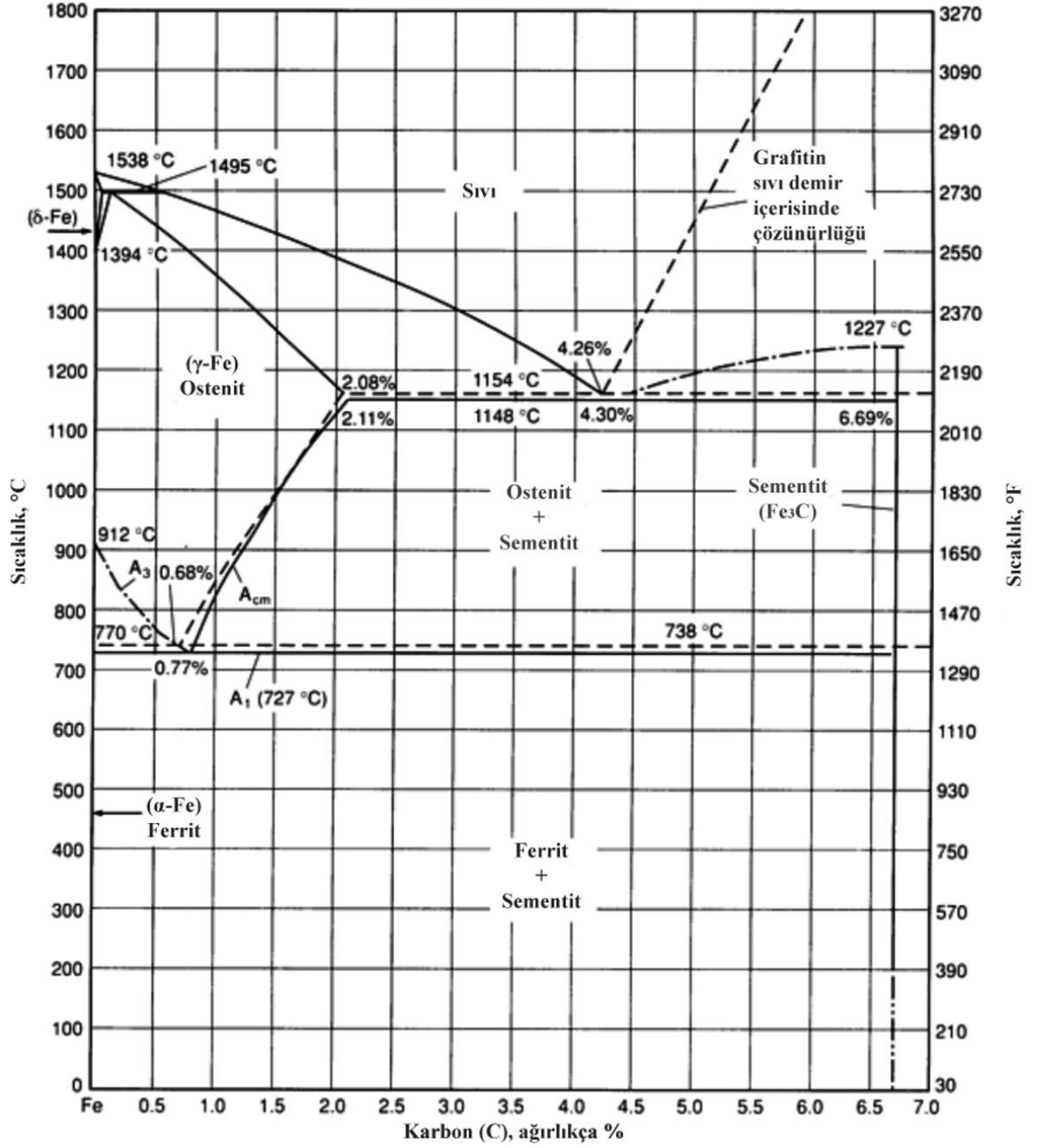
Faz (mikro-bileşim)	Kristal yapılar	Karakteristikler
Martensit	HMT (Karbonun ferrit içerisinde aşırı doymuş çözeltisi)	<ul style="list-style-type: none"> • Sert yarı kararlı faz • Morfolojisi %0,6 C oranının altında iğnesel, %1 C oranının üzerinde levhasal.
Beynit		<ul style="list-style-type: none"> • Sert yarı kararlı mikro-bileşen • Ferrit ve sementitin son derece hassas bir ölçekte lamelli olmayan karışımı • Yüksek sıcaklıklarda oluşan üst beynitin tüysü bir görünümü vardır. • Düşük sıcaklıklarda oluşan alt beynitin ise iğneli bir görünümü vardır. • Beynitin sertliği oluşum sıcaklığının düşmesi ile artar.

Tablo 2.2: Çeliklerdeki dönüşüm sıcaklıklarının açıklamaları [25].

<p>Dönüşüm sıcaklığı: Faz değişiminin gerçekleştiği sıcaklıktır. Bu terim bazı durumlarda dönüşüm aralığının sınırlı sıcaklığını ifade etmek için kullanılır.</p>
<p>A_{cm}: Ötektoit üstü (hiperötektoit) çeliklerde ısıtma sırasında sementitin çözünmesinin tamamlandığı sıcaklıktır (A, Fransızca “durma” anlamına gelen “<i>arrêt</i>” kelimesinden; c, Fransızca “ısıtma” anlamına gelen “<i>chauffant</i>” kelimesinden; cm ise Fransızca “sementit” anlamına gelen “<i>cémentite</i>” kelimesinden gelmektedir.)</p>

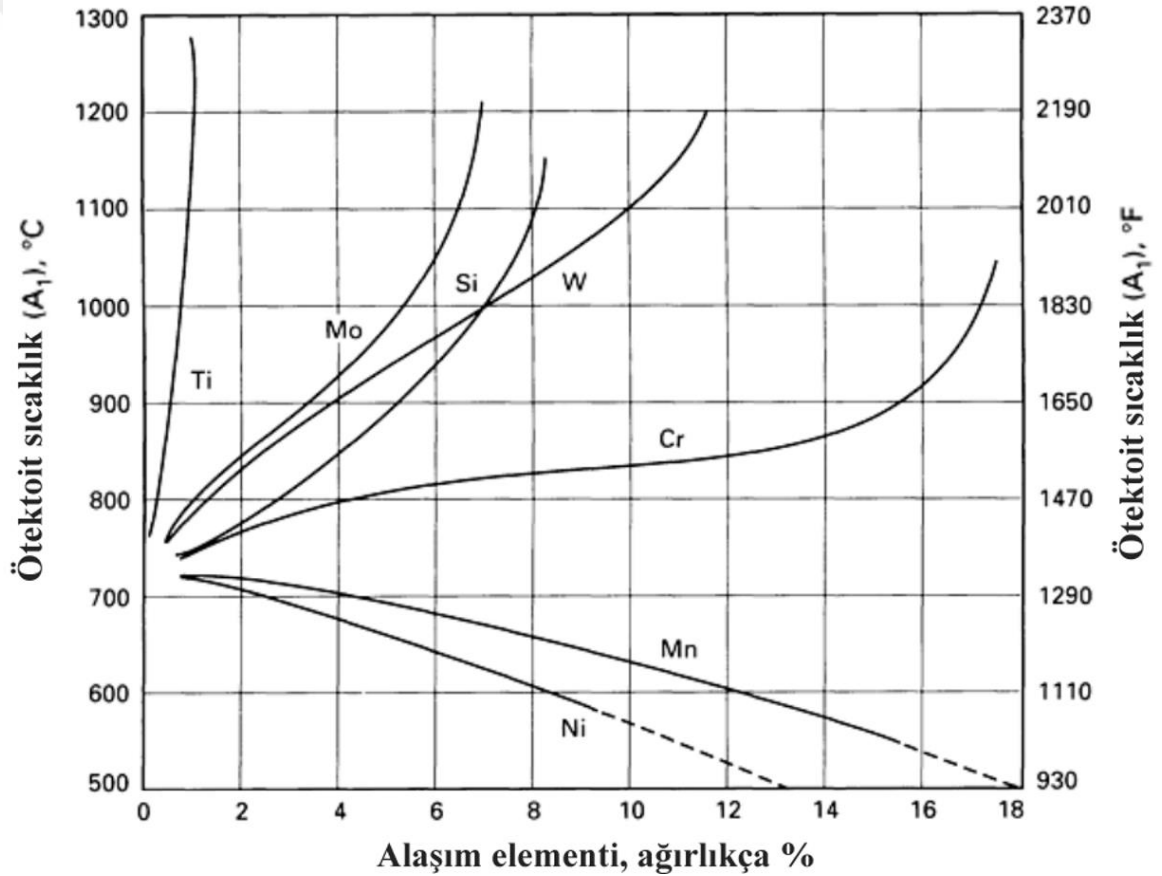
Tablo 2.2 (devam): Çeliklerdeki dönüşüm sıcaklıklarının açıklamaları [25].

A_{c1}: Isıtma sırasında ostenitin oluşmaya başladığı sıcaklıktır.
A_{c3}: Isıtma sırasında ferritten ostenite dönüşümün tamamlandığı sıcaklıktır.
A_e_{cm}, A_{e1}, A_{e3}: Denge hâlinde faz değişim sıcaklıklarıdır (e, Fransızca “denge” anlamına gelen “ <i>équilibre</i> ” kelimesinden gelmektedir).
A_r_{cm}: Ötektoit üstü çeliklerde soğutma sırasında sementitin çökelmeye başladığı sıcaklık (r, Fransızca “soğutma” anlamına gelen “ <i>refroidissant</i> ” kelimesinden gelmektedir.)
A_{r1}: Soğutma sırasında ostenitten ferrite veya ferrit + sementite dönüşümün tamamlandığı sıcaklıktır.
A_{r3}: Soğutma sırasında ferrite dönüşümün başladığı sıcaklık.
A_{r4}: Soğutma sırasında delta ferritin ostenite dönüştüğü sıcaklık.
M_s (veya A_r'') : Hızlı soğutma esnasında ostenitin martensite dönüşümünün başladığı sıcaklık
M_r: Hızlı soğutma esnasında martensit oluşumunun sona erdiği sıcaklık.

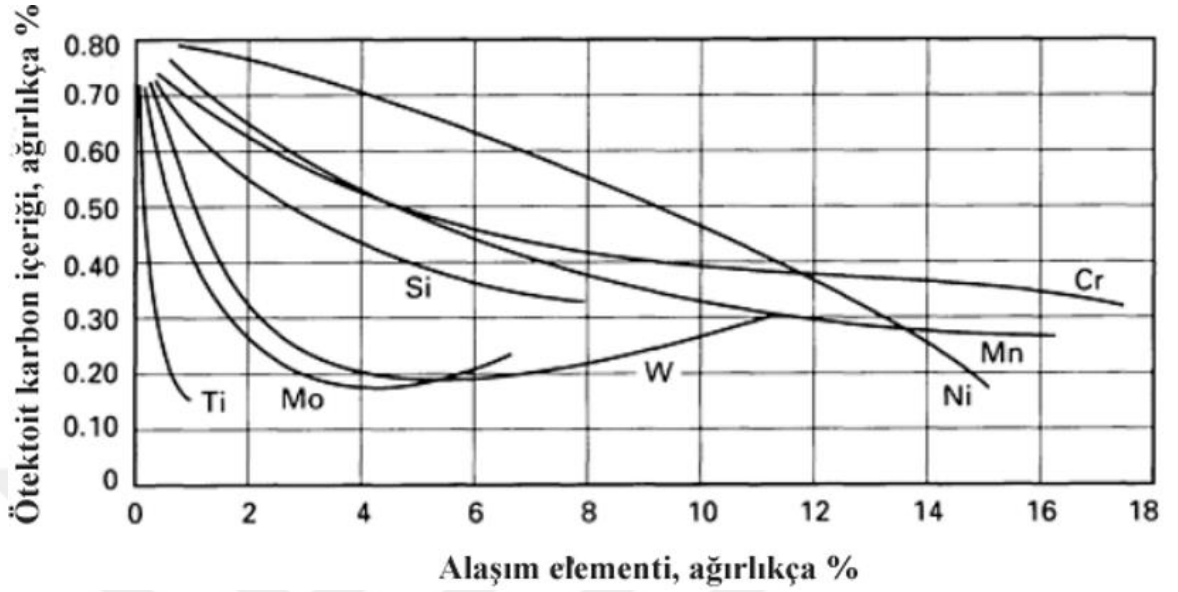


Şekil 2.12: Demir – karbon faz diyagramı [25].

Eğer demir – karbon alaşımına (çeliğe) alaşım elementleri ilave edilirse A_1 , A_3 ve A_{cm} sınırlarının ve ötektoit bileşimin pozisyonu değişecektir. Bain [27] tarafından ifade edilen klasik diyagramlar belli alaşım elementlerinin miktarının artması ile A_1 ve ötektoit karbon yüzdesindeki değişimi göstermektedir. Bütün önemli alaşım elementlerinin ötektoit karbon yüzdesini düşürdüğünden bahsetmek mümkündür. Ostenit dengeleyici elementler olan nikel ve mangan A_1 'i düşürürken ferrit dengeleyici elementler olan krom, silisyum, molibden ve tungsten A_1 'i yükseltirler. Şekil 2.13 alaşım elementi ilavesinin ötektoit sıcaklığa etkisini göstermektedir. Şekil 2.14 ise alaşım elementi ilavesinin ötektoit karbon yüzdesine etkisini göstermektedir. [25]



Şekil 2.13: Alaşım elementi ilavesinin ötektoit sıcaklığına etkisi [25].



Şekil 2.14: Alaşım elementi ilavesinin ötektoit karbon yüzdesine etkisi [25].

2.2.2. Küreselleştirme Isıl İşlemi

Çeliğin yapısında bulunan, perlitte lamel şekilli olan veya tane sınırında ağ şeklinde çökmüş sementitin küresel bir şekil almasını sağlamak amacı ile yapılan küreselleştirme ısıl işlemi çok sıklıkla çeliğin soğuk şekillendirilebilirliğini artırmak için tercih edilen bir ısıl işlemdir. Bunun yanında, şu maksatlar doğrultusunda uygulanır:

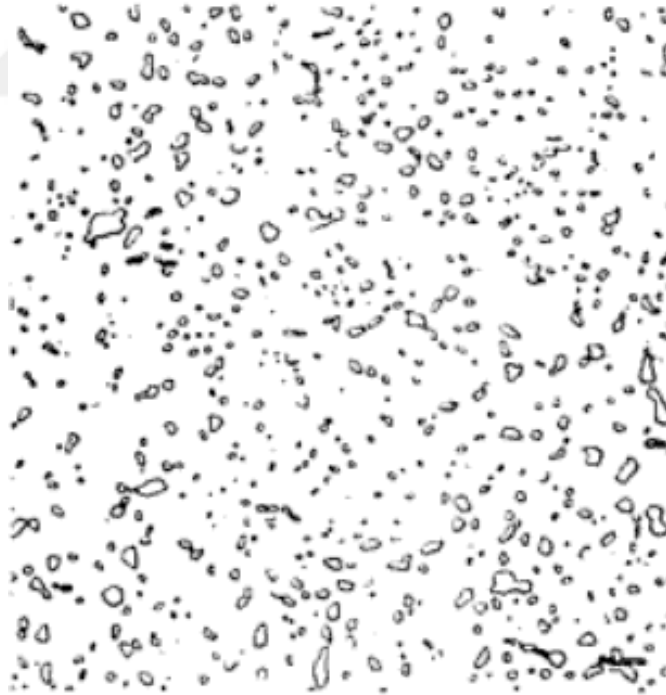
- Ötektoit üstü çeliklerin ve takım çeliklerinin işlenebilirliğini (talaş kaldırma kabiliyetini) artırmak,
- Çeliklerde “su verme” ile oluşan martensitin sertliğini gidermek,
- Takım çeliklerini ısıl işleme hazırlamak için ön ısıl işlem olarak. [23,28]

Küresel mikroyapının soğuk şekillendirmede arzulanan bir mikroyapı olmasının sebebi malzemenin akma gerilimini düşürmesidir. Akma gerilimini yapıdaki ferrit ve karbürlerin dağılımı ve oranı belirler. Ferritin dayanımı tane boyutuna ve soğutma hızına bağlıdır. Karbürlerin perlit içerisinde lamelli olarak veya küresel şekilde bulunması çeliklerin şekillendirilebilirliğini çok önemli ölçüde etkilemektedir. [28]

Çelikler, ferrit matrisinde küresel karbür yapısı oluşturmak için küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulur. Bu ısıl işlem için kullanılan metotlar şu şekilde sıralanabilir:

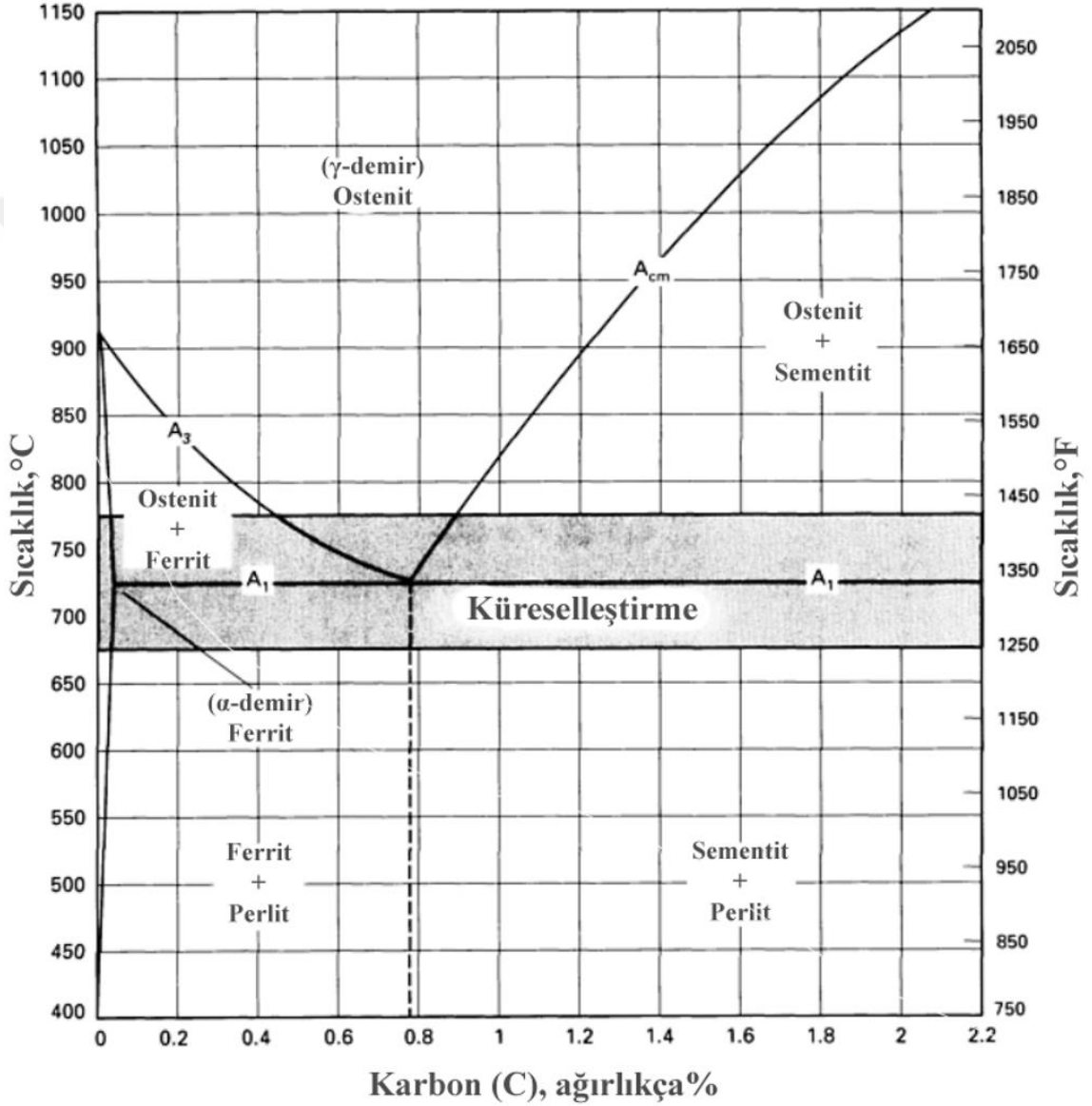
- A_{e1} 'in hemen altında uzun süre bekleme,
- A_{c1} 'in hemen üstü ile A_{r1} 'in hemen altındaki sıcaklıklar arasında değişimli olarak ısıtma ve soğutma,
- A_{c1} 'in hemen üstündeki bir sıcaklığa ısıtma, bundan sonra fırında çok yavaş soğutma veya A_{r1} 'in hemen altındaki bir sıcaklıkta bekleme,
- Karbür ağının yeniden şekillenmesini önlemek için tüm karbürlerin çözündüğü minimum sıcaklıktan uygun bir hızda soğutma ve sonra yukarıdaki birinci veya ikinci metoda göre ısıtma (bu metot karbür ağı olan ötektoit üstü çelikler için uygulanabilir). [28]

Şekil 2.15'te küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş 1040 çeliğinin mikroyapısı gösterilmiştir.



Şekil 2.15: 1040 çeliğinin 700 °C'de 21 saat bekletilmesi sonucu oluşan küresel mikroyapısı, 1000x büyütme [28].

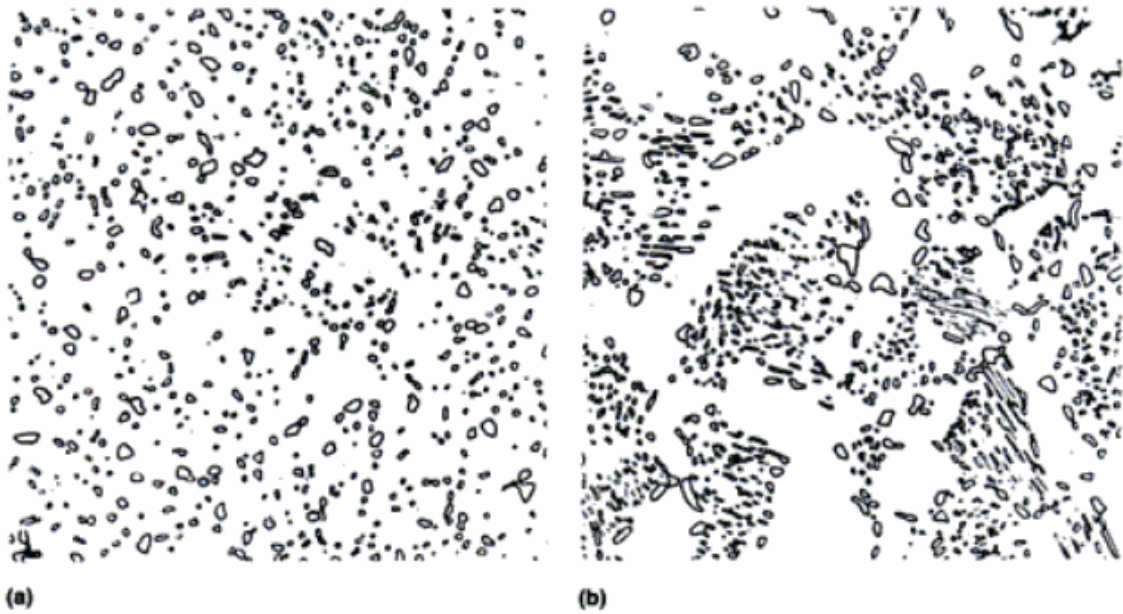
Malzemeye bu metotlardan birisi uygulandığında mikroyapıdaki lamel veya ağ biçimli Fe_3C 'ler en dengeli şekil olan küresel şekle dönüşür. Küreselleştirme ile elde edilen mikroyapı ferrit matriste küresel Fe_3C şeklindedir. Şekil 2.16 ötektoit üstü ve ötektoit altı çeliklerin küreselleştirilmesi için faydalanılan sıcaklıkların aralığını göstermektedir. [23]



Şekil 2.16: Küreselleştirme ısıl işlemi için sıcaklık bölgesini gösteren ikili Fe – C faz diyagramı [25].

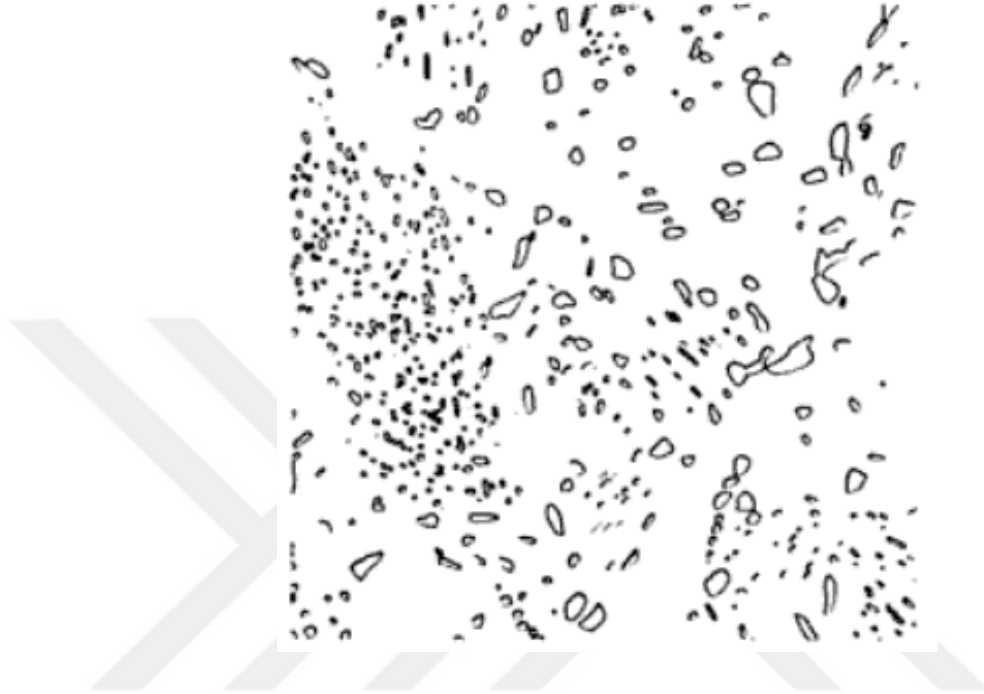
Yukarıda bahsedilen metotlarla sağlanan küreselleşme hızları bir ölçüde, küreselleştirme yapılmadan önceki mikroyapıya bağlıdır (karbür fazının ince ve dağılmış olduğu su verilmiş yapılar en iyi sonucu verir). Ayrıca küreselleştirme işleminin öncesinde yapılan soğuk işlem de küreselleşme hızını artırmaktadır. [25,28]

Küreselleştirme öncesi mikroyapının (başlangıç mikroyapısının) küreselleştirme üzerinde etkisine dair bir örnek Şekil 2.17’de verilmiştir. Şekil 2.17-a’daki mikroyapı görüntüsü başlangıç mikroyapısı martensitik olan 1040 çeliğinin 700 °C’de 21 saat bekletildikten sonraki mikroyapısal küreselleşme miktarını göstermektedir. Şekil 2.17(b) ise başlangıç mikroyapısı ferrit – perlit olan 1040 çeliğinin aynı zaman/sıcaklık kombinasyonu ile yapılmış ısıtma çevrimi sonrası mikroyapısal küreselleşme miktarını göstermektedir. Kayda değer ölçüde küreselleşme başlangıç mikroyapısı martensitik olan 1040 çelikte olmaktadır. Diğer yandan, başlangıç mikroyapısı perlit – ferrit şeklinde olan aynı çelikte küreselleşme sadece başlama aşamasında kalmaktadır. [25]



Şekil 2.17: 700 °C’de 21 saat tutulan 1040 çeliğinin küreselleşmesi üzerine başlangıç mikroyapısının etkisi. (a) Martensitik mikroyapı ile başlayan çelik. (b) Ferrit – perlit mikroyapısı ile başlayan çelik. 1000x büyütme [28].

Şekil 2.18 ferrit – perlit mikroyapıya sahip çeliğin 700 °C’de 200 saat bekletilmesi sonucu küreselleşme prosesinin büyük oranda tamamlandığını göstermektedir, ancak perlitik bölgelerin izleri hâlâ görülebilmektedir. [28]



Şekil 2.18: Ferrit – perlit başlangıç mikroyapısına sahip 1040 çeliğinin 700 °C’de 200 saat bekletilmesinden sonraki küreselleşme miktarını gösteren mikroyapı görüntüsü, 1000x büyütme [28].

Tam küreselleşme için Ac_1 sıcaklığının biraz üstünde veya Ac_1 ile Ac_3 arasındaki bir orta noktada olan ostenitleme sıcaklıkları kullanılır. Eğer Ac_1 ’in biraz üstündeki bir sıcaklık kullanılacaksa doğru sonuçlar için yükleme karakteristiğinin iyi olması ve sıcaklık kontrolünün çok isabetli yapılması gerekmektedir, aksi takdirde Ac_1 ’e erişilemez ve ostenitleme gerçekleşmez. [28]

İçyapısı küreselleştirilen çelik en düşük sertlik ve aynı zamanda en yüksek süneklik özelliğindedir. Tablo 2.3’te %0,8 karbon içeren bir çeliğin normalizasyon (perlit yapısı), su verme (beynit yapısı) ve küreselleştirme (α matriste küresel sementitli yapı) ısıl işlemlerine tabi tutulmuş durumlarının mekanik özellikleri verilmiştir. [23]

Tablo 2.3: %0,8 karbon içeren bir çeliğin değişik içyapılara göre mekanik özellikleri [23].

İçyapı	Mekanik Özellik		
	Brinell Sertlik	Çekme Mukavemeti (kg/mm ²)	% Uzama
Beynit	360	133	11
Perlit	228	82	15
Küresel	163	63	20

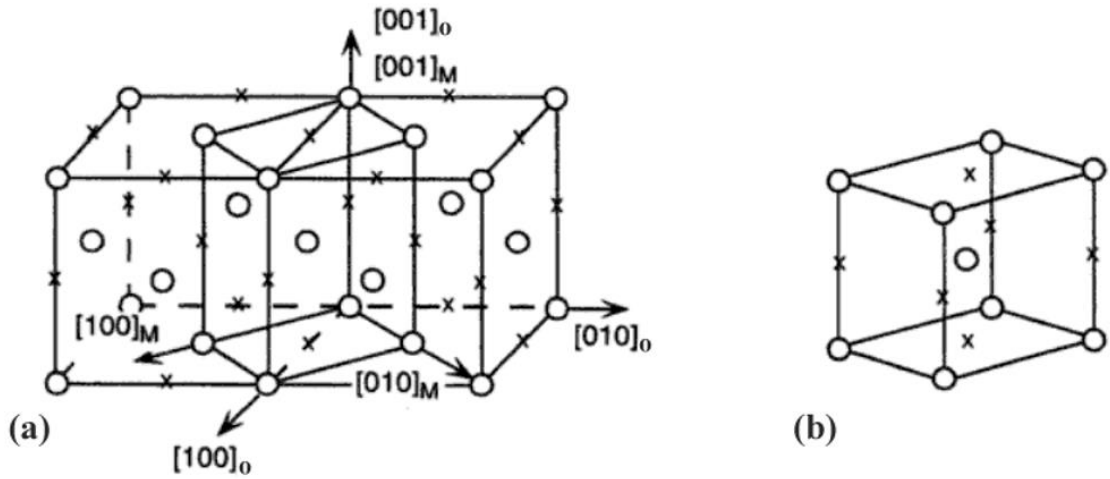
Düşük karbonlu çelikler talaş kaldırma özelliklerinin artırılması amacı ile küreselleşme işlemine nadiren tabi tutulur, çünkü küreselleştirilmiş hâlde çok yumuşak ve “sakız benzeri” bir yapıda olurlar. Düşük karbonlu çelikler küreselleştirme işlemine tabi tutulduklarında bu durum genellikle ciddi deformasyonlara sebep olur. [28]

Diğer birçok ısıtma işlemde olduğu gibi, küreselleştirme sonrasındaki sertlik de karbon ve alaşım elementi içeriğine bağlı olarak değişir. Karbon veya alaşım elementi içeriklerinden sadece birinde ya da ikisinde birden olan artış küreselleştirilmiş malzemenin sertliğinde olan artışı da beraberinde getirir. [25,28]

2.2.3. Martensitik Dönüşümle Sertleştirme

İsmi Alman metalurjist Martens'ten alan martensit, basitçe “su verilmiş” çeliklerde bulunan sert mikro-bileşen olarak tanımlanır. Çelikler açısından teknolojik olarak çok önemli bir fazdır, zira temperleme sonrası çok iyi bir mukavemet ve tokluk kombinasyonu sağlar. [29]

Martensitik dönüşümle sertleştirme işlemi genellikle çeliklere uygulanan bir işlemdir ve endüstride “çeliklere su verme” olarak da adlandırılmaktadır. Bu ısıl işlemin esası çeliğin ostenit bölgesinden oda sıcaklığına hızlı soğutulmasına dayanır. Martensit, gereken düşük sıcaklığa ulaşıldığında çok ani bir şekilde oluşur. Şekil 2.19’da ostenit kristal kafes yapısının (YMK) martensit kristal kafes yapısına (HMT) dönüşümü gösterilmektedir. [23,30]

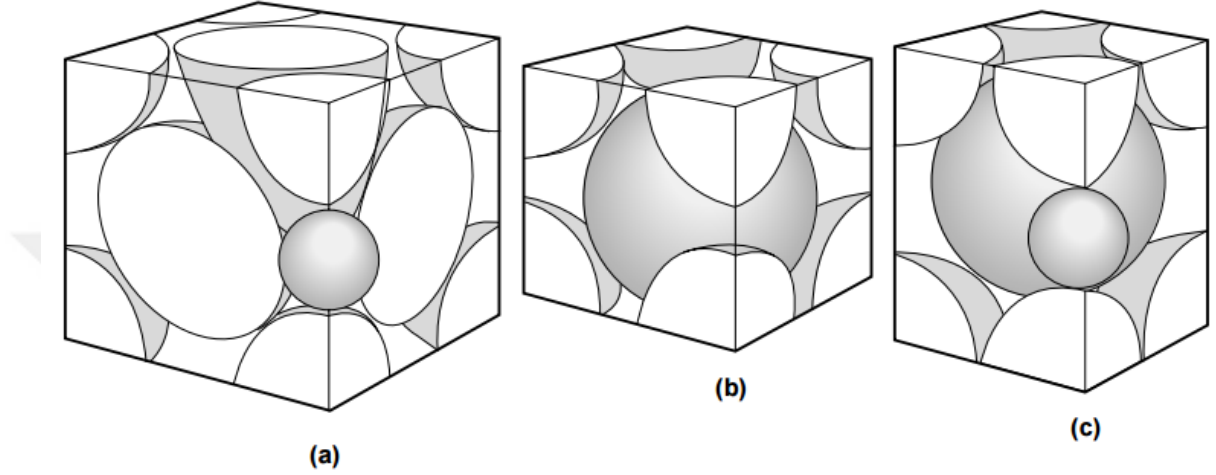


Şekil 2.19: YMK ostenit yapısının HMT martensit yapıya dönüşümü. (a) YMK ostenit kafesinden HMT martensit kafesi oluşumunun gösterimi. (b) Bain geriniminden sonra elde edilen martensit birim kafesi [31].

Ostenit – martensit dönüşümü herhangi bir difüzyon mekanizması ile gerçekleşmez, kristal yapıdaki değişiklik ostenitin homojen deformasyonu şeklinde difüzyonsuz olarak sağlanır. Yüzey merkezli kübik (YMK) ostenit birim kafes yapısından hacim merkezli tetragonal (HMT) martensit birim kafes yapısına dönüşümü sağlamak üzere her bir atom küçük mesafelerde yer değiştirir. Bu dönüşüm için gerekli gerinim ilk olarak Bain [32] tarafından önerilmiştir ve dolayısıyla “Bain gerinimi” olarak bilinir. Şekil 2.19’da gösterildiği üzere, YMK birim kafes yapısından HMT birim kafes yapısı oluşabilmektedir. Bu gösterimde, ostenit birim kafesinin [110] doğrultusunun tetragonal fazın [010] doğrultusuna dönüştüğü görülebilir. Eğer orijinal ostenit kafes parametresi a_0 ise HMT birim kafesinin kısa ayırıtı $a_0/\sqrt{2}$ olacaktır. YMK fazında $a[\frac{1}{2}0\frac{1}{2}]$ noktasındaki atom yeni kafes yapısında (HMT) hacmin merkezinde bulunur. Doğru kafes boyutunu sağlamak için dikey [001] doğrultusunda yaklaşık %20 oranında

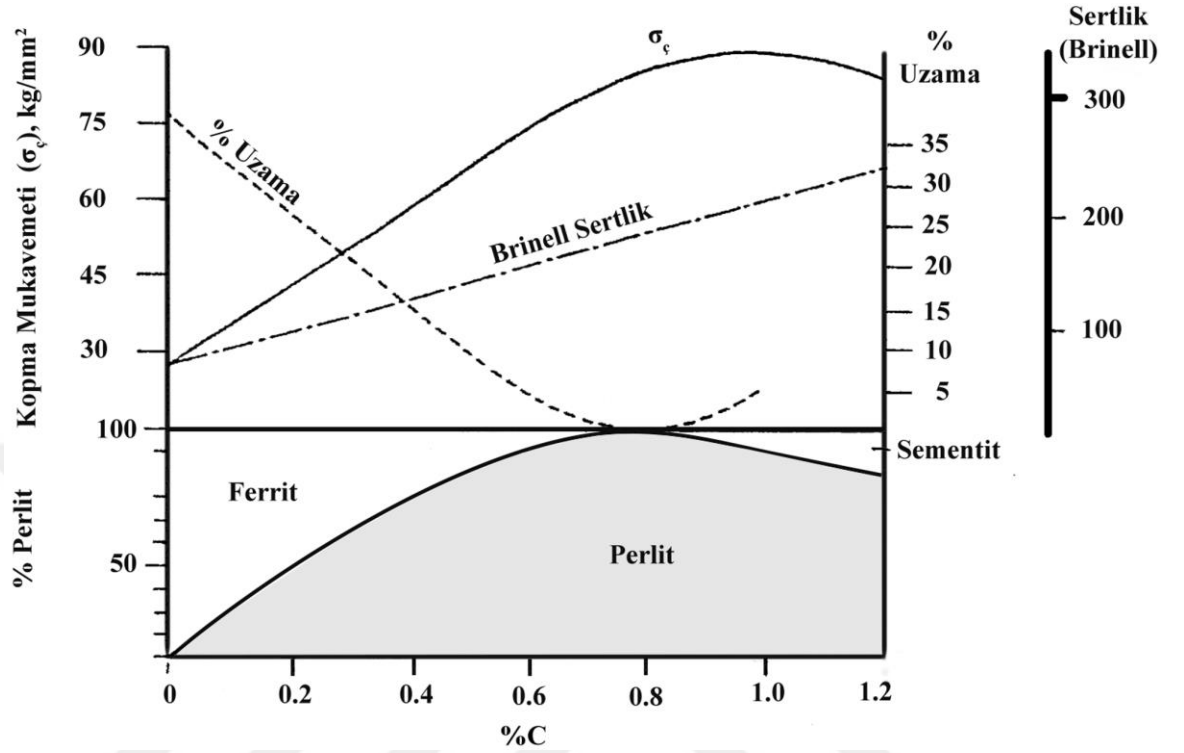
kısalma olmalı ve [100] ile [010] doğrultularında ise yaklaşık %12'lik bir uzama meydana gelmeli. [30,31,33]

Şekil 2.20'de ostenit, ferrit ve martensitin kristal yapıları karşılaştırılmıştır.



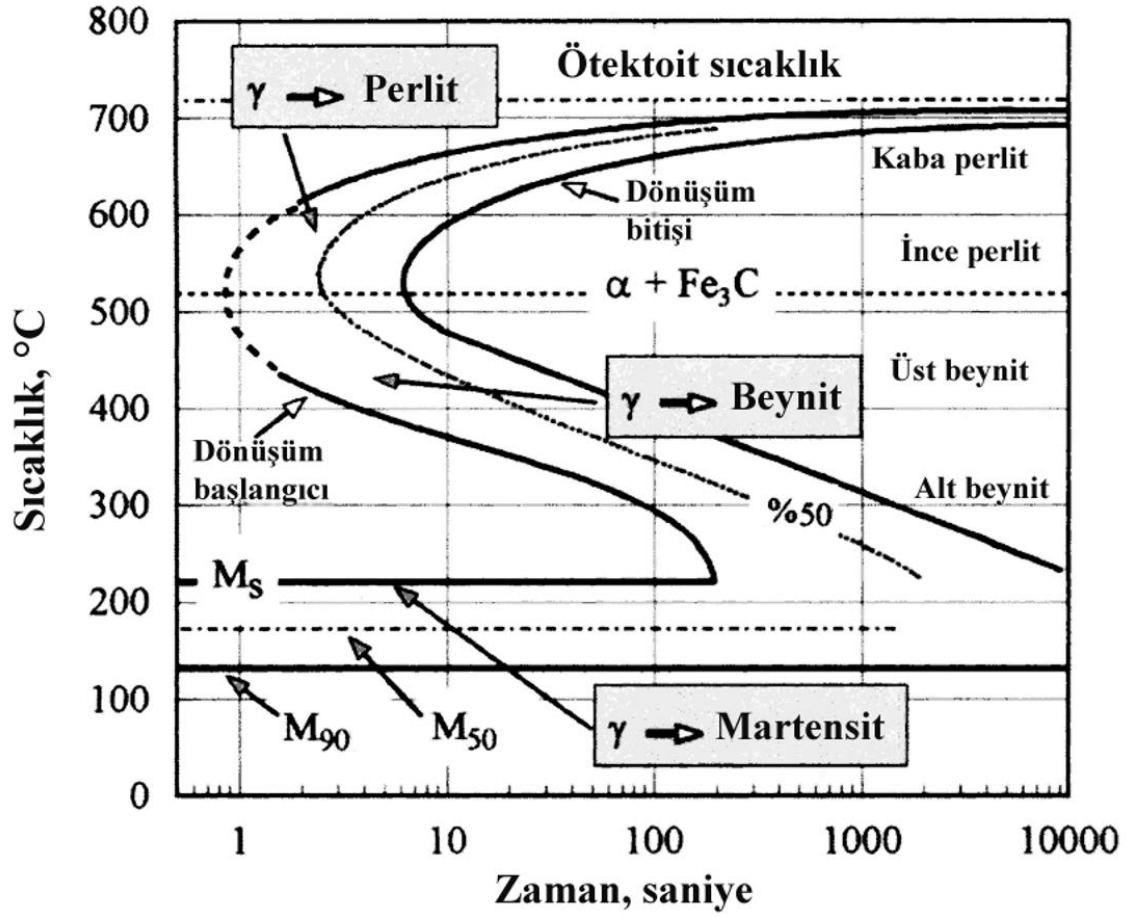
Şekil 2.20: Ostenit, ferrit ve martensitin kristal yapıları. (a) Ostenit, YMK. (b) Ferrit, HMK. (c) Martensit, HMT [34].

