

ÖKGDD DIŞLI ÜRETİM TEKNOLOJİSİNİN
GELİŞTİRİLMESİ

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Yılmaz YALÇIN

68866

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 8 Temmuz 1997

Tezin Savunulduğu Tarih : 11 Aralık 1997

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Ş. Ergin KISAKÜREK 19.01.98 *[Signature]*

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Emel GEÇKİNLİ 20.01.98 *[Signature]*

Prof. Dr. E. Sabri KAYALI 19.01.1998 *[Signature]*

Prof. Dr. Sabri ALTINTAŞ 19.01.1998 *[Signature]*

Doç.Dr. Mahmut A. SAVAŞ 19.01.1998 *[Signature]*

ARALIK 1997

ÖNSÖZ

İlk olarak, çalışmamın programlanmasında ve sonuca ulaştırılmasında geçen emeğinden dolayı hocam Prof. Dr. Ş.Ergin KISAKÜREK'e teşekkür ederim.

Tezimin hazırlanmasında ve deneylerimin yapılabilmesi için gerekli imkanları sağlayan Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanlığına şükranlarımı arz ederim.

Deneylerde kullandığım malzemelerin temini ve ısıtma işlemi için gerekli tuz banyosu fırınının imalatı için yapmış oldukları yardımlardan dolayı DÖKTAŞ A.Ş. Genel Müdürü sayın Yaylalı GÜNAY'a, mikroyapı incelemelerinde yardımlarını esirgemeyen Ar-Ge Mühendisi sayın Can DEMİR'e ve Metalurji Mühendisi sayın Hamdi PAŞAOĞLU'na teşekkür ederim.

Deneysel dışı numunelerinin işlenmesini sağlayan TZDK Müessese Müdürü sayın M. Ali BOLU'yu minnetle anarım.

X-ışını çalışmalarımı yapabilmem için gerekli imkanları sağlayan İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Müh. Böl. Başkanı sayın Prof.Dr. Erman TULGAR ve sayın Doç Dr. Erdem DEMİRKESEN'e, çekme deneylerini yapabilmem için yardımlarını esirgemeyen sayın Prof. Dr. Emel GEÇKİNLİ ve teknisyen Mızrap CANİBEYAZ'a teşekkürlerimi sunarım.

Taramalı Elektron Mikroskopunu kullanma imkanı sağlayan ARÇELİK A.Ş. Genel Müdürü sayın M. Ali BERKMAN'a, Ar-Ge Merkezi Başkanı sayın Refik ÜREYEN'e ve incelemede gerekli ilgiyi esirgemeyen Ar-Ge Araştırma Müh. sayın Soner AKKURT'a teşekkürü bir borç bilirim.

ÖKGDD dışının traktöre takılarak denenmesi için imkan hazırlayan Türk Traktör ve Ziraat Makinaları A.Ş. Ürün Mühendisliği Müdürü sayın Yusuf SARIASLAN ve Mak. Müh. Erdiç BULUT'a teşekkür etmek isterim.

Ayrıca, çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen başta Yrd. Doç. Dr Ahmet ÖZEL, Metalurji Yüksek Mühendisi Şenol YILMAZ olmak üzere diğer tüm mesai arkadaşlarıma ve bilhassa her aşamada bana destek olan kıymetli aileme teşekkürü bir görev bilirim.

Yılmaz YALÇIN

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	ii
SEMBOL LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
TABLO LİSTESİ	xii
ÖZET	xiv
SUMMARY	xv
BÖLÜM 1 GİRİŞ	1
BÖLÜM 2 LİTERATÜR TARAMASI	3
2.1 Giriş	3
2.2 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirler	3
2.2.1 Östemperleme ısı işlemi	4
2.2.2 ÖKGDD'lerin mikroyapı ve mekanik özellikleri	7
2.2.2.1 Östenitleme sıcaklık ve süresi	7
2.2.2.2 Östemperleme sıcaklık ve süresi	11
2.2.2.3 Kimyasal bileşim	16
2.2.3 Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir standartları	21
2.2.4 ÖKGDD'lerin avantaj ve sınırlamaları	21
2.2.5 ÖKGDD'lerin kullanım alanları	24
2.3 ÖKGDD Dişliler	25
2.3.1 Dişli tanımı, işlevi ve çeşitleri	25
2.3.2 Geleneksel dişli malzemeleri	28
2.3.3 ÖKGDD dişli üretim teknolojisi	28
2.3.3.1 ÖKGDD dişli için döküm malzemenin üretimi	30
2.3.3.2 Dişlinin işlenmesi	30
2.3.3.3 Dişlilerin östemperleme ısı işlemi	31
2.3.3.4 Nihai işlemler ve kalite kontrol	36
2.3.4 ÖKGDD'ler ve geleneksel dişli malzemelerinin mekanik özellikler açısından karşılaştırılması	38
BÖLÜM 3 DENEYSEL ÇALIŞMALAR	43
3.1 Çalışma Programı	43
3.2 Deneysel Malzeme ve Numuneler	43

3.2.1	Deneysel malzemeler	43
3.2.2	Deney numuneleri	45
3.3	Deneysel Cihazlar ve Yöntem	48
3.3.1	Ferritleme ısıtma işlemi	48
3.3.2	Östenitleme ve östemperleme	48
3.3.3	Darbe deneyi	49
3.3.4	Sertlik deneyi	49
3.3.5	Çekme deneyi	49
3.3.6	Yorulma deneyi	49
3.3.7	Aşınma deneyi	50
3.3.8	Statik diş-dibi eğme deneyi	50
3.3.9	Dişlilerin servis testleri	52
3.3.9.1	Masa üstü çalışma testi	52
3.3.9.2	Performans testi	52
3.3.10	Metalografi çalışmaları	52
3.3.11	Taramalı elektron mikroskobu incelemeleri	52
3.3.12	X-ışını çalışması	53
BÖLÜM 4 DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME		54
4.1	Giriş	54
4.2	Ön Çalışmalar	54
4.2.1	Deneysel malzemelerin özelliklerinin belirlenmesi	54
4.2.1.1	Döküm malzemenin özellikleri	54
4.2.1.2	Ferritlenmiş malzemenin özellikleri	55
4.2.2	Döküm ve ferritlenmiş malzemelerin östemperleme davranışları	56
4.2.2.1	Döküm malzemenin östemperleme davranışı	56
4.2.2.2	Ferritlenmiş malzemenin östemperleme davranışı	56
4.2.2.3	Dişli üretimi için malzemenin seçimi	60
4.3	ÖKGDD Dişli Üretimi İçin Optimum Özelliklerin Elde Edildiği Östemperleme Koşullarının Araştırılması	63
4.3.1	Östenitleme koşulları	63
4.3.2	Östemperleme koşulları	69
4.3.2.1	Östemperleme koşullarının mikroyapıya etkisi	70
4.3.2.2	Östemperleme koşullarının darbe direnci ve sertliğe etkisi	81
4.3.2.3	Östemperleme koşullarının çekme özelliklerine etkisi	87
4.3.2.4	Östemperleme koşullarının yorulma özelliklerine etkisi	91
4.3.2.5	Östemperleme koşullarının aşınma özelliklerine etkisi	100
4.4	Dişli Çalışmaları ve Testleri	105
4.4.1	Östemperleme ısıtma işleminin dişli boyut değişimine etkisi	107
4.4.2	Dişli testleri	109
4.4.2.1	Statik diş-dibi eğme testi	109
4.4.2.2	Dişlilerin masa üstü çalışma testi	112
4.4.2.3	Dişli performans testi	112

BÖLÜM 5 SONUÇLAR VE ÖNERİLER	116
5.1 Sonuçlar	116
5.2 Öneriler	117
KAYNAKLAR	118
ÖZGEÇMİŞ	129



SEMBOL LİSTESİ

γ	: östenit fazı
γ_{yk}	: yüksek karbonlu östenit
α	: ferrit fazı
M_s	: martensit başlama sıcaklığı
M_f	: martensit bitiş sıcaklığı
C_{γ^0}	: östenit karbon içeriği
C_{γ}	: kalıntı östenit karbon miktarı
T_{γ}	: östenitleme sıcaklığı
T_A	: östemperleme sıcaklığı
t_A	: östemperleme süresi
X	: hacim oranı
c	: karbür
σ_c	: çekme mukavemeti
σ_e	: dış-dibi eğme yorulma mukavemeti
R	: gerilme oranı
M	: eğme momenti
σ	: eğme gerilmesi
D	: numune çapı
σ_{se}	: statik dış-dibi eğme gerilmesi
F_u	: dışın kırılmasını sağlayan maksimum yük
b	: dış genişliği
m	: modül
q_k	: dış form faktörü
q_k	: kavrama faktörü
I_{α} ve I_{γ}	: sırasıyla ferrit ve östenit piki altında kalan alanlar
R_{α} ve R_{γ}	: sırasıyla ferrit ve östenit fazı için bir faktör
X_{α} ve X_{γ}	: sırasıyla ferrit ve östenit hacim oranı

ŞEKİL LİSTESİ

		Sayfa No
Şekil 2.1	Küresel grafitli dökme demir için izotermal dönüşüm diyagramı	5
Şekil 2.2	Alaşsız KGDD de (a) üst beyrit ve (b) alt beyrit dönüşümleri için östemperleme süresiyle mikroyapıdaki değişimlerin ve proses aralığının şematik gösterimi	6
Şekil 2.3	Fe-C-% 2,5 Si denge diyagramı	8
Şekil 2.4	Östenitleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi (dolu işaretler 300°C, boş işaretler 375°C'de östemperlenmiştir)	9
Şekil 2.5	Östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının sertliğe etkisi	10
Şekil 2.6	Yağlamalı kayma aşınmasında östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının ağırlık kaybına etkisi	11
Şekil 2.7	X _y C _y 'nın östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişimi	13
Şekil 2.8	Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşımsız KGDD'lerin çekme ve % 0,1 akma mukavemetine etkisi	14
Şekil 2.9	Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşımsız KGDD'lerin % uzama ve sertliğine etkisi	15
Şekil 2.10	Östemperleme sıcaklığının çentiksiz yorulma mukavemetine etkisi	16
Şekil 2.11	Östemperleme sıcaklığı ile aşınma hızının değişimi	17
Şekil 2.12	Perlit oluşmaksızın östemperlenebilen maksimum çubuk çapına alaşım elementlerinin etkisi	18
Şekil 2.13	Dökme demirde bazı alaşım elementlerinin segregasyonu	19
Şekil 2.14	İdealize edilmiş tokluk-östemperleme zaman eğrisine bağlı olarak ÖKGDD için bazı kullanım alanları	24

Şekil 2.15	Düz dişli çark	26
Şekil 2.16	(a) Birbirine paralel ve (b) birbirine dik çalışan helisel dişliler , (c) ok-uçlu (herringbone) dişli	26
Şekil 2.17	(A) 90° de güç ileten konik dişli, (B) gönye (miter) dişli, (C) açısız konik dişli ve (D) hipoid dişli	27
Şekil 2.18	(a) Sonsuz vida mekanizması, (b) kramayer ve pinyon	27
Şekil 2.19	Yarı-kontinü östemperleme fabrika şeması	35
Şekil 2.20	Kademeli-arttırımlı östemperleme şeması	36
Şekil 2.21	Bazı demir esaslı malzemelerin diş-dibi eğme yorulma mukavemetleri	39
Şekil 2.22	Değişik demir esaslı malzemelerin temas yorulma mukavemetleri	40
Şekil 2.23	Bazı demir esaslı malzemeler için sertlik-hacim kaybı ilişkisi	41
Şekil 2.24	Bazı demir esaslı malzemelerin statik diş-dibi eğme mukavemetleri	42
Şekil 3.1	Deneylerde kullanılan keel blok ve dişli taslağının boyutları	44
Şekil 3.2	(a) Döküm ve (b) ferritlenmiş malzemenin mikroyapı fotoğrafları	46
Şekil 3.3	Mekanik deney numunelerinin şekil ve ölçüleri	47
Şekil 3.4	Deneysel dişlinin teknik resmi	47
Şekil 3.5	Aşınma cihazının şematik gösterimi	51
Şekil 3.6	Statik diş-dibi eğme deneyinde yükün uygulanması	51
Şekil 4.1	Döküm malzemenin östemperleme şartları-darbe direnci ilişkisi ($T\gamma = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t\gamma = 120$ dakika)	58
Şekil 4.2	Döküm malzemenin östemperleme şartları-sertlik ilişkisi ($T\gamma = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t\gamma = 120$ dakika)	58
Şekil 4.3	Ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-darbe direnci ilişkisi ($T\gamma = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t\gamma = 120$ dakika)	59

Şekil 4.4	Ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-sertlik ilişkisi ($T_f = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_f = 120\text{ dakika}$)	59
Şekil 4.5	Üstteki döküm yapısında görülen iki grafit küresi arasında yapılan çizgi analiziyle elde edilen a) C, b) Si, c) Mn ve d) Cu elementlerinin dağılımı	61
Şekil 4.6	850 $^{\circ}\text{C}$ 'de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-darbe direnci ilişkisi	64
Şekil 4.7	850 $^{\circ}\text{C}$ de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-sertlik ilişkisi	64
Şekil 4.8	(a) 850 $^{\circ}\text{C}$, (b) 900 $^{\circ}\text{C}$ 'de 2 saat östenitlenip 250 $^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları	67
Şekil 4.9	(a) 850 $^{\circ}\text{C}$, (b) 900 $^{\circ}\text{C}$ 'de 2 saat östenitlenip 375 $^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları	68
Şekil 4.10	250 $^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika östemperlenen malzemenin a) optik b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları	71
Şekil 4.11	Farklı östemperleme sıcaklıklarında a) kalıntı östenit miktarı, b) kalıntı östenit karbon oranı ve c) $X\gamma C\gamma$ 'nın östemperleme süresiyle değişimi.	73
Şekil 4.12	250 $^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dakika östemperlenen malzemenin a) optik b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları	74
Şekil 4.13	250 $^{\circ}\text{C}$ 'de 105 dakika östemperlenen malzemenin a) optik b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları	75
Şekil 4.14	a) 275 $^{\circ}\text{C}$ 'de, b) 300 $^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları	77
Şekil 4.15	325 $^{\circ}\text{C}$ 'de 15 dakika östemperlenen malzemenin farklı büyütme ölçeklerinde çekilmiş mikroyapı fotoğrafları	78
Şekil 4.16	325 $^{\circ}\text{C}$ 'de a) 30 dakika, b) 45 dakikada, c) 60 dakika ve d) 105 dakikada östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları	79
Şekil 4.17	a) 350 $^{\circ}\text{C}$ 'de, 60 dakika östemperlenen malzemenin; optik, 375 $^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dakika östemperlenen malzemelerin; b) optik ve c) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları	82
Şekil 4.18	375 $^{\circ}\text{C}$ 'de a) 75, b) 90 ve c) 105 dakikalarda östemperlenen malzemelerin taramalı elektron mikroyapı fotoğrafları	85

Şekil 4.19	375 °C’de a) 75, b) 90 ve c) 105 dakikalarda östemperlenen malzemelerin taramalı elektron mikroskobunda çekilmiş kırık yüzey fotoğrafları	86
Şekil 4.20	Östemperleme sıcaklık ve süresinin çekme mukavemetine etkisi	89
Şekil 4.21	Östemperleme sıcaklık ve süresinin % 0,2 akma mukavemetine etkisi	89
Şekil 4.22	Östemperleme sıcaklık ve süresinin % uzamaya etkisi	90
Şekil 4.23	a) döküm, b) ferritlenmiş, c) 250 °C, d) 300 °C ve e) 350°C’de östemperlenmiş malzemelerin Gerilme-Log N eğrileri	93
Şekil 4.24	Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin yorulma ve çekme mukavemetleri	95
Şekil 4.25	a) döküm, b) 350 °C, c) 250 °C’de 60 dakika östemperlenmiş malzemelerin yorulma kırık yüzey fotoğrafları	97
Şekil 4.26	a) döküm, b) 350 °C, c) 250 °C’de 60 dakika östemperlenmiş malzemelerin yüksek büyütmede çekilmiş taramalı elektron mikroskobu yorulma kırık yüzey fotoğrafları	98
Şekil 4.27	Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş malzemelerin uygulanan yük-ağırlık kaybı ilişkisi	100
Şekil 4.28	a) döküm (80 N), b) ferritlenmiş (80 N), c) ferritlenmiş (10 N) malzemelerin aşınma yüzeyleri	103
Şekil 4.29	a) 250 °C, b) 350 °C’de 60 dakika östemperlenen malzemelerin 80 N’da aşındırılmış yüzey fotoğrafları	104
Şekil 4.30	a) 250 °C, b) 350°C’de 60 dakika östemperlenen malzemelerin 80 N’da aşındırılmış yüzeylerinin kesit mikroyapıları	106
Şekil 4.31	Aşınma yüzeyinden itibaren mikrosertlik değişimi	107
Şekil 4.32	ÖKGDD’in östemperleme şartlarına bağlı olarak mekanik özellikleri	108
Şekil 4.33	Östemperleme sıcaklığı -% boyut değişim ilişkisi (grafikteki A-E serileri Şekil 3.4 de gösterilmiştir)	109
Şekil 4.34	Statik dış-dibi eğme deneyine tabi tutulmuş dişli fotoğrafı	110
Şekil 4.35	Çelik ve KGDD’lerin statik dış-dibi eğme mukavemetleri	111

Şekil 4.36	Masa üstü teste tabi tutulan dişlinin düşük sertlikten dolayı yanaklarında meydana gelen aşınma	113
Şekil 4.37	Diş yüzeyinde hatalı östenitlemeden kaynaklanan dekarbürizasyona uğramış tabaka.	113
Şekil 4.38	250 °C’de 60 dakika östemperlenen dişlinin performans testinden sonra çalışan diş yüzeyinin kesit mikroyapı fotoğrafı	114
Şekil 4.39	Performans testine tabi tutulan dişlinin çalışan diş yüzeyinden ve yanaktan itibaren mikrosertlik değişimi	115



TABLO LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 2.1 ÖKGDD için ASTM A 897M-90 (metrik) standardı	21
Tablo 2.2 KGDD ve dövme çelik dişli üretimi için enerji tüketimi	23
Tablo 2.3 Çok kullanılan bazı dökme demir ve çelik dişli malzemeleri ve mekanik özellikleri	29
Tablo 2.4 Kullanılan tuz banyo bileşimi ve çalışma sıcaklıkları	32
Tablo 2.5 Su-verme ortamının soğuma hızına etkisi	33
Tablo 2.6 KGDD'ler ve çeliklerin çekme özellikleri ile sertlikleri	39
Tablo 2.7 Dişli testlerinde kullanılan çelikler ve bileşimleri	40
Tablo 3.1 Döküm malzemelerinin kimyasal bileşimleri	44
Tablo 3.2 Döküm ve ferritlenmiş malzemelerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri	45
Tablo 3.3 Numune çapına bağlı çekme mukavemeti ve % uzama değerleri	45
Tablo 3.4 Deneylerde kullanılan dişlinin boyutları	48
Tablo 4.1 Ferritleme ısı işlem yönteminin çekme ve sertlik özelliklerine etkisi	55
Tablo 4.2 Değişik östemperleme sıcaklık ve sürelerinde döküm ve ferritlenmiş malzemelerden elde edilen darbe direnci ve sertlik değerleri	57
Tablo 4.3 850 °C'de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin farklı östemperleme sıcaklık ve sürelerinde elde edilen darbe direnci ve sertlik değerleri	63
Tablo 4.4 Farklı östemperleme sıcaklık ve süreleri için ölçülen kalıntı östenit miktarı (X_{γ}), kalıntı östenit karbon oranı ($\%C_{\gamma}$) ve $X_{\gamma}C_{\gamma}$ değerleri	72

Tablo 4.5	Farklı östemperleme sıcaklık ve sürelerinde elde edilen çekme mukavemeti, %0,2 akma mukavemeti ve %uzama değerleri	88
Tablo 4.6	Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin farklı gerilme değerlerinde kırılmaya kadarki çevrim sayıları	92
Tablo 4.7	Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin $2,1 \times 10^6$ çevrimdeki yorulma dayanım sınırı (σ_{YDS}) ve yorulma oranı (σ_{YDS}/σ_c) değerleri	92
Tablo 4.8	Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş malzemelerin değişik yükler altındaki ağırlık kaybı değerleri	100
Tablo 4.9	FİAT Türk Traktör de kullanılan 3. vites dişlisinin imal edildiği 20MnCr5 sementasyon çeliğinin bileşimi ve istenen mekanik özellikleri	105
Tablo 4.10	Değişik sıcaklıklarda östemperlenen dişlilerin belli bölgelerinden ölçülen % boyut değişim değerleri	109
Tablo 4.11	Çelik ve KGDD'lerin statik diş-dibi eğme mukavemet değerleri	110

ÖZET

Alaşımsız 80-55-06 (ASTM) sınıfı Küresel Grafitli Dökme Demir (KGDD) keel blok ve dişli malzemelerinden hazırlanan numuneler önce ferritleme ısı işlemine tabi tutulmuştur. Ferritleme işlemi östemperlenmiş malzemenin sertliğini düşürmeden darbe direncini arttırmıştır. Ferritlenmiş 60-40-18 sınıfı malzeme 850 °C ve 900 °C'de 120 dakika östenitlendikten sonra 250 °C, 275 °C, 300 °C, 325 °C, 350 °C ve 375 °C sıcaklıklarında 15-105 dakika zaman aralığında östemperlenmiştir.

Östenitleme sıcaklığının 850 °C'den 900 °C'ye çıkarılması darbe direncinde herhangi bir azalmaya neden olmadan sertlikte artışlar sağlamaktadır.

Östemperleme sıcaklık ve süresi malzeme mikroyapısı ve mekanik özelliklerini doğrudan etkilemektedir. 250-300 °C sıcaklık aralığında ince iğnesel ferrit fazı ve aralarında dilim şeklinde maksimum %30 a yakın yüksek karbonlu östenitten meydana gelen alt beynit oluşmaktadır. 300 °C'nin üzerinde ise tüylü görünümde kaba ferrit plakaları ve maksimum %42,5 civarında yüksek karbonlu östenit içeren üst beynit yapısı elde edilmektedir. İşlem süresinin uzamasıyla daha fazla beynit oluşmakta, yapı kabalaşmakta ve dönüşmemiş östenit miktarı azalmaktadır.

Artan östemperleme sıcaklık ve süresiyle darbe direnci artarken sertlik azalmaktadır. Böyle bir davranışın yapıda bulunan yüksek karbonlu östenitten kaynaklandığı sanılmaktadır. Çünkü artan östemperleme sıcaklığı ile yüksek karbonlu östenit miktarının da arttığı tesbit edilmiştir.

Çekme ve %0,2 akma mukavemeti belli bir sıcaklığa kadar arttıktan sonra azalarak sabit bir değere ulaşmaktadır. Buna karşılık % uzama artan östemperleme sıcaklığı ile sürekli bir artış göstermektedir. İşlem süresinin düşük sıcaklıklarda çekme ve akma mukavemetini önemli oranda etkilediği ve artan süreyle her iki mukavemetin de arttığı gözlenmiştir.

Östemperleme ısı işlemi KGDD malzemenin yorulma mukavemetini yaklaşık 80-135 MPa arasında arttırmıştır. Aynı şekilde aşınma direncini de çok önemli oranda yükseltmiştir. Yine östemperleme ile KGDD malzemenin statik dış-dibi eğme mukavemeti 810 MPa dan 2738 MPa mertebelerine çıkmıştır.

Dişli üretimi için 250-300 °C sıcaklık aralığı optimum östemperleme şartları olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklığın üzerinde yeterli yüzey sertliği elde edilememektedir. Performans testine tabi tutulan 250 °C'de 60 dakika östemperlenen dişlide 2600 saat çalışma sonunda herhangi bir çatlama veya kırılma görülmemiştir. Ancak yanak kısmında az miktarda bir aşınma gözlenmiştir. Dişlinin çalışma yüzeylerinin sertliğinde ise herhangi bir artış tesbit edilememiştir.

DEVELOPMENT OF MANUFACTURING TECHNOLOGY FOR ADI GEAR

SUMMARY

The term austempered ductile iron (ADI) describes a range of ductile irons that have been subjected to an austempering heat treatment to produce an essentially bainitic structure in the materials. The production of bainitic structures was first demonstrated in the early days of the commercial development of nodular graphite irons. Further development work continued during the 1960s by companies such as International Harvester and General Motors, but it was not until the mid-1970s that any significant commercial production started in America, Finland and China. Forward looking foundries in these countries showed that ductile irons could be commercially austempered and thereby develop combinations of mechanical properties that allowed them to substitute for surface hardened steel forgings for highly stressed gears and other components. Not surprisingly, these announcements were received with great interest by the world's iron foundry industry and today most industrialized countries have at least some involvement in the further development and commercial exploitation of ADI.

Austempered ductile irons can be twice as strong as the standard ductile iron at the same level of ductility. Tensile strengths ranging from 800 MPa with more than 10% elongation to over 1400 MPa with 2-3% elongation can be achieved depending on heat treatment parameters and chemical composition. They have also been shown to exhibit greater impact toughness, fatigue strength and wear resistance. These good properties are directly related to the unique microstructure consisting of acicular, carbide-free ferrite with large amounts of retained austenite.

Austempering is an isothermal heat treatment process involving two main stages. The first stage (austenitising) involves heating castings in the range 850-950 °C, followed by rapid quenching to a lower temperature in the range 250-450 °C and austempering at this temperature for between 0,5 and 4 hours. Quenching to the austempering temperature must be fast enough to avoid pearlitic or ferritic transformation if the maximum attainable toughness/ ductility is to be realized with ductile irons, austempering is usually performed above the martensite start (Ms) temperatures.

The austempering reaction for ductile iron can be described in two distinct stages;

Stage I: Austenite decomposing to carbide-free ferrite and carbon-enriched austenite ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hc}$).

Stage II: The carbon-enriched austenite in Stage I further decomposing to ferrite and carbide ($\gamma_{hc} \rightarrow \alpha + \text{carbide}$).

During Stage I, initially bainitic ferrite nucleates and grows into the austenite. At the same time carbon is rejected from the growing ferrite platelets into the surrounding austenite. The high silicon content in the material suppresses the formation of carbide particles normally associated with the bainitic reaction. Consequently, the remaining austenite continues to absorb carbon as the reaction proceeds. As the austenite is enriched with carbon, it becomes increasingly stable with respect to austenite-to-ferrite transformation. Ultimately growth of the bainitic ferrite platelets is inhibited and the reaction is temporarily arrested. This reaction is termed the “first reaction of austempering transformation”.

However this high carbon austenite is not stable indefinitely. With sufficient time, especially at high austempering temperatures, carbide precipitation within the austenite occurs and austenite will eventually decompose to ferrite and carbide in the Stage II. The second reaction is undesirable because it reduces ductility and toughness. The incomplete first reaction containing martensite is also undesirable.

Therefore, it is important to determine the time interval between end of the first Stage and beginning of the second Stage, this time being known as the “processing window”.

Since the microstructure contains carbide-free ferrite and carbon-enriched austenite at processing window, Kovacs suggested that this microstructure be called “ausferrite” to distinguish it from the bainite structure in steels. An iron with ausferrite structure displays only optimum mechanical properties.

The morphology of the bainitic ferrite and carbon-enriched austenite are largely determined by austempering temperature and time. At low austempering temperatures (approximately 250-330 °C) lower bainite is formed. This consists of acicular or needle-like ferritic phase containing very fine carbides. Ductile irons having a lower bainite matrix structure have high tensile strength, high hardness and high wear resistance, but have only limited ductility. At high austempering temperatures (approximately 330-450 °C) upper bainite is formed and consists of a feathery, carbide-free ferrite interspersed with a high carbon retained austenite. Upper bainitic structure has a lower hardness and a tensile strength, but it has high elongation and fatigue strength.

Numerous studies have evaluated the mechanical properties of ADI including, tensile strength, fracture toughness, fatigue properties and wear resistance. The majority of these studies have been done outside of Turkey, notably in Finland, America, Germany, China and Japan. Although ADI parts have been widely used in various areas, particularly in automotive industry in the world, these material have not been produced commercially in Turkey up to now..

Because a wide range of properties of ADI available based on the selection of heat treat parameters, the potential for use of ADI is unlimited. ADI parts are found are numerous automotive, truck, agricultural, industrial, railroad, construction and military applications. It can be categorized same the current applications.

1. Automotive applications - crankshafts, camshafts, timing gears, connecting rods, suspension arms, differential gears, brake components, CV joints.
2. Agricultural components - plough points, chisels, tillage points, sickle guards, tie rods, slip clutches, hitches, pins, fertilizer knives, power take-off components.
3. Construction and industrial components - digger teeth, slides, yokes, collars, structural members, sprockets, power line components, connectors, snow-plough shoes, pump components.
4. Railway components - wheels, suspension parts, covers, latches, shoes, tie bars, track hardware, top caps, nipper hooks..
5. Military component - ordnance, armour, projectiles, rocket bodies, track shoes, track guides, engine rotors, struts

Gearing is one area in which ADI has seen some success in replacing in high volume production. ADI gears have successfully replaced case hardened, forged steel gears in many applications. In other applications, ADI serves as a higher strength alternative to other materials, particularly, where the cost and weight savings offer and advantage over forgings or fabrications.

But economics is not the only driving force behind the success of the ADI gears. Gear performance is not based on simple mechanical properties such as tensile strength or ductility. Fatigue plays an important role.

To support the successful further application of austempered ductile irons for use as gears, there are three requirements:

- More comprehensive investigation of the combined effects of section size and metal composition, including the affects of alloying elements and heat treatment process variables on the structure and properties of the materials produced.
- Provision of additional data on impact, fatigue, and fracture toughness properties, with particular reference to property requirements for use in gear design.
- Exploitation of established foundry technology for the production of near-net shape castings and the further development of techniques for controlled continuous heat-treatment processes which minimize distortion and scaling, and of control and inspection procedures which enable the integrity and properties of castings to be guaranteed.

The aim of the present work is to use ADI for the manufacture gears as an alternative to the extensively used forged and surface hardened steel. Gear design is a specialized subject, owing to the number of disciplines involved and because of the difficulty of analyzing the detailed meshing behavior of gears. Many aspects of gear design are at least partly empirical , and there are important differences between the

design approaches used by gear engineers in different countries. Gear design data available from one country may not be readily acceptable in another

There is, therefore, an urgent need for development work to be carried out in Turkey, to exploit the potential of these new materials and, in particular, to generate the design data required by gear engineers.

For this purpose, unalloyed ductile cast iron of type 80-55-06 (ASTM A536) was used. Castings were produced in the form of standard keel blocks and gear blanks in DÖKTAŞ A.Ş. (Orhangazi). Their chemical compositions are given in Table 1.

Table 1 Chemical compositions of casting (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg	Sn
3.64	2.52	0.38	0.051	0.010	0,084	0,26	0,042	0,013

Cast iron was melted using an arc furnace. Molten metal was poured into Mg treatment ladle containing 13 kg FeSiMg and 4 kg FeSi at the bottom of the ladle. Then, molten iron was taken to transfer ladle and inoculated with 4.5 kg inoculation substance “grafidin”. The melt was cast into a sand mould at a temperature of ~1400 °C. On cooling, castings were removed from the sand mould and cleaned. Some parts of the casting were kept as-cast and others were ferritized to obtain uniform microstructure with excellent machinability.

Experimental samples prepared from the as-cast and the ferritized castings were austempered. Austempering was carried out by austenitizing at either 850 °C or 900 °C for 120 minutes in a bed of cast iron chips in an electrically heated furnace, followed by quenching into a salt bath at one of the austempering temperatures 250 °C, 275 °C, 300 °C, 325 °C, 350 °C and 375 °C for a period of times in the range between 15 and 105 minutes.

The austempered materials were then subjected to microstructural examinations and mechanical tests (impact, hardness, tensile, fatigue and wear) to determine the mechanical properties and microstructure. Furthermore, the data obtained from the tensile, hardness and impact tests were used to construct a map which provides suitable austempering conditions for the ADI gears at any desired properties. Consequently, gears were austempered in the pre-determined conditions based on this map, and were subjected to various quality and performance tests.

The results obtained from this work are summarized as follows:

- 1) Ferritizing of initial ductile cast iron material before austempering heat treatment was found to be beneficial since ferritizing before austempering decreases the hardness, thus increases the machinability of as-cast material, and after austempering it gives better mechanical properties when compared to the as-cast material which is not ferritized.

2. Mechanical tests carried out using standard samples showed that austempered ductile iron could achieve the similar properties which is desired for forged steel gears if the proper austempering conditions are provided. In this study, it was found that the optimum austempering condition was austenitizing at 900 °C for 120 minutes followed by austempering at lower bainite temperature range (250-300 °C) for 60 minutes.
3. In production of the austempered ductile iron gears, one of the most important problems is the decarburising of the surface of gears during austenitizing.
4. The performance of all gears austempered under the optimum austempering conditions determined by the mechanical tests could not be tested in real service. However, a gear austempered at 250 °C for 60 minutes was tested in a service condition and showed good performances without showing any damage after running 2600 hours in a tractor.



BÖLÜM 1

GİRİŞ

Yaklaşık son 20 yıl Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD) alanında çok önemli gelişmelere sahne olmuştur. Aynı tokluğa sahip standard Küresel Grafitli Dökme Demir (KGDD) malzemeye göre iki kat daha fazla mukavemet göstermesi, çok iyi yorulma ve aşınma özelliklerine haiz olması ve bunun da ötesinde bir çok teknik ve ticari avantajlar taşıması ÖKGDD'in daha önce düşünülmeyen alanlarda bile kullanılmasını gündeme getirmiştir. Özellikle otomotiv endüstrisinde dövme ve yüzeyi sertleştirilmiş çeliğe alternatif dişli malzemesi olarak kullanılabilme imkanının görülmesi dünya çapında büyük ilgi uyandırmıştır. Amerika, Finlandiya ve Çin'de ticari olarak üretilip kullanılmaya başlanması ise malzemeye olan ilgiyi had safhaya ulaştırmıştır.

Bugüne kadar konuyla ilgili olarak çok sayıda çalışma yapılmış ve malzemenin mikroyapısal ve mekanik özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Sakarya Üniversitesi bünyesinde yapılan yüksek lisans ve doktora çalışmaları ile konuyla ilgili olarak önemli bir bilgi birikimi elde edilmiştir. Buna rağmen ÖKGDD'in tüm özellikleri açıklığa kavuşturulmuş değildir ve elde edilen sonuçlar arasında halen çelişkiler bulunmaktadır. Uygulamaya dönük çalışmalar ise, ülke dışında ve her ülkenin veya firmanın kendi amaçları doğrultusunda yapılmıştır. Dolayısıyla, ticari olarak üretim yapan firmalar kendi araştırmaları sonucunda oluşturdukları üretim şartlarında çalışmaktadırlar ve bu çalışma şartlarını bütün açıklığıyla yayınlamaktan kaçınmaktadırlar. Ülkemizde ise henüz ticari olarak ÖKGDD üreten bir kuruluş bulunmamaktadır. Son yıllarda, otomotiv ve tekstil sanayiinde kaydedilen gelişmelere ilave olarak tarım aletlerine duyulan ihtiyaç da göz önüne alınırsa ÖKGDD malzemenin uygulamaya geçirilmesi ülkemiz açısından çok önem arz etmektedir. Söz konusu sanayilerin ÖKGDD'lerin en yaygın kullanıldığı sektörler olmasından dolayı bu alanlarda dövme çelik yerine ÖKGDD'in kullanılması ülke ekonomisine de önemli katkılar sağlayacaktır. Yurt dışında olduğu gibi uygulamaya dönük çalışma şartlarının belirlenmesi önemli bir eksikliği giderecek ve ÖKGDD'in teknolojik olarak üretilmesi için bir yol açılmış olacaktır.

Bu tez çalışması, uygulamaya dönük bu eksikliği giderme yönünde bir katkı sağlamak amacıyla yapılmıştır. Öncelikle 20MnCr5 sementasyon çeliğinden üretilen traktör vites dişlisinin yerine ÖKGDD dişli kullanılması hedeflenmiştir. Bu amaca ulaşmak için alaşımsız ASTM A536 80-55-06 sınıfı malzeme ile çalışmalara başlanmıştır. Sonra ferritleme ısıl işleminin östemperleme davranışlarına etkisi incelenmiştir. İleriki çalışmalar, döküm malzemenin ferritlenmesiyle elde edilen ASTM A536 60-40-18 sınıfı malzemeyle sürdürülmüştür. Östenitleme sıcaklığının etkisi belirlendikten sonra östemperleme sıcaklık ve süresinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Malzeme 900 °C’de 120 dakika östenitlendikten sonra 250 °C, 275 °C, 300 °C, 325 °C, 350 °C ve 375 °C sıcaklıklarda 15-105 dakika zaman aralığında östemperlenmiştir.

Östemperlenen malzemelerin darbe direnci, sertlik, çekme, yorulma ve aşınma özellikleri araştırılmış, mikroyapı değişimleri incelenmiş ve kalıntı östenit miktarı tesbit edilmiştir. Östemperleme şartlarına bağlı olarak mekanik özellikleri içeren genel bir grafik oluşturulmuş ve sonuçlar literatür verileriyle karşılaştırılmıştır. Bu grafik dikkate alınarak, istenen mekanik özelliklerin elde edilebileceği şartlarda dişliler östemperleme işlemine tabi tutulmuştur. Bundan sonra, dişlilere diş-dibi eğme mukavemet testi, masa üstü çalışma testi ve performans testi uygulanmıştır. Performans testi; üretilen ÖKGDD dişlinin traktöre takılarak servis şartlarında çalıştırılmasını içermektedir. Testten sonra alınan dişli makro ve mikro incelemelere tabi tutularak değerlendirilmiştir. Çalışmanın sonunda ise varılan tüm sonuçlar özetlenmiş ve bazı önerilere yer verilmiştir.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR TARAMASI

2.1 GİRİŞ

Nodüler, sféro ve düktıl demır olarak da anılan KGDD 1948 de keşfedilmiştir. Bu tip dökme demirler gri dökme demirle aynı bileşimdedirler. Aralarındaki yegane fark grafitin şeklidir. Gri dökme demirde grafit lamel şeklinde iken KGDD'de küresel biçimdedir. Eriyik haldeki dökme demire ilave edilen Ce veya Mg, grafitin küresel şekilde oluşmasını sağlar. Bugün hemen hemen her yerde uygulanan Mg yöntemi daha ekonomik olduğu için tercih edilmektedir.

KGDD'ler gri dökme demirin başlıca avantajları olan düşük ergime sıcaklığı, iyi işlenebilirlik, iyi akışkanlık ve dökülebilme ile çeliğin mühendislik yönünden avantajları olan yüksek mukavemet, tokluk ve sünekliği birarada bulundurma özelliğiyle dökme demirler içinde önemli bir grubu oluşturmaktadır.

Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirler KGDD'in östemperleme ısı işlemiyle modifiye edilmiş halidir. Son yıllarda bir hayli ilgi uyandıran bu malzeme mükemmel özellikler göstermektedir. Aynı sünekliğe sahip standart sféro demirin iki katı çekme mukavemeti gösteren, sünek, tok, iyi aşınma ve yorulma özelliklerine haiz bir malzemedir. Aynı zamanda pek çok teknik ve ticari avantajlara sahip olmasıyla dövme ve yüzeyi sertleştirilmiş çeliklere alternatif olabilecek durumdadır.

2.2 ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

Östemperleme işlemi ilk kez Davenport ve Bain tarafından geliştirilmiş ve 1930 larda çeliğe uygulanmıştır [1]. Kısa bir süre sonra (1930-1940) metalurjistler gri dökme demire Ni, Mo, Cu ve Mn gibi alaşım elementlerini ilave ederek perlitik dönüşümü kısmen de olsa engellemişler ve bugünün östemperlenmiş yapısına benzer asiküler yapıyı elde etmişlerdir. KGDD'in geliştirilmesinden hemen sonra hem alaşım elementi ilavesiyle hem de östemperleme ısı işlemiyle benzer yapı bu malzemede de

sağlanmıştır. Bu konuda International Harvester ve General Motors firmaları 1960 lara kadar çalışmalarını sürdürmüş ancak o yıllarda böyle bir malzemeye ihtiyacın sınırlı olmasından ve tekniğin henüz tamamen kontrol altına alınamamasından dolayı ÖKGDD'in endüstriyel kullanımı yeterli gelişmeyi gösterememiştir [2-4].

1970 lerin ortasında Finlandiya'da Kymi Kymmene ve ABD'de General Motors firmaları ÖKGDD dişliyi dövme çelik dişli yerine kullanmışlardır [1,5,6]. Bu örnek endüstriyel uygulamalar konuya olan ilgiyi birden arttırarak malzemeye olan talebin de artmasına neden olmuştur. Büyüme hızı %16 olarak tahmin edilen malzemenin yıllık üretim miktarının 1998 de 160.000 tona ulaşması beklenmektedir [7].

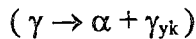
2.2.1 Östemperleme Isıl İşlemi

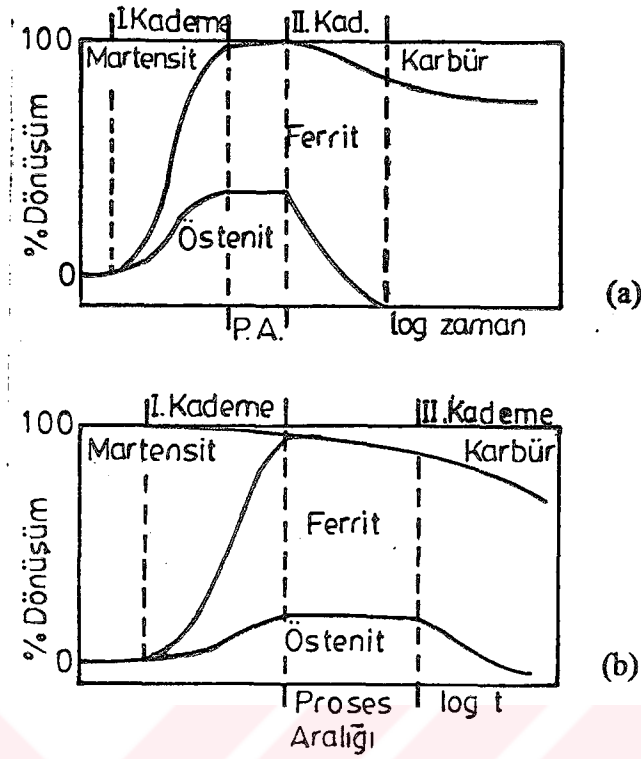
Östemperleme; malzemenin yüksek bir sıcaklığa (850-950 °C) östenitlenmesinden sonra 250-450 °C sıcaklık aralığındaki tuz banyosunda hızla su verilmesini ve dönüşümün tamamlanması için bu sıcaklıkta yeterli bir süre (0.5-4 s) tutulmasını takiben oda sıcaklığına soğutulması kademelerini kapsayan izotermal bir ısıl işlemdir (Şekil 2.1) [8-12].

Östemperleme sıcaklığına su-verme işlemi Şekil 2.1 den de takip edilebileceği gibi beynitik yapının elde edilebilmesi için ferritik ve perlitik dönüşüme izin vermeyecek derecede hızlı olmalı ve martensit başlama (Ms) sıcaklığına varmadan kesilmelidir [3,13]. KGDD'lerin östemperlenmesiyle ortaya çıkan mikroyapı çeliklerden farklıdır. Çeliklerde östemperleme sonucu mikroyapı ferrit ve karbürden oluşurken KGDD'de beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenitten oluşmaktadır [14,15]. Ancak, yüksek silisyumlu çeliklerde de beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit yapısı elde edilebilmektedir. Bu da çeliklerde elde edilen klasik beynit yapısının oluşmasını silisyumun engellediğini göstermektedir. Görüldüğü gibi ÖKGDD yapısına da beynit demek kavram karışıklığına sebep olmaktadır. Bu nedenle bazı araştırmacılar ÖKGDD beynit yapısının "ausferrit" olarak isimlendirilmesinin daha doğru olacağını belirtmektedirler [7,13,16].

Dökme demirlerde östemperleme prosesi iki kademeli bir reaksiyon sonucu gerçekleşmektedir (Şekil 2.2) [13,14,17-20].

I. Kademe: Östenitin beynitik ferrit ve karbonca zengin östenite ayrışması





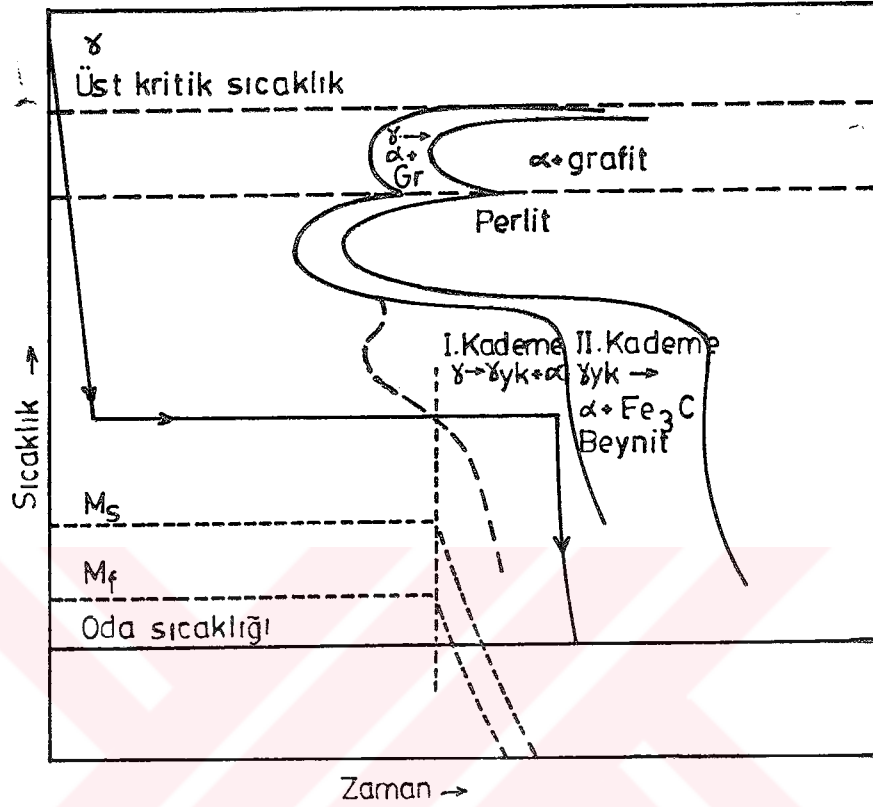
Şekil 2.2 Alaşım-sız KGDD’de (a) üst beynit ve (b) alt beynit dönüşümleri için östemperleme süresiyle mikroyapıdaki değişimlerin ve proses aralığının şematik gösterimi [20].

Görüldüğü gibi arzu edilen tam östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir mikroyapısı ancak proses aralığında elde edilmektedir. Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak I. reaksiyon sonunda iki tür beynit yapısı oluşmaktadır [8-10,21].

Yüksek östemperleme sıcaklıklarında ($>330\text{ }^{\circ}\text{C}$) ferritin çekirdeklenme hızı düşük karbon difüzyon hızı daha yüksektir. Dolayısıyla, karbonun çoğu büyüyen beynitik ferrit plakaları arasındaki östenite atılma fırsatı bulabilmektedir. Östenit böylece karbonca zenginleşerek kararlı hale gelir ve ferrit fazına dönüşümü önlenir. Sonuçta kaba ferrit tabakçıkları ve %40 a kadar yüksek karbonlu östenit içeren bu yapı üst beynit olarak isimlendirilir.