Martensit, diğer fazlarla ve diğer mikroyapılarla bir arada aynı anda bulunabilir. Yarı kararlı bir fazdır, oda sıcaklığında varlığını devam ettirebilirken yüksek sıcaklıklarda dengeli fazlara dönüşmeye başlar. Çeliğin ostenit bölgesinden oda sıcaklığına dengeli veya dengeye yakın soğutulması sonucu oluşan içyapı bileşenlerinin (perlit, beynit, sementit) biçim, miktar, yüzde oranları ve bileşimleri Fe – C diyagramından tespit edilir; dengeli yapı bileşen oranları %C'a göre değişir, bu nedenle dengeli soğutulmuş çeliğin mekanik özellikleri %C'a göre değişiklik göstermektedir (Şekil 2.21). Ancak, dengesiz bir faz olmasından dolayı martensit, Fe – C faz diyagramı üzerinden belirlenemez. [23,30]



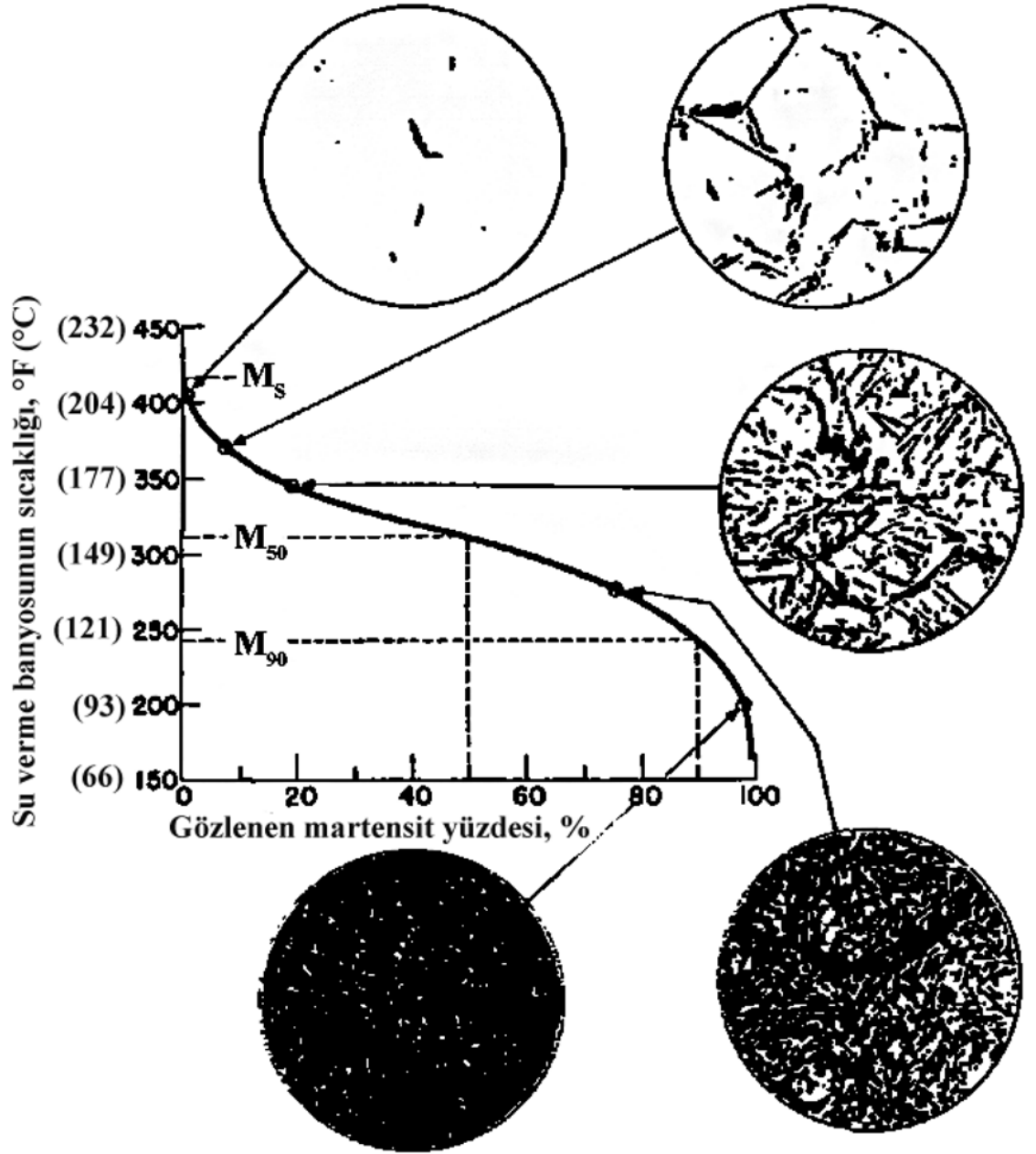
Şekil 2.21: %C'un fonksiyonu olarak dengeli soğutulmuş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişiklik [23].

Çeliğin ostenitleme bölgesinden oda sıcaklığına değişik hızlarda soğutulması ile oluşan martensit gibi mikroyapılar TTT (Time, Temperature, Transformation – Zaman, Sıcaklık, Dönüşüm) veya izotermal dönüşüm diyagramı olarak isimlendirilen diyagramlarda etüt edilir. TTT diyagramları, küçük çelik numunelerinin ostenit mikroyapısına dönüşümün tamamlandığı sıcaklığa (ostenitleme sıcaklığına) ısıtılıp ostenitleme sıcaklığı ile martensit başlangıç sıcaklığı (M_s) arasındaki bir sıcaklığa hızlıca soğutulduktan sonra bu sıcaklıkta dönüşüm tamamlanana kadar bekletilmesi sonucu elde edilen veriler ile inşa edilir. Bu işlem, Şekil 2.22'deki gibi bir TTT diyagramı elde edilene kadar tekrarlanır. [23,34]



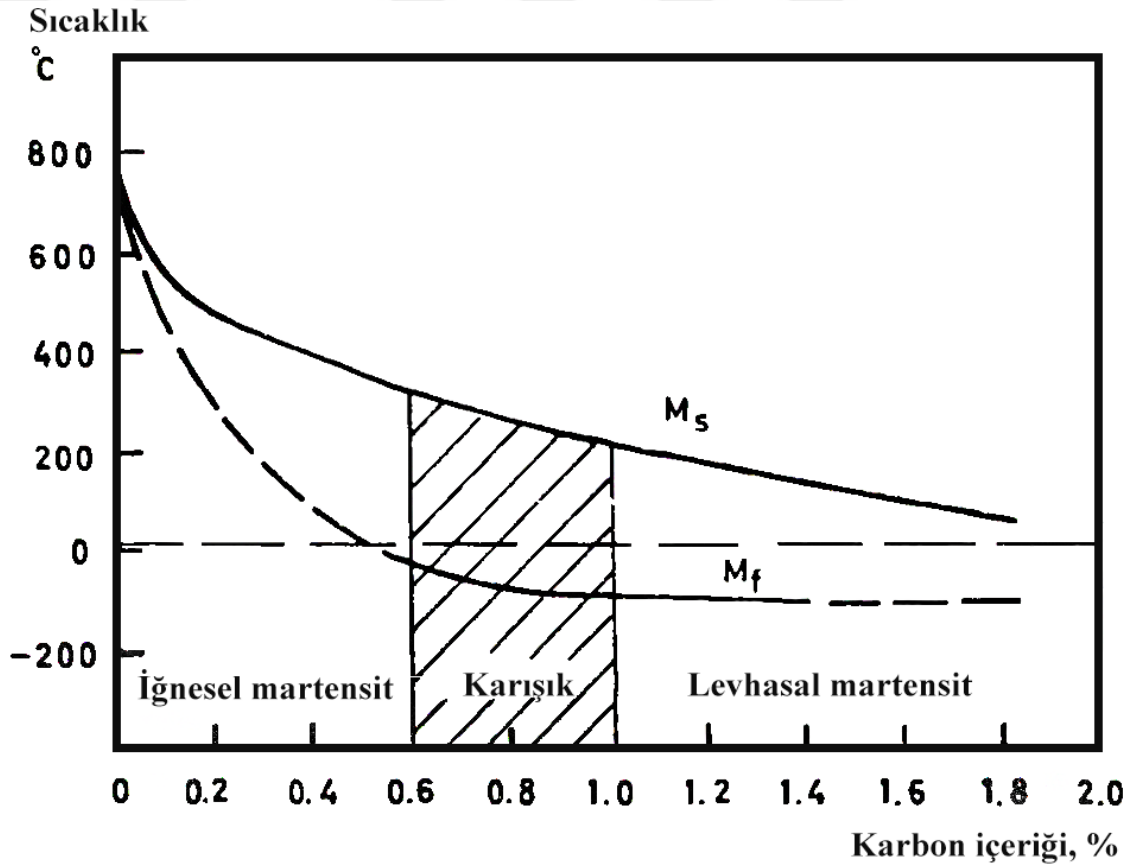
Şekil 2.22: 900 °C’de ostenitlenmiş sade karbonlu 1080 çeliğinin TTT diyagramı [35].

M_s olarak adlandırılan yatay çizgi bütün TTT diyagramlarında bulunur ve ostenitleme sıcaklığındaki çeliğe su verilmesi ile birlikte martensitik yapının oluşmaya başladığı sıcaklığı işaret eder. Bu sıcaklıktan itibaren soğumaya devam eden çelikte gitgide daha çok martensit oluşacaktır. Soğuma prosesi sırasında martensite dönüşen ostenit yüzdesi diyagramda ostenitin %50’sinin (M_{50}) ve %90’ının (M_{90}) dönüştüğü sıcaklıkları işaret eden oklar ile belirtilmiştir. Şekil 2.23 M_s , M_{50} ve M_{90} sıcaklıklarının nasıl belirlendiğini tipik bir ostenitten martensite dönüşüm örneği üzerinden göstermektedir. [36]



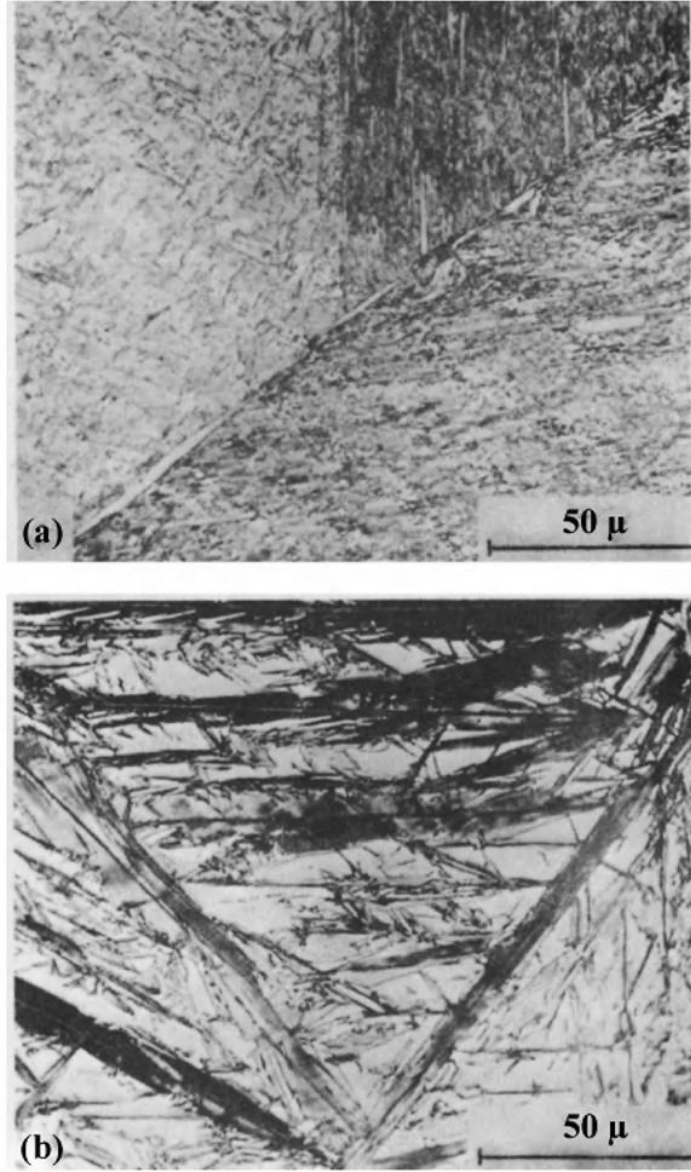
Şekil 2.23: Ostenitten martensite dönüşüm sırasında sıcaklığa bağlı olarak martensit yüzdesindeki artışı gösteren tipik bir örnek. Sembolik mikroyapı görüntülerindeki koyu bölgeler: martensit [36].

Bu belirli martensit yüzdelерinin özel bir önemi yoktur, sadece M_s sıcaklığının altında soğuma devam ederken ostenitten martensite dönüşüm hakkında fikir vermeleri açısından kullanılırlar. %90'dan fazla herhangi bir martensit yüzdesi için bir sıcaklık değerinden %90 martensit için olan sıcaklık değerinin tercih edilmesinin sebebi yüksek martensit yüzdelerindeki ölçümlerin güvenilirliğinin daha az olması ve bazı çeliklerin kayda değer oranda ostenit kalıntıları içermesidir (kalıntı ostenitin kesin miktarı bazı kompleks faktörlere bağlıdır). Ancak bazı TTT diyagramlarında M_{90} yerine M_f ifadesi yer almaktadır. Şekil 2.24'te ostenitik karbon içeriğinin M_s ve M_f sıcaklıklarına ve oluşan martensitin çeşidine etkisi gösterilmiştir. [36]



Şekil 2.24: Alaşımız çeliklerde ostenitik karbon içeriğinin M_s ve M_f sıcaklıkları ve oluşan martensitin çeşidine etkisi [37].

Şekil 2.25'te iğnesel ve levhasal martensit mikroyapıları arasındaki fark gösterilmiştir.



Şekil 2.25: İğnesel martensit ve levhasal martensit mikroyapılarının karşılaştırılması.
(a) İğnesel martensit. (b) Levhasal martensit [37].

Martensitik dönüşüm birçok açıdan perlitik dönüşümden farklıdır. Bu farklılıklar altı madde olarak şu şekilde sıralanabilir:

- Martensitik dönüşüm, A_1 'in üzerindeki bir sıcaklıktan su, yağ gibi bir ortamda hızlı soğutma sonucu gerçekleşir. Böyle bir hızlı soğutma durumunda ostenitin ferrit ve karbür fazlarına difüzyonla dönüşümü engellenmiş olur. Martensitin karbon konsantrasyonu dönüşümden önceki ostenitin karbon konsantrasyonunu karşılar. Martensitik dönüşüm ile perlitik dönüşüm arasındaki temel fark biri (martensitik dönüşüm) difüzyonsuz bir dönüşümken diğ erinin (perlitik dönüşüm) difüzyon ile gerçekleşen bir dönüşüm olmasıdır. [24]
- Ostenitten martensite dönüşüm martensit başlangıç sıcaklığından itibaren (M_s) başlar. Perlit başlangıç sıcaklığı soğutma hızındaki bir artış ile düşerken, martensit başlangıç sıcaklığı soğutma hızına çok az bağlıdır. Martensit belli bir sıcaklık aralığında oluşur. Bu özel sıcaklık aralığı çeliğin karbon içeriğine göre belirlenir (Şekil 2.24). [24]
- $M_s - M_f$ sıcaklık aralığındayken soğutma işleminin durdurulması martensit oluşumunu da durdurur. Bu özelliği ile martensitik dönüşüm, perlitik dönüşümden ayrılır. İlerleyen aşamada A_1 'in altındaki bir sabit sıcaklıkta dönüşüm devam eder ve sonuç olarak yeterli izotermal bekleme süresi tanınan ostenit tamamen kaybolur. Martensitik dönüşümde ise belli bir oranda ostenitin yapıda kalması söz konusudur. [24]
- Perlitik dönüşümden farklı olarak, martensitik dönüşümün bir “kuluçka” periyodu yoktur. Martensit, M_s sıcaklığının altında çok hızlı bir şekilde oluşur. [24]
- M_s sıcaklığının altında yapılan soğutmada, oluşan martensitin oranı yeni levhasal veya iğnesel yapıların oluşumu sayesinde hızla artar. Oluşan levhasal veya iğnesel yapılar zamana bağlı olarak büyüm ez. Martensitik dönüşüm perlitik dönüşümden bu özelliği ile de farklılık göstermektedir. Perlitik dönüşümde ileri aşamalarda yeni taneler çekirdeklenirken, eski taneler ise büyümeye devam eder. [24]

- Martensit kafesleri, ostenit kafeslerine kıyasla düzenli bir şekilde konumlanır; kafesler arasında belli bir düzen vardır. Perlitik dönüşümde ise fazlar başlangıç ostenit taneciği ile ilişkili olarak rastgele bir dağılım sergilerler. [24]

Çeliklerin martensitik dönüşümle sertleştirilmesi sırasında en genel anlamda üç kademeli bir operasyon yapılır. Bunlar sırasıyla şu şekildedir: [23]

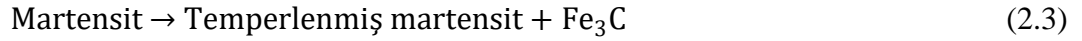
- 1) Çeliği ostenit bölgesine ısıtarak (A_3 'ün 50 – 60 °C üstü) yapıyı ostenite çevirme (ostenitleme):



- 2) Ostenitik yapıdaki çeliği hızlı soğutma (su verme):



- 3) Su verilmiş yapıyı A_1 sıcaklığı altına ısıtma:



2.2.3.1. Ostenitleme

Ostenitleme, martensitik dönüşümle sertleştirme de dahil olmak üzere birçok önemli ısı işleminin ilk aşamasıdır. Malzemenin ostenit sıcaklığına kadar ısıtılması esasına dayanır. Bu sıcaklık, A_3 sıcaklığının yaklaşık olarak 50 – 60 °C yukarısidir. Teorik olarak bütün karbürlerin bu sıcaklıkta çözünmüş olması gerekmektedir. [23,38]

Zaman, karbürlerin tamamen çözünmesi için gerekli olan süre kadar olmalıdır. Malzemeyi gereğinden fazla yüksek sıcaklıkta ve sürede bekletmek tane büyümesi, oksitlenme, enerji kaybı, malzeme yüzey bileşiminde değişiklik (dekarbürizasyon) gibi olumsuzluklara neden olur. Ostenitleme zamanı genellikle 25 mm kalınlıktaki bir malzeme için bir saat alınır. [23]

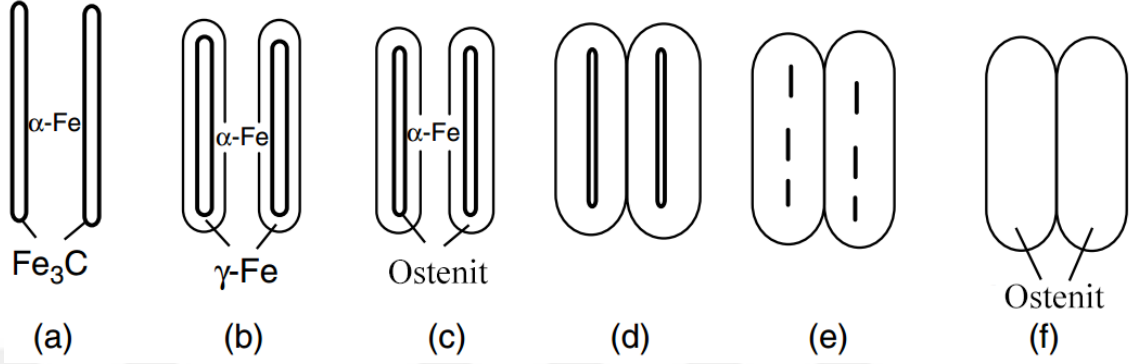
Isıtma hızı da bu işlemde önem taşır. Çok hızlı ısıtma malzeme içinde iç gerilimlere sebebiyet verdiğinden tatbik edilmez. Isıtma hızı, ısıtılan malzemenin ısı iletimi, boyutu

ve şekline göre ayarlanır. Ostenitleme, çeşitli olumsuzlukları (oksidlenme, yüzey kimyasının değişimi) önleme gayesiyle kontrollü atmosferde (azot, hidrojen, metan, gaz ortam veya tuz banyosu) yapılır. Tuz banyosu veya diğer ısıtıcı banyolar genellikle daha yüksek ısı transfer katsayısına sahiptir, bu nedenle fırına göre daha hızlı bir ısıtma sağlarlar. [23]

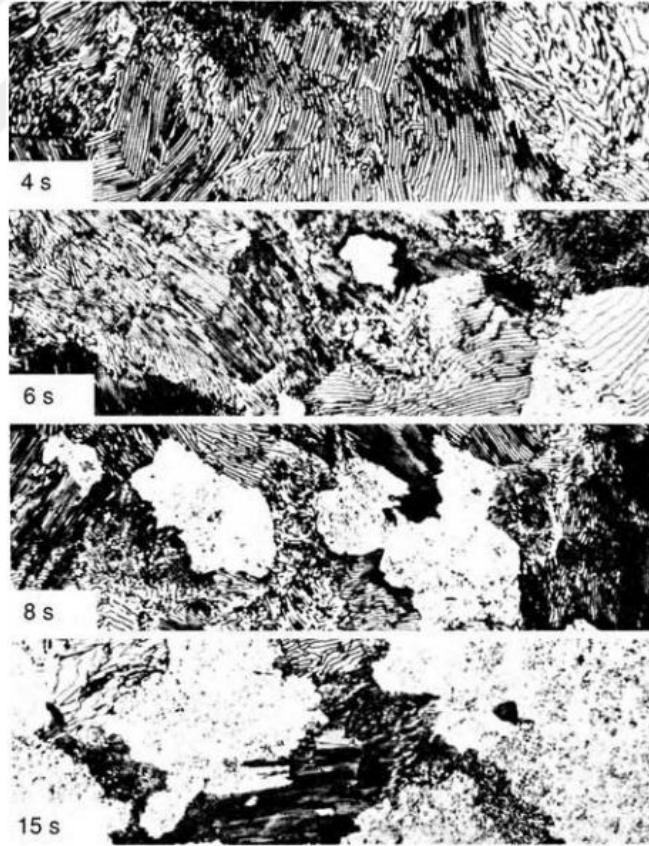
Çelik ısıtıldığında ostenitin oluşma şekli çok büyük bir ölçüde çeliğin başlangıç mikroyapısına bağlıdır. Şekil 2.26'da karbon içeriği %0,8 olan alaşımsız ötektoit bir çeliğin perlit yapısından ostenit yapısına dönüşümü gösterilmiştir. Oda sıcaklığında perlitteki sementit (Fe_3C) tabakaları ferrit ($\alpha-Fe$) ile doğrudan bir temas hâlinindedir (Şekil 2.26-a). Sementitteki karbon atomları ferrit kafesine difüzyon eğilimindedir. Sıcaklık ne kadar yüksekse bu difüzyon eğilimi de o kadar yükselir. Isıtıldıktan sonra A_{C1} sıcaklığına ($723\text{ }^{\circ}C$) erişilmesi ile ferritten ostenite ($\gamma-Fe$) dönüşüm sementit tabakalarının bitişiğindeki bölgelerde hızlıca başlar (Şekil 2.26-b). Sementit tabakaları, yeni oluşmuş ostenitin içerisinde çözünmeye başlamasından sonra git gide inceler (Şekil 2.26-c ve Şekil 2.26-d). Ferritten ostenit taneciklerinin oluşumu ve sementit tabakalarının ostenit kafesinin içerisinde çözünmesi prosesi aynı anda gerçekleşir. Literatürdeki çeşitli denemeler göstermiştir ki ferritten ostenite dönüşüm prosesi yapıdaki bütün sementitin çözünmesinden önce sona erer. Bu, yapıdaki bütün ferritin ostenite dönüşmesinden sonra ostenit taneleri arasında küçük sementit partiküllerinin kalacağı anlamına gelmektedir (Şekil 2.26-e). Şekil 2.27, ötektoit çeliğin mikroyapısı içerisinde ostenitin oluşumunu göstermektedir. Ostenit oluşumunu işaret eden bölgeler, lamelli perlitik yapı dahilindeki beyaz yamalar şeklinde görülmektedir. Sementitin bir kısmı yapıdaki varlığını küresel tanecikler (beyaz bölgelerdeki küçük koyu noktalar) şeklinde sürdürür. Bunlar, sadece ostenitleme sıcaklığında uzun süre beklenmesi ile çözünürler. Bu sementit tanecikleri tamamen çözüldüklerinde yapı yalnızca bir fazdan oluşur, bu da ostenittir (Şekil 2.26-f). Ancak bu durumda, belirli ostenit tanecikleri arasında karbon konsantrasyonu bakımından hâlâ farklılıklar vardır. Önceden sementit tabakalarının bulunduğu noktalarda karbon konsantrasyonu yüksekken, sementit tabakalarından uzaktaki noktalarda karbon konsantrasyonu düşüktür. [38]

Karbon konsantrasyonunun dengelenmesi prosesi difüzyon ile aşamalı olarak ilerler ve bu prosesin sonucunda homojen bir ostenit yapısı meydana gelir. Bu proses için gerekli

olan ostenitleme sıcaklığında bekletme zamanı homojenizasyon zamanı olarak adlandırılır. Perlitten ostenite dönüşüm sırasında birçok ostenit taneciği bir perlit tanesinden oluşur, yani yeni oluşan ostenit ince tanelidir. [38]

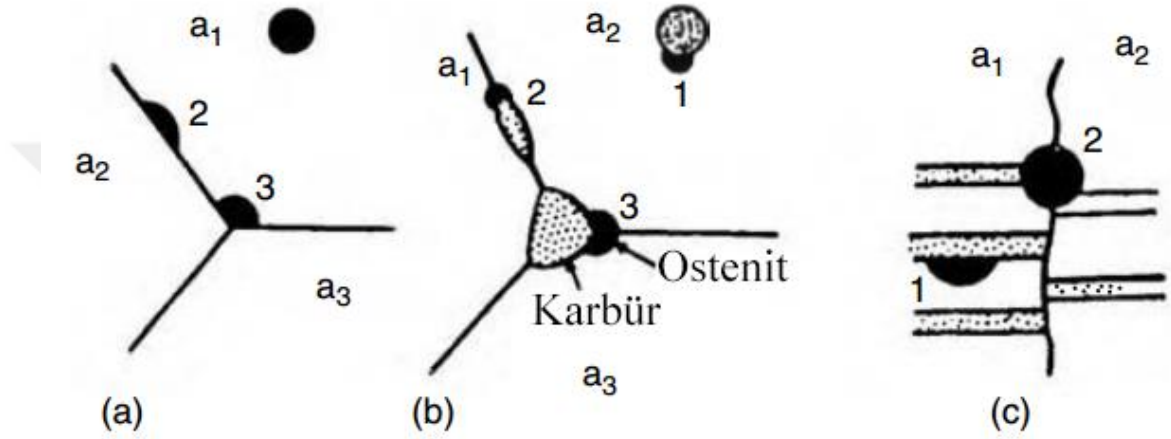


Şekil 2.26: %0,8 karbon içeren alaşımsız ötektoid bir çeliğin ısıtılması sırasında perlit yapısının ostenite dönüşümü [38].



Şekil 2.27: Zamanın bir fonksiyonu olarak perlitten ostenit oluşumu (beyaz bölgeler: ostenit) [38].

Ostenit oluşumu için çekirdeklenme bölgeleri, Şekil 2.28’de gösterildiği üzere, başlangıç mikroyapısına bağlıdır. Ferritik yapıda, çekirdeklenme bölgeleri öncelikle tane sınırlarında konumlanmıştır. Küresel yapıda, çekirdeklenme karbür tanecikleri üzerinden başlarken, perlitik yapıda ise öncelikle perlit kümelerinin kesiştiği bölgelerde ve sementit lamellerinde başlar. [38]

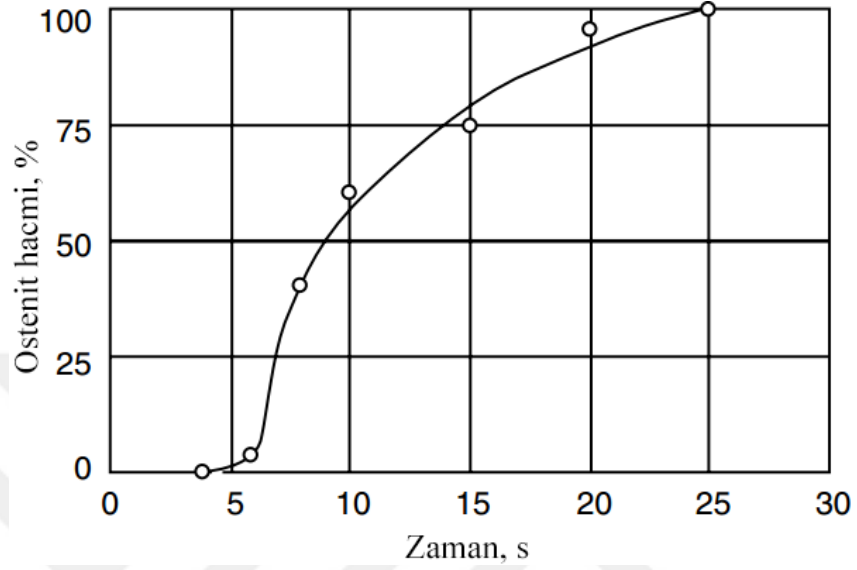


Şekil 2.28: Ostenit oluşumu için çekirdeklenme bölgeleri. (a) Ferrit mikroyapısında, (b) Küresel mikroyapıda, (c) Perlit mikroyapısında [38].

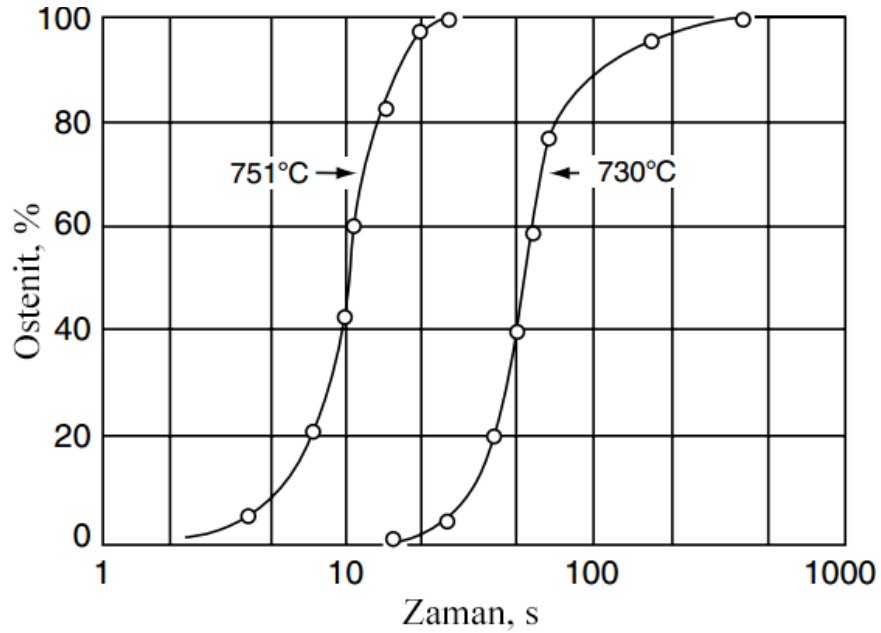
Şekil 2.29, sabit bir ostenitleme sıcaklığında zamanın bir fonksiyonu olarak perlitten dönüşen ostenitin hacimce yüzdesini göstermektedir. Ostenitleme işleminin başlamasından sonra ilk çekirdeğin oluşumu için belli bir bekleme süresi gereklidir ve bu sürenin geçmesinin ardından daha çok çekirdeğin oluşup büyümesi ile ostenit oluşumu prosesi daha hızlı ilerleyecektir. Şekil 2.30’da gösterildiği üzere, yüksek sıcaklıklarda difüzyon hızı da yüksektir ve ostenit oluşumu daha hızlı gerçekleşir. [38]

Ostenitleme prosesinin süresi ostenitleme sıcaklığına ve çeliğin bileşimine bağlıdır. Ostenitlemede zamanın etkisi Şekil 2.31’deki şematik gösterim ile iyi bir şekilde açıklanabilir. %0,8 karbon içeren ötektit çelik için verilen Şekil 2.31-a ve Şekil 2.31-b göstermektedir ki eğer 730 °C’lik ostenitleme sıcaklığı korunursa (bu sıcaklığa hızlı bir ısıtmanın ardından) dönüşüm yaklaşık 30 saniyede başlayacaktır. Eğer ostenitleme sıcaklığı olarak 750 °C seçilirse dönüşüm 10 saniyede başlarken, 810 °C tercih edilirse

dönüşümün başlaması için 1 saniye yetecektir. Bu durumda perlitin ostenite dönüşümü yaklaşık 6 saniyede tamamlanacaktır. Çeliğin tamamen ostenitik olması isteniyorsa bu sıcaklıkta ($810\text{ }^{\circ}\text{C}$) 2 saat kadar ($7 \times 10^3\text{ s}$) tutulmalıdır. [38]



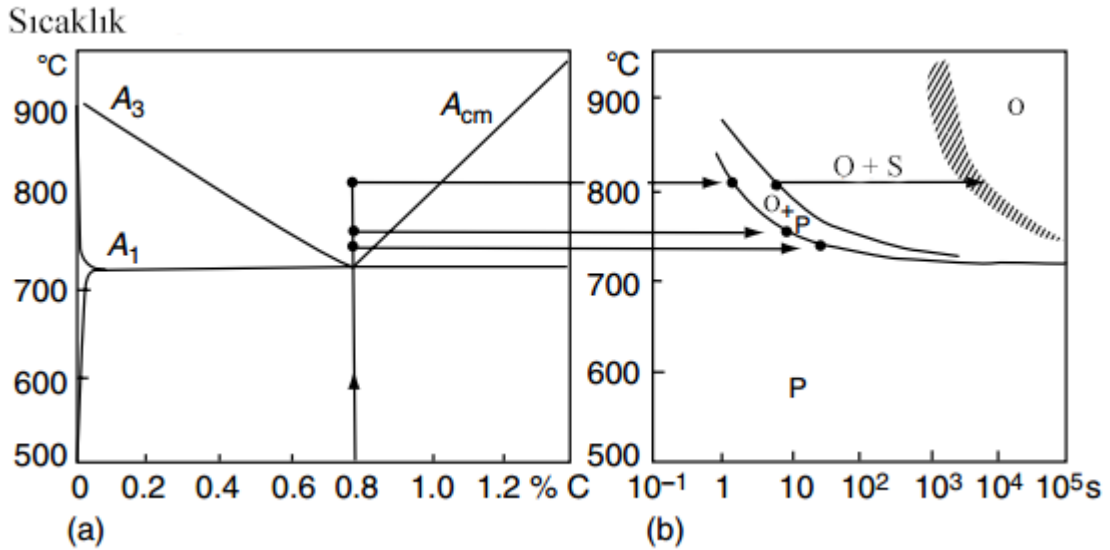
Şekil 2.29: Zamanın bir fonksiyonu olarak sabit bir ostenitleme sıcaklığında ötektoid bir çelikte perlitin dönüşen ostenitin hacimce yüzdesi [38].



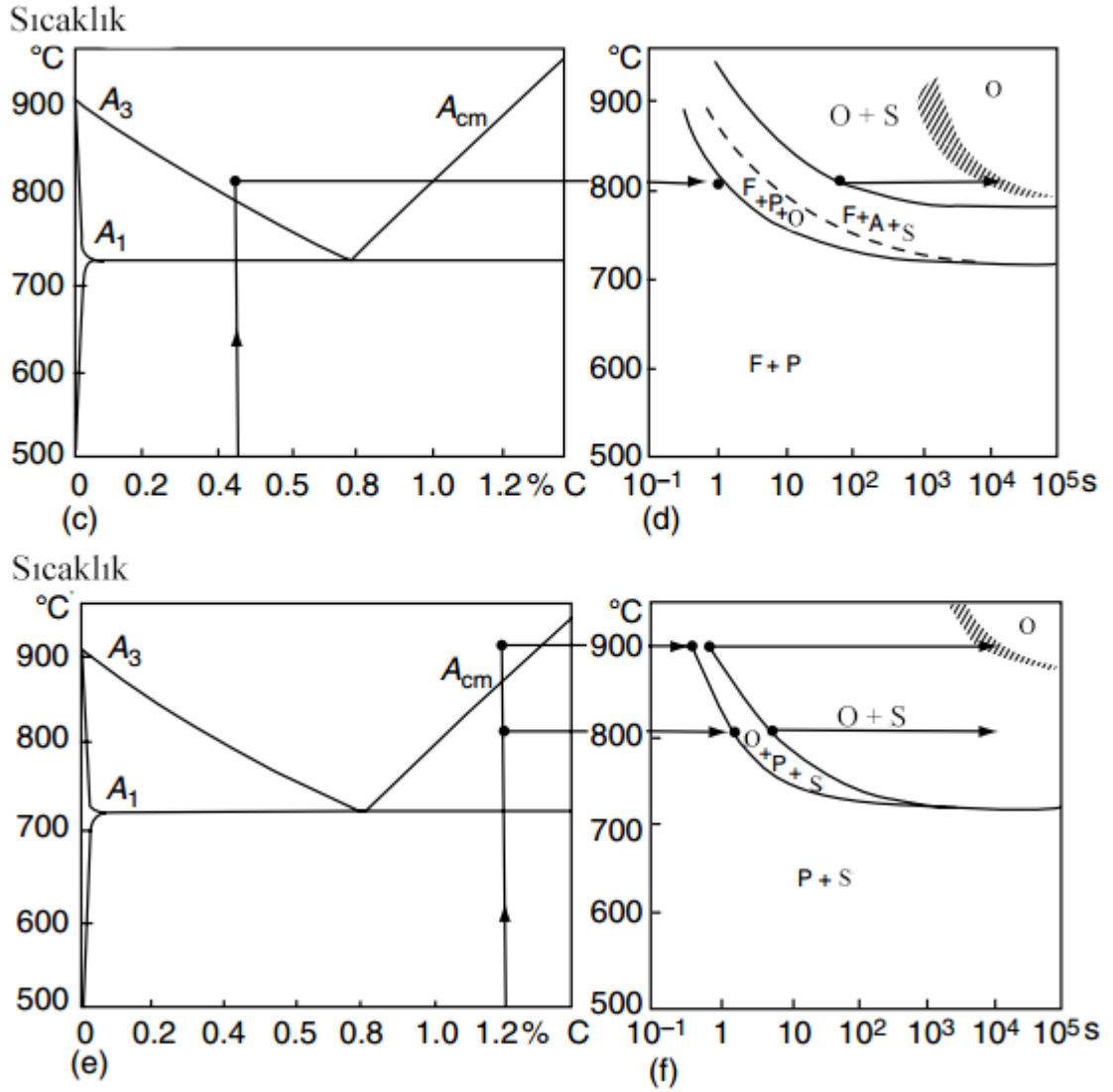
Şekil 2.30: Ötektoid bir çelikte ostenitleme sıcaklığının perlitin ostenit oluşum hızı üzerindeki etkisi [38].

Şekil 2.31-c ve Şekil 2.31-d %0,45 C bileşiminde olan ötektoit altı sade karbonlu çelik için gösterilmiştir. Bu grafikler 810 °C'lik ostenitleme sıcaklığında perlitin ostenite dönüşümünün 1 saniyede başlayacağını göstermektedir. Yaklaşık 5 saniyede perlit dönüşmüş olacak ve yapı ferrit, ostenit ve sementitten oluşacaktır. Yaklaşık 1 dakika sonra ise karbon, ferrit içerisine difüze olacak; dolayısıyla ostenite dönüşmüş olacaktır. Ancak kalıntı sementit parçacıkları yapıda varlığını sürdürecektir ve bunların tamamen çözünmesi 5 saat sonunda gerçekleşecektir. [38]

Şekil 2.31-e ve Şekil 2.31-f %1,2 karbon içeren ötektoit altı çeliği ele almıştır. Eğer bu çelik 810 °C'de ostenitlenirse perlitin dönüşümü yaklaşık 2 saniyede başlayacaktır ve 5 saniye içerisinde yapı sadece ostenit ve sementitten ibaret olacaktır. Sementitin tamamen çözünmesi bu sıcaklıkta mümkün değildir. Yapıdaki sementitin tamamının çözünebilmesi için sıcaklığın A_{cm} üzerindeki bir noktaya yükseltilmesi gerekir. Bu sıcaklık ise en az 860 °C'dir. [38]



Şekil 2.31: Çeliklerin ostenitlenmesi sırasında meydana gelen yapısal dönüşümler. (a,b) %0,8 C. O, ostenit; S, sementit; F, ferrit; P, perlit [38].



Şekil 2.31 (devam): Çeliklerin ostenitlenmesi sırasında meydana gelen yapısal dönüşümler. (c,d) %0,45 C, (e, f) %1,2 C. O, ostenit; S, sementit; F, ferrit; P, perlit [38].