Düşük östemperleme sıcaklıklarında ($235\text{-}330\text{ }^{\circ}\text{C}$) ise ferrit iğnelerinin büyüme hızı yüksek ve karbon difüzyon hızı nispeten düşüktür. Bu nedenle beynitik ferrit karbona doymuş vaziyettedir. Östemperleme işleminin erken bir kademesinde bu karbon ferrit iğneleri içinde ϵ -karbür ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) olarak çökeler ve beynitik karbür olarak isimlendirilir. Bu karbürden östenite az bir karbonun atılmasıyla östenitin ferrite dönüşmesi devam eder ve oda sıcaklığına soğumayı takiben geriye çok az

II. Kademe: Yüksek karbonlu östenitin ferrit ve karbüre ayrışması
 $(\gamma_{yk} \rightarrow \alpha + \text{karbür})$



Şekil 2.1 Küresel grafitli dökme demir için izotermal dönüşüm diyagramı [12].

Prosesin I. kademesinde beynitik ferrit arayüzey ve tane sınırlarında çekirdeklenir. Büyüyen ferrit fazından atılan karbon, östenit fazı içerisinde birikir. Böylelikle, kararlı hale gelen östenitin ferrite dönüşümü engellenerek I. reaksiyon tamamlanır. Östemperlemenin sürmesiyle yüksek karbonlu östenit termodinamik olarak daha kararlı olan ferrit ve karbüre ayrışmaya başlar. II. kademe reaksiyonun tamamlanmasıyla çeliklerde görülen ferrit ve karbürden oluşan klasik beynit yapısı elde edilir. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde II. kademe reaksiyon tokluğu düşürdüğü için istenmez. Tamamlanmamış I. kademe reaksiyon da aynı şekilde arzu edilmez, çünkü oluşan düşük karbonlu kararsız östenit soğuma esnasında martensite dönüşerek mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Dolayısıyla, I. reaksiyonun tamamlandığı, II. reaksiyonun ise henüz başlamadığı bir zaman dilimi optimum mekanik özelliklerin elde edildiği aralık olmakta ve “proses aralığı” olarak adlandırılmaktadır (Şekil 2.2).

miktarda yüksek karbonlu östenit kalır. Beynitik ferrit ve %10 a kadar yüksek karbonlu östenit içeren bu yapı ise alt beynit olarak adlandırılmaktadır.

Şekil 2.2 den görülebileceği gibi üst beynit (a) ve alt beynit (b) mikroyapı olarak aynı bileşenlerden oluşmaktadır. Buna karşılık üst beynitte I. ve II. reaksiyonlar alt beynite oranla çok daha kısa sürelerde tamamlanmakta ve proses aralığı da oldukça dar sınırlar içinde kalmaktadır. Bununla birlikte üst beynitte yüksek karbonlu östenit daha fazla oranda elde edilebilmektedir. Ayrıca, karbürsüz bir üst beynit yapısı elde etmek mümkün iken alt beynitte bir miktar karbürün oluşabileceği görülmektedir.

Şekil 2.2 homojen bir malzeme için geçerlidir. Ancak, KGDD yapısı çoğunlukla homojen değildir. Bir bölgede I. reaksiyon tamamlanmadan bir başka bölgede II. reaksiyon başlayabilmektedir. Buna, alaşım elementi segregasyonu ile östenitleme ve östemperleme şartları sebep olmaktadır. Bu durumda proses aralığı daraldığı hatta kapandığı için optimum özellikleri elde etmek mümkün olamamaktadır.

2.2.2 ÖKGDD'lerin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri

ÖKGDD'lerin mikroyapı ve mekanik özellikleri (1) östenitleme sıcaklık ve süresi, (2) östemperleme sıcaklık ve süresi ile (3) kimyasal bileşime bağlı olarak geniş bir aralıkta değişmektedir.

2.2.2.1 Östenitleme sıcaklık ve süresi

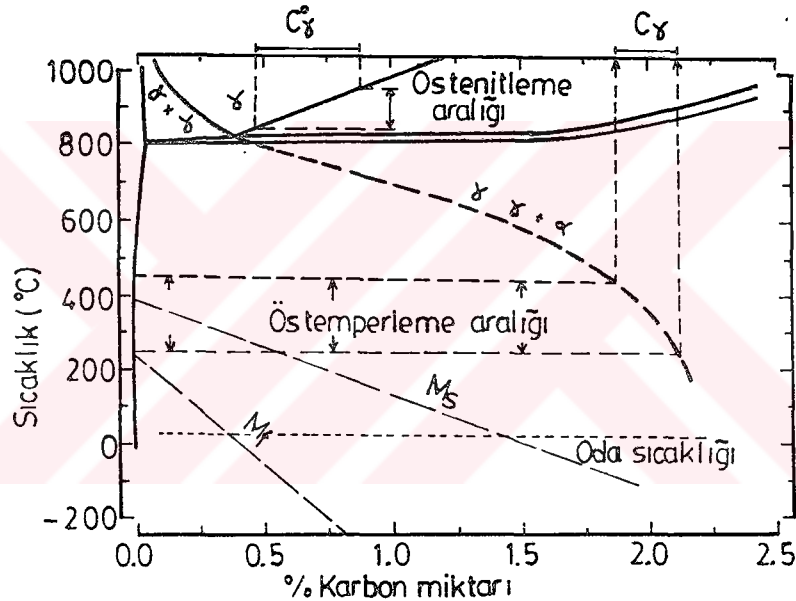
Östenitleme, östemperleme ısıl işleminin ilk kademesini oluşturur ve genellikle 850-950 °C arasında yapılır. Bu kademedeki mikroyapısal değişim çekirdeklenme ve büyüme ile olur. Östenit tercihan ferrit/segmentit ve/veya ferrit/grafit arayüzeyinde çekirdeklenir. Östenit çekirdeğinin büyümesi karbon difüzyonuna bağlıdır. Bu nedenle difüzyon mesafesi daha az olan tamamen perlitik matrikste östenitleme daha çabuk gerçekleşir [22-25].

Östenitleme sıcaklığı matriks karbon içeriğini belirleyen en önemli parametredir. KGDD'lerin çözebileceği maksimum karbon miktarı Fe-C-Si denge diyagramından belirlenebilir (Şekil 2.3). Aynı zamanda östenitin karbon içeriği östenitleme sıcaklığı ve silisyum miktarına bağlı olarak aşağıdaki bağıntıyla hesaplanabilir [26].

$$C_{\gamma}^{\circ} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 0.17 (\%Si) - 0.95 \quad (2.1)$$

Bu bağıntıda T_{γ} , °C olarak östenitleme sıcaklığıdır.

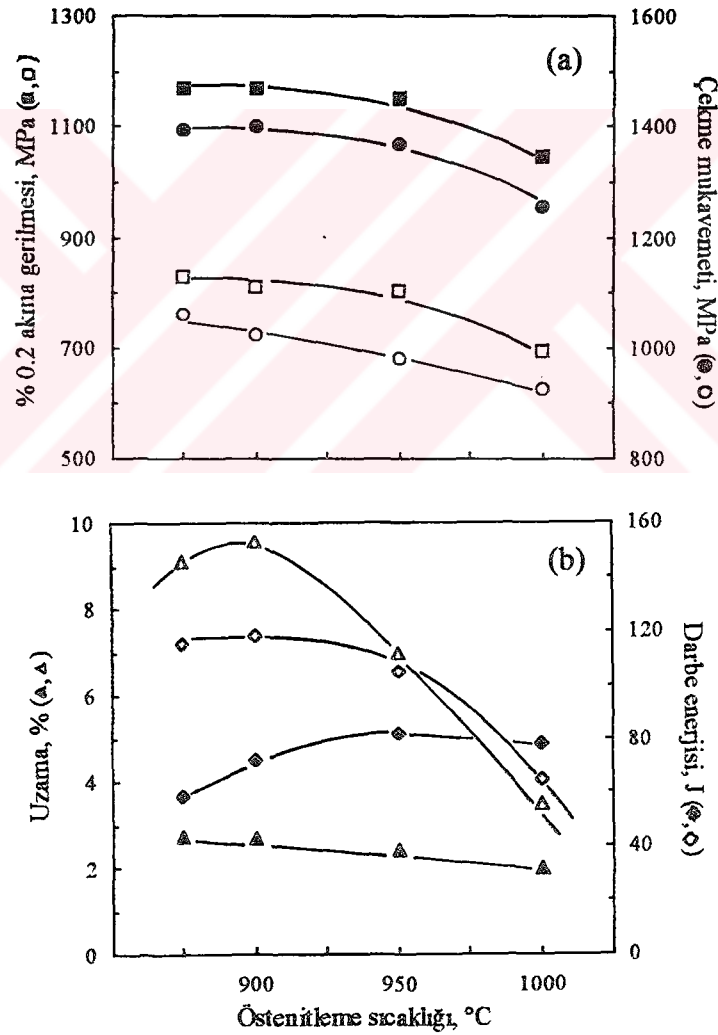
Artan östenitleme sıcaklığı östenit matrisinin karbon içeriğini (C_{γ}°) (Şekil 2.3) ve östenitin tane boyutunu artırır. Karbon miktarının artması martensit başlama sıcaklığını (M_s) oda sıcaklığının altına indirerek östenitin östempereleme esnasında dönüşümünü önler. Sonuçta artan karbon miktarı ve östenit tane boyutu östemperelenebilirliği artırarak reaksiyonu yavaşlatır ve kalıntı östenit miktarının artmasına neden olur [9,27-29].



Şekil 2.3 Fe-C-%2,5Si denge diyagramı [30].

Östenitin kararlı olabilmesi için %1,5-1,7 C içermesi gerekir. Yüksek östenitleme sıcaklığı ile oluşan iri östenit tanelerinin merkezinde östeniti kararlı kılacak karbon miktarı sağlanamaz. Bu ise dönüşmemiş östenit miktarını artırır. Östenitin bu türü tamamen kararlı olmadığından oda sıcaklığına soğuma esnasında martensite dönüşerek malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Östenitleme sıcaklığının çok düşük tutulması ise östenitlemenin tam yapılamamasına sebep olabilir. Bu da yapıda serbest ferritin bulunmasına neden olur [9,24,25,31-35]. Yukarıda anlatılanlardan optimum bir östenitleme sıcaklığının seçilme zorunluluğu ortaya çıkmaktadır.

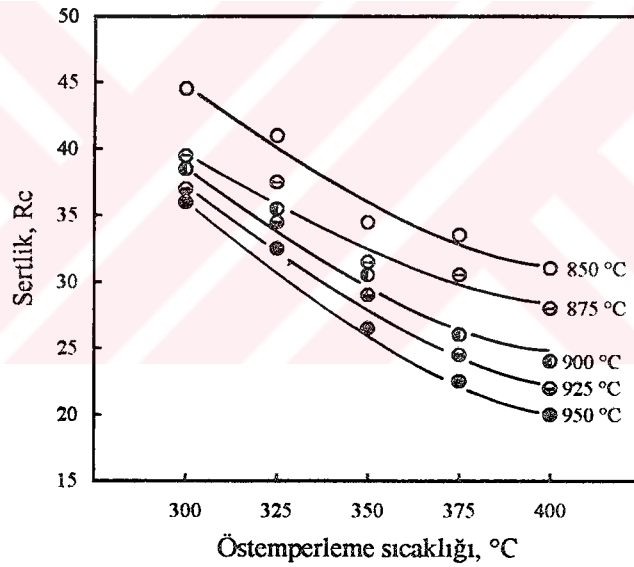
Östenitleme sıcaklık ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkisini inceleyen az sayıda çalışma yapılmış ve çelişkili sonuçlar elde edilmiştir. Yapılan ilk çalışmalardan birinde [36] çekme mukavemetinin östenitleme sıcaklığından fazla etkilenmediği buna karşılık % uzamanın yüksek östemperleme sıcaklıklarında östenitleme sıcaklığının azalmasıyla arttığı gözlemlenmiştir. Buna karşılık bir başka çalışmada [31] östenitleme sıcaklığının % uzamayı fazla etkilemediği, çekme mukavemeti ve %0,2 akma mukavemetinin ise artan sıcaklıkla arttığı tesbit edilmiştir. Sonraki çalışmalarda [17,32,33] maksimum çekme ve %0,2 akma mukavemeti ile % uzamanın artan östenitleme sıcaklığıyla azaldığı belirlenmiştir (Şekil 2.4). Çalışmalar 850 °C'nin altındaki bir sıcaklığın tam östenitleme için yetersiz kalarak mekanik özellikleri düşürdüğünü göstermiştir.



Şekil 2.4 Östenitleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi (dolu işaretler 300 °C, boş işaretler 375 °C'de östemperlenmiştir) [33].

Östenitleme sıcaklığının darbe direncine etkisi östemperleme sıcaklığına bağlı olarak değişir. Çalışmalar alt beynit sıcaklığında östenitleme sıcaklığının artmasıyla darbe direncinin arttığı, üst beynit sıcaklığında ise azaldığını göstermiştir (Şekil 2.4b) [32,33]. Yalçın ve arkadaşları ise [34] alt beynit sıcaklıklarında da östenitleme sıcaklığının artmasıyla darbe direncinin azaldığını gözlemlemişlerdir.

Araştırmacılar, östenitleme sıcaklığının malzeme sertliğine etkisi konusunda da farklı sonuçlar elde etmişlerdir. Kovacs'ın [17] ve Wu-Sheng ve arkadaşlarının [37] yaptığı çalışmalarda östenitleme sıcaklığının artmasıyla malzeme sertliğinin düştüğü görülmüştür (Şekil 2.5). Yapılan diğer iki ayrı çalışmada ise tam tersi bir davranışla sertliğin östenitleme sıcaklık [24,32] ve süresinin [24] artmasıyla arttığı gözlenmiştir. Sıcaklığın 850 °C nin altında tutulması diğer mekanik özelliklerde olduğu gibi sertlik üzerinde de olumsuz bir etki yapmaktadır [34].

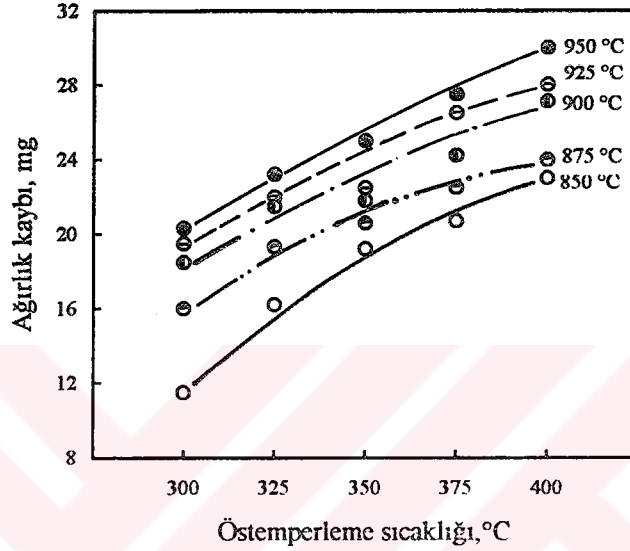


Şekil 2.5 Östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının sertliğe etkisi [37].

Son senelerde malzemenin aşınma davranışlarına ışık tutmak amacıyla birçok çalışma yapılmıştır. Ancak, bu çalışmalar östemperleme şartları ve diğer değişkenler üzerinde yoğunlaşmıştır. Östenitleme sıcaklık ve süresinin aşınma davranışları üzerine etkileri açısından çalışmalar yetersiz görülmektedir. Beynitik küresel dökme demirin abrasiv aşınmasını inceleyen Ming-Chang [38] artan östenitleme sıcaklığı ile aşınmanın azaldığını gözlemlemiştir. Bir başka çalışmada [37] ise malzemenin yağlamalı ortamda kayma aşınma davranışı farklı östemperleme şartları için

araştırılmıştır. Veriler, artan östenitleme sıcaklığıyla aşınma direncinin de azaldığını göstermiştir (Şekil 2.6).

Östenitleme şartlarının yorulma ve kırılma tokluğu üzerine etkilerini inceleyen yeterli çalışma yapılmamıştır. Bununla birlikte, Grech ve Young [32] artan östenitleme sıcaklığıyla yorulma mukavemetinin arttığını kaydetmektedirler.



Şekil 2.6 Yağlamalı kayma aşınmasında östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının ağırlık kaybına etkisi [37].

2.2.2.2 Östemperleme sıcaklık ve süresi

Daha önce değinildiği gibi optimum özellikler I. kademe reaksiyonun kontrolüyle sağlanabilmektedir. Yapılan çalışmalar I. kademe reaksiyonu kontrol eden en önemli parametrelerden birisinin karbon gradyanı olduğunu göstermiştir. Yani kalıntı östenit içindeki karbon miktarı (C_γ) ve matriks karbon miktarı (C_γ^0) arasındaki fark reaksiyon hızını doğrudan etkilemektedir. Burada C_γ^0 'yı östenitleme sıcaklık ve süresinin belirlediğine daha önce değinilmişti. C_γ ise birinci derecede östemperleme sıcaklık ve süresine bağlıdır (Şekil 2.3). Östemperleme sıcaklığının düşmesiyle C_γ artar. Çünkü $(\alpha+\gamma)/\gamma$ faz sınırında karbon çözünürlüğü düşük sıcaklıklarda daha yüksektir [39]. Şekil 2.3 den takip edilebileceği gibi verilen bir östenitleme sıcaklığında östemperleme sıcaklığının azalmasıyla karbon gradyanı ($C_\gamma - C_\gamma^0$) artarak I. reaksiyonu hızlandırır. Bu ise I. kademe sonunda oluşan kalıntı östenit miktarını azaltır, ferrit partikül boyutunu küçültür ve karbür miktarını artırır.

[30]. Sıcaklığın yükselmesiyle C_γ değerinin artmasından dolayı karbon gradyanı azalarak I. reaksiyonu yavaşlatır. Neticede daha büyük ve tabak şeklinde ferrit fazı ve çok miktarda yüksek karbonlu östenit içeren bir yapı elde edilir.

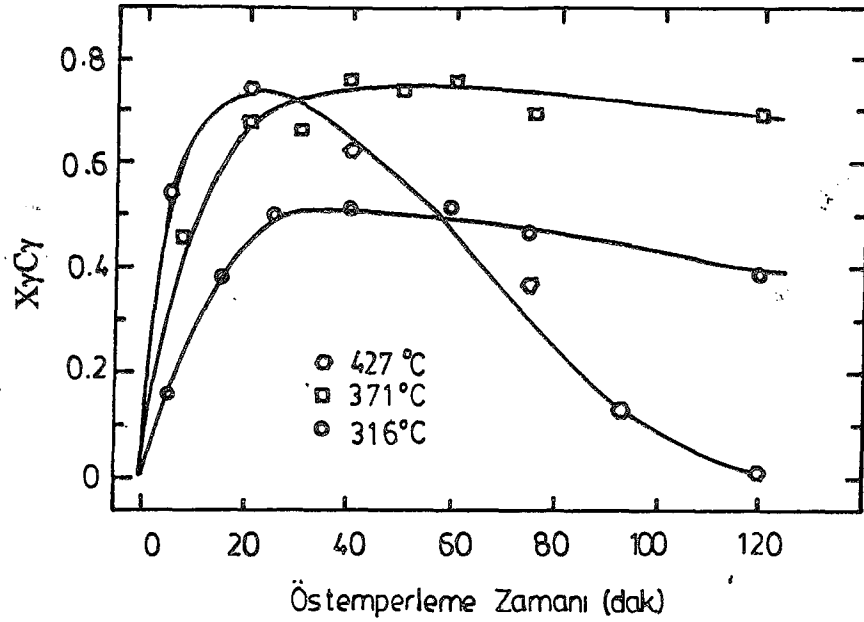
Araştırmacılar alt beynit yapısında I. reaksiyon sonucu karbür oluştuğu konusunda aynı görüşte olmalarına rağmen Dubensky ve Roundman [40] üst beynit yapısında da karbür gözlemişlerdir. Östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişik türlerde karbürler oluşmaktadır. Leposava ve arkadaşları [41] östemperleme sıcaklığının artmasıyla Fe_3C , ϵ , η ve χ karbürleri tesbit etmişlerdir. Ancak, η ve χ karbürler uzun tutma sürelerinde oluşmaktadır. Malzeme alaşımlı ise bu süre daha da artmaktadır. Bu çalışmada ϵ karbürün beynitik ferrit içinde çökeldiği gözlenmiştir. Buna karşılık, bir başka makalede [42] ϵ karbürün östenit içinde oluştuğu ve bu nedenle östenit içerisindeki karbon konsantrasyonunun azaldığı kaydedilmektedir.

Oluşan karbürler çok küçük olduğundan optik mikroskopta görülememektedir. Bununla birlikte x-ışınları yardımıyla dolaylı olarak karbür oluşup oluşmadığını tahmin etmek mümkündür. Bu amaç için karbonun kütle balans denkleminde yararlanılmaktadır [18,43].

$$C_\gamma^0 = X_\alpha C_\alpha + X_\gamma C_\gamma + X_c C_c + X_m C_m \quad (2.2)$$

Burada C_γ^0 : toplam matriks karbon miktarını, X: fazların hacim oranını, C: fazların karbon miktarını vermektedir. Alt indisler α : ferrit, γ : östenit, c: karbür ve m: martensiti sembolize etmektedir. Bu bağıntıya göre matriks karbonunun tamamının östenit içinde bulunması halinde $C_\gamma^0 = X_\gamma C_\gamma$ olmalıdır. $C_\gamma^0 > X_\gamma C_\gamma$ durumunda karbonun bir kısmının karbür oluşturması söz konusu olmaktadır.

$X_\gamma C_\gamma$ 'nın östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişimi Şekil 2.7 de verilmiştir. Rouns ve arkadaşlarının [44] yaptığı çalışmada C_γ^0 'nın 927 °C östenitleme sıcaklığında maksimum 0,8 değerine sahip olabileceği belirlenmiştir. Şekil 2.7 den görülebileceği gibi 371 °C ve 427 °C'de östemperleme ile yaklaşık olarak bu değer elde edilmektedir. Bu, karbonun tamamının östenit içinde bulunduğunu gösterir. Buna karşılık 316 °C'de $X_\gamma C_\gamma$ istenen değere ulaşmadığı için karbonun bir kısmının karbür oluşturması muhtemeldir.



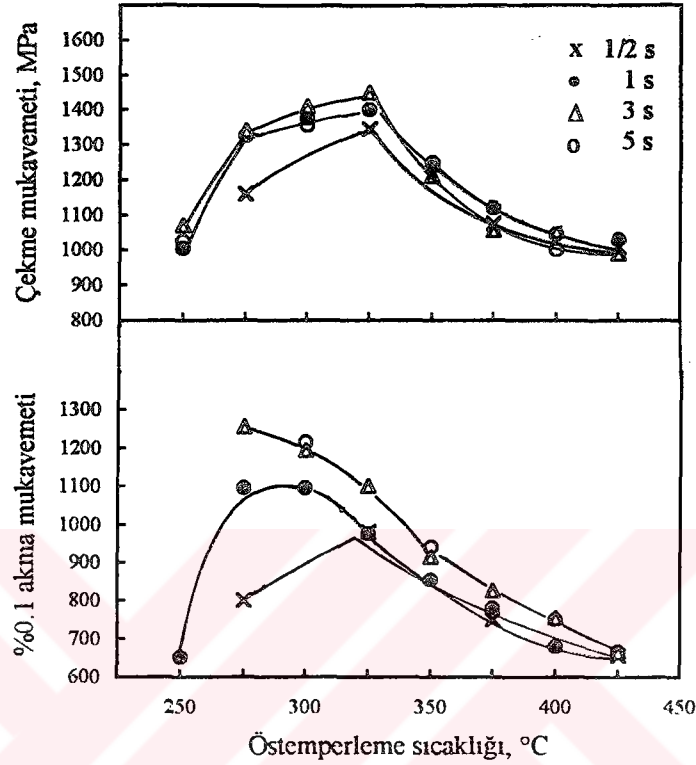
Şekil 2.7 $X_{\gamma}C_{\gamma}$ 'nin östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişimi [44].

Şekil 2.7 den II. reaksiyon hakkında da bilgi edinmek mümkündür. $X_{\gamma}C_{\gamma}$ değerinin bir maksimuma ulaşip tekrar azalması II. reaksiyonun başlamasından ileri gelmektedir. Görüldüğü gibi östemperleme sıcaklığının artmasıyla II. reaksiyon daha kısa sürede tamamlanmaktadır.

Östemperleme süresi çok kısa tutulduğu zaman östenit karbon içeriği düşük olacağından dönüşmemiş östenit miktarı yüksektir. Bu östenit oda sıcaklığına soğuma esnasında martensite dönüşür. Artan süreyle karbon içeriği ve dolayısıyla kalıntı östenit miktarı artar. Sürenin daha fazla uzatılması ise kararlı östenitin ferrit ve karbüre ayrışmasına neden olur.

Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşımsız KGDD'lerin çekme özelliklerine etkisi Şekil 2.8 de verilmiştir. Maksimum çekme mukavemeti ve %0,1 akma mukavemeti östemperleme sıcaklığının artmasıyla birlikte artarak bir maksimum değere ulaşmakta ve daha sonra sürekli bir azalma göstermektedir. Yapılan pek çok çalışmada benzer sonuçlar elde edilmiştir [13,16,21,33,45]. Ancak, maksimum değerlerin farklı östemperleme sıcaklıklarında (260-325°C) elde edildiği görülmektedir. Buna karşılık diğer bazı araştırmalarda [46,47,48] çekme ve akma mukavemetinin östemperleme sıcaklığının artmasıyla sürekli azaldığı görülmüştür.

Yapılan diğer bir çalışmada [49] da 300 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda artan östemperleme sıcaklığı ile çekme mukavemetinin sürekli azaldığı tesbit edilmiştir.



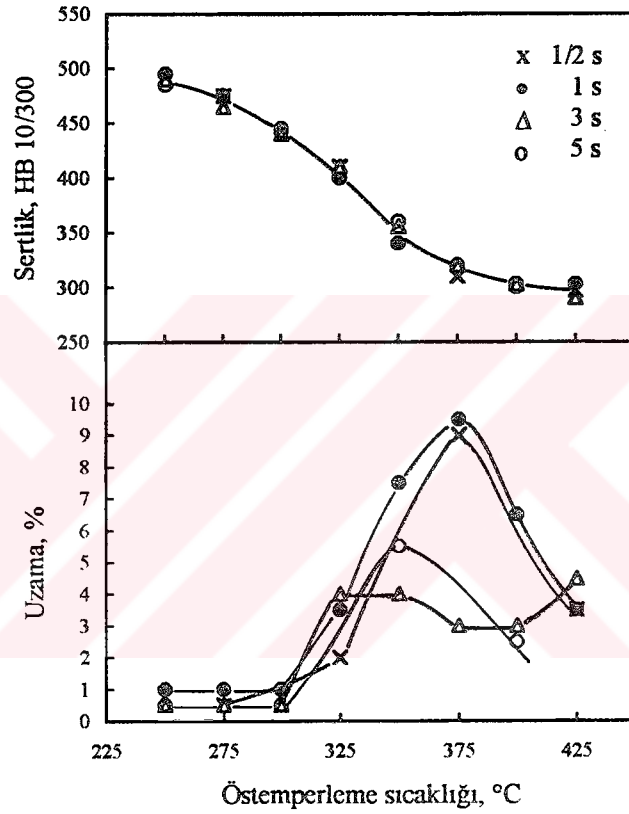
Şekil 2.8 Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşımsız KGDD'lerin çekme ve %0,1 akma mukavemetine etkisi [31].

Artan östemperleme sıcaklığı ile sertlik sürekli azalırken, % uzama artarak bir maksimum değere ulaşmaktadır (Şekil 2.9). Sıcaklığın daha fazla artışı ise sünekliğin önemli ölçüde düşüşüne sebep olmaktadır. Çalışmalar, maksimum sünekliğin elde edildiği sıcaklığın östemperleme süresi ve malzeme bileşimine bağlı olarak 375 °C ile 400 °C arasında değiştiğini göstermektedir [10,31,33,36,49]. Aynı şekilde östemperleme süresinin 325 °C'nin üzerinde çekme mukavemetine, 325 °C'nin altında ise sünekliğe etkisinin olmadığı görülmektedir. Yapılan çoğu çalışmada [45,50,51] östemperleme süresinin artmasıyla çekme özellikleri artarak bir maksimuma ulaşmakta ve sonra sabit kalmakta veya azalmaktadır [49]. Süneklik ise belirli bir östemperleme süresinde pik göstermektedir [52,53].

Darbe direnci % uzamaya benzer bir davranışla belirli bir östemperleme sıcaklığına kadar artarak maksimum değere ulaşır ve sonra azalmaya başlar. Yapılan çoğu çalışmada [33,54-56] maksimum darbe direnci 350-375 °C sıcaklık aralığında elde

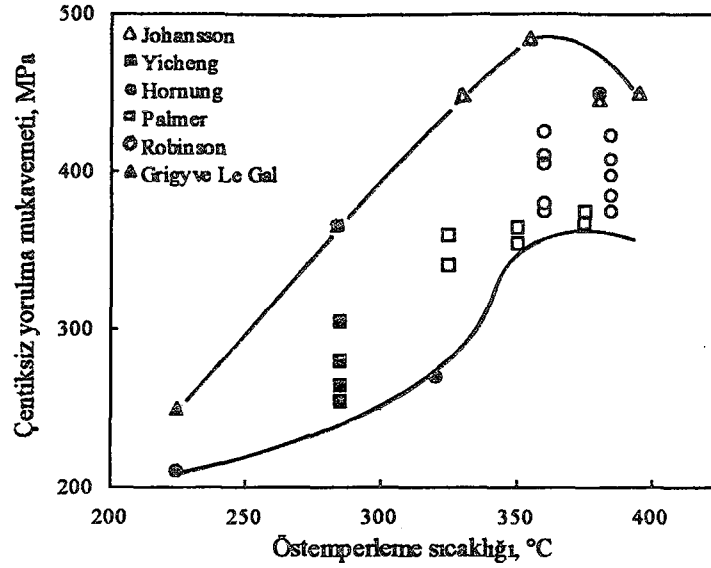
edilmiştir. Ancak bu değerler östemperleme süresine bağlıdır ve östemperleme sıcaklığı arttıkça maksimuma daha kısa sürelerde ulaşılmaktadır. Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ise darbe direncinde önemli azalmalar gözlenmiştir [57-59].

Yapılan az sayıda çalışma sonucu hem statik [60] hem dinamik [61] yükler altında kırılma tokluğunun azalan östemperleme sıcaklığıyla arttığı ve optimum değerlerin %20-30 kalıntı östenit içeren malzemede elde edildiği tesbit edilmiştir.



Şekil 2.9 Östemperleme sıcaklığı ve süresinin alaşımsız KGDD'lerin % uzama ve sertliğine etkisi [31].

Genel olarak östemperleme sıcaklığının artmasıyla yorulma mukavemeti artmaktadır [13,48]. Ancak Harding'in [8] bir çok araştırmacının verilerini kullanarak çizdiği grafik (Şekil 2.10) ile Grech ve Young'un [62] çalışmaları yorulma mukavemetinin belli bir sıcaklıktan sonra düşmeye başladığını göstermektedir. Diğer bir kısım çalışmada [63,64] ise östemperleme sıcaklığının yorulma mukavemetine fazla bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir. Baydoğan [65] yorulma mukavemetinin tutma süresine fazla bağlı olmadığını, Mayr ve Vettters [66] ise bu iki değişken arasında sağlıklı bir ilişkinin kurulamadığını kaydetmektedirler.



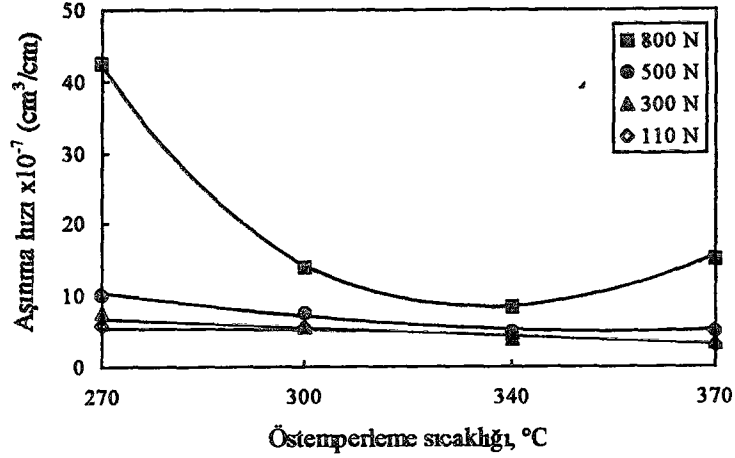
Şekil 2.10 Östempereleme sıcaklığının çentiksiz yorulma mukavemetine etkisi [8]

Araştırmacılar genellikle ÖKGDD malzemenin erozif aşınma [67-69] ile kuru kayma aşınma [37,38,49,70-73] davranışlarını incelemişlerdir. Yapılan çalışmalar genel olarak artan östempereleme sıcaklığı ile aşınmanın arttığı yönünde sonuçlar vermiştir [38,49,70]. Boutorabi ve arkadaşları [73] östemperelemiş küresel grafitli Al dökme demir malzemenin aşınmasının artan östempereleme sıcaklık ve süresiyle arttığını tesbit etmişlerdir. Prado ve diğerleri [71] uygulanan yüke bağlı olarak malzemenin kuru kayma aşınma davranışının değiştiğini kaydetmektedir. Bu çalışmada, düşük yüklerde östempereleme sıcaklığının aşınmaya çok önemli bir etkisinin olmadığı, ancak yükün artmasıyla aşınma hızının belli bir sıcaklığa kadar azaldığı ve sonra tekrar arttığı görülmüştür (Şekil 2.11). Baydoğan [65] 10, 20, 40 ve 80 N yük altında farklı östempereleme süreleri için yaptığı abrasiv aşınma deneyleri sonucunda aşınmanın süreye sıkı sıkıya bağlı olmadığını saptamıştır. Bununla beraber, 40 N'a kadar yükle birlikte aşınmanın arttığını ve sonra azalma gösterdiğini kaydetmektedir.

2.2.2.3 Kimyasal bileşim

Östemperelemiş küresel grafitli dökme demir üretiminde en kısa ısıtma işlem çevriminde optimum özellikleri elde etmek için uygun malzeme bileşiminin seçimi ve kontrolü çok önemlidir. Bu nedenle şu hususlara dikkat edilmelidir [9,27,36].

- 1) Serbes ferrit ve perlit oluşmamalı,
- 2) Yapı hücrelerarası karbür ve fosfürler içermemeli ve
- 3) Farklı alaşım elementlerinin segregasyon etkileri azaltılmalıdır.

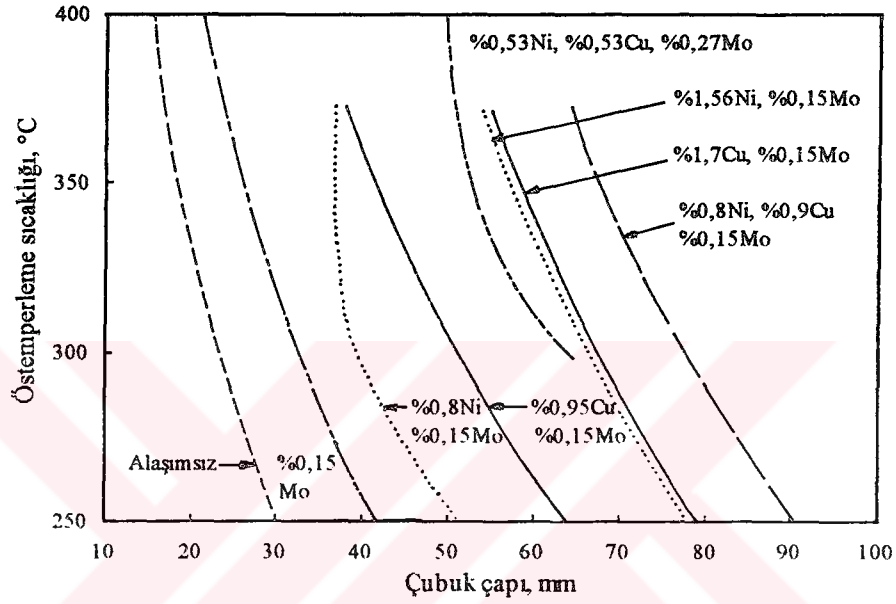


Şekil 2.11 Östemperleme sıcaklığı ile aşınma hızının değişimi [71].

Optimum özelliklerin elde edilebilmesi için malzemenin tam östemperlenebilmesi gerekmektedir. Östemperlenebilirlik, östemperleme şartlarına bağlı olduğu kadar malzeme kesit kalınlığı ile de doğrudan ilgilidir. Alaşımsız KGDD'de tam östemperlenebilen kritik çapın 250 °C için 30 mm, 450 °C için 15 mm olduğu tesbit edilmiştir [74]. Döküm kesit kalınlığı arttıkça yeterli östemperlenebilirliği sağlamak için alaşım elementi ilavesi kaçınılmazdır. Şekil 2.12 den görülebileceği gibi alaşım elementleri östemperlenebilirliği önemli ölçüde arttırmaktadır [75]. Ancak, alaşım elementi ilave ederken yetersiz veya aşırı alaşımlamadan kaçınılmalıdır. Çünkü yetersiz alaşımlama perlit oluşumuna, aşırı alaşımlama ise segregasyona neden olmaktadır. Literatürde yapıda bulunan az miktardaki perlitin segregasyondan daha az zararlı olduğu belirtilmektedir [76].

KGDD'de alaşım segregasyonu nedeniyle üç bölgeden oluşan heterojen bir yapı bulunmaktadır (Şekil 2.13). Şekilden görülebileceği gibi Si, Cu ve Ni gibi alaşım elementleri küre etrafında segrege olurken Mn, Mo, Cr ve V gibi karbür yapıcı elementler hücre sınırlarında toplanır [5,36,77]. Alaşım elementlerinin segregasyonu bölgesel karbon çözünürlüğünü, difüzyon hızını, reaksiyon hızını ve fazların morfolojisini etkiler [27]. Silisyumun düşük olması ve karbon çözünürlüğünü arttıran alaşım elementlerinin bulunması nedeniyle hücre sınırlarında dönüşüm zordur. Özellikle Mn kuvvetli bir östenit kararlı kılıcı element olduğundan bu

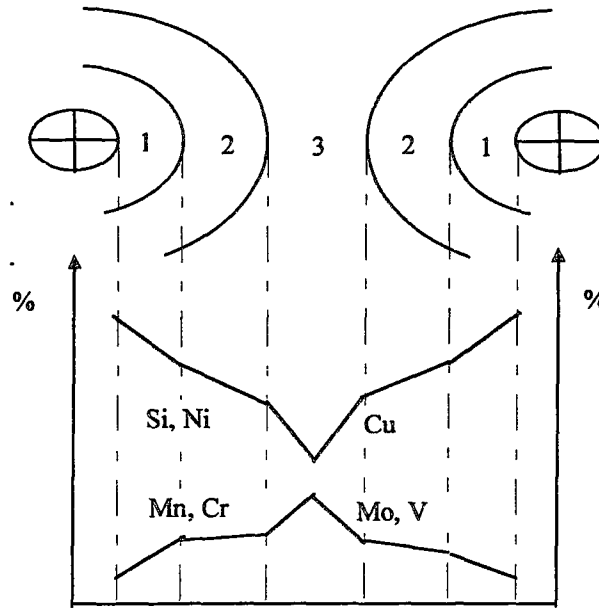
bölgede (3. bölge, hücre sınırı) beynitin çekirdeklenip büyümesini önleyerek önemli miktarda dönüşmemiş östenit kalmasına neden olur. Östenitin bu türü termal olarak kararlı olmayıp oda sıcaklığına soğuma esnasında martensite dönüşür. Yapıda martensit fazının bulunması ise mekanik özellikleri, bilhassa süneklik ve tokluğu önemli ölçüde azaltmaktadır [27,36].



Şekil 2.12 Perlit oluşmaksızın östemperlenebilen maksimum çubuk çapına alaşım elementlerinin etkisi [75].

1. bölgede Si miktarı yüksek olduğundan karbon çözünürlüğü azdır. Dolayısıyla beynitik dönüşüm bu bölgede başlar ve hücre sınırlarına doğru devam eder. Segregasyon sebebiyle her üç bölgede reaksiyon hızı farklıdır. 3. bölgede I. kademe reaksiyon tamamlanmadan 1. bölgede II. kademe reaksiyon başlayabilmektedir. Bu da iki reaksiyonun aynı anda oluşmasına ve proses aralığının kapanmasına sebep olarak optimum özelliklerin elde edilmesini engeller [20,78]. Dolayısıyla, segregasyonun etkisi minimuma indirilmelidir.

Segregasyonu azaltmanın en etkili yolu dökme demirde küre sayısını arttırarak dendrit kolları arası mesafeyi azaltmak [5,26,27,36] ve/veya alaşım elementleri miktarını sınırlamaktır [5,17]. Alaşım elementlerinin ÖKGDD'ler üzerine etkileri özet olarak aşağıda incelenmiştir.



Şekil 2.13 Dökme demirde bazı alaşım elementlerinin segregasyonu [36,77].

Karbon: BCIRA’da yapılan sistematik bir çalışmada [21] karbonun %3 den %4 e artması herhangi bir östemperleme işleminden sonra çekme ve akma mukavemetinde sürekli bir düşüşe sebep olurken, % uzama ve sertliği hemen hemen etkilemediği görülmüştür. Bir başka araştırmada da benzer bir eğilim gözlenmiştir [79]. Bu çalışmada karbon eşdeğerinin (KE) artmasıyla daha düşük çekme mukavemeti ve çentiksiz darbe direnci elde edilmiştir. Karbonun diğer özelliklere etkisi konusunda literatürde yeterli bilgi bulunmamaktadır.

Silisyum: Öncelikle grafit kürelerinin etrafında toplanır ve karbon çözünürlüğünü azaltarak reaksiyonu hızlandırır. %2 den fazla silisyum, karbür oluşumunu önleyerek kalıntı östenit miktarını artırır. Silisyum içeriği yaklaşık %2,8-3 seviyesinde tutulur [5,26,27,36].

BCIRA’da yapılan çalışmada [9] Si içeriğinin artması ile çekme özelliklerinde sürekli bir azalmanın olduğu, % uzamanın arttığı ve sertliğin hemen hemen değişmediği tesbit edilmiştir. Buna karşılık diğer bir çalışma [21] silisyum miktarının %2 den %2,9 a artmasının çekme özelliklerini fazla etkilemediğini göstermiştir. Literatürde [80] silisyumun %2,4 den %3,8 e artmasıyla çekme mukavemetinin ve özellikle alt beynit bölgesinde akma mukavemetinin arttığı da kaydedilmektedir. Ayrıca kırılma tokluğu, yorulma ve darbe direncini arttırdığı, buna karşılık darbe geçiş sıcaklığını azalttığı belirtilmekte, ancak elde edilen veriler tatminkar görülmemektedir [21,54].

Manganez: Östempereleme esnasında hücre sınırlarına birikerek bu bölgelerde karbon çözünürlüğünü arttırmak suretiyle beynit reaksiyonunu yavaşlatır. Bu nedenle hücreler arasında çok miktarda dönüşmemiş östenit kalır. Östenitin bu türü karbonca zengin olmadığından termal olarak kararlı değildir ve oda sıcaklığına soğuma esnasında martensite dönüşür. Daha önce de değinildiği gibi martensitin yapıda bulunması ise mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Artan Mn miktarı proses aralığının kapalı olduğu sıcaklığı düşürür ve aralığın daha geç sürelerle kaymasına sebep olur [81]. Bunun için manganez miktarının genellikle %0,3-0,4 arasında tutulması tavsiye edilmektedir [17,27,50,76,82].

BCIRA'da yapılan çalışmalarda [31] manganez miktarındaki artışın herhangi bir östempereleme sıcaklığında çekme özelliklerini sürekli azalttığı, fakat sertliği etkilemediği tesbit edilmiştir. Mn segregasyonu sonucu oluşan kalıntı östenitin martensite dönüşmesinden dolayı darbe direnci, süneklik, yorulma mukavemeti ve kırılma tokluğunun azalması beklenmektedir.

Bakır: Genellikle %1 dolayında kullanılır. Ferrit içinde çözünürlüğünün sınırlı olmasından dolayı ender olarak %1,5 e kadar ilave edilebilir. Ayrıca bakırın sertleşebilirliği azaltma etkisi vardır ve kuvvetli bir perlit yapıcı elementtir [83,84].

%1,5 e kadar bakır ilavesi 300-400 °C östempereleme sıcaklık aralığında çekme özellikleri ve sertlik üzerine çok az etki etmektedir. Bununla birlikte 350 °C ve altında % uzama değeri bakır miktarıyla artmaktadır [52]. Bakırın alt beynitte karbür oluşumunu bastırarak sünekliği artıracağı tahmin edilmektedir. Buna yönelik bir çalışmada [29] bakır miktarının kalıntı östenit miktarı üzerine önemli bir etkisi gözlenmemiştir. Ancak sertliğin yüksek östenitleme ve östempereleme sıcaklıklarında bakır miktarının artmasıyla önemli ölçüde arttığı tesbit edilmiştir.

Nikel: Aşırı segregasyon etkisi yoktur, bunun için östenitin dönüşümünü geciktirmek amacıyla istenen miktarda ilave edilebilir. Nikel tokluğu azaltmaksızın östempereleme sıcaklığında daha uzun tutma süresine izin vererek yüksek karbonlu östeniti kararlı kılar. Ni ile Mo'nin beraber kullanılması sertleşebilirliği artırır [84]. %1 e kadar Ni ilavesi çekme mukavemeti, süneklik ve sertlik üzerine önemli bir etki göstermemektedir. Bununla birlikte, Ni içeriğinin %1 den %4 e çıkarılması çekme mukavemetini özellikle 350 °C ve altında önemli ölçüde azaltmaktadır. Sertlik bütün östempereleme sıcaklıklarında artan nikel miktarıyla azalırken, süneklik %2 Ni'e kadar artmakta ve sonra yavaşça azalmaktadır [9,52].

Molibden: Eşsiz sertleşebilirlik sağlayarak ferrit ve özellikle perlit oluşumunu geciktirir. Bunun yanında beynitik ferritin başlangıç süresini önemli derecede etkilemez. Bu durum Mn ile Mo arasındaki en büyük farktır. Yüksek seviyelerde kullanılması halinde segregasyona sebep olur ve bilhassa kalın kesitlerde molibden karbürler oluşabilir. Bu nedenle Mo miktarının %0,2 yi aşması istenmez [84]. Molibden miktarının artmasıyla çekme mukavemeti, sertlik ve süneklilik düşmektedir ve bu düşüş %0,2 ve üzerindeki molibden içeriğinde daha belirgindir.