Ostenitleme sıcaklığında bekletme süresi arzu edilen karbür çözünme derecesine ve kabul edilebilir tane boyutuna bağlıdır. Tane büyümesinin daha yüksek ostenitleme sıcaklıklarında ve daha uzun bekletme sürelerinde artacağı göz önünde bulundurulmalıdır. Karbür miktarı farklı çelikler için değişeceğinden bekletme süresi de çeliğin türüne bağlı olarak değişecektir. Karbür çözünmesi ve bekletme süresi ostenitleme sıcaklığına bağlı olmanın yanında bu sıcaklığa ısıtma hızına da bağlıdır. Değişik ısıtma hızları dönüşüm hızı üzerinde ve bileşenlerin çözünmesi konusunda değişik etkilere sahiptir. [38]

2.2.3.2. Su Verme

Su verme, ostenitleme işleminin sonucu ostenit fazı haline getirilmiş çeliğin su, yağ gibi bir ortama çabucak transfer edilerek hızlı bir şekilde soğutulmasıdır. Hızlı soğutulma ile çelikte martensit, beynit gibi yeni fazlar oluşur. Su verme işlemini temperleme işlemi takip eder. [23]

2.2.4. Temperleme

Çeliklerin ısıl işlemindeki gaye yüksek tokluk ve mukavemeti bir arada içeren malzeme eldesidir. Tokluk ve mukavemet birbirlerinin aleyhinde çalışırlar. Bir başka deyişle tokluk ve mukavemetten biri artırıldığında diğeri düşer. Tokluk ve mukavemetin optimum kombinasyonunu elde etmenin en iyi yollarından biri çeliği martensite çevirme ve sonra temperlemedir. Martensit yüksek mukavemetlidir fakat aynı zamanda çok gevrek olup fazlaca iç gerilim içerir. Martensit, gevreklik yönüyle kabaca cama benzetilebilir ve bu hâliyle servise konmadan önce bile kendiliğinden çatlayabilir. Su verilmiş (martensitik yapıdaki) çelikler yarı kararlı yapıdadır. Isıtıldıklarında yapı denge durumuna yaklaşır. Martensitin gevrekliğini gidermek için oda sıcaklığı ile 700 °C aralığındaki bir sıcaklığa ısıtılması işlemine temperleme denir. Temperleme sırasındaki süreçlerin karakteri su verilmiş çeliğin üç temel özelliği tarafından belirlenir: martensit katı çözeltilisinin aşırı doymuşluğu, kristal yapı kusurlarının yüksek yoğunluğu (dislokasyonlar, küçük ve büyük açılı tane sınırları, ikiz sınırları) ve kalıntı ostenitin varlığı. [23,38]

Temperleme esnasında genel olarak sertlik (veya mukavemet) azalırken tokluk artar. Temperleme tokluğun önemli olmadığı fakat sertliğin önemli olduğu durumlarda (örneğin darbesiz aşınma) düşük sıcaklıklarda, yüksek tokluk gerektiren yerlerde mukavemetten vazgeçme pahasına yüksek sıcaklıklarda yapılır. [23]

2.2.4.1. Temperleme Esnasında Martensitik Yapıdaki Değişiklikler

Martensit, α -demirin karbona veya diğeri alaşım elementlerine aşırı doymuş hâlidir ve bu yüzden α' ile gösterilir. Oda sıcaklığında sonsuza kadar olan bekleme süresinde martensit yapıda bir değişiklik meydana gelmez. Temperleme sıcaklığında α' içindeki aşırı doymuş hâldeki elementler yayılım (difüzyon) için fırsat bularak yeni konumlara geçerler, yani temperleme bir yayılım hadisesidir. [23]

Martensitin sahip olduğu özellikler Şu maddeler ile özetlenebilir:

- Fe-C martensiti karbonca aşırı doymuş bir fazdır. Martensit bu yönüyle yaşlanabilir alüminyum alaşımlarının solüsyona alma işlemi sonunda elde edilen yapıya denktir. Herhangi bir ısı karşısında alüminyum alaşımının yaşlanmasına benzer şekilde çökelti beklenir. [23]

- Isısal değişim ve faz dönüşümleri nedeniyle malzemede oluşan hacimsel değişiklikler martensitik yapıda mikroskobik seviyede iç gerilmeler, ikizler, dislokasyonlar, oluşturur. %0,2 karbon içeren bir çelik, martensitik yapıda $1 \times 10^{12} \text{cm/cm}^3$ yoğunluğunda dislokasyon içerir. Bu hâliyle martensit soğuk deforme edilmiş yapıya benzer. Isıtılmayla bu yapıda toparlanma ve yeniden kristalleşme özelliğine benzer hareketler olur. [23]

- Martensit çok küçük iğne veya levhalardan oluşur, bu iğne veya levhalar arasında hudutlar vardır (çökelti için uygun hatalı bölgeler). [23]

- Isıl işlem şartları veya malzeme bileşimine bağlı olarak yapıda kalıntı ostenit bulunabilir. Bu kalıntı ostenit kararlı olmayıp herhangi bir ısı karşısında (temperleme) daha kararlı ürünlere dönüşebilir. [23]

- Normalize hâlde yapıda bulunan karbürler (özellikle takım çeliklerinde) ostenitleme esnasında ostenit içinde ya kasten ya da zorunluluk nedeniyle eritilmez ve martensitik yapı içerisinde serpilmiş olabilir. Bu karbürlerin çoğu mikron boyutundadır, optik mikroskopla rahatlıkla görülebilir. Temperleme esnasında bu karbürlerde pratik olarak değişiklik olmadığı kabul edilir. [23]

Martensit, bir sıcaklığa maruz bırakıldığında (temperleme) difüzyon ile içyapıdaki atomlar yeniden organize olarak yeni içyapılar oluşturur. Difüzyon için Őunlar söylenebilir: [23]

- Atomların hareketliliği ve hareket hızları zaman ve sıcaklığın fonksiyonudur. [23]

- Yer alan atomların (Cr, Mo, Ni vs.) difüzyonu, arayer atomlarının (C, N, H) difüzyonundan çok daha yavaştır. Ayrıca yapıda diğer alaşım elementlerinin bulunması

durumunda karbonun difüzyonu yavaşlar. Difüzyonun bu prensibi göz önünde bulundurularak yer alan alaşım elementlerinin 450 °C sıcaklığın altındaki temperleme işlemlerinde herhangi bir hareketlilik kazanmadıkları söylenebilir. Karbon ise 50 °C civarında bile difüzyon gösterir. Dolayısıyla genel olarak 450 °C'nin altındaki temperlemelerde mikroyapıda ve mekanik özelliklerde bir değişiklik oluyorsa bunun öncelikli sebebi karbondur. Temperlemede alaşım elementlerinin etkisi 450 °C civarı sıcaklıklardan sonra görülür, 450 °C'nin altında ise alaşım elementleri karbonun hareket hızını azaltıcı bir etki gösterirler. [23]

2.2.4.2. Sade Karbonlu Çeliklerin Temperlenmesi

Temperleme kalıntı ostenit ve martensitte değişiklikler yaratır ve bu değişiklikler mekanik özelliklere yansır. Mekanik özelliklerdeki değişiklikler sıcaklığın fonksiyonu olarak Şekil 2.32'de verilmiştir. [23]

Temperleme esnasında martensitte meydana gelen olaylar, dört farklı ısı bölgesinde incelenebilir. Bu bölgelerin sınırları tam olarak ayrılamaz ve birbirleri ile örtüşürler: [23,33]

1. safha (250 °C'ye kadar): ϵ -karbürün çökmesi, martensitteki tetragonallığın kısmi kaybı. [33]
2. safha (200 °C – 300 °C arası): Kalıntı ostenitin parçalanması. [33]
3. safha (200 °C – 350 °C arası): Sementitin ϵ -karbürün yerini alması, martensitin tetragonallığını kaybetmesi. [33]
4. safha (350 °C üzeri): Sementitin irileşmesi (büyümesi) ve küreselleşmesi, ferritin yeniden kristalleşmesi. [33]

A. Birinci Safha

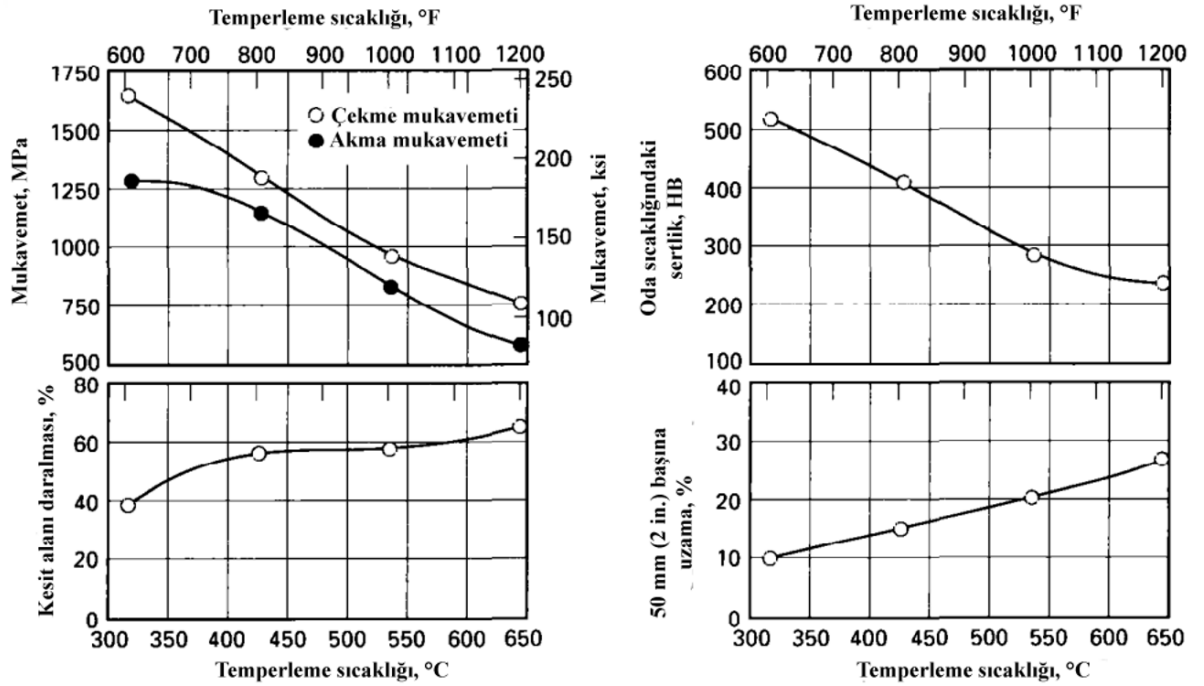
Orta ve yüksek karbonlu çeliklerde (ağırlıkça %0,3 – 1,5 C) oluşan martensit oda sıcaklığında kararlı değildir, çünkü bu sıcaklıkta arayer karbon atomları tetragonal martensit kafesinin içerisine difüze olabilir. Bu kararsızlık oda sıcaklığı ve martensitteki ϵ -demir karbürlerin çökeldiği sıcaklık olan 250 °C arasında yükselir. Bu karbürlerin kristal kafes yapısı sıkı düzen hegzagonaldir (SDH) ve bunlar kübik düzlem üzerine

birbirine yakın iğneler veya küçük çubuklar şeklinde, aşağıda belirtilen net olarak tanımlanmış kristalografik ilişkiye göre çökerler: [33]

$$(101)_{\alpha}' // (10\bar{1}1)_{\epsilon}' \quad (2.4)$$

$$(011)_{\alpha}' // (0001)_{\epsilon}' \quad (2.5)$$

$$[11\bar{1}]_{\alpha}' // [1\bar{2}10]_{\epsilon}' \quad (2.6)$$



Şekil 2.32: Temperleme sıcaklığının 1050 çeliğin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri üzerinde olan etkisi [28].

X-ışını ölçümleri $(101)_{\alpha}$ ve $(10\bar{1}1)_{\epsilon}$ arasındaki kafes boşluklarının yaklaşık olarak %0,5 olduğunu gösterir, bu da kafes koherantlığının muhtemelen çökelmenin erken aşamalarında olduğu anlamına gelmektedir. 50 – 100 °C sıcaklık aralığındaki temperleme işlemlerinde yüksek karbonlu çeliklerde sertlikte bir artış gözlemlenir, bu durum martensitin (ϵ -karbür tarafından sağlanan) çökelme sertleşmesine yorulmaktadır. Birinci safhanın sonunda martensit hâlâ tetragonallığe sahiptir. Martensitin

tetragonalliğe sahip olması karbon içeriğinin ağırlıkça %0,25 civarlarında olduğunu işaret eder. Bundan şu sonuç çıkar ki karbon içeriği düşük olan çeliklerde ϵ -karbürün çökme olasılığı yok denecek kadar azdır. Temperlemenin bu safhasındaki aktivasyon enerjisi $60 - 80 \text{ kJ mol}^{-1}$ aralığındadır. Bu aralık da martensitteki karbonun difüzyonu için uygun bir aralıktır. Karbon konsantrasyonunun ağırlıkça %0,2 – 1,5 C aralığında artması ile aktivasyon enerjisinin de lineer olarak arttığı görülür. Bu, beklenen bir sonuçtur; çünkü karbon konsantrasyonundaki bir artış aynı zamanda öncelikli arayer bölgelerinin işgalini de artıracaktır (birim hücre kenarlarının orta noktalarındaki oktahedral arayerler ve birim hücre yüzeylerinin merkezleri gibi), böylece karbon atomlarının hareketliliği de azalacaktır. [33]

B. İkinci Safha

İkinci safha sırasında, su verme esnasında meydana gelen kalıntı ostenit parçalanır (genellikle $230 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığında). Cohen ve arkadaşları [39] bu safhayı X-ışınları difraksiyonu ölçümlerinin yanı sıra dilatometrik ve özgül hacim ölçümleri ile saptamayı başarmışlardır. Ancak, mikroyapıdaki kalıntı ostenitin doğrudan gözlenmesi her zaman zor olmuştur (özellikle bu kalıntı ostenit düşük konsantrasyonlarda bulunuyorsa). Ağırlıkça %0,5'in altında karbon içeren martensitik sade karbonlu çeliklerde kalıntı ostenit sıklıkla %2'nin altındadır; bu oran, çeliğin karbon oranı ağırlıkça %0,8 ise yaklaşık %6'ya yükselirken, karbon oranı ağırlıkça %1,25 ise %30'un üzerine çıkacaktır. Mevcut olan az sayıdaki kanıt $230 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığında kalıntı ostenitin beynitik ferrit ve sementite dönüştüğünü işaret etmektedir, ancak bu faz ile alt beynit fazı arasında detaylı bir mukayese bulunmamaktadır. [33]

C. Üçüncü Safha

Temperleme prosesinin üçüncü safhası sırasında sementit, plakaların Widemanstatten dağılımı gösterecek şekilde oluşur. Bu, tetragonalliğini yitiren ve ferrite dönüşen matris ile aşağıda ifade edilen tanımlı kristalografik ilişki ile gösterilir: [33]

$$(211)_{\alpha'} // (001)_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad (2.7)$$

$$[01\bar{1}]_{\alpha'} // [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad (2.8)$$

$$[\bar{1}11]_{\alpha} // [010]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad (2.9)$$

Bu reaksiyon 100 °C gibi düşük bir sıcaklıkta başlar ve 300 °C’de bütünüyle gelişir (uzunluğu 200 nm’ye kadar olan ~15 nm kalınlığındaki partiküller ile). Benzer yapılar su verilmiş düşük karbonlu çeliklerde de sıkça gözlemlenir (su verme sırasında oluşan sementitin bir sonucu olarak). Temperleme sürerken, sementitin çekirdeklenmesi için en olası bölgeler ϵ -demir karbürün matris ile olan arayüzeyleridir ve sementit partikülleri büyüdükçe ϵ -demir karbür partikülleri gitgide yok olur. [33]

Daha yüksek karbonlu martensitlerde oluşan ikiz bölgeleri de sementitin çekirdeklenmesi ve büyümesi için uygun bölgelerdir. Sementit, ikiz sınırları boyunca büyümeye yatkındır. [33]

Sementitin çekirdeklenmesi için üçüncü uygun bölge ise tane sınırı bölgeleridir (hem martensitin “iğneleri” arası sınırlar hem de orijinal ostenit tane sınırları). Sementit, çok küçük film tabakaları şeklinde oluşur, bunları başlangıçta tespit etmek zordur fakat gitgide küreselleşirler ve tane sınırlarında açıkça belli olan sementit partikülleri hâlini alırlar. Tane sınırlarındaki sementit filmlerinin sünekliğe olumsuz etki edeceğine dair bazı kanıtlar vardır; ancak bu durum, alaşım elementleri ilavesi ile düzeltilebilir. [33]

Temperlemenin bu üçüncü safhası devam ederken matrisin tetragonallığı kaybolur ve artık esasen söz konusu olan yapı karbonca aşırı doymuş olmayan ferrittir. Sementit partiküllerinin morfolojisindeki bir sonraki değişiklik ise matristeki küçük partiküllerin eridiği ve böylece büyük partiküllerin seçimli olarak büyümesi için gerekli karbonun sağlandığı Ostwald olgunlaşma prosesi tarafından gerçekleştirilir. [33]

D. Dördüncü Safha

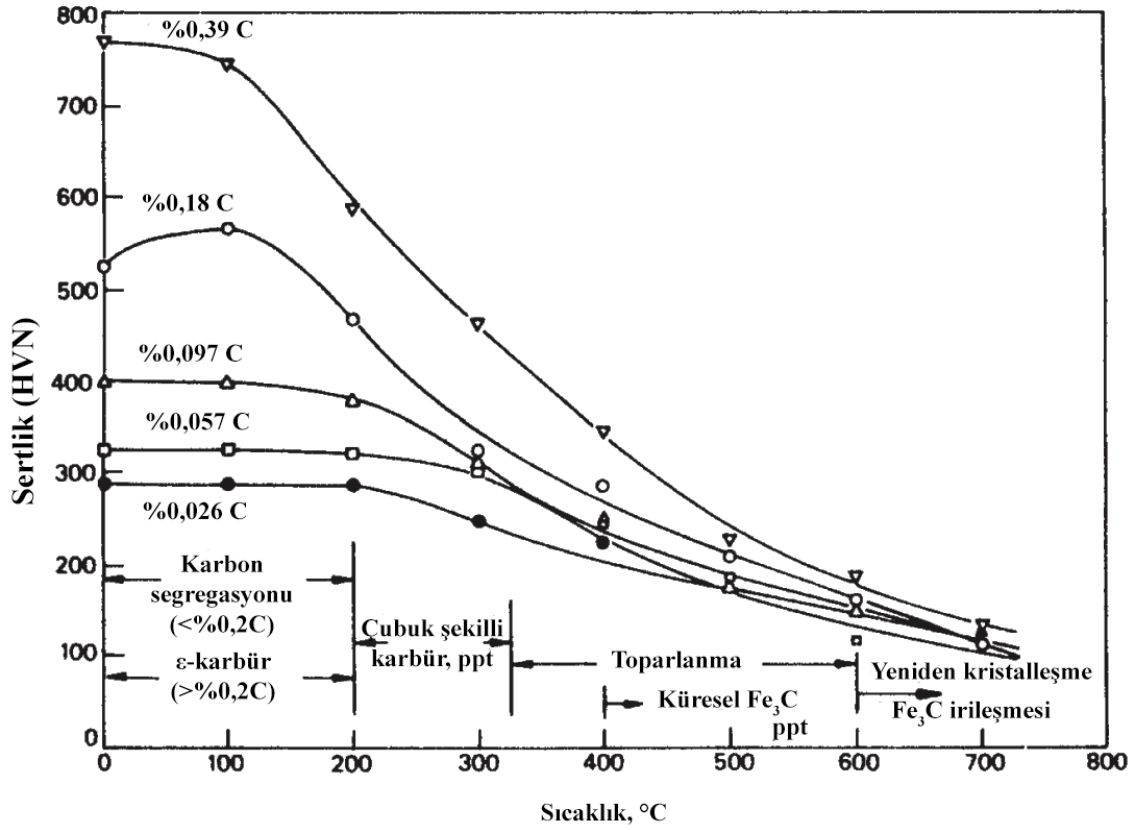
Temperlemenin dördüncü safhasını, sementit partiküllerinin bir irileşme prosesine tabi olduğu ve küreselleşerek kristalografik morfolojilerini kaybettikleri bir safha olarak tanımlamak yerinde olur. İrileşme 300 °C ile 400 °C arasında başlar, küreselleşme ise 700 °C sıcaklığa kadar artarak devam eder. Bu sıcaklık aralığının en yüksek noktasında iğnesel martensit sınırlarının yerini eş eksenli ferrit tane sınırları alır (bu proses en iyi şekilde “yeniden kristalleşme” olarak tanımlanır). En son ortaya çıkan sonuç, kısmen

(ancak özel olarak değil) tane sınırlarında irileşmiş küresel sementit partikülleri ile eş eksenli ferrit taneleridir. [33]

Sementitin küreselleşmesi yüzey enerjisinde meydana gelen düşüş tarafından teşvik edilir. Tercihli olarak büyüyen ve küreselleşen partiküller çoğunluk itibarı ile martensitik iğneler arası sınırlarda ve öncel ostenit sınırlarında konumlanmıştır, bazı partiküller ise matriste kalır. Sınır bölgeleri, bu bölgelerdeki difüzyonun çok daha kolay olması nedeni ile tercih edilir. Aynı zamanda, sementitin ferrit içerisinde büyümesinin yoğunluktaki düşüş ile ilişkisi vardır, dolayısıyla boşlukların büyüyen sementite yer vermesi gerekir. Boşluklar, ferrit içerisinde yeniden çözünen sementit partiküllerinden uzağa, büyüyen sementit partiküllerine doğru difüze olacaktırlar. Ölçülen aktivasyon enerjileri ($210 - 315 \text{ kJ mol}^{-1}$) karbonun ferrit içerisindeki difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjisinden ($\sim 84 \text{ kJ mol}^{-1}$) çok daha büyüktür ve α -demir içerisindeki öz yayılım (self-difüzyon) için gerekli olan aktivasyon enerjisine ($\sim 250 \text{ kJ mol}^{-1}$) çok daha yakındır. [33]

Orijinal martensit iğne sınırları $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 'ye kadar kararlı kalmaya devam eder, ancak $350 - 600 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığında martensitik iğneler içerisindeki ve aslen düşük açılı sınırlar olan martensitik iğne sınırlarındaki dislokasyonlar kayda değer bir şekilde yeniden düzenlenir. Bu durum, dislokasyon yoğunluğunda dikkat çekici bir düşüşe yol açar ve aynı zamanda orijinal martensitte benzer şekilde yönlenmiş iğnelerin paketleri ile yakından ilgili olan iğne biçimli ferritik tanelere sebebiyet verir. Esasen bir çeşit "toparlanma" prosesi olan bu proses $600 - 700 \text{ }^\circ\text{C}$ arasında yerini yeniden kristalleşmeye bırakır. Yeniden kristalleşme, sınırlarda ve tanelerin içerisinde küresel sementit oluşumu ve eş eksenli ferrit tanelerinin oluşumu ile sonuçlanır. Bu proses düşük karbonlu çeliklerde çok daha kolaylıkla meydana gelir. Yüksek karbon içeriklerinde sementit partiküllerinin artan yoğunluğu ferrit sınırlarını kapatmada çok daha etkilidir, dolayısıyla yeniden kristalleşme çok daha yavaştır. Son proses, devam eden sementit irileşmesi ve ferrit tanelerinin aşamalı büyümesidir. [33]

Şekil 2.33, değişik karbon oranlarındaki çeliklerin $100 - 700 \text{ }^\circ\text{C}$ aralığında 1 saat temperlenmesi sonucu elde edilen sertlik değerlerini göstermektedir. [33]



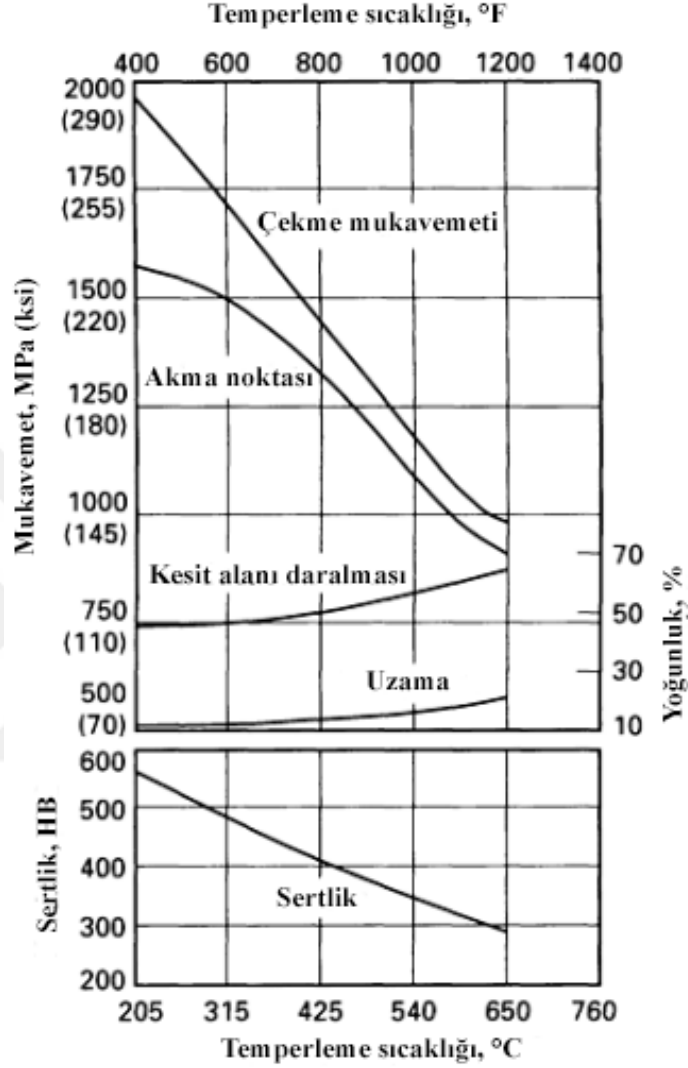
Şekil 2.33: 100 – 700 °C aralığında 1 saat temperlenmiş değişik karbon oranlarına sahip çeliklerin sertlikleri [33].

2.2.4.3. Alaşımli Çeliklerin Temperlenmesi

%5 alaşım elementi ilavesi, bazı özel çelikler hariç ostenitten martensite dönüşüm kinetiğinde ve aynı zamanda perlit reaksiyonunda önemli ölçüde rol oynar. Birçok alaşım elementi TTT eğrisini sağa kaydırarak martensit oluşumuna daha yavaş soğutma hızlarında imkan verir (sertleşme kabiliyetinin artması). Bu, esasen sertleştirilebilirlik özelliği sağlar ve bunun pratik anlamda daha kalın parçaları bütünüyle martensite çevirme imkanı tanır. Alaşım elementlerinin diğer önemli bir etkisi de M_s noktasını aşağı kaydırarak yapıda kalan ostenit miktarını değiştirmesidir. [23,33]

“Martensitik dönüşüm + temperleme” metoduyla sertleştirilen çeliklere alaşım elementlerinin ilavesi, ya sertleştirme kabiliyetini artırma (düşük alaşımli çelikler) ya da temperleme esnasında ikincil sertlik yaratma gayesi ile (takım çelikleri) yapılır. [23]

Şekil 2.34'te alaşımlı bir çeliğin (4340 çelik) mekanik özellikleri üzerinde temperleme sıcaklığının etkisi gösterilmiştir.



Şekil 2.34: Temperleme sıcaklığının yağda soğutulmuş 4340 çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi [25].

A. Düşük Alaşımlı Çeliklerin Temperlenmesi

Esas olarak alaşım elementleri, bu tür çeliklere sertleşme kabiliyetini artırma gayesi ile ilave edilir. Bu tür çeliklerin temperlenmesindeki içyapısal değişiklikler sade karbonlu çeliklerin temperlenmesindeki duruma benzer. Yani sade karbonlu çeliklerin temperlenmesindeki üç safha düşük alaşımlı çeliklerin temperlenmesi için de söz

konusudur. Sadece çökecek ϵ -karbürlerin ve sementitin çökmesi ve büyümesi daha yavaş olur. [23]

Temperlemenin erken aşamalarındaki yapısal değişimlerin takip edilmesi zordur. Ancak, silisyum başta olmak üzere belli alaşım elementlerinin ilavesi ϵ -karbürün yüksek sıcaklıklara kadar yapıdaki varlığını sürdürmesini sağlar. Örneğin, %1 – 2 silisyum ilavesi ϵ -karbürü stabilize ederek kaybolmasını 400 °C'lere kadar geciktirir, hatta silikon oranının daha da artırılması ϵ -karbürün daha yüksek sıcaklıklarda dahi kararlı olmasını sağlayabilir. Literatür bilgileri silisyumun ϵ -karbürün yapısına girdiğini ve ϵ -karbürün hem çekirdeklenmesini hem de büyümesini yavaşlattığını göstermektedir. Silisyumun tersine mangan ve nikel ϵ -karbürün kararlılığını azaltır. Cr, Mo, W, V, Ti, Si gibi alaşım elementleri karbonun martensit kafesinden dışarı çıkış hızını azaltarak martensit tetragonallığının 450 °C'lere, hatta 500 °C'lere kadar yapıda kararlı olarak kalmasını sağlar. [23,33]

Alaşım elementleri aynı zamanda kalıntı ostenit miktarını da büyük ölçüde etkiler. %4 oranında molibden ve %0,2 oranında karbon içeren martensitik hâldeki bir çelik için kalıntı ostenit oranı %2'den az iken, bu oran %1 vanadyum ve %0,2 karbon içeren bir çelikte %5 miktarına kadar çıkmaktadır. [23,33]

Alaşım elementleri 400 – 700 °C arasında (basitçe 4. temperleme safhası) sementitin irileşmesini yavaşlatırlar. Silisyum, krom, molibden ve tungsten gibi başlıca alaşım elementleri sementit içerisinde çözünerek veya sementit – ferrit sınırında segregasyon olarak sementitin Widmanstätten yapısı şeklinde kalmasına neden olur. Ancak bu alaşım elementlerinin esas etkisi yumuşamayı geciktirmesidir. Sade karbonlu çeliklerde sementit 350 – 400 °C sıcaklık aralığında irileşmeye başlar; krom, silisyum, molibden ve tungsten ilavesi bu irileşme aralığını 500 – 550 °C aralığına yükseltir. 500 °C'ye kadar sadece sementit mevcut olup karbür büyüdükçe alaşım elementlerinin bazılarını bünyesinde eritir, bazılarını da dışarı atar. Düşük sıcaklıklardaki temperlemelerde alaşım elementlerinin çok azı sementit içinde olup çoğu ana yapıda katı eriyik hâindedir. 550 °C sıcaklığın üzerinde ise alaşım elementleri difüzyonla sementit içerisinde çözünür. Bu olay sertlikte önemli değişiklik yaratmaz ve temperleme eğrisinde sertlik yükselmesine (ikincil sertliğe) neden olmaz. Çünkü karbür boyutunda önemli değişiklik olmamıştır. [23,33]

B. İkincil Sertlik Gösteren Çeliklerin Temperlenmesi

Sade karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerde 300 °C'nin üzerindeki temperlemeler veya kullanımlar mukavemette önemli düşüŖlere neden olur. 300 °C'nin altındaki temperlemelerde ise yüksek tokluk elde edilemez. Yüksek sıcaklıklardaki kullanımlarda mukavemetlerini kaybetmeyen çeliklere ihtiyaç vardır. Bu tür çeliklerde krom, vanadyum, molibden gibi alaşım elementleri 500 °C'nin üzerindeki temperlemelerde sertlikte bir yükselmenin olmasını sağlarlar. Sertlikteki bu yükselme "ikincil sertleşme" olarak anılır. [23]

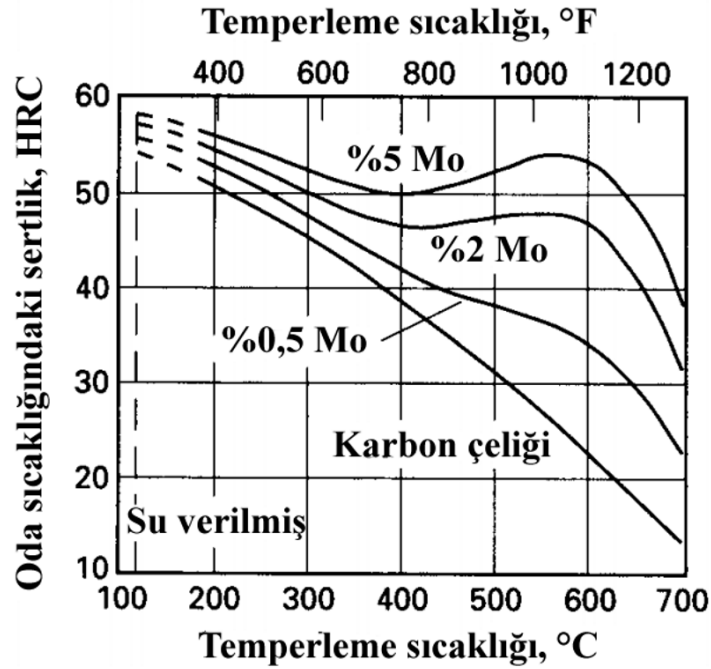
Birçok alaşım elementi çeliklerde termodinamik olarak sementitten daha kararlı olan karbür, nitrür ve borür yapar. Krom, molibden, vanadyum, tungsten ve titanyum kuvvetli karbür yapıcı elementlerdir. Nikel, kobalt, bakır ve silisyum karbür yapmaz. Mangan zayıf bir karbür yapıcıdır ve sementit içerisinde katı eriyik hâlde bulunur. [23]

Eğer çelik içinde karbür yapıcı alaşım elementleri yeterli konsantrasyonda ise bunların daha kararlı olan sementit yerine oluşması normaldir. Bu alaşım karbürleri temperleme esnasında 500 – 600 °C'lere kadar oluşmazlar, çünkü martensitik yapıda yer alan katı eriyik şeklinde olan alaşım elementlerinin difüzyonu arayer katı eriyiğı hâlindeki karbondan çok daha yavaştır. Alaşım elementlerinin difüze olarak karbür oluşturması için 500 – 600 °C'lerin üzerindeki sıcaklıklar gereklidir. [23]

Bu tür çeliklerin 500 °C'lere kadar olan temperleme davranışları sade karbonlu ve düşük alaşımlılar gibidir, yani bu çeliklerde de önce ϵ -karbür oluşur, daha sonra sementit oluşur ve irileşir. 500 °C'nin üzerindeki temperlemelerde ise sade karbonlu çeliklerin üçüncü safhasına ek olarak dördüncü bir safha daha olur ki bu da sementit partiküllerinin katı eriyiğe geçerken yeni alaşım karbürlerinin çekirdeklenmesi safhasıdır. [23]

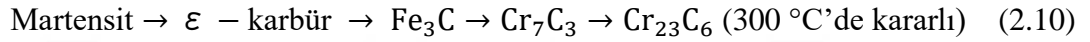
Örneğın, %1 veya %2 civarında molibden, vanadyum, tungsten gibi kuvvetli karbür yapıcı alaşım elementleri içeren çelik yüksek sıcaklıkta ostenitlendiğinde bu alaşım elementleri katı eriyik hâline geçer, daha sonra bu yapı hızlı soğutulursa martensit elde edilir. Molibden, vanadyum, tungsten veya kromu aşırı doymuş katı eriyik hâlinde bünyesinde bulunduran martensit temperlenirse 450 °C'lere kadar sade ve düşük alaşımlı çeliklerin temperlenmesine benzer olaylar meydana gelir (önce ϵ -karbür, sonra

sementit çöker ve büyür). Alaşım elementleri, bu sıcaklıklara kadar olan temperlemelerde ϵ -karbür veya sementitte çok düşük oranlarda yer alan katı eriyik şeklinde bulunabilir, çoğunluğu matriste katı eriyik hâindedir. 450 °C veya yukarıdaki temperleme sıcaklıkları bu elementlerin difüzyonuna neden olur, hatalı yerlerde yeni alaşım karbürleri çekirdeklenir. Başlangıçta alaşım karbürleri ϵ -karbür veya sementit gibi çok ince (angstrom mertebesinde) levha veya iğnemsî biçimdedir ve ana yapı ile kısmen koheranttır. Hatta sözü edilen sıcaklıkta bu alaşım karbürleri sementitten çok ince olmasına rağmen bunların termodinamik kararlılığı sementitten yüksektir ve bunun neticesi olarak sementit çözünür ve yerini alaşım karbürleri alır. Bu oluşan yeni karbürler alaşımı mukavemetlendirirler ve “temperleme sıcaklığı – sertlik” eğrisinde bir yükselmeye neden olurlar (Şekil 2.35’te ikincil sertleşme gösteren molibden alaşımli bir çeliğe ait tipik bir “temperleme sıcaklığı – sertlik” eğrisi görülmektedir). Bu etki ikincil sertleşme diye adlandırılır ve %1-5 civarında molibden, vanadyum, tungsten içeren çeliklerle %12 civarında krom içeren çeliklerde görülür, karbür yapıcı olmayan nikel, kobalt ve silisyum elementlerini içeren çeliklerde görülmez. Silisyum, ϵ -karbür ve sementitin oluşumunu ve büyümesini geciktirir, ferrit içerisinde çözünerek onu kuvvetlendirir. [23]



Şekil 2.35: Molibden alaşımli bir çeliğin ikincil sertleşmesi [40].

İkincil sertleştirme işlemi bir nevi yaşlanma reaksiyonudur, 450 °C sıcaklıklara kadar iyice irileşmiş olan sementit partiküllerinin yerini çok daha ince olan alaşım karbür çökeltileri almaktadır. Bu alaşım karbürün kritik bir boyutunda malzeme maksimum sertliğe erişir ve daha sonra karbür büyüdükçe sertlik düşer. İşlem bir difüzyon hadisesi olup sıcaklık ve zamanın fonksiyonudur. Birçok alaşımlı çelikte ilk oluşan alaşım karbürü kaybolarak yerini başka bir tür alaşım karbüre bırakır. Örnek olarak %0,2 oranında karbon ve %9 krom içeren bir çelik aşağıdaki reaksiyonlarla çeşitli karbürler oluşturur: [23]



Bu tür çelikler de sade ve düşük alaşımlı yapı çelikleri gibi (daha yüksek temperleme sıcaklıklarında olmak kaydıyla) dislokasyon yoğunluğu azalması ve yeniden kristalleşme gösterirler. [23]

2.2.5. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Çelik ostenit, ferrit ve sementit ile ilişkili olacak şekilde alaşım elementleri ve empüriteler içerir. Alaşım elementleri ve ısıtılma işleminin kombine etkileri çok sayıda farklı mikroyapı ve özellik elde edilmesini sağlar. Mamafih bir tek alaşım elementinin pratikteki veya malzeme karakteristiği üzerindeki etkisinin diğer bir alaşım elementinin etkisi tarafından değişikliğe uğrayacağı göz önünde bulundurulmalıdır. [38]

Alaşım elementleri, matris üzerindeki etkileri bakımından iki gruba ayrılabilirler:

- γ -alanını genişleterek ostenit oluşumunu teşvik edenler (nikel, kobalt, mangan, bakır, karbon ve azot gibi). Bu elementler “ostenit dengeleyiciler” olarak adlandırılır. [38]
- γ -alanını daraltarak ferrit oluşumunu teşvik edenler (silisyum, krom, tungsten, molibden, fosfor, alüminyum, kalay, antimon, arsenik, zirkonyum, niyobyum, bor, kükürt ve seryum gibi). Bu elementler “ferrit dengeleyiciler” olarak adlandırılır. [38]

Alaşım elementleri çeliğin içeriğindeki karbon ile etkileşimleri açısından iki grup altında incelenebilir:

- Karbür yapıcı elementler (mangan, krom, molibden, tungsten, vanadyum, niyobyum, titanyum ve zirkonyum gibi). Bu elementler düşük konsantrasyonlarda sementitin içerisinde katı eriyik hâde bulunur. Yüksek konsantrasyonlarda ise daha kararlı alaşım karbürler oluştururlar (mangan, farklı olarak sadece sementit içerisinde özünür). [38]
- Karbür yapıcı olmayan elementler (nikel, kobalt, bakır, silisyum, fosfor ve alüminyum gibi). Bu elementler elik içerisindeki karbürden bağımsızdır ve normalde matris içerisinde bulunur. [38]

2.2.5.1. Karbon

Çelikteki gerek duyulan karbon miktarı üretilebilecek elik tipi konusunda en belirleyici faktördür. Kaynar eliklerin karbon içeriği arttıkça yüzey kalitesi kötüleşir. %0,15 – 0,30 C aralığındaki sönmüş çeliklerin yüzey kalitesi nispeten kötüdür ve daha düşük veya daha yüksek oranda karbon içeriğine sahip olan çeliklerle kıyaslanabilecek bir yüzey kalitesi için özel işlemlere ihtiyaç duyarlar. [38]

Karbon, katılaşma sırasında makro segregasyona (aşırı olmayacak bir şekilde) eğimlidir. Büyük sıklıkla karbonun önemi diğer alaşım elementlerinden çok daha büyüktür. Karbon, çelikteki kusurlu bölgelerde (tane sınırları ve dislokasyonlar gibi) segreg olmaya güçlü bir şekilde eğimlidir. Karbür yapıcı elementler karbonla etkileşime geçebilir ve alaşım karbürleri oluşturabilirler. Karbon, ostenitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler ile mar-yaşlandırma çelikleri ve arayer atomsuz çelikler haricinde bütün çelikler için ana sertleştirme elementidir. Karbonun çeliklerdeki sertleştirme etkisi katı eriyik sertleşmesi ve karbür dispersiyonu sertleşmesi mekanizmalarını kapsar. Çelikteki karbon oranı arttıkça sertlik de artar, fakat süneklik ve kaynaklanabilirlik düşer. [38]

2.2.5.2. Mangan

Mangan, aslında bütün çeliklerde %0,30 veya daha fazla oranda bulunan bir alaşım elementidir. Mangan esasen bir oksijen ve sülfür gidericidir. Makro segregasyona yatkınlığı diğer yaygın alaşım elementlerine göre düşüktür. Mangan bütün karbon oranları için yüzey kalitesi açısından faydalıdır (karbon oranı aşırı düşük olan kaynar

çelikler hariç) ve sıcak kırılma riskinin düşürülmesi bakımından olumlu etkiye sahiptir. Mangan tercihen dökülebilirliği ve kaynaklanabilirliği etkiler. [38]

Mangan zayıf bir karbür yapıcıdır, sadece sementit içerisinde çözünür ve çeliklerde alaşım sementiti oluşturur. Mangan, ostenit yapıcı özelliktedir. Yüksek oranlardaki mangan (>%2) su verme sırasında çeliğin kırılmaya ve şekil bozukluğuna olan eğilimini artırır. Manganın alaşım elementi olarak çeliğin içerisindeki varlığı tane sınırlarına segregasyon olan ve temper gevrekliğini tetikleyen fosfor, kalay, antimon ve arsenik gibi empüriteleri artırır. Mangan sülfür (MnS) oluşturarak demir sülfür tarafından neden olunan gevrekliğin ortaya çıkmasını engeller. [38,41]

2.2.5.3. Silisyum

Silisyum, çelik üretiminde kullanılan başlıca oksijen gidericilerden bir tanesidir, bu yüzden silisyum içeriği aynı zamanda üretilen çeliğin türü üzerinde belirleyicidir. Durgun çelikler %0,60 oranına kadar silisyum içerebilirler. Kaynar çeliklerde bu oran %0,10'dan azken, yarı durgun çelikler ise ortalama miktarda silisyum içerirler. [38]

Silisyum, %0,30 oranının altındayken ferrit içerisinde tamamen erir ve çeliğin mukavemetini süneklikten büyük bir kayıp olmaksızın yükseltir. Silisyum oranı %0,40 seviyesinin üzerine çıktığında ise sade karbonlu çeliklerde süneklik özelliği bakımından kayda değer bir düşüş meydana gelir. [38]