2.2.3 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir Standardları

ÖKGDD'lerin standardizasyonunda farklı yaklaşımlar mevcuttur. Bu nedenle Amerika, Japonya, Almanya ve İsveç gibi ülkeler kendi ulusal standartlarını oluşturmuşlardır. Hatta Kymmene (Finlandiya), George Fischer ve Sulzer Brothers (İsviçre) ve Advanced Cast Products (ABD) gibi şirketler kendi geliştirdikleri standartları kullanmaktadırlar [85]. Amerikan standardı ASTM A 897M-90 [86] hemen hemen diğer tüm standartları kapsamaması yönüyle en yaygın kabul gören ÖKGDD standardı durumundadır. ASTM standardında beş ÖKGDD sınıfı yer almakta ve herbir sınıfta minimum çekme ve akma mukavemeti ile % uzama değerleri verilmektedir. Standard ayrıca, minimum çentiksiz darbe direnci ile tipik Brinell sertlik değerlerini de içermektedir (Tablo 2.1).

Tablo 2.1 ÖKGDD için ASTM A 897M-90 (metrik) standardı [86].

Sınıf	Min. çekme muk., MPa	Min. akma muk., MPa	Minimum % uzama	Min. çentiksiz darbe enerjisi, J	Sertlik, HB
850/550/10	850	550	10	100	269-321
1050/700/7	1050	700	7	80	302-363
1200/850/4	1200	850	4	60	341-444
1400/1100/1	1400	1100	1	35	388-477
1600/1300/-	1600	1300	-	-	444-555

2.2.4 ÖKGDD'lerin Avantaj ve Sınırlamaları

ÖKGDD'ler sahip olduğu avantajlar sayesinde son yıllarda çelik malzemeler yerine yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bazı sınırlamalar da yok değildir. Ancak, teknik ve ticari olmak üzere iki grup altında toplanabilecek olan avantajları diğer malzemelerle rekabet edebilme imkanı sağlamaktadır [1,87-90] .

A. Teknik avantajları;

- Yüksek çekme özellikleri yanında iyi tokluk, süneklik ve yorulma mukavemetine sahiptir.
- Aşınma ve çizilmeye karşı direnci yüksektir. Sürtünme katsayısı düşüktür. Yetersiz yağlamalı (hatta yağlamasız) bir ortamda hasara uğramadan 10 dakika çalışabilir.
- Çelikten %40 daha hızlı titreşim sönümlerne kapasitesine sahiptir. Dolayısıyla, ÖKGDD parçalar çelikten daha az gürültüyle çalışır.
- Aynı boyutlardaki çelik dişliye göre %10 daha hafiftir.
- Elastik modülü çeliğinkinden daha düşüktür. Dişlinin dişleri karşılaştığında temas alanı genişler. Dolayısıyla, temas gerilmeleri düşüktür ve bu, dişlilerin oyuklanma yorulma problemini azaltır.
- Yapıda bulunan kalıntı östenitin deformasyonla (dişliler çalışırken de olabilir) martensite dönüşmesiyle sert ve aşınmaya dirençli bir yüzey elde edilebilir.
- Östemperlemeden önce iyi işlenebilirlik özelliği gösterir.
- Çentik hassasiyeti çelikten daha azdır. Bu yüzden yüzey işlemlerinin çelikteki kadar hassas olmasına gerek yoktur.
- Isıl işlem esnasında deformasyon daha azdır.

B. Ticari avantajları;

- Ham malzeme maliyeti düşüktür.
- Dökümün yatırım maliyeti dövmeye göre daha düşüktür ve işlem esnekliği daha fazladır.
- Östemperleme ısı işlemi daha basit ve kısadır.

- Östemperlemeden önce (hatta bazı durumlarda sonra) işlenebilirliği iyidir. Bu hem üretimi hızlandırır hemde kesici takım ömrünü artırır. Fiat'ın araştırmasında hipoid dişli üretimi için 18CrMo4 çelik taslak yerine ferritik düktil demir taslak kullanılması alet maliyetinde %75 azalma sağlamıştır [8] .
- Kompleks parçalar bile nihai-şekle uygun şekillendirilebilir. Bu işlemeyi azaltacağından maliyeti düşürür.
- Karbürlenmiş dövme çeliğe göre ÖKGDD dişli için enerji tüketimi %50 daha azdır (Tablo 2.2).

Tablo 2.2 KGDD ve dövme çelik dişli üretimi için enerji tüketimi [1] .

	Enerji tüketimi,	kWh/t
İşlem	KGDD	Dövme çelik
Taslak üretimi	2500	4500
Tavlama	-	500
Östemperleme	600	-
Yüzey sertleştirme	-	800-1200
Toplam	3100	5800-6200

Tasarruf : %46-50

- Hatalı östemperlenen parçalar tekrar östemperlenebilir.
- İndüksiyonla sertleştirilmiş AISI 4140 veya yüzey karbürizasyonu yapılmış AISI 1022 dövme çelik yerine dizel motorları için ÖKGDD zaman dişlisi kullanılması halinde toplam maliyet %30 daha ucuzdur.

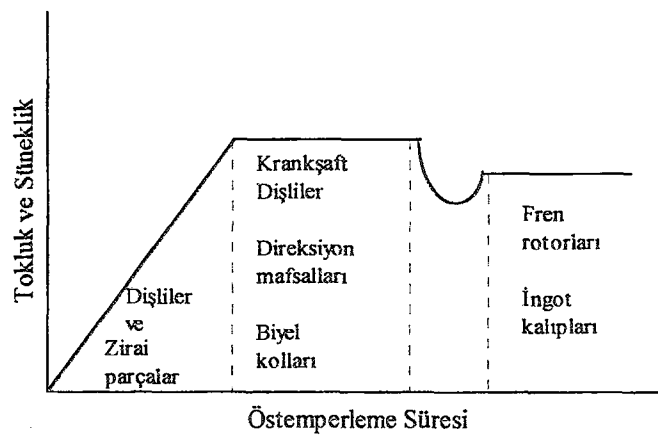
ÖKGDD'lerin yukarıda sayılan teknik ve ticari avantajlarının yanında bazı sınırlamalar söz konusudur. Bunları aşağıdaki şekilde sıralamak mümkündür;

- En büyük problem östemperlemeden sonra işlenebilirliğin oldukça kötüleşmesidir. En sert sınıfı ancak taşlama tezgahında işlenebilir.
- Çelikten daha düşük elastik modüle sahiptir. Bunun için daha fazla elastik deformasyona maruz kalır. Ancak bu özellik dişlilerde oyuklanma yorulma riskini azalttığından bazen faydalı da olabilmektedir.
- Östemperleme nispeten küçük parçalar için çok uygundur. Kalın kesitli parçalar alaşımlama gerektirdiğinden fazla ekonomik değildir.

- Diğer KGDD'ler gibi kaynak yapılabilir. Fakat eriyen ve ısının tesiri altındaki bölgeler, karbürler ve martenzit içerir. Her ikisi de sert ve kırılgan olduğundan malzemenin mekanik özelliklerini bozar.
- ÖKGDD kabul edilebilir darbe ve kırılma tokluğu değerlerine sahip olsa da dövme çeliklerinki kadar yüksek değildir.
- Servis şartlarında sıcaklık östemperleme sıcaklığına çıkacak olursa matriks yapısının dönüşümü söz konusu olur ve bu mekanik özellikleri bozar.

2.2.5 ÖKGDD'lerin Kullanım Alanları

ÖKGDD son yıllarda daha önce dökme demirlerin kullanılmasının uygun olmadığı birçok alanda başarıyla kullanılmaya başlanmıştır [1,2,91,92]. Beynit reaksiyonunun idealize kademelerine bağlı olarak bazı uygulamalar Şekil 2.14 de gösterilmiştir. Bazı ziraat aletleri ve dişliler öncelikle aşınmaya maruz kalmaktadır. Dolayısıyla, bu tür parçaların mukavemet ve aşınma dirençleri yüksek olmak zorundadır. Buna karşılık krank mili, direksiyon kolu, piston kolu ve bir kısım dişlilerin darbeli ve/veya alternatif yükler altında çalıştıkları bilinmektedir. Sertlik ve mukavemetin belki birinci dereceden etkili olmadığı bu tür uygulamalarda tokluk ve yorulma özellikleri son derece önemlidir. Görüldüğü gibi östemperleme şartları dizayn edilecek parçadan istenen mekanik özelliklere göre belirlenmelidir.



Şekil 2.14 İdealize edilmiş tokluk-östemperleme zaman eğrisine bağlı olarak ÖKGDD için bazı kullanım alanları [36].

1) Otomotiv ve kamyon: krank mili, ekzantrik mili, tekerlek mili, kumanda mili çatalı, zaman dişlileri, ayna ve pinyon dişlisi, diferansiyel kutusu, direksiyon yatağı, direksiyon kolu, krank kolu, irtibat kolu, kontrol kolları, kavrama kolları, dingil, süspansiyon kolları, zincir baklaları, tahrik flanşları, kamyon tekerlek göbeği, yay askı dayanağı, amortisör, fren parçaları, dizel piston başı.

2) Ziraat ve konstrüksiyon: kazma uçları, gübreleme bıçakları, tırpan koruyucusu, pulluk, pulluk bıçakları, mısır öğütme plakaları, kar kürüme ayağı, pompa kamları, hidrolik pompa parçası, pompa rotoru, çekme kancaları, merdaneler, ezme çekiçleri, kepçeler, gövdeler, palet çeneleri, aşınma klavuzları, kaygan kavrama parçaları, dişli çarklar, tekerlek göbekleri, kaldırım kırma makinası, kavramalar.

3) Makine ve teçhizat: güç iletim dişlileri, zincir dişli çarklar, dişli çarklar, sondaj dişlileri, yataklar, kamlar, haddeler ve klavuzlar, krank milleri, kamalar, taşıyıcı hat tutucuları, taşıyıcı zincirleri, taşıyıcı mafsalları, maden aşındırma parçaları, kalıplar, ızgaralar, kompresör, pompa parçaları, tekstil makineleri.

4) Demiryolu parçaları: travers plakaları, dingil tutucuları, şok absorplayıcılar, vagon tekerleri, fren sürgüsü, aşınma pabuçları, fren blokları, koruyucu kapaklar, yaylı tutucular, motor parçaları.

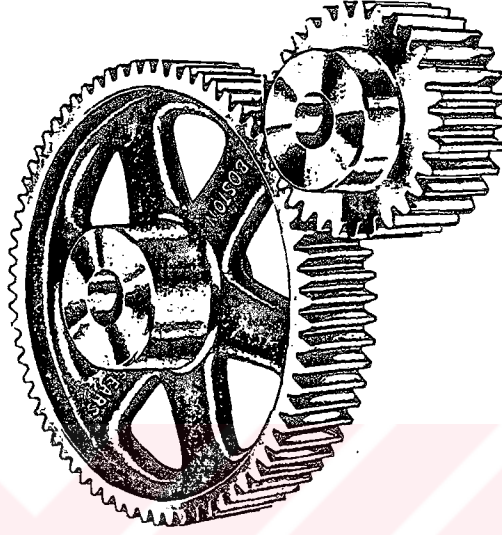
5) Savunma sanayii: zırh, mermiler, roket gövdeleri, tank paletleri, motor rotorları, süspansiyon kolları, gergi kolu.

2.3 ÖKGDD DİŞLİLER

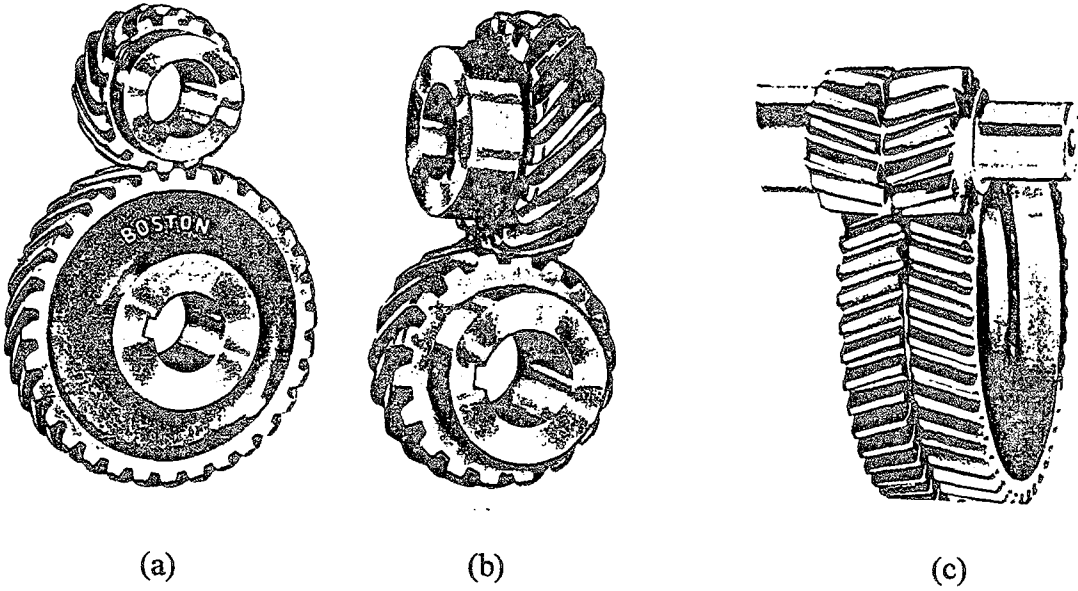
2.3.1 Dişli Tanımı, İşlevi ve Çeşitleri

En klasik tanımıyla, dişli; bir milden diğerine güç ve hareket ileten makina elemanıdır. Dişliler güç ve hareket iletiminin yanında döndürülen milin hızını azaltmak veya arttırmak amacıyla da kullanılmaktadırlar. Dişli çarklarda, miller birbirine paralel, dik veya belli bir açıda çalışabilmelidir. Dolayısıyla, kullanma amacına uygun olarak değişik tipte dişliler geliştirilmiştir [93]. Düz dişliler (Şekil 2.15) genellikle paralel miller arasında güç iletiminde kullanılmaktadır. Beraber çalışan farklı boyuttaki iki dişliden büyüğü “çark” küçüğü “pinyon” olarak bilinir. Düz dişliler daha çok düşük veya orta hızlarda kullanılır. Helisel dişliler (Şekil 2.16a-b) paralel veya belli bir açıdaki milleri birleştirmede kullanılır. Daima birden

fazla dişin temas halinde olmasından dolayı düz dişlilerden daha düzenli ve sessiz çalışırlar. Ancak aksenal basınçtan dolayı bir miktar güç kaybına sahiptirler. Aksenal basıncı yenmek için ok-uçlu (Şekil 2.16c) dişliler kullanılır. Bunlar sanki bir sağ-el helis dişli ile bir sol-el helis dişlinin yanyana gelmiş şekline benzerler.

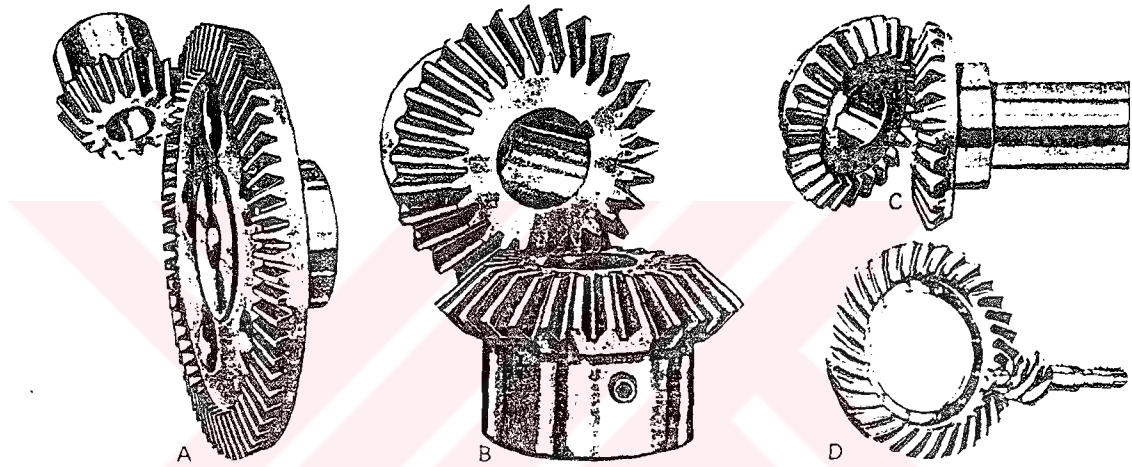


Şekil 2.15 Düz dişli çark [93].

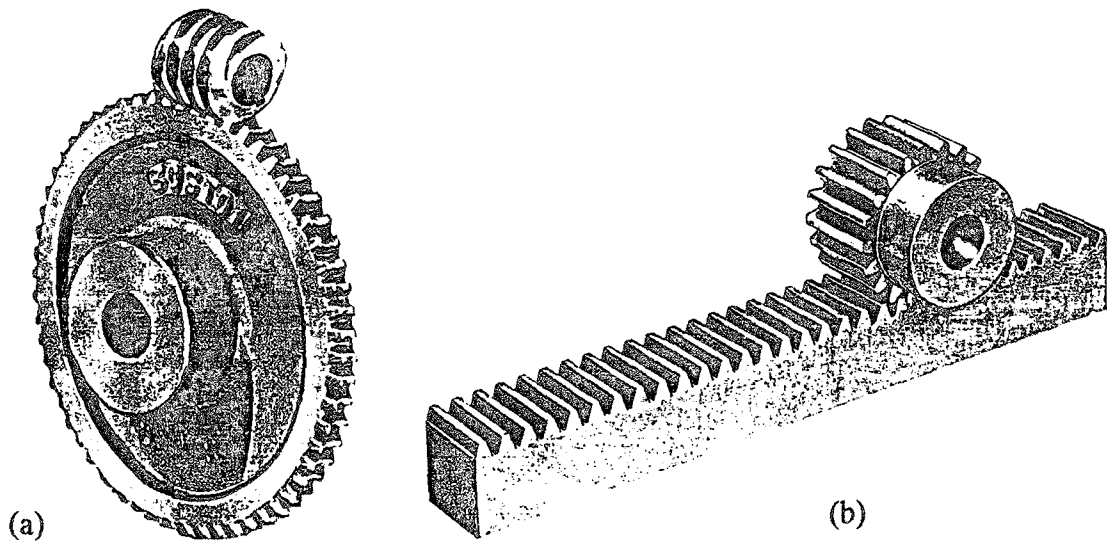


Şekil 2.16 (a) Birbirine paralel ve (b) birbirine dik çalışan helisel dişliler , (c) ok-uçlu (herringbone) dişli [93].

Konik dişliler (Şekil 2.17) dik veya belli bir açıda kuvvet iletimi için çok uygundurlar. Konik dişlilerin dişleri düz veya spiral olabilir. Miller birbirine dik ve aynı boyutta ise “gönye dişli”, miller 90° den farklı bir açıda kesişiyorlarsa “açısal konik dişli” olarak isimlendirilirler. Konik dişlilerin dişleri helisel olarak işlenmiş ise “hipoid dişli” adını alır. Bu dişlilerin milleri dik açıda olmasına rağmen aynı düzlemde değildir ve kesişmezler. Miller birbirine dik ve hızda önemli bir azalma isteniyorsa sonsuz vida mekanizması (Şekil 18a) kullanılır. Küçük döndüren dişli “sonsuz vida” ve dönen dişli “çark” olarak isimlendirilir. Dönen bir hareketi lineer bir harekete çevirmek için ise krameyer ve pinyon (Şekil 2.18b) kullanılır.



Şekil 2.17 (A) 90° de güç ileten konik dişli, (B) gönye (miter) dişli, (C) açısal konik dişli ve (D) hipoid dişli [93].



Şekil 18 (a) sonsuz vida mekanizması, (b) krameyer ve pinyon [93].

2.3.2 Geleneksel Dişli Malzemeleri

Dişliler kullanma amacı ve ortamına göre çeşitli malzemelerden imal edilmektedir [94-96]. İlk zamanlar dişli yapımında kullanılan en önemli malzeme ağaçtı. Günümüzde çok sayıda metalik ve metalik olmayan malzeme dişli üretiminde kullanılmaktadır. Metalik olmayan malzemelere; kösele, kalıplanmış naylon, bakalit, teflon ve fenolik reçineler örnek olarak verilebilir. Bu malzemeler genellikle hafif yüklerde düşük gürültü ve titreşimin istendiği durumlarda ve daha çok pinyon üretiminde kullanılır.

Bakır, çinko, kalay, alüminyum ve manganez çeşitli kombinasyonlarda dişli malzemesi olarak kullanılan demir dışı metallerdir. Bunlardan en önemlisi bronzlardır. Ağır yüklere dayanma kabiliyeti yüksektir. Dökme demirler gibi kompleks şekillerde kolayca dökülebirlirler. Sonsuz vida seti için yüksek hıza dayanma açısından dökme demirlerden daha iyidir.

Dişli üretiminde kullanılan en yaygın malzemeler dökme demirler ve çeliklerdir. Dökme demirler uzun zamandan beri dişli malzemesi olarak kullanılmaktadır. Genellikle metalik olmayan pinyonlar dökme demir dişli ile çalışırlar. Düşük mukavemetlerde gri dökme demir, özellikle alaşımlı tipleri kullanılırken yüksek mukavemetlerde küresel grafitli dökme demir tercih edilir. Çeliklerin ise alaşımsızdan yüksek alaşımlıya, düşük karbonludan yüksek karbonluya kadar pekçok çeşidi dişli malzemesi olarak kullanılmaktadır. Çok kullanılan bazı dökme demir ve çelikler ile bunların mekanik özellikleri Tablo 2.3 de verilmiştir.

2.3.3 ÖKGDD Dişli Üretim Teknolojisi

ÖKGDD dişli üretimi dört ana kademeden oluşmaktadır [6] . Bunlar;

- 1) ÖKGDD dişli için döküm malzemenin üretimi,
- 2) Dişlinin işlenmesi,
- 3) Dişlinin östempereleme ısı işlemi,
- 4) Nihai işlemler ve kalite kontrol

kademelerinden oluşmaktadır. Aşağıda bu kademeler özet olarak anlatılmaya çalışılmıştır.

Tablo 2.3 Çok kullanılan bazı dökme demir ve çelik dişli malzemeleri ve mekanik özellikleri [97,98] .

Malzeme grubu ve ısıtılma durumu	Sembol	σ_c	Sertlik		σ_e	σ_{se}	
			Çekirdek	Yüzey			
Dökme demir	GG 20	200	HV 10	HB = 170	50	200	
DIN 1691	GG 26	260		210	60	260	
KGDD	GGG 60	600		250	220	1000	
DIN 1693	GGG 80	800		275	230	1200	
	GGG 100	1000		300	240	1300	
Temper döküm	GTS 35	350-400		140	190	800	
DIN 1692	GTS 65	650-700		235	230	1000	
Çelik döküm	GS 52	520		150	150	470	
DIN 1681	GS 60	600		175	170	520	
Yapı çelikleri	St 42	420-500		125	170	450	
DIN 17100	St 50	500-600		150	190	550	
	St 60	600-700		180	210	650	
	St 70	700-850		208	240	800	
Islah çelikleri	C 22	500-600			HV 10=140	170	600
DIN 17200'e göre ıslah edilmiş	C 45	650-800			185	200	800
	C 60	750-900			210	220	900
	34Cr4	750-900		260	260	900	
	37Cr4	800-950		260	270	950	
	37MnSi5	700-800		260	300	950	
	42CrMo4	950-1100		280	290	1100	
	34CrNiMo6	1000-1300		310	320	1300	
Alev veya endüksiyonla sertleştirilmiş ıslah çelikleri	Ck 45	650-800	220	HV 10=560	270	1000	
	37Cr4	750-900	270	610	310	1150	
	42CrMo4	950-1100	275	650	430	1450	
Nitrürlenmiş (banyoda)	Ck 45	650-800	220	HV 1 = 400	350	1100	
	42CrMo4	950-1100	275	500	430	1450	
Gaznitrürlenmiş	31CrMoV9		320	700	500	1500	
DIN 17210'a göre sement edilmiş ve sertleştirilmiş sementasyon çeliği	C 15	500-650	190	720	230	900	
	16MnCr5	800-1100	270	720	460	1400	
	20MnCr5	1000-1300	330	720	480	1500	
	15CrNi6	900-1200	310	720	500	1600	
	18CrNi8	1200-1450	400	740	500	1700	

σ_c : çekme mukavemeti (MPa), σ_e : dış-dibi yorulma mukavemeti (MPa)
 σ_{se} : statik dış-dibi eğme mukavemeti (MPa)

2.3.3.1 ÖKGDD dişli için döküm malzemenin üretimi

ÖKGDD dişli üretiminde küresel grafitli dökme demir malzeme kullanılmaktadır. İstenen özellikleri elde edebilmek için yüksek kalitede bir döküm elde etmek şarttır. Düşük kalite bir dökümün mekanik özelliklerini ısıtma işlemi ile optimuma çıkarmak mümkün değildir. Bunun için döküm malzemesi sağlam olmalı, mikroporozite, inklüzyon ve diğer hasara neden olabilecek kusurlar içermemelidir. Bunun yanında çok iyi küreselliğe (min.%80) sahip olmalı, küresel grafit miktarı %60 ın, küre sayısı 100 küre/mm² nin altına düşmemeli ve homojen bir dağılım göstermelidir. Ayrıca, hücreler arasında karbürler, fosfürler ve alaşım segregasyonu bulunmamalı veya minimum seviyede olmalıdır. Malzeme bileşimi parçanın kesit kalınlığına göre seçilmelidir. Nispeten ince kesitli dökümlerde (<10 mm) alaşımsız KGDD yeterli olurken kalın kesitli dökümlerin tam östemperlenebilmesi için alaşım elementi ilavesi kaçınılmazdır. Bu amaca yönelik olarak Mn, Mo (segregasyon etkisi dikkate alınmalı) Cu ve Ni gibi alaşım elementleri kullanılmaktadır [5,6,26,27,84,91,99] .

Dökümden sonra malzemenin sertliğini azaltmak ve sert karbürleri çözmek için dişli döküm malzemesi ferritleme ısıtma işlemine tabi tutulur. Ferritlemede, parça ötektoid sıcaklığının üzerine (genellikle 850-925 °C) ısıtılır, tam östenitleme ve perlit olmayan sementitin çözünmesi için bu sıcaklıkta yeterli süre bekletildikten sonra fırında çok yavaş olarak (55 °C/saat) soğutulur. Maksimum işlenebilirlik ve kesici takım ömrü için yapıda minimum %65 ve tercihan %95 ferrit fazının olması istenir. Ferritleme, işlemeyi kolaylaştırdığı, mikroyapıyı homojenleştirdiği ve ısıtma işlemi esnasında daha iyi kontrol edilebilir ve daha iyi tahmin edilebilir bir hacimce büyüme sağladığı için yapılması tavsiye edilen bir işlemdir [27,100] .

2.3.3.2 Dişlinin işlenmesi

Dişlinin işlenmesi çok değişik yöntemlerle yapılabilmektedir. Daha çok makina mühendisliğini ilgilendiren bu kısmın detayına girmek fazla yararlı görülmemiştir. Dökümlerin dişli olarak işlenmesinde iki yaklaşımın bulunduğu değinmek ise faydalı olacaktır. Bunlardan birincisi dişli döküm malzemesinin ısıtma işleminden sonra işlenmesidir. Ancak ısıtma işleminden sonra dökümün işlenebilme özellikleri yüksek sertliğinden ve yüksek deformasyon sertleşme oranından dolayı oldukça kötüdür [101]. Hatta yüksek mukavemetli ÖKGDD taşlama tezgahında veya seramik kesici takımlarla işlenebilmektedir [102]. Bu nedenle daha tercih edilen diğer yaklaşım olan parçaların ısıtma işleminden önce son boyutuna işlenmesidir. Ancak, burada dişli

malzemesinin ısı işlem esnasında hacimce yaklaşık %0,3 oranında büyümesi dikkate alınmalıdır. Ferritik dökümlerde perlitik dökümlerden ve düşük östemperleme sıcaklığında büyümenin daha fazla olduğu göz önünde bulundurulmalıdır [27,100].

2.3.3.3 Dişlilerin östemperleme ısı işlemi

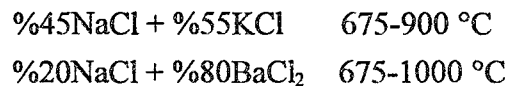
ÖKGDD dişli üretiminde en önemli kademelerin başında hiç kuşkusuz ısı işlem, yani östemperleme gelmektedir. Çünkü malzemenin mekanik özelliklerinin kontrolü çoğunlukla uygulanan ısı işleme bağlıdır. Östemperleme ısı işlemi, östenitleme ve östemperleme olarak iki kademede gerçekleştirilmektedir.

Östenitleme

Döküldükten sonra ferritlenip son şekline işlenen dişli taslakları ısı işlem kademesinde önce östenitlenir. Östenitleme; parçaların genellikle 850-950 °C sıcaklık aralığında kesit kalınlığına bağlı olarak belirli bir süre ısıtılması işlemidir. Östenitleme işleminde, fuel oil, gaz veya elektrikle ısıtılan klasik tip bir fırın kullanılabilir. Fırın içinde parçaların yüzey oksidasyonunu, pullanmayı ve dekarbürizasyonu önlemek için bir koruyucu atmosfer oluşturmak gerekmektedir. Bu amaçla azot veya argon gazı kullanılır. Ayrıca, fırın iyi bir sıcaklık kontrolüne ve homojen bir sıcaklık dağılımına sahip olmalıdır. Buna ilaveten dökümler de sıcaklık dağılımını bozmayacak ve çarpılmayı minimumda tutacak tarzda şarj ve istif edilmelidir.

Östenitleme için koruyucu atmosferli bir fırın yerine tuz banyosu kullanmak da mümkündür. Tuz banyosu oldukça yüksek bir ısı transferi sağladığı için östenitleme süresini kısaltma gibi bir avantaja sahiptir. Bununla birlikte tuz banyolarının iki dezavantajı bulunmaktadır.

1) Tuz banyosu olarak aşağıda bileşimi ve kullanma sıcaklığı verilen tuzlar kullanılmaktadır.



Hornung, östenitlemenin NaCl/BaCl₂ tuzunda yapılmasıyla dökme demirin korozyonunu teşvik eden elementlerin absorplanabileceğini ikaz etmektedir. Tuzu

parçadan uzaklaştırmak çok zor olduğundan kalan bir miktar tuz, korozyonun ısı işleminden sonra da devam etmesine neden olur. Bu da çekme mukavemeti, süneklik ve yorulma özelliklerini önemli ölçüde düşürür.

2) Parça üzerinde kalan yüksek sıcaklık tuzu ($\text{NaCl}/\text{BaCl}_2$) östemperleme tuz banyosunu kirleterek, su-verme hızını azaltır [9,103].

Östemperleme

Döküm dişli taslakların östenitleme sıcaklığından su-verme ortamına transferi perlit oluşumunu önlemek için yeterince hızlı ($60\text{ }^\circ\text{C/s}$) olmalı ve östemperleme sıcaklığında ($230\text{--}450\text{ }^\circ\text{C}$) en az %50 ve tercihan %75 veya daha fazla asiküler beynit yapısı elde edecek bir süre tutulmalıdır. Su-verme ortamı olarak yağ ve tuz banyosu kullanılmaktadır. Yağ banyolarının alev alma sıcaklığı düşük ($250\text{ }^\circ\text{C}$) olduğundan kullanımları sınırlıdır. Amerikada geliştirilen ve Exxon Fenso 161 olarak bilinen özel yağın bile alev alma sıcaklığı $290\text{ }^\circ\text{C}$ dir. Yağ banyosunun bir başka dezavantajı da oda sıcaklığında viskozitesinin düşük olmasından dolayı parçadan uzaklaştırılmasının zorluğudur.

Tuz banyoları östemperleme için çok daha uygundur ve ÖKGDD'lerin bütün sınıflarını kapsayacak bir çalışma-sıcaklık aralığına sahiptirler. Banyo, nitrit ve nitrat tuzlarının karışımından hazırlanmaktadır. Tipik bileşimleri ile çalışma-sıcaklık aralığı Tablo 2.4 de verilmiştir.

Tablo 2.4 Kullanılan tuz banyo bileşimi ve çalışma sıcaklıkları [103]

Referans	ASM	ASM	Nilsson	Nilsson
Sodyum nitrat, %	45-55	15-25	57	-
Sodyum nitrit, %	-	23-55	43	53
Potasyum nitrat, %	45-55	45-55	-	47
Çalışma-sıcaklık aralığı, $^\circ\text{C}$	266-595	175-540	230-550	160-550

Sıcak yağ ile karşılaştırıldığında tuzlar su verilen parçalar üzerinde buhar fazı üretmediklerinden veya çok az ürettiklerinden ısı transferi daha yüksektir. Eriyik tuzlar genellikle düşük alevlenme tehlikesine sahip olmalarına rağmen, bölgesel sıcaklık $595\text{ }^\circ\text{C}$ 'yi aşarsa alevlenme veya patlamaya meyillidirler.

Tuz banyoları bazı dezavantajlara sahiptir. Bunlar;

- 1) Tuz, parça üzerinde katılaştığından yıkanarak uzaklaştırılması gerekmektedir. Ancak delik ve vida gibi bölgelerden tuzu uzaklaştırmak oldukça zordur. Kalan tuz, parçanın korozyonuna neden olur.
- 2) Parçalar yıkandıktan sonra tamamen kurutulmalıdır.
- 3) Yıkama suyu kirlendiğinden çevreye zararlıdır.
- 4) Banyoların temizlenmesi zordur.

Tuz banyolarına az miktarda su ilave ederek su-verme hızını önemli ölçüde arttırmak mümkün olmaktadır. Merkezine bir termokupl yerleştirilen küçük bir bilyenin değişik ortamlardaki soğuma hızları Tablo 2.5 de verilmiştir. Tuz banyosuna %1 su ilave edilmesiyle bilye merkezindeki 700 °C sıcaklığın 400 °C'ye soğuması için geçen süre 45 saniyeden 25-30 saniyeye inmektedir. Tuz banyosuna su ilave etme pratiği iyi yapılmalıdır. 200 °C'nin altında banyonun karıştırılması gerekmezken 200-300 °C arasında suyun banyoda tutulabilmesi için karıştırma şarttır. Daha yüksek sıcaklıklarda ise banyoya su ilavesi tavsiye edilmez. Su ilavesinin başlıca problemi buharlaşması ile tuzun kaynama ve buharlaşma sıcaklıklarını düşürme etkisidir. Buharlaşmanın iyi bir karıştırma ile azaltılabilmesine rağmen, sıcak parçaların su-verme işlemi sırasında tuz banyosunun kaynaması önlenemez. Bütün bunlara rağmen Lincoln ve Keough [103] %2-12 su ilave etmeyi başarmışlardır. Su içeren bir tuz banyosunda 50 mm çapındaki bir çubuğun merkezindeki su-verme hızının, su ilave edilmemiş bir tuz bayosunda 19 mm çapındaki bir çubuğun merkezindeki su-verme hızına eşdeğer olduğu kaydedilmektedir.

Tablo 2.5 Su-verme ortamının soğuma hızına etkisi [103].

Ortam	700 °C'den 400 °C'ye soğuma süresi, sn
Su	7
Tuz	45
Tuz+%1su	25-30

Akışkan yataklar yağ ve tuz banyolarına alternatif olabilirler. Ancak Nilsson'a [103] göre akışkan yatakların su-verme hızı yağ ve tuz banyolarına göre daha düşüktür ve

yüzeylerinde ve kompleks parçaların boşluklarında ölü bölgeler oluşturma eğiliminin bulunmasıdır.

Östemperleme ısı işlemi dünya üzerinde çeşitli metotlarla endüstriyel olarak yapılmaktadır. Şu anda yüklemeli (batch) ve yarı-kontinü prosesler kullanılmaktadır. Tam kontinü türü östemperleme yöntemi, aşağıdaki nedenlerden dolayı şimdilik uygulanmamaktadır.

- Sarsıntılı bir östenitleme fırını ancak çok hafif parçalar için uygundur.
- Özel dizaynlar geliştirilmedikçe östenitleme ve östemperleme periyotları çok kısa olacaktır.
- Parçaların serbest düşerek su verilmesi tavsiye edilmez, çünkü çarpılmalara neden olabilmektedir.

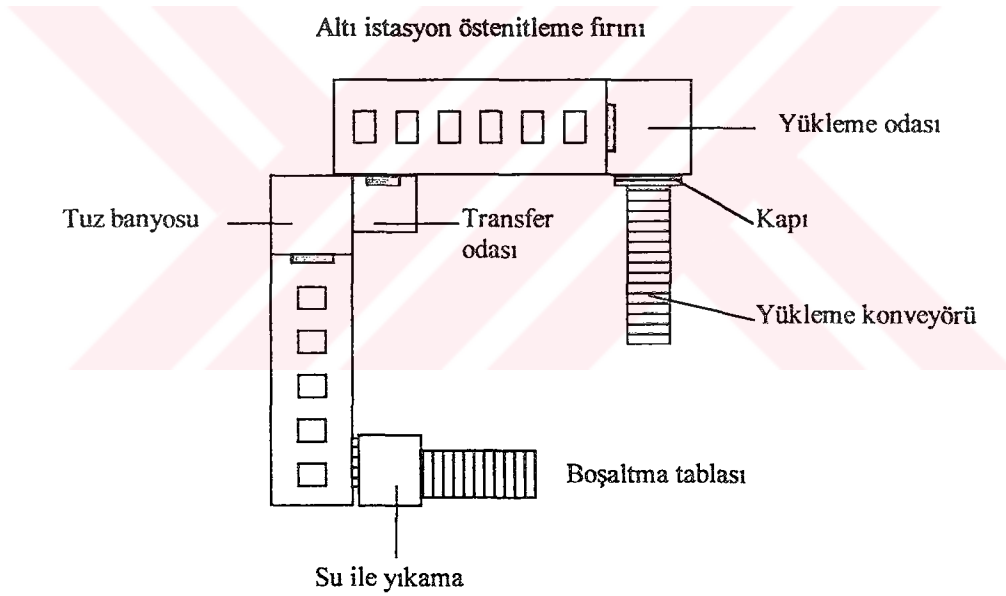
Yüklemeli tip östemperlemede parçalar bir tabla veya sepetle östenitleme fırınına yüklenir. Oradan östemperleme fırınına transfer edilerek izotermal olarak temperlenir ve dışarı alınarak soğumaya bırakılır. Ancak bu laboratuvar tipi bir prosestir ve geniş çapta endüstriyel uygulamalara müsait değildir. Bununla birlikte aynı proses endüstriyel kullanım için modifiye edilmiştir. Burada parçalar östenitleme fırınının içinden geçen bir tablaya yüklenir, tutulur, su-verme ortamına transfer edilir, tutulur ve dışarı alınarak hava ile soğutulur. Böyle bir sistemde östemperleme süresi östenitleme süresini aşmamalıdır.

Yüklemeli işlem, düşük hacimli üretim veya farklı komponent yüklerinin farklı ısı işlem çevrimi istendiği durumlarda en uygun yöntemdir. Östenitleme ve östemperleme fırınları genişletilerek yarı kontinü bir sistemle üretimi arttırmak mümkündür. Parçaların sadece sabit koşullarda östemperlenmesine uygun benzer bir prosesi Atmosphere Furnace Company (ABD) teknolojik olarak kullanmaktadır (Şekil 2.19) [103] .

Klasik östemperleme yöntemlerinde bazı değişiklikler yapılarak kademeli östemperleme ve selektif östemperleme teknikleri geliştirilmiştir. Eğer su-verme ve izotermal ısı işlem birbirinden ayrılırsa kademeli östemperleme mümkün olmaktadır. Bu teknik, kademeli-arttırmalı su-verme (Step-up quenching) veya kademeli-azaltmalı su-verme (Step-down quenching) şeklinde uygulanabilmektedir. Kademeli

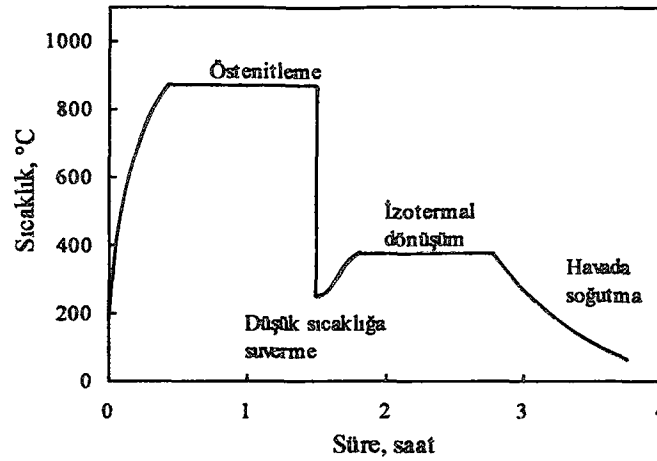
arttırmalı su verme işleminde parçalar östenitleme fırından östemperleme sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa su-verilir ve sonra östemperleme fırına atılır (Şekil 2.20). Bu yöntemin aşağıdaki avantajları kaydedilmektedir [103] .

- Başlangıç su-verme hızı yüksektir. Böylece verilen bir kesit kalınlığında perlit oluşumunu önlemek için alaşımlama gereksinimi azalır.
- Alaşım içeriğindeki azalma; maliyeti düşürür, östemperleme süresini kısaltır, segregasyonu minimuma indirerek homojen bir yapı sağlar.
- Su-verme ortamı olarak sıcak yağ kullanma imkanı vardır.
- Bu metodun verilen bir akma gerilmesinde sünekliği arttırması beklenmektedir.



Şekil 2.19 Yarı-kontinü östemperleme fabrika şeması [103] .

Kademeli-azaltmalı su-verme tekniği, parçanın östenitleme sıcaklığından istenen bir sıcaklığa su-verme işlemini takiben daha düşük bir sıcaklıkta östemperlenmesi işlemidir. Bu tekniğin amacı, ötektik hücrede üst beynit, hücrelerarasında ise alt beynit oluşturmaktır. Bayati ve diğerleri [104] böyle bir kademeli östemperlemenin çekme mukavemeti, % uzama ve darbe enejisini arttırdığını kaydetmektedirler.



Şekil 2.20 Kademeli-arttırımlı östemperleme şeması [103] .

Bazı parçaların tamamının östemperlenmesi gerekmebilir ve sadece ağır servis yüklerine maruz kalan bölgenin östemperlenmesi yeterlidir. Bu amaçla geliştirilen teknik, “selektif östemperleme” olarak bilinmektedir. Dişlinin diş bölgesi istenilen derinliğe kadar indüksiyonla östenitlenmekte ve bilinen yöntemlerle östemperleme ısı işlemi uygulanmaktadır. Bu proses nispeten küçük dişliler ve sınırlı bir toplam diş derinliğine sahip (düşük modül) dişliler için uygundur ve bazı önemli avantajlara sahiptir. Bunlar;

- Toplam östemperleme çevrim süresi kısadır. Çünkü klasik östemperlemede saatler alan östenitleme işlemi indüksiyonla ısıtma nedeniyle dakikalara düşmektedir.
- Dişlinin toplam boyutsal değişiminde azalma olur. Çünkü sadece diş kısmı ısı işlem görmektedir.
- Hornung'a [103] göre mekanik özelliklerde iyileşme olması muhtemeldir.

2.3.4.4 Nihai işlemler ve kalite kontrol

Isıl işlemten sonra parçalara gerekli durumlarda bazı işlemler uygulanır. Bunların en başında parçaların temizlenmesi gelir. Çünkü malzeme östemperlemeden sonra siyah renktedir ve üzerinde istenmeyen nesneler (tuz, yağ v.b.) bulunabilir. Bunun için östemperlemeden çıkan parçalar ılık su ile iyice yıkanır veya basınçlı buharla temizlenir. Siyah rengi gidermek için istenirse kum püskürtme de uygulanabilir [6] .

Sonraki işlem parçaların boyutsal ölçülerini kontrol etmektir. Eğer döküm ısı işleminden önce işlenmemiş veya kaba işlenmişse, nihai boyutlara istenen toleranslarda işlenmelidir. İşleme ısı işleminden önce yapılmışsa delikler taşlanır, fakat dış bölgesinde herhangi bir işlem yapılmaz.

Çalışmalar yüzeyde basma gerilmelerinin oluşturulması durumunda malzemenin yorulma mukavemetinin önemli ölçüde arttığını göstermiştir. Bu nedenle, soğuk deformasyon uygulanarak malzeme yüzeyinde basma gerilmeleri oluşturulur. Bunu kum veya bilye püskürtme (shot-peening) işlemiyle gerçekleştirmek mümkündür. Basma gerilmeleri östemperlemeden sonra dışının işlenmesi esnasında veya servis yükleri altında çalışırken de elde edilebilmektedir. ÖKGDD'lerde soğuk deformasyonun bir başka yararı, mikroyapıda bulunan kalıntı östenitin martensite dönüşmesine sebep olmasıdır. Daha önceki bölümlerde anlatıldığı gibi yüzeyde bulunan martensit fazı parçanın aşınma direncini arttırmaktadır.

Bütün bu işlemlerden sonra parçanın serviste kullanılabilmesi, istenen özelliklerin elde edilip edilmemesine bağlıdır. Bu amaçla parçalar tahribatlı veya daha önemlisi tahribatsız muayeneye tabi tutulurlar. Tahribatlı testler seçilen bazı parçalardan çıkarılan numuneler üzerinde yapılır ve çekme, basma, darbe, yorulma ve aşınma gibi özellikler tesbit edilir. Bu testler daha çok üretimin ilk aşamalarında yapılır ve gerekli olduğu durumlarda tekrar edilir. Tahribatlı test numuneleri mikroyapı incelemelerinde ve analizlerde kullanılarak değerlendirilir. Bu amaçla optik ve elektron mikroskobu ile x-ışını difraktometresinden yararlanılmaktadır.

Kısaca değinmek gerekirse optik mikroskopta, küresellik, küre sayısı, küre boyut ve dağılımı, oluşan fazlar ve miktarları incelenebilmektedir. Daha detaylı mikroyapı incelemeleri, nokta analizi (segregasyon) ve kırık yüzeylerin incelenmesi Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) yardımıyla başarılı bir şekilde yapılabilir. Oluşan karbürlerin türleri ve aralarındaki ilişkilerin tesbitinde ise Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) kullanılmaktadır. Malzeme mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen kalıntı östenit miktarı ve karbon içeriğinin tesbiti, karbür oluşup oluşmadığının belirlenmesi ise büyük bir doğrulukla x-ışını difraktometresiyle saptanabilmektedir.

Servise verilmeden önce parçaların tamamının tahribatsız yöntemlerle kontrol edilmesi gerekir ki, kullanım anında herhangi bir sorunla karşılaşılmasın.

Malzemenin iç sağlamlığını incelemek için daha çok ultrasonik ve radyografi teknikleri kullanılmaktadır. KGDD'in ultrasonik özellikleri çeliklerinkinden daha zayıftır. Bununla birlikte nispeten yüksek frekanslar sağlanırsa inceleme iyi sonuçlar vermektedir. Ultrasonik test prosedür ve ekipmanındaki gelişmeler operatörün kabiliyet ve yorumuna bağımlılığı ortadan kaldırmıştır. Artık kompütür kontrollü ve robot destekli ultrasonik test cihazları kullanılmaktadır [9].

Radyografi iç kusurların incelenmesinde iyi bir yöntem olmasına rağmen yüksek maliyeti nedeniyle dökme demirlerin muayenesinde kullanımı sınırlıdır. Yine bu yöntemde de gelişmeler devam etmekte olup, filmsiz radyografi ve kompütür kontrollü görüntü analiz metotları kullanılmaya başlanmıştır. Yüzey çatlaklarının belirlenmesinde magnetik partikül ve boya penetran yaygın olarak kullanılan klasik metotlardır [9]. Son olarak parçalara pastan korunma işlemi uygulanır, paketlenir ve serviste kullanılmak üzere sevk edilir [6].

2.3.4 ÖKGDD'ler ve Geleneksel Dişli Malzemelerinin Mekanik Özellikler Açısından Karşılaştırılması

Dövme çeliğe alternatif malzeme olarak kullanılması düşünülen ÖKGDD, daha önce anlatıldığı gibi birçok teknik ve ticari avantajlara sahiptir. Ancak malzeme seçiminde, malzemenin kullanılacağı yerde istenen mekanik özelliklere sahip olması ve kullanım anında iyi performans göstermesi en önemli kriterdir. Bu nedenle, ÖKGDD malzemenin mekanik özelliklerinin, yerine kullanılması düşünülen diğer malzemelerin özellikleriyle karşılaştırılması yararlı olacaktır.

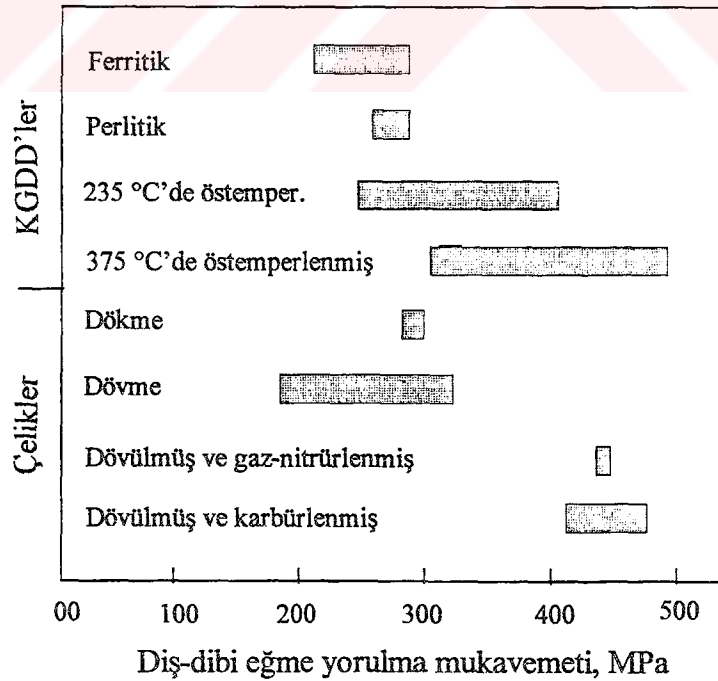
KGDD'ler ve çeliklerin çekme özellikleri ile sertlikleri Tablo 2.6 da verilmiştir. Tablodan görülebileceği gibi ÖKGDD'lerin çekme ve akma mukavemetleri ile sertliği diğer demirlerden daha iyi ve çeliklerle rekabet edebilecek seviyededir. Süneklik açısından ise çeliklere göre oldukça zayıf görünmektedir.

Dişli dizaynında en önemli kriterlerden birisi de yorulma mukavemetidir. Dişli üzerinde, diş-dibi eğme yorulması ve temas yorulması etkili olmaktadır. Dişler birbiriyle karşılaştıklarında yük herbir dişin uç kısmına etki ederek, maksimum eğme gerilmesinin diş-dibinde oluşmasına neden olur. Bu çevrim, dişlinin her dönüşünde tekrar ederek dişlerin eğme yorulmasından hasara uğramasına sebep olur. Demir esaslı bazı malzemelerin diş-dibi eğme yorulma mukavemetleri Şekil 2.21 de, kullanılan çelikler ve bileşimleri ise Tablo 2.7 de verilmiştir. 235 °C'de

östemperlenmiş KGDD'ler nispeten düşük dış-dibi eğme yorulma mukavemetine sahiptirler. Fakat, kum püskürtme uygulanmasıyla (ÖKGDD'lerin grafiklerdeki yüksek değerleri kum püskürtme uygulanarak elde edilmiştir) gaz-nitrürlenmiş veya karbürlenmiş dövme çelikler hariç diğerlerinden daha iyi yorulma mukavemet değerlerine sahip olmaktadır. 375 °C'de östemperlenmiş KGDD'ler, dökme ve sertleştirilmiş dövme çeliklerin özellikleriyle karşılaştırılabilir değerlere sahiptir. Kum püskürtmenin uygulanmasıyla ise karbürlenmiş çeliğin yorulma mukavemetiyle rekabet edebilecek seviyeye ulaşmaktadır.

Tablo 2.6 KGDD'ler ve çeliklerin çekme özellikleri ile sertlikleri [105]

Malzeme	Çekme muk, (MPa)	Akma muk, (MPa)	% uzama	Sertlik, HB
KGDD'ler				
Perlitik ve ferritik	400-960	250-610	28-3	130-300
Sertleştirilmiş ve temperlenmiş	600-1300	500-1100	5-1	300-400
ÖKGDD	800-1600	600-1400	16-1	250-555
Çelikler				
Sertleştirilmiş ve temperlenmiş	700-1800	450-1450	25-8	210-510

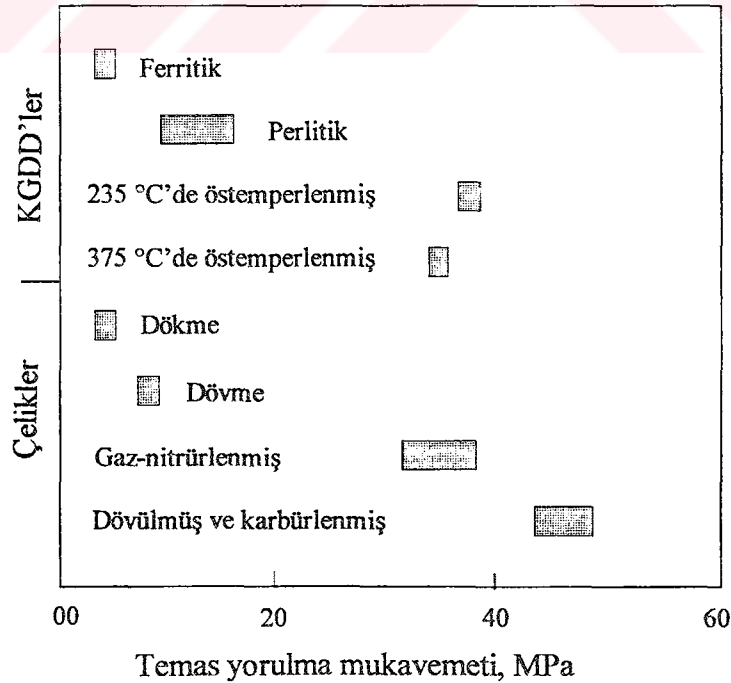


Şekil 2.21 Demir esaslı malzemelerin dış-dibi eğme yorulma mukavemetleri [8].

Tablo 2.7 Dişli testlerinde kullanılan çelikler ve bileşimleri [8].

Çelik tipi	Sınıf	Nominal spesifikasyon
Dökme	GS52	Sade karbonlu veya düşük alaşımlı çelik Çekme mukavemeti > 510 MPa
Tam sertleştirilmiş	C45 42CrMo4	%0,46C, %0,65Mn %0,42C, %1Cr, %0,22Mo
Gaz-nitrürlenmiş	42CrMo4	%0,42C, %1Cr, %0,22Mo
Karbürleşmiş	16MnCr5 17CrNiMo6	%0,16C, %1,15Mn, %0,95Cr %0,16C, %1,65Cr, %0,3Mo, %1,55Ni

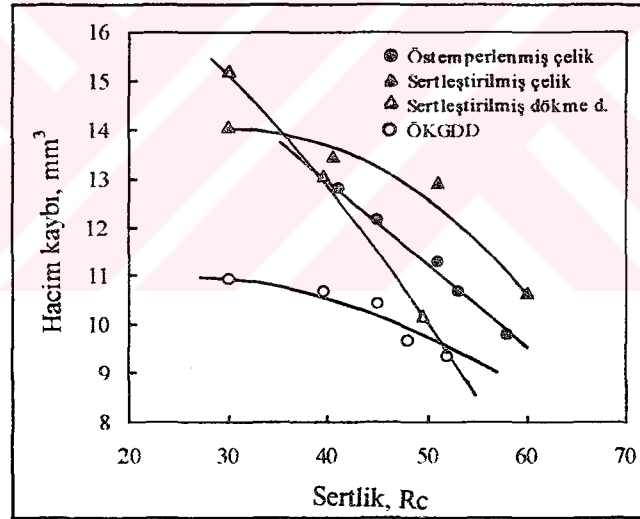
Yüklemeden oluşan yüksek temas gerilmeleri çok küçük yorulma çatlaklarına sebep olabilir. İşlemin devam etmesiyle çatlaklar ilerler ve küçük oyuklar oluşturacak şekilde birleşirler. Bu durum yüzey veya temas yorulması olarak bilinir. Bu oyukların kendisinin zararlı etkisinin ötesinde çatlakların ilerlemesini sağlayarak dişin kırılmasına sebep olabilirler. Dolayısıyla, dişli malzemesinin aynı zamanda yüksek temas yorulma mukavemetine sahip olması gerekmektedir. Yapılan bir çalışmada [88] östemperlenmiş malzemenin temas yorulma mukavemetinin KGDD'ler ile dökme ve dövme çeliklerden daha iyi olduğu, gaz-nitrürlenmiş çeliklerle benzer özellikler gösterdiği, buna karşılık karbürleşmiş çelikler kadar iyi olmadığı gözlenmiştir (Şekil 2.22).



Şekil 2.22 Değişik demir esaslı malzemelerin temas yorulma mukavemetleri [88].

ÖKGDD'lerin aşınma özellikleri de iyi durumdadır. Ni-Cr beyaz demir (Ni hard) veya yüksek kromlu beyaz demir kadar iyi abrasiv aşınma direnci göstermemekle birlikte, perlitik KGDD'lerden daha iyidir ve alaşımsız beyaz demirlerle rekabet edebilecek değerlere sahiptir. Aynı zamanda sade karbonlu ve manganezli çeliğin aşınma direncinden daha iyi değerler gösterir [106]. Aşınma direnci genellikle yüksek sertlik elde edilerek maksimize edilmeye çalışılır. Düşük östempereleme sıcaklıklarında (235-250°C) sertliği yüksek (480-550 HB) ve aşınma direnci çok iyi ÖKGDD elde etmek mümkündür. Östempereleme sıcaklığı arttıkça sertlik ve aşınma direnci azalır. ÖKGDD'ler aynı sertliğe sahip diğer demir esaslı malzemelerden çok daha az aşınma gösterirler (Şekil 2.23)

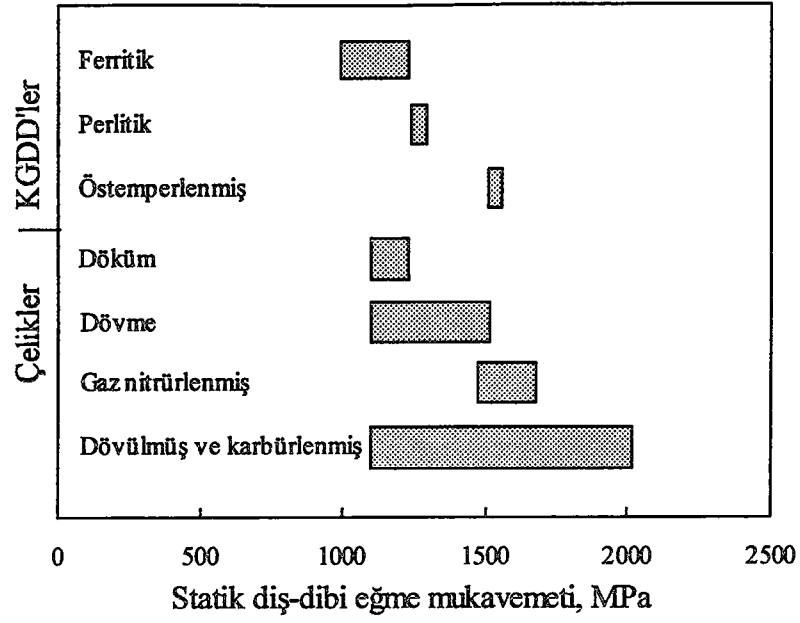
ÖKGDD'lerin darbe direnci dövülmüş ve karbürlenmiş çelik ile perlitik KGDD'den daha yüksektir. Ferritik KGDD'le aynı, diğer çeliklerden ise daha düşük darbe direnci gösterirler [89].



Şekil 2.23 Bazı demir esaslı malzemeler için sertlik-hacim kaybı ilişkisi [7].

Statik diş-dibi eğme mukavemeti, ferritik ve perlitik küresel demirler ile dökme ve dövme çeliklerden daha yüksektir. Gazla nitrürlenmiş veya karbürlenmiş dövme çeliklerle ise yaklaşık aynı değerlere sahiptir (Şekil 2.24) [89].

Kırılma tokluğu üzerine yeterli çalışma olmamasına rağmen yapılan az sayıda araştırma ÖKGDD'in diğer küresel demirlere ve çeliklere göre daha iyi kırılma tokluğu gösterdiği gözlenmiştir [4,17].



Şekil 2.24 Bazı demir esaslı malzemelerin statik diş-dibi eğme mukavemetleri [89].

Görüldüğü gibi mekanik özellikler açısından ÖKGDD'ler çeliklerle rekabet edecek düzeydedir ve çeliklerin yerine dişli malzemesi olarak rahatlıkla kullanılabileceğini söylemek mümkündür. Gerçekten de Amerika, Japonya, Almanya, İsviçre, Finlandiya, Fransa, İtalya ve Çin gibi birçok ülkede çeşitli firmalar ticari olarak ÖKGDD dişli üretmekte ve kullanmaktadırlar [88].

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1 ÇALIŞMA PROGRAMI

Literatür taramasında geniş bilgi verilen ÖKGDD'ler son yıllarda hak ettiği ilgiyi görmüştür. Sahip olduğu teknik ve ticari avantajlar nedeniyle kullanım alanı sürekli genişlemektedir. Dolayısıyla, malzemenin özelliklerini belirlemek için yüzlerce çalışma yapılmıştır ve yapılmaya devam etmektedir. Ancak, bu çalışmaların bir kısmı uygulamaya dönük olsa da çoğu bilimsel niteliktedir. Bunun da ötesinde uygulamaya dönük çalışmaların genellikle önemli detayları verilmemektedir. Sakarya Üniversitesinde de bu konu üzerine çok sayıda çalışma yapılmış ve yeterli bir bilgi birikimi elde edilmiştir [29,55,56,59,107] . Ülkemizde, ÖKGDD'in sanayide kullanılmasına yönelik çalışmaların yetersiz olması ve ticari olarak üretiminin yapılmaması önemli bir eksiklikler. Dolayısıyla, malzemenin en yaygın kullanıldığı otomotiv sektörünün Türkiye'de büyük bir hızla gelişme gösterdiği de dikkate alınırsa konunun önemi kendiliğinden ortaya çıkmaktadır. Bu çalışmanın temel amacı; mevcut bilgi birikiminden de yararlanarak alaşım KGDD'in makina dişli üretiminde kullanılabilirliğini araştırmak ve uygulamaya dönük denemeler yapmaktır. Bu amaçla traktörde kullanılan bir vites dişlisinin üretimi hedef alınarak gerekli çalışmalar yapılmıştır.

3.2 DENEYSEL MALZEME VE NUMUNELER

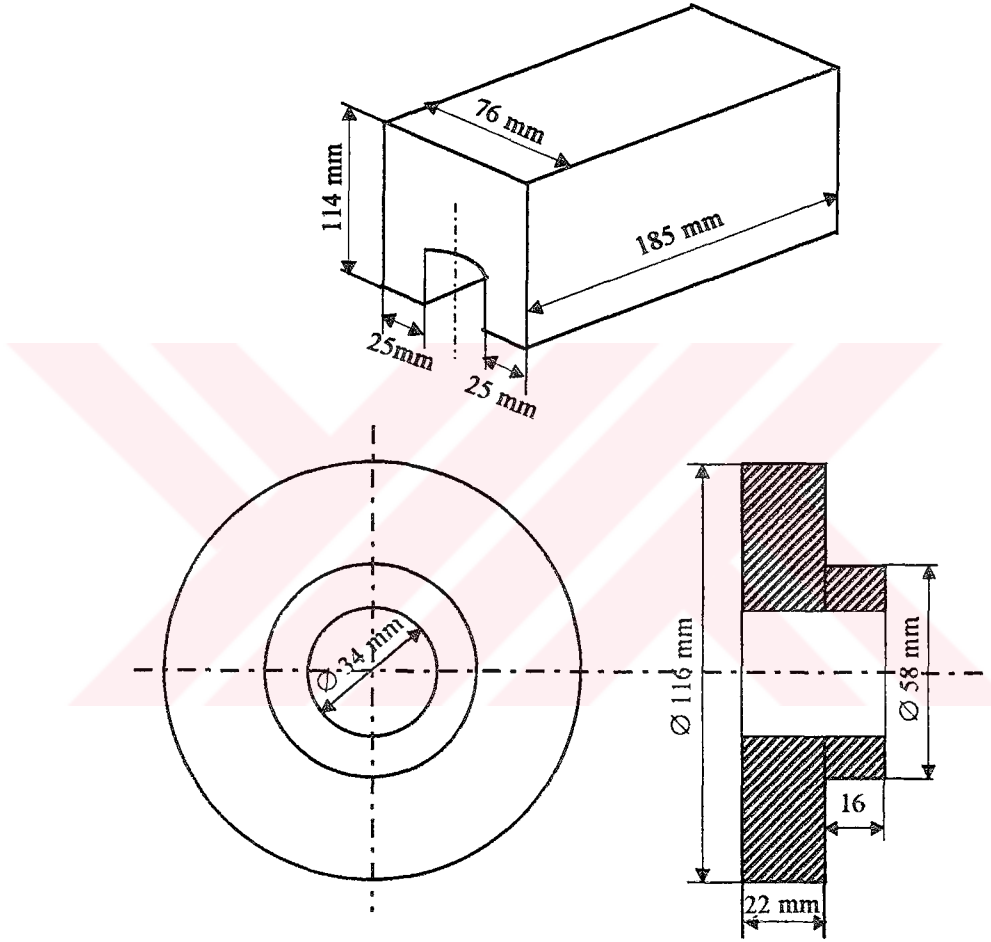
3.2.1 Deneyisel Malzemeler

Dökümler, DÖKTAŞ A.Ş (Orhangazi) tarafından Tablo 3.1 deki bileşimde ve Şekil 3.1 deki boyutlarda keel blok ve dişli taslağı olarak üretilmiştir. Kimyasal bileşim literatüre [6] dayanarak ve dişlinin kesit kalınlığı dikkate alınarak seçilmiştir. Döküm için ark ocağında ergitilen malzeme transfer potasına alındıktan sonra içine 13 kg FeSiMg ve 4 kg FeSi konan Mg işlem potasına alınmıştır. Daha sonra döküm potasına transfer edilen malzemeye 4,5 kg “grafidin” aşılacağı ilave edilerek 1400-

1391 °C sıcaklık aralığında döküm gerçekleştirilmiştir. Dökümler sürekli hatta yapılmış, her blok ve dişli taslağı döküm sırasına göre numaralandırılmıştır.

Tablo 3.1 Döküm malzemelerinin kimyasal bileşimleri

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Mg	%Sn
3,64	2,52	0,38	0,051	0,10	0,084	0,26	0,042	0,013



Şekil 3.1 Deneylerde kullanılan keel blok ve dişli taslağının boyutları

Döküm malzemenin mikroyapısal ve mekanik özellikleri Tablo 3.2 de mikroyapı fotoğrafı ise Şekil 3.2 de verilmiştir. Bu veriler dikkate alındığında döküm malzemesi ASTM A 536 standardında 80-55-06 (552-379, MPa) sınıfına uygun düşmektedir [108]. Belirli bir aşamadan sonra döküm malzemeye ferritleme ısı işlemi uygulanmış ve o şekilde kullanılmıştır. Ferritlenmiş malzemenin mikroyapısal ve mekanik özellikleri Tablo 3.2 de, mikroyapı fotoğrafı ise Şekil 3.2 de verilmiştir. Ferritlenmiş haldeki malzeme ASTM 60-40-18 (414-276, MPa) sınıfına uygundur.

Tablo 3.2 Döküm ve ferritlenmiş malzemelerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri

Malzeme Özellik	Döküm keel blok	Ferritlenmiş keel blok
Ferrit, %	28,5	72
Perlit, %	65,1	20,9
Grafit alanı, %	6,4	7,1
Küre sayısı/mm ²	109	100
Küre çapı, μ	22,5	24
Küresellik, %	83,5	80
Çekme muk., MPa	565	460
% 0,2 akma muk, MPa	413	313
% uzama	10	18
Sertlik, HB	187	158
Darbe direnci, J	32	97,5

3.2.2 Deney Numuneleri

Deneylerde kullanılan darbe, çekme, yorulma ve aşınma numuneleri Şekil 3.3 de verilmiştir. Darbe numuneleri ASTM A 327-72 [109], çekme numuneleri ASTM E 8 M [110], yorulma numuneleri ASTM E 466 [111] ve aşınma numuneleri ASTM G 99 [112] standardlarına uygun hazırlanmışlardır. Standardlarda KGDD için çekme çubuğunun anma çapı 14 mm olarak verilmektedir. Ancak, böyle büyük çaplı numunelerle çalışmak hem ısı işlem esnasında hem de mekanik test yapılırken zorluklara neden olmaktadır. Dolayısıyla, standartlara uygun farklı ölçülerde hazırlanan çekme çubuklarıyla yapılan deneyler sonucunda özelliklerin anma çapı ile fazla değişmediği görülmüş (Tablo 3.3) ve 8 mm çapındaki çekme numuneleriyle çalışılmasına karar verilmiştir.

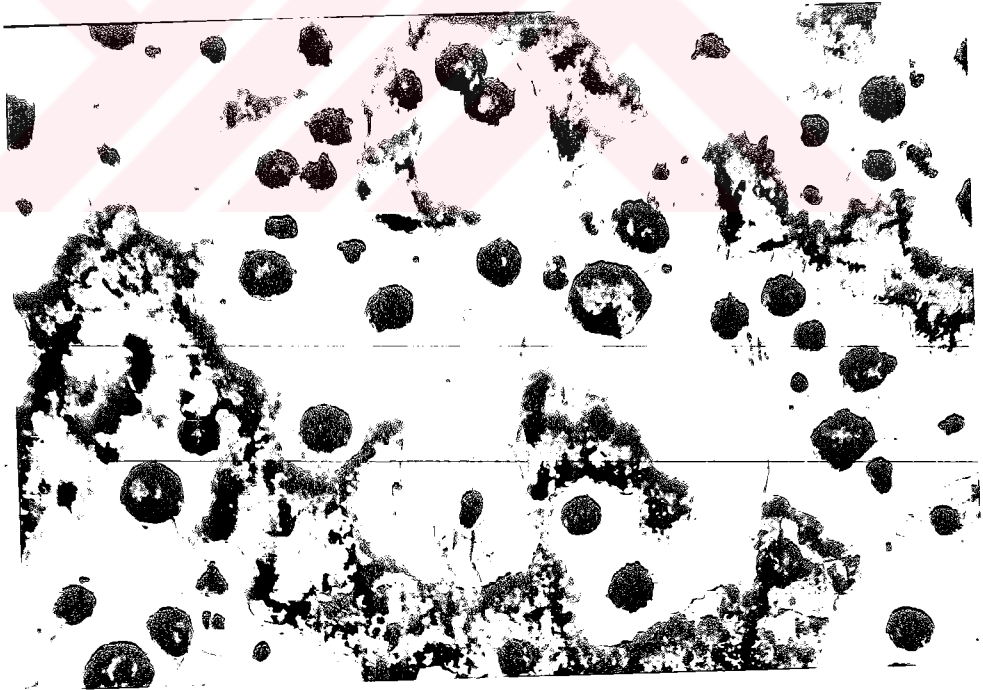
Tablo 3.3 Numune çapına bağlı çekme mukavemeti ve % uzama değerleri

Numune çapı, mm	5,92	8	12	14
Çekme muk, MPa	563	565	560	553
Uzama, %	11	10	9,6	11

Disk şeklinde dökülen dişli malzemesi ferritleme ısı işlemine tabi tutulduktan sonra işlemeye verilmiştir. Taslağın yan yüzeyleri ile iç ve dış çapları torna tezgahında tornalandıktan sonra azdırma tezgahında dişler açılmıştır. Dişlinin diş bölgesinde yüzey pürüzlüğünü düşürmek amacıyla uygulanan raspalama ve taşlama gibi işlemler yapılmamıştır. Yani, çalışmalarda dişliler azdırma tezgahından çıktığı şekilde kullanılmıştır. Dişli boyutları Tablo 3.4 de, teknik resmi ise Şekil 3.4 de verilmiştir.

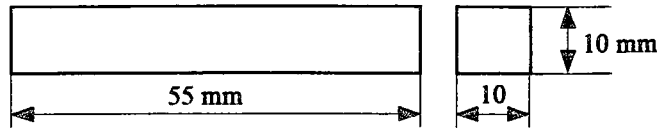


(a)

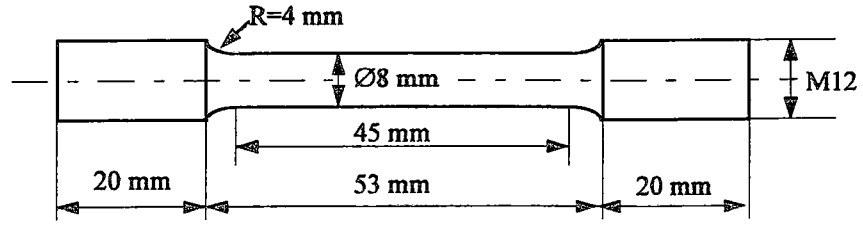


(b)

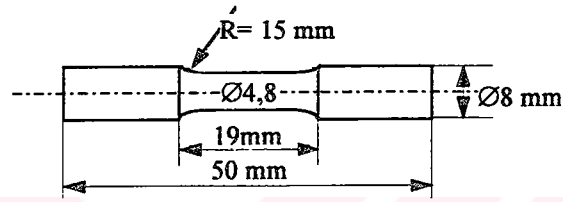
Şekil 3.2 (a) Döküm ve (b) ferritlenmiş malzemenin mikroyapı fotoğrafları



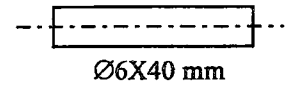
Darbe numunesi



Çekme numunesi

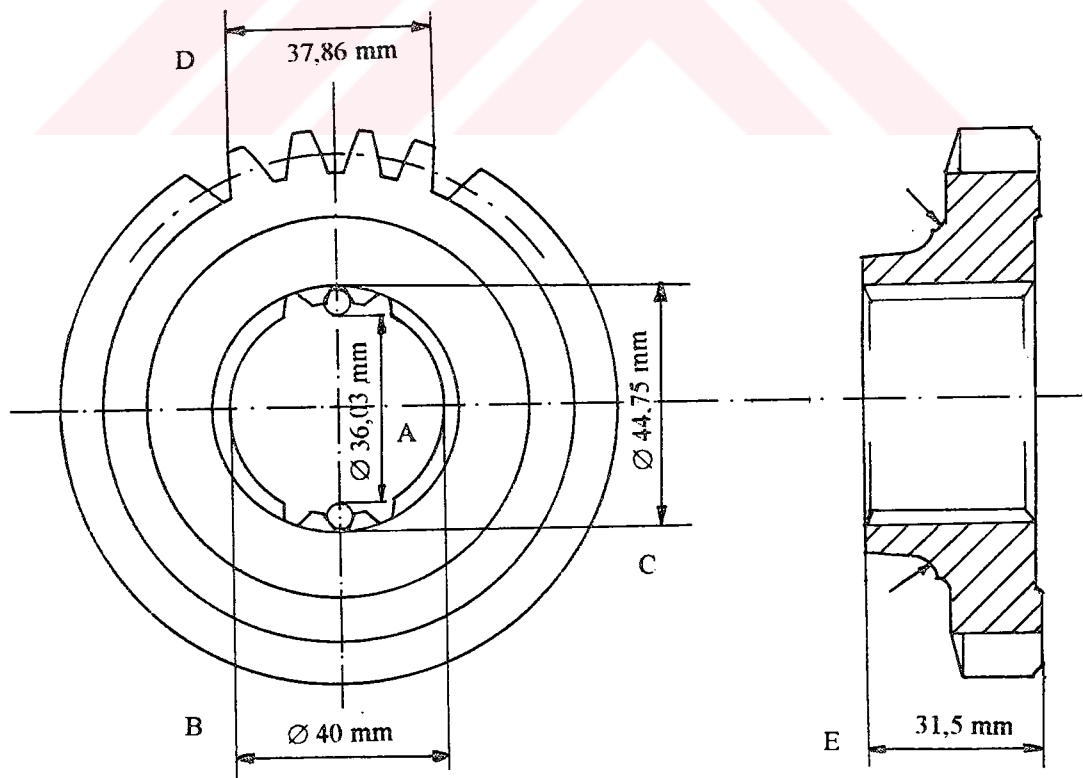


Yorulma



Aşınma

Şekil 3.3 Mekanik deney numunelerinin şekil ve ölçüleri



Şekil 3.4 Deneysel dişlinin teknik resmi

Tablo 3.4 Deneylerde kullanılan dişlinin boyutları

Diş sayısı	z	27
Modül	m mm	3,5
Kavrama açısı	α_0 grad	20°
Taksimat dairesi çapı	d_0 mm	94,5
Baş dairesi çapı	d_k mm	102,6
Temel dairesi çapı	d_f mm	86,12
Diş genişliği	b mm	17

3.3 DENEYSEL CİHAZLAR VE YÖNTEM

3.3.1 Ferritleme Isıl İşlemi

Numuneler işlenmeden önce kontrollü soğutmanın yapılabildiği 18 kW gücündeki Nabertherm N 300 marka ısıtma fırınında 900 °C'de 120 dakika östenitlendikten sonra 345°C'ye 55 °C/saat hızla soğutulmuştur.

3.3.2 Östenitleme ve Östemperleme

Östenitleme ısıtma işleminde 8 kW gücünde, atmosferik şartlar altında çalışan Hereaus KR 260E elektrikli direnç fırını kullanılmıştır. Östemperleme fırını 8 kW gücünde olup laboratuvarında imal edilmiştir. Fırın imalatında herbiri 4 kW gücünde birbirinden bağımsız çalışabilen iki rezistans kullanılmıştır. Tuz banyosu 50 dm³ hacminde olup 0,5 BG'de bir motor ile sürekli karıştırılabilmektedir. Sıcaklık banyo içine daldırılan bir termokupl yardımıyla ± 2 °C hassasiyetle kontrol edilebilmektedir.

Östenitleme işlemi, literatür verilerine dayanarak ve dişli kesit kalınlığı da gözönünde bulundurularak 120 dakika alınmıştır. Uygun östenitleme sıcaklığını belirlemek için 850 °C ve 900 °C'lerde östenitleme yapılmıştır. Darbe direnci ve sertlik değerleri dikkate alınarak daha sonraki çalışmalarda östenitleme sıcaklığı 900 °C olarak alınmıştır. İşlem süresince test numuneleri kendi talaşı içine gömülmek suretiyle oksitlenme ve dekarbürizasyondan korunmuşlardır. Numuneler, östenitlemeyi takiben farklı östemperleme sıcaklıklarında (250, 275, 300, 325, 350 ve 375 °C) ve farklı sürelerde (15, 30, 45, 60, 75, 90 ve 105 dakika) östemperleme işlemine tabi tutulmuşlardır. Östemperleme, %50 NaNO₃ ve %50 KNO₃ içeren saf nitrat tuzlarının karışımından oluşan tuz banyosunda yapılmıştır. Isıl işlem bitiminde numuneler tuz banyosundan alınarak havada soğutulmuş ve iyice yıkandıktan sonra kurutulmuştur.

3.3.3 Darbe Deneyi

Darbe deneyleri 30 kg-m kapasiteli Trabel Charpy cihazında oda sıcaklığında yapılmıştır. Herbir deney şartı için en az üç numune kullanılmış, sapmanın çok olduğu ve gerekli görüldüğü durumlarda numune sayısı artırılmıştır.

3.3.4 Sertlik Deneyi

Sertlik ölçümlerinde Ernst Brinell HB 30 D2, Wilson Rockwell Hardness Tester ve HMMV 2000 Shimadzu mikrosertlik cihazları kullanılmıştır.

Darbe deneyinden elde edilen mumuneler üzerinden yine herbir şart için en az 10 ölçüm yapılarak ortalaması alınmıştır. Brinell sertlik ölçümünde 187,5 kg yük ve 2,5 mm'lik çelik bilya uç, Rockwel sertlik ölçümünde 150 kg yük ve elmas konik uç kullanılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri ise 1 kg yük kullanılarak yapılmıştır.

3.3.5 Çekme Deneyi

Çekme deneyleri 10 ton kapasiteli Instron 1095 marka universal test cihazında yapılmıştır. Çekme deneylerinde herbir şart için iki çekme çubuğu kullanılmış ve elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır. Deneyler oda sıcaklığında 1 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir.

3.3.6 Yorulma Deneyi

Yorulma deneyleri, Denison 7615 model, eğme ve burmalı eğme gerilmesi uygulanabilen yorulma cihazında yapılmıştır. Cihazın sabit deney frekansı 1420 çevrim/dakikadır. Yorulma numunelerine aksenal eğme gerilmesi uygulanmıştır. Cihaz istenen eğme momentine ayarlanabilecek şekilde dizayn edilmiştir. Dolayısıyla, moment değerini hesaplamak için aşağıdaki bağıntı kullanılmıştır [113].

$$M = \frac{\sigma \cdot \pi \cdot D^3}{32} \quad (3.1)$$

Burada; M : eğme momenti (N.mm),

σ : eğme gerilmesi (MPa),

D : numune çapı (mm) olarak tanımlanmıştır.

Deneylerde gerilme oranı $R = -1$ olarak seçilmiş ve tüm numuneler için sabit tutulmuştur. Deneyler S-N eğrisi elde edecek şekilde programlanmıştır. Öncelikle deneye yüksek bir gerilme değeriyle başlanmış ve numune kırılıncaya kadar deney sürdürülmüştür. Sonra gerilme değeri kademe kademe düşürülerek numunelerin $2,1 \times 10^6$ çevrim sayısında kırılmadığı gerilme değerine kadar inilmiştir. Numunelerin $2,1 \times 10^6$ çevrim sonunda kırılmadan dayanabildikleri gerilme Yorulma Dayanım Sınırı olarak kabul edilmiştir. Herbir gerilme değerinde en az iki numune kullanılmış, sapmanın fazla olduğu noktalarda ise deney sayısı artırılmıştır.

3.3.7 Aşınma Deneyi

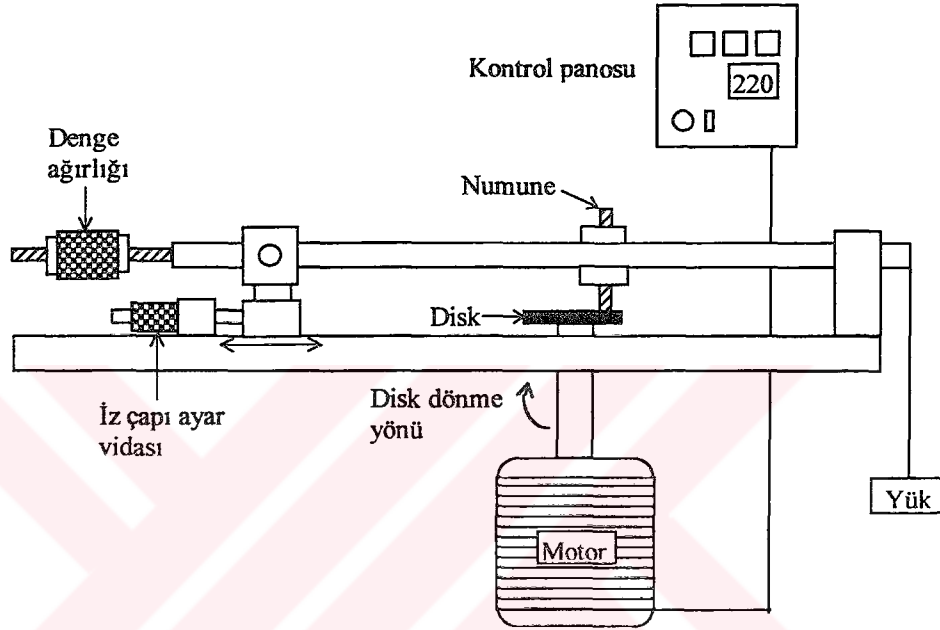
Aşınma cihazı pin-on-disk yöntemine uygun olarak laboratuvarında imal edilmiştir (Şekil 3.5). Cihaz; (1) orta kısmına bir aparat yardımıyla numunenin bağlanabildiği ve uç kısmına ağırlığın asıldığı bir kol, (2) motor yardımıyla döndürülebilen aşındırma diski ve (3) diskin istenilen hızda dönmesini sağlayan kontrol panosundan oluşmaktadır. Pim şeklindeki numune 800 numara zımpara ile kesiti düzeltildikten sonra yatay ve düşey hareket edebilen kolun tam orta noktasına bağlanmaktadır. Kolun uç kısmına ise uygulanacak yükün yarısı kadar bir ağırlık asılmaktadır. Yüzeyi $0,5 \mu\text{m}$ hassasiyetinde taşlanmış 63 HRc sertliğindeki AISI/SAE 8620 sementasyon çeliğinden imal edilmiş disk üzerine bastırılan numune aşınma işlemine tabi tutulmaktadır. Çalışmada, numuneler 10, 20, 40 ve 80 N deney yükleri altında 1m/s dönme hızıyla 3600 m aşındırılmıştır. Herbir yük için en az beş deney yapılmıştır. Deneyden önce ve sonra numune asetonla iyice temizlendikten sonra $0,1 \text{ mg}$ hassasiyetindeki elektronik teraziyle tartılmıştır. Aradaki fark aşınma kaybı olarak kaydedilmiştir.

3.3.8 Statik Diş-Dibi Eğme Deneyi

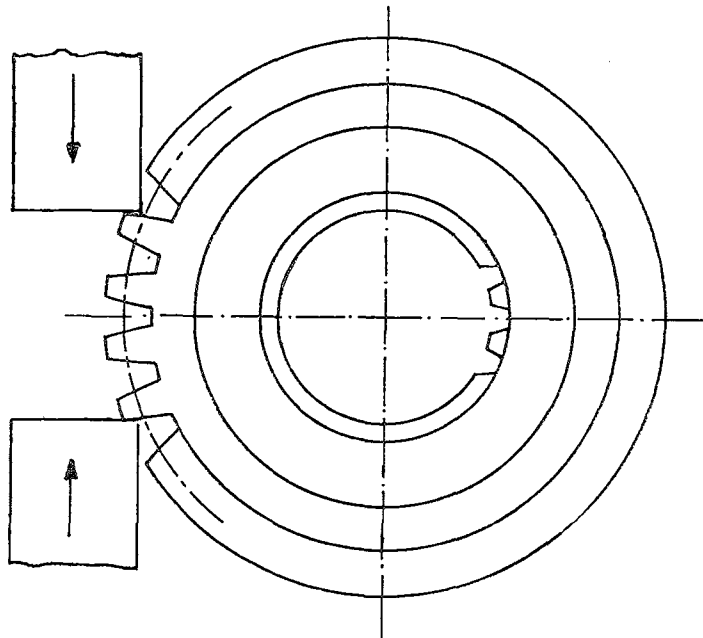
Dişlilerin statik diş-dibi eğme mukavemetlerini tesbit edebilmek için yapılan bu deney Dartec M100/RK-250kN çekme cihazında gerçekleştirilmiştir. Deney, dişlinin 1. ve 4. dişinin iki çene arasında sıkıştırılarak eğilmeye zorlanmasıyla yapılmıştır (Şekil 3.6). Diş-dibinde oluşan maksimum eğme gerilmesi aşağıdaki bağıntıyla [114] hesaplanmıştır.

$$\sigma_e = \frac{F_u}{b \cdot m} q_k \cdot q_\epsilon \quad (3.2)$$

Burada; σ_e : statik diş-dibi eğme gerilmesi (MPa),
 F_u : dişin kırılmasını sağlayan maksimum yük (N),
 b : diş genişliği (mm),
 m : modül (mm),
 q_k : diş form faktörü (DIN 867 ye göre 27 diş için $q_k = 2,67$),
 q_e : kavrama faktörü (tüm yükü bir dişin taşıması durumunda $q_e = 1$)



Şekil 3.5 Aşınma cihazının şematik gösterimi



Şekil 3.6 Statik diş-dibi eğme deneyinde yükün uygulanması

3.3.9 Dişlilerin Servis Testleri

3.3.9.1 Masa üstü çalışma testi

Türk Traktör Fabrikasının montaj hattında traktörlere takılan dişliler bir motor yardımıyla çalıştırılarak çalışma ve ses durumları kontrol edilmiştir.

3.3.9.2 Performans testi

250 °C de 60 dakika östemperlenmiş dişli 70 Beygir Gücündeki FLAT 70-56 DT model traktöre takılarak fabrika içinde 2600 saat çalıştırılmıştır.

3.3.10 Metalografi Çalışmaları

Döküm keel blok ve dişli taslaklarının mikroyapı özellikleri (faz oranları, küresellik, küre sayısı, küre alanları ve küre boyutları) DÖKTAŞ A.Ş. laboratuvarında Buehler Omnimet 2 marka görüntü analiz cihazı kullanarak incelenmiştir. Mikroyapı incelemeleri ve fotoğraf çekimlerinde ise Olympus BHM 313U metalografi mikroskobu kullanılmıştır.

Kırılan darbe numunelerinden kesilen parçalar sırasıyla 220, 320, 500 ve 1000 numaralı zımpara kademelerinden geçirildikten sonra % 99,98 lik 1 μ Al_2O_3 parlaticı ile parlatılmıştır. Bu şekilde hazırlanan numuneler küre alanı ve boyutu ile küresellik gibi özelliklerin tesbitinde kullanılmıştır. Mikroyapı fotoğrafları, % 2 lik nitelle dağlanan aynı numunelerden çekilmiştir. Aşınma yüzeylerinin ise herhangi bir işleme tabi tutulmaksızın resimleri alınmıştır.

3.3.11 Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri

Yorulma kırık yüzeylerinin incelenmesinde Joel JSM-6400 Taramalı Elektron Mikroskobu, analizler için ise Tracor Voyager 2110 EDS cihazı kullanılmıştır. Analizler metalografik olarak hazırlanan dağlanmamış numuneler üzerinde yapılmıştır. Aşınma ve kırık yüzeyler ise karbon kaplandıktan sonra incelenmiş ve fotoğrafları çekilmiştir.

3.3.12 X-Işını Çalışması

X-ışını çalışması kalıntı östenit ve kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarını tayin etmek amacıyla yapılmıştır. Bu amaç için Philips marka PW3710 tipi difraktometre kullanılmıştır. Difraksiyon, 40 kV tüp voltajı ve 30 mA akım şiddetinde Co K_α tüpü kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kalıntı östenit 211 ferrit ve 220 ve 311 östenit pikleri kullanılarak aşağıdaki bağıntıyla [115] hesaplanmıştır.

$$\frac{I_{\gamma}}{I_{\alpha}} = \frac{R_{\gamma} \times X_{\gamma}}{R_{\alpha} \times X_{\alpha}} \quad (3.3)$$

Burada; I_α ve I_γ : sırasıyla ferrit ve östenit piki altında kalan alanlar

R_α ve R_γ : sırasıyla ferrit ve östenit fazları için bir faktör

X_α ve X_γ : ferrit ve östenit fazlarının hacim oranları.

Kalıntı östenit karbon oranının hesaplanmasında ise aşağıdaki bağıntı kullanılmıştır.

$$a = 0,3555 + 0,0044 \times \%C_{\gamma} \quad (3.4)$$

Burada; a : östenitin latis parametresi (nm)

%C_γ : kalıntı östenit karbon miktarı

BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

4.1 GİRİŞ

Bu bölümde, Tablo 3.1 de kimyasal bileşimi verilen KGDD keel blok ve aynı bileşimde dökülen dişli malzemelerle yapılan östemperleme çalışmalarının sonuçları verilerek irdelenmeye çalışılmıştır.

İlk aşamada, dişli üretimi için gerekli optimum östemperleme şartlarının belirlenmesi amacıyla yapılan çalışmaların sonuçları verilmiştir. Sonra, bu çalışmalardan elde edilen verilerden yararlanılarak uygun şartlarda üretilen dişliler üzerine yapılan test sonuçları sunulurarak tartışılmıştır.

4.2 ÖN ÇALIŞMALAR

Bu çalışma, alaşımsız KGDD malzemenin, seçilen dövme çelik dişli malzeme yerine kullanılması amacıyla yapılmıştır. Bu nedenle dişli üretiminde kullanılacak KGDD malzemenin seçimi ve özelliklerinin belirlenmesi için bir takım ön çalışmaların yapılması gerekmektedir.

4.2.1 Deneysel Malzemelerin Özelliklerinin Belirlenmesi

4.2.1.1 Döküm malzemenin özellikleri

Deneysel çalışmalarda kullanılan döküm malzemesinin mikroyapısal ve mekanik özellikleri Tablo 3.2, mikroyapı fotoğrafı ise Şekil 3.2 de verilmiştir. Malzeme perlit matriks içinde ferrit fazı ile çevrili grafit kürelerinden oluşan ve “dana gözü” olarak bilinen küresel grafitli dökme demir yapısına sahiptir. Mikroyapı ortalama % 65,1 perlit, % 28,5 ferrit ve % 6,4 grafit küresinden meydana gelmektedir. % 83,5 küreselliğe sahip 22,5 μm çapında mm^2 de 109 grafit küresi bulunmaktadır. 565 MPa çekme mukavemeti, 413 MPa % 0,2 akma mukavemeti ve % 10 uzamaya sahip malzemenin sertliği 187 HB ve çentiksiz darbe direnci 32 J'dür.

4.2.1.2 Ferritlenmiş malzemenin özellikleri

Östemperleme ısı işlemi öncesinde malzemenin ferritleme işlemine tabi tutulmasının yararlı olduğu Bölüm 2 de belirtilmişti. Kaynaklarda [12] yapıda ötektik karbürün bulunup bulunmamasına göre değişik ferritleme ısı işlemleri önerilmektedir. Bu yöntemlerden amaca en uygun olanını seçebilmek için deneyler yapılmıştır. Malzemenin çekme ve sertlik özellikleri dikkate alınarak ferritleme ısı işlem şartları belirlenmiştir. Deneylerden elde edilen sonuçlar Tablo 4.1 de verilmiştir.

Tablo 4.1 Ferritleme ısı işlem yönteminin çekme ve sertlik özelliklerine etkisi.