Eğer silisyum elementi mangan veya molibden ile birlikte mevcutsa çeliğe muazzam bir sertleşebilirlik kabiliyeti kazandırır. Silisyum ilavesi ile krom – nikel ostenitik çeliklerindeki gerilimli korozyon saf dışı kalabilir. Isıl işlem görmüş çeliklerde silisyum çok önemli bir alaşım elementidir ve sertleşebilme kabiliyeti, aşınma dayanımı, elastik limit ve akma dayanımı özelliklerini iyileştirir. Silisyum karbür yapıcı olmayan bir elementtir ve sementit veya karbürlerden bağımsızdır, martensit içerisinde çözünür ve martensitin parçalanmasını 300 °C'ye kadar geciktirir. Bazı özel çeliklere ilave edildiğinde bu çeliklerin elektrik ve manyetik özelliklerini geliştirir. Silisyum, dekarburizasyona karşı olan duyarlılığı artırabilir. [38,41]

2.2.5.4. Fosfor

Fosfor, katılma sırasında segregasyon olur fakat bu segregasyona karbon ve kükürttten daha düşük kapsamlıdır. Fosfor ferrit içerisinde çözünür ve çeliklerin mukavemetini ve sertliğini artırır. Fosfor oranı arttıkça süneklikte ve toklukta düşüşler meydana gelir ve soğuk gevreklik artar. [38]

Fosfor, tane sınırlarına segregasyon olmaya çok güçlü bir şekilde eğilimlidir ve alaşımlı çeliklerde temper gevrekliğine sebep olur. Fosfor aynı zamanda sertleşebilirlik kabiliyetini artırır ve martensit benzeri silisyum fazının parçalanmasını geciktirir. Yüksek fosfor içeriği, talaşlı işlenebilirliği geliştirmek amacı ile düşük karbonlu otomat çeliklerinde tercih edilir. ~%0,1 karbon içeren düşük alaşımlı yapı çeliklerinde fosfor mukavemeti ve atmosferik korozyon direncini artırır. Ostenitik krom – nikel çeliklerinde fosfor ilavesi çökeltici etkiye sebep olabilir ve akma sınırını yükseltebilir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde katı eriyik sertleşmesi işleminin ardından fosforun tane sınırlarına segregasyonu sonucu tane sınırı korozyonuna yol açabilir (güçlü oksitleyicilerin varlığında). Fosfor genel olarak birçok çelikte empürite olarak değerlendirilir, özellikle dökme demirlerde yüksek oranlardaki fosfor istenmeyen bir bileşik olan demir fosfür (Fe_3P) oluşumuna yol açar. [38,41]

2.2.5.5. Kükürt

Yüksek miktarlardaki kükürt, taneleri saran ağ görünümlü sülfür ötektikleri nedeniyle sıcak gevrekliğe yol açar. Kükürt enine olan süneklik, darbe tokluğu, kaynaklanabilirlik ve yüzey kalitesi açısından zararlı etkileri olan bir alaşım elementidir, ancak boyuna olan mekanik özelliklere olan etkisi düşüktür. [38]

Kükürt, tane sınırlarında segregasyon olmaya çok yatkındır ve alaşımlı çeliklerde sıcak sünekliğin düşmesine yol açar. Ancak talaşlı işlenebilirliğin artırılması amacı ile otomat çeliklerine %0,08 – 0,33 aralığındaki bir oranda kasıtlı olarak ilave edilir. [38]

Kükürt, rulman çeliklerinde yorulma ömrünü uzatır. Çünkü MnS inklüzyonlarının termal genişleme katsayısı matrisin termal genişleme katsayısından daha büyüktür, fakat oksit inklüzyonlarının termal genişleme katsayısı matrisin termal genişleme katsayısından daha küçüktür; MnS inklüzyonları oksitlerin üzerini kaplar, böylece çevreleyen matristeki çekme gerilimini düşürür. [38]

2.2.5.6. Alüminyum

Alüminyum, tane küçültücü ve oksijen giderici olarak yaygın bir şekilde kullanılır. Azot ile birlikte çok sert nitrürler yaptığından genellikle nitrürlenmiş çeliklerde alaşım elementi olarak tercih edilir. Alüminyum, çeliklerin pullanmaya karşı olan direncini artırır ve bu yüzden ısı dirençli çeliklere ve alaşımlara ilave edilir. Çökme sertleşmesi uygulanacak paslanmaz çeliklerde alüminyum, çökme sertleşmesini sağlamak üzere alaşım elementi olarak kullanılabilir. Aynı zamanda mar-yaşlandırılmış çeliklerde de kullanılır. Alüminyum, korozyona karşı dirençli olması beklenen düşük karbonlu çeliklerde korozyon direncini artırır. Bütün alaşım elementleri arasından alüminyum, su verme öncesinde tane büyümesini kontrol etmede en etkili elementlerden bir tanesidir. Alüminyum, istenmeyen alümina inklüzyonları (alüminyum oksit) oluşturabilir. [38,41]

2.2.5.7. Azot

Azot, γ -alanını genişleten alaşım elementleri grubundaki elementlerden biridir. Ostenitik yapıyı genişletebilir ve stabilize edebilir. Azot, ostenitik çeliklerde kısmen nikelin yerini alabilir. Eğer nitrür yapıcı elementler olan vanadyum, niyobyum ve titanyum yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklere ilave edilirse kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma sırasında ince nitrür ve karbonitrürler oluşur. Azot, çökelmeye veya katı eriyik sertleşmesine neden olacak şekilde mikro-alaşımlama çeliklerinde veya ostenitik paslanmaz çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılabilir. Azot, düşük karbonlu çeliklerde gerinim yaşlanması, su verme yaşlanması ve mavi gevrekliği tetikler. [38]

2.2.5.8. Krom

Krom orta seviyeli bir karbür oluşturunucudur. Düşük Cr/C oranlarında yalnızca alaşımlanmış sementit $(Fe,Cr)_3C$ oluşturur. Cr/C oranı yükselirse krom karbürler olan $(Cr,Fe)_7C_3$ veya $(Cr,Fe)_{23}C_6$ veyahut her ikisi birden meydana gelecektir. Krom, çeliklerin sertleşme kabiliyetini ve korozyon direncini yükseltir, yüksek sıcaklık dayanımını ve yüksek basınç hidrojenasyon özelliklerini geliştirir, yüksek karbon oranlarında abrazif aşınma direncine olumlu etki yapar. Krom karbürler serttir ve aşınmaya karşı dirençlidir. Karmaşık krom – demir karbürler ostenitte çözeltiye yavaş şekilde geçer; bu nedenle su verme işlemi yapılmadan önce, çözeltinin oluşabilmesi için

ısıtım işlem sıcaklığında tutma süresini uzatırlar. Krom ilavesi fosfor, kalay, antimon ve arsenik gibi tane sınırlarına segregasyon yapan ve temper gevrekliğini teşvik eden empüriteleri artırır. [38]

2.2.5.9. Nikel

Nikel çeliklerde karbür yapıcı olmayan elementlerdendir. Bunun yanında, γ -alanını genişletir ve ostenit yapıcı alaşım elementi olarak kategorize edilir. Nikel sertleşme kabiliyetini yükseltir. Nikelin krom ve molibden ile kombinasyonu ile çeliklerde daha yüksek bir sertleşme kabiliyeti, tokluk ve yorulma dayanımı elde edilir. Ferrit içerisinde çözünen nikel, tokluğu artırırken kırılma görünümü geçiş sıcaklığını ($KGGS_{50}$) düşürür. Nikel, oksitleyici olmayan asit ortamındaki krom – nikel ostenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncini yükseltir. Nikel ilavesi kritik soğuma hızını düşürür. Nikelin etkilerinden biri de kalıntı ostenit miktarını düşürmesidir. [35,38]

2.2.5.10. Molibden

Molibden elementi karbür yapıcı olarak bilinir. Sementit içerisinde düşük miktarda çözüdür. Çelikteki molibden oranı yeterince yüksek iken molibden karbür oluşumu söz konusudur. Molibden, su verilmiş çeliklerin temperlenmesi sırasında ikincil sertliğin ortaya çıkması için çalışır. Molibdenin, yüksek sıcaklıklardaki düşük alaşımlı çeliklerin sürünme dayanımını artırıcı etkisi vardır. [38]

Molibden ilavesi çeliğin ince taneli olmasını sağlar, sertleşme kabiliyetini artırır ve yorulma dayanımına olumlu etki yapar. %0,20 – 0,40 aralığındaki bir oranda molibden içeren alaşımlı çeliklerin temper gevrekliği göstermesi gecikir, ancak molibdenin temper gevrekliğini tamamen ortadan kaldırmaya etkisi yoktur. Molibden, korozyon direncini artırıcı özelliğe sahiptir ve yüksek alaşımlı ferritik paslanmaz çelikler ile krom – nikel ostenitik paslanmaz çeliklerinde yüksek miktarlarda kullanılır. Yüksek molibden oranları paslanmaz çeliklerin oyuk oluşumuna karşı olan yatkınlığını azaltır. Molibden, yüksek sıcaklıklarda ostenitik çelikler için katı eriyik sertleşmesi sağlama bakımından çok güçlü bir özelliğe sahiptir. Genel olarak alaşımlı çelikler için oldukça önemli bir alaşım elementidir. [38]

2.2.5.11. Tungsten

Tungsten güçlü bir karbür yapıcıdır. Çeliklerdeki tungstenin bu özelliği molibdeninkine oldukça benzerdir. Tungsten, sementit içerisinde çok az çözünür. Alaşımli çeliklerde tungsten miktarının artmasıyla tungsten tarafından çok sert, abrazyona dirençli karbürler oluşturulur. Tungsten, su verilmiş çeliklerin temperlenmesi sırasında ikincil sertlik oluşumunun lehinde çalışır. Tungstenin sıcak mukavemeti ve sıcak sertliği artırıcı etkisi vardır, böylece çeliğin kesilebilirlik özelliğini de artırır. Yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini engeller. Tungsten ve molibden yüksek hız çeliklerinin ana alaşım elementleridir. Ancak bu iki alaşım elementi pullanma direncini olumsuz etkilerler. [38]

2.2.5.12. Vanadyum

Güçlü karbür yapıcı alaşım elementlerinden bir tanesi de vanadyumdur. Vanadyumun yalnızca çok az miktarı sementit içerisinde çözünür. Vanadyum ostenit içerisinde çözünür, sertleşebilirlik özelliğini güçlü bir şekilde artırır, fakat çözülmüş vanadyum karbürler sertleşebilirlik özelliğini düşürür. Vanadyum tane küçültücü özelliğe sahiptir, çeliğe sertlik ve tokluk özellikleri verir. İnce vanadyum karbür ve vanadyum nitrürler, kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma sonrası mikro alaşımli çeliklerde güçlü bir dispersiyon sertleşmesi etkisi yaratır. Vanadyum, temperlemede çok güçlü bir ikincil sertleşme etkisi sağlar, böylece yüksek hız çeliklerinde sıcak sertliği ve dolayısıyla kesilebilme kabiliyetini artırır. Vanadyum yorulma dayanımını artırır ve çentik duyarlılığını yükseltir. [38]

Vanadyumun, aşınma direncini artırıcı etkisi vardır. Yüksek sıcaklık dayanımını artıran vanadyum, ilave alaşım elementi olarak çoğunlukla yüksek hız çeliklerinde, sıcak dövme çeliklerinde ve sürünme dirençli çeliklerde kullanılır. Vanadyumun alaşım elementi olarak çeliklerdeki bir diğer etkisi ise kaynaklanabilirlik kabiliyetini artırmasıdır. Vanadyumun molibdenli rulman çeliklerinde varlığı temper gevrekliğinin ortaya çıkma hızını düşürür. [38]

2.2.5.13. Niyobyum ve Tantal

Niyobyum ve tantal oldukça güçlü birer karbür ve nitrür oluşturunucudur. Az miktarlardaki niyobyum ince nitrürler ve karbonitrürler oluşturur, tane boyutunu küçültücü yönde etki yapar, böylece çeliklerin akma dayanımını artırır. Niyobyum mikro alaşımli çeliklerde kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma pratikleri yoluyla

yüksek mukavemet ve iyi tokluk özellikleri sağlamak için yaygın şekilde kullanılır. Ostenitteki %0,03 oranında niyobyum orta karbonlu çeliklerin akma dayanımını 150 MPa seviyelerine kadar yükseltir. Niyobyum içerikli su verilmemiş ve temperlenmiş çelikler (mikro alaşımlı orta karbonlu çelikler ve düşük alaşımlı beynitik çelikler) çok gelişmiş bir mukavemet ve tokluk kombinasyonu sunarlar. Niyobyum krom – nikel ostenitik çeliklerinde taneler arası korozyonu saf dışı bırakmak için kullanılan bir stabilizatördür. [38]

2.2.5.14. Titanyum

Güçlü karbür ve nitrür yapıcı alaşım elementlerinden bir diğeri titanyumdur. Titanyumun etkileri niyobyum ve vanadyumun etkileri ile benzerdir, fakat titanyum karbür ve nitrürler niyobyum ve vanadyumun karbürleri ve nitrürlerine oranla daha stabildir. Titanyum, taneler arası korozyonu engellemek için ostenitik paslanmaz çeliklerde karbür yapıcı olarak yaygın şekilde kullanılır. Mar-yaşlandırılma çeliklerinde titanyum ilavesi ile yaşlanma sertleşmesini sağlayan intermetalik bileşikler oluşur. Titanyum, özel nitrürler oluşturarak sürünme dayanımını artırır. [38]

Titanyum, niyobyum ve vanadyum alaşım elementleri tane büyümesini yavaşlatan efektif elementlerdir, çünkü bu elementlerin nitrürleri ve karbürleri oldukça stabildir ve bunların ostenit içerisinde çözünmesi zordur. Eğer titanyum, niyobyum ve vanadyum ostenit içerisinde çözünürse, mangan ve kromun bulunması durumunda alaşımlı çeliklerin sertleşme kabiliyeti artar. Mangan ve krom çeliklerdeki titanyum, niyobyum ve vanadyum karbürlerin stabilitesini düşürür. [38]

Çeliklere titanyum ilavesi, vanadyumun karbür ve nitrürlerinin çökeltme sertleşmesi etkisini önemli ölçüde düşürür, ancak niyobyumun karbür ve nitrürleri için gözlemlenebilir bir etki söz konusu değildir. Vanadyum nitrürün çökeltme sertleşmesi etkisi, bu nitrürlerin oluşumu için mevcut olan azot miktarına sıkı bir şekilde bağlıdır; dolayısıyla, titanyum ilavesi sonucu çökeltme sertleşmesi özelliğinde meydana gelen gerilemenin nedeni olarak titanyumun yapıdaki azotu titanyum nitrür oluşturmak üzere tüketmesidir. [42]

2.2.5.15. Kobalt

Kobalt, çelikte karbür yapıcı olmayan bir alaşım elementidir. Karbon çeliklerinin sertleşme kabiliyetini düşürür, ancak krom ilavesi ile birlikte krom – molibden alaşımli çeliklerin sertleşme kabiliyetine olumlu yönde etki yapar. Kobalt, martensitik geçiş sıcaklığını (M_s) yükseltir, alaşımli çeliklerdeki kalıntı ostenit oranını düşürür. Kobalt, çökeltme sertleşmesi özelliğini artırıcı etkiye sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini yavaşlatır, temperlemede tutma süresini kayda değer ölçüde yükseltir, yüksek sıcaklık mukavemetini artırır, böylece takım ömrü de artmış olur. Kobaltın kullanımı genellikle yüksek hız çelikleri, sıcak şekillendirme takım çelikleri, mar-yaşlandırma çelikleri, sürünme dirençli çelikler ve yüksek sıcaklık malzemeleri ile sınırlıdır. [38]

2.2.5.16. Bakır

Bakır, çok sayıda çelik için büyük bir sıklıkla empürite olarak değerlendirilir, çünkü sıcak gevrekliği teşvik eder. Bakır, segrege olmaya orta derecede eğilimli olan bir alaşım elementidir. %0,30'un üzerindeki bakır çökeltme sertleşmesi sağlar. Bakır, sertleşme kabiliyetini yükseltir. Çelikte kayda değer miktarda bulunan bakırın sıcak şekillendirme operasyonlarında belirleyici etkisi vardır. Bakır, yüzey kalitesi açısından zararlı bir bileşendir ve kükürtlü çeliklerde hâlihazırda var olan yüzey kusurlarının daha da artmasına neden olur. Bunlarla birlikte, bakır (%0,20'den fazla olduğunda) atmosferik korozyon direncini artırıcı bir rol oynar, alaşımli ve düşük alaşımli çeliklerde çekme özelliklerine olumlu yönde etki eder. Ostenitik paslanmaz çeliklerde %1'in üzerindeki bir bakır içeriği H_2SO_4 ve HCl korozyonları ile stres korozyonuna karşı direnç özelliği sağlar. Bakırın karbür oluşturma özelliği yoktur. [38,41]

2.2.5.17. Bor

Bor, tane sınırlarında segrege olmaya güçlü bir yatkınlığı olması sebebiyle çok düşük miktarlardayken (%0,0005 – 0,0035) çeliklerin sertleşme kabiliyeti üzerinde başlatıcı bir etkiye sahiptir. Borun çeliklerdeki segregasyonu denge dışı bir segregasyondur. Bor, aynı zamanda diğer alaşım elementlerinin sertleştirme özelliklerini de artırır. [38]

Bor, bazı daha pahalı alaşım elementlerinin yerine oldukça ekonomik bir alternatif olarak kullanılır. Borun yararlı özellikleri sadece az ve orta karbonlu çeliklerde belirgindir. Bor alaşımli çeliklerin kaynaklanabilirlik özelliği borun kullanımı için diğer

bir sebeptir. Ancak yüksek miktarlardaki bor, çeliğin gevrekleşmesine ve şekillendirilemez olmasına yol açar. [38]

2.2.5.18. Zirkonyum

Zirkon, çeliklere sülfürlerin şeklini kontrol etmek için (yuvarlak, deforme olmayan zirkonyum sülfürler elde etmek için) ilave edilir. Güçlü bir oksijen gidericidir. Zirkonyum oksit oluşturur. Güçlü bir karbür ve nitrür yapıcıdır. Yüksek sıcaklıklardaki mekanik özellikleri iyileştirir. [35,41]

2.2.5.19. Kurşun

Çelik içerisinde çözünmez. Özel kurşunlu çeliklere talaşlı işlenebilirlik özelliğini artırmak üzere ilave edilir. [41]

2.2.5.20. Kalay

Kalay çelikler için empüritedir. Tane sınırlarında segregasyon olmaya çok kuvvetli bir şekilde yatkındır ve temper gevrekliğine yol açar. [38,41]

Düşük miktarlarda bakır içeren sürekli döküm çeliklerinin yüzey kalitesi üzerinde belirleyici bir etkiye sahiptir. Az miktardaki kalay ve bakır aynı zamanda sıcak dövülebilirlik özelliğine olumsuz etki yapar. [38,41]

2.2.5.21. Antimon

Antimon, soğutma işlemi sırasında segregasyon olmaya çok yatkındır. Sürekli döküm çeliklerinin yüzey kalitesi üzerinde belirleyici etkiye sahiptir. Aynı zamanda tane sınırlarına segregasyon olmaya eğilimi yüksektir ve alaşımlı çeliklerde temper gevrekliğine neden olur. [38]

2.2.5.22. Kalsiyum

Sülfürlerin şeklini kontrol etmek için ilave edilir. Kuvvetli bir oksijen gidericidir. Kalsiyum oksit ve kalsiyum alüminat inklüzyonları oluşturur. [41]

2.3. AŞINMA

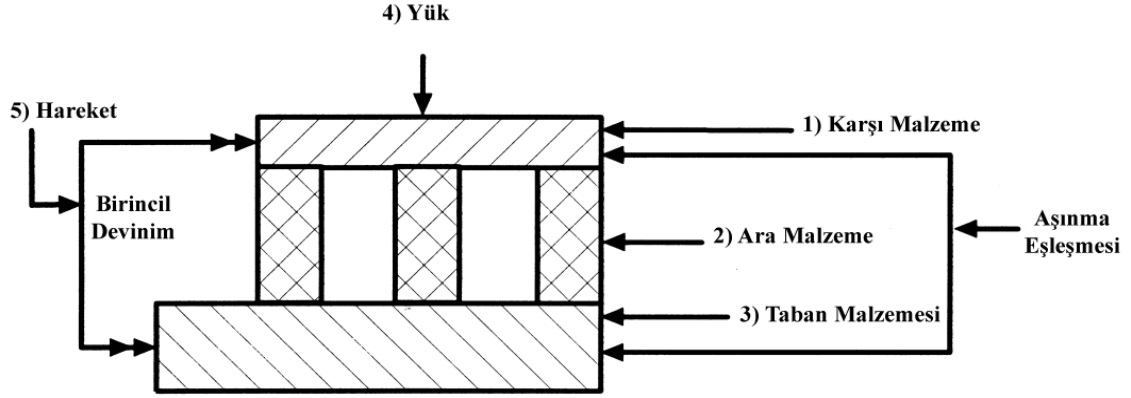
Literatürde aşınma için değişik bütünlük ve kesinlikte tanımlar bulunabilmektedir. Ancak, genel mühendislik gayeleri göz önünde bulundurulduğunda şu tanım uygun olacaktır: Aşınma, bir yüzeyde herhangi bir başka maddeye göre olan nispi hareket tarafından meydana getirilen ilerleyici hasardır. Bu tanım ile ima edilenlerin ve ihmal edilenlerin neler olduğunun göz önünde bulundurulması gerekir. Bir kilit nokta şudur ki aşınma bir hasardır ve bu hasar yüzeyden malzeme kaybı ile sınırlı değildir. Bununla birlikte, malzeme kaybı bir parçanın aşınabilmesinin yollarından biridir. Yapılan bu aşınma tanımına dahil olan bir diğer aşınma yolu ise malzemenin hareket sonucu kütle kaybı olmadan hasara uğramasıdır. Tekrar eden çekiçleme gibi işlemler ile meydana gelen plastik deformasyon sonucu malzeme geometrisinde veya boyutlarında oluşan değişimler buna örnek olarak verilebilir. Bu aşınma tanımının kapsadığı üçüncü bir aşınma yolu vardır ki bu yolla yüzeyde meydana gelen hasar herhangi bir kütle kaybına veya boyutsal değişikliğe neden olmaz. Bu aşınma hasarına örnek olarak yüzeyde çatlak ağları oluşumu gösterilebilir. Bu tür bir hasar, optik saydamlığın mühendislik açıdan kritik olduğu durumlar için önemsenebilir. [43]

Bahsedildiği üzere, aşınma sadece malzeme kaybı ile sınırlandırılmaz, ancak aşınma hasarı eğer kesintisiz uygulanmaya devam ederse bir zaman sonra malzeme kaybı ile sonuçlanacaktır. Aşınma, malzemedeki süregelen değişimlerin malzemenin performansına olan olumsuz etkileri bakımından düşünüldüğünde yukarıda yapılan aşınma tanımı mühendislik açısından oldukça doyurucudur. Aşınmayı mühendislik yaklaşımı ile şu şekilde tanımlamak da mümkündür: Aşınma, yüzeyin bir başka yüzey, cisim veya sıvı ile mekanik etkileşimi sonucu yüzeyde meydana gelen hasardır. [43]

Aşınmaya sebep olan aşınma ortamı DIN 50320’de tanımlanmıştır. DIN 50320’ye göre aşınma malzemenin içsel bir özelliği değil, bir sistem özelliğidir. Dolayısıyla malzemenin performansı, ilgili aşınma sistemine (Şekil 2.36) bağlı olacaktır. Belli bir aşınma ortamında aşınma ancak şu koşullar sağlandığında meydana gelir: [44]

- Aşınmaya sebep olan bir “karşı malzeme” (1), “taban malzemesi” (3) ile veya (benzer ya da farklı özellikteki) bir “ara malzeme” (2) ile temas hâlinindedir. Bu kombinasyondan “aşınma eşleşmesi” olarak bahsedilebilir. [44]

- Yük altındaki eşleşen sistem parçaları arasında nispi bir hareket (5) söz konusudur. Bu hareket ile yük faktörleri birlikte “birincil devinimler” (primer aksiyonlar) olarak anılırlar. [44]



Şekil 2.36: Aşınma sistemi (DIN 50320) [44].

Kayma veya yuvarlama etkisinin olduğu durumlarda aşınma ile birlikte düşünülmesi gereken terimlerden biri sürtünmedir. Sürtünme, temas hâlindeki iki cisim arasında ortaya çıkan kuvvettir ve bu iki cismin nispi hareketine karşı koymaya çalışır. Ara yüzeye teğettir ve yönü hareket (veya başlatılacak hareket) yönüne zıttır. Genel olarak sürtünme kuvvetinin büyüklüğü sürtünme katsayısı (μ) tarafından tanımlanır. Sürtünme katsayısı, sürtünme kuvvetinin (F_s) iki cismi birbirine iten normal yüke (F_n) oranı ile belirlenir. [43]

$$\mu = \frac{F_s}{F_n} \quad (2.11)$$

Aşınma, malzeme kaybı ile sınırlı bir hasar çeşidi olmamakla birlikte, malzeme kaybının yaşandığı durumlar bazında detaylı değerlendirmeler yapmak doğru olacaktır. Malzeme kaybı söz konusu olduğunda aşınma hızı (W) geleneksel olarak şu bağıntı ile ifade edilir: [45]

$$W = \frac{V}{d} \quad (2.12)$$

Bu bağıntıdan aşınma hızı birimi olarak m^2 elde edilmektedir. Burada “V” temas yüzeyinden ayrılan malzemenin hacmi ve “d” ise kayma mesafesidir. Pratik olarak daha kullanışlı bir nicelik ise spesifik aşınma hızıdır (Ω): [45]

$$\Omega = \frac{W}{A_n} \quad (2.13)$$

Burada A_n aşınan yüzeylerin nominal alanıdır. Spesifik aşınma hızı birimsiz bir niceliktir. Bu nicelik, normal kuvvet F_n 'nin nominal alana (A_n) bölünmesi ile elde edilen yükleme basıncının (P) artması ile artar: [45]

$$k_a = \frac{W}{F_n} = \frac{\Omega}{P} \quad (2.14)$$

k_a niceliği (birimi: MPa^{-1}) nispi hareket yapan parçaların aşınma eğilimini ifade eder. Yükleme basıncı sabitken yüksek k_a değeri, daha hızlı aşınma anlamına gelir. [45]

Yükleme basıncı P , tasarım tarafından belirlenen bir niceliktir. Bir yüzeyin, statik temas basıncına karşı gösterdiği direnç o yüzeyin sertliği ile ilişkilidir. Dolayısıyla maksimum yükleme basıncı (P_{maks}) yumuşak yüzeyin sertliği ile ölçülür: [45]

$$P_{maks} = C.H \quad (2.15)$$

Burada C bir sabittir. Bu bilgilerle yükleme yüzeyinin aşınma hızı şu şekilde yazılabilir: [45]

$$\Omega = k_a P = C \left(\frac{P}{P_{maks}} \right) k_a H \quad (2.16)$$

Bu bağıntıda iki çeşit malzeme özelliği görülmektedir: aşınma sabiti k_a ve sertlik H . Birimsiz nicelik olan aşınma katsayısı (K) şu şekilde bulunur: [45]

$$K = k_a H \quad (2.17)$$

Düşük aşınma hızı yüksek sertlik ile ilişkilidir. Aşınmanın önem teşkil ettiği yerlerde kullanılacak en iyi malzemeler belli bir yükleme basıncı P değeri için en düşük k_a değerine sahip olan malzemelerdir. [45]

Aşınma katsayısı, aşınma hakkında değerli bilgiler sağlar. Aşınma katsayısının sağladığı bu değerli bilgiler şu şekilde sıralanabilir: [44]

- *Aşınma ömrü*: Belli bir aşınma tipi, malzeme ve kayma mesafesi (d) verildiğinde aşınan hacim, literatürdeki “K” değerleri kullanılarak V/d oranının hesaplanmasıyla tahmin edilebilir. Hacim kaybının tersi aşınma faktörüdür. Aşınma faktörü, malzemenin aşınmadan dolayı kullanılamaz hâle gelmesine kadar geçen süre olan aşınma ömrünün bir göstergesidir. [44]
- *Aşınma tipi*: Ölçülen “K” değerlerinin literatürdeki verilerle veya deneysel olarak elde edilmiş “K” değerleri ile mukayese edilmesiyle aşınma tipini belirlemek mümkündür. [44]
- *Uygun malzeme ve uygun yağlama sistemi*: Kabul edilebilir maksimum aşınma hızı, arzu edilen malzeme ömrü ve yükleme şartları belirlendiğinde aşınma katsayısı değeri kullanılarak uygun malzeme ve uygun aşınma sistemi önerilebilir. [44]
- *Hareket türünün belirlenmesi*: Belli bir aşınma tipi için, “K” değeri hareket türünü saptamak için kullanılabilir. [44]
- *Kompozit sistemlerde stres dağılımı mukayesesi*: “K” değerleri kullanılarak bir kompozit sistemdeki stres dağılımları mukayese edilebilir. [44]

Aşınmanın doğasının anlaşılması ve aşınmayla ilgili çalışmaların makul bir kolaylıkta yapılabilmesi için sınıflandırma yapılmalıdır. Birçok farklı aşınma mekanizması öne sürülmüş olmasına rağmen aşınma mekanizmaları hakkında sıkı bir genel kabul yoktur. [46]

DIN 50320 standardında değişik aşınma mekanizmalarına bağlı değişik aşınma prosesleri belirtilmiştir (Tablo 2.4). Ancak bu sınıflandırma birçok başka çeşit aşınma tipini (erozyon ve korozyon aşınması gibi) içermediğinden dolayı yeteri kadar kapsamlı değildir. [44]

Tablo 2.4: Mekanizmalarına göre aşınma tiplerinin sınıflandırılması [44].

Aşınma Tipi	Mekanizma
Adezyon	Moleküler kuvvetlerin hareketi ile yüzeyler arası adezyon bağlarının oluşması
Abrazyon	Kazınma sonucu oluk oluşumu, mikro yontma prosesi
Yüzey yorulması	Değişik şiddetlerde ve yönlerdeki stres ve gerinimler nedeniyle yüzeyde çatlak oluşumu
Tribolojik reaksiyon	“Taban malzemesi” ve “karşı malzeme” arasındaki tribolojik hareket ile dış ortamla reaksiyonun birleşik etkisi sonucu reaksiyon ürünleri oluşumu

Tablo 2.5’te aşınma için değişik etkileşim ortamlarını baz alan bir sınıflandırma sistemi görülmektedir. Bu sınıflandırma adezif, abrazif, korozif, erozif, termal aşınma ile kavitasyon ve yorulma aşınmalarını kapsamaktadır. Bu aşınma tiplerinin kontrol altına alınması yüzey özelliklerini değiştirmek suretiyle mümkündür. Ancak, özel bir aşınma türünü azaltmaya odaklanmış yüzey modifikasyonunun, yüzeyi diğer aşınma türlerine karşı da kesinlikle dayanıklı hâle getireceği kaidesi bulunmamaktadır. [44]

Tablo 2.5: Aşınma tiplerinin çevresel etkileşim bazında sınıflandırılması [44].

Aşınma Tipi	Etkileşim Ortamı	Kontrol
Adezif	Benzer veya benzer olmayan malzeme	Yüzey özelliklerini değiştirmek, yağlama
Abrazif	Katı partiküller	Yüzey özelliklerini değiştirmek
Erozif	Akışkan ortam içerisinde asılı partiküller	Tampon plaka kullanarak partiküllerin çarpma açısını değiştirmek, tasarımda değişikliğe gitmek, yüzey özelliklerini değiştirmek
Korozif	Reaktif akışkanlar	Yüzey özelliklerini değiştirmek, elektrokimyasal metotlar
Kavitasyon	Sıvı ile taşınan kabarcıkların yüzeyde çökmesi	Yüzey özelliklerini değiştirmek

Tablo 2.5 (devam): Aşınma tiplerinin çevresel etkileşim bazında sınıflandırılması [44].

Aşınma Tipi	Etkileşim Ortamı	Kontrol
Termal	Sıcaklık	Yüzey özelliklerini değiştirmek, yüzeyi izole etmek
Yorulma	Tekrarlı stres	Bölgesel streslerden kaçınmak, kalıntı stres gibi yüzey özelliklerini değiştirmek

2.3.1. Abrazif Aşınma

Sürtünen malzemelerden birindeki pürüzlerin, sert yumruların veya iki malzeme arasındaki harici sert partiküllerin malzeme yüzeyini soyması veya yüzeyden parça koparması hadisesi abrazif aşınma olarak bilinir. Abrazif aşınmanın söz konusu olduğu çok sayıda durum vardır. İlk bakışta abrazif aşınmanın etkin rol oynayabileceği düşünülmeyen durumlarda dahi abrazif aşınma önemli bir faktör olabilir. Herhangi bir malzeme kütle hâlinde çok yumuşak olsa bile, eğer yapısında sert partiküller mevcutsa, abrazif aşınmaya sebep olabilir. Örneğin, organik bir materyal olan şeker kamışı, küçük oranlarda içerdiği silika nedeniyle şeker kamışı bıçaklarının ve öğütücülerinin abrazif aşınmasından sorumludur. [46,47]

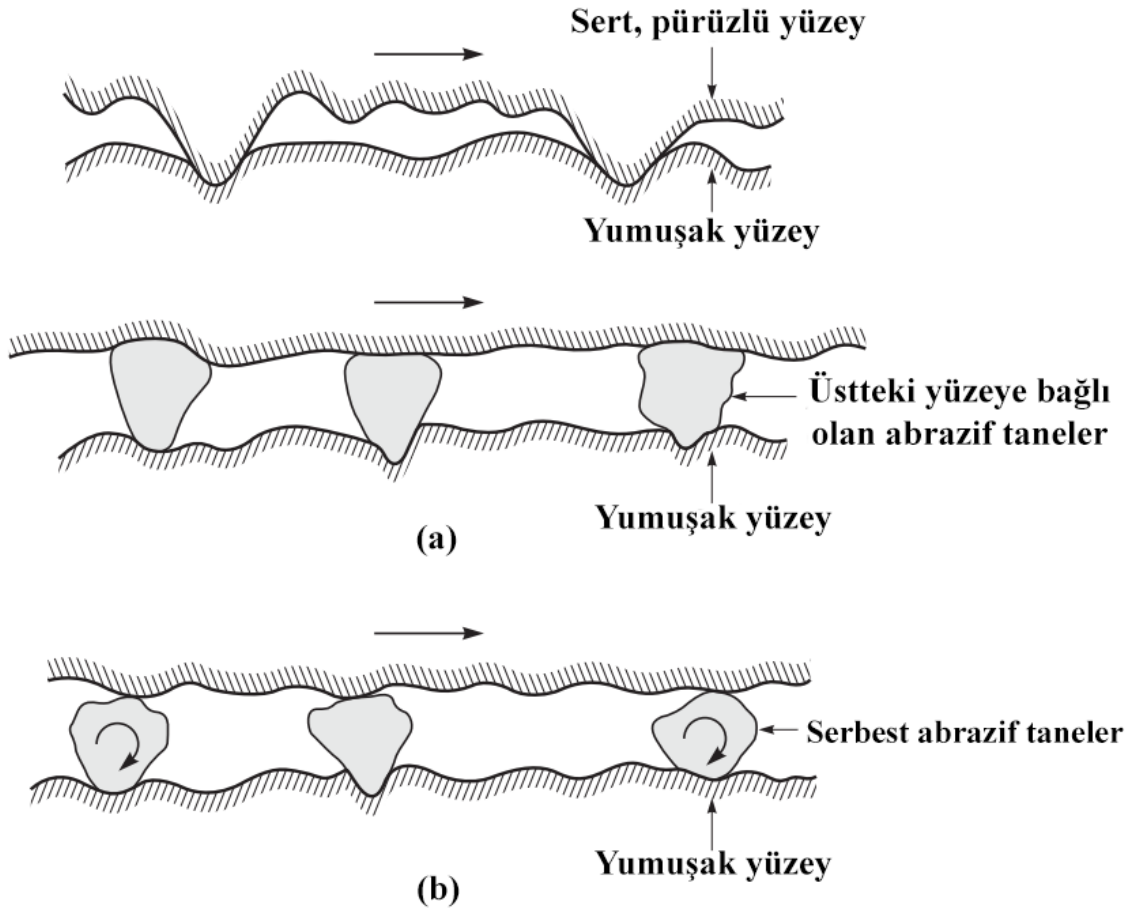
2.3.1.1. Abrazif Aşınma Tipleri

Abrazif aşınma için iki genel durum bulunmaktadır (Şekil 2.37). Abrazif aşınma tipleri olarak bahsedilebilecek bu durumlar malzeme yüzeyindeki gerilim derecesine veya sistemdeki bileşen sayısına göre sınıflandırılırlar. Bunlar: [44]

- *İki elemanlı abrazyon (düşük gerilimli abrazyon):* Düşük gerilimli koşullar altında, bir metal yüzeye karşı sürtünen abrazif partiküller veya daha sert olan malzeme pürüzleri çiziklere veya mikro kesiklere yol açar (kaybedilen materyal olarak küçük metal parçacıkları veya talaş oluşturarak). Uygulanan gerilim abrazif partiküllerin parçalanmasına olağan şartlarda yol açmaz. Sistemde iki parça (abrazif yüzey ve aşınan bileşen yüzeyi) mevcut olduğundan bu aşınma tipi aynı zamanda “iki elemanlı abrazyon” olarak bilinir. Düşük hızlı – düşük gerilimli iki elemanlı abrazyonun söz

konusu olduğu yerlere hafriyat ekipmanları, tarım aletleri, klasifikatörler, elekler ve matkaplar örnek olarak verilebilir. Yüksek hız – düşük gerilimli iki elemanlı abrazyon için ise çamur pompaları, nozullar ve kum dökücüler örnek gösterilebilir. [44]

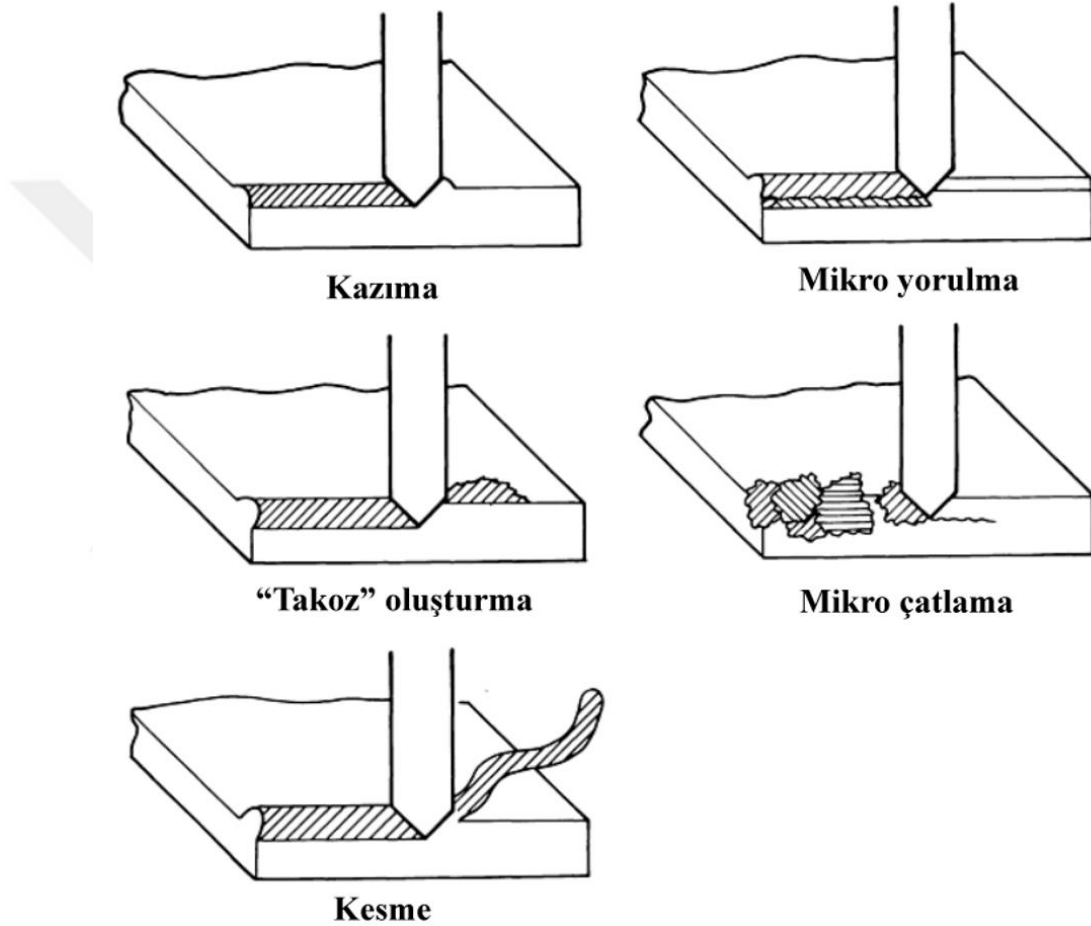
- *Üç elemanlı abrazyon (yüksek gerilimli abrazyon):* Abrazif partiküller, eşleşen iki yüzey arasında zorlandıklarında yüksek gerilimli abrazyon meydana gelir, bu da her iki bileşenin yüzeylerinde malzeme kaybına yol açar. Bu tipteki bir aşınma “üç elemanlı abrazyon” olarak bilinir. Bu aşınma tipinden çok yüksek gerilimli koşullar altında “oyuk açma abrazyonu” olarak da bahsedilebilir. Abrazif partiküllerin maruz kaldığı yüksek basma gerilmesi bu partiküllerin parçalanmasına yol açar. Üç elemanlı abrazyonla karşı karşıya olan ekipmanlara bilyalı öğütücüler, pülverizatörler, zincir dişlileri ve silindir kırıcılar örnek olarak verilebilir. [44]



Şekil 2.37: Abrazif aşınma tipleri. (a) Daha yumuşak bir yüzeye sürtünen pürüzlü, sert bir yüzey veya abrazyon partiküllerinin bağlı olduğu bir yüzey. (b) İki yüzey arasında sıkışmış, yüzeylerin en az birinden daha sert olan serbest abrazyon partikülleri [48].

2.3.1.2. Abrazif Aşınma Mekanizmaları

Abrazif aşınma sırasında partiküllerin yüzeyden ne şekilde ayrıldığını açıklamak için aralarında çatlama, yorulma ve ergimenin de bulunduğu birkaç mekanizma önerilmiştir. Abrazif aşınmanın karmaşıklığı nedeniyle hiçbir mekanizma malzeme kaybının tamamından sorumlu tutulamaz. Şekil 2.38 abrazif bir ucun yüzeyden geçişi sırasında mümkün olabilecek çeşitli aşınma mekanizmalarını göstermektedir. [49]



Şekil 2.38: Abrazif aşınmanın beş mekanizması [49].