Isıl işlem durumu	Döküm	F ₁	F ₂	F ₃
Çekme muk., MPa	565	448	460	458
%0,2 akma muk., MPa	413	290	313	310
Uzama, %	10	22	18	19
Sertlik, HB	187	156	158	170

Tablodaki (F) ısı işlemleri aşağıdaki şekilde yapılmıştır;

F₁ : 900 °C de 3 saat ısıtmayı takiben, fırında önce 700 °C'ye 110 °C/saat, sonra 345 °C'ye 55 °C/saat hızla soğutulmuş ve fırın dışında soğumaya bırakılmıştır.

F₂ : 900 °C de 2 saat ısıtmadan sonra 345 °C'ye 55 °C/saat hızla soğutulmuştur.

F₃ : 710 °C de 2 saat ısıtılan malzeme fırında 55 °C/saat hızla 345 °C'ye soğutulmuş ve fırın dışına alınmıştır.

Tablo 4.1 den görülebileceği gibi her üç ferritleme yöntemi de döküm malzemenin çekme özellikleri ve sertliğini azaltırken sünekliğini arttırmaktadır. Ferritleme ısı işleminin amaçlarından birisi sertliği düşürerek talaşlı imalatı kolaylaştırmak ve dolayısıyla işleme giderlerini azaltmaktır. Bu açıdan bakıldığında, F₁ ferritleme ısı işlemi en düşük sertliği vermektedir. Ancak, F₂ işlemine göre sertlikte önemli bir azalma da sağlamamaktadır. Buna karşılık, F₂ işlemine göre işlem süresi daha uzundur. F₃ işlemi diğer ikisine göre daha basit olmasına rağmen malzemeye istenen oranda sertlik azalması kazandırmamaktadır. Dolayısıyla, östemperlemenden önce malzemelerin F₂ işlemine göre ferritlenmesi uygun görünmektedir. Buna göre yapılan ferritleme ısı işlemi sonucunda elde edilen malzemenin özellikleri Tablo 3.2 de, mikroyapı fotoğrafı ise Şekil 3.2 de verilmiştir.

Çoğunlukla perlitik olan döküm yapısı ferritleme ısı işlemiyle beklendiği şekilde ferrit ağırlıklı (% 72 ferrit, % 20,9 perlit, %7,1 grafit) bir yapıya dönüşmektedir. Küresellikte ve küre sayısında bir miktar düşüş gözlenirken, grafit alanı ve küre çapında önemli sayılamayacak oranda bir artış olmuştur.

Ferritleme ısı işlemi döküm malzemenin sertlik ve mukavemetini azaltmış darbe direnci ve sünekliğini önemli oranda arttırmıştır. Bu şekilde bir özellik değişimi beklenen bir davranıştır. Çünkü ferritleme ısı işlemiyle daha yumuşak bir faz olan ferrit oranı artmaktadır.

4.2.2 Döküm ve Ferritlenmiş Malzemelerin Östemperleme Davranışları

Ferritlenmiş malzemenin östemperleme işlemi esnasında nasıl davranacağı ve döküm hali malzemeyle aralarında özellikler açısından bir farkın olup olmayacağı konusunda literatürde tatmin edici bir bilgi bulunamamıştır. Bu amaçla, döküm ve ferritlenmiş numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde östemperleme ısı işlemine tabi tutularak darbe direnci ve sertlik değerleri ölçülmüştür. Östenitleme işlemi 900 °C de 120 dakika ısıtmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Tablo 4.2 de verilmiştir.

4.2.2.1 Döküm malzemenin östemperleme davranışı

Döküm malzeme için östemperleme şartları ile darbe direnci ve sertlik arasındaki ilişki sırasıyla Şekil 4.1 ve Şekil 4.2 de çizilmiştir. Östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak darbe direncindeki değişime bakıldığında genel bir eğilim olarak östemperleme sıcaklık ve süresinin artmasıyla darbe direncinin arttığı görülmektedir. Darbe direncindeki artış belli bir süreye kadar hızlı olmakta ve giderek yavaşlamaktadır. Hatta, bir süreden sonra düşüşler gözlenmektedir. Östemperleme sıcaklığı arttıkça maksimum darbe direnci değerine daha kısa östemperleme süresinde ulaşılmaktadır. Döküm malzemenin sertlik davranışı incelendiğinde ise darbe direncinin tersine östemperleme sıcaklık ve süresinin artmasıyla sertlik azalmaktadır. Bu azalma belli bir süreye kadar olmakta ve sonra değişmemektedir.

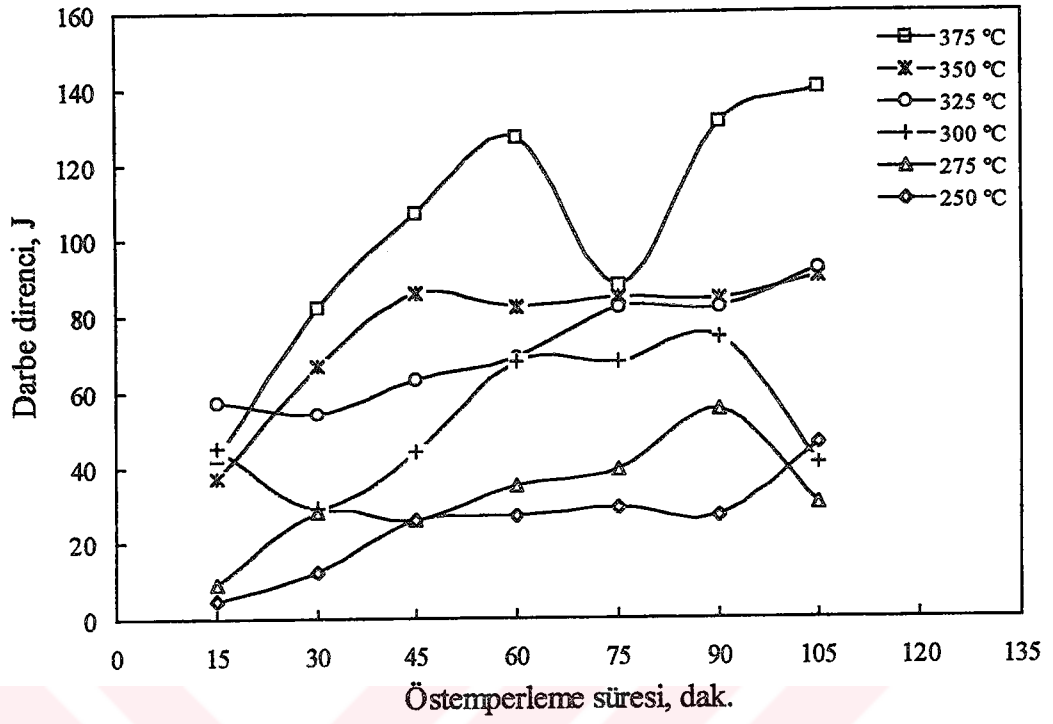
4.2.2.2 Ferritlenmiş malzemenin östemperleme davranışı

Ferritlenmiş malzeme için östemperleme şartlarıyla darbe direnci ve sertlikteki değişim Şekil 4.3 ve Şekil 4.4 de verilmiştir.

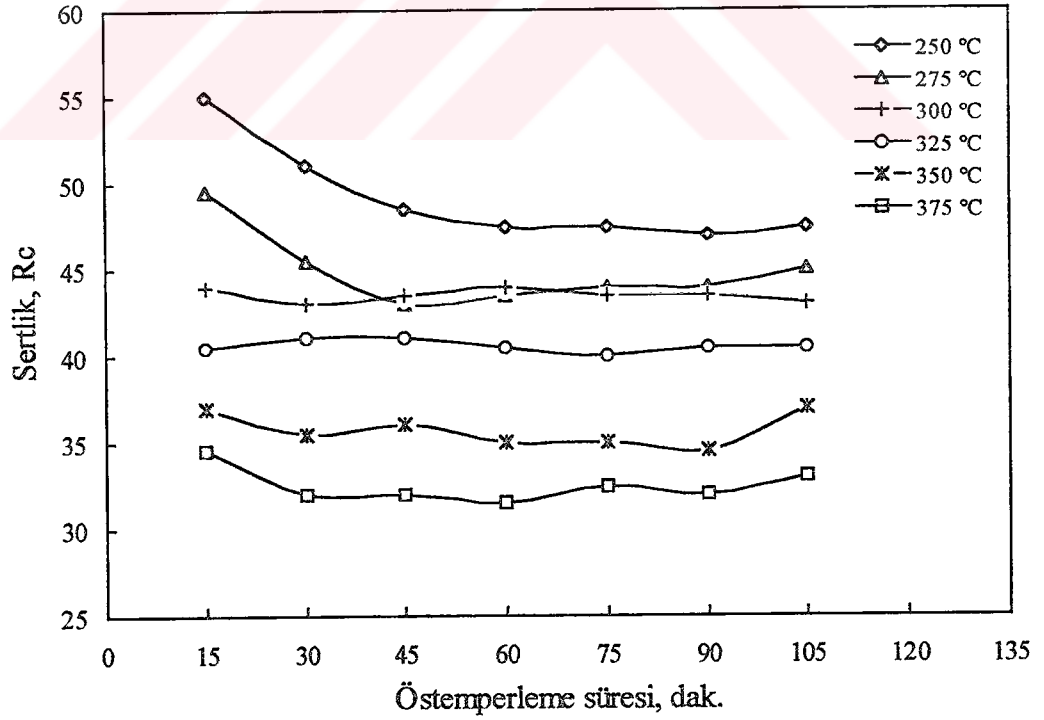
Döküm halinde elde edilen davranış biçimi ferritlenmiş malzemede de benzer olarak görülmektedir. Yine östemperleme sıcaklık ve süresinin artmasıyla darbe direnci artmakta, sertlik azalmaktadır.

Tablo 4.2 Değişik östemperleme sıcaklık ve sürelerinde döküm ve ferritlenmiş malzemelerden elde edilen darbe direnci ve sertlik değerleri.

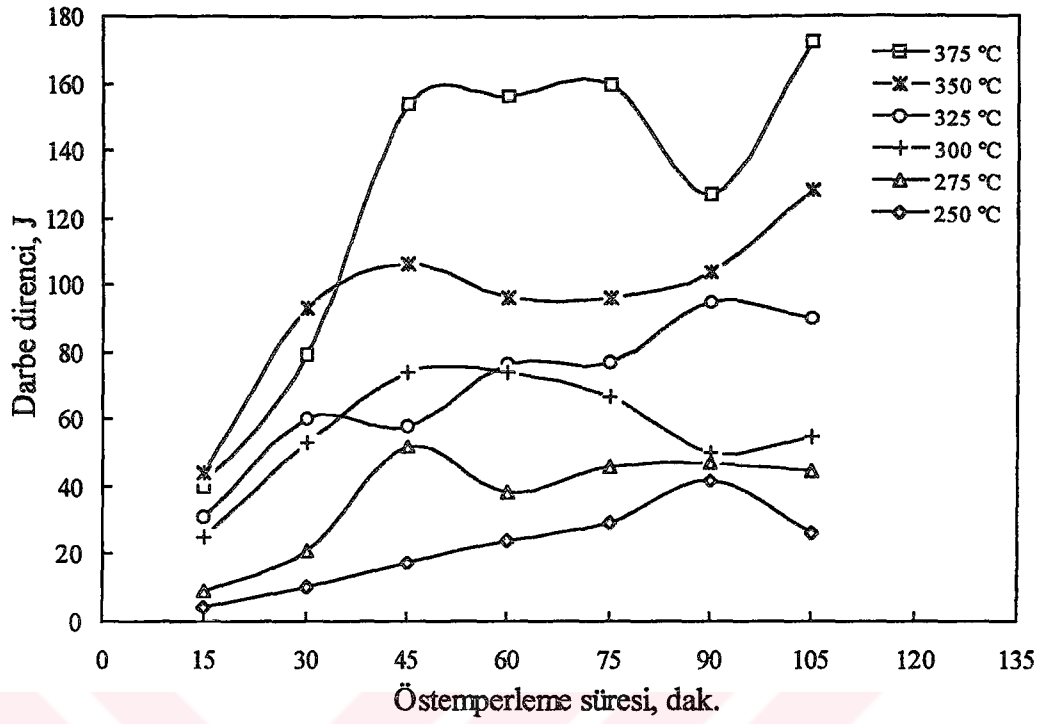
Darbe Direnci, J							
Malzeme	$T_A, ^\circ\text{C}$ $t_A, \text{dak.}$	250	275	300	325	350	375
Döküm malzeme	15	5	9	45	57	37	43
	30	12	28	29	54	67	82
	45	26	26	44	63	86	107
	60	27	35	68	69	82	127
	75	29	39	68	82	85	88
	90	27	55	74	82	84	131
	105	46	30	41	92	90	140
Ferritlenmiş malzeme	15	4	9	25	31	44	40
	30	10	21	53	60	93	79
	45	17	52	74	58	106	154
	60	24	38	74	76	96	156
	75	29	46	67	77	96	160
	90	42	47	50	95	104	127
	105	26	45	55	90	128	172
Sertlik, Rc							
Malzeme	$T_A, ^\circ\text{C}$ $t_A, \text{dak.}$	250	275	300	325	350	375
Döküm malzeme	15	55	49,5	44	40,5	37	34,5
	30	51	45,5	43	41	35,5	32
	45	48,5	43	43,5	41	36	32
	60	47,5	43,5	44	40,5	35	31,5
	75	47,5	44	43,5	40	35	32,5
	90	47	44	43,5	40,5	34,5	32
	105	47,5	45	43	40,5	37	33
Ferritlenmiş malzeme	15	56,5	51,5	44	41	38	35
	30	52,5	47	43,5	38,5	37	33
	45	50	46	43,5	37,5	37,5	32,5
	60	48,5	46	43,5	38	37,5	32,5
	75	48	45,5	43,5	38	37	32,5
	90	48	45,5	43,5	38,5	36	33
	105	47,5	45,5	42,5	38,5	36,5	33



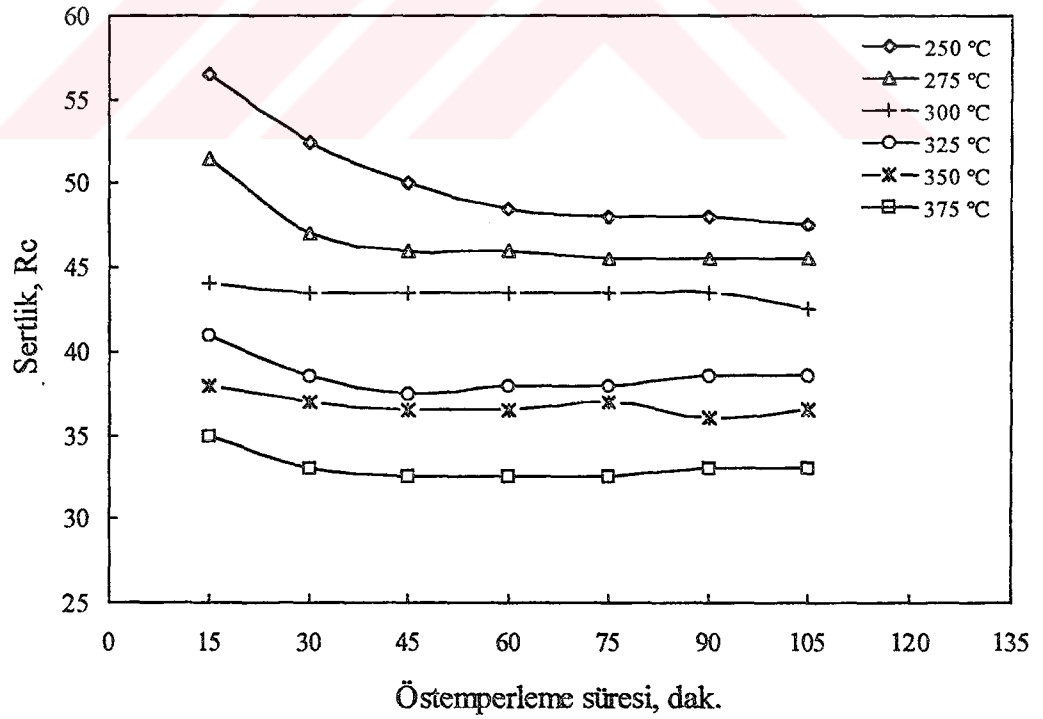
Şekil 4.1 Döküm malzemenin östemperleme şartları-darbe direnci ilişkisi
(T_γ = 900 °C, t_γ = 120 dakika).



Şekil 4.2 Döküm malzemenin östemperleme şartları-sertlik ilişkisi
(T_γ = 900 °C, t_γ = 120 dakika).



Şekil 4.3 Ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-darbe direnci ilişkisi ($T_{\gamma} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\gamma} = 120$ dakika).



Şekil 4.4 Ferritlenmiş malzemenin östemperleme şartları-sertlik ilişkisi ($T_{\gamma} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{\gamma} = 120$ dakika).

4.2.2.3 Dişli üretimi için malzemenin seçimi

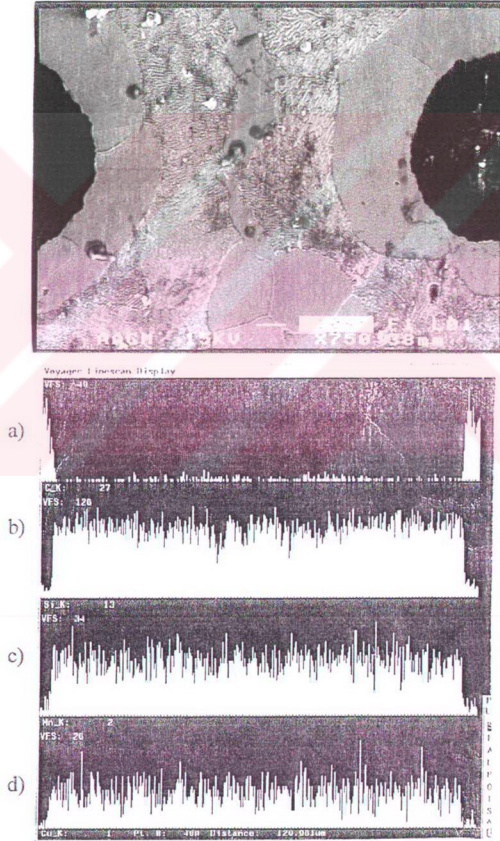
Östemperleme ısıl işleminden beklenen faydaların kazanılması herşeyden önce kaliteli bir küresel grafitli dökme demir malzemenin elde edilmesine bağlıdır. Bunun için döküm malzemesi mikroporozite, inklüzyon ve diğer hasara neden olabilecek kusurlar içermemelidir. Çünkü kusurlu bir malzemenin özellikleri östemperleme ısıl işlemiyle mükemmel hale getirilemez. Ayrıca, mikroyapı, küre boyut ve dağılımı mekanik özellikleri etkileyen değişkenler olduğundan kontrol altında tutulmalıdır. Mikroyapıda hücreler arası karbürler, fosfürler ve alaşım segregasyonu bulunmamalı veya minimum seviyede olmalıdır. Küresellik minimum % 80, küresel grafit miktarı % 60 ve mm² deki küre sayısı 100-150 arasında olmalı ve yapıda homojen olarak dağılmalıdır [5,91,99].

Tablo 3.2 ve Şekil 3.2 incelendiğinde, çalışmalarda kullanılan döküm malzemenin bütün bu özelliklere sahip olduğu görülmektedir. Alaşım elementlerinin yapı içinde belli bölgelerde toplanması östemperleme sırasında problemlere neden olmaktadır. Özellikle Mn, Mo ve Cr gibi alaşım elementlerinin hücre sınırlarında toplanması beynit dönüşümünün farklı bölgelerde farklı hızlarda gerçekleşmesine yol açmaktadır. Sonuçta alaşım elementi segregasyonu ferrit + yüksek karbonlu östenitten oluşan tam östemperlenmiş yapının elde edilmesini engellemektedir. Bu nedenle alaşım elementlerinin segregasyonu mutlaka önlenmeli veya minimum seviyeye indirilmelidir. Çünkü optimum özellikler ancak tam östemperlenmiş yapıyla mümkün olmaktadır. Segregasyonu önlemenin en etkili yolu küre sayısını arttırmak veya alaşım elementleri miktarını sınırlamaktır.

Kullanılan döküm malzemesinin mikroyapısı üzerinde iki küre arsında yapılan çizgi analizi segregasyon probleminin olmadığını göstermektedir (Şekil 4.5). Bu beklenen bir sonuçtur, çünkü malzeme zaten alaşımsız KGDD dir. Bileşimde segregasyona sebep olabilecek tek element manganezdır. Ancak, manganez miktarı da literatürde tavsiye edilen max.%0,5 oranının altındadır. Buna ilaveten düşük sayılamayacak grafit küre sayısı yapıda bulunmakta ve homojen bir dağılım göstermektedir.

Yukarıdaki açıklamalar istenilen kalitede bir döküm malzemenin elde edilebidiğini göstermektedir. Maksimum süneklik ve iyi işlenebilirliğin istendiği, yüksek mukavemetin önemli olmadığı durumlarda ASTM 60-40-18 sınıfını elde etmek için döküm malzeme ferritleme ısıl işlemine tabi tutulmaktadır. Böylece, mikroyapı ferrite dönüşürken, fazla karbon da mevcut grafit kürleri üzerinde toplanır [12].

Dolayısıyla, ferritlenmiş malzemenin ortalama küre boyutunda az da olsa bir artışın görülmesi beklenen bir davranıştır. Küre sayısındaki azalmanın ise yüksek sıcaklık reaksiyonu dolayısıyla küçük grafit kürelerinin büyük kürelerle birleşmesinden kaynaklandığı sanılmaktadır [116]. Ferritleme ısı işlemi ile % 65, tercihan % 95 ferrit fazı içeren bir mikroyapı elde etmek amaçlanmaktadır [100]. Bu çalışmada elde edilen %72 oranındaki ferrit fazı ısı işlemin amacına ulaştığını göstermektedir.



Şekil 4.5 Üstteki döküm yapısında görülen iki grafit küresi arasında yapılan çizgi analiziyle elde edilen a) C, b) Si, c) Mn ve d) Cu elementlerinin dağılımı

Ferritleme ısı işleminin sertliğin azalmasına, sünekliğin ise artmasına sebep olmuştur. Düşük sertlik malzemenin talaşlı imalatını kolaylaştırmakta, dolayısıyla hem üretim hızını arttırmakta hem de kesici takım ömrünü uzatmaktadır. Östemperleme ısı işleminin öncesi malzemenin nihai boyutlarına işlenmesi tercih edilmektedir. Çünkü östemperlemeden sonra yüksek sertlik ve östenitin deformasyonla martensite dönüşmesinden dolayı sertliğin artması malzemenin talaşlı imalatını zorlaştırmaktadır. Özellikle düşük sıcaklıklarda östemperlenmiş parçalar ancak taşlama tezgahında veya seramik kesici uçlar kullanmak suretiyle işlenebilmektedir. Ferritleme ısı işleminin ayrıca homojen bir yapının elde edilmesine de olumlu katkıları bulunmaktadır. Çünkü ferritleme ısı işleminin perlit haricindeki karbürler çözünmekte ve alaşım elementleri yapı içinde homojen olarak dağılmaktadır.

Ferritlenmiş malzemenin yukarıda sayılan faydalarının, östemperleme ısı işleminden sonra da devam edip etmediği konusunda bilgi eksikliği bulunmaktadır. Yani ferritlenmiş malzemenin östemperlenmesiyle elde edilen özellikler ile döküm malzemenin östemperlenmesiyle elde edilen özellikler arasında bir karşılaştırmaya rastlanamamıştır. Dolayısıyla, döküm malzemenin ferritlenmesi yerine, çalışmaların ferritik bir malzemeyle yapılması daha avantajlı olmaz mı ? sorusu akla gelmektedir. Bu soruya cevap olabilecek yeterli çalışma yapılmamıştır. Yalçın ve Özel'in yaptığı çalışmada [117] perlitik malzemenin ferritlenmesi ile ferritik döküm malzemeye göre östemperleme sonunda darbe direncinde önemli bir azalma olmadan daha yüksek sertliğin elde edildiği gözlenmiştir. Perlitik KGDD de az da olsa alaşım elementinin bulunmasının böyle bir davranışa sebep olacağı düşünülmektedir. Aynı çalışmada, ferritlenerek östemperlenen malzemenin ferritlenmeden östemperlenen malzemeye göre darbe direnci ve sertliğinde kayda değer bir fark gözlenmemiştir.

Bu çalışmada, döküm ve ferritlenmiş malzemelerin östemperleme davranışında benzer sonuçlar elde edilmiştir. Aynı şartlarda östemperlenen döküm ve ferritlenmiş malzemelerin darbe direnci ve sertliği incelendiğinde, ferritleme ısı işleminin sertliğe önemli bir etkisinin olmadığı, bununla birlikte, ferritlenmiş malzemenin döküm malzemeye göre özellikle yüksek östemperleme sıcaklığında darbe direncini bir miktar arttırdığı görülmektedir.

Ferritleme ısı işleminin östemperleme işleminden önce malzemenin sertliğini düşürdüğü ve homojen bir mikroyapı sağladığı, östemperleme işleminden sonra ise malzemenin sertlik ve darbe direncine herhangi bir negatif etkisinin olmadığı anlaşılmaktadır. Bu nedenle çalışmanın kalan kısmının ferritlenmiş malzemeyle sürdürülmesi yararlı görülmektedir.

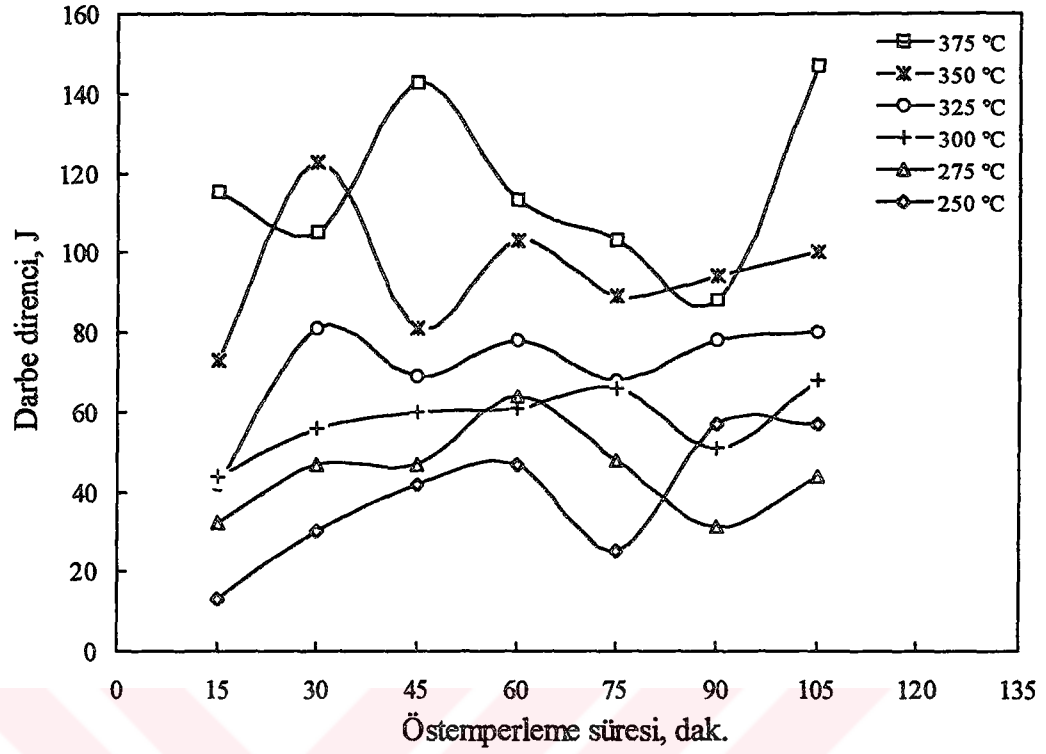
4.3 ÖKGDD DIŞLI ÜRETİMİ İÇİN OPTİMUM ÖZELLİKLERİN ELDE EDİLDİĞİ ÖSTEMPERLEME KOŞULLARININ ARAŞTIRILMASI

4.3.1 Östenitleme Koşulları

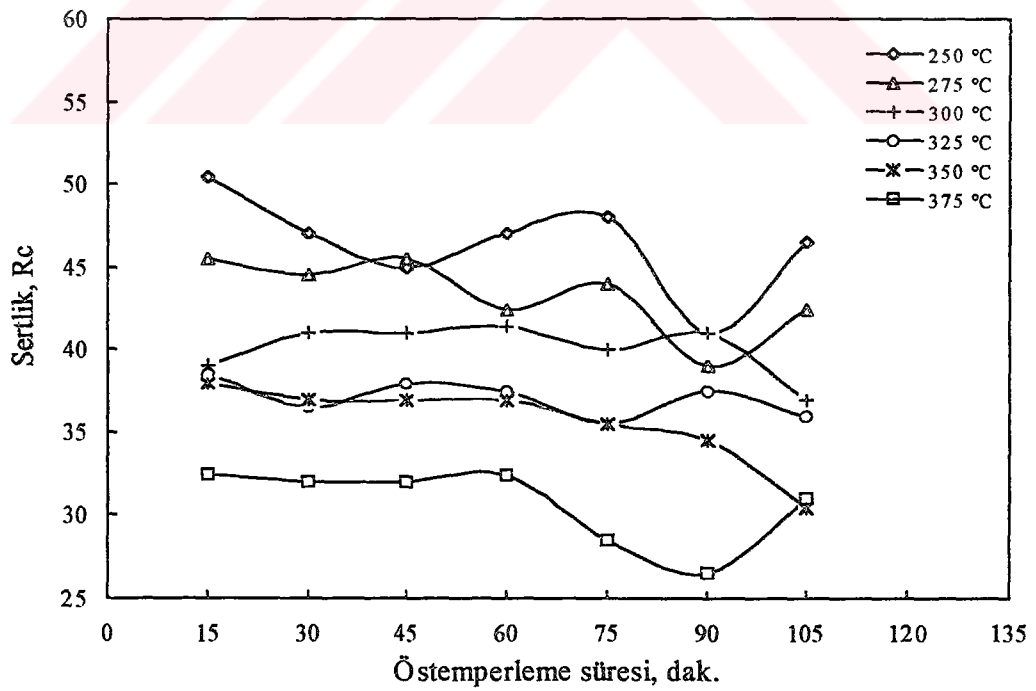
Bilindiği gibi östemperleme ısıl işleminin ilk kademesi östenitlemedir. Bu çalışmada, östenitleme süresi literatüre dayanarak ve malzeme kesit kalınlığı göz önüne alınarak 120 dakika olarak seçilmiştir. Östenitleme sıcaklığı ise deneysel çalışmalar sonucu tesbit edilmiştir. Özel'in [56] yaptığı çalışmalarda optimum sertlik ve darbe direnci değerleri 850 °C'de östenitleme ile elde edilmiştir. Ayrıca, yapılan diğer bir çalışmada [29] östenitleme sıcaklığının 850 °C'den 900 °C'ye çıkarılmasıyla sertlikte önemli bir değişiklik gözlenmezken, kalıntı östenit miktarında bir miktar artış görülmüştür. Yine, dişli üzerine yapılan çoğu çalışmada [6,103,118] östenitleme sıcaklığı 900 °C olarak alınmıştır. Dolayısıyla bu iki sıcaklıktan birisini tercih etmek üzere daha önce 900 °C'de yapılan deneylere ilave olarak 850 °C östenitleme sıcaklığı için deneyler yapılmıştır. Elde edilen değerler Tablo 4.3 de, grafik olarak gösterimleri ise Şekil 4.6 ve 4.7 de verilmiştir.

Tablo 4.3 850 °C'de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin farklı östemperleme sıcaklık ve sürelerinde elde edilen darbe direnci ve sertlik değerleri

Özellik	T _A , °C t _A , dak.	250	275	300	325	350	375
Darbe Direnci, (J)	15	13	32	44	42	73	115
	30	30	47	56	81	123	105
	45	42	47	60	69	81	143
	60	47	64	61	78	103	113
	75	25	48	66	68	89	103
	90	57	31	51	78	94	88
	105	57	44	68	80	100	147
Sertlik, (Rc)	15	50,5	45,5	39	38,5	38	32,5
	30	47	44,5	41	36,5	37	32
	45	45	45,5	41	38	37	32
	60	47	42,5	41,5	37,5	37	32,5
	75	48	44	40	35,5	35,5	28,5
	90	41	39	41	37,5	34,5	26,5
	105	46,5	42,5	37	36	30,5	31



Şekil 4.6 850 °C'de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin östempirme şartları-darbe direnci ilişkisi.



Şekil 4.7 850 °C de 120 dakika östenitlenen ferritlenmiş malzemenin östempirme şartları-sertlik ilişkisi

Şekil 4.3 ile Şekil 4.6 karşılaştırıldığında östenitleme sıcaklığının darbe direncine etkisini görmek mümkün olmaktadır. Gözlemlenebileceği gibi östenitleme sıcaklığının 850 °C'den 900 °C'ye çıkarılması darbe direncini önemli oranda etkilememektedir. Bununla birlikte yüksek östempereleme sıcaklıklarında 900 °C'de östenitleme, darbe direncini bir miktar arttırmaktadır.

Östenitleme sıcaklığının yine farklı östempereleme şartlarında sertliğe etkisi incelendiğinde (Şekil 4.4 ve Şekil 4.7) 900 °C'de östenitleme ile 850 °C'ye göre biraz daha yüksek sertlik değerlerinin elde edildiği görülmektedir. 900 °C'de maksimum 56,5 Rc ve minimum 33 Rc sertlik elde edilirken, bu değerler 850 °C'de sırasıyla 50,5 Rc ve 28,5 Rc seviyesinde kalmaktadır. Ayrıca 900 °C'de östenitlenen numunelerden elde edilen sertlik değerlerinin östempereleme sıcaklık ve süresiyle değişimi daha uyumlu görünmektedir.

Östenitleme sırasında mikroyapıdaki değişim çekirdeklenme ve büyümeyle olur. Östenit, ferrit/segmentit veya ferrit/grafit arayüzeyinde çekirdeklenebilir. Ancak, yarı kararlı dönüşümün düşük sıcaklığından dolayı, östenit tercihen ferrit/segmentit arayüzeyinde oluşmaya başlar. Östenit çekirdeğinin büyümesi karbon difüzyonuna bağlıdır. Karbon difüzyonu, alaşım elementleri ve difüzyon mesafesi tarafından etkilenmektedir. Dolayısıyla, östenitin çekirdeklenip büyümesi perlitik yapıda ferritik matriksten daha kolay olmaktadır [25]. Çünkü perlitik matrikste karbon difüzyonu perlit lamelleri arasında olurken, ferritik malzemedde grafit küreleri arasında meydana gelmektedir. Perlitik KGDD malzeme için kısa bir östenitlemenin yeterli olacağı, bununla birlikte denge karbon içeriğine ulaşabilmek için ferritik malzemenin daha uzun süreye ihtiyacı olduğu literatürde kaydedilmektedir [27]. Ferritik malzemedde östenitleme süresini kısaltmak için grafit küre sayısını artırarak karbon yayınma mesafesi azaltılabilir. Bu aynı zamanda oluşabilecek segregasyon riskini de azaltır. Bu çalışmada, östenitleme süresi 120 dakika olarak seçilirken, malzemenin ferritlenmiş olması da dikkate alınmıştır.

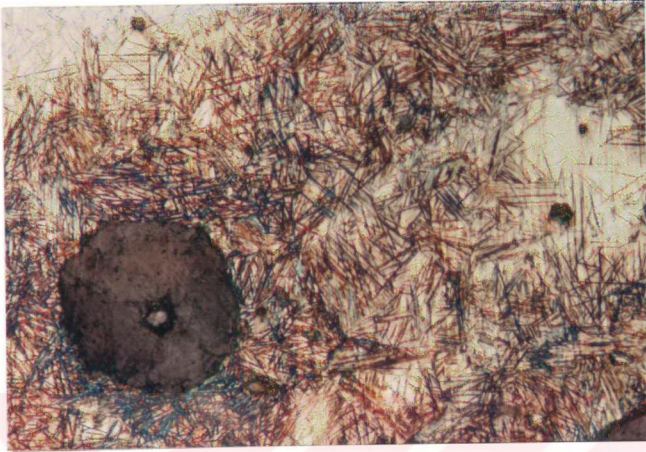
Östenitleme sıcaklığı KGDD'in tam östenitlenebilmesi için gerekli süreyi etkiler. Fakat, östenitleme sıcaklığının, östemperelenmiş malzemenin mekanik özellikleri ve dönüşüm kinetiği üzerine olan etkisi daha önemlidir. Östenitleme sıcaklığının düşürülmesi matriks karbon içeriğini azaltır. Böylece, östenitin yarı kararlı ferrit + yüksek karbonlu östenite dönüşümü için itici güç artar ve I. kademe reaksiyonun tamamlanması için gerekli süre kısalır. Sonuçta, östenit tane sınırlarında çok sayıda ferrit çekirdeklenecek büyür ve daha homojen bir yapı meydana gelir (Şekil 4.8a).

Artan östenitleme sıcaklığıyla birlikte matriks karbon miktarı da artarak itici güç azalır ve daha az sayıda ferrit çekirdeği oluşur. Reaksiyon, ferrit iğnelerinin birbirine değerek büyümelerini engelleyinceye kadar devam eder. Bu nedenle, oluşan yapı daha kaba ve uzun ferrit iğneleri ile biraz daha fazla miktarda dönüşmemiş östenitten (beyaz bölgeler) oluşmaktadır (Şekil 4.8b). Östenitleme sıcaklığı üst beynit sıcaklık aralığında da mikroyapıya benzer etkiler yapmaktadır (Şekil 4.9a-b). Ancak, aynı östenitleme sıcaklığında oluşan beynit miktarının artan östemperleme sıcaklığıyla arttığı görülmektedir. Östemperleme sıcaklığının yüksek olması bir taraftan oluşan ferrit çekirdek sayısını azaltırken diğer taraftan karbon difüzyon hızını arttırmaktadır. Artan difüzyon hızı östenitin karbon miktarını arttırarak kararlı hale gelmesini sağlamakta ve daha heterojen bir yapının oluşmasına neden olmaktadır. Östenit fazı hem alt beynitte olduğu gibi ferrit iğneleri arasında dilimler halinde hem de farklı yönlerde büyüyen ferrit plakaları ile çevrilmiş blok şeklinde görülmektedir.

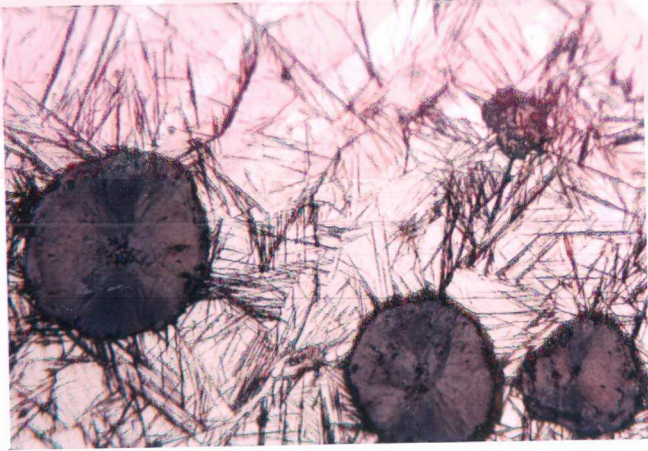
Grech ve Young [32] yaptıkları çalışmada östenitleme sıcaklığının darbe direncine etkisinin alt ve üst beynitte farklı olduğunu gözlemişlerdir. Artan östenitleme sıcaklığı ile darbe direnci 300 ve 325 °C'lerde artarken daha yüksek östemperleme sıcaklıklarında azalmıştır. Benzer bir davranışı Darwish ve Elliott [24] da yayınladıkları makalede kaydetmektedirler. Ancak her iki çalışmada da darbe direncinde meydana gelen artma veya azalmanın daha çok 900 °C nin üzerindeki sıcaklıklarda olduğu görülmektedir. 850-900 °C aralığında darbe direncinde fazla bir değişiklik göze çarpmamaktadır. Dolayısıyla, bu çalışmada 850-900 °C östenitleme sıcaklık aralığında darbe direncinin değişmemesi, literatürle uyum göstermektedir.

Östenitleme sıcaklığının sertlik üzerine etkisi hakkında araştırmacılar birbirine zıt sonuçlar kaydetmektedir. Grech ve Young [32] artan östenitleme sıcaklığı ile sertliğin arttığını, diğer bazı araştırmacılar [17,37] ise östenitleme sıcaklığının artmasıyla sertliğin düştüğünü tesbit etmişlerdir.

Artan östenitleme sıcaklığı ile beynit yapısı kabalaşmakta ve blok östenit miktarı artmaktadır [25,32]. Alt beynit sıcaklık aralığında karbon yayınma hızı nispeten düşük olduğundan az miktarda östenit kararlı hale gelir. Üst beynit sıcaklık aralığında ise karbon yayınma hızı daha yüksektir ve büyüyen ferrit plakaları önündeki östenitin karbonca zenginleşmesi ve kararlı hale gelmesi daha kolaydır.



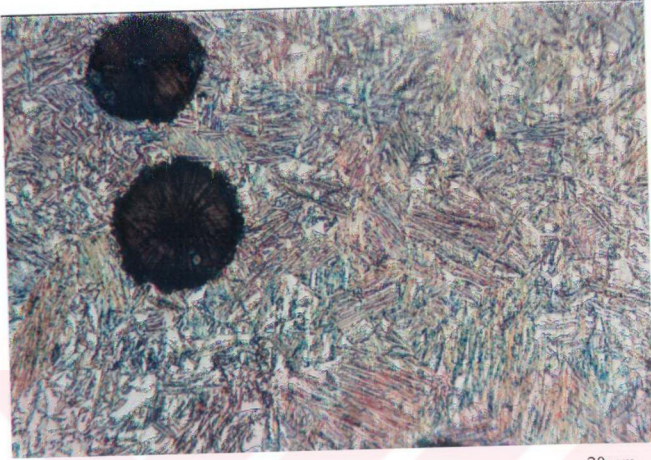
a)

20 μm 

b)

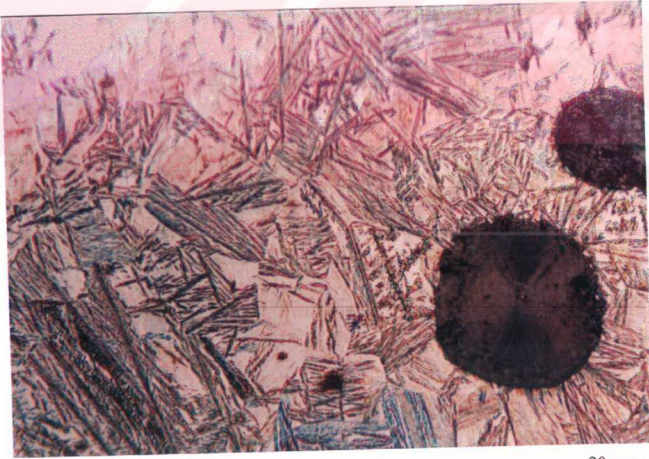
20 μm

Şekil 4.8 (a) 850 °C , (b) 900 °C'de 2 saat östenitlenip 250 °C'de 15 dakika östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları.



a)

20 μm



b)

20 μm

Şekil 4.9 (a) 850 °C , (b) 900 °C'de 2 saat östenitlenip 375 °C'de 15 dakika östempirlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları.

Artan östenitleme sıcaklığı ile yüksek karbonlu östenitin artmasından dolayı, darbe direncinin artması, sertliğin ise azalması beklenir. Elde edilen sonuçlar böyle bir beklentiye doğrular nitelikte görünmemektedir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla mikroyapıda olabilecek değişimlerin iyi incelenmesi gerekir. Artan östenitleme sıcaklığı ile martensit miktarının da arttığı değişik araştırmacılar [24,32,119] tarafından kaydedilmektedir. Yüksek sıcaklıktan dolayı oluşan geniş blok türü östenitin, kendisini kararlı kılacak karbon miktarına ulaşamadığı sanılmaktadır. Östenitin kararlı hale gelebilmesi için % 1,5-1,7 oranında karbon içermesi gerekmektedir [32]. Aksi taktirde, oda sıcaklığına soğutma sırasında martensite dönüşür. Oluşan blok şeklindeki östenitin ve/veya östenit tanelerinin büyük olması nedeniyle tane merkezinin yeterli karbon doymuşluğuna ulaşamadığı tahmin edilmektedir. Dolayısıyla, mikroyapıda oluşması muhtemel yüksek karbonlu östenit ile martensit miktarlarının mekanik özellikleri olumlu veya olumsuz etkilemesi söz konusudur. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla artan martensit miktarı yüksek karbonlu östenitin darbe direncine yapacağı olumlu katkıyı engelleyerek, bu çalışmada elde edilen sonuca sebep olduğu düşünülmektedir. Sertlikte ölçülen artışın yine oluşan martensitten kaynaklandığı sanılmaktadır. Ancak Grech ve Young [32] yaptıkları çalışmada, yapıda martensit miktarının çok az miktarda bulunduğu ve sertlik artışına bu fazın sebep olmasının düşük bir ihtimal olduğu kaydedilmektedir. Aynı araştırmacılar, sertlik artışının, hatalı ölçümden ileri gelebileceğini vurgulamaktadırlar. Çünkü ölçüm esnasında batıcı ucun uyguladığı deformasyon ile östenitin, martensite dönüşmesi ve hatalı sertlik değerlerinin ölçülmesi ihtimali söz konusu olmaktadır.

Bu çalışmalar göstermiştir ki, östenitleme sıcaklığının 850 °C den 900 °C ye çıkarılması darbe direncine herhangi bir olumsuz etki etmeden sertlikte bir miktar artış sağlamaktadır. Dişli üretimi için hem darbe direncinin hem de sertliğin yüksek olması istenen bir özelliktir. Bu nedenle, sertliğe olan katkısından dolayı çalışmanın sonraki aşamalarında östenitleme sıcaklığı 900 °C olarak sabit tutulmuştur.

4.3.2 Östempirleme Koşulları

Östempirleme sıcaklık ve süresi mikroyapı ve dolayısıyla mekanik özellikleri etkileyen en önemli faktörlerin başında gelmektedir. Bu nedenle, dişli üretimi için optimum östempirleme koşullarının belirlenebilmesi, malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin östempirleme sıcaklık ve süresiyle değişiminin sağlıklı bir şekilde oluşturulmasına bağlıdır.

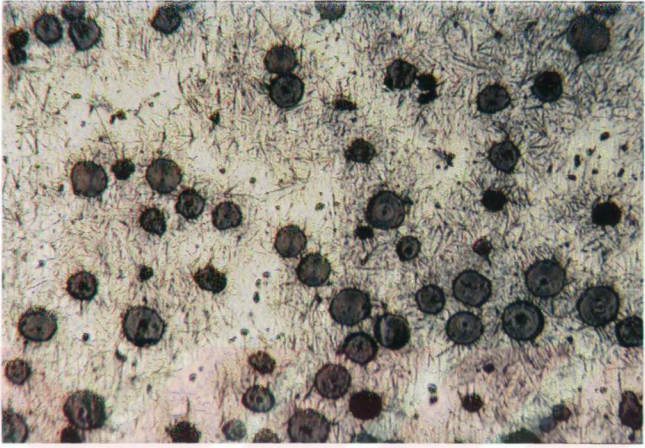
4.3.2.1 Östempereleme koşullarının mikroyapıya etkisi

Östenitleme sıcaklığının matrisi karbon içeriğini belirleyen en önemli parametre olduğu gibi kalıntı östenit karbon içeriğini belirleyen en önemli parametre de östempereleme sıcaklığıdır. Östempereleme sıcaklığının düşmesiyle aşırı soğuma arttığundan beynit dönüşümü için itici güç artmaktadır. İtici güç, kalıntı östenit içindeki karbon oranı (C_γ) ile östenit matrisi karbon içeriği (C_γ^0) arasındaki fark olarak tanımlanır. Dolayısıyla, belli bir östenitleme sıcaklığı için azalan östempereleme sıcaklığı ile C_γ arttığundan (Şekil 2.3) itici güç ($C_\gamma - C_\gamma^0$) artar. Artan itici güç ile grafit kürelerinin etrafında ve östenit tane sınırlarında çok sayıda ferrit çekirdeklenir (Şekil 4.10). Düşük sıcaklık nedeniyle ferrit çekirdeğinin büyümesi hızlı, karbon difüzyonu ise nispeten yavaştır. Bu nedenle, büyüyen ferrit plakaları arasındaki östenit, karbonca zenginleşemez. Reaksiyonun sürebilmesi için, fazla karbon ferrit plakaları içinde çökelir. Dönüşüm, büyüyen ferrit iğnelerinin birbirini engellemesine kadar devam eder. Östenitin kararlı olabilmesi için yeterli bir karbon oranına ulaşması gerekir. Aksi takdirde martensit başlama sıcaklığı oda sıcaklığının üzerinde olduğundan, östemperelemeden sonra bu düşük karbonlu östenit martensite dönüşür ve yüksek karbonlu kalıntı östenit miktarı azalır. Sonuçta, mikroyapı iğnesel ferrit plakaları ve aralarında dilim şeklinde bulunan düşük orandaki yüksek karbonlu östenitten oluşmaktadır. Ancak, Şekil 4.10b dikkatle incelenirse yapının ferrit fazından çok martensit fazından oluştuğu görülmektedir.

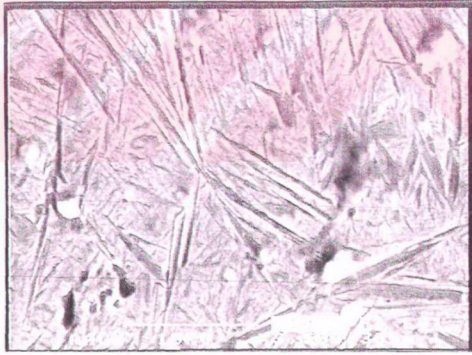
Şekil 2.2 den I. reaksiyon sonucunda yapıda daima bir miktar martensitin bulunabileceği anlaşılmaktadır. Östemperelemenin M_s sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda yapıldığı göz önüne alınırsa martensit fazının oda sıcaklığına soğuma esnasında oluştuğu söylenebilir. Bu nedenle östempereleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak M_s sıcaklığının bilinmesi gerekir. Kalıntı östenit karbon oranına bağlı olarak M_s sıcaklığı aşağıdaki bağıntıyla hesaplanabilir [20].

$$M_s = 400 - 260(C_\gamma) \quad (4.1)$$

Farklı östempereleme sıcaklık ve sürelerinde x-ışını çalışmaları ile elde edilen yüksek karbonlu kalıntı östenit miktarı, kalıntı östenit karbon miktarı ve $X_\gamma C_\gamma$ değerleri Tablo 4.4 de, grafik olarak gösterimi ise Şekil 4.11 de verilmiştir. 250 °C de 15 dakika östempereleme sonucunda kalıntı östenit karbon miktarı $C_\gamma = 0,97$ olarak ölçülmüştür. Bu durumda, martensit başlama sıcaklığı (4.1) bağıntısından ≈ 148 °C olarak hesaplanır. Gözle görüldüğü gibi M_s sıcaklığı oda sıcaklığının oldukça üzerindedir. Dolayısıyla, Şekil 4.10b de görülen martensit fazının bulunması doğaldır.



a)

100 μm 

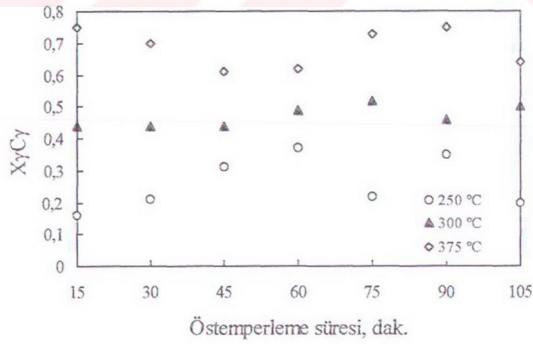
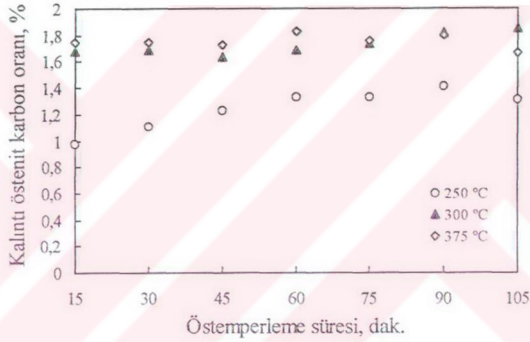
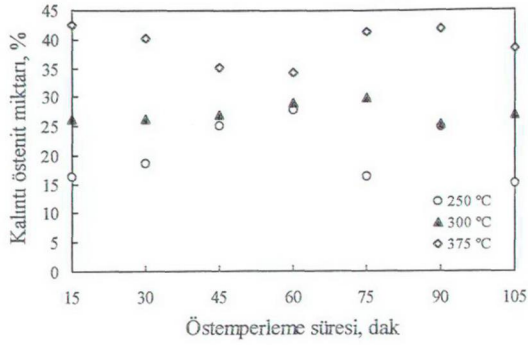
b)

Şekil 4.10 250 °C'de 15 dakika östemperlenen malzemenin a) optik ve b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları

Aynı östemperleme sıcaklığında tutma süresinin artmasıyla karbon difüzyonu için daha fazla zaman bulunmaktadır. Bu nedenle artan östemperleme süresiyle kalıntı östenit karbon miktarı artmaktadır (Şekil 4.11a). Artan kalıntı östenit karbon miktarı ile Ms sıcaklığı düştüğünden östenitin kararlılığı artmakta ve oda sıcaklığına soğumayı takiben yapıda yüksek oranda östenit kalmaktadır. 250 °C de 60 dakika östemperlemeyle oluşan beynit miktarının arttığı buna karşılık düşük karbonlu östenit miktarının azaldığı görülmektedir (Şekil 4.12a). Bunun neticesinde, kaba martensit iğnelerinin miktarı yok denecek kadar azalmaktadır (Şekil 4.12b). Sürenin daha fazla uzatılmasıyla I. kademe reaksiyonun hemen hemen tamamlandığı anlaşılmaktadır. Çünkü kürelerden uzak bölgelerdeki hücreler arası alanda, dönüşmeden kalan az miktardaki östenit dışında beynit dönüşümü tamamlanmıştır (Şekil 4.13). Mikroyapı, ferrit + yüksek karbonlu östenit + karbür ve çok az miktardaki martensitten oluşan tipik alt beynit karakterindedir.

Tablo 4.4 Farklı östemperleme sıcaklık ve süreleri için ölçülen kalıntı östenit miktarı (X_γ), kalıntı östenit karbon oranı (C_γ) ve $X_\gamma C_\gamma$ değerleri.

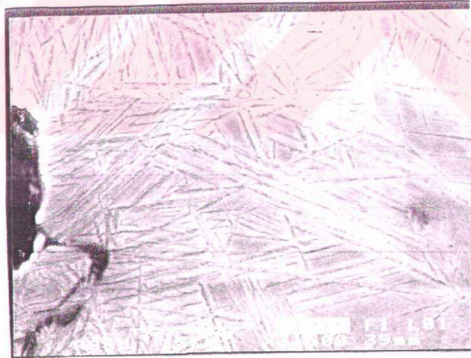
T_A , °C	t_A , dak.	X_γ	C_γ	$X_\gamma C_\gamma$
250	15	16,41	0,97	0,16
	30	18,70	1,11	0,21
	45	25,13	1,23	0,31
	60	27,80	1,33	0,37
	75	16,31	1,33	0,22
	90	24,71	1,41	0,35
	105	15,22	1,31	0,20
275	15	22,87	1,10	0,25
	60	20,69	1,95	0,40
	105	22,22	1,81	0,40
300	15	26,21	1,68	0,44
	30	26,21	1,69	0,44
	45	26,83	1,63	0,44
	60	28,86	1,69	0,49
	75	29,74	1,74	0,52
	90	25,28	1,82	0,46
	105	26,81	1,85	0,50
325	15	33,55	1,85	0,62
	60	36,03	1,85	0,67
	105	36,67	1,84	0,67
350	15	32,06	1,63	0,52
	60	40,35	1,80	0,73
	105	33,07	1,77	0,59
375	15	42,58	1,75	0,75
	30	40,27	1,75	0,70
	45	35,07	1,73	0,61
	60	34,14	1,83	0,62
	75	41,33	1,76	0,73
	90	41,75	1,80	0,75
	105	38,24	1,67	0,64



Şekil 4.11 Farklı östemplenme sıcaklıklarında a) kalıntı östenit miktarı, b) kalıntı östenit karbon oranı ve c) $X_{\gamma}C_{\gamma}$ 'nin östemplenme süresiyle değişimi.

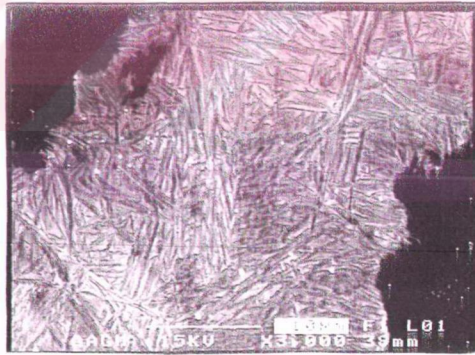
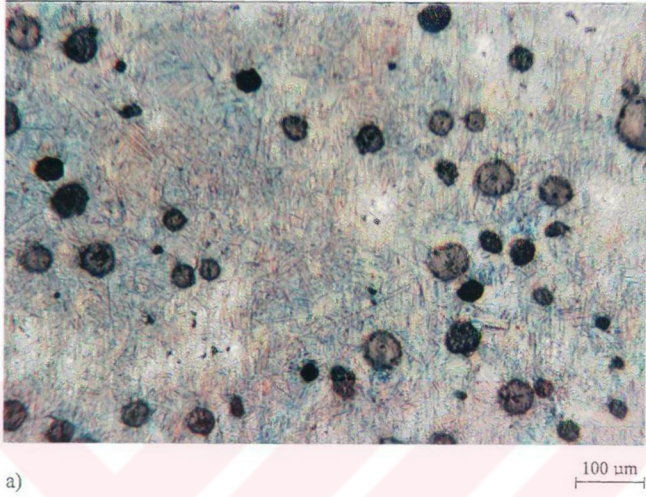


a)



b)

Şekil 4.12 250 °C’de 60 dakika östemperlenen malzemenin a) optik ve b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları

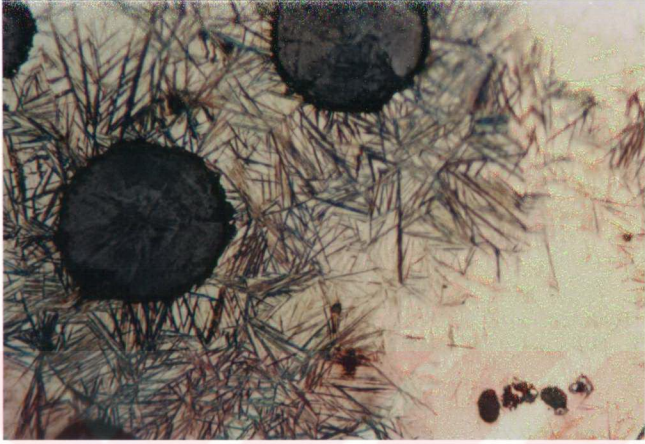


Şekil 4.13 250 °C'de 105 dakika östemperlenen malzemenin a) optik ve b) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları

Östempereleme sıcaklığının artmasıyla itici güç düşmekte ve ferrit çekirdeğinin sayısı azalmaktadır. Çekirdek sayısının azalmasıyla ferrit iğneleri kabalaşmakta ve boyları uzamaktadır (Şekil 4.14). Diğer taraftan ise artan östempereleme sıcaklığı ile karbon difüzyonu hızlanmaktadır. Bu nedenle, büyüyen ferrit plakaları önündeki östenitin karbon içeriği de artarak östenitin daha kararlı hale gelmesine neden olmaktadır. 275 °C için 15 dakikalık östempereleme süresinin östenitin kararlılığını sağlamakta yetersiz kaldığı anlaşılmaktadır. Çünkü, kalıntı östenit karbon miktarı kendisini kararlı yapacak karbon oranına ulaşamamış ve %1,10 seviyesinde kalmıştır. Dolayısıyla yapıda yüksek miktarda dönüşmemiş östenit (martensit) bulunmaktadır. 300 °C östempereleme sıcaklığı için de benzer davranışlar geçerlidir. İtici gücün azalmasından dolayı daha az sayıda oluşan ferrit çekirdekleri nedeniyle beynit yapısı daha da kabalaşmakta, ferrit iğnelerinin boyları ve aralarındaki mesafe biraz daha artmaktadır (Şekil 4.14b). Bu sıcaklıklara kadar mikroyapı hala alt beynittir.

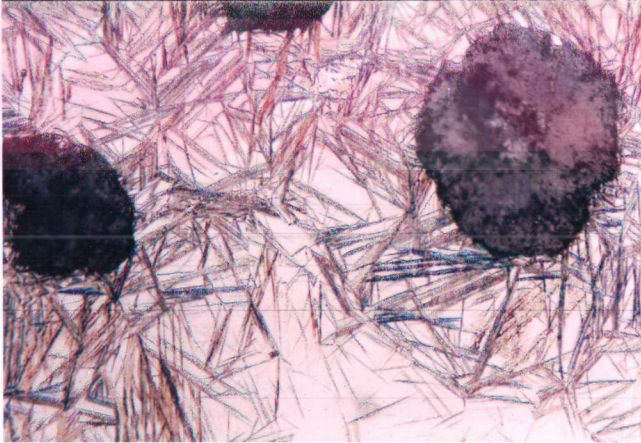
Östempereleme sıcaklığının 325 °C ye artırılmasıyla beynit morfolojisi de değişmekte ve üst beynit oluşmaktadır (Şekil 4.15). Sıcaklığın yüksek olması nedeniyle ferrit plakalarının büyüme hızı azalır, karbon difüzyon hızı ise artar. Dolayısıyla, büyüyen ferrit plakaları önündeki östenit karbonca zenginleşir ve soğuma esnasında martensite dönüşmeden kalır. Tablo 4.4 den, 325 °C de 15 dakika östempereleme sonucu kalıntı östenitin ortalama % 1,85 C içerdiği anlaşılmaktadır. Bu yüksek karbon miktarı, Ms sıcaklığını (4.1) bağıntısına göre -81 °C ye indirmektedir. Bu nedenle, oda sıcaklığına soğutma sırasında östenitin martensite dönüşmesi mümkün görünmemektedir. Bu kısa östempereleme süresinde bile kalıntı östenit karbon miktarının yüksek değerlere çıkması, I. kademe reaksiyonun tamamlanma süresinin artan östempereleme sıcaklığıyla arttığına işaret etmektedir. Alt beynit sıcaklıklarında aynı süre östemperelemiş malzemelere göre daha fazla beynitin oluştuğu mikroyapı fotoğraflarından da açıkça görülmektedir (Şekil 4.15). Oluşan üst beynit yapısı alt beynitten bazı farklılıklar göstermektedir. Üst beynit, tabak şeklinde ve tüylü görünümde ferrit fazı ve aralarında yüksek karbonlu östenitten oluşan bir mikroyapıya sahiptir. Östenit fazı yer yer farklı yönlerde büyüyen ferrit plakaları tarafından hapsedilmiş bloklar halinde de bulunmaktadır. Bu sıcaklıkta I. kademe reaksiyonun hücreler arasında da başladığı gözlemlenmektedir (Şekil 4.15b).

325 °C östempereleme sıcaklığında östempereleme süresinin mikroyapıya etkisi Şekil 4.16 da görülmektedir. Artan östempereleme sıcaklığı ile mikroyapıda önemli bir değişiklik göze çarpmamaktadır. Bunu x-ışını çalışmalarından elde edilen veriler de desteklemektedir. Tablo 4.4 den görülebileceği gibi kalıntı östenit ve kalıntı östenit karbon miktarı östempereleme süresiyle fazla değişmemektedir.



a)

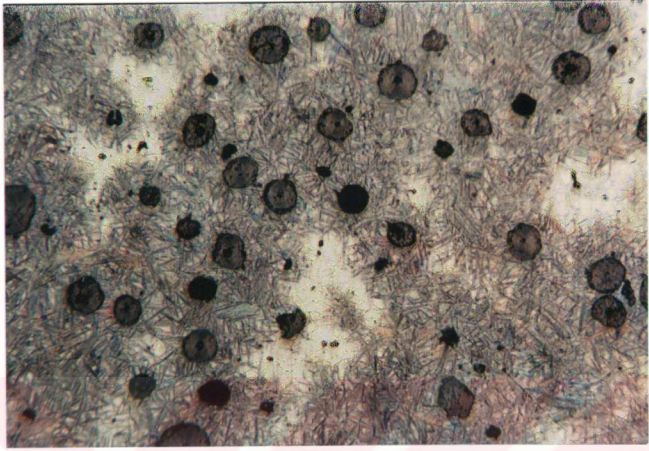
20 μm



b)

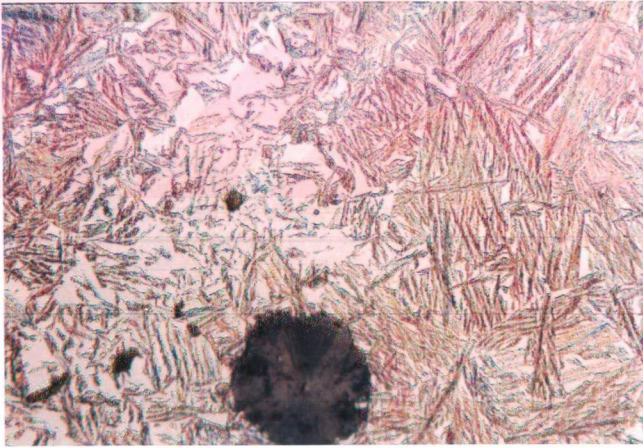
20 μm

Şekil 4.14 a) 275 °C'de, b) 300 °C'de 15 dakika östemperlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları



a)

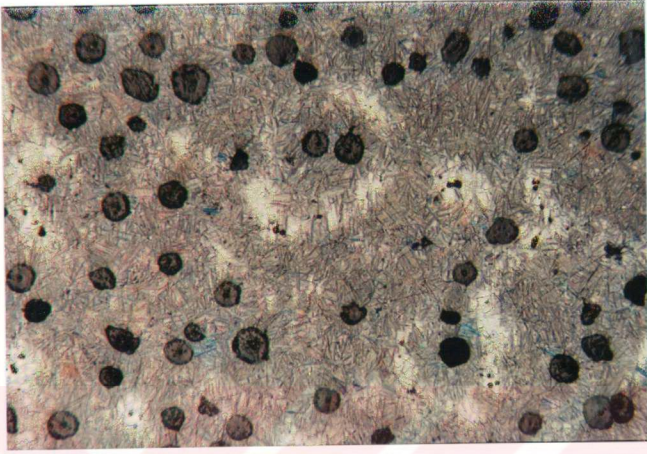
100 μm



b)

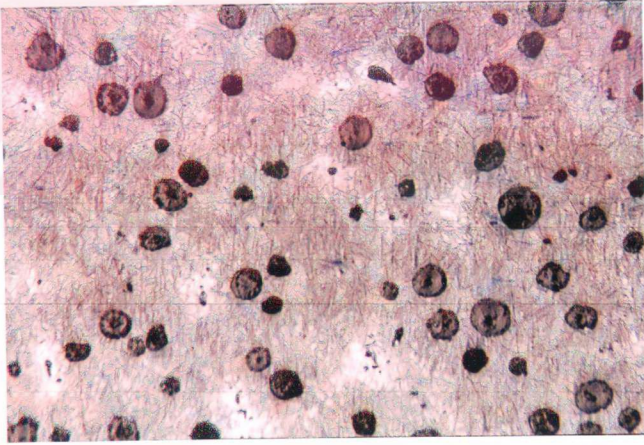
20 μm

Şekil 4.15 325 °C'de 15 dakika östemperlenen malzemenin
iki farklı büyütmede çekilmiş mikroyapı fotoğrafları



a)

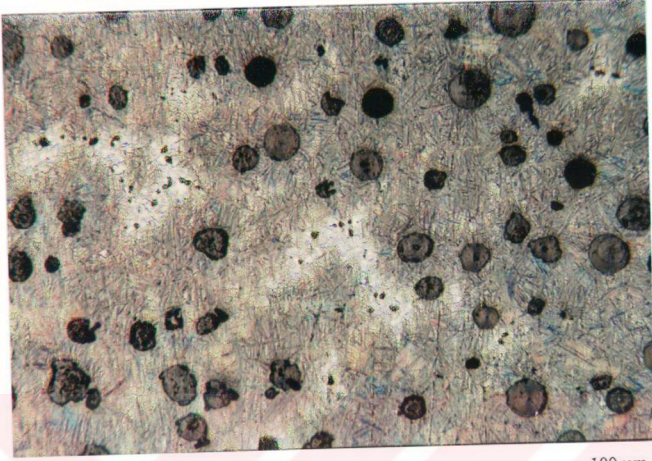
100 μm



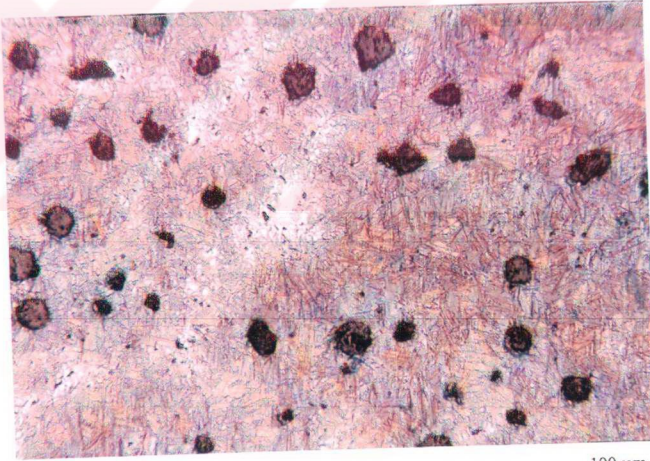
b)

100 μm

Şekil 4.16 325 °C’de a) 30 dakika, b) 45 dakika, c) 60 dakika ve d) 105 dakikada östempirlenen malzeme mikroyapı fotoğrafları



c)



d)

Şekil 4.16'nın devamı

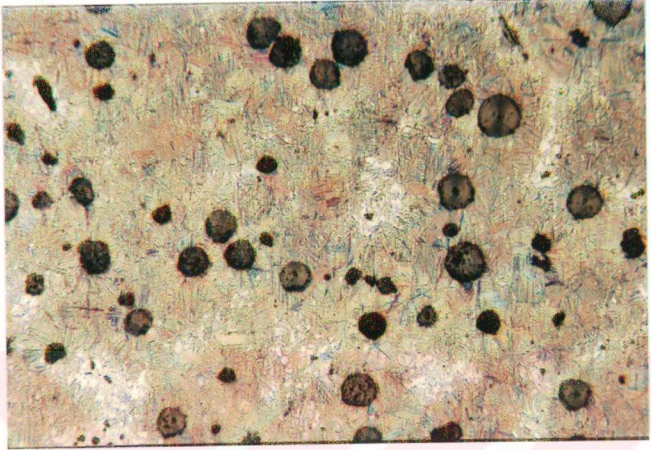
Östemperleme sıcaklığının daha fazla artırılması benzer dönüşümlere neden olmaktadır (Şekil 4.17). Artan östemperleme sıcaklığı ile daha fazla miktarda blok şeklinde östenitin oluştuğu söylenebilir. Bu tür östenitin de oda sıcaklığına soğutma sırasında merkezinin karbonca zenginleşemeyeceği gerçeği ile martensite dönüşme ihtimali bulunmaktadır. Ancak, çalışılan sıcaklıklarda oluşan blok şeklindeki östenitlerin boyut olarak çok büyük olduğu söylenemez (Şekil 4.17c). Dolayısıyla, karbonca zenginleşmesi ve kararlı hale gelmesi için herhangi bir engel yoktur. Ayrıca, x-ışını sonuçları da aksi bir durum göstermemektedir. Yine bu sonuçlardan II. reaksiyonun başladığına dair bir delil de bulunmamaktadır. Yani belli bir süreden sonra kalıntı östenit miktarında beklenen azalma çalışılan zaman aralığında görülmektedir. Bu netice, deneylerde kullanılan malzeme için proses aralığının yeterince geniş olduğunu ve iki reaksiyonun çakışmadığını, dolayısıyla proses aralığının açık olduğunu göstermektedir. Böylece, çalışılan koşullarda optimum mekanik özelliklerin elde edilmesi mümkündür.

4.3.2.2 Östemperleme koşullarının darbe direnci ve sertliğe etkisi

Östemperleme sıcaklık ve süresinin darbe direncine etkisi Şekil 4.3 de verilmişti. Darbe direnci artan östemperleme sıcaklık ve süresinin artmasıyla sürekli bir artış göstermektedir. Sıcaklığın artmasıyla darbe direncindeki artış daha fazla olmaktadır. Örneğin 250 °C’de maksimum değere 90 dakika östemperleme ile ulaşılırken 375 °C’de maksimum darbe direnci elde etmek için 45 dakika yeterli olmaktadır. 375 °C’ de östemperleme ile elde edilen darbe direnci değerlerinde 90 dakikada ani bir düşüş görülmektedir.

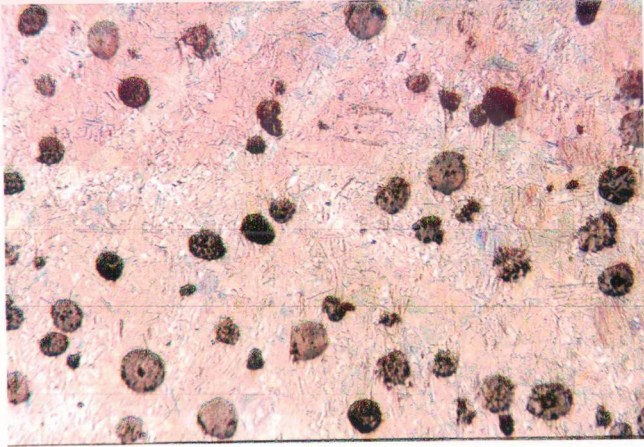
Östemperleme sıcaklık ve süresinin artması, sertliği düşürmektedir (Şekil 4.4). Artan östemperleme süresiyle sertlik önce hızlı bir düşüş göstermekte daha sonra süreden bağımsız olarak sabit kalmaktadır. Östemperleme sıcaklığının azalmasıyla sertlikteki düşüş de azalmaktadır. En yüksek östemperleme sıcaklığı olan 375 °C’de bile, sertlikteki düşüş hemen hemen 60 dakikada tamamlanmaktadır.

ÖKGDD’in darbe direnci ve sertlik davranışı mikroyapıyla doğrudan ilgilidir. Özellikle yüksek karbonlu östenit miktarının bu iki özelliği önemli oranda etkilediği literatürde kaydedilmiştir [33]. Artan östemperleme sıcaklığı ile kalıntı östenit miktarı artmakta buna karşılık dönüşmemiş östenit miktarı azalmaktadır. Araştırmacılar artan kalıntı östenit miktarıyla darbe direncinin arttığını kaydetmektedirler. Ancak bu artışın sürekli olmadığını ve belli bir kalıntı östenit



a)

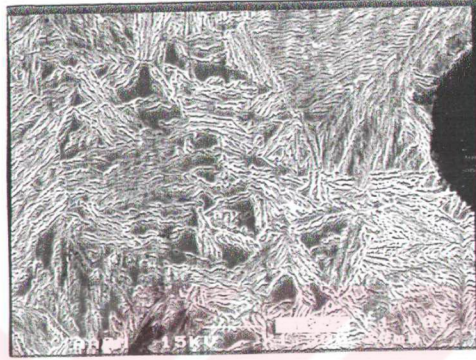
100 μm



b)

100 μm

Şekil 4.17 a) 350 °C'de 60 dakika östemperlenen malzemenin optik ve 375 °C'de 60 dakika östemperlenen malzemelerin; b) optik ve c) taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları



c)

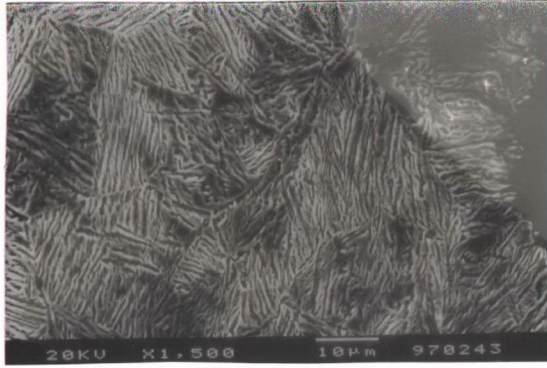
Şekil 4.17 nin devamı

miktarından sonra darbe direncinde azalma olduğunu tesbit etmişlerdir [120]. Bu araştırmacılara göre optimum darbe direnci $\approx$ % 25 kalıntı östenit miktarında elde edilmektedir. Belirli oranın üzerindeki kalıntı östenit plastisite kaynaklı dönüşüme maruz kalarak martensite dönüşmektedir. Bu da, darbe direncinin düşmesine sebep olmaktadır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar diğer araştırmacıların sonuçlarıyla büyük oranda uyum göstermektedir. Genel olarak artan östempereleme süresiyle darbe direnci artmaktadır. Ancak literatürde kaydedilen belli bir süreden sonra darbe direncinde görülen düşüş bu çalışmada gözlenmemiştir. Bilindiği gibi işlem süresinin uzamasıyla yüksek karbonlu östenit ferrit + karbüre ayrılmaktadır. II. reaksiyon ürünü olan bu yapı, malzemenin gevrekliğini artırarak tokluğunu düşürmektedir. Bu çalışmada kullanılan malzeme, alaşımsız küresel grafitli dökme demirdir. Oysa diğer [33,81] çalışmalarda alaşımlı KGDD malzeme kullanılmıştır. Alaşım elementleri ise II. reaksiyonun başlama süresini kısaltmaktadır. Ayrıca bu tez çalışmasında en uzun tutma süresi 105 dakikadır. Halbuki darbe direncindeki azalmalar genellikle bu sürenin ötesindeki zamanlarda görülmektedir. Yani, çalışılan şartlarda, II. reaksiyonun henüz başlamadığı sonucu çıkarılabilir.

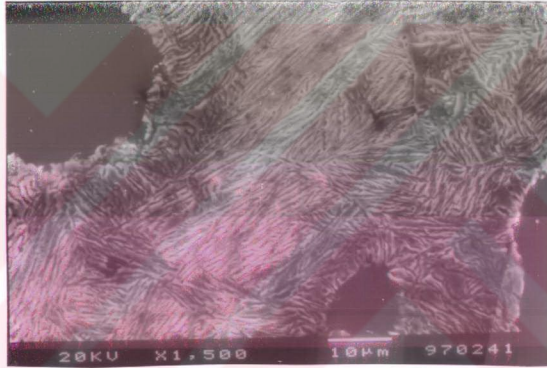
375 °C de 90 dakika östemperleme sonucu darbe direncinde beklenmeyen bir davranışla darbe direncinde azalma gözlenmiştir. Bu davranış başlangıç malzemesinin yapısının neden olduğu düşünülebilir. Ancak benzer bir davranışın ferritlenmemiş döküm yapısında da görülmesi ilginçtir. Darbe direncinde böyle bir düşüşe mikroyapısal bir değişim neden olabilir. 75, 90 ve 105 dakikalarda östemperlenen malzemelerin taramalı elektron mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.18) 90 dakikada östemperlenen malzemede bir farklılık dikkat çekmektedir. O da hücre içinde (grafit küreleri etrafında) nispeten küçük taneler görülürken hücre sınırlarında iri tanelerin bulunmasıdır. Ayrıca kırık yüzeyler incelendiğinde (Şekil 4.19) 75 ve 105 dakikalarda östemperlenen malzemelerin ağırlıklı olarak sünek karakterde kırıldığı, buna karşılık 90 dakika östemperlenen malzemede sünek kırılmaya ilaveten yarı klivaj kırılmanın da bulunduğu görülmektedir. Bu sürelerde östemperlenen malzemelerin kalıntı östenit miktarları incelenirse maksimum kalıntı östenitin 90 dakika östemperlemeyle elde edildiği görülmektedir. Dolayısıyla, bu düşüşün sebebi kalıntı östenitin azlığı olamaz, belki fazlalığı olabilir. Çünkü Bayati ve Elliott'un [120] yaptığı çalışmada yüksek orandaki kalıntı östenitin plastisite sonucu martensite dönüşerek darbe direncini düşürdüğü tesbit edilmiştir. Ancak böyle bir davranış söz konusu olsa bile, darbe direncindeki azalmanın 90 dakikada östemperlenen malzemenin kalıntı östenit miktarına çok yakın olan 75 ve 105 dakikalarda da görülmesi gerekirdi.

Östemperleme sıcaklığının artmasıyla sertliğin azalması beklenen bir davranıştır ve diğer araştırmacıların [26,31,53] sonuçlarıyla uyum göstermektedir. Sertliğin azalan östemperleme sıcaklığıyla artması kalıntı östenitin düşmesine bağlanabilir. Ancak, burada, her ikisinde yumuşak olan ferrit ve östenit fazından meydana gelen beyrit yapısının bu kadar yüksek sertliğe sahip olması dikkat çekmektedir. Düşük sıcaklık ve kısa sürelerde martensit oluştuğu daha önce belirtilmişti. Martensit fazının hiç kuşkusuz sertliğe bir katkısı olacaktır. Ancak yine de az miktarda oluşan martensitin tek başına sertliği önemli oranda arttırması beklenemez. Sertlik artışına, ferrit ve/veya östenit içinde çökelen çok küçük karbür partiküllerinin de katkısı olduğu söylenebilir. Optik veya taramalı elektron mikroskopla karbür çökeltilerini belirlemek mümkün olmamaktadır. Ancak yapılan araştırmalar ferrit iğnelerinde [41] ve/veya östenit fazı içinde [20,42] karbür çökeltilerinin oluştuğunu göstermiştir. Bu araştırmada, çalışılan östemperleme şartlarında, karbür oluşup oluşmayacağı dolaylı olarak x-ışını sonuçları kullanılarak tahmin edilebilir. 900 °C de 120 dakika östenitleme ile (2.1) bağıntısına göre östenit matriksin maksimum karbon içeriği $C_{\gamma}^{\circ} = 0,76$ olarak hesaplanır. (2.2) bağıntısında verilen karbonun kütle balansı

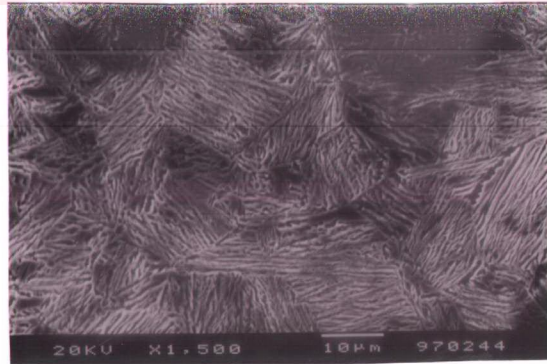
a)



b)

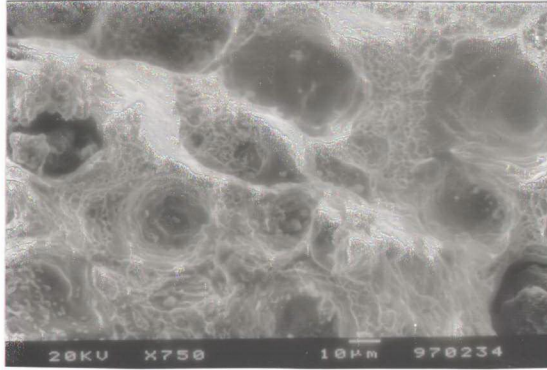


c)

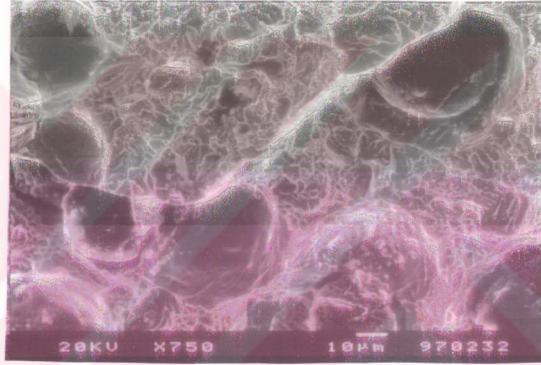


Şekil 4.18 375 °C de a) 75, b) 90 ve c) 105 dakikalarda östempirlenen malzemelerin taramalı elektron mikroyapı fotoğrafları

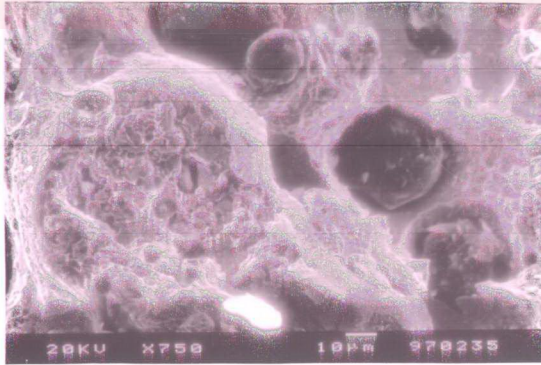
a)



b)



c)



Şekil 4.19 375 °C de a) 75, b) 90 ve c) 105 dakikalarda östemperlenen malzemelerin taramalı elektron mikroskopunda çekilmiş kırık yüzey fotoğrafları

dikkate alınırsa karbon, ferrit, martensit, östenit ve karbür içinde bulunabilir. Şayet ferrit fazındaki karbonun ihmal edilir ve tüm karbonun östenit içinde bulunduğu varsayılırsa $C_{\gamma}^{\circ} = X_{\gamma}C_{\gamma} = 0,76$ olmalıdır. Eğer $C_{\gamma}^{\circ} > X_{\gamma}C_{\gamma}$ ise karbonun bir kısmının karbür oluşturmaya veya martensit içinde bulunması kaçınılmazdır. Ölçülen $X_{\gamma}C_{\gamma}$ değerleri (Tablo 4.4 ve Şekil 4.11c) incelendiğinde sadece 375 °C de östempereleme ile 0,76 değerine yakın sonuçlar elde edilebilmektedir. Bir kısım karbonun ferrit ve martensit içinde bulunduğu kabul edilse bile, 300 °C ve altındaki sıcaklıklarda bir miktar karbonun karbür oluşturmaya kuvvetle muhtemeldir.

4.3.2.3 Östempereleme koşullarının çekme özelliklerine etkisi

Mikroyapı, darbe direnci ve sertlik özellikleri dikkate alındığında 60 dakikalık sürenin tam östemperelenmiş yapıyı elde etmek için yeterli olduğu anlaşılmaktadır. Bu nedenle, farklı sıcaklıklarda 15, 30, 45 ve 60 dakika sürelerde östempereleme ısı işlemine tabi tutulan numunelerle çekme deneyleri yapılmıştır. Elde edilen çekme mukavemeti, % 0,2 akma mukavemeti ve % uzama değerleri Tablo 4.5 de, grafik olarak gösterimleri ise Şekil 4.20, Şekil 4.21 ve Şekil 4.22 de verilmiştir.

Çekme mukavemeti belli bir östempereleme sıcaklığına kadar arttıktan sonra bir miktar düşerek sabit bir değere ulaşmaktadır (Şekil 4.20). Artan östempereleme sıcaklığı ile çekme mukavemetinin süreye bağımlılığı azalmaktadır. 325 °C'nin altındaki sıcaklıklarda östempereleme süresinin mukavemet üzerine oldukça etkili olduğu görülmektedir. 250-325 °C sıcaklık aralığında artan süre ile çekme mukavemeti sürekli artmaktadır. Bu çalışmada, maksimum çekme mukavemeti 275 °C'de 60 dakika östempereleme sonucunda elde edilmiştir.

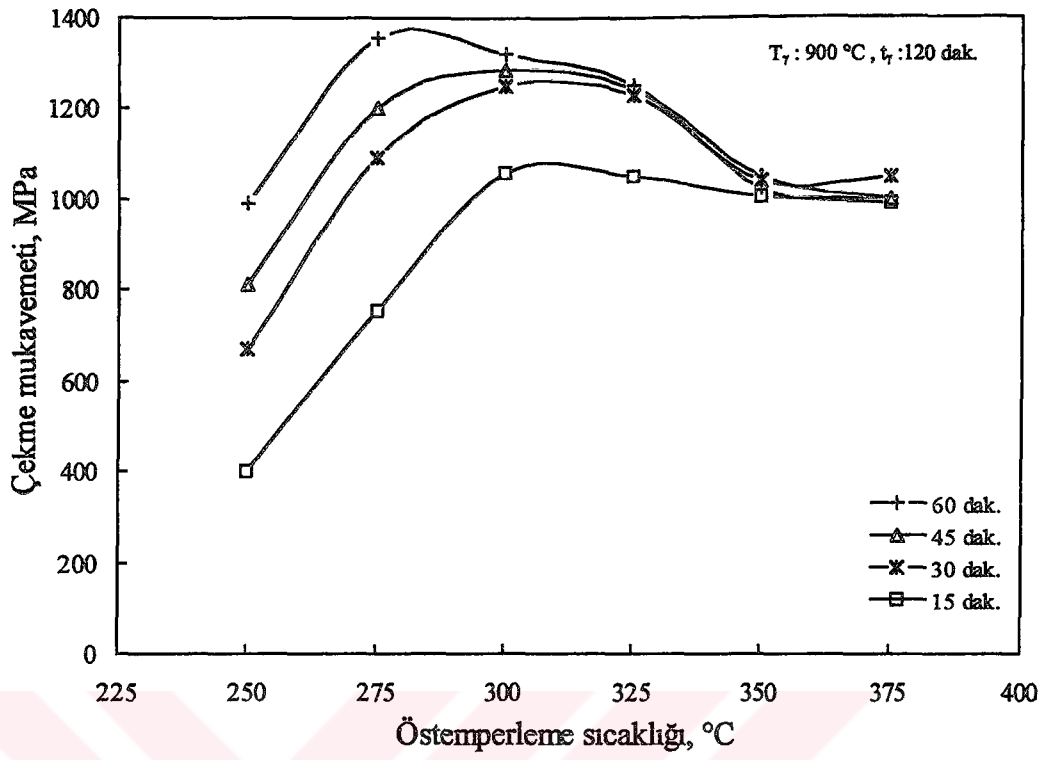
% 0,2 akma mukavemetinin östempereleme şartlarına bağlı olarak değişen davranışı çekme mukavemetinin gösterdiği davranışa benzemektedir (Şekil 4.21). Bununla birlikte, östempereleme süresi tüm sıcaklıklarda % 0,2 akma mukavemetini etkilemektedir. Ayrıca, maksimumdan sonra sıcaklığın artmasıyla birlikte akma mukavemeti sürekli azalmaktadır. Çekme mukavemetinde olduğu gibi yine maksimum değer 275 °C'de 60 dakika östempereleme sonucunda elde edilmiştir.

% uzama, bütün süreler için artan östempereleme sıcaklığı ile birlikte artmaktadır (Şekil 4.22). Ancak östempereleme süresiyle % uzama arasında sağlıklı bir ilişki kurmak zor görünmektedir. Çünkü, elde edilen değerler oldukça fazla dalgalanma göstermektedir. 375 °C'de 30 dakika östempereleme şartlarında maksimum % uzama değerine ulaşılmaktadır.

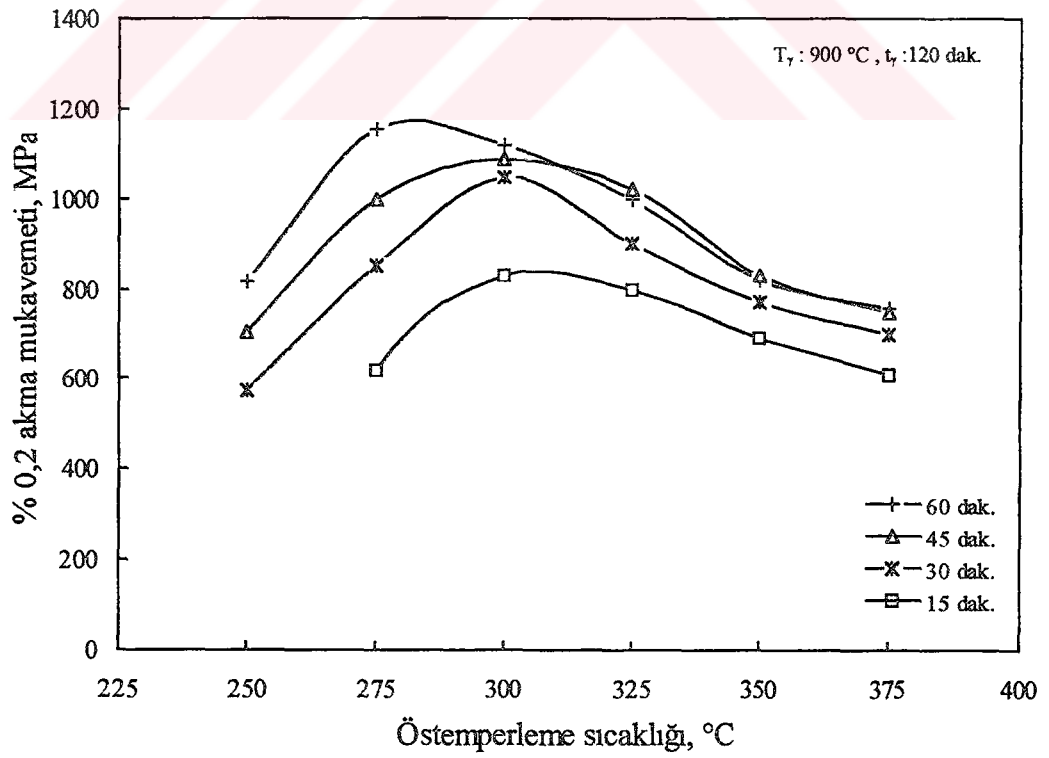
Tablo 4.5 Farklı östemperleme sıcaklık ve sürelerinde elde edilen çekme mukavemeti, % 0,2 akma mukavemeti ve % uzama değerleri.