Kazıma, bir oluktan kenarlara doğru materyal yer değiştirme işlemidir. Bu olay çok düşük yüklerde meydana gelir ve herhangi bir malzeme kaybı ile sonuçlanmaz. Malzemenin yüzeyinin yakınlığında soğuk işlem yeri boyunca dislokasyonların birikimi şeklinde hasar oluşur. Eğer soğuk işlenmiş yüzey tekrar çizilirse bu ek işlem mikro yorulmalar ile malzeme kaybına yol açabilir. [49]

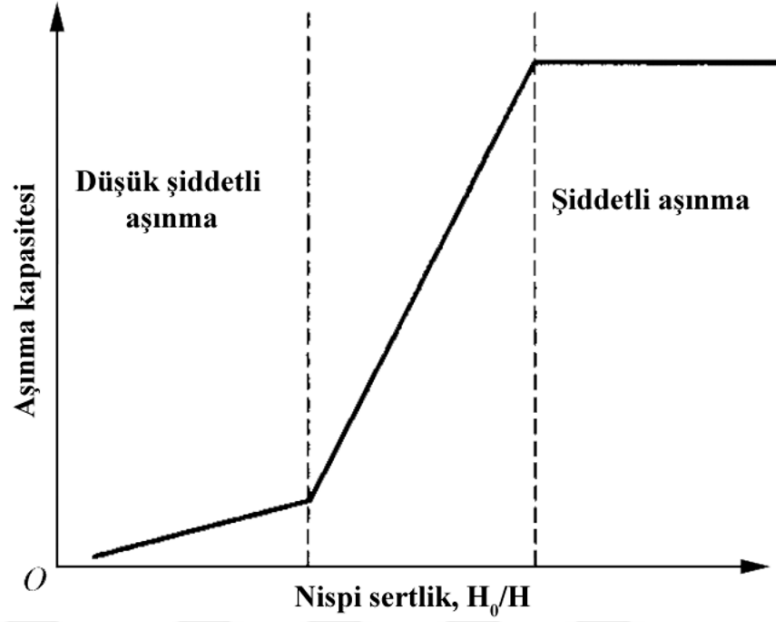
Temas arayüzeyinin kayma dayanımının bulk malzemenin kayma dayanımına oranı yeteri kadar yüksek bir seviyeye (0,5 – 1) ulaştığında abrazyonun ucun önünde takoz benzeri bir yapı oluşabilir. Bu durumda oluktan ileri doğru ayrılan materyal miktarı kenarlara itilen materyal miktarından daha fazladır. Bu takoz oluşumu mekanizması abrazyonun aşınmanın orta şiddetli bir formudur. [49]

Sünek bir malzeme için abrazyonun en şiddetli formu kesmedir. Kesme aşınması sırasında abrazyonun uç, malzeme yüzeyinden talaş kaldırır. Bu işlem yüzeyden materyal ayrılmasına yol açarken oluşan oluğun boyutuna oranla çok az materyal yer değiştirir. Keskin bir abrazyon partikül için aşınma mekanizmasının “kazıma”dan “kesme”ye dönüşmesine yol açan bir kritik açı söz konusudur. Bu açı abrazyona uğrayan malzemenin çeşidine bağlıdır. Örneğin, bakır için kritik açı 45° iken, alüminyum için bu açı 85° dir. [49]

2.3.1.3. Abrazyonun Aşınmaya Analitik Yaklaşım

Laboratuvar ortamında abrazyonun aşınma çalışmaları genellikle bir numunenin zımpara kâğıdına sürtülmesi ile gerçekleştirilir. Bu tür denemelerde çarpma etkisi, korozyon, sıcaklık gibi faktörler ihmal edildiğinden laboratuvar verileri pratikte meydana gelebilecek olası sonuçları bütünüyle karşılamıyor olsalar bile, abrazyonun aşınma bazında teorik olarak oldukça kullanışlıdır. [46]

Abrazyon partiküllerin sertliği olan H_0 değerinin test parçasının sertliği olan H değerine oranı nispi sertlik olarak adlandırılır. Bu oran abrazyonun aşınma karakteristiğine doğrudan etki eder (Şekil 2.39). Abrazyon partiküllerin sertliği test parçasının sertliğinden daha az olduğunda ($H_0 < 0,7 H - 1 H$) hiç abrazyonun aşınma olmaz veya sadece çok düşük şiddetli bir abrazyonun aşınma meydana gelir. Eğer abrazyon partiküller test parçasından daha sert ise aşınma kapasitesi abrazyon partiküllerin sertliği ile doğru orantılı olarak artar. Abrazyon partiküllerin sertliği çok daha fazla ise çok ciddi bir aşınma meydana gelecektir, fakat aşınma kapasitesi bu noktadan sonra sertlikteki değişim ile değişmeyecek, sabit kalacaktır. Bu nedenle, abrazyonun aşınmanın önüne geçmek için malzemenin sertliği abrazyon partiküllerin sertliğinden daha yüksek olmalıdır. $H \geq 1,3 H_0$ ise sadece küçük çaplı aşınmaların meydana geleceği genellikle söylenebilir. [46]



Şekil 2.39: Nispi sertlik ve aşınma kapasitesi arasındaki ilişki [46].

Aşınma kapasitesi hacmin veya kalınlığın bir varyasyonu olarak ifade edilebilir. Abrazif partikülün kayma mesafesi “s” ve yüzeyin dikey aşınma kalınlığı “h” ise yer değiştirme başına kalınlık dh/ds olur ve bu “lineer aşınma” olarak bilinir. Abrazyona karşı koyma yeteneği “E” şu şekilde ifade edilir: [46]

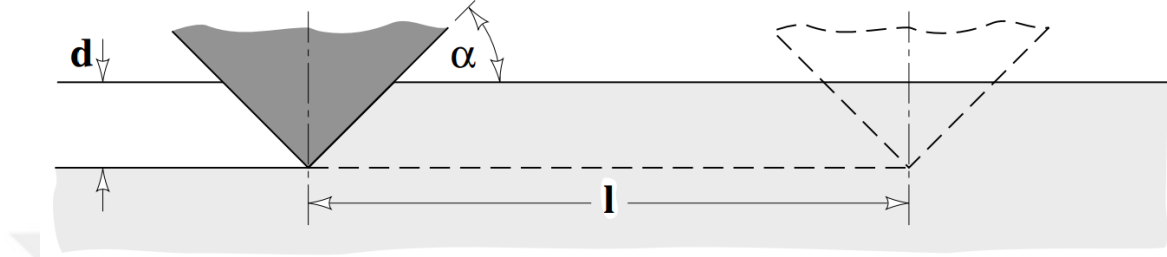
$$E = \frac{ds}{dh} \quad (2.18)$$

Yaygın olarak, abrazif aşınma kapasitesini belirtmek için nispi aşınma kabiliyeti olan “R” niceliği kullanılır: [46]

$$R = \frac{E_s}{E_f} \quad (2.19)$$

Burada E_s test malzemesinin aşınma direnci, E_f ise temel aşınma direncidir. Temel aşınma direnci, sertliği $H_0 = 2290 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$ olan bir korund mineralinin aşındırıcı ve antimon – kalay – kurşun alaşımının deney numunesi olarak kullanılması ile elde edilen bir değerdir. [46]

Yüze batırılan ve yüzeyde düz bir çizgi boyunca belli bir mesafe hareket ettirilen koni modeli abrazif aşınma için yaygın olarak kullanılan bir analitik modeldir (Şekil 2.40). Bu modelde, koni tarafından yeri değiştirilen tüm materyalin talaş olarak kaybedildiği varsayılır. Bu model basit bir yaklaşım içeriyor olsa bile analitik kolaylığı sayesinde sıklıkla kullanılmaktadır. [47]



Şekil 2.40: Abrazif aşınma konisi ile aşınma modeli [47].

Bu abrazif aşınma modelinde aşındırıcı tanenin (koni) üzerindeki tekil yük bu koninin açacağı öngörülen oluğun alanı ve malzemenin akma gerilmesinin (veya sertliğinin) bir fonksiyonudur: [47]

$$W_g = 0,5\pi(d \cdot \cot\alpha)^2 H \quad (2.20)$$

Burada:

W_g aşındırıcı tanenin üzerindeki tekil yük (N),

d açılan oyuğun derinliği (m),

α koninin eğim açısı,

H aşındırılan malzemenin akma gerilmesidir (veya sertliğidir) - (Pa). [47]

Koni tarafından yüzeyden kaldırılan materyalin yaklaşık hacmi açılan oluğun kesit alanının ($d^2 \cot\alpha$) ve koninin aldığı mesafenin (l) bir fonksiyonudur:

$$V_g = l d^2 \cot\alpha \quad (2.21)$$

Burada:

V_g koni tarafından kaldırılan materyalin hacmi (m^3),

l koninin aldığı mesafedir (m). [47]

Bağıntı 2.20'deki "d" çekilip Bağıntı 2.21'de yerine yazıldığında bulunacak yeni bağıntı aşındırıcı tanenin şekli, üzerindeki yük ve kayma mesafesi bazında aşınan hacmi verir: [47]

$$V_g = \frac{2 \tan \alpha}{\pi H} \times W_g \quad (2.22)$$

Toplam aşınma, malzemeden aşındırılan tüm hacimlerin toplamıdır: [47]

$$V_{TOP} = \sum V_g = \frac{2 \tan \alpha}{\pi H} \times \sum W_g \quad (2.23)$$

veya

$$V_{TOP} = \frac{2 \tan \alpha}{\pi H} \times W_{TOP} \quad (2.24)$$

Burada:

V_{TOP} toplam aşınma (m^3),

W_{TOP} toplam yüküdür (N). [47]

Bağıntı 2.24, koninin bir tam hareketinde koni tarafından yeri değiştirilen bütün materyalin aşınma partikülleri olarak yüzeyden ayrıldığını varsayar. Bu varsayım, sonuçları kesin olmayan bir ön kabuldür; çünkü yüzeyden ayrılacak materyal miktarını belirleyen faktör abrazif aşınma mekanizmasıdır. Ancak, gerçek aşınmanın bu bağıntıdan bulunan aşınmaya oranının hesaplanmasıyla abrazif aşınmanın tesirinin ölçülmesi bakımından bu bağıntı önemlidir. [47]

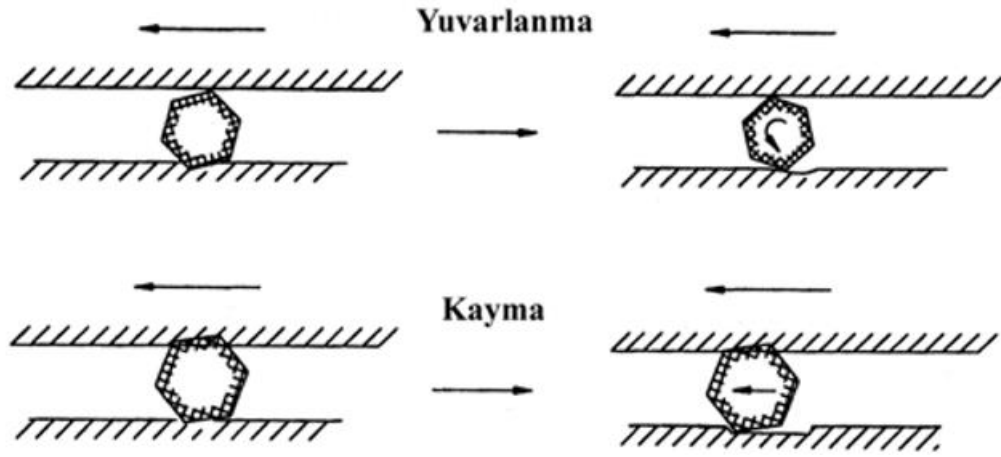
İki elemanlı ve üç elemanlı abrazif aşınma durumlarında farklı aşındırıcılar için kuru ve yağlı ortamlara göre nominal aşınma katsayısı “K” değerleri Tablo 2.6’da verilmiştir. Tabloda “K” değerlerinin farklı büyüklüklerde sıralandığı ve bazı eğilimlerin söz konusu olduğu görülmektedir. Bu eğilimlerden bir tanesi, iki elemanlı abrazif aşınma durumlarının üç elemanlı abrazif aşınma durumlarından genellikle daha büyük “K” değerlerine sahip olması eğilimidir. Bunun açıklaması şudur ki üç elemanlı abrazif aşınmada abrazif partiküller serbest hareket ederler ve dolayısıyla her zaman aşınmaya neden olmazlar. Örneğin, sürtünmek ve yüzeyde oluk açmak yerine yuvarlanma hareketi yapabilirler veya en körelmiş profilleri yüzeye bakacak şekilde hizalanırlar. Bu konsept Şekil 2.41’de gösterilmiştir. [43]

Tablo 2.6: Abrazif aşınma için “K” değerleri [43].

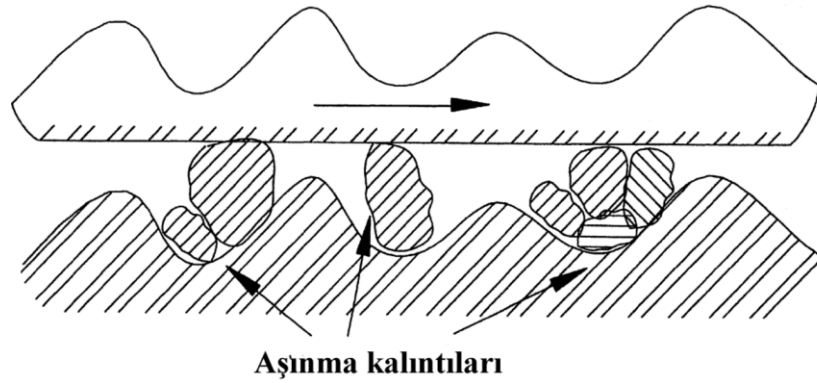
Durum	K	
	Kuru	Yağlı
İki elemanlı		
Eğge	5×10^{-2}	10^{-1}
Yeni zımpara	10^{-2}	2×10^{-2}
Kullanılmış zımpara	10^{-3}	2×10^{-3}
Kaba parlatma	10^{-4}	2×10^{-4}
<100 μm partiküller	10^{-2}	
>100 μm partiküller	10^{-1}	
Nominal aralık, kuru ve yağlı: <1 ila $>10^{-4}$		
Üç elemanlı		
Kaba partiküller	10^{-3}	5×10^{-4}
İnce partiküller	10^{-4}	5×10^{-4}
Nominal aralık, kuru ve yağlı: $<10^{-2}$ ila 10^{-6}		

Tablo 2.6’da görülen bir diğer eğilim ise daha büyük abrazif partiküllerin daha büyük “K” değerine sahip olmasıdır. Bu eğilim iki elemanlı ve üç elemanlı abrazif aşınma tiplerinin ikisinde de vardır. Bunun yanı sıra daha büyük partiküller daha büyük oluklar açma eğilimindedir. Bu eğilimin birkaç sebebi vardır. Bu sebeplerden biri büyük

partiküller için yüzey pürüzlülüğü ve pürüzlerde aşınma kalıntısı birikimi etkilerinin önemi daha azdır. Bu durum Şekil 2.42’de gösterilmiştir. Partikül büyüklüğü hakkında öngörülen diğer bir dinamik ise büyük partiküllerin çeşitli etkileşimler ile kırılma olasılıklarının daha fazla olmasıdır. Büyük partiküller kırılarak keskin köşeli yeni parçalar oluştururlar, daha küçük partiküllerin köşeleri ise aşınma işlemi sırasında körelmeye meyillidir. Bunların haricinde bir başka olasılıktan bahsetmek mümkündür; doğal olarak oluşan abrazif partiküllerin boyutlarını ve keskinliklerini ayırt etmek sıklıkla zordur, dolayısıyla belirli durumlarda daha büyük boyutlu partiküllerin daha keskin olduğu ön kabulü yapılır. Çoğu aşınma tutumu göz önünde bulundurulduğunda bütün bu bahsedilen etkilerin hepsi, bazıları daha önemli olup bazıları sadece özel durumlar için olmak üzere, genel aşınma eğilimine etki edecektir. [43]



Şekil 2.41: Üç elemanlı abrazif aşınmada kayma ve yuvarlanma hareketlerinin etkileri [43].



Şekil 2.42: İki elemanlı abrazif aşınmada aşınma kalıntılarının birikiminin etkisi [43].

2.3.2. Adezif Aşınma

Adezif aşınma, yük altında nispi hareket yapan iki malzemeden birinin yüzeyinden diğerinin yüzeyine bir çeşit katı hâl kaynak mekanizması sebebiyle materyal transferi şeklinde gerçekleşen bir aşınma türü olarak tanımlanır. Adezif aşınma nedeniyle yüzeyden ayrılan partiküller kalıcı veya geçici olarak diğer yüzeye bağlanır. [50]

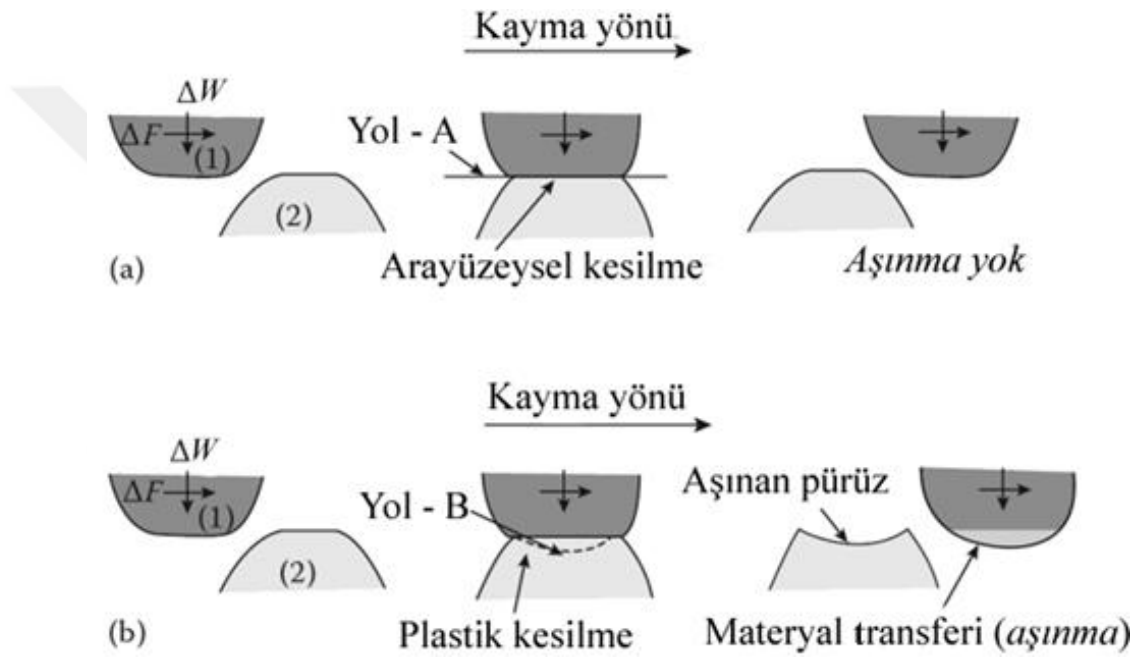
Adezif aşınma metalik malzemeler, seramikler, polimerler veya bu malzemelerin değişik kombinasyonları arasında gerçekleşir. Bu aşınma türü malzemeler arası adezyona, dolayısıyla yüzey filmlerine (oksit ve yağlayıcı filmi gibi) bağlıdır. Eğer malzemelere uygulanan yük düşük seviyede ise ve metal oksidasyon hızı aşınmayı telafi edebiliyor ise aşınma hızı nispeten düşük olacaktır. Bu durumdan düşük şiddetli aşınma olarak bahsedilir. Eğer malzemeler arası yük nispeten yüksek ise ve koruyucu oksit tabakası doğrudan metal – metal temasına ve dolayısıyla adezyona izin verecek şekilde tahrip oluyor ise aşınma hızı yüksek olacaktır. Bu durum şiddetli aşınma olarak bilinir. [50]

Katı yüzeyler neredeyse hiçbir zaman mükemmel bir şekilde pürüzsüz değildir, farklı biçimlerde mikroskobik veya makroskobik pürüzler içerirler. İki katı yüzey, artan yük altında birbirine temas ettirildiğinde yüzeylerdeki pürüzler temasa geçer ve yük gerçek temas alanını karşılayana kadar elastik veya plastik olarak deforme olurlar. Bu iki yüzey arasında zayıf olan malzemenin kopma mukavemetinden daha güçlü olan bir bağ (adezyon) oluşabilir. İki yüzey arasında nispi hareket meydana geldiğinde zayıf olan malzemenin dayanımı yetersiz kalır ve bu malzemenin yüzeyinden diğer malzemenin yüzeyine parça geçişi gerçekleşir. Etkileşimin devam etmesiyle, diğer yüzeye geçiş yapan parça orijinal yüzeye (muhtemelen yüzeydeki farklı bir bölgeye) dönüş yapabilir veya düzensiz bir morfolojide aşınma talaşı olarak yüzeyden tamamen ayrılabilir. Bu parçaların bir kısmı tekrarlayan yükleme nedeniyle yorulma sonucu da yüzeyden kopabilirler. [48,50]

2.3.2.1. Adezif Aşınma Mekanizmaları

Malzemenin yüzeyinden parça ayrılması olayı için birkaç mekanizma önerilmiştir. Adezif aşınma (veya kaymalı aşınma) için eski (fakat hâlâ tanınan) bir teoride, kesilmenin arayüzeyde veya iki parçadan birindeki en zayıf bölgede olacağı ortaya koyulmuştur (Şekil 2.43). Kimyasal (kovalent, iyonik, metalik bağlar ve hidrojen

bağları) ve fiziksel etkileşimler (van der Waals kuvvetleri) pürüzler arası adeziv bağlantıların kurulmasını sağlar (adezyon). Arayüzeydeki adezyon mukavemetinin bölgesel kohezyon mukavemetine göre daha zayıf olması durumunda kesilme, temas arayüzeyi boyunca gerçekleşir (Yol-A, Şekil 2.43-a); dolayısıyla pürüzlerin birbirinden ayrılması materyal kaybına yol açmaz. Ancak arayüzey adezyon mukavemeti iki malzemeden birinin kohezif mukavemetinden daha büyük ise kesilme, temas arayüzeyinin aşağısında gerçekleşir ve parçanın koparak diğer malzemeye transfer olması ile sonuçlanır (Yol-B, Şekil 2.43-b). [48,51]



Şekil 2.43: Kaymalı temas sırasında pürüz ölçeğinde yüzeyler arası etkileşimin şematik gösterimi [51].

Bir diğer teori ise Kayaba ve Koto [52] tarafından önerilmiştir. Bu teoride iki tür adeziv transferden bahsetmek mümkündür. Bunlardan birinde nispi hareket sırasında kıvrımlı pulsu yapıdaki bir parçanın oluşumu söz konusudur ve kesilme ile kopan bu parça diğer malzemeye transfer olur. Diğer durumda ise oluşan parça takoz benzeri bir yapıdadır ve kesilme sonucu bu parçanın diğer malzemeye transferi gerçekleşir.

Pulsu yapıdaki parçanın oluşumu ve diğer yüzeye transferi Şekil 2.44-a'da da şematik olarak gösterilen şu ardışık aşamalarda gerçekleşir:

1) Statik temas hâlindeki iki malzemeye normal yük uygulanır.

2) Kaydırma kuvveti uygulanır ve iki malzemenin kesişim yeri arayüzeyde makro seviyede herhangi bir kayma olmaksızın ekstrem hâle plastik olarak büyür. Plastik bölge olan ABC bölgesi kayma hattı teorisine göre belirlenir. Burada kayma hattı olan AC basitlik açısından düz olarak düşünülür.

3) AC hattında kayma meydana gelir ve pulsu parça olan ABCB' oluşur. Temas arayüzeyi AA' yeni oluşmuştur.

4) ABCB' parçasının üst ve alt kısımlarındaki kayma hareketi ve kök noktası olan B' noktasındaki konsantre baskı sonucu bu pulsu parça kıvrılır. İkinci plastik bölge olan A'AB'C' bölgesi ilk pulsu parçanın altında genişler. Plastik bölge A'B'C', hayali arayüzey olan A'B' ile örtüşür. Üçüncü ve dördüncü aşamadaki olaylar neredeyse aynı zamanda gerçekleşirler.

5) Gerilim koşulları uygun olduğu sürece pulsu parçalar aynı davranışla ardışık olarak oluşurlar. Pulsu parçanın kök noktasında şekillenen sivri uçtan başlayarak çatlama oluşur ve yayılır.

6) Temas arayüzeyinde kayma gerçekleşir ve pulsu parçanın diğer yüzeye transferi sağlanır. [52]

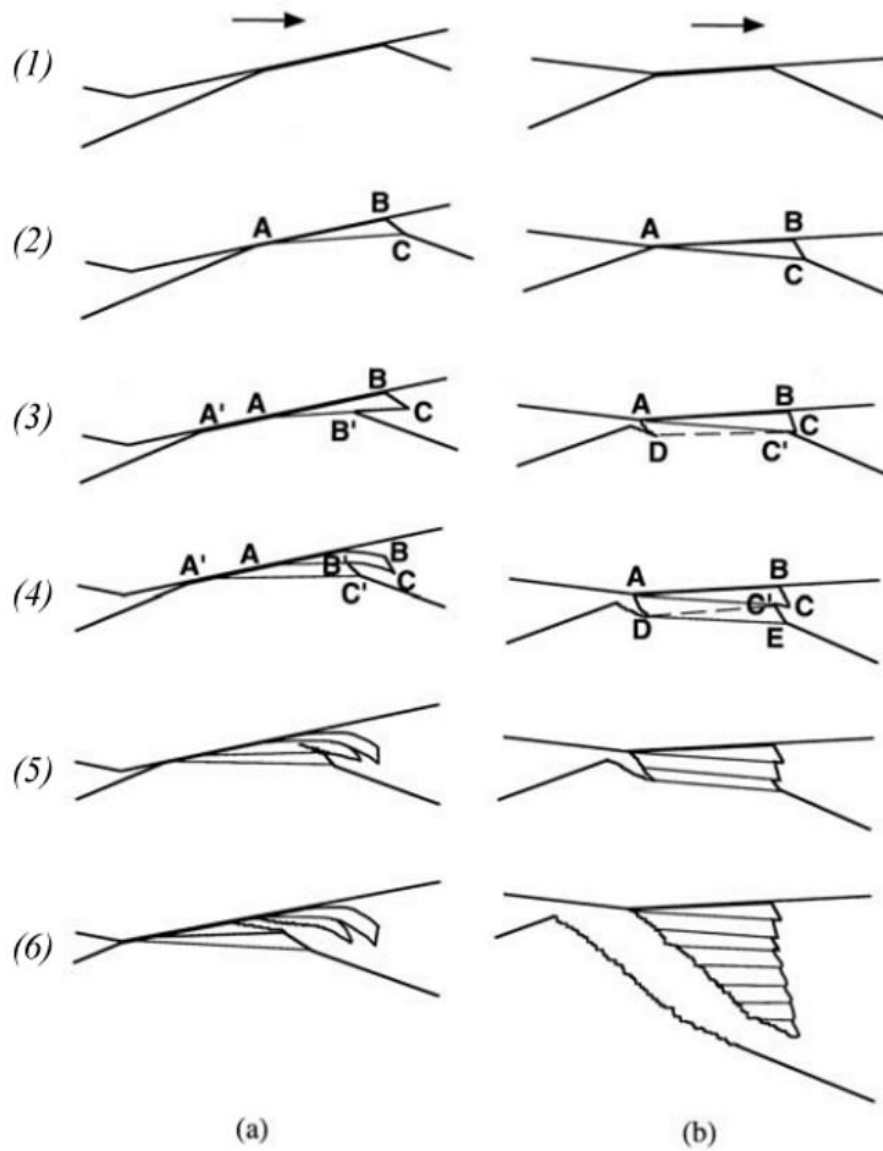
Şekil 2.44-b'de takoz benzeri parçanın oluşumu ve diğer yüzeye transferi aşamaları şematik olarak gösterilmiştir. Bu ardışık aşamalar şu şekilde izah edilebilir:

1) Statik temas hâlindeki iki malzemeye normal yük uygulanır.

2) Kaydırma kuvveti uygulanır ve iki malzemenin kesişim yeri arayüzeyde nispi kayma olmaksızın ekstrem hâle plastik olarak büyür. Plastik bölge olan ABC bölgesi kayma hattı teorisi tarafından belirlenir.

3) ABC bölgesinin arka noktası olan A noktasından bir kayma çatlakları ani olarak alt katmana yayılır. ABCC'D bölgesi deforme olur ve BC hattı çatlakların yarılmaları sonucu ovalleşir. Bu sırada, kayma hattı olan AC hattında küçük ölçeklerde kayma gerçekleşir ve çatlakların yayılması durur. Bu işleyiş "takoz benzeri parçanın büyümesi" olarak ifade edilir.

- 4) İkinci plastik bölge olan DC'E bölgesi, hayali temas arayüzeyi olan DC' ile örtüşen çatlak ucundan itibaren genişler.
- 5) İkinci kayma çatlığı yayılımı ve ikinci kayma hattındaki mikro kayma ilerler, yukarıda bahsedilen ile aynı davranış doğrultusunda üçüncü plastik bölge oluşur.
- 6) Normal yük diğer temas noktaları tarafından transfer edildiğinde takoz benzeri parça bulk yüzeyden kayma yırtığı sebebiyle ayrılır. [52]



Şekil 2.44: Adezif aşınma sırasındaki adezif transfer süreçleri. (a) Pulsu parça oluşumu ve diğer yüzeye transferi. (b) Takoz benzeri parça oluşumu ve diğer yüzeye transferi [53].

Devam eden nispi hareketler, bahsedilen mekanizmalardan herhangi biri ile daha fazla parçanın oluşumuna neden olur. Bu parçalar transfer oldukları yüzeyde kalmaya devam edebilir, eski yüzeye geri dönebilir veya daha büyük yığınların oluşumu ile aşınma partikülü olarak kaybedilebilirler. [48]

2.3.2.2. Adezif Aşınma Hacminin Tahmini

Gerçek temasın eşit boyutlarda olan “n” sayıdaki temas noktasından oluştuğu varsayılırsa ve bir önceki temas noktasının kaybolmasının hemen ardından yeni temas noktası sağlanıyorsa toplam temas noktası sayısı “n”, kayma işlemi sırasında sabit kalacaktır. Yarıçapı “a” olan dairesel bir temas bölgesi varsayımı ile, “2a” mesafesinde bir kaymanın ardından meydana gelen aşınma partiküllerinin muhtemel hacmi $2\pi a^3/3$ ile ifade edilen yarım küre hacmi olarak düşünülür. Bu varsayımlara dayanarak, “L” mesafesinde bir kaymanın ardından “n” sayıdaki temas noktası için muhtemel hacim “V” şu şekilde hesaplanır: [53]

$$V = n \cdot \frac{2}{3} \pi a^3 \cdot \frac{L}{2a} \quad (2.25)$$

Plastik deformasyon ile birlikte normal temas basıncı aşınan malzemenin akma gerilimi değerine (H) neredeyse eşittir ve “n” sayıdaki temas noktası için toplam gerçek temas alanı $n\pi a^2$ şu şekilde hesaplanır: [53]

$$n\pi a^2 = \frac{W}{H} \quad (2.26)$$

Bağıntı 2.26 Bağıntı 2.25'te yerine konulduğunda, normal yük “W” altında “L” mesafesindeki bir kaymanın ardından muhtemel hacim şu şekilde hesaplanır: [53]

$$V = \frac{1}{3} \cdot \frac{WL}{H} \quad (2.27)$$

Bağıntı 2.27 göstermektedir ki adezif aşınma hacmi normal yük ve kayma mesafesi ile doğru orantılıdır, aşınan malzemenin akma gerilimi (veya sertliği) ile ters orantılıdır. Bağıntı 2.26'daki ilişki göz önünde bulundurulduğunda adezif aşınma hacmi aynı zamanda kayma sırasındaki gerçek temas alanı ile doğru orantılıdır. [53]

Pratikte adezif aşınma yukarıda bahsedilen değişik mekanizmalar ile meydana gelebilir ve aşınma partiküllerinin boyutları temas boyutuna basitçe tekabül etmez. Ayrıca, bir aşınma partikülü her zaman sadece nispeten yumuşak olan malzemedен oluşmaz, aynı zamanda iki malzemedен birden oluşabilir. Bunun yanında, her bir temas noktasında aşınma partikülü oluşumu olasılığı eşit değildir. Bu olasılık temas noktalarının mikroskobik şekline, temas bölgesindeki materyalin mikroyapısına, mikroskobik yüzey kirliliğine ve temas bölgesi etrafındaki diğer bozukluklara bağlıdır. [53]

Bütün bu değişkenleri uygun bir şekilde bir arada ifade etmek için Bağıntı 2.28'de K_{ad} parametresi kullanılmış ve aşınma hacmi şu şekilde hesaplanmıştır: [53]

$$V = K_{ad} \cdot \frac{WL}{H} \quad (2.28)$$

Bu bağıntıda K_{ad} adezif aşınma için aşınma katsayısı olarak tanımlanır. Bu katsayı, sürtünme çiftinin aşınma hızını ifade etmek için esas değerdir. K_{ad} aşınma katsayısının fiziksel anlamı plastik temas bölgesindeki aşınma hacmi kesri olmasıdır. Bu katsayı, malzeme özellikleri ile baskı altında olan ve kaymanın gerçekleştiği bölgenin geometrisinden çok büyük bir ölçüde etkilenir. [53]

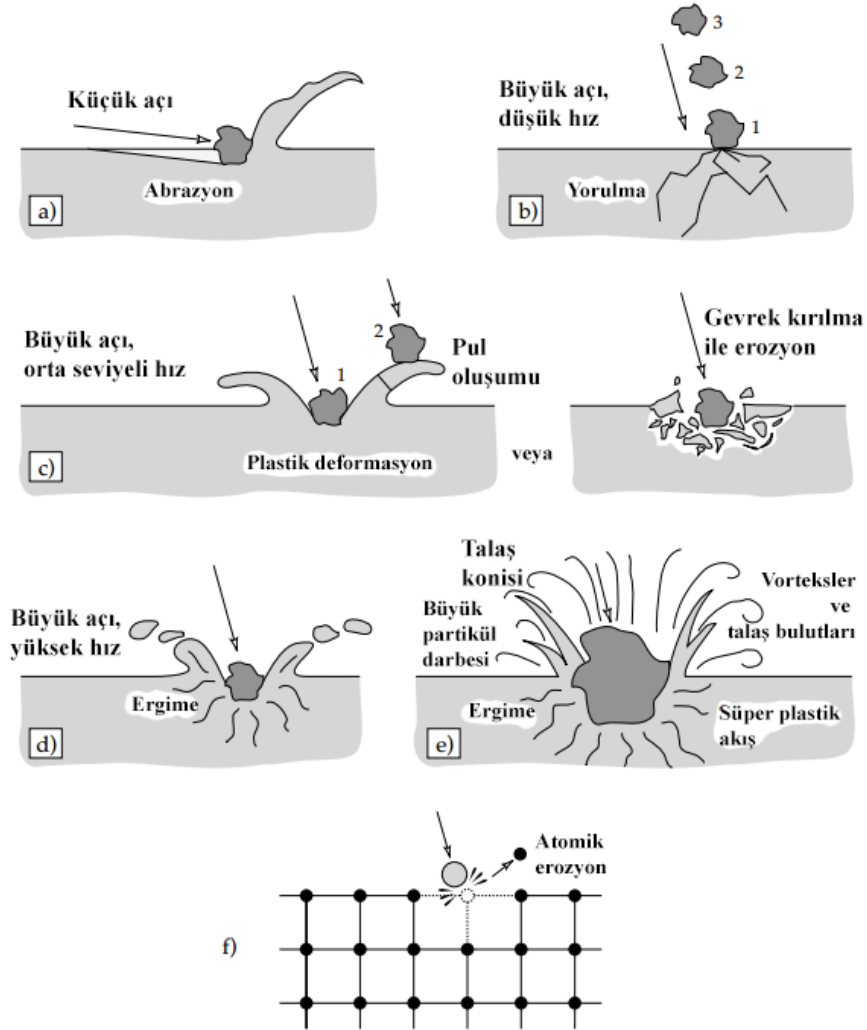
Metallerin adezif aşınmasında, aşınma katsayısı K_{ad} operasyon koşullarına ve malzeme özelliklerine bağlı olarak 10^{-7} ila 10^{-2} değerleri arasında değişir. Aşınma katsayısı K_{ad} değerinin sabit bir değer olmadığı ve değişik adezif aşınma hızları için olası belirleyici değer olduğu göz önünde bulundurulmalıdır. [53]

2.3.3. Erozif Aşınma

Erozif aşınma katı veya sıvı partiküllerin malzemenin yüzeyine çarpması ile meydana gelen bir aşınma çeşididir. Eroziyona geniş çeşitlilikte makine ve düzeneklerde rastlanır. Toz bulutları arasından uçan bir uçağın gaz türbini bıçaklarındaki hasar, şlam işleme sistemlerindeki pompa çarklarında meydana gelen aşınma erozif aşınmaya tipik örnekler olarak verilebilir. Diğer aşınma çeşitlerinin aksine erozif aşınmada mekanik dayanım aşınma direnci için garanti sağlamaz ve aşınmayı minimize etmek için malzeme karakteristiği açısından ayrıntılı bir çalışma yürütmek gerekir. Eroziyon parçalarının özellikleri de bu aşınma çeşidi için oldukça önemlidir. [47]

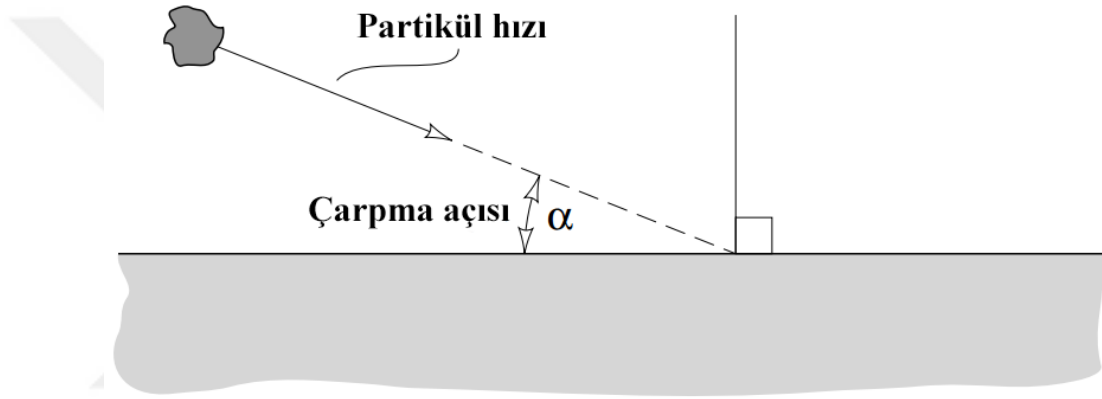
Birden çok erozif aşınma mekanizması vardır ve bu mekanizmalar erozif partiküllerin malzeme çeşidi, çarpma açısı, çarpma hızı ve boyutu tarafından kontrol edilir. Eğer partiküller sert ve katı ise abrazyon aşınmaya benzer bir işleyiş söz konusu olacaktır. Sıvı partiküllerin erozif olduğu durumlarda ise abrazyon meydana gelmez ve aşınma mekanizmaları çarpmanın tekrarlı gerilimi tarafından belirlenir. [47]

“Erozif aşınma” terimi, nispeten küçük boyutlu partiküller malzeme yüzeyine çarptığında ortaya çıkan, açıkça belirlenememiş sayıdaki aşınma mekanizmalarını işaret eder. Bu tanım ampiriktir ve herhangi bir temel aşınma anlayışı ile değil, daha çok pratik değerlendirmeler ile ilişkilidir. Erozif aşınmanın bilinen mekanizmaları Şekil 2.45’te gösterilmiştir. [47]

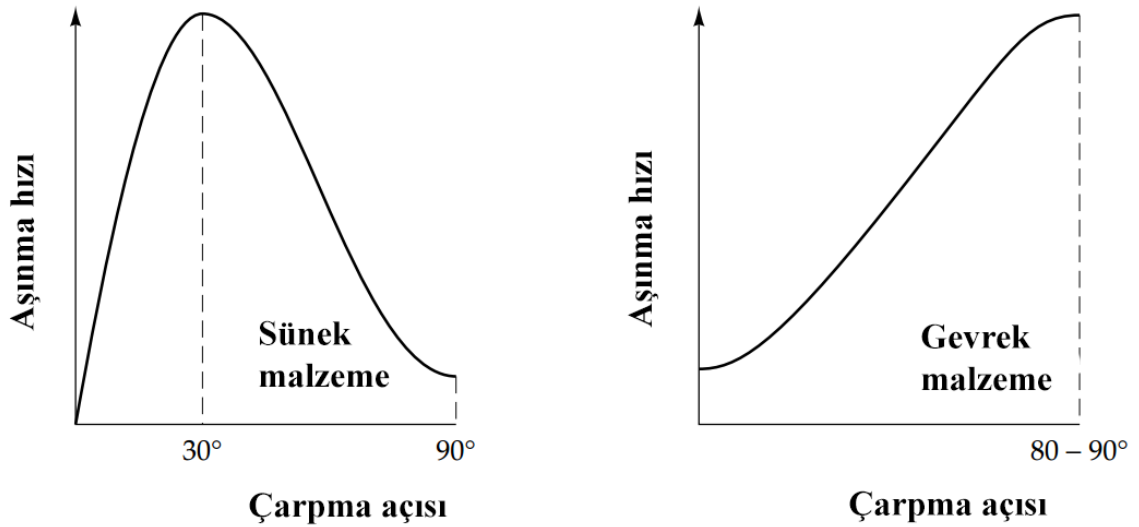


Şekil 2.45: Muhtemel erozif aşınma mekanizmaları [47].

Çarpma açısı, erozyona uğrayan yüzey ile erozif partikülün çarpma anından hemen önceki gidiş yolu arasındaki açıdır (Şekil 2.46). Küçük çarpma açısı, aşınma sürecinin abrazif aşınmaya benzer şekilde gerçekleşmesini sağlar; çünkü bu durumda partiküller çarpma sonrası aşınma yüzeyinde yol alma eğilimindedirler. Büyük bir çarpma açısı erozif aşınmaya has olan aşınma mekanizmalarına yol açar. Çarpma açısının ortaya çıkaracağı etki aşınacak malzemenin mekanik özelliklerine göre de farklılık göstermektedir. Gevrek malzemelerin aşınma hızı çarpma açısının artması ile artarken, sünek malzemeler ise erozif partiküller ortalama bir çarpma açısı ile çarparken daha hızlı aşınırlar; bu çarpma açısı genellikle 20° ila 30° civarındadır (Şekil 2.47). [47,54]



Şekil 2.46: Yüzey erozyonuna neden olan partikülün çarpma açısı [47].