T_A , (°C)	t_A , (dak.)	Çekme muk., (MPa)	%0,2 akma muk., (MPa)	% uzama
250	15	400	-	0,8
	30	670	576	1,0
	45	810	706	1,2
	60	990	815	1,2
275	15	755	620	3,8
	30	1090	850	2,0
	45	1200	1000	2,5
	60	1354	1154	3,0
300	15	1057	830	3,7
	30	1250	1050	4,2
	45	1285	1090	4,5
	60	1320	1120	3,3
325	15	1050	800	4,2
	30	1230	900	6,2
	45	1240	1020	5,0
	60	1250	1000	4,9
350	15	1005	690	4,5
	30	1040	770	5,3
	45	1050	830	6,3
	60	1020	820	5,5
375	15	990	610	7,0
	30	1050	700	8,8
	45	1000	750	6,3
	60	1000	760	6,9

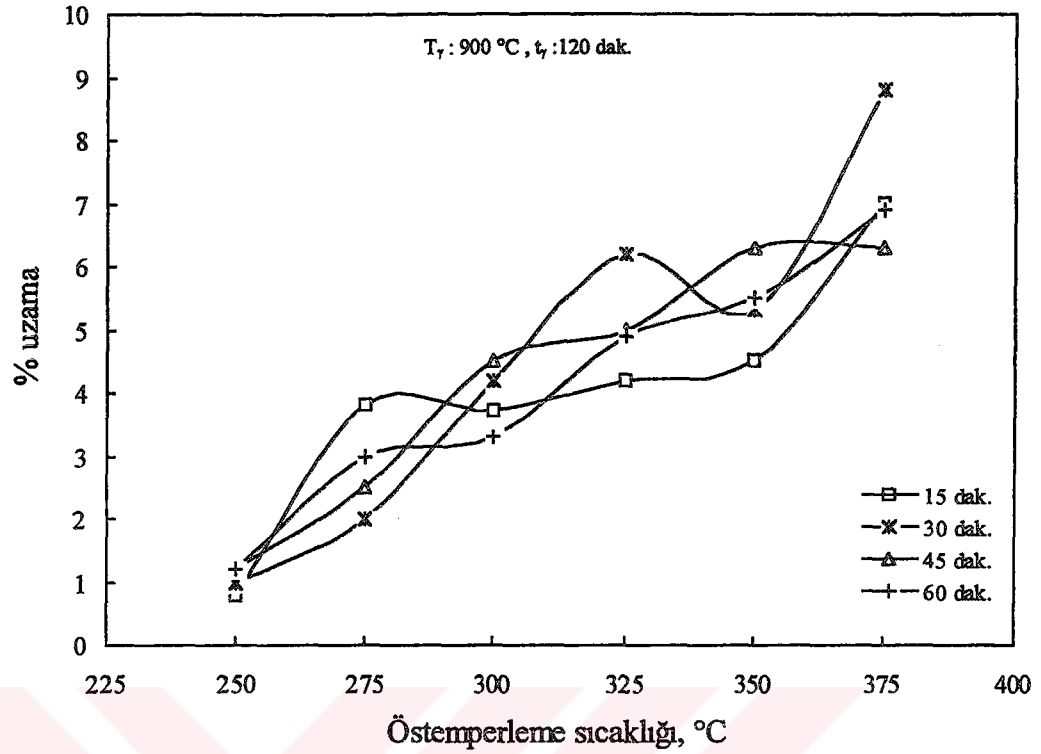
Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin çekme özelliklerindeki değişim, mikroyapıda meydana gelen değişimlerle doğrudan ilgili görünmektedir. Bilindiği gibi alt beynit yapısı (T_A , 250-300 °C aralığında) ferrit + yüksek karbonlu östenit + martensit + karbürden oluşmaktadır. Alt beynit sıcaklık aralığında en yüksek karbon oranı 300 °C de östemperleme ile elde edilmiştir (Tablo 4.4). Blackmore ve Harding'e [31] göre kalıntı östenitin kararlı olabilmesi için %1,5-1,7 oranında karbon içermesi gerekmektedir. Bu çalışmada M_s sıcaklığının 20 °C ye çekilmesi için (4.1) bağıntısına göre östenitin % 1,46 karbon içermesi yeterlidir. Östenit



Şekil 4.20 Östempereleme sıcaklık ve süresinin çekme mukavemetine etkisi.



Şekil 4.21 Östempereleme sıcaklık ve süresinin % 0,2 akma mukavemetine etkisi.



Şekil 4.22 Östemperleme sıcaklık ve süresinin % uzamaya etkisi.

karbon içeriği % 1,54 e ulaştığında ise M_s sıcaklığı $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye inmektedir. Bu veriler dikkate alındığında $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ östemperleme sıcaklığında östeniti kararlı yapacak karbon oranına ulaşamadığı anlaşılmaktadır. Dolayısıyla, yapıda çok miktarda martensit ve karbürün bulunması mümkündür. Diğer taraftan $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ de ise 15 dakika östemperleme süresi hariç yüksek sıcaklıklardaki değerlerden bile daha fazla kalıntı östenit karbon miktarı elde edilmiştir. Böylece $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ de martensit fazının oluşmayacağı anlaşılmaktadır. Ancak $X_{\gamma}C_{\gamma}$ değerinin 0,4 değerinde kalması yüksek oranda karbür bulunması anlamına gelmektedir. Dolayısıyla, maksimum çekme ve % 0,2 akma mukavemetinin $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ de elde edilmesini, nispeten düşük orandaki yüksek karbonlu kalıntı östenitin yanında karbür fazının bulunması ve martensit fazının yokluğuna bağlamak mümkündür. Bilindiği gibi dislokasyon hareketini engelleyen faktörler malzemenin çekme mukavemetinin artmasına yardımcı olmaktadır [33,64,121]. Ferrit plakalarının ince yapısı, küçük karbür partikülleri, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve aşırı karbon konsantrasyonundan dolayı ferrit latisinin distorsiyonu bu faktörler arasında sayılmaktadır. Düşük süneklik ise alt beynit morfolojisine, karbürlere, düşük kalıntı östenit miktarına ve dönüşmemiş östenitten kaynaklanan az miktardaki martensite bağlanmaktadır.

Artan östemperleme sıcaklığıyla martensit miktarı azalmakta, kalıntı östenit miktarı ise artmaktadır. Üst beynit sıcaklık aralığında, kalıntı östenit M_s sıcaklığını oda sıcaklığının altına indirecek oranda karbon miktarlarına sahip bulunmaktadır. Dolayısıyla, 325-375 °C sıcaklık aralığında östemperleme sonunda yapıda martensit bulunması mümkün değildir. Martensit içermeyen, kaba ferrit + östenit yapısı mukavemetin düşmesine ve sünekliğin artmasına sebep olmaktadır. 325 °C de yapıda yüksek oranda kalıntı östenitin bulunmasına rağmen karbür çökektillerinin varlığı yüksek mukavemete sebep olabilir. Çünkü küçük karbür partikülleri dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemetin artmasına yardımcı olmaktadır. 350° ve 375 °C’lerde mukavemetin değişmemesi ise mikroyapıda mukavemeti etkileyecek bir değişimin olmamasından kaynaklanmaktadır. Çünkü ölçülen kalıntı östenit miktarı, kalıntı östenit karbon miktarı ve $X_{\gamma}C_{\gamma}$ miktarı bu iki sıcaklıkta çok fazla bir değişim göstermemektedir.

Östemperleme sıcaklığının artmasıyla süneklikte gözlenen sürekli artışın ise yine yüksek karbonlu östenit ve martensit fazıyla ilgili olduğu düşünülmektedir. Sıcaklığın artmasıyla artan kalıntı östenit ve azalan martensitin sünekliği arttıran mikroyapı bileşenleri olduğu tahmin edilmektedir.

Aynı östemperleme sıcaklığında, östemperleme süresinin artmasıyla çekme ve % 0,2 akma mukavemeti artmaktadır. Bilindiği gibi artan östemperleme süresiyle oluşan beynit miktarı ve yüksek karbonlu kalıntı östenit oranı artmaktadır. Buna karşılık mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyen martensit fazı azalmaktadır. Dolayısıyla, artan östemperleme süresiyle tam östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir yapısının elde edilme şansı yüksektir. Böylece artan süreyle optimum özelliklerin elde edilmesi beklenen bir davranış olmaktadır. 300 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda ise sürenin çekme mukavemetine çok fazla bir etkisinin olmadığı görülmektedir. Bu yüksek östemperleme sıcaklıklarında I. reaksiyonun daha kısa sürelerde tamamlandığına işaret etmektedir.

4.3.2.4 Östemperleme koşullarının yorulma özelliklerine etkisi

Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin farklı gerilmelerdeki çevrim değerleri Tablo 4.6 da, $2,1 \times 10^6$ çevrim sayısına kırılmadan dayanabildiği gerilme değerleri ve yorulma oranları Tablo 4.7 de, gerilme-log N eğrileri Şekil 4.23 de, döküm ve östemperlenmiş malzemelerin yorulma ve çekme mukavemetleri ise Şekil 4.24 de verilmiştir.

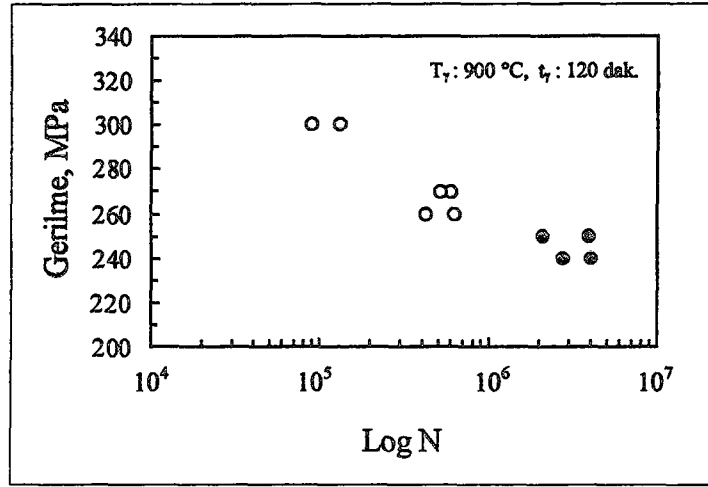
Tablo 4.6 Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin farklı gerilme değerlerinde kırılmaya kadarki çevrim sayıları

Gerilme, MPa	Kırılmaya kadarki çevrim sayısı, N				
	Döküm	Ferritlenmiş	ÖKGDD		
			Östemperleme sıcaklığı ($t_A = 60$ dak.)		
			250 °C	300 °C	350 °C
450			255000		
450			458000		
400			1004000	129000	180000
400			2648000*	218000	300000
385			3875000*	384000	
385			7875000*	556000	
370			4033000*	255000	487000
370			5964000*	465000	648000
370				750000	
360					815000
360					1357000
350				951000	232000
350				1125000	2128000*
350					2600000*
340					2739000*
330				2755000*	
320				3048000*	
320				4386000*	
300	90000	140000			
300	130000	161000			
270	524000	185000			
270	596000	340000			
260	422000	320000			
260	623000	435000			
250	2082000*	1340000			
250	3981000*	2345000*			
240	2762000*	2500000*			
240	4035000*	3008000*			

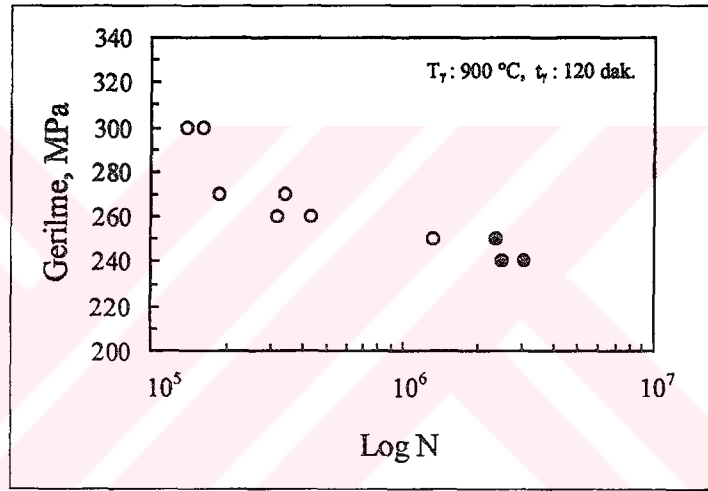
* : Numuneler kırılmamıştır.

Tablo 4.7 Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin $2,1 \times 10^6$ çevrimdeki yorulma dayanım sınırı (σ_{YDS}) ve yorulma oranı ($\sigma_{YDS} / \sigma_{\varphi}$) değerleri

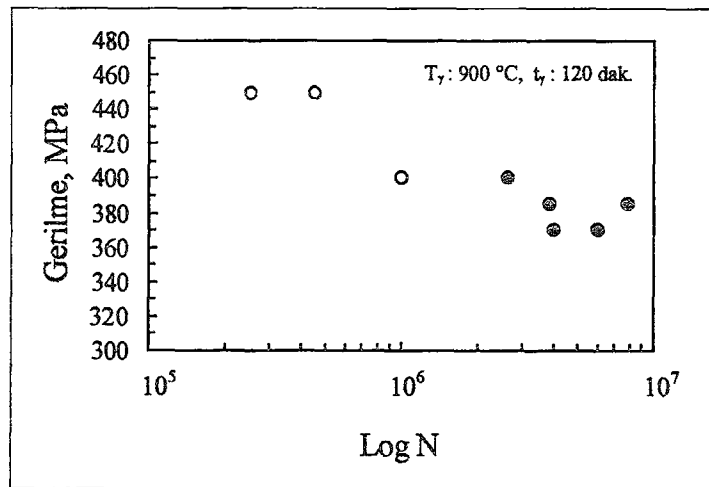
Malzeme	Ferritlenmiş	Döküm	ÖKGDD		
			250 °C	300 °C	350 °C
Yorulma dayanım sınırı, MPa	240	250	375	320	350
$\sigma_{YDS} / \sigma_{\varphi}$	0,53	0,44	0,37	0,24	0,34



a)

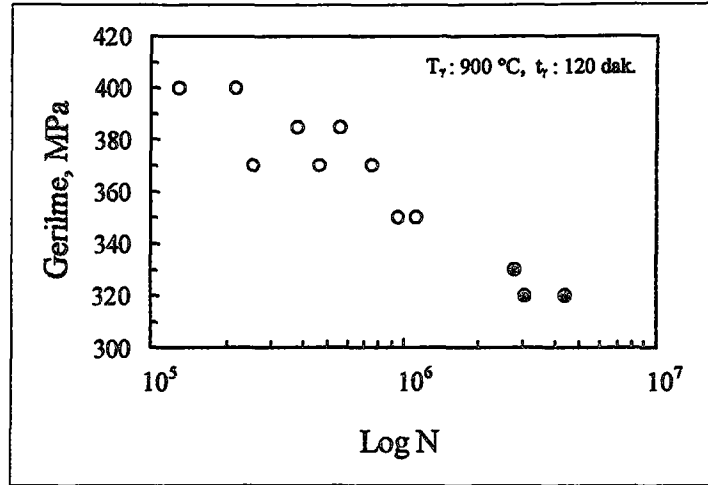


b)

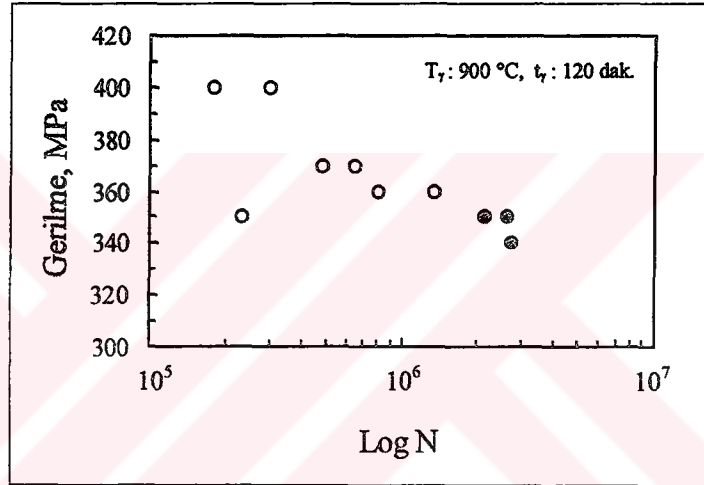


c)

Şekil 4.23 a) döküm, b) ferritlenmiş, c) 250 °C, d) 300 °C ve e) 350 °C'de 60 dakika östemperlenmiş malzemelerin Gerilme-Log N eğrileri



d)



e)

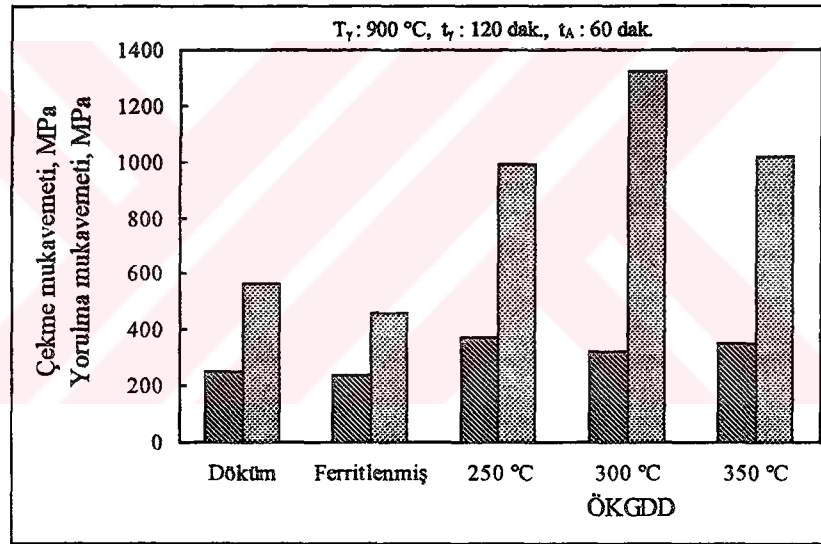
Şekil 4.23 ün devamı

Östempereleme ısı işlemleri KGDD'in yorulma dayanım sınırını önemli ölçüde artırmaktadır. Ferritlenmiş ve döküm malzemeye göre her üç östempereleme sıcaklığı için $\approx 33-60$ MPa arasında daha yüksek yorulma mukavemeti elde edilmiştir. Yani ferritlenmiş küresel grafitli dökme demirin östemperelemesiyle yorulma mukavemeti 80 ile 135 MPa arasında artmıştır. Hayrynen ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada [64] benzer olarak ferritik malzemenin yorulma mukavemetinin 105 ile 140 MPa arasında arttığı tesbit edilmiştir. Bu çalışmada yorulma mukavemeti olarak 10^8 çevrimdeki gerilme değeri alınmıştır.

Yorulma mukavemeti östempereleme sıcaklığı ile lineer bir değişim göstermemektedir (Şekil 4.24). Oysa bazı araştırmacılar yorulma mukavemetinin artan östempereleme sıcaklığı ile arttığını kaydetmektedir [48,63]. Bu çalışmada yorulma mukavemetiyle

östemperleme sıcaklığı arasında sağlıklı bir ilişki kurulamamıştır. En yüksek değer 250 °C’de 60 dakika östemperleme sonucu 375 MPa olarak gerçekleşmiştir. 300 °C’de ise hem 250 °C hem de 350 °C’den daha düşük bir değer elde edilmiştir. Diğer bazı araştırmacılar [13,63] ise östemperleme sıcaklığının yorulma mukavemeti üzerine fazla bir etkisinin bulunmadığını kaydetmektedirler.

Genel olarak malzemelerin çekme mukavemetlerinin artmasıyla yorulma mukavemetlerinin arttığı bilinmektedir. Ancak, araştırmacılar bunun ÖKGDD’ler için geçerli olmadığını kaydetmektedirler. Yani, çekme mukavemetinin artmasıyla yorulma mukavemetinin düştüğü değişik araştırmacılar tarafından belirtilmektedir [48,63]. Yapılan bu çalışmada elde edilen veriler söz konusu araştırmacıların sonuçları ile uyum göstermektedir (Şekil 4.24).



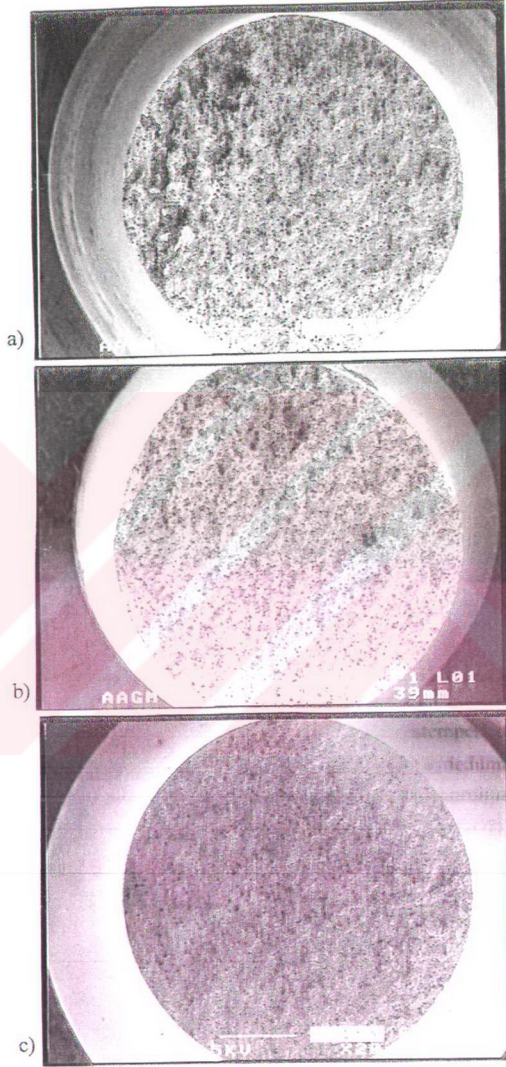
Şekil 4.24 Döküm ve östemperlenmiş malzemelerin yorulma ve çekme mukavemetleri

Östemperleme ısı işlemi, yorulma oranını önemli oranda azaltmaktadır (Tablo 4.7). En düşük yorulma oranı 0,24 ile 300 °C’de 60 dakika östemperlenen malzemede elde edilmiştir. 250 °C ve 350 °C de birbirine yakın değerlerin (0,37-0,34) elde edilmesi Palmer’in [63] verileriyle uyum göstermektedir. Jen ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada [13] yorulma oranı yüksek östemperleme sıcaklıklarında 0,64 e kadar çıkmaktadır.

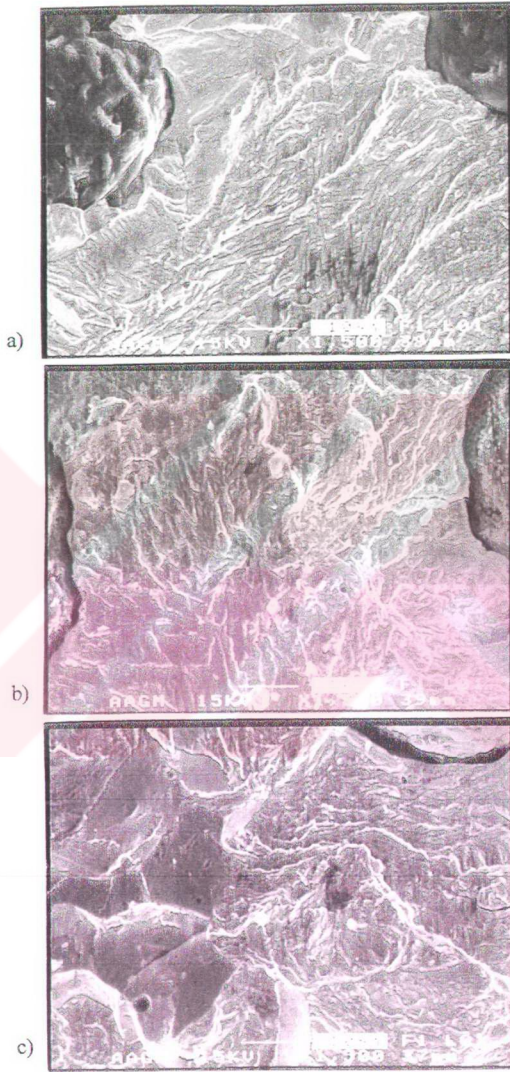
Literatür taramasından anlaşılabileceği gibi östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin yorulma özellikleri konusunda oluşmuş net sonuçlar söz konusu değildir. Hala, ÖKGDD'in yorulma özelliklerinin östemperleme şartlarıyla değişimi konusunda bilgi eksikliğinin bulunduğu anlaşılmaktadır.

Malzemelerin yorulma karakteristiğini inceleyebilmek için kırık yüzeylerinden çekilen taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları Şekil 4.25 ve 4.26 da verilmiştir. Makro görüntülerden kırık yüzeylerde karakteristik yorulma kırılması izleri görülmemektedir. Bununla birlikte döküm malzemesi ve 350 °C'de 60 dakika östemperlenen malzemelerin kırık yüzeyi 250 °C'de 60 dakika östemperlenen malzemeye göre daha kaba ve daha dalgalı bir görünüm arz etmektedir. Aynı malzemelerin kırık yüzeyleri yüksek büyütme oranlarında incelenirse, kırılma türü ve sebebi hakkında daha iyi fikir yürütme imkanı doğmaktadır. Döküm ve östemperlenmiş malzemelerde klivaj kırılma türü baskın görünmektedir (Şekil 4.26a). Döküm ve 250 °C de 60 dakika östemperlenen malzemenin çentiksiz darbe enerjileri sırasıyla 32 ve 24 J dir. Böylece bu malzemelerin gevrek karakterde kırılmaları normaldir. Ancak 96 J darbe enerjisine sahip 350 °C de 60 dakika östemperlenen malzemenin sünek kırılmayı karakterize eden çukurcuklar (dimpiller) içermesi beklenebilir. Ne yazık ki, böyle bir işaret mikroyapı fotoğrafında görülmemektedir.

Bilindiği gibi yorulma kırık yüzeyi üç bölgeden oluşmaktadır. Bunlar; çatlağın oluştuğu bölge, yorulma bölgesi ve zorunlu kırılma bölgeleridir. Bir malzemede yorulma hasarı çatlak oluşumu ve büyümesiyle meydana gelir. Çatlaksız malzemelerde, çatlağın yüzeyde tekrarlı gerilmeler sonucu oluşan ekstrüzyonlar ve intrüzyonlar neticesinde oluştuğu kabul edilmektedir [122,123]. Döküm kusuru ve inklüzyon içermeyen bir ÖKGDD malzemede çatlağın grafit küresi ile matriks arayüzeyinde başlaması muhtemeldir [124]. Çünkü mikroyapıda bulunan grafit küreleri dislokasyon hareketini önleyen bir engel olarak davranır. Dislokasyon hareketinin önlenmesi nedeniyle grafit küresi ile matriks arayüzeyinde aşırı gerilmeler oluşur. Bu yüksek gerilme grafit kürelerinin kırılmasına sebep olur ve yorulma çatlağı meydana gelir. Çatlak oluşumu grafit küre boyutu ve grafit ile matriks arasındaki bağ kuvvetine bağlıdır. Grafit küreleri ne kadar küçük ve matriksle bağı ne kadar iyi ise çatlak oluşumu o kadar zordur [122]. Yuichi ve arkadaşları [125] yaptıkları çalışmada grafit küre çapının azalmasıyla yorulma mukavemetinin arttığını tesbit etmişlerdir.



Şekil 4.25 a) döküm, b) 350 °C, c) 250 °C'de 60 dakika östemperlenmiş malzemelerin yorulma kırık yüzey fotoğrafları.



Şekil 4.26 a) döküm, b) 350 °C, c) 250 °C'de 60 dakika östemperlenmiş malzemelerin yüksek büyütmede çekilmiş taramalı elektron mikroskobu yorulma kırık yüzey fotoğrafları

Tekrarlı gerilmelere maruz kalan bir malzemede yorulma, oluşan çatlağın kapanma mekanizmasıyla ilerlemesi sonucu devam eder ve kesitin yükü taşıyamayacağı durumda malzemenin zorunlu olarak kırılmasıyla son bulur. Yorulma bölgesi, çatlağın bölgesel ilerlemesini gösteren yorulma çizgilerini içerir. Ancak, ÖKGDD'lerde bu karakteristik izler taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde kolay kolay görülemez [13]. Dolayısıyla, yorulma çizgileri ve nehir paternlerinin görülemediği kırık yüzey fotoğraflarından çatlağın ilerleme yönünü de tesbit etmek mümkün olmamaktadır. Yorulma bölgesinde kırılma çoğunlukla gevrek karakterde olmaktadır. Şeki 4.26 yorulma bölgelerinden çekilen taramalı elektron mikroskobu kırık yüzey fotoğraflardır. Bu nedenle her üç malzemenin de gevrek olarak kırılma görüntüsü vermesi normaldir. Çatlak büyüme hızı bu bölgede çok yüksek olmadığından dimpiller görülmez. 250 °C de östemperlenen malzemenin kırık yüzey fotoğrafında görülen düzgün yüzeyler (Şekil 4.26c) klivaj kırılmanın yanında taneler arası gevrek kırılmanın da bulunduğunu göstermektedir. Taneler arası gevrek kırılmaya düşük sıcaklıklarda hücre sınırlarında oluşan gevrek martensit fazının sebep olduğu sanılmaktadır.

Kırılma türü malzeme mikroyapısında bulunan fazlara ve miktarlarına bağlı olarak değişmektedir. Voight [126] karbürsüz ferrit ve östenitten oluşan yapıda bölgesel plastisite ve mikroboşluk yırtılmasının gözlemlendiğini, ferrit ve karbür yapısında ise yarı klivaj kırılmanın olduğu, mikroboşluk yırtılmasının bulunmadığı, ferrit + östenit + karbür yapısında ise hem yarı klivaj kırılmanın hem de mikroboşluk yırtılmasının görüldüğünü kaydetmektedir. Prasad [127] da östemperleme süresinin artmasıyla kırılma türünün klivaj, yarı klivaj, mikroboşluk yırtılması ve dimpilli kırılma şeklinde değiştiğini gözlemlemiştir.

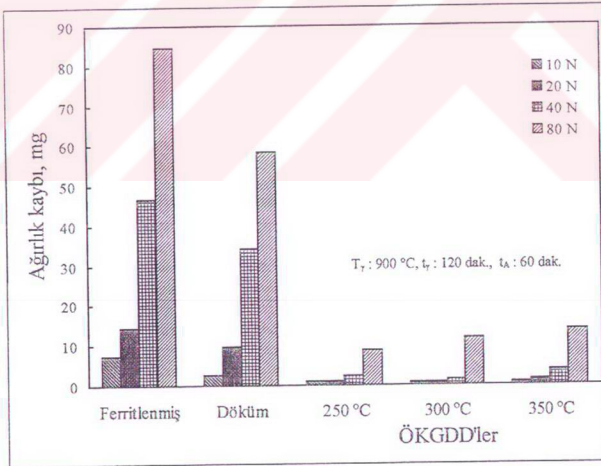
Tüm bu açıklamalar ışığında 250 °C de östemperlenen malzemenin daha yüksek yorulma mukavemeti göstermesi düşük mukavemet ve yeterince yüksek kalıntı östenit miktarına (% 27,8) sahip olmasının sebep olabileceği söylenebilir. 300 °C de hemen hemen aynı oranda kalıntı östenit (% 28,86) bulunmasına rağmen çekme mukavemeti oldukça yüksektir. Dolayısıyla, en düşük yorulma mukavemeti bu sıcaklıkta elde edilmiştir. Bu çalışmada, yorulma mukavemetinin östemperleme sıcaklığı ve sertlikten ziyade çekme mukavemetiyle daha sağlıklı bir ilişki içinde olduğu gözlenmiş ve artan çekme mukavemetiyle yorulma dayanımının düştüğü sonucuna ulaşılmıştır.

4.3.2.5 Östempirme koşullarının aşınma özelliklerine etkisi

Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş malzemelerin değişik yükler altında abrasiv aşınma deneyi sonucunda ölçülen aşınma miktarları Tablo 4.8 de grafik olarak gösterimi ise Şekil 4.27 de verilmiştir.

Tablo 4.8 Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş malzemelerin değişik yükler altındaki ağırlık kaybı değerleri

Uygulanan yük, N	Ağırlık kaybı, mg				
	Ferritlenmiş	Döküm	ÖKGDD		
			$T_f: 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_f: 120\text{ dak}$, $t_a: 60\text{ dak}$,		
			250 $^{\circ}\text{C}$	300 $^{\circ}\text{C}$	350 $^{\circ}\text{C}$
10	73	26	8,4	4,3	7
20	144	96	11,5	6	14
40	466	344	14,6	6,7	37
80	845	586	27,2	92	86,5



Şekil 4.27 Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş malzemelerin uygulanan yük-ağırlık kaybı ilişkisi.

Şekil 4.27 incelenirse östemperleme ısıl işleminin KGDD'in aşınma direncini ne derece arttırdığı açık olarak görülmektedir. Döküm yapısı ferritlenmiş yapıya göre daha yüksek aşınma direncine sahiptir. Sıcaklığın ÖKGDD'in aşınma özelliklerine çok bariz bir etkisinin bulunmadığı anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, uygulanan yük aşınma özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Artan yük ile ağırlık kaybı önemli artışlar göstermektedir. Ancak, östemperlenmiş malzemelerin aşınma özellikleri düşük yüklerde fazla değişmemektedir. 40 N'dan sonra ise aşınma miktarı bariz şekilde artmaktadır.

Malzemenin aşınma davranışlarını literatür verileriyle karşılaştırmak, deneylerin çoğunlukla aynı malzeme ve aynı koşullarda yapılmamasından dolayı sağlıklı olmamaktadır. Bununla birlikte, çoğu araştırmacının [38,49,70,73] kaydettiği östemperleme sıcaklığının artmasıyla aşınmanın arttığı yönündeki bulgulara bu çalışmada da kısmen ulaşılmıştır. 80 N yük altında sıcaklığın artmasıyla aşınma miktarı artmaktadır. Buna karşılık, belli bir yükten sonra aşınma direncinin arttığı yönündeki sonuçlara uygunluk arzeden bir davranış görülmemiştir.

ÖKGDD'in aşınma davranışı tamamen mikroyapısına ve dolayısıyla mekanik özelliklerine bağlı olarak değişim göstermektedir. Mikroyapıda bulunan östenit ve martensit aşınma davranışını etkileyen en önemli fazlardır. Bilindiği gibi martensit yapıda ya östemperleme esnasında ya da östemperlemeden sonra oda sıcaklığına soğutma aşamasında kararsız östenitin dönüşümüyle oluşur. Martensitin ise, sert yapısından dolayı aşınma direncini arttırdığı bilinmektedir. Östenit, aşındırılan bir numunede malzemenin aşınma direncine iki şekilde etki edebilir [72]. Birincisi, aşınmada uygulanan yükü ilk anda sadece malzeme yüzeyindeki pürüzler taşımaktadır. Dolayısıyla, pürüzler normalinden fazla gerilmeye maruz kalmakta ve plastik deformasyon nedeniyle östenit martensite dönüşerek söz konusu pürüzlerin gevrekleşerek kırılmasına sebep olmaktadır. Sonuçta, metal/metal arayüzeyinde kalan bu sert partiküller sertliği daha düşük olan malzemenin abrasiv olarak aşınmasında etkin rol oynayarak aşınmayı arttırmaktadır. İkincisi ise deformasyon ile östenitin martensite dönüşmesi matriks sertliğini arttırdığından aşınma direncini de arttırmaktadır. Östenitin bu iki zıt yöndeki etkisinin aynı malzemede, aşınmanın farklı kademelerinde görülebilmesinin mümkün olduğu düşünülmektedir. Deneyin ilk kademelerinde yüzey pürüzlerinin törpülenip yükün daha büyük alanlar tarafından taşınmasına kadar aşınmayı artırıcı yöndeki negatif etkinin görüleceği ve sonraki aşamada yüzeyin çok büyük bir kısmının martensite dönüşmesiyle ise bu negatif etkinin pozitif etkiye dönüşebileceği söylenebilir. Ancak, bu olumlu etki, uygulanan

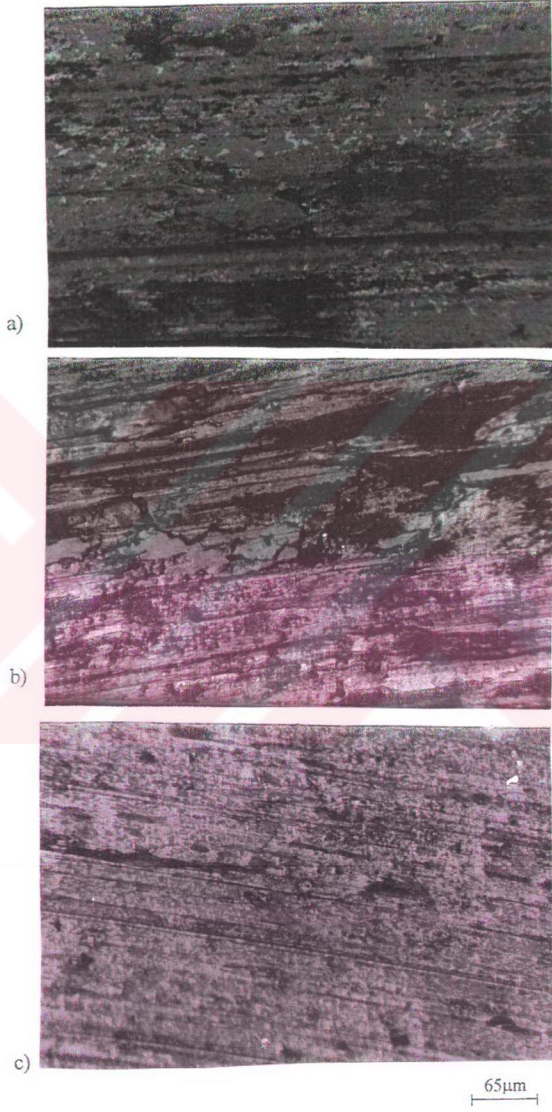
yüke bağlı olarak, istenmeyen sonuçlar da doğurabilir. Uygulanan yük yüzeyde kalın bir martensitik tabaka oluşturursa çatlaklar oluşur ve hasar başlar.

Bu çalışmada, mikroyapının değişmesiyle malzemenin aşınma özelliklerinin de değiştiği gözlenmiştir. Döküm ve ferritlenmiş malzemelerin aşınma yüzey fotoğrafları Şekil 4.28, östemperlenmiş malzemelerinki ise Şekil 4.29 da verilmiştir. Döküm malzemesi çoğunlukla perlit + ferrit yapısındadır. Ferritlenmiş malzemede ise ferrit miktarı daha fazladır. Her iki malzemenin aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde aşınmanın tek bir mekanizmayla gerçekleşmediği görülmektedir. Fotoğraflardan, hem adhesiv hem de abrasiv aşınmanın etkili olduğu anlaşılmaktadır. Çünkü adhesiv aşınmayı karakterize eden transer tabakaları ve abrasiv aşınmayı karakterize eden çizikler net olarak görülmektedir. Bunlara ilaveten grafit küreleri dağılmış ve yorulmanın sebep olduğu küçük oyuklar (pitting) oluşmuştur (Şekil 4.28a,b). Döküm ve ferritlenmiş malzemenin aşınma yüzey görüntüleri birbirine benzemektedir. Ancak ferritlenmiş malzemenin aşınmasında transfer tabakalarının daha belirgin ve abrasiv aşınma izlerinin daha derin olduğu dikkat çekmektedir. Buna karşılık döküm malzemede küçük oyukların daha fazla olduğu görülmektedir.

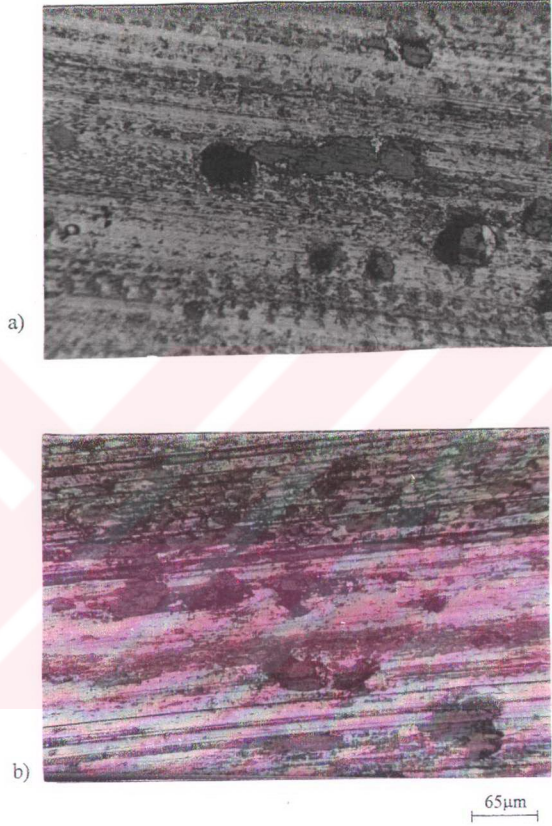
Ferritlenmiş malzemede adhesiv aşınmanın baskın olmasına sebep olarak mikroyapıda daha yumuşak olan ferrit fazının fazla miktarda bulunması gösterilebilir. Uygulanan yükün azalmasıyla transfer tabakası miktarı, boyutu ve aşınma iz derinliğinde azalma meydana gelmektedir (Şekil 4.28c).

250 °C de 60 dakika östemperlenen malzemede yüksek miktarda küçük oyukların oluştuğu, fazla derin olmayan abrasiv aşınma çiziklerinin bulunduğu ve az da olsa aşınma yüzeyinin transfer tabakası içerdiği görülmektedir (Şekil 4.29a). Buna karşılık 375 °C de östemperlenen malzeme aşınma yüzeylerinde derin abrasiv aşınma izlerinin daha yoğun olduğu dikkat çekmektedir. Ayrıca, grafit kürelerinin kırılıp dağıldığı anlaşılmaktadır.

Aşınma yüzeylerinden anlaşılabildiği kadarıyla malzeme sertliği arttıkça aşınma direnci artmakta ve aşınma mekanizması adhesiv ağırlıklı aşınmadan abrasiv ağırlıklı aşınmaya kaymaktadır. Artan östemperleme sıcaklığı ile malzeme sertliği azalmakta ve mikroyapıdaki kalıntı östenit miktarı artmaktadır. Dolayısıyla, artan sıcaklıkla (özellikle yüksek yüklerde) aşınma miktarının artması düşük sertlik ve yüksek kalıntı östenite bağlanabilir.



Şekil 4.28 a) döküm (80 N), b) ferritlenmiş (80 N), c) ferritlenmiş (10 N) malzemelerin aşınma yüzeyleri



Şekil 4.29 a) 250 °C, b) 375 °C'de 60 dakika östemperlenen malzemelerin 80 N'da aşındırılmış yüzey fotoğrafları.

Uygulanan yükün belli bir değerden sonra östemperleme sıcaklığından daha fazla etkili olduğu (Şekil 4.27) anlaşılmaktadır. 40 N'luk yüke kadar her üç östemperleme sıcaklığı için aşınma miktarı çok düşük miktarlarda kalırken 80 N'luk yükte birden artış görülmektedir. Aşınma işleminden sonra aşınma yüzeyinde koyu kahverengi tonda bir tabakanın oluştuğu ve bu tabakanın 80 N yük altında aşındırılan malzemelerde de bulunmasına rağmen bütünlüğünü koruyamadığı gözlenmiştir.

Aynı tabakanın döküm ve ferritlenmiş malzemelerde görülmemesi, oluşan böyle bir tabakanın östemperlenmiş malzemelerin aşınma direncini arttırıcı yönde etki ettiği sonucunu vermektedir. Nitekim 80 N yük altında bu tabakanın kırılmış bulunması ve aşınmanın da daha fazla olması tabaka ile aşınma direnci arasında bir ilişkinin bulunduğu tezini kuvvetlendirmektedir. Bazı araştırmacılar [70,127] yaptıkları çalışmalarda benzer gözlemlerde bulunmuşlar ve bu tabakanın çeşitli demir oksitleri (FeO , Fe_2O_3 ve Fe_3O_4) içerdiğini belirlemişlerdir. Fordyce ve Allen [70] oluşan oksit türünün aşınma hızıyla değiştiğini ve düşük hızlarda Fe_3O_4 ün, yüksek hızlarda ise FeO in baskın olduğunu kaydetmektedirler.

Aşınma sırasında, östenitin martensite dönüşerek yüzey sertliğini arttırdığı ve böylece aşınmayı azalttığı yönündeki yaklaşımı incelemek için aşınmış yüzeylerin kesitinden çekilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 4.30 da, yüzeyden içeriye doğru ölçülen mikrosertlik değerlerini içeren grafik ise Şekil 4.31 de verilmiştir. Her iki şeklin incelenmesiyle aşınma sonucu yüzeyde östenitin martensite dönüştüğünü söylemek zor görünmektedir.

4.4 DIŞLI ÇALIŞMALARI VE TESTLERİ

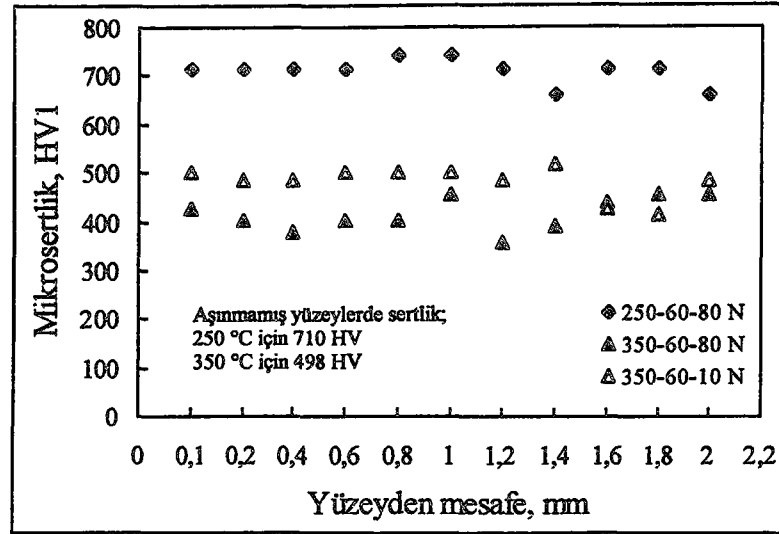
ÖKGDD malzemenin yerine kullanılması düşünülen FIAT traktör dişlisi DIN 17210 normuna uygun 20MnCr5 sementasyon çeliğinden imal edilmektedir. Tablo 2.3 den görülebileceği gibi en yüksek mekanik özelliklere sahip çelikler arasında bulunan böyle bir malzemenin özellikleri ÖKGDD'de elde edilebilir ve uygulama başarılı olursa listede bulunan pek çok çeliğin yerine ÖKGDD kullanmak mümkün olacaktır. 20MnCr5 çeliğinin bileşimi ve mekanik özellikleri Tablo 4.9 da verilmiştir.

Tablo 4.9 FIAT Türk Traktör'de kullanılan 3. vites dişlisinin imal edildiği 20MnCr5 sementasyon çeliğinin bileşimi ve istenen mekanik özellikleri [129].