Şekil 2.47: Sünek ve gevrek malzemelerin aşınma hızları üzerine çarpma açısının etkisi [47].

Çarpma partiküllerinin hızı aşınma süreci üzerinde çok büyük bir etkiye sahiptir. Eğer partiküllerin hızı çok düşükse çarpmadan doğan gerilim plastik deformasyon meydana gelmesi için yetersiz olacaktır ve aşınma, yüzey yorulması tarafından ilerletilecektir. Partiküllerin hızı arttığında ise çarpma sonucu erozyona uğrayacak malzemenin plastik deformasyonu mümkün olacaktır. Birçok mühendislik bileşeni için oldukça yaygın olan böyle bir rejimde aşınma tekrarlı plastik deformasyonlar tarafından meydana getirilir. Eğer erozif partiküller körelmiş veya küresel şekilli ise aşınan malzemenin yüzeyinde ekstrem plastik deformasyon sonucu bu malzemenin ince tabakaları oluşacaktır. Partiküller ince ise kesilme parçalanması veya gevrek parçalanma daha olası bir sonuçtur. Gevrek malzemelerde ise aşınma yüzey altı çatlaklar ile olur. Çok yüksek partikül hızlarında ise partiküllerin çarptığı yüzeyin ergimesi söz konusu olabilir. [47]

Partiküllerin boyutu da önem teşkil eden bir diğer konudur. Birçok erozif aşınma problemi boyutları 5 – 500 µm arası olan partikülleri içerir, ancak erozif partiküllerin neden bu boyut aralığında sınırlandırıldığına dair temel bir sebep belirtilememiştir. [47]

2.3.4. Korozif Aşınma

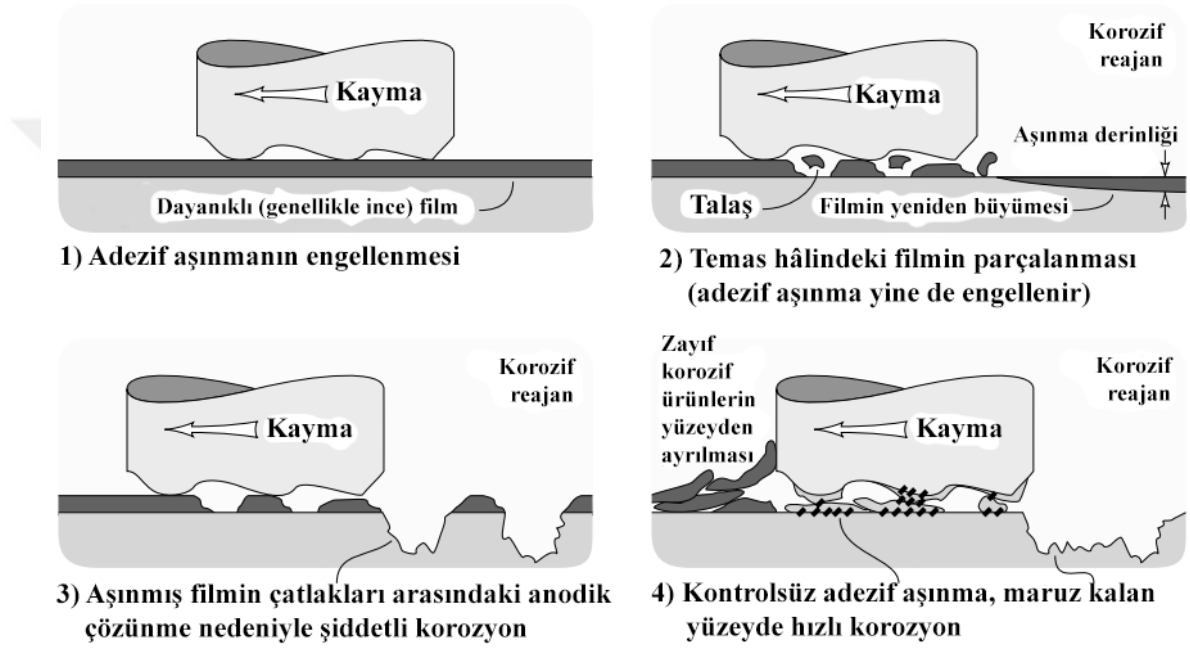
Korozif aşınma, hem korozyonun hem de aşınma mekanizmalarının dahil olduğu yüzey degradasyonudur. Aşınmanın ve korozyonun birleşik etkisi, bu her iki prosesin tek başına göstereceği etkiye göre toplamda çok daha fazla malzeme kaybına yol açar. [49]

Malzeme yüzeyindeki kimyasal reaksiyonlar, kontrollü gerçekleştiklerinde oluşan film tabakası sayesinde malzemenin adezif aşınmasının önüne geçer; ancak bu reaksiyonlar kontrolsüz gerçekleşirler ise kayda değer miktarda malzeme kaybına neden olurlar. Eğer malzeme (metal veya metal alaşımı), başka bir malzeme ile temas hâlinde olup nispi hareket yaparken aynı zamanda yüzeyinde bir film tabakası oluşturmak üzere korozyona uğruyorsa şu dört durumdan biri söz konusu olacaktır: [47]

- 1) Hem korozyonu hem de aşınmayı inhibe edecek dayanıklı bir yağlayıcı film tabakası oluşabilir,
- 2) Temas bölgesinde kısa ömürlü bir film tabakası oluşabilir ve bu tabakanın parçalanması, ardından yeniden büyümesi nedeni ile yüksek hızlı bir aşınma meydana gelebilir,

- 3) Koruyucu film tabakası aşınabilir ve geriye kalan film tabakası ile metal arasındaki galvanik çift yüzeydeki aşınmış bölgenin hızlı bir lokal korozyonuna yol açabilir,
- 4) Korozyon ve aşınma prosesleri neredeyse birbirlerinden bağımsız olarak davranırlar ve bu iki prosesin aynı anda çalışması nedeni ile toplamda yüksek bir malzeme kaybına yol açılır. [47]

Korozif aşınmanın hipotetik modelleri Şekil 2.48’de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.48: Korozif aşınma modellerinin şematik gösterimi [47].

Şekil 2.48’de birinci sırada şematize edilen proses, yağlayıcı film gibi davranan dayanıklı korozyon ürünü tabakasının oluşumu tarafından domine edilir. Eğer bu film tabakası baskınlığını sürdürürse aşınma temas bölgeleri iyi bir şekilde korunur ve korozif aşınma meydana gelmez. Ancak çok az korozyon ürünü tabakası mekanik aşınmaya karşı koyacak ölçüde dayanıklıdır ve dolayısıyla film oluşumunun bu kategorisi ile pratikte nadiren karşılaşılır. [47]

İkinci proses, kaymalı temas altında periyodik olarak kazınan ve yeniden oluşan korozyon ürünü filmi ile ilişkilidir. Bu, korozif aşınmanın en yaygın formudur. Korozyon filmleri genellikle kırılğan oksitlerden oluşur, sıklıkla hidratedir ve nispi

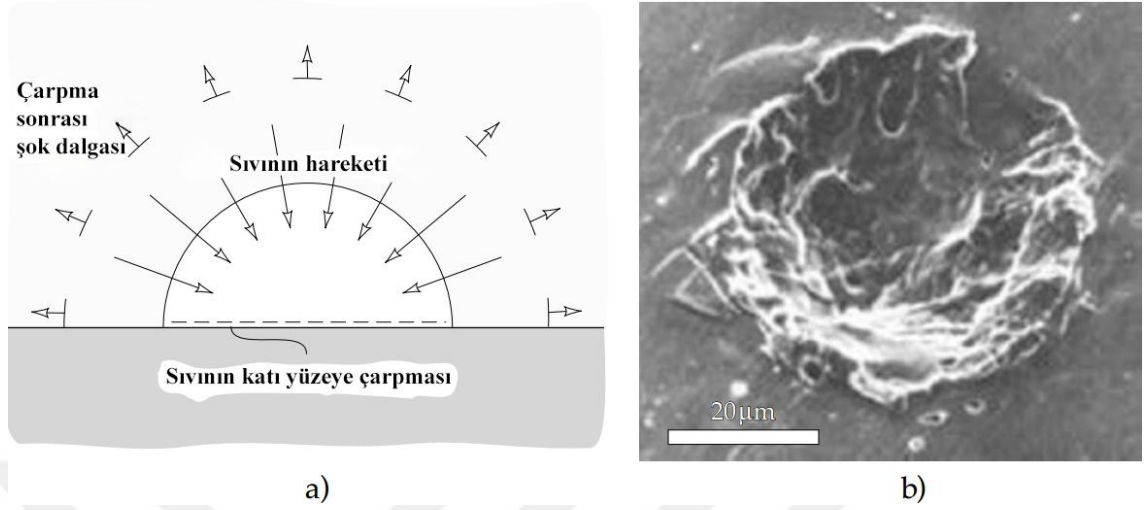
hareketli bir temas sırasında kolaylıkla kazınırlar. Su içeren bir ortamda çözünmez korozyon ürün filmi oluştuğunda, metal veya alaşımın bu ortamda pasivize olduğundan bahsedilir. Pasivize olan malzemeler için korozif aşınma, pasifleştirici filmin kazındığı bölgeler olan “aktif bölgelerde” gerçekleşir. Gerçek temas alanına eşit olan bu aktif bölgeler korozyona uğrar veya aşınmamış çevre bölgeler pasif kalmaya devam ederken bu bölgeler de tekrar pasivize olur. Orta seviyeli yüklerde aşınma, pasifleştirici filmin kazındığı aktif bölgelerde olur ve bunu, yeniden film oluşumu (yeniden pasivasyon) takip eder. Daha yüksek seviyeli yüklerde ise pasif filmin altındaki substratın dahil olduğu ilave bir aşınma mekanizması aşınmada hızlı bir artışa neden olur. [47]

Şekil 2.48’de gösterilen üçüncü proses aktif bölgelerde oyuklaşma (pitting) korozyonu veya galvanik korozyon gibi lokalize korozyonların meydana geldiği oldukça korozif ortamlardaki aşınma ile ilişkilidir. Dördüncü proses ise korozyon ürünlerinin hayli zayıf ve ekseriyetle sıvı ortamda çözünebilir olduğu had safhada korozif ortamlarla sınırlandırılmıştır. [47]

2.3.5. Kavitasyon Aşınması

Kavitasyon, katı yüzey ile bir sıvının nispi hareketinden kaynaklanan bir yüzey hasarıdır. Genellikle ıslak buhar içerisinde faaliyet gösteren çarklar veya türbin bıçakları gibi makine elemanlarında görülür. [46,47]

Sistemdeki basınç, katı yüzey ile temas hâlinde olan sıvının buharlaşma basıncından düşük olduğunda yüzey yakınlarında kabarcıklar oluşacaktır (sıvı içerisinde çözünmüş gaz da aynı zamanda kabarcık oluşturabilir). Bu kabarcıklar, sıvı basıncının kabarcık basıncını geçtiği bir bölgeye aktığında çökerler. Bir kabarcık yüzeyde çöktüğünde bu kabarcığa komşu olan sıvı öncelikle hızlanacak ve katı yüzeye çarparak aniden yavaşlayacaktır. Katı yüzey ile sıvı arasındaki bu çarpışma katı yüzeye hasar verecek kadar yüksek bir gerilim yaratır. Kısa süreli bu basınçlar 1,5 GPa kadar şiddetli olabilir. Eğer katı malzemenin yüzeyi böyle bir olaya defalarca maruz kalırsa yorulma meydana gelir, böylece yüzeyde küçük oyuklar oluşur ve yüzey sünger benzeri bir görünüm alır. Çok ciddi kavitasyon aşınmaları 20 mm’ye varan derinliklerde oyuklara neden olabilir. Kabarcık çökme mekanizması ve kabarcık çökmesi nedeniyle yüzeyinde oyuk oluşan malzeme örneği Şekil 2.49’da verilmiştir. [46,47]



Şekil 2.49: Kavitasyon aşınması mekanizması. a) Kabarcık çökme mekanizması. b) Kabarcık çökmesi nedeniyle yüzeyinde oyuk oluşan malzeme örneği (indiyum) [47].

Kavitasyon aşınma mekanizması yüzeyin yorulmasına sebebiyet veren gerilimlerin etkisinden ötürü ortaya çıkar, ancak sıvının kimyasal ve elektrokimyasal aksiyonları kavitasyon aşınma hasarını hızlandırır. [46]

Kavitasyon aşınmasını azaltmak için etkili bir önlem kabarcık oluşumunun önüne geçmektir. Öncelikle sıvı hareketi vorteksleri önlemek üzere düzene sokulmalıdır, zira düşük basınçlı vorteks bölgesinde kabarcıkların oluşumu çok daha kolaydır. Bunun yanında, sıvı içerisindeki gazın konsantrasyonu azaltılmalı ve hava kabarcıklarının oluşumuna neden olacak şekilde sıvının tahrik edilmesinden kaçınılmalıdır. [46]

Uygun şekilde yapılan malzeme seçimi de kavitasyon aşınmasına karşı önem teşkil etmektedir. Genellikle, yüksek mukavemetli ve iyi bir tokluk değerine sahip metalik malzemeler kavitasyon aşınmasına karşı dayanıklıdır. Malzemenin korozyon direncini artırmak da kavitasyon aşınma hasarını azaltacak bir diğer önlemdir. [46]

2.3.6. Termal Aşınma

Termal aşınma mekanizmaları, aşınmanın başlıca sebebinin nispi hareket sonucu ortaya çıkan sürtünme ısınması ve histeretik ısınma ile ilişkili olduğu mekanizmalardır. Çoğu malzeme için termal aşınma mekanizması, nispi hareket sonucu ortaya çıkan sürtünme

ısının söz konusu olduğu durumlar ile sınırlıdır. Ancak, viskoelastik malzemelerde termal aşınma histeretik ısınma sonucu meydana gelebilir. [43]

Ergime, termal çatlama ve termal tepecik oluşumu (veya termoelastik kararsızlık) termal aşınmanın en yaygın formlarıdır, fakat termal aşınma bunlarla sınırlı değildir. Örneğin, buharlaşma ve süblimleşme termal aşınmanın diğer formlarıdır. Bütün bu mekanizmalar yüzeydeki ve yüzey yakınındaki, ısınma sonucu artan sıcaklıkların dağılımları ile ilişkilidir. Bu dağılımlar sıklıkla iki çeşit sıcaklık bakımından karakterize olur. Bunlardan biri yüzeyin nominal sıcaklığıdır. Diğeri ise pürüz uçlarındaki, “flaş sıcaklık” olarak adlandırılan maksimum sıcaklıktır. Sürtünme ısınması durumunda flaş sıcaklık, yüzey sıcaklığından çok daha yüksektir. Bu sıcaklık birkaç yüz dereceye (Celsius) varabilir ve bazı durumlarda birkaç bin dereceye kadar çıkabilir. Sonuç olarak flaş sıcaklık, bu iki sıcaklık çeşidi arasında genel olarak en önemlisidir. [43]

2.3.7. Yorulma Aşınması

Tekrarlanan temas çevrimleri adezif ve abrazif aşınmada aşınma partikülü oluşumu için aranan bir şart değildir. Ancak aşınma partikülü oluşumu için tekrarlı temasın esas olduğu bir aşınma çeşidi vardır, bu da yorulma aşınmasıdır. Malzeme yüzeyindeki tekrarlı yuvarlama veya kayma hareketi sırasında yüzey ve yüzey altı yorulması gözlemlenir. Malzemenin maruz kaldığı bu tekrarlı yükleme ve yükten kurtarma çevrimleri yüzey veya yüzey altı çatlaklara yol açar, kritik sayıdaki çevrim sonrası yüzeyde kırık parçalar oluşur ve yüzeyden ayrılırlar, geniş çukurlar meydana gelir. Bu kritik nokta öncesi (ki bu yüz, bin, hatta milyonlarla ifade edilebilecek bir çevrim sayısına denk gelebilir) ihmal edilebilir miktarda aşınma meydana gelir, bu aşınma dikkat çekici şekilde adezif ve abrazif mekanizmalardan farklıdır. Bu nedenle, “yorulma aşınması sebebiyle kaybedilen materyal miktarı” parametresi kullanışlı bir parametre değildir. Kullanışlı olan parametre, çevrim sayısı bakımından veya yorulma hasarı ortaya çıkana kadar geçen zaman açısından malzemenin optimum kullanım ömrüdür. [48,53]

3. MALZEME VE YÖNTEM

3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEMELER

Sıvı petrol yakıtları (benzin, dizel yakıtı) ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının üretiminde kullanılmak üzere imal edilen çeliğin (Çelik I) kimyasal bileşimi ve CNG veya LPG yakıtları ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının üretiminde kullanılmak üzere imal edilen çeliğin (Çelik II) kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilmiştir.

Tablo 3.1: Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri.

Malzeme	Alaşım Elementi (%Ağırlık)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb
Çelik I	1,679	1,081	0,601	0,076	0,025	10,234	1,775	0,242	0,056
	Al	Cu	Co	B	Ti	V	W	Mg	Pb
	0,008	0,400	0,033	0,002	0,011	0,295	0,012	0,001	0,002
	Sn	Zr	Fe						
	0,044	0,007	83,414						
Çelik II	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb
	1,593	0,657	0,296	0,054	0,030	3,703	6,831	0,255	0,066
	Al	Cu	Co	B	Ti	V	W	Mg	Pb
	0,009	0,119	0,944	0,000	0,007	1,701	4,168	0,004	0,000
	Sn	Zr	Fe						
0,020	0,021	79,481							

3.2. ISIL İŞLEM VE METALOGRAFİK ÇALIŞMALAR

Kimyasal bileşimleri Tablo 3.1’de verilen Çelik I ve Çelik II, 850 °C sıcaklığındaki fırına yerleştirilmiş, fırının sıcaklığı 45 dakikanın sonunda 700 °C’ye ayarlanmış, yarım saat içerisinde sıcaklık 700 °C’ye düşmüştür. Toplam 24 saatin sonunda fırın kapatılmış ve malzemeler fırında soğutulmuş küreselleştirme ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu ısıl

işlemden çıkarılan malzemeler Çelik I için “Çelik I-1” ve Çelik II için “Çelik II-1” olarak kodlanmıştır.

Küreselleştirme ısı işlemini görmüş numuneler olan Çelik I-1 ve Çelik II-1 numunelerinin bir kısmı 800 °C sıcaklığındaki fırında 1 saat bekletilmiş, fırından çıkarılan numunelerin yarısına su verilmiş, yarısı ise havada soğutulmuştur. Su verilen numuneler Çelik I için “Çelik I-2S” ve Çelik II için “Çelik II-2S” olarak kodlanırken, havada soğutulan numuneler Çelik I için “Çelik I-2H” ve Çelik II için “Çelik II-2H” olarak kodlanmıştır.

Sıradaki ısı işlem olan temperleme işlemi için su verilen (Çelik I-2S, Çelik II-2S) ve havada soğutulan (Çelik I-2H, Çelik II-2H) numunelerin bir kısmı 600 °C sıcaklığındaki fırında 2 saat bekletilmiştir. Öncesinde su verme işlemine tabi tutulan numunelerin temperlenmesinin ardından kodları Çelik I için Çelik I-3S ve Çelik II için “Çelik II-3S” olarak belirlenirken, öncesinde havada soğutma işlemine tabi tutulan numunelerin temperlenmesinin ardından kodları Çelik I için “Çelik I-3H” ve Çelik II için “Çelik II-3H” olarak belirlenmiştir.

İlk temperleme işleminin ardından bir miktar numune (Çelik I-3S, Çelik II-3S, Çelik I-3H, Çelik II-3H) ikinci temperleme işlemine 600 °C’de 2 saat bekletilerek tabi tutulmuştur. Bu işleme tabi tutulan numuneler Çelik I için “Çelik I-4S, Çelik I-4H” ve Çelik II için “Çelik II-4S, Çelik II-4H” olarak kodlanmıştır.

Hiçbir ısı işlemine tabi tutulmamış döküm hâlindeki numunelerden Çelik I ve Çelik II olarak bahsedilecektir.

Isıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numunelerin ve yukarıda bahsedilen çeşitli ısı işlemlere tabi tutulmuş her bir numunenin mikroyapılarını tespit edebilmek amacıyla metalografik çalışmalar yapılmıştır. Metalografik çalışmalarda dağlayıcı olarak nital (%1 nitrik asit + alkol) kullanılmıştır.

Bu işlemlerin ardından her bir malzemenin metalografik yapılarını gösteren mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. Bu fotoğraf çekimleri için Şekil 3.1’de gösterilen Nikon marka mikroskop Clemex Captiva inceleme ve raporlama yazılımı ile birlikte kullanılmış; 100X, 200X, 500X ve 1000X büyütmede çalışılmıştır.



Şekil 3.1: Malzemelerin mikroyapılarının fotoğraflanmasında kullanılan Nikon marka mikroskop.¹

3.3. SERTLİK DENEYLERİ

Deneyleerde kullanılan malzemelerin sertlik ölçümleri Şekil 3.2’de gösterilen Emcotest marka Brinell – Vickers – Rockwell sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Bu ölçümler için elmas uç kullanılmış ve her numune için en az beş ölçüm yapılarak ortalama sertlik değerleri Vickers (HV10) cinsinden belirlenmiştir.

¹ http://www.teknoform.com/Uploads/GenelResim/b_4520129185703.jpg [Ziyaret Tarihi: 14 Mayıs 2016]

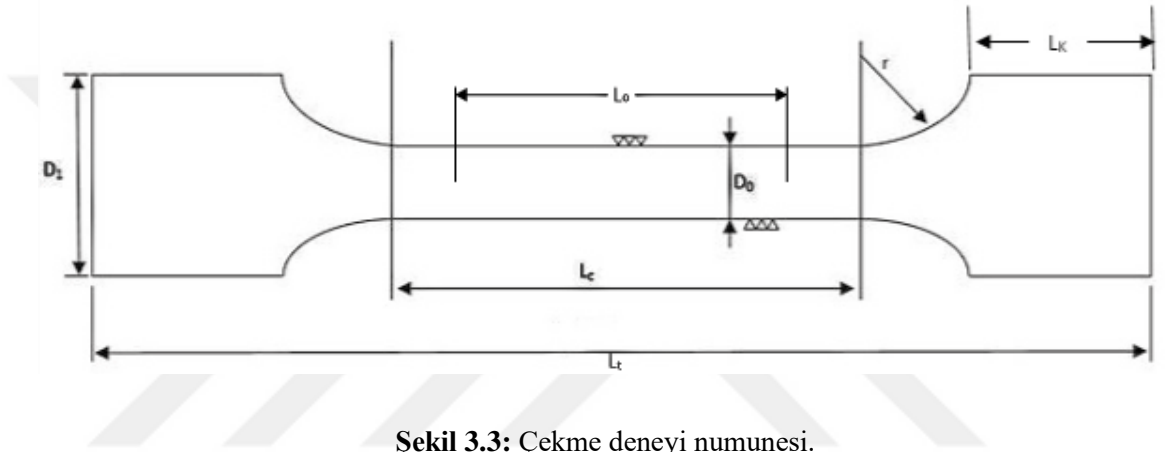


Şekil 3.2: Malzemelerin sertliklerinin ölçülmesinde kullanılan Emcotest marka Brinell – Vickers – Rockwell sertlik ölçüm cihazı.¹

¹ http://www.teknoform.com/Uploads/GenelResim/b_452012946594.jpg [Ziyaret Tarihi: 14 Mayıs 2016]

3.4. ÇEKME DENEYLERİ

Isıl işlem görmemiş döküm hâlindeki malzemelerin ve çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş her bir malzemenin $L_0=5.D_0$ olacak şekilde 6 mm çapında yuvarlak çekme numuneleri hazırlanmış ve oda sıcaklığında çekme deneyleri yapılmıştır. Şekil 3.3'te deneylerde kullanılan çekme numunelerinin boyutları gösterilmiştir. Çekme deneyleri Şekil 3.4'te gösterilen Shimadzu marka universal çekme cihazında yapılmıştır ve bu deneyler için çene hızı 0,5 mm/dk olarak ayarlanmıştır. [55]



Şekil 3.3: Çekme deneyi numunesi.

Burada:

D_0 numune çapı (mm),

D_1 baş kısmının çapı ($1,2 D_0$),

L_c inceltilmiş kısmın uzunluğu (mm),

L_0 ölçü uzunluğu ($5 D_0$),

L_t toplam uzunluk (mm),

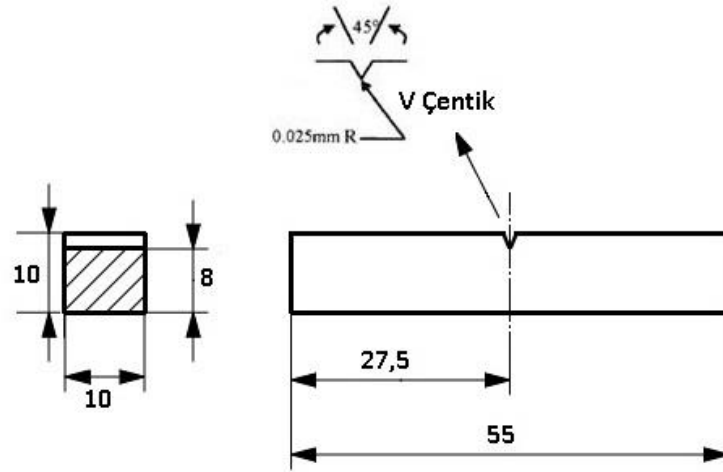
L_k baş kısmın uzunluğudur (mm).



Şekil 3.4: Çekme deneylerinin yapılmasında kullanılan Shimadzu marka üniversal çekme cihazı.

3.5. DARBE DENEYLERİ

Isıl işlem görmemiş döküm hâlindeki malzemelerin ve çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş her bir malzemenin darbe dirençlerinin ölçülmesi için Şekil 3.5'te gösterilen 10x10x55 mm boyutlarında V-çentikli Charpy darbe numuneleri hazırlanmıştır. Bu deneyler Şekil 3.6'da gösterilen Testcenter marka cihaz ile oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5: V-çentikli Charpy darbe numunesi.¹



Şekil 3.6: Charpy darbe deneylerinin yapılmasında kullanılan Testcenter marka cihaz.

¹ <http://dce.karabuk.edu.tr/yuklenen/resimler/126114201512419.jpg> [Ziyaret Tarihi: 14 Mayıs 2016]

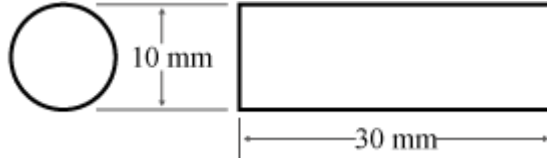
3.6. AŞINMA DENEYLERİ

Kimyasal bileşimleri Tablo 3.1’de verilmiş olan malzemelerin farklı ısıl işlem şartlarındaki aşınma karakteristiklerini incelemek amacıyla bu malzemelere ait, içyapısı döküm sonrası hâlinde olan numuneler ile değişik ısıl işlemlere tabi tutulmuş numuneler iki elemanlı abrasif aşınma prensibine uygun Devotrans marka deney cihazında test edilmiştir (Şekil 3.7). Aşınma deneyleri oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu deneylerde alüminyum oksit esaslı aşındırıcıların bağlı bulunduğu bez zımparalar kullanılmıştır. Kullanılan zımparalar tane boyutlarına göre P40 ve P120 olmak üzere iki çeşittir, ısıl işleme tabi tutulmamış numuneler ile çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş numuneler P40 ve P120 zımparalar ile aşındırılmıştır. Her bir numune için daha önce kullanılmamış yeni bir zımparaya geçilmiştir. Bu zımparalar silindirin üzerine gerdirilerek sarılmıştır. Bu sayede deney sırasında zımparaların sabit kalması ve deneyin olumsuz etkilenmemesi sağlanmıştır.



Şekil 3.7: Aşınma deneylerinin yapılmasında kullanılan Devotrans marka aşındırma deney cihazı.

Aşınma deneyi numuneleri Şekil 3.8’de görüldüğü üzere 10 mm çapında ve 30 mm uzunluğunda olan silindirik numunelerdir. Aşınma deneyleri 5 kg ağırlık altında yapılmış, bunlara ek olarak her iki çeliğin küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş numuneleri 2,5 kg yük altında P40 zımpara ile ayrıca denenmiştir.



Şekil 3.8: Aşınma deneyinde kullanılan numune.

Numuneler öncelikle 10^{-4} g ağırlığa duyarlı bir hassas terazide tartılmış ve sonrasında aşındırma deney cihazının numune tutma ucuna takılarak sabitlenmiştir. Numune tutucu kol başlama pozisyonuna getirilmiş ve kol üzerinde bulunan ağırlık bölmesine yükleme ağırlığının yerleştirilmesiyle numunenin aşındırıcı ile teması sağlanmıştır. Tutucu kolun ilerleme hızı ve silindirin dönme hızı numunenin çapına göre ayarlanmış ve böylece silindirin üzerinde dairesel bir hareket yapan numunenin, her çevrimde aşındırıcının kullanılmamış kısımları ile temas etmesi sağlanacak şekilde deney cihazı çalıştırılmıştır. Aşınma numunelerine aşındırıcı üzerinde 26 m yol katettirilmiştir. Aşındırma işlemi tamamlandıktan sonra numune, tutucu koldan çıkarılarak hassas terazide tekrar tartılmıştır. Böylece aşınma öncesi ve aşınma sonrası numune ağırlığı arasındaki fark saptanmış ve aşınma sonucu kaybedilen ağırlık miktarı bulunmuştur.

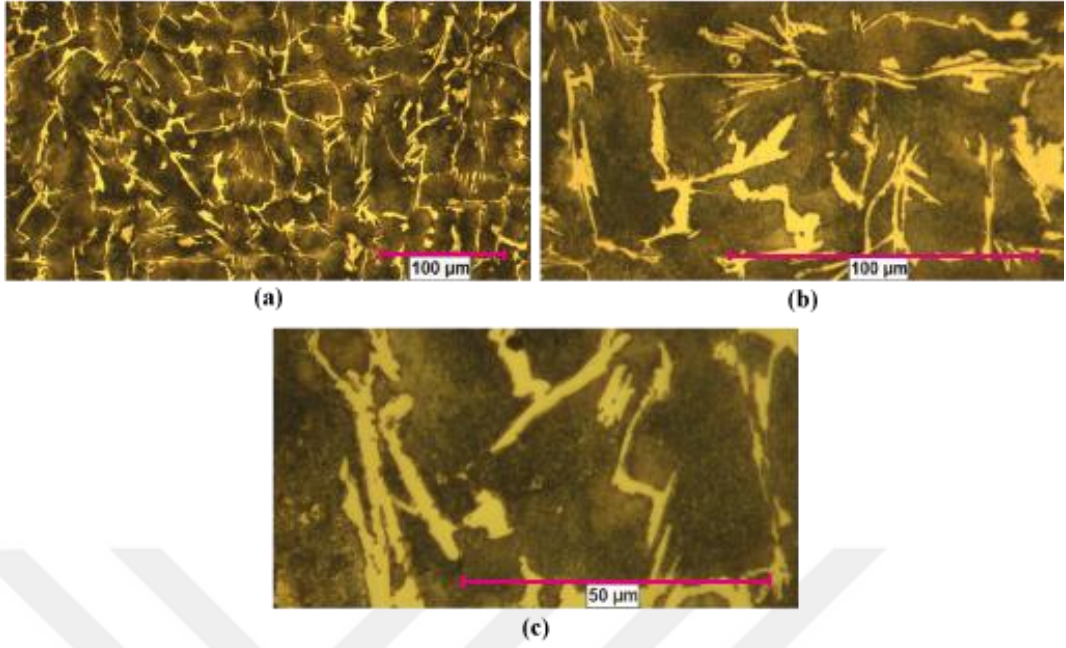
4. BULGULAR

4.1. MİKROYAPI İNCELEMESİ SONUÇLARI

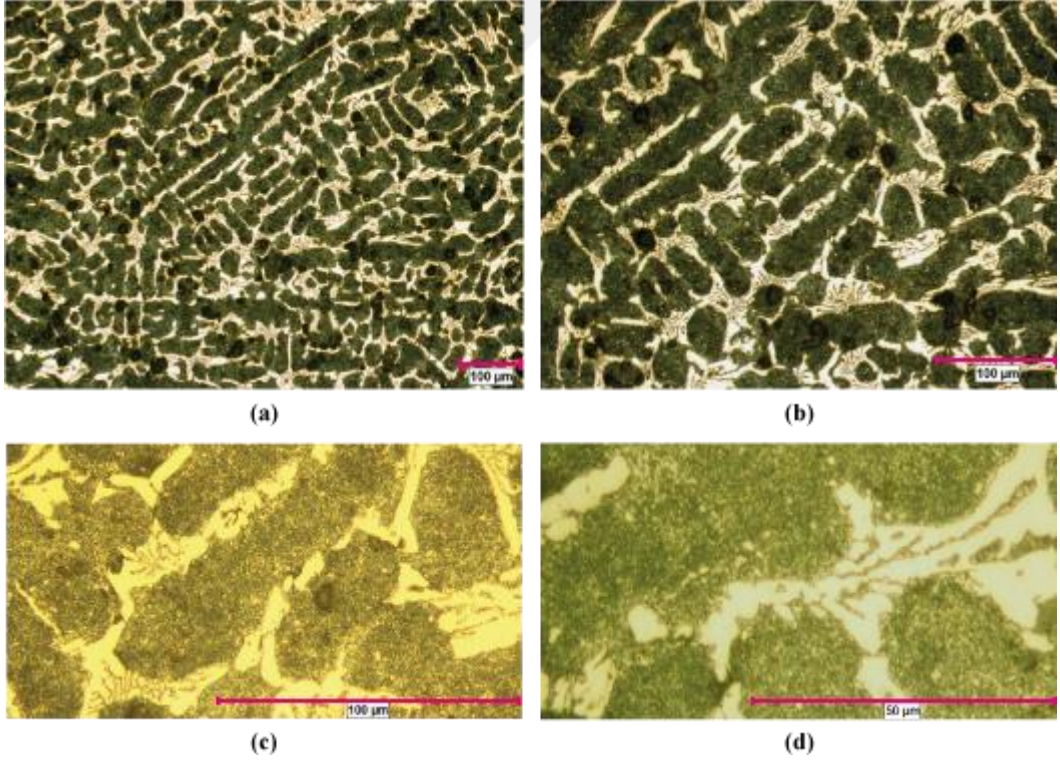
Mikroyapı, malzemelerin mekanik ve aşınma özellikleri için en belirleyici faktörlerin başında gelmektedir. Bundan dolayı dökümden sonra ısıtım işlem görmemiş, küreselleştirme işlemine tabi tutulmuş, su verilmiş ve havada soğutulmuş çeliklerin mikroyapılarının anlaşılabilmesi için öncelikle metalografik çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalar neticesinde ısıtım işlem görmemiş döküm hâlindeki numunelerde perlit + sementit yapı gözlenmiştir. Numunelerin 850 °C’de 45 dakika bekletilip devamında ise fırının sıcaklığı 700 °C’ye ayarlanarak kesintisiz 24 saat daha fırında tutulması ile gerçekleştirilen küreselleştirme ısıtım işlemine tabi tutulan numunelerin (Çelik I-1 ve Çelik II-1) mikroyapılarının bir miktar küreselleştiği gözlenmiştir. Küreselleştirme ısıtım işlemine tabi tutulan bu numunelerin 800 °C sıcaklıktaki fırında 1 saat bekletildikten sonra bazılarında su verilmiş (Çelik I-2S ve Çelik II-2S), bazıları havada soğutulmuş (Çelik I-2H ve Çelik II-2H) ve neticesinde her iki durum için de martensitik mikroyapı gözlemlenmiştir.

Şekil 4.1, Şekil 4.2, Şekil 4.3 ve Şekil 4.4’te Çelik I’in sırayla ısıtım işlem görmemiş, küreselleştirme ısıtım işlemine tabi tutulmuş (Çelik I-1), su verilmiş (Çelik I-2S) ve havada soğutulmuş (Çelik I-2H) hâllerinin çeşitli büyütmelemedeki mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Şekil 4.5, Şekil 4.6 ve Şekil 4.7’de ise Çelik I’in sözü edilen bu ısıtım işlemler için sırasıyla 200X, 500x ve 1000x büyütmelemedeki mikroyapı fotoğraflarının mukayesesine yer verilmiştir.

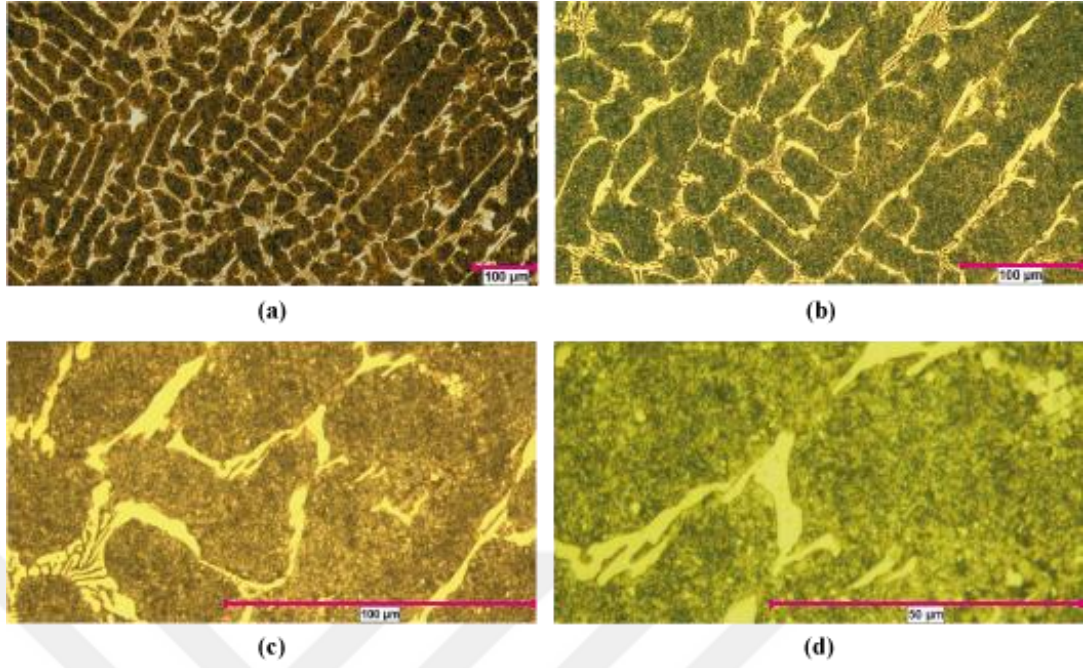
Şekil 4.8, Şekil 4.9, Şekil 4.10 ve Şekil 4.11’de Çelik II’nin sırayla ısıtım işlem görmemiş, küreselleştirme ısıtım işlemine tabi tutulmuş (Çelik II-1), su verilmiş (Çelik II-2S) ve havada soğutulmuş (Çelik II-2H) hâllerinin çeşitli büyütmelemedeki mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Şekil 4.12, Şekil 4.13 ve Şekil 4.14’te ise Çelik II’nin sözü edilen bu ısıtım işlemler için sırasıyla 200x, 500x ve 1000x mikroyapı fotoğraflarının mukayesesine yer verilmiştir.



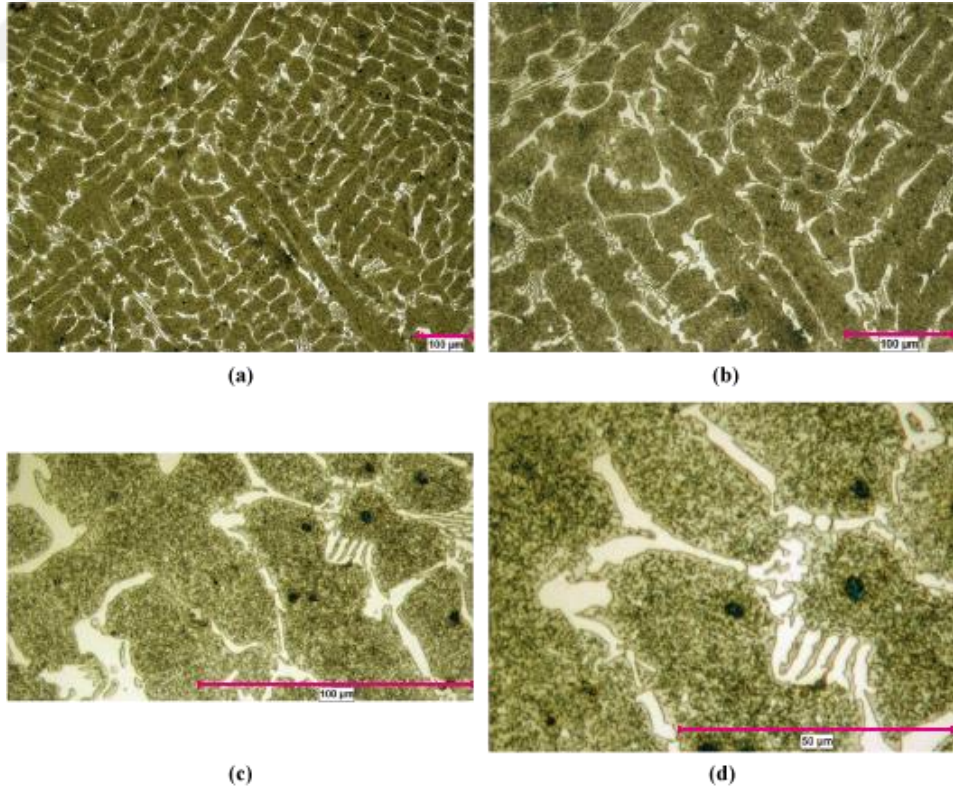
Şekil 4.1: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik-I’in ısıt işlem görmemiş döküm hâli için mikroyapı fotoğrafları. (a) 200x büyütme. (b) 500x büyütme. (c) 1000x büyütme.



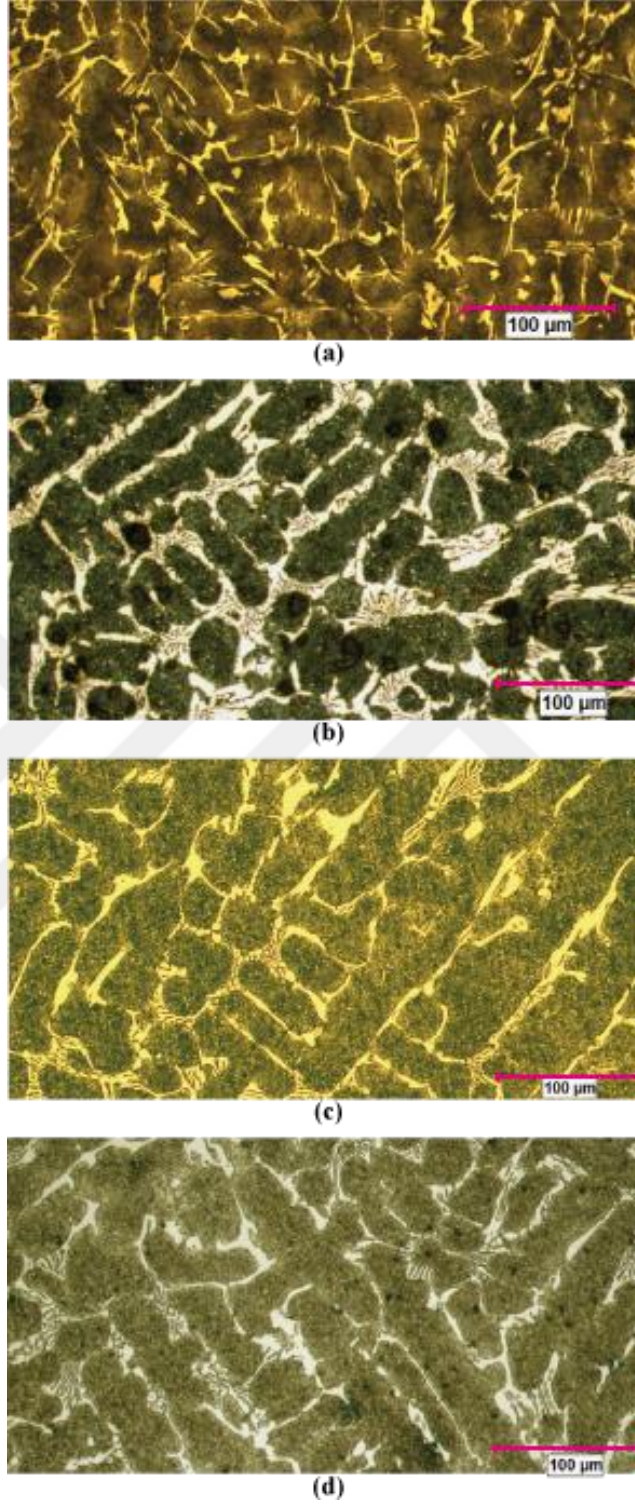
Şekil 4.2: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik I’in küreselleştirme ısıt işlemi için (Çelik I-1) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



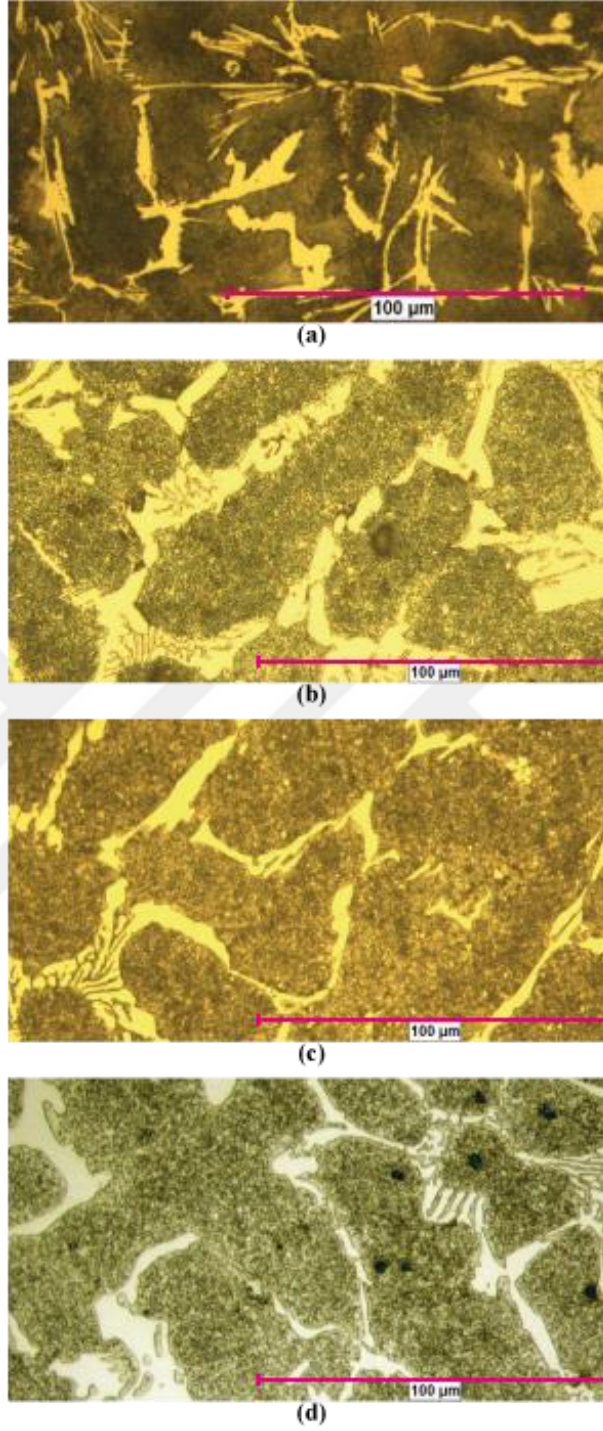
Şekil 4.3: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik I’in su verme ısıl işlemi için (Çelik I-2S) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



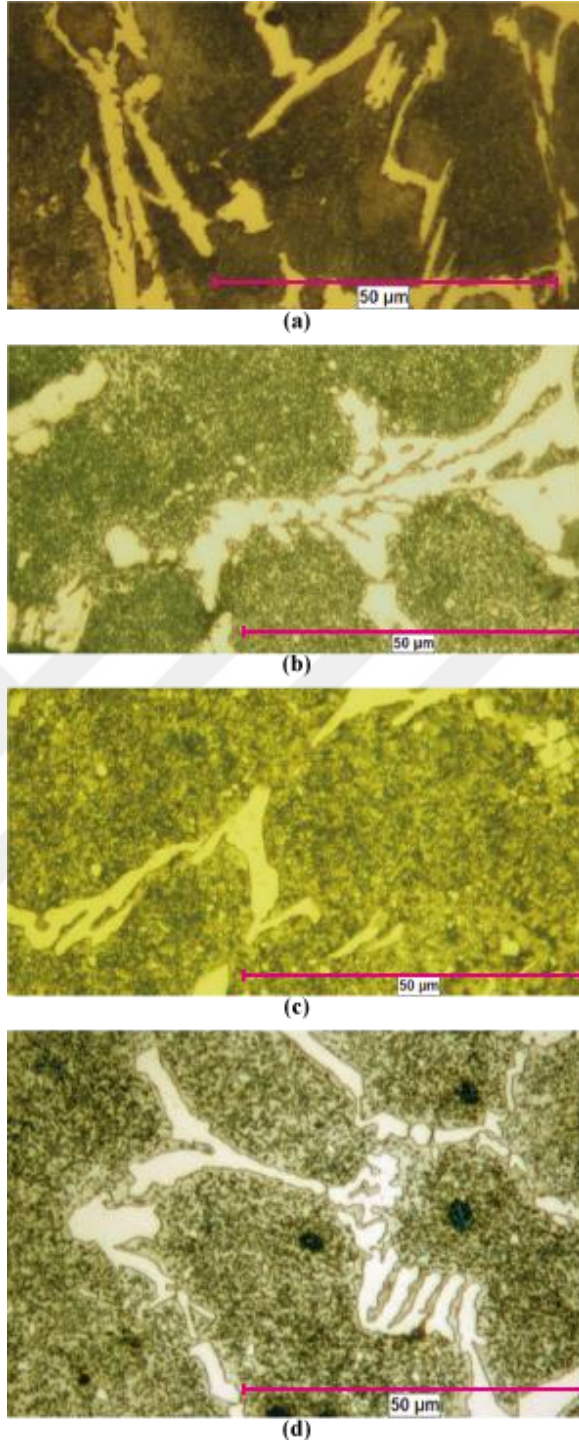
Şekil 4.4: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in havada soğutma ısıl işlemi için (Çelik I-2H) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



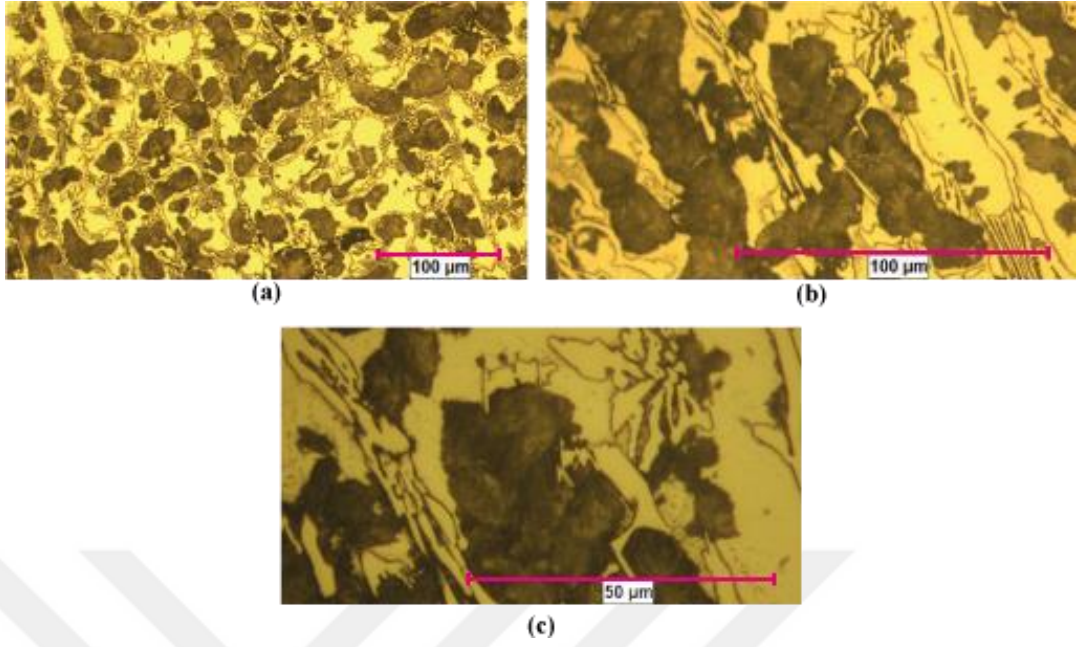
Şekil 4.5: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in 200x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik I-1). (c) Su verilmiş (Çelik I-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik I-2H).



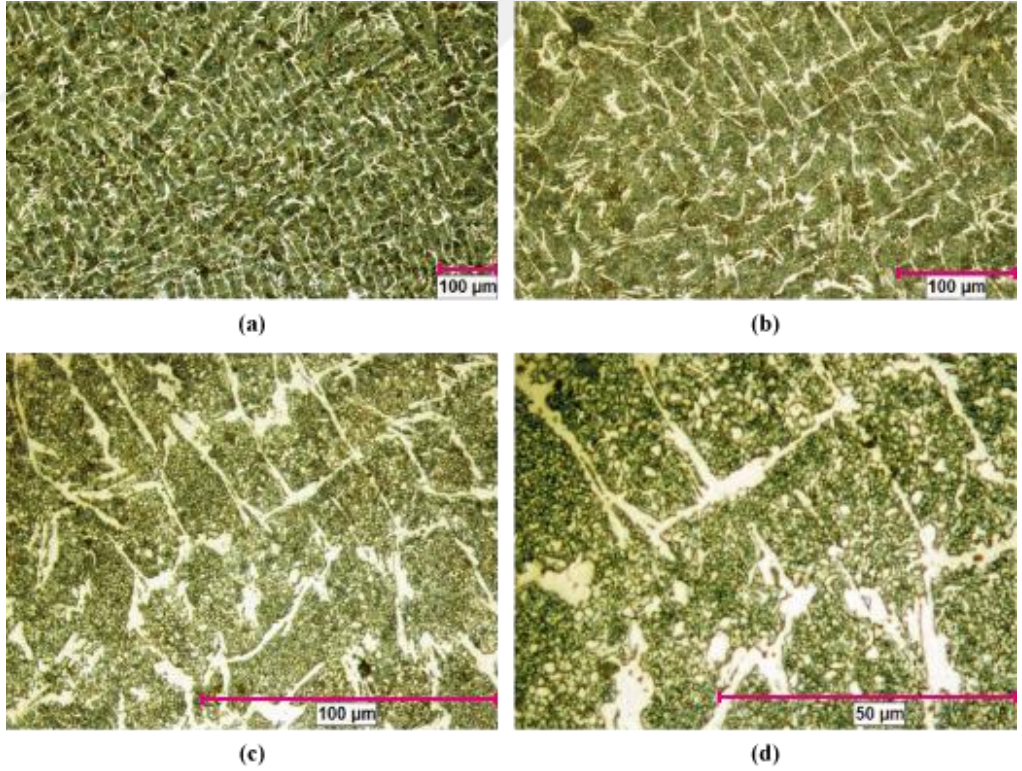
Şekil 4.6: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik I’in 500x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik I-1). (c) Su verilmiş (Çelik I-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik I-2H).



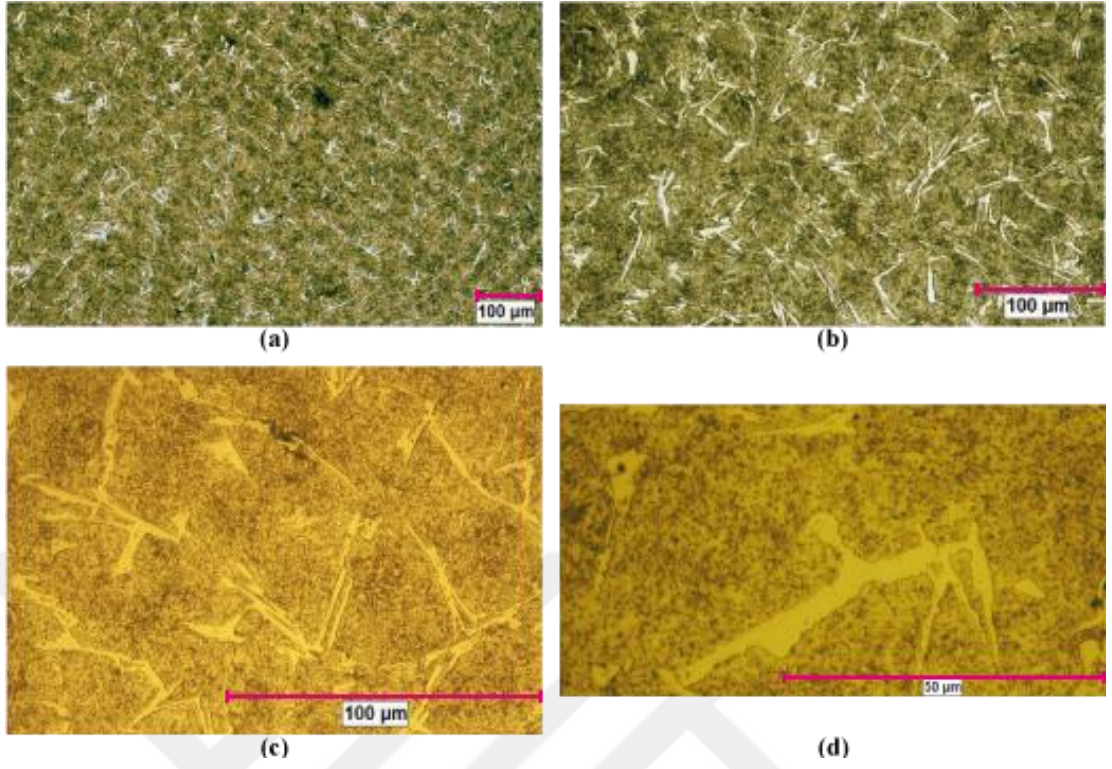
Şekil 4.7: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1'de verilen Çelik I'in 1000x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik I-1). (c) Su verilmiş (Çelik I-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik I-2H).



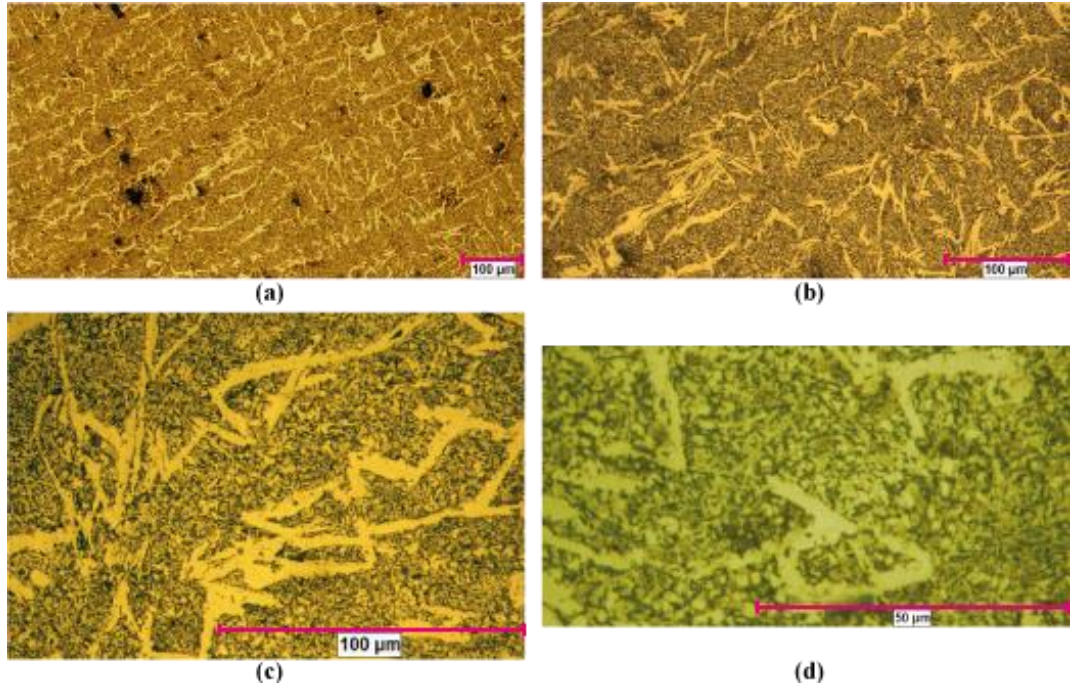
Şekil 4.8: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik-II’nin ısıtılmamış döküm hâli için mikroyapı fotoğrafları. (a) 200x büyütme. (b) 500x büyütme. (c) 1000x büyütme.



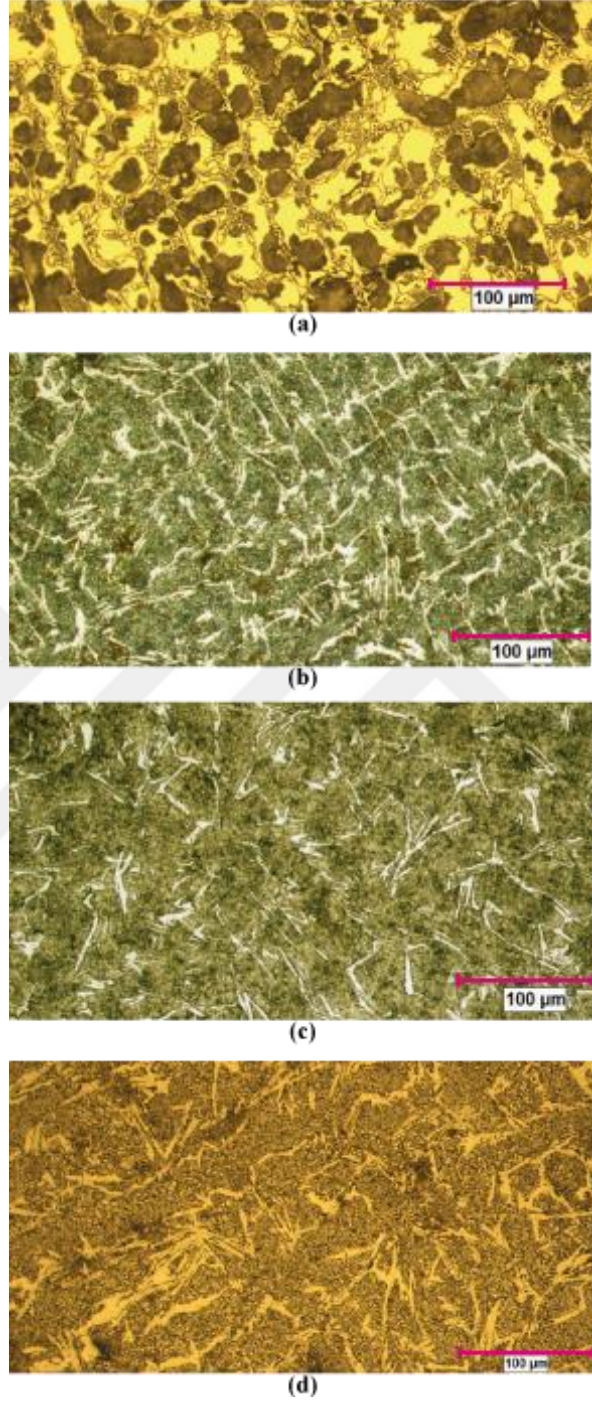
Şekil 4.9: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin küreselleştirme ısıtılması için (Çelik II-1) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



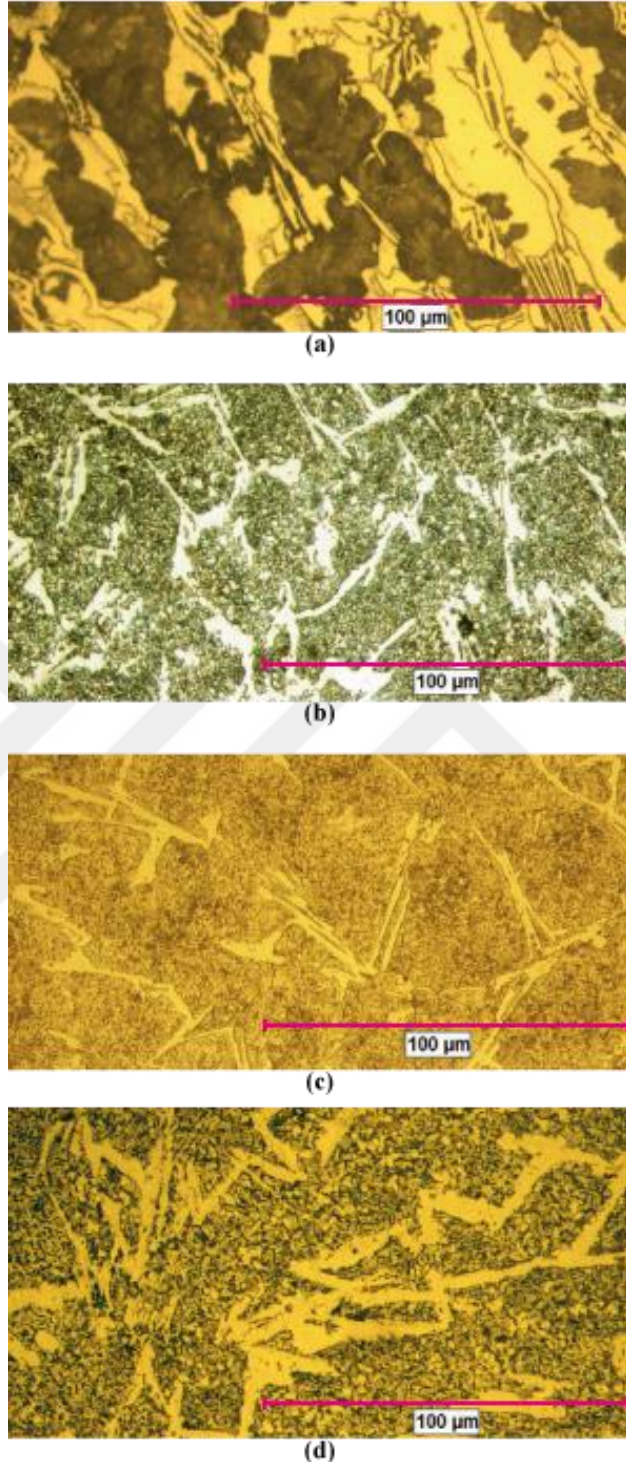
Şekil 4.10: Kimyasal bileşimi tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin su verme ısıl işlemi için (Çelik II-2S) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



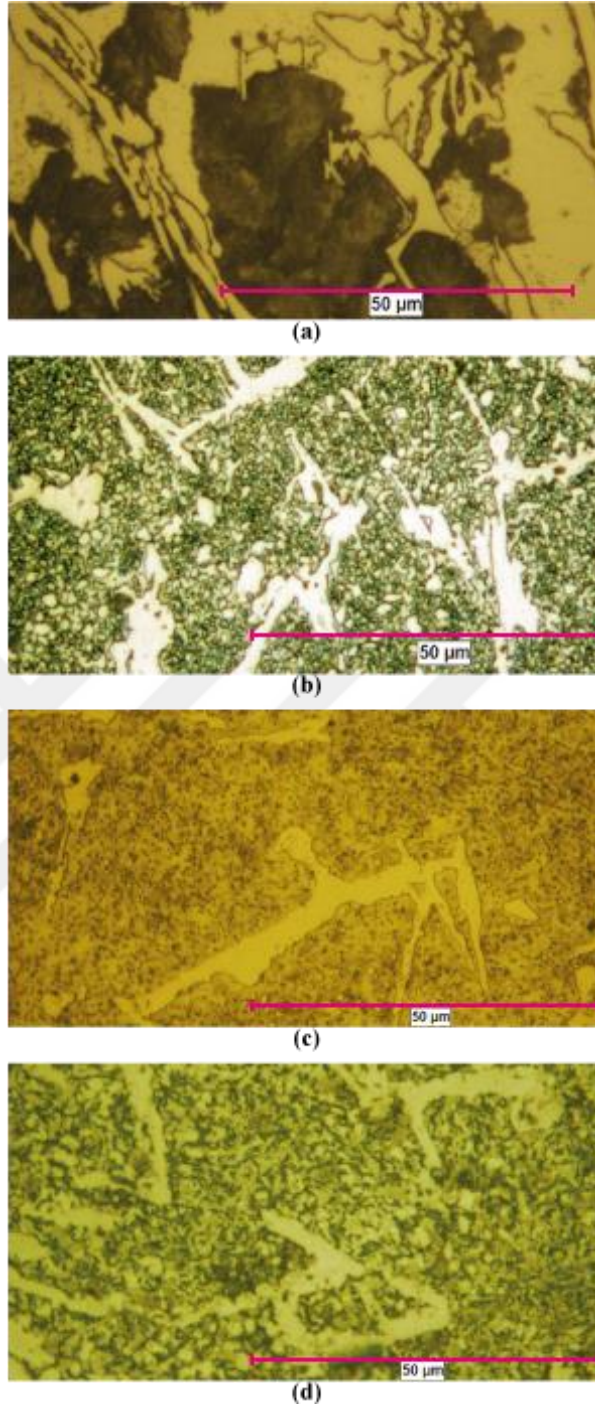
Şekil 4.11: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin havada soğutma ısıl işlemi için (Çelik II-2H) mikroyapı fotoğrafları. (a) 100x büyütme. (b) 200x büyütme. (c) 500x büyütme. (d) 1000x büyütme.



Şekil 4.12: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 200x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik II-1). (c) Su verilmiş (Çelik II-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik II-2H).



Şekil 4.13: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 500x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik II-1). (c) Su verilmiş (Çelik II-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik II-2H).



Şekil 4.14: Kimyasal bileşimi Tablo 3.1’de verilen Çelik II’nin 1000x büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları. (a) Isıl işlem görmemiş. (b) Küreselleştirilmiş (Çelik II-1). (c) Su verilmiş (Çelik II-2S). (d) Havada soğutulmuş (Çelik II-2H).

4.2. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

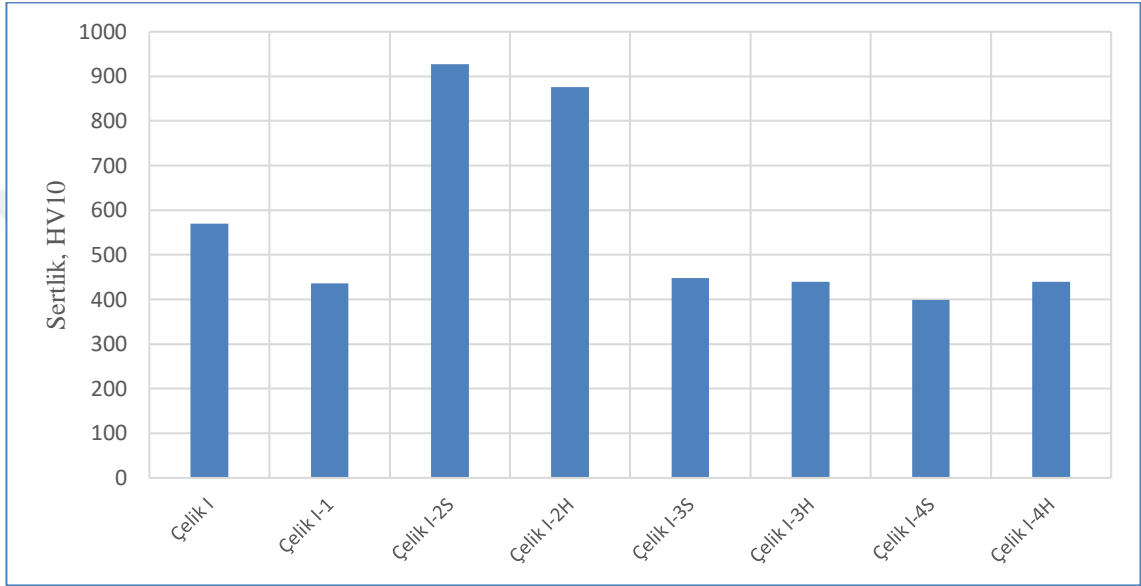
Dökümden sonra ısıl işlem görmemiş (Çelik I, Çelik II), küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş (Çelik I-1, Çelik II-1), ayrı ayrı su verilmiş (Çelik I-2S, Çelik II-2S) ve havada soğutulmuş (Çelik I-2H, Çelik II-2H), sonrasında ayrı ayrı temperlenmiş (Çelik I-3S, Çelik I-3H, Çelik II-3S, Çelik II-3H) ve ardından ikinci temperleme işlemine tabi tutulmuş (Çelik I-4S, Çelik I-4H, Çelik II-4S, Çelik II-4H) çeliklerin sertlikleri Tablo 4.1’de verilmiştir.

Tablo 4.1: Isıl işlem durumuna göre malzemelerin sertlikleri.

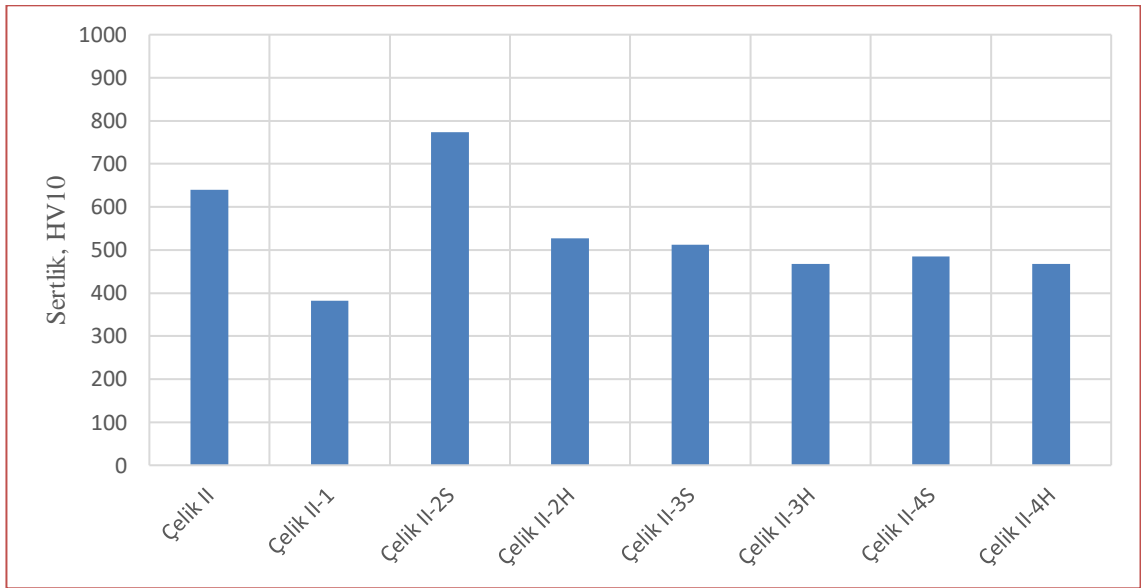
Malzeme	Isıl İşlem	Malzeme - Isıl İşlem Kodu	Sertlik, HV10
Çelik I	-	Çelik I	570
	Küreselleştirme	Çelik I-1	436
	800 °C - Su verme	Çelik I-2S	927
	800 °C - Havada soğutma	Çelik I-2H	876
	1. Temperleme (600 °C)	Çelik I-3S	448
		Çelik I-3H	440
	2. Temperleme (600 °C)	Çelik I-4S	399
		Çelik I-4H	440
Çelik II	-	Çelik II	640
	Küreselleştirme	Çelik II-1	382
	800 °C - Su verme	Çelik II-2S	773
	800 °C - Havada soğutma	Çelik II-2H	527
	1. Temperleme (600 °C)	Çelik II-3S	512
		Çelik II-3H	467
	2. Temperleme (600 °C)	Çelik II-4S	485
		Çelik II-4H	467

Çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş Çelik I ve Çelik II’nin sertlik ölçüm sonuçları Şekil 4.15 ve Şekil 4.16’da görüldüğü şekliyle değişmektedir. Küreselleştirme ısıl işlemi neticesinde Çelik I ve Çelik II’nin sertlik değerlerinde bir düşüş gözlemlenmiştir. Bu ısıl işlemden sonra gerçekleştirilen su verme işlemi sonucu her iki çeliğin sertlik değerlerinde kayda değer bir artış gözlenirken; yine küreselleştirme ısıl işleminden sonra gerçekleştirilen havada soğutma işleminin ardından Çelik I’in sertlik değerinin büyük oranda yükselip su verme işleminden sonra elde edilen değerden az bir miktar aşağıda kaldığı görülmüş, Çelik II’nin de sertlik değerinin yükseldiği fakat su verme işlemi sonrası

sertlik değerine göre büyük lde aşağıda kaldığı görülmüştür. Her iki elik için de gerek su verilmiş gerekse havada soğutulmuş numunelerin sertlik değerlerinin ilk temperleme işleminin ardından azaldığı gözlemlenmiştir. Ancak ikinci temperleme işlemi sonrasında her iki çeliğin de sertlik değerlerinde kayda değer bir değişim görülmemiştir, bu da bu çelikler için kalıntı ostenit miktarının ihmal edilebilecek kadar düşük bir seviyede olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.15: Yapılan çeşitli ısıŐ işlemlerin Çelik I'in sertlik değerine etkisini gösteren grafik.



Şekil 4.16: Yapılan çeşitli ısıŐ işlemlerin Çelik II'nin sertlik değerine etkisini gösteren grafik.

4.3. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

Dökümden sonra ısı işlem görmemiş (Çelik I, Çelik II), küreselleştirme ısı işlemine tabi tutulmuş (Çelik I-1, Çelik II-1), su verilmiş (Çelik I-2S, Çelik II-2S) ve sonrasında temperlenmiş (Çelik I-3S, Çelik II-3S) çeliklerin her bir ısı işlem durumu için ayrı ayrı çapları (mm), gerilmeleri (N) ve mühendislik gerilmeleri (N/mm²) Çelik I için Tablo 4.2’de ve Çelik II için Tablo 4.3’te verilmiştir.

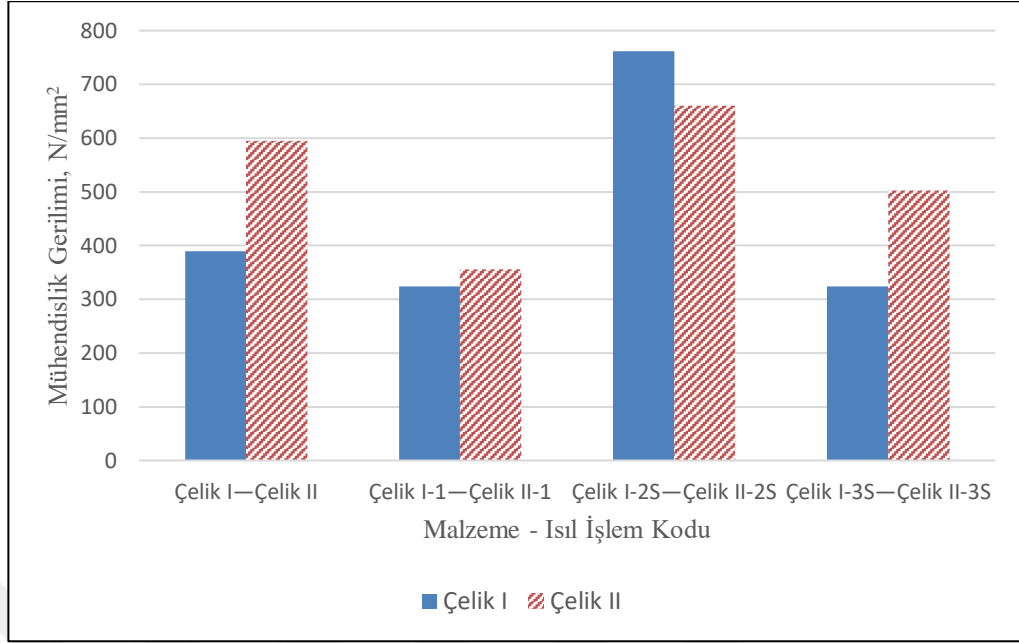
Tablo 4.2: Çelik I için çekme deneyi sonuçları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	Çap, mm	Gerilim, N	Mühendislik Gerilimi, N/mm ²
Çelik I	5,90	10648	389,67
Çelik I-1	6,00	9145	323,60
Çelik I-2S	6,00	21513	761,25
Çelik I-3S	6,10	9450	323,52

Tablo 4.3: Çelik II için çekme deneyi sonuçları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	Çap, mm	Gerilim, N	Mühendislik Gerilimi, N/mm ²
Çelik II	5,95	16541	595,19
Çelik II-1	5,90	9728	356,00
Çelik II-2S	6,00	18668	660,58
Çelik II-3S	6,00	14189	502,09

Şekil 4.17’de Çelik I ve Çelik II’nin çeşitli ısı işlemler sonucunda çekme mukavemetinde meydana gelen değişim görülmektedir.



Şekil 4.17: Çeşitli ısıl işlemler sonucu Çelik I ve Çelik II'nin çekme mukavemetinde meydana gelen değişim.

Çelik I ile yapılan çekme deneylerinde, ısıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numune için çekme mukavemeti $389,67 \text{ N/mm}^2$ bulunurken, bu değer küreselleştirme ısıl işlemi gören numune (Çelik I-1) için $323,60 \text{ N/mm}^2$ değerine düşerek azaldığı görülmüştür. Küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulduktan sonra $800 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıktaki fırında 1 saat bekletilip su verilen numunenin (Çelik I-2S) çekme mukavemetinin $761,25 \text{ N/mm}^2$ değerine çıktığı gözlenmiştir. Su verilen ve ardından temperlenen numunenin (Çelik I-3S) çekme mukavemetinin azalarak $323,52 \text{ N/mm}^2$ seviyesine düştüğü gözlemlenmiştir.

Çelik II ile yapılan çekme deneylerinde, ısıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numune için çekme mukavemeti $595,19 \text{ N/mm}^2$ bulunurken, bu değer küreselleştirme ısıl işlemi gören numune (Çelik II-1) için $356,00 \text{ N/mm}^2$ değerine düştüğü görülmüştür. Küreselleştirme işleminin sonrasında $800 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıktaki fırında 1 saat tutularak su verilen numunenin (Çelik II-2S) çekme mukavemeti değeri $660,58 \text{ N/mm}^2$ olarak ölçülmüş ve çekme mukavemetinde önceki duruma göre bir artış gözlenmiştir. Su verilmesinin ardından temperleme işlemine tabi tutulan numunenin (Çelik II-3S) çekme mukavemeti $502,09 \text{ N/mm}^2$ bulunarak önceki ısıl işlem durumuna kıyasla çekme mukavemetinde bir düşüş olduğu görülmüştür.

Çekme deneyleri esnasında hiçbir numunede boyun verme gözlemlenmemiştir.

Çelik I-1 numunesine göre yüksek bir sertlik değerine sahip Çelik I-3S numunesinin çekme mukavemetinin Çelik I-1 numunesinin çekme mukavemetinden yüksek olması beklenirken, elde edilen sonuçlar aksini göstermektedir. Aynı durum Çelik II-1 ve Çelik II-3S arasındaki ilişkide de görülmektedir. Bu durum, döküm koşullarının yeterince iyi olmamasından ileri gelmektedir.

4.4. DARBE DENEYİ SONUÇLARI

Dökümden sonra ısıtıl işlem görmemiş (Çelik I, Çelik II), küreselleştirme ısıtıl işlemine tabi tutulmuş (Çelik I-1, Çelik II-1), su verilmiş (Çelik I-2S, Çelik II-2S) ve sonrasında temperlenmiş (Çelik I-3S, Çelik II-3S) çeliklerin her bir ısıtıl işlem durumu için oda sıcaklığında gerçekleştirilen Charpy darbe deneyi sonuçlarına göre Tablo 4.4'te Çelik I'in, Tablo 4.5'te ise Çelik II'nin darbe enerjileri verilmiştir.

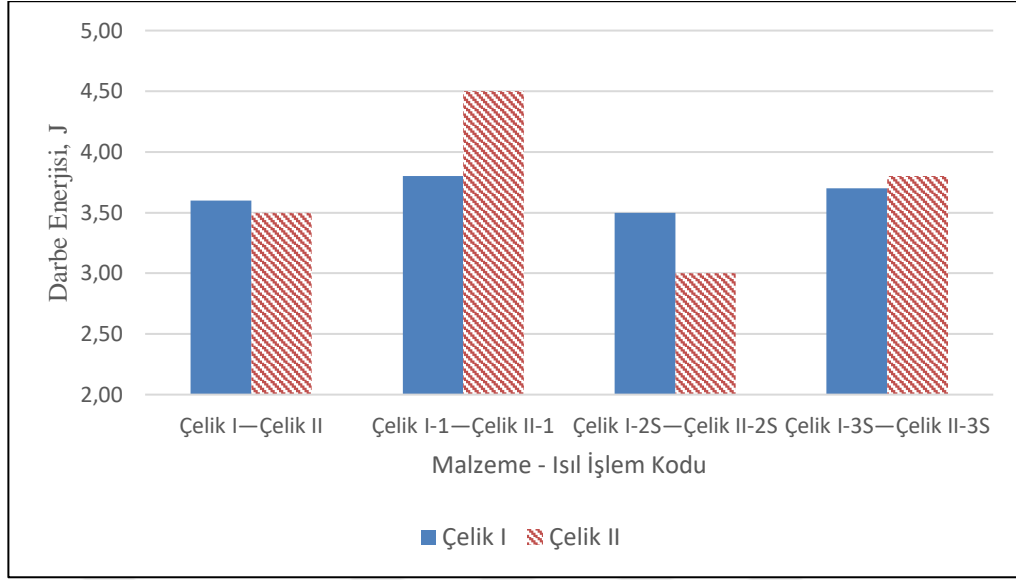
Tablo 4.4: Çelik I için darbe deneyi sonuçları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	Darbe Enerjisi, J
Çelik I	3,60
Çelik I-1	3,80
Çelik I-2S	3,50
Çelik I-3S	3,70

Tablo 4.5: Çelik II için darbe deneyi sonuçları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	Darbe Enerjisi, J
Çelik II	3,50
Çelik II-1	4,50
Çelik II-2S	3,00
Çelik II-3S	3,80

Şekil 4.18'de Çelik I ve Çelik II'nin çeşitli ısıtıl işlemler sonucunda darbe dirençlerinde meydana gelen değişimler görülmektedir.



Şekil 4.18: Çeşitli ısıl işlemler sonucu Çelik I ve Çelik II'in darbe enerjisinin değişimi.

Çelik I için gerçekleştirilen darbe deneylerinde, ısıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numunenin darbe enerjisi 3,60 J olarak tespit edilmiştir. Küreselleştirme işlemine tabi tutulan numune için darbe enerjisi değeri 3,80 J olarak bulunmuş ve dolayısıyla önceki duruma göre bir artış gözlenmiştir. Küreselleştirme işleminin ardından 800 °C sıcaklıktaki fırında 1 saat bekletilip su verilen numunenin darbe enerjisi 3,50 J olarak saptanıp darbe enerjisinde düşüş olduğu ortaya çıkarılmıştır. Su verilip sonrasında temperlenen numunenin darbe enerjisi 3,70 J olarak bulunmuş ve darbe enerjisi değerinde artış görülmüştür. Bu sonuçlara göre, Çelik I'in en yüksek darbe dayanımını küreselleştirme işlemine tabi tutulduktan sonra gösterdiği ortaya çıkmaktadır.

Çelik II için gerçekleştirilen darbe deneylerinde, ısıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numunenin darbe enerjisi 3,50 J olarak tespit edilmiştir. Küreselleştirme ısıl işlemi gören numunenin darbe enerjisi 4,50 J olarak bulunmuş ve bu değer bir önceki değere göre yüksek olduğu görülmüştür. Küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulduktan sonra 800 °C sıcaklıktaki fırında 1 saat bekletilip su verilen numune için darbe enerjisi değeri 3,00 J olarak bulunarak önceki değere kıyasla düştüğü gözlenmiştir. Su verilmesinin ardından temperleme işlemi gören numunenin darbe enerjisi 3,80 J olarak tespit edilmiş ve önceki değere göre artış olduğu görülmüştür. Bu sonuçlara göre, Çelik II'nin en yüksek darbe dayanımını küreselleştirme işlemine tabi tutulduktan sonra gösterdiği ortaya çıkmaktadır.

4.5. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI

Çelik I ve Çelik II'nin döküm hâlindeki numuneleri ve çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş numuneleri ile P40 ve P120 zımparalar kullanılarak 5 kg ağırlık altında aşınma deneyleri yapılmıştır. Ayrıca P40 zımpara kullanılarak 2,5 kg ağırlık altında her iki çeliğin küreselleştirme ısıl işlemine tabi tutulmuş numuneleri için birer deney daha yapılmıştır. Tüm aşınma deneyleri esnasında numunelerin zımpara üzerinde 26 metre yol katetmesi sağlanmıştır. Oda sıcaklığında yapılan deneyler sonucunda malzemelerde meydana gelen ağırlık kayıpları Çelik I için Tablo 4.6'da ve Çelik II için Tablo 4.7'de gösterilmiştir.

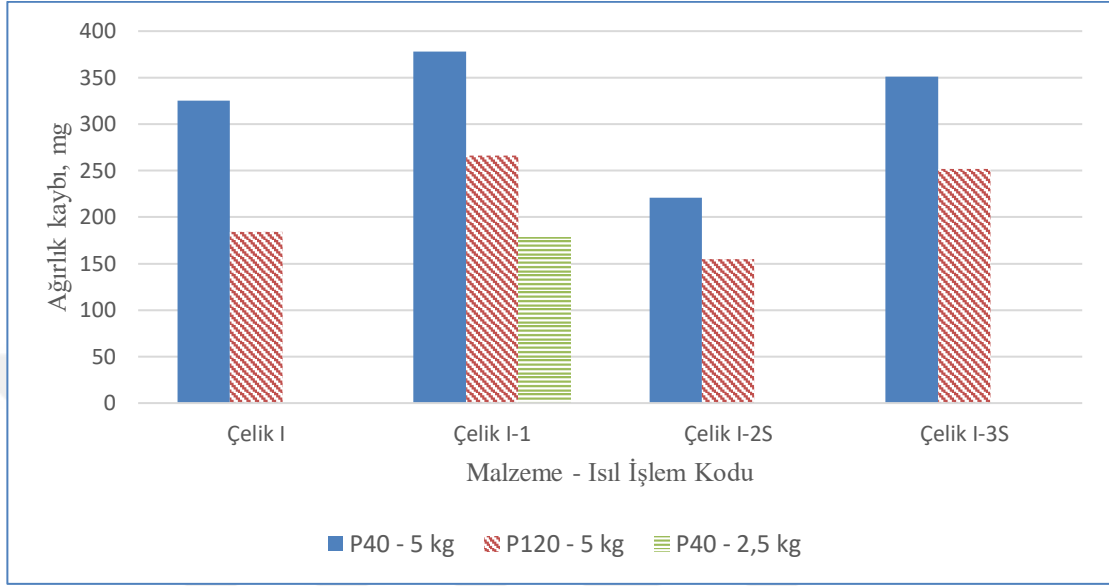
Tablo 4.6: Çelik I için yapılan aşınma deneyleri sonucunda meydana gelen ağırlık kayıpları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	26 m		
	P40 - 5 kg	P120 - 5 kg	P40 - 2,5 kg
	Ağırlık kaybı, mg	Ağırlık kaybı, mg	Ağırlık kaybı, mg
Çelik I	325	184	
Çelik I-1	378	266	178
Çelik I-2S	221	155	
Çelik I-3S	351	252	

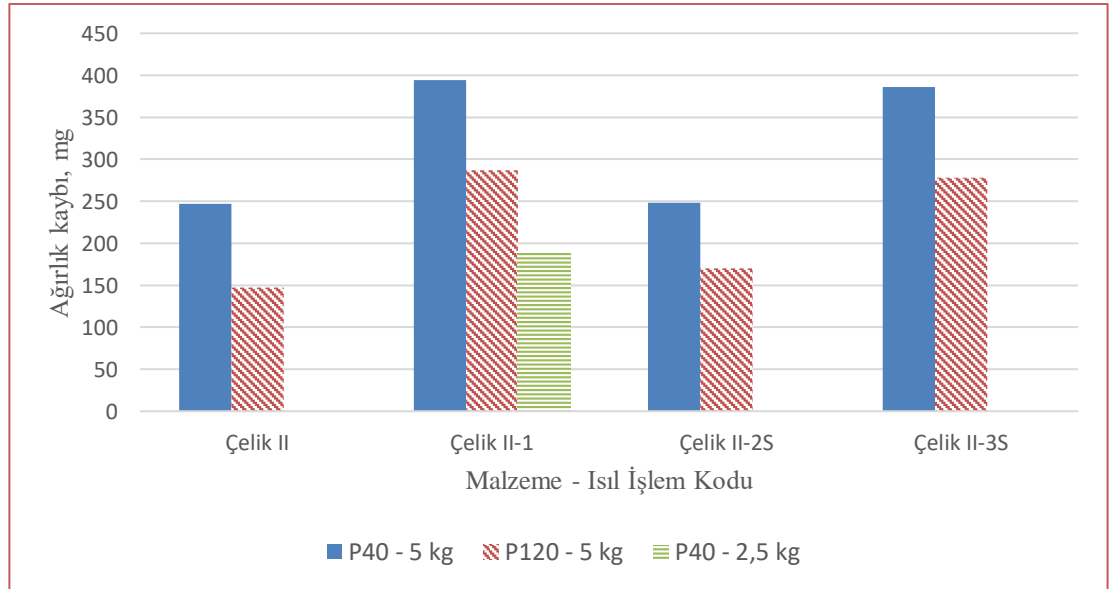
Tablo 4.7: Çelik II için yapılan aşınma deneyleri sonucunda meydana gelen ağırlık kayıpları.

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	26 m		
	P40 - 5 kg	P120 - 5 kg	P40 - 2,5 kg
	Ağırlık kaybı, mg	Ağırlık kaybı, mg	Ağırlık kaybı, mg
Çelik II	247	147	
Çelik II-1	394	287	188
Çelik II-2S	248	170	
Çelik II-3S	386	278	

Döküm hâlindeki Çelik I ve Çelik II ile çeşitli ısı işlemlere tabi tutulmuş Çelik I ve Çelik II için yapılan çeşitli aşınma deneyleri sonuçlarında meydana gelen ağırlık kayıplarındaki değişim sırasıyla Şekil 4.19 ve Şekil 4.20’de gösterilmiştir.



Şekil 4.19: Çelik I için çeşitli aşınma deneyleri sonuçlarında meydana gelen ağırlık kayıplarındaki değişim.



Şekil 4.20: Çelik II için çeşitli aşınma deneyleri sonuçlarında meydana gelen ağırlık kayıplarındaki değişim.

Deneyleerde kullanılan çeliklerin değişik ısı işlemlere bağlı aşınma davranışları Bölüm 2.3'te verilen bağıntılar yardımıyla aşınma eğilimi [k_a (Bağıntı 2.14)] ve aşınma eğiliminin çarpmaya göre tersi olan aşınma direnci (k_r) cinsinden Çelik I için Tablo 4.8'de ve Çelik II için Tablo 4.9'da gösterilmiştir.

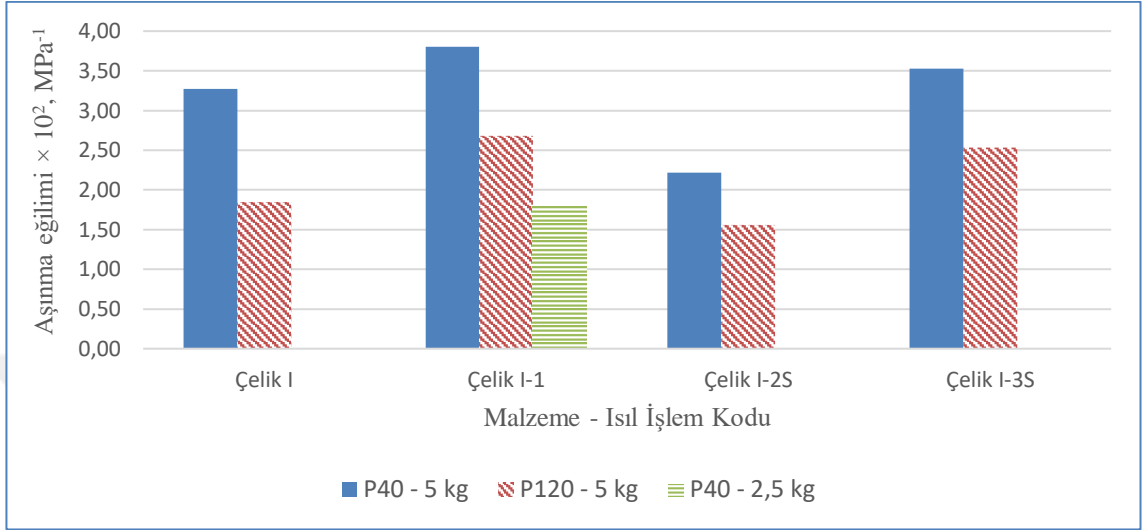
Tablo 4.8: Çelik I için aşınma eğilimleri (k_a) ve aşınma dirençleri (k_r).

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	26 m					
	P40 - 5 kg		P120 - 5 kg		P40 - 2,5 kg	
	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)
Çelik I	$3,27 \times 10^{-2}$	30,60	$1,85 \times 10^{-2}$	54,04		
Çelik I-1	$3,80 \times 10^{-2}$	26,31	$2,68 \times 10^{-2}$	37,38	$1,79 \times 10^{-2}$	55,86
Çelik I-2S	$2,22 \times 10^{-2}$	44,99	$1,56 \times 10^{-2}$	64,15		
Çelik I-3S	$3,53 \times 10^{-2}$	28,33	$2,53 \times 10^{-2}$	39,46		

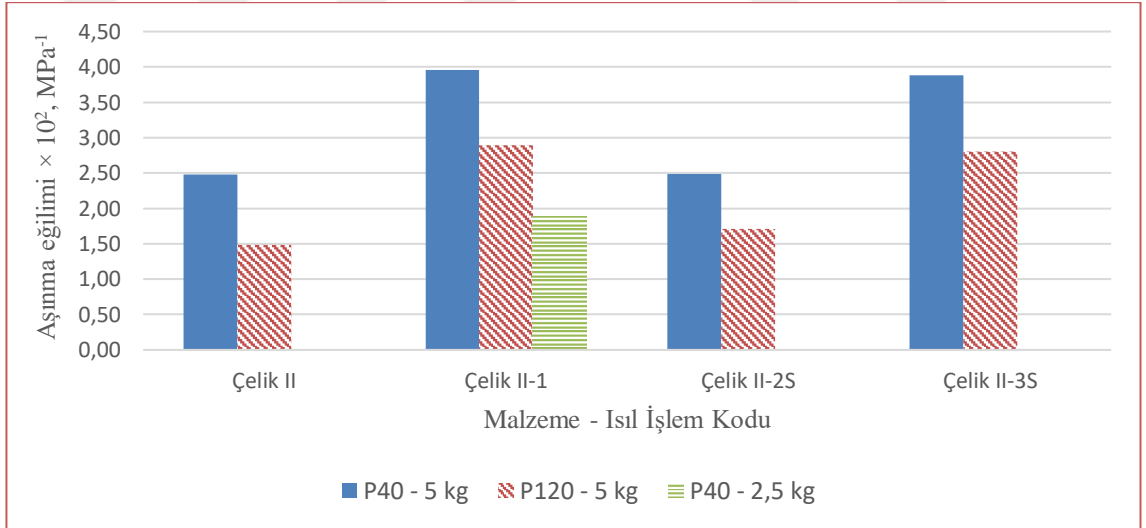
Tablo 4.9: Çelik II için aşınma eğilimleri (k_a) ve aşınma dirençleri (k_r).

Malzeme - Isıl İşlem Kodu	26 m					
	P40 - 5 kg		P120 - 5 kg		P40 - 2,5 kg	
	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)	Aşınma eğilimi (MPa ⁻¹)	Aşınma direnci (MPa)
Çelik II	$2,48 \times 10^{-2}$	40,26	$1,48 \times 10^{-2}$	67,65		
Çelik II-1	$3,96 \times 10^{-2}$	25,24	$2,89 \times 10^{-2}$	34,65	$1,89 \times 10^{-2}$	52,89
Çelik II-2S	$2,49 \times 10^{-2}$	40,10	$1,71 \times 10^{-2}$	58,49		
Çelik II-3S	$3,88 \times 10^{-2}$	25,76	$2,80 \times 10^{-2}$	35,77		

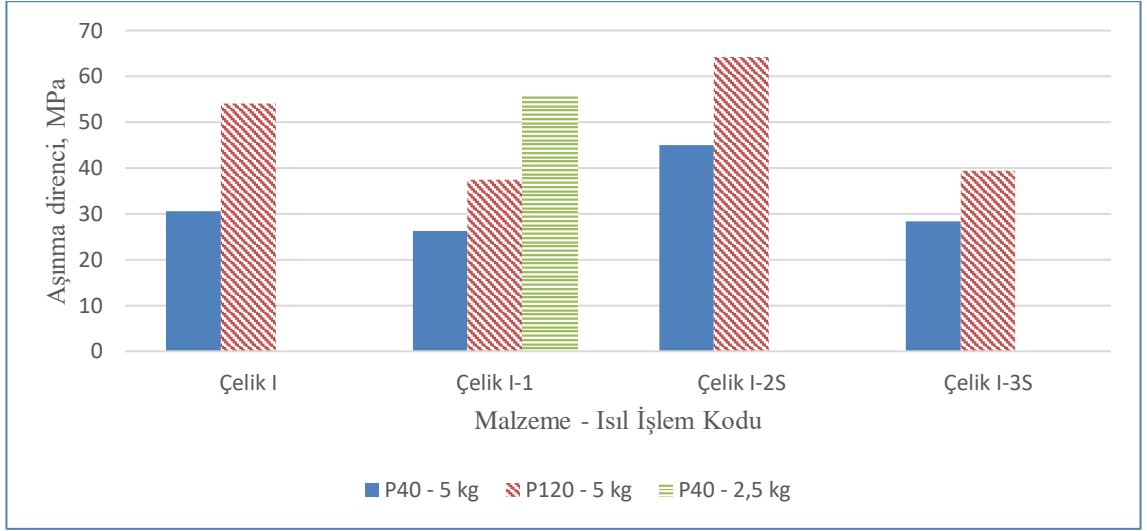
Çeşitli ısı işlemlere bağlı olarak aşınma eğilimlerindeki değişim Çelik I için Şekil 4.21’de, Çelik II için Şekil 4.22’de gösterilirken, aşınma dirençlerindeki değişim Çelik I için Şekil 4.23’te ve Çelik II için Şekil 4.24’te gösterilmiştir.



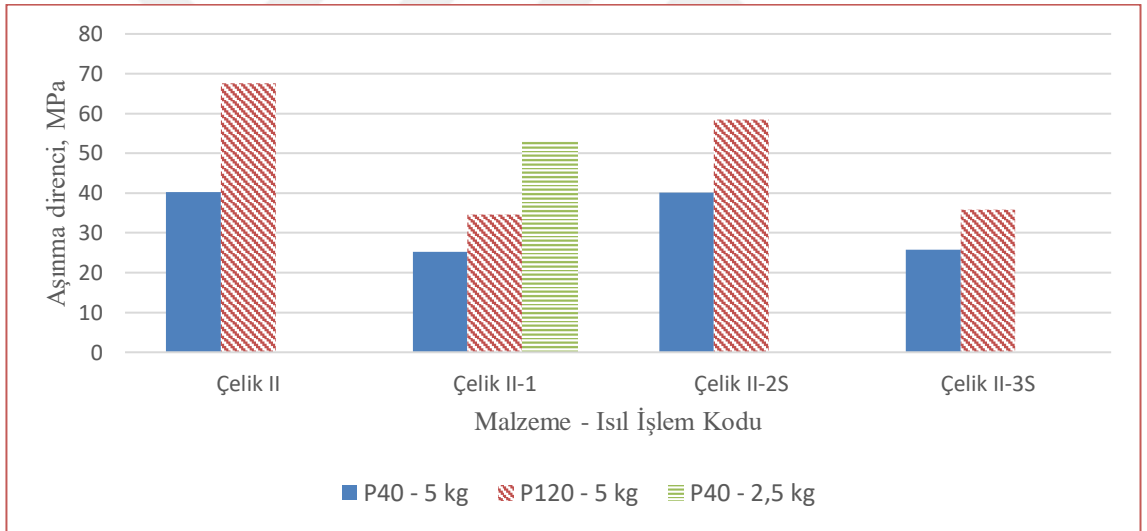
Şekil 4.21: Çelik I’in aşınma eğilimlerindeki değişim.



Şekil 4.22: Çelik II’nin aşınma eğilimlerindeki değişim.



Şekil 4.23: Çelik I'in aşınma dirençlerindeki değişim.



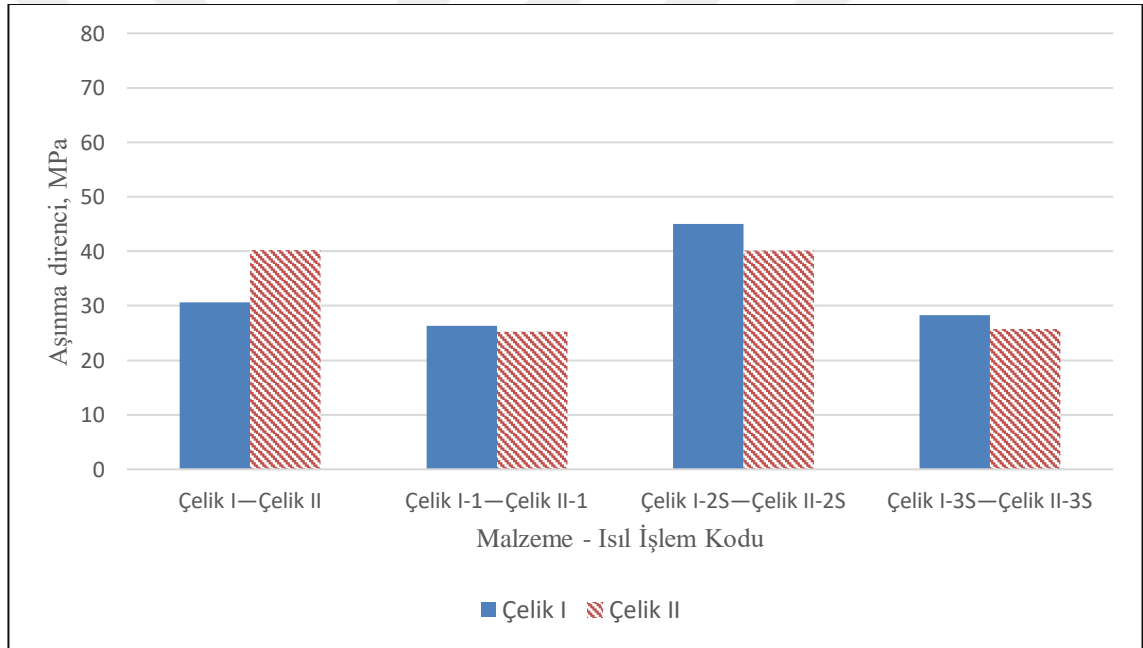
Şekil 4.24: Çelik II'nin aşınma dirençlerindeki değişim.

Çelik I için küreselleştirme işleminin ardından 800 °C sıcaklıktaki fırında 1 saat bekletilip su verilmiş numuneler (Çelik I-2S) kullanılarak P40 ve P120 zımparalar ile yapılan aşınma deneyleri sonucu ağırlık kaybının, dolayısıyla aşınma eğiliminin minimum seviyede olduğu ve aşınma direncinin maksimum düzeyde olduğu görülmüştür. Çelik II için ise ısıl işlem görmemiş döküm hâlindeki numunelerin P40 ve P120 zımparalar ile gerçekleştirilen aşınma deneylerinden en az ağırlık kaybı ile çıktığı, dolayısıyla bu

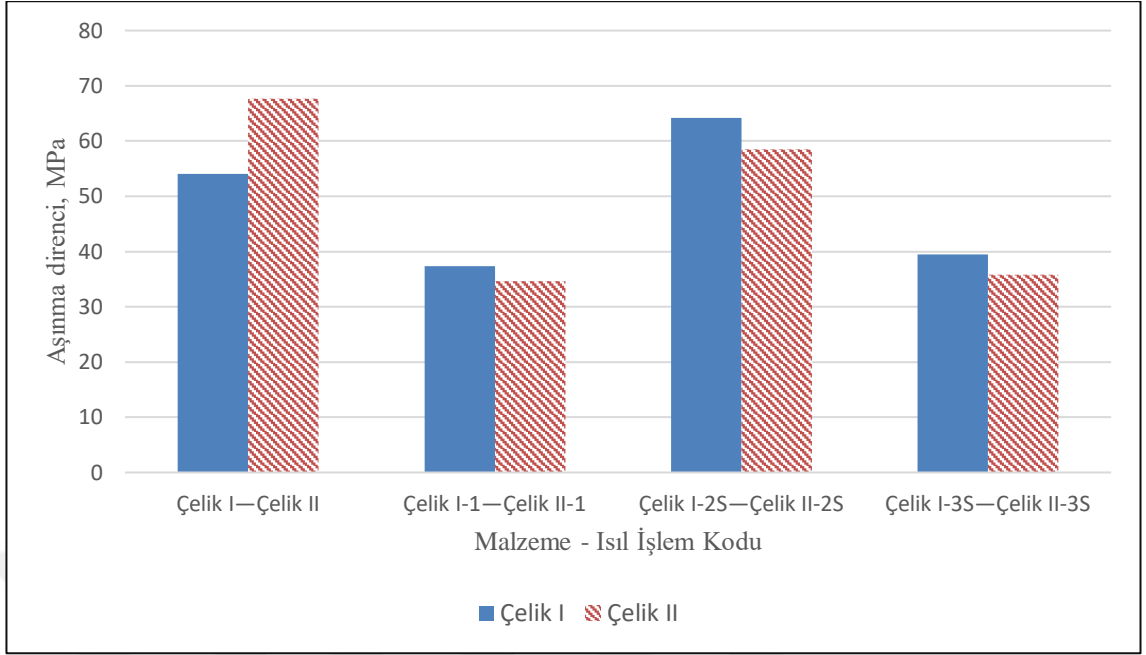
numunelerin aşınma eğilimlerinin en düşük seviyede ve aşınma dirençlerinin ise azami noktada olduğu kaydedilmiştir.

En çok ağırlık kaybının ve buna bağlı olarak en düşük aşınma direncinin görüldüğü ısıtıl işlemin ise P40 zımpara kullanılarak yapılan aşınma deneylerinde her iki çelik için de küreselleştirme ısıtıl işlemin olduğu gözlemlenirken, P120 zımpara kullanılarak yapılan aşınma deneylerinde temperleme ısıtıl işlemin olduğu tespit edilmiştir.

Çelik I ve Çelik II'nin çeşitli ısıtıl işlemlere bağlı olarak aşınma dirençlerindeki değişimlerin mukayesesi P40 zımpara için Şekil 4.25'te, P120 zımpara için ise Şekil 4.26'da gösterilmiştir.



Şekil 4.25: P40 zımpara için Çelik I ve Çelik II'nin çeşitli ısıtıl işlemlere bağlı olarak aşınma dirençlerindeki değişimlerin mukayesesi.



Şekil 4.26: P120 zımpara için Çelik I ve Çelik II'nin çeşitli ısıl işlemlere bağlı olarak aşınma dirençlerindeki değişimlerin mukayesesi.

İki çelik karşılaştırıldığında, P40 zımpara için Çelik I'in su verilmiş hâlinin (Çelik I-2S) 44,99 MPa ile en yüksek aşınma direncine sahip olduğu görülmüştür. P120 zımpara için ise Çelik II'nin ısıl işleme tabi tutulmamış döküm hâlinin 67,65 MPa ile en yüksek aşınma direncine sahip olduğu kaydedilmiştir. Şekil 4.27 ve Şekil 4.28'de görüldüğü üzere, her iki zımparada da Çelik II, döküm hâlindeyken aşınma direnci bakımından döküm hâlindeki Çelik I'in yukarısında yer alırken, her bir ısıl işlem durumu için Çelik I'in altında kalmıştır.

Su verme işlemiyle martensitik yapıya kavuşan Çelik II'nin içyapısındaki gerilmeler artış göstermiştir. Gerilmelerdeki bu artış ve tane sınırlarında oluşan karbür ağları aşınma sırasında yüzeyde meydana gelen gevrek kırılmaları ve kopmaları artırmıştır, bununla birlikte ortaya çıkan büyük partiküllerin aşınma mekanizmasına fazladan bir etki sağladığı da tahmin edilmektedir (bkz.: Bölüm 2.3). Bu nedenlerle, su verme işlemine tabi tutulmuş ve nispeten yüksek bir sertlik değerine sahip Çelik II numunesinin (Çelik II-2S) aşınma direnci, ısıl işlem görmemiş ve nispeten düşük bir sertlik değerine sahip döküm hâlindeki Çelik II numunesinin aşınma direncinden hem P40 zımpara ile hem de P120 zımpara ile yapılan deneylerde düşük bulunmuştur. Ancak, bu iki numunenin aşınma dirençlerinin arasındaki fark P40 zımpara için oldukça

az iken, P120 zımpara için oldukça yüksektir. Bunun sebebi şu şekilde açıklanmaktadır: Daha büyük ve aşındırıcılığı yüksek abrazif tanelere sahip P40 zımpara kullanıldığı durumda, Çelik II-2S numunesinde doğrudan sebep olunan aşınma hızı, tane sınırlarındaki karbür ağları nedeniyle gevrek kırılma ve kopmalardan ileri gelen dolaylı aşınma hızından çok daha yüksektir. Daha küçük ve aşındırıcılığı daha düşük abrazif tanelere sahip P120 zımpara kullanıldığı durumda ise tane sınırlarındaki karbür ağları nedeniyle gevrek kırılma ve kopmalardan ileri gelen dolaylı aşınma hızı, doğrudan sebep olunan aşınma hızına daha yakındır; dolayısıyla P120 zımpara kullanıldığında Çelik II-2S numunesi için P40 zımpara kullanılan duruma göre gevrek kırılmalar ve kopmalar daha etkin rol oynar.



5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Bu çalışmada, sıvı petrol yakıtları (benzin, dizel yakıtı) ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının yapımında kullanılan çelik (Çelik I) ve CNG veya LPG ile çalışan motorların supap gayd ve bagalarının yapımında kullanılan çeliğe (Çelik II) küreselleştirme ısıtma işlemi, bu işlemin ardından yapılan sabit bir sıcaklıktan (800 °C) su verme ve havada soğutma işlemleri, sonrasında temperleme işlemleri (600 °C) uygulanmış ve bu ısıtma işlemler sonucu mekanik özelliklerindeki değişimin yanı sıra iki elemanlı abrasif aşınma metoduna göre aşınma özellikleri de incelenmiştir. Yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar aşağıda sunulmuştur.

1 – Yapılan ısıtma işlemler sonrasında döküm yapısındaki (perlit + sementit) malzemenin küreselleştirme ısıtma işlemi ile optimum mekanik özellikler (sertlik, çekme dayanımı, darbe dayanımı ve aşınma) gösterdiği anlaşılmıştır (Çelik I için sertlik = 436 HV10, çekme dayanımı = 323,60 N/mm², darbe dayanımı = 3,80) (Çelik II için sertlik = 382 HV10, çekme dayanımı = 356,00 N/mm², darbe dayanımı = 4,50). Su verme işlemi ile sertlik en üst seviyeye çıkmasına rağmen süneklik ve darbe dayanımı oldukça düşmüştür. Temperleme ile tekrar süneklik artışı sağlanmıştır. Küreselleştirme ile bir kademedede optimum özellikler sağlanabildiğinden, su verme ve temperleme işlemleri tercih edilmesi gereken ısıtma işlemler olarak görülmemiştir. Küreselleştirme işleminin süresi kontrol edilerek Çelik I ve Çelik II için optimum değerler daha da geliştirilebilir.

2 – Çelik I daha düşük yanma sıcaklıklarında çalışan sıvı yakıtlı motorlar için, Çelik II ise daha yüksek yanma sıcaklığına sahip yakıtlar olan CNG veya LPG ile çalışan motorlar için geliştirilmeye çalışılan malzemelerdir. Bu iki çelik için yüksek sıcaklıkta performans deneyleri yapılamamış olmasına rağmen gerçekleştirilmiş olan temperleme ısıtma işlemlerinde Çelik II’de Çelik I’e göre sıcaklığın sertlik düşüşüne etkisinin daha az olduğu ve Çelik II’nin yüksek sıcaklıklarda performansının daha yüksek olmasının bekleneceği söylenebilir.

3 – Çelik I ve Çelik II malzemelerinin çalışma koşullarına uygun performans testlerinin gerçekleştirilmesi; korozyon, yorulma, sürünme özelliklerinin incelenmesi bundan sonra yapılması gereken çalışmalardır.



KAYNAKLAR

- [1]. Mantey, C., Mezzarano, A., ve Kolkemo, A., 2009, Exhaust Valve & Valve Seat Insert – Development for an Industrial LPG Application, *SAE Int. J. Commer. Veh.*, 2 (2), 1-11.
- [2]. Sato, K., Midorikawa, T., Takahashi, T., ve Oshige, H., 2000, *SAE Technical Paper*, Development of Valve Seat Material for Gas-Fueled Engines, SAE International, 10.
- [3]. Ando, K., Manabe, A., ve Yasuda, A., 2005, *SAE Technical Paper*, Hardfaced Valve and P/M Valve Seat System for CNG and LPG Fuel Engines, SAE International.
- [4]. Ganesan, V., 2012, *Internal Combustion Engines*, McGraw Hill Education (India) Pvt Ltd, Yeni Delhi, Hindistan, ISBN: 1259006190.
- [5]. Gupta, H. N., 2012 *Fundamentals of Internal Combustion Engines*, PHI Learning Pvt. Ltd., Delhi, Hindistan, ISBN: 8120346807.
- [6]. Rajput, R. K., 2007, *A Textbook of Automobile Engineering*, Laxmi Publications, Yeni Delhi, Hindistan, ISBN: 8170089913.
- [7]. Ferrari, G., 2014, *Internal Combustion Engines*, Società Editrice Esculapio, Bologna, İtalya, ISBN: 8874888058.
- [8]. Deniz, O., 2008, *İçten Yanmalı Motorlar Ders Notları*, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, Türkiye.
- [9]. Heywood, J. B., 1988, *Internal Combustion Engine Fundamentals*, McGraw-Hill, New York, ABD, ISBN: 9780071004992.
- [10]. Pulkrabek, W. W., 2004, *Engineering Fundamentals of the Internal Combustion Engine*, Pearson Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ, ABD, ISBN: 0131405705.
- [11]. Soruşbay, C., http://web.itu.edu.tr/~sorusbay/ICE/index_files/LN09.pdf, http://web.itu.edu.tr/~sorusbay/ICE/index_files/LN09.pdf, [Ziyaret tarihi: 25 Ekim 2015].
- [12]. Parker, J. K., Bell, S. R., ve Davis, D. M., 1993, An Opposed-Piston Diesel Engine, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 115 (4), 734-741.
- [13]. Stone, R., 2012, *Introduction to Internal Combustion Engines*, SAE International, Warrendale, PA, ABD, ISBN: 0768020840.

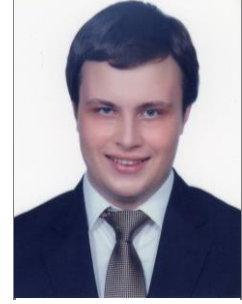
- [14]. Bayraktar, H. ve Durgun, O., 2005, Investigating The Effects of LPG on Spark Ignition, *Energy Conversion and Management*, 46 (13-14), 2317–2333.
- [15]. Cho, H. M. ve He, B.-Q., 2007, Spark ignition natural gas engines—A review, *Energy Conversion and Management*, 48 (2), 608-618.
- [16]. Aktaş, A. ve Doğan, O., 2010, Çift Yakıtlı Bir Dizel Motorda LPG Yüzdesinin Performans ve Egzoz Emisyonlarına Etkisi, *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 25 (1), 171-178.
- [17]. Sezgin, B., Bilen, K., ve Çelik, V., 2013, Bir Dizel Motorun Doğal Gazla Çalışır Hâle Getirilmesi ve Dönüştürülmüş Motorun Performans ve Egzoz Emisyonunun Deneysel Analizi, *Mühendis ve Makina*, 54 (642), 41-51.
- [18]. Ferguson, C. R. ve Kirkpatrick, A., 2015, *Internal Combustion Engines: Applied Thermosciences*, John Wiley & Sons, Inc., Chichester, West Sussex, Birleşik Krallık, ISBN: 1118926374.
- [19]. Chun, K. J., Kim, J. H., ve Hong, J. S., 2007, A study of exhaust valve and seat insert wear depending on cycle numbers, *Wear*, 263 (7–12), 1147–1157.
- [20]. Karamangil, M. İ., Erel, G. K., ve Avcı, A., 2007, Alternatif Yakıt Kullanımının Egzoz Supabına Etkisinin İncelenmesi, *DEÜ Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 9 (1), 21-34.
- [21]. Çetinkaya, S., 1998, *Motor Tasarımına Giriş Ders Notları*, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi, Ankara, Türkiye.
- [22]. Hillier, V. a. W. ve Coombes, P., 2004, *Hillier's Fundamentals of Motor Vehicle Technology*, Nelson Thornes, Cheltenham, Birleşik Krallık, ISBN: 0748780823.
- [23]. Bozkurt, N., 1994, *Isıl İşlem Ders Notları*, İTÜ Yayınları, İstanbul, Türkiye.
- [24]. Totten, G. E. ve Howes, M. A. H., 1997, *Steel Heat Treatment Handbook*, CRC Press, New York, ABD, ISBN: 0824797507.
- [25]. ASM International, 1991, *ASM Handbook: volume 4: Heat Treating, 10th Edition* ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 0871703793.
- [26]. ASM International, 2004, *ASM Handbook: Volume 9: Metallography And Microstructures* ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 0871703793.
- [27]. Bain, E. C. ve Paxton, H. W., 1961, *Alloying Elements in Steel* American Society for Metals, Metals Park, Ohio, ABD.
- [28]. Chandler, H. E., 1995, *Heat Treater's Guide : Practices and Procedures for Irons and Steels* ASM International, Metals Park, OH, ABD, ISBN: 0871705206.

- [29]. Bhadeshia, H. K. D. H., (*Martensite.tex*), <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/C9/lectures45.pdf>, [Ziyaret tarihi: 30 Aralık 2015].
- [30]. *Chapter 10 Phase Transformations.pdf*, <http://web.utk.edu/~prack/mse201/Chapter%2010%20Phase%20Transformations.pdf>, [Ziyaret tarihi: 30 Aralık 2015].
- [31]. Pfeiler, W., 2007, *Alloy Physics: A Comprehensive Reference*, Wiley-VCH, Weinheim, Almanya, ISBN: 9783527313211.
- [32]. Bain, E. C., 1924, The Nature of Martensite, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.*, 70 (1), 25-47.
- [33]. Bhadeshia, H. K. D. H. ve Honeycombe, R., 2006, *Steels: Microstructure and Properties* Elsevier, Butterworth-Heinemann, Amsterdam, Hollanda, ISBN: 9780080462929.
- [34]. Totten, G. E., Howes, M. a. H., ve Inoue, T., 2002, *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 9781615032273.
- [35]. Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R. L., ve Black, M., 2002, *Handbook of Induction Heating*, CRC Press, New York, ABD, ISBN: 9781420028904.
- [36]. Voort, G. F. V., 1991, *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*, ASM International, Metals Park, OH, ABD, ISBN: 9780871704153.
- [37]. Thelning, K. E., 1984, *Steel and its Heat Treatment* Butterworths, Londra, İngiltere, ISBN: 0408014245.
- [38]. Totten, G. E., 2006, *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, CRC Press, Boca Raton, FL, ABD, ISBN: 9780849384554.
- [39]. Averbach, B. L. ve Cohen, M., 1948, X-ray determination of retained austenite by integrated intensities, *Trans. AIME*, 176 (1), 401.
- [40]. Campbell, F. C., 2008, *Alloys, Elements of Metallurgy and Engineering*, ASM International, Materials Park, Ohio, ABD, ISBN: 1615030581.
- [41]. Bramfitt, B. L. ve Benschoter, A. O., 2001, *Metallographer's Guide: Practice and Procedures for Irons and Steels*, ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 1615031464.
- [42]. Wang, S.-C., 1990, The effect of titanium and reheating temperature on the microstructure and strength of plain-carbon, vanadium- and niobium-microalloyed steels, *Journal of Materials Science*, 25 (1), 187-193.
- [43]. Bayer, R. G., 2004, *Mechanical Wear Fundamentals and Testing, Revised and Expanded*, Marcel Dekker, New York, ABD, ISBN: 9780824746209.

- [44]. Chattopadhyay, R., 2001, *Surface Wear: Analysis, Treatment, and Prevention*, ASM International, Materials Park, Ohio, ABD, ISBN: 1615030603.
- [45]. Ashby, M. F., 2005, *Materials Selection in Mechanical Design* Butterworth-Heinemann, Amsterdam, Hollanda, ISBN: 9780080468648.
- [46]. Wen, S. ve Huang, P., 2012, *Principles of Tribology* John Wiley & Sons, Hoboken, N.J., ABD, ISBN: 9781118062890.
- [47]. Stachowiak, G. W. ve Batchelor, A. W., 2014, *Engineering Tribology* Butterworth-Heinemann, Oxford, İngiltere, ISBN: 9780123970473.
- [48]. Bhushan, B., 2013, *Introduction to Tribology* Wiley, Chichester, West Sussex, İngiltere, ISBN: 9781118403259.
- [49]. ASM International, 1992, *ASM Handbook: Volume 18: Friction, Lubrication, and Wear Technology*, ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 0871703807.
- [50]. Davis, J. R., 2001, *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*, ASM International, Materials Park, OH, ABD, ISBN: 9781615030729.
- [51]. Bruce, R. W., 2012, *Handbook of Lubrication and Tribology, Volume II: Theory and Design, Second Edition* CRC Press, Londra, İngiltere, ISBN: 9781420069082.
- [52]. Kayaba, T. ve Kato, K., 1981, The Adhesive Transfer of the Slip-Tongue and the Wedge, *ASLE Transactions*, 24 (2), 164-174.
- [53]. Kato, K. ve Adachi, K., 2001, *Modern Tribology Handbook, Two Volume Set, Wear Mechanisms*, In: B. Bhushan (ed.), Bölüm 7, CRC Press, Londra, İngiltere, ISBN: 0849384036, 273-300.
- [54]. Axén, N., Hogmark, S., ve Jacobson, S., 2001, *Modern Tribology Handbook, Two Volume Set, Friction and Wear Measurement Techniques*, In: B. Bhushan (ed.), Bölüm 13, CRC Press, Londra, İngiltere, ISBN: 0849384036, 493-510.
- [55]. Yıldırım, S., 1992, *27 MnSi 5 ve 23 MnNiMoCr 5 4 Kalite Zincir Çeliklerinin Mekanik ve Aşınma Özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı	Emre Atakan MERİÇ
Doğum Yeri	Erzincan
Doğum Tarihi	17.10.1989
Uyruğu	<input checked="" type="checkbox"/> T.C. <input type="checkbox"/> Diğer:
Telefon	0535 468 5958
E-Posta Adresi	eatakanmeric@gmail.com
Web Adresi	



Eğitim Bilgileri	
Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Fakülte	Mühendislik Fakültesi
Bölümü	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Mezuniyet Yılı	2012

Yüksek Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Enstitü Adı	Fen Bilimleri Enstitüsü
Anabilim Dalı	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı
Programı	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı
Mezuniyet Tarihi	23.06.2017