%C	%Si	%Mn	%Cr	%S	%P
0,17-0,22	0,15-0,40	1,10-1,40	1,00-1,30	max 0,035	max 0,035
Çekme muk. (MPa)	Akma muk. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (Rc)	Darbe direnci (J)	
1200	700	8	58	40	



Şekil 4.30 a) 250 °C, b) 350 °C’de 60 dakika östempirlenen malzemelerin 80 N’da aşındırılmış yüzeylerinin kesit mikroyapıları



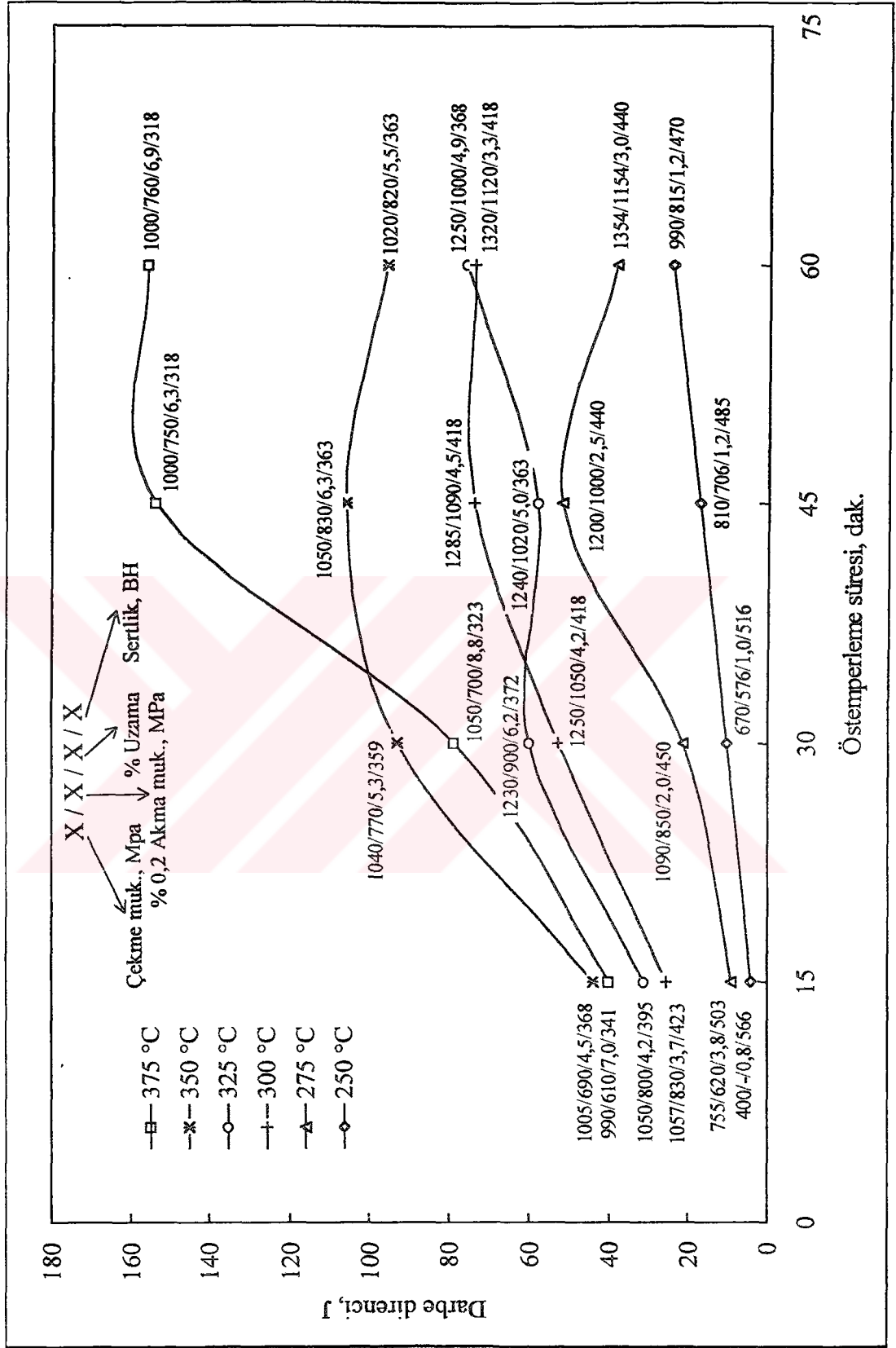
Şekil 4.31 Aşınma yüzeyinden itibaren mikrosertlik değişimi

ÖKGDD'in östemperleme şartlarına bağlı olarak mekanik özelliklerini içeren bir grafik Şekil 4.32 de verilmiştir. Şekil incelendiğinde bu değerlere yakın sonuçların 275-325 °C östemperleme sıcaklık aralığında elde edilebileceği görülmektedir. Dolayısıyla, sözkonusu sıcaklıklar çalışma aralığı olmaktadır. Ancak, 250 ve 350 °C'deki davranışları da görebilmek amacıyla her bir şart için 3 adet dişli 250, 275, 300, 325 ve 350 °C östemperleme sıcaklıklarında 60 dakika östemperleme ısıtılmasına tabi tutulmuştur. Sonraki çalışmalarda bu dişliler kullanılmıştır.

4.4.1 Östemperleme ısıtılmasının dişli boyut değişimine etkisi

Dişlilerin kullanıma hazır olabilmesi için son boyutları verilen toleranslar içinde bulunmalıdır. Dolayısıyla, östemperleme ısıtılmasının boyutsal değişime etkisini bilmek kaçınılmazdır. Bu amaçla değişik sıcaklıklarda östemperlenen dişlilerin belli bölgelerinden alınan ölçümlerle boyutsal değişimi tesbit edilmeye çalışılmıştır. Şekil 3.4 de gösterilen A, B, C, D ve E ölçülerinde meydana gelen % boyut değişimi Tablo 4.10 da, grafik olarak gösterimi ise Şekil 4.33 de verilmiştir.

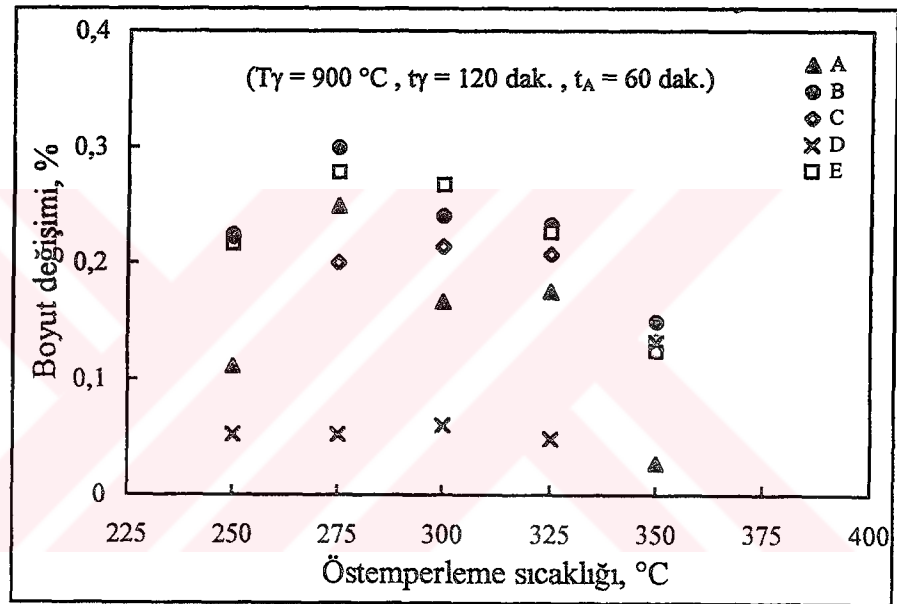
Östemperleme ısıtılmasını parçanın boyutunu % 0,1-% 0,3 arasında büyütmektedir. Bu orandaki bir büyüme dişlinin işlenmesinde dizayn değişikliği gerektirmeyecek kadar küçüktür.



Şekil 4.32 ÖKGDD'in östempirleme şartlarına bağlı olarak mekanik özellikleri

Tablo 4.10 Değişik sıcaklıklarda östemperlenen dişlilerin belli bölgelerinden ölçülen % boyut değişim değerleri

(T _γ : 900 °C , t _γ : 120 dak., t _A : 60 dak.) % boyut değişimi					
Östemperleme sic., °C	250	275	300	325	350
(A) 4,5 mm çaplı pimle	0,111	0,249	0,166	0,175	0,027
(B) Minör	0,224	0,299	0,24	0,232	0,149
(C) Majör	0,222	0,2	0,214	0,207	0,133
(D) 4 diş aralığı	0,052	0,052	0,06	0,048	0,132
(E) Diş genişliği	0,216	0,278	0,267	0,226	0,124



Şekil 4.33 Östemperleme sıcaklığı -% boyut değişim ilişkisi (grafikteki A-E serileri Şekil 3.4 de gösterilmiştir)

4.4.2 Dişli Testleri

4.4.2.1 Statik diş-dibi eğme testi

Döküm ve farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş KGDD ile dişli malzemesi çeliğin statik diş-dibi eğme mukavemetini tesbit etmek için iki ayrı dişli üzerinden en az 3'er adet deney yapılmıştır. Deneyler çekme cihazında dişlerin eğme yüküne maruz bırakılmasıyla gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.6). Yükün doğru uygulanması halinde

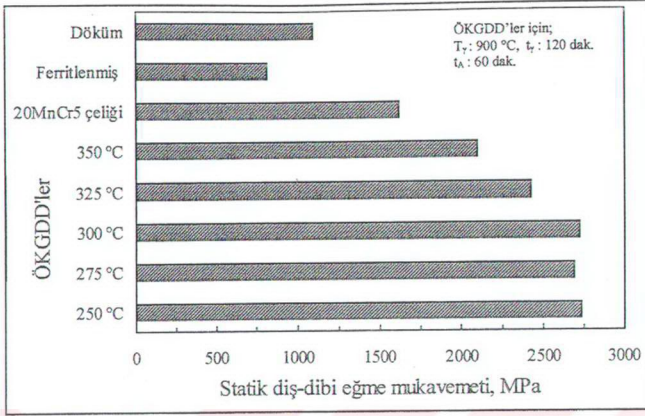
(kavrama açısına uygun ve bölüm dairesini geçmeyecek şekilde diş ucundan uygulanmalı) dişler gerilmenin maksimum olduğu diş dibinden kırılmaktadır (Şekil 4.34). Bununla birlikte yük doğru yerden uygulanmazsa Şekil 4.34 de okla gösterilen dişe benzer şekilde istenmeyen bir yerden kırılabilmekte veya yük diş dibine daha yakın bir noktadan uygulanırsa dişi kırabilmek için normalinden fazla yük uygulamak durumunda kalınmaktadır. Deneyler sonucu elde edilen ortalama değerler Tablo 4.11 de grafik olarak gösterimi ise Şekil 4.35 de verilmiştir.

Tablo 4.11 Çelik ve KGDD'lerin statik diş-dibi eğme mukavemet değerleri.

Malzeme	20MnCr5 çeliği	Döküm	Ferritlenmiş Döküm	Östempereleme sıcaklığı, °C, (t_A :60 dak.)				
				250	275	300	325	350
Statik diş-dibi eğme muka., MPa	1620	1095	810	2738	2695	2730	2425	2100



Şekil 4.34 Statik diş-dibi eğme deneyine tabi tutulmuş dişli fotoğrafı



Şekil 4.35 Çelik ve KGDD'lerin statik dış-dibi eğme mukavemetleri.

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir, KGDD ve semente edilmiş ve sertleştirilmiş 20MnCr5 çeliğinden daha yüksek statik dış-dibi eğme mukavemetine sahiptir. Östemperleme ısı işlemiyle döküm malzemenin statik dış-dibi eğme mukavemeti 1095 MPa'dan 2700 MPa düzeylerine kadar çıkabilmektedir. 250-300 °C arasında östemperleme sıcaklığının önemli bir etkisi bulunmamaktadır. 300 °C'den sonra sıcaklığın artmasıyla mukavemet düşmektedir.

ÖKGDD malzemenin statik dış-dibi eğme mukavemeti üzerine literatürde yeterli bilgi bulunmamaktadır. Harding'in diğer araştırmacıların sonuçlarını verdiği grafikte [8] burada elde edilen sonuçlar uyum göstermektedir. Ancak, deney şartları hakkında herhangi bir bilgi bulunmamaktadır. Verilen grafikte maksimum mukavemet değerleri 260 ve 320 °C östemperleme sıcaklıklarında elde edilmiş ve bu değerler 2000 MPa civarında kalmıştır. Bu çalışmada ise söz konusu değerler çok üzerinde sonuçlar alınmıştır. Tablo 2.3 incelenirse GGG60 sınıfı KGDD için statik dış-dibi eğme mukavemeti 1000 MPa, 20MnCr5 için ise 1500 MPa olarak verildiği görülmektedir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar da o verilere oldukça yakın bulunmaktadır.

4.4.2.2 Dişlilerin masa üstü çalışma testi

Bu aşamaya kadar yapılan çalışmalar sonucu 20MnCr5 sementasyon çeliği yerine kullanılması hedeflenen KGDD için östemperleme şartları yavaş yavaş ortaya çıkmıştır.

Traktörde kullanılan bütün dişliler, kullanıcıya verilmeden önce masa üstü çalışma testine tabi tutulmaktadır. Bu test dişlilerin çalışma ve ses durumlarını kontrol etmek amacıyla yapılmaktadır. Östemperlenen dişlilerden birer tanesi bu testten geçirilerek çalışma ve ses durumları gözlenmiştir. Bu test sonucunda 250 ve 300 °C'de östemperlenen dişlilerde herhangi bir sorun olmadığı, diğer dişlilerin ise çalışırken ses yaptıkları işin uzmanı tarafından tesbit edilmiştir. Nitekim, sorun çıkaran dişlilerin görsel incelenmelerinde çalışan yüzeylerinin aşınmaya maruz kaldığı anlaşılmıştır (Şekil 4.36). 325 ve 350 °C'de östemperlenen dişlilerin yüzey sertliklerinin düşük olmasının böyle bir probleme sebep olabileceği düşünülebilir. Bununla birlikte, 300 °C'de östemperlenen dişli herhangi bir sorun çıkarmaz iken, mekanik özellikleri daha iyi olan 275 °C'de östemperlenen dişlinin servis şartlarına uygun olmaması beklenmeyen bir durum olarak ortaya çıkmıştır. İncelemeler sonunda aşınma probleminin bu dişlide de bulunduğu anlaşılmıştır. Bu dişlinin metalografik olarak incelenmesiyle problemin kaynağı tesbit edilmiştir. 275 °C'de östemperlenen dişlinin östenitleme kademesinde dekarbürüzeasyona uğradığı gözlemlenmiştir. Dolayısıyla, Şekil 4.37 de görüldüğü gibi dişli yüzeyinde kalın bir tabaka dönüşüme uğramamış ve ferrit olarak kalmıştır. Böylece, dişliler için en önemli özelliklerden birisi olan yeterince yüksek yüzey sertliği elde edilememiştir.

Benzer mikroyapılar Palmer'in çalışmasında da [130] görülmektedir. Böyle bir tabakanın bulunması hiç kuşkusuz malzemenin yüzey ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde düşürmektedir. Örneğin, Palmer oksidan ortamda östenitlenen malzemenin yorulma mukavemetini, yüzeyi işlenerek dekarbürize tabakası alınan malzemenin yorulma mukavemetinden %12 oranında daha düşük ölçmüştür. Dolayısıyla, yazar parçaların östemperlemeden önce kaba olarak işlenmesini, hassas işlemenin ise ısıl işleminden sonra yapılmasını tavsiye etmektedir.

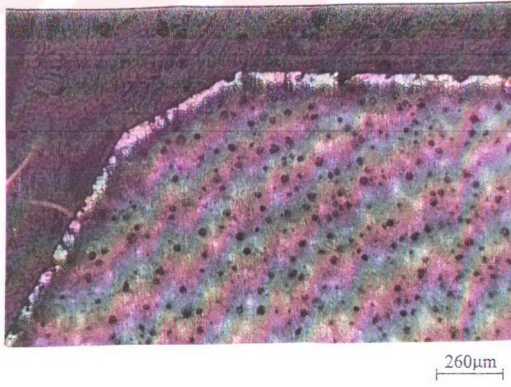
4.4.2.3 Dişli performans testi

Masa üstü testten geçirilen ve başarılı olan iki dişlinin artık doğrudan traktöre takılarak deneme safhasına ulaşılmıştır. Ancak, her iki dişliyi bu şekilde deneme

imkanı bulunamamıştır. Ancak bir dişli için böyle bir olanak sağlanabilmiştir. Halbuki, yeterli sayıda ÖKGDD dişlinin, ÖKGDD ve 20MnCr5 dişlilere karşı çalıştırılarak denenmesi çok daha güvenilir sonuçların elde edilmesini sağlayacaktır. Ne yazık ki böyle bir teknik imkan sağlanamamıştır. Ancak kendisinden daha sert bir dişliye karşı çalıştırılacak ve başarılı olacak bir ÖKGDD dişli de hiç kuşkusuz önemli bir sonuç olacaktır.



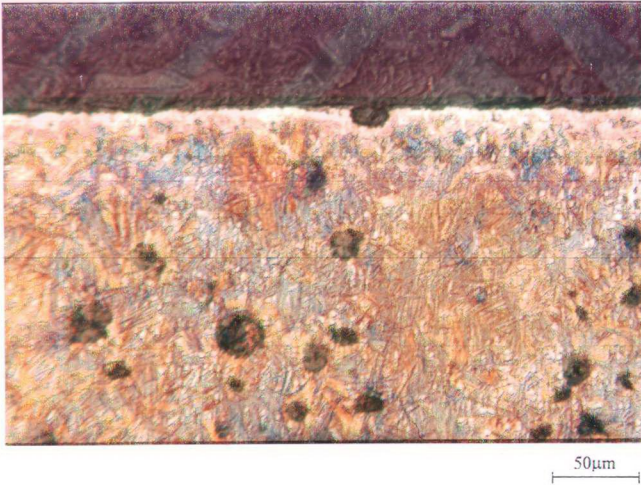
Şekil 4.36 Masa üstü teste tabi tutulan dişlinin düşük sertlikten dolayı yanaklarında meydana gelen aşınma



Şekil 4.37 Diş yüzeyinde hatalı östenitlemeden kaynaklanan dekarbürizasyona uğramış tabaka

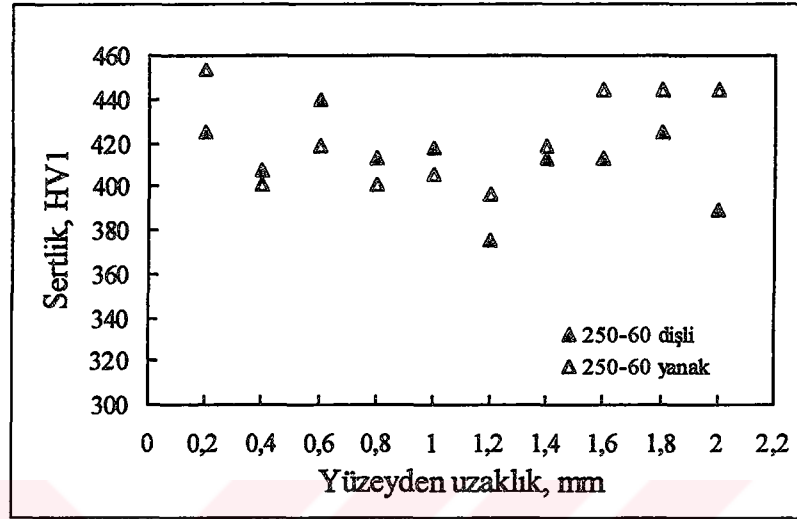
Bir dişlinin kabul edilebilmesi için takıldığı traktörün en az 10 000 saat problemsiz çalışması gerekmektedir . Yapılan teorik hesaplamalara göre bu 10 000 saatin 2650 saatinde 3. vites dişlisi kullanılmaktadır. Dolayısıyla, 3. vites dişlisinin en az 2650 saat herhangi bir hasara uğramadan çalışması gerekmektedir. Görüldüğü gibi bu kadar uzun zaman isteyen böyle bir test için sürenin ve teknik imkanların kısıtlı olmasından ötürü yeterli sayıda test yapılamamıştır.

250 °C’de 60 dakika östemperlenen dişli fabrikada taşımacılıkta kullanılan 70 beygir gücündeki 70-56 DT model traktöre takılarak 2600 saat çalıştırılmıştır. Yukarıda da belirtildiği gibi zaman yetersizliğinden dolayı 10 000 saatlik çalışma süresi doldurulamamıştır. 2600 saat sonra traktörden alınan dişlide herhangi bir çatlama veya kırılma hasarına rastlanmamıştır. Çalışan yüzeyler parlamış ve daha düzgün bir hal almıştır. Çalışan yüzeye kesitten bakıldığında (Şekil 4.38) ince bir tabaka halinde de olsa dekarbürize bölgenin mevcut olduğu görülmektedir.



Şekil 4.38 250 °C’de 60 dakika östemperlenen dişlinin performans testinden sonra çalışan diş yüzeyinin kesit mikroyapı fotoğrafı

Yüzeyden itibaren mikrosertlikte meydana gelen değişim incelendiğinde deformasyon nedeniyle östenitin martensite dönüştüğünü kanıtlayacak bir verinin yine elde edilemediği görülmektedir (Şekil 4.39).



Şekil 4.39 Performans testine tabi tutulan dişlinin çalışan diş yüzeyinden ve yanaktan itibaren mikrosertlik değişimi

Sonuç olarak; yeterli sayıda dişlinin istenen sürede deneme imkanı bulunamamasına rağmen elde edilen deneysel sonuçlar ÖKGDD malzemenin 20MnCr5 sementasyon çeliği yerine kullanılabileceğini göstermiştir.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1 SONUÇLAR

Dişli üretiminde, dövme-çelik malzeme yerine ÖKGDD'in kullanılabilirliğini araştırmak için % 3,64 C, % 2,52 Si, % 0,38 Mn ve % 0,26 Cu + Fe bileşimindeki alaşımsız küresel grafitli dökme demir'in, 850 °C ve 900 °C de 120 dakika östenitlenmesini takiben 250, 275, 300, 325, 350 ve 375 °C sıcaklıklarda 15-105 dakika zaman aralığında östemperlenmesi çalışmalarının sonunda aşağıdaki sonuçlara varılmıştır.

- 1) Başlangıç küresel grafitli dökme demir malzemenin östemperleme ısı işleminden önce ferritlenmesi yararlı görülmüştür. Çünkü, ferritleme ısı işlemi östemperlemeden önce dökümün sertliğini düşürerek işlenebilirliğini arttırmakta, östemperlemeden sonra ise ferritlenmemiş döküme göre daha yüksek mekanik özellikler sağlamaktadır.
- 2) Standart numunelerle yapılan mekanik testler, uygun östemperleme koşullarının sağlanması durumunda, dövme-çelik dişlilerden istenen mekanik özelliklerin ÖKGDD'de de sağlanabileceğini göstermiştir. Bu çalışmada, 900 °C de 120 dakika östenitlemeyi takiben, alt beynit sıcaklık aralığında (250-300 °C) 60 dakika östemperleme koşullarının arzu edilen özelliklerin sağlanabildiği östemperleme şartları olduğu sonucuna varılmıştır.
- 3) Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir dişli üretiminde, östenitleme esnasında dekarbürizasyonun önlenememesi en önemli sorunlardan birisi olarak ortaya çıkmaktadır.

- 4) Mekanik testler sonucu belirlenen östemperleme koşullarında üretilen tüm dişlilerin servis şartlarında çalıştırılarak denenmeleri mümkün olmamıştır. Bununla birlikte, 250 °C de 60 dakika östemperlenen dişli gerçek çalışma koşullarında kullanılarak test edilebilmiştir. Takılan traktörün 2600 saat çalışması sonucunda, bu dişlinin genelde başarılı olduğu gözlemlenmiştir.

5.2 ÖNERİLER

Bu konuda çalışma yapacak araştırmacıların veya östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir dişli üretmek isteyen sanayicilerin aşağıdaki hususlara dikkat etmeleri önerilebilir.

- 1) Üretilen dişlilerin mutlaka diş-dibi eğme yorulma ve temas (değme) yorulma gibi dinamik testleri yapılmalıdır.
- 2) Uygun bulunan östemperleme koşullarında üretilen tüm dişliler, servis şartlarında yeterince uzun sürelerde çalıştırılarak test edilmelidir.
- 3) Östenitleme sırasında yüzeyden karbon kaybı mutlaka önlenmelidir. Bu mümkün olamıyorsa, gerekli işleme payı bırakılarak östemperleme ısı işleminden sonra dişli nihai ölçülerine işlenerek dekarbürize tabakanın giderilmesi sağlanmalıdır.
- 4) Düşük östemperleme sıcaklıklarında yeterince yüksek mukavemet ve sertliğin elde edilebilmesine karşılık, süneklik ve tokluk düşük kalabilmektedir. Dolayısıyla, yüksek süneklik ve tokluk istenen durumlarda, bu özelliklerin sağlanabildiği yüksek sıcaklıklarda östemperlenen dişlilerin yüzey sertliğini arttırmak için çalışmalar yapılmalıdır. Bu açıdan, kum püskürtme ile dişli yüzeylerinde oluşturulan basma gerilmelerinin mekanik özelliklere etkisi incelenmelidir. Hatta, beyritik yapıyı bozmadan yüzey özelliklerini geliştirme (kaplama gibi) imkanları araştırılmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] HARDING, R.A., Opening up the Market for ADI, The Foundryman, pp. 197-208, June (1993)
- [2] FULLER, A.G., Austempered Ductile Irons- Present Applications, Materials&Design Vol.6, No.3, pp. 127-130, June/July (1984)
- [3] JANOWAK, J.F., GUDLANCH, R.B., Approaching Austempered Ductile Iron Properties by Controlled Cooling in the Foundry, J.Heat Treating, Vol.4, No.1, pp.25-31, June (1985)
- [4] KEOUGUH, J.R., An ADI Market Primer, Foundry Management and Technology, pp.28-31, October (1995)
- [5] FORREST, R.D., The Challenge and Opportunity Presented to the SG Iron Industry by the Development of Austempered Ductile Iron, The Foundryman, pp.168-181, April (1988)
- [6] HORNUNG, K., Four Years' Experience in Making Gears of Austempered Iron (ADI), AMAX Publication, pp.1-11, (1986)
- [7] HAYRYNEN, K.L., ADI: Another Avenue for Ductile Iron Foundries, Modern Casting, pp.35-37, August (1995)
- [8] HARDING, R.A., The Use of Austempered Ductile Iron for Gears, BCIRA Report 1660, May (1986).
- [9] MORGAN, H.L., Introduction to Foundry Production and Control of Austempered Ductile Iron, The British Foundryman, Feb./March (1987)
- [10] HARDING, R.A. and GILBERT, G.N.J., Why the Properties of Austempered Ductile Irons Should Interest Engineers, The British Foundryman, pp.489-496, December (1986)
- [11] ELLIOTT, R., Cast Iron Technology, Butterworth & Co. Ltd, First published, pp.140-150, London (1988)
- [12] RUNDMAN, K.B.; Heat Treating of Ductile Irons, ASM Handbook, Vol.4, pp.682-692, August (1991)

- [13] JEN, K.P., WU, J. and KIM, S., Study of Fracture and Fatigue Behavior of Austempered Ductile Iron, AFS Transactions, pp.833-846, 92-133
- [14] PARK, Y.J., GUNDLANCH, R.B., and JANOWAK, J.F., Monitoring the Bainitic Reaction During Austempered of Ductile Iron and High Silicon Cast Steel by Resistivity Measurement, AFS Transactions, pp.411-416, 87-97
- [15] Cast Iron vs. Steel: the Difference in Austempering, Heat Treating, May (1985)
- [16] KOVACS, B.V., Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction, Modern Casting, pp. 37-41, March (1990)
- [17] KOVACS, B.V., Development of Austempered Ductile Iron (ADI) for Automobile Crankshafts, J.Heat Treating, Vol.5, No.1, pp.56-60, (1987)
- [18] ROUNS, T.N. and RUNDMAN, K.B., Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering, AFS Transactions, pp.851-864, 87-116
- [19] JANOWAK, J.F., GUNDLANCH, R.B., ELDIS, G.T., and ROHRIG, K., Technical Advances in Cast Iron Metallurgy, 48th International Foundry Congress, Varna Bulgaria, (1981)
- [20] BAYATI, H., and ELLIOT, R., Austempering Process in High Manganese Alloyed Ductile Cast Iron, Materials Science and Technology, Vol.11, pp.118-129, February (1995)
- [21] HARDING, R.A., Effect of Metallurgical Process Variables on Austempered Ductile Irons, Metals and Materials, pp. 65-71, February (1986)
- [22] BAHMANI, M., and ELLIOT, R., Isothermal Transformation Diagrams for Alloyed Ductile Cast Iron, Materials Science and Technology, Vol.10, pp.1050-1056, December (1994)
- [23] VERHOEVEN, J.D., EL NAGAR, A., EL SARNAGAWA, B., CORNKELL, D.P. and LAABS, F., A Study of Austempered Ductile Cast Iron, Mat.Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 34, pp.387-498, (1985)
- [24] DARWISH, N., and ELLIOTT, R. Austempering of Low Manganese Ductile Irons Part 2 Influence of Austenitising Temperature, Materials Science and Technology, V.9, pp.586-602, July (1993)

- [25] BAYATI, H., ELLIOTT, R., and LORIMER, G.W., Influence of Austenitising Temperature on Austempering Kinetics of High Manganese Alloyed Ductile Cast Iron, Materials Science of Technology, Vol.11, pp.776-786, August (1991)
- [26] VOIGHT, R.C., and LOPER, C.R., Austempered Ductile Iron- Process Control and Quality Assurance, J.Heat Treating, Vol.3, No:4, pp.291-309, December (1984)
- [27] GUDLANCH, R.B., and JANOWAK, J.F., Austempered Ductile Iron Combines Strength with Toughness and Ductility, Metal Progress, pp.19-26, July (1985)
- [28] GUDLANCH, R.B. JANOWAK, J.F., BECHET, S., and ROHRIG, K., Transformation Behavior in Austempered Nodular Iron, Mat.Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 34, pp.399-409, (1985)
- [29] YALÇIN, Y., Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Bakır Miktarı-Mikroyapı İlişkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul (1991)
- [30] RUNDMAN, K.B., MOORE, D.J., HAYRYNEN, K.L., DUBENSKY, W.J. and ROUNS, T.N., The Micro-structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron, J.Heat Treating Vol.5, No.2, pp.79-95, (1988)
- [31] BLACKMORE, P.A., HARDING, R.A., The Effect of Metallurgical Process Variables on the Properties of Austempered Ductile Iron, J. Heat Treating, V.3, No.4, pp.310-325, December (1984)
- [32] GRECH, M., YOUNG, J.M., Effect of Austenitizing Temperature on Tensile Properties of Cu-Ni Austempered Ductile Iron, Materials Science and Technology, V.6, pp.415-421, May (1990)
- [33] DARWISH, N., and ELLIOTT, R., Austempering of low Manganese Ductile Irons Part 3 Variation of Mechanical Properties with Heat Treatment Conditions, Materials Science and Technology, V.9, pp.882-889, October (1993)
- [34] YALÇIN, Y., YENİHAYAT, Ö.F., ÖZEL, A., and BİNDAL, C., Östenitleme Sıcaklığının Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Darbe Direnci ve Sertliğine Etkisi, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu, pp. 87-94, 12-14 Nisan (1995)
- [35] HAMID, A.A.S. and ELLIOTT, R., Influence of Austenitising Temperature on Austempering of an Mn-Mo-Cu Alloyed Ductile Iron Part 1- Austempering Kinetics and the Processing Window, Materials Science and Technology, Vol. 12, pp.1021-1031, December (1996)

- [36] JANOWAK, J.F. and GUDLANCH, R.B., Development of Ductile Iron for Commercial Austempering, AFS Transactions, p.377-388, (1983)
- [37] ZHOU, WU-S, and ZHOU, QING-DE, Lubricated Sliding and Rolling Wear of Austempered Ductile Iron", Wear,162-164(1993) 696-702
- [38] JENG, M.C., Abrasive Wear Study of Bainitic Nodular Cast Iron, Journal of Materials Science, pp.6555-6561, 28 (1993)
- [39] MOORE, D.J., ROUNS, T.N. and RUNDMAN, K.B., Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Irons, pp.705-718, AFS Transactions, 85-103
- [40] DUBENSKY, W.J., and RUNDMAN, K.B., An Electron Microscope Study of Carbide Formation in Austempered Ductile Iron, AFS Trans, pp.389-394, 85-64
- [41] SIDJANIN, L., NOVOVIC, M., and SMALLMAN, R.E., Metallographic Investigations of ADI Materials, Prakt. Metallogr. 33(1996), 1-16
- [42] GUTIERREZ, I., ARANZABAL, J., CASTRO, F., and URCOLA, J.J., Homogeneous Formation of Epsilon Carbides within the Austenite during the Isothermal Transformation of a Ductile Iron at 410 °C", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.26A, pp.1045-1060, May (1995)
- [43] MOORE, D.J., ROUNS, T.N., and RUNDMAN K.B., Effect of Heat Treatment Mechanical Deformation and Alloying Element Additions on the Rate Bainite Formation in Austempered Ductile Irons, J. Heat Treating, Vol.4, No.1, pp. 7-23, June (1985)
- [44] ROUNS, T.N., RUNDMAN, K.B., and MOOR, D.M., On the Structure and Properties of austempered Ductile Cast Iron, AFS Transactions, pp.815-840, 84-121
- [45] YOSHINO, S., Mechanical Properties and Fatigue of Austempered Ductile Cast Iron, in: ASME and AMAX inc. 2nd International Conference on ADI University of Michigan , Ann Arbor, pp. 337-348, 17-19 March (1986)
- [46] KASPERS, J.T.G.M., KIKKERT, L.J., LEIJTEN, M.C., NIESWAAG, N., Truck Components in ADI, 61st World Foundry Congress, Beijing, Chine, pp. 313-323, 24-29 September (1995)
- [47] JANOWAK, J.F., and MORTON, P.A., A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1.5% Ni-0.3% Mo Ductile Iron, AFS Transactions, pp.489-498, 84-120

- [48] VUORINEN, J.J. and CHENGJIA, C., The Effects of Austenite on Thermal Stability and Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons, 61st World Foundry Congress, Beijing, China, pp.301-312, 24-24 September (1995)
- [49] KRISHNARAJ, D., and SESHAN, S., Influence of Austempering Variables on the Structure and Properties of Unalloyed ADI, AFS Transactions, 95-119, pp.767-776
- [50] GILBERT, G.N.T., Martensite Formation in Austempered Ductile Irons (ADI)- its Adverse Effects on Mechanical Properties and Their Prevention by Prolonged Austempered or Re-treatment, BCIRA Report 1672, September (1986)
- [51] COX, G.J., The Effect of Austempering Time on the Properties of High-Strength S.G. Iron, The British Foundryman, pp.215-219, June(1986)
- [52] DORAZIL, E., MUNSTEROVA, E., STRANSKY, L. and HUVAR, A., High-Strenth Bainitic Ductile Cast Iron, AFS International Cast Metals Journal, pp. 52-62, June (1982)
- [53] DARWISH, N. and ELLIOTT, R., Austempering of Low Manganese Ductile Irons Part 1 Processing Window, Materials Science and Technology, Vol.9, pp.572-585, July (1993)
- [54] SHEA, M.M., and RYNTZ, E.F., Austempering Nodular Iron for Optimum Toughness, AFS Transactions, pp.683-688, 86-125
- [55] TÜRK, A., KGDD'lerde entiksiz Darbe Enerjisi - Yapı İlişkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, (1990)
- [56] ÖZEL, A., Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Bir stemperleme alışması, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.. Fen Bilimleri Enstitüsü, şubat (1988)
- [57] UEDA, Y., TAKITA, M., Impact Strenth and Isothermal Transformation Diagram of Austempered Ductile Iron, in: ASME and AMAX inc. 2nd International Conference on ADI, University of Michigan, Ann Arbor, pp. 141-147, 17-19 March (1986)
- [58] DORAZIL, E., HOLZMANN, M., CRHAK, J., and KOHOUT, J., Influence of Low and Cryogenic Temperatures on Deformability and Fracture Behavior of Austempered Ductile Cast Irons under Static and Impact Stresses, Giesserei-Praxis, 7, (1985)
- [59] ZEL, A., GGG 40-80 Sınıfı Küresel Grafitli Dökme Demirlerde stemperleme Isıl İşleminin Darbe Direnci ve Darbe Geiř Sıcaklığına Etkisinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İ.T.. Fen Bilimleri Enstitüsü, Eyll (1994)

- [60] DOONG, JI-L., JU, FU-C, CHEN, H.S. and CHEN, L.W., Influence of Austempering Temperature on Fracture Toughness in Bainitic Nodular Cast Iron, *J. of Materials Science Letters*, pp. 555-558, 5 (1986)
- [61] WOLKOV, K., MINTCHEV, K., KOLEV, D., and GEORGIEV, M., Austempered Ductile Iron Under Dynamic Load, 57th World Foundry Congress, Osaka, 23- 28 September (1990)
- [62] GRECH, M and YOUNG, J.M., Influence of Austempering Temperature on the Characteristic of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni, *AFS Transactions*, Vol. 90, (1990)
- [63] PALMER, K.B., The Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons-Medium-Section Castings, *BCIRA Report 1722*, January (1988)
- [64] HAYRYNEN, K.L., MOORE, D.J. and RUNDMAN, K.B., Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI, *AFS Transactions*, 92-98
- [65] BAYDOĞAN, M., GGG-60 Sınıfı Küresel Grafitli Dökme Demirde Östemperleme Isıl İşleminin Çekme, Yorulma ve Aşınma Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Mayıs (1996)
- [66] MAYR, P. and VETTERS, H., Strength and Fatigue of Austempered Ductile Iron (ADI), 57th World Foundry Congress, Osaka, 23-28 September (1990)
- [67] SHAH, S.M., VERHOEVEN, J.D. and BAHADUR, S., Erosion Behavior of High Silicon Bainitic Structures I: Austempered Ductile Cast Iron, *Wear*, pp. 2670278, 113 (1986)
- [68] SHIMIZU, K., NOGUCHI, T. and DOI, S., Basic Study on the Erosive Wear of Austempered Ductile Iron, *AFS Transactions*, 93-78, pp.225-229
- [69] SHIMIZU, K. and NOGUCHI, T., Erosion Characteristics of Ductile Iron with Various Matrix Structures, *Wear* 184 (1994) 2255-260
- [70] FORDYCE, E.P., and ALLEN, C., The Dry Sliding Wear Behaviour of an Austempered Spheroidal Cast Iron, *Wear*, pp.265-278, 135 (1990).
- [71] PRADO, J.M., PUJOL, A., CULLELL, J. and TARTERA, J., Dry Sliding Wear of Austempered Ductile Iron, *Materials Science and Technology*, Vol. 11, pp. 294-298, March (1995)

- [72] XILU, G., and ZHANG, H., Sliding Wear Characteristics of Austempered Ductile Iron with and without Laser Hardening, *Wear*, 138(1990), pp.1-12
- [73] BOUTORABI, S.M.A., YOUNG, J.M. and KONDIC, V., The Tribological Behaviour of Austempered Spheroidal Graphite Aluminium Cast Iron, *Wear*, 165(1993) 19-24
- [74] WHITE, P., The Effects of Alloying Additions and Heat-Treatment Variables on The Structure and Properties of Medium-Section Austempered Ductile Iron (ADI) Castings, BCIRA Report 1787, October (1989)
- [75] WHITE, P., The Effects of Alloying Additions in the Production of Large-Section Austempered Ductile Iron (ADI) Castings, BCIRA Report 1686, January (1987)
- [76] GILBERT, G.N.J., The Effects of Changes in Alloy Content and Casting Thickness on the Mechanical Properties of Austempered Ductile Irons (ADI) Austempered at 375 °C - Some Observations, BCIRA Report 1666, pp. 258-266, July (1986)
- [77] SCHISLER, J.M. and SAVERNA, J., The Effect of Segregation on the Formation of Austempered Ductile Iron, *J.Heat Treating Vol.4*, No.2, pp.167-176, December (1985)
- [78] BAHMANI, M. and ELLIOT, R., Effects of Pearlite formation on Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron, *Materials Science & Technology*, Vol.10, pp.1068-1072, December (1994)
- [79] NADKARNI, G., BEHRAVESH, A.H., WARDA, R.D., DAVIS, K.G. and SAHOO, M., Low-Carbon Equivalent Austempered Ductile Irons, *AFS Transactions*, 95-45, pp.93-101
- [80] NEISWAAG, H. and NIJHOF, J.V., Influence of Silicon on Bainite Transformation in Ductile Iron; Relation to Mechanical Properties, *Mat.Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 34*, pp.411-422, (1985)
- [81] HAMID, A.A.S. and ELLIOTT, R.; Austempering of an Mn-Mo-Cu Alloyed Ductile Iron Part 2-Structure-Mechanical Property Relationships, *Materials Science and Technology*, Vol. 12, pp.780-787, September (1996)
- [82] COOPER, R.G., The Effects of Manganese and Molybdenum on the Microstructure and Properties of Austempered Ductile Irons, BCIRA Report 1735, April (1988)

- [83] PARK, Y.J., MORTON, P.A., GAGNE, M. and GOLLER, R., Continuous Cooling Transformation and Austempering Behavior of Cu-Mo Ductile Irons, AFS Transactions, pp.395-400, 84-153
- [84] ADI Broşürü, AMAX Publication, (1986)
- [85] HARDING, R.A., Standards and Specifications for Austempered Ductile Irons, BCIRA Technology, May (1991)
- [86] Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings [Metric], ASTM standardları, A897M-90, pp.506-511, July (1990)
- [87] HITCHCOX, A., ADI Has What it Takes for High-Performance Gearing, Metal Progress, pp. 49-51, August (1986)
- [88] HARDING, R.A., Austempered Ductile Irons-Gears, Materials&Design, Vol. VI, No. 4, pp. 177-184, August/September (1985)
- [89] HARDING, R.A., The Use of Austempered Nodular Irons for the Manufacture of Gears, BCIRA Report 1608, pp.21, January (1985)
- [90] PARKES, L.R., Austempered Irons and the Automotive Industry, Metals and Materials, pp. 53-54, January (1985)
- [91] A Report on the 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Cast Metals, Volume 4, No.1, (1991)
- [92] MULLINS, J.D., The Market for Ductile Iron Castings is Still Growing, Sorelmetal
- [93] KRAR, S.F.; and OSWALD, J.W.; Technology of Machine Tools, Fourth Edition, McGraw-Hill, pp.435-439, (1991)
- [94] DUDLEY, D.W., Handbook of Practical Gear Design, McGraw-Hill Book Company, Chapter 4, Gear Materials, (1984)
- [95] BLACK, P. H. and ADAMS, D.E., Machine Design, Third Edition McGraw-Hill Book Co., pp.345-398, Singapore (1981)
- [96] Gear Design Manufacturing and Inspection Manual, Society of Automotive Engineers, Inc., Chapter Three, Materials Selection and Heat Treatment, (1990)
- [97] GEDİKTAŞ, M. ve SAVCI, M., Dişli Çarklar, İ.T.Ü. Matbaası, (1985)
- [98] AKKURT, M., Makina Elemanları, Cilt II, Birsen Yayınevi, (1990)

- [99] YICHENG, Z., GUIRU, F., JUICHANG, S., YINCKAI, Z., YOGAN, D., JINHI, W. and HUIHIN, S., Hypoid Pinion and Ring Gears of Bainitic Nodular Iron With Shell Moulded Cast Teeth, 46th International Foundry Congress, Madrid-Espania, (1986)
- [100] GRINDAHL, R.B., High Stress Nodular Iron Gears and Method of Making Same, United States Patent, Sep. (1980), 4,222,793.
- [101] HARDING, R.A., Machinability Considerations in the Production of Austempered Ductile-Iron Gears, BCIRA Report 1723, pp.61-68, January (1988)
- [102] MASUDA, M., SATO, T., KORI, T. and CHUJO, Y., Cutting Performance and Wear Mechanism of Alumina-Based Ceramic Tools When Machining Austempered Ductile Iron, Wear, pp.147-153, 174 (1994)
- [103] HARDING, R.A., Heat-Treatment Plant for Austempering Ductile (SG) Iron, BCIRA Report 1650, pp.65-79, January 1986.
- [104] BAYATI, H. ELLIOTT, R. and LORIMER, G.W., Stepped Heat Treatment for Austempering of High Manganese Alloyed Ductile Iron, Materials Science of Technology, Vol.11, pp.1007-1013, October (1995)
- [105] HUGHES, I.C.H., Austempered Ductile Irons-Their Properties and Significance, Materials&Design Vol.6, No.3, pp.124-126, June/July (1984)
- [106] JOHANSSON, M., Properties and Applications of Austempered Austenitic-Bainitic Ductile Iron, 45th International Foundry Congress, Budapest 29 Sept.-2 Oct. (1978)
- [107] AKBULUT, H., ÖKGDD'de Mikroyapı-Darbe Enerjisi ve Sertlik İlişkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul (1990)
- [108] JENKINS, L.R., Ductile Iron, Metals Handbook, Vol.1, tenth edition, pp. 33-55, March (1990)
- [109] ASTM A 327-72, Standard Methods of Impact Testing Cast Iron, Vol.01.02 (1991)
- [110] ASTM E 8 M, Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric] , Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, (1991)

- [111] ASTM E 466, Standard Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials”, Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, (1990)
- [112] ASTM G 99, Standard Test Method for Wear Testing With a Pin-On Disc Apparatus”, Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.02, (1991)
- [113] TS 205, TSE Türk Standardları, Metalik Malzemelerin Eğme ve Katlama deneyleri
- [114] WINTER, H., Grundgedanken der ISO-Tragfähigkeitsberchnung von Zahnraedern, Maschinenbautechnik, 24 (1975) 2, pp. 1-9
- [115] WILSON, F.R., and HARDING, R.A., The Measurement of the Retained-Austenite Content of Austempered Ductile Irons, BCIRA Report 1783, July (1989)
- [116] AKBULUT, H. ve KISAKÜREK, Ş.E., ÖKGDD’de Mikroyapı-Darbe Enerjisi ve Sertlik İlişkisi, 6. Metalurji Kongre ve Sergisi, 31 Ekim-4 Kasım 1990, Ankara, pp. 457-469
- [117] YALÇIN, Y. ve ÖZEL, A., Ferritleme Isıl İşleminin Ostemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Özelliklerine Etkisi, 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 4-8 Mayıs 1993, Cilt 2, Sa: 841, ANKARA
- [118] TIZIANI, A., MOLINARI, A., TRIPPODO, R., and SOLA, G., Austempered Ductile Irons (ADI) with Different Compositions and Evaluation Mechanical Characteristics of Gears, 55.th International Foundry Congress, 11-16, (1988)
- [119] KORICHI, S., and PRIESTNER, R., High Temperature Decomposition of Microstructures in Spheroidal Graphite Cast Iron”, Materials Science of Technology, Vol.11, pp.901-907, September (1995)
- [120] BAYATI, H. and ELLIOTT, R., Role of Austenite in Promoting Ductility in an Austempered Ductile Iron, Materials Science and Technology, Vol.13, pp.319-326, April (1997)
- [121] HAMİD ALİ, A.S., UZLOV, K.I., DARWISH, N., ELLIOTT, R. Austempering of low Manganese Ductile Irons Part 4 Relationship between Mechanical Properties and Microstructure, Materials Science and Technology, V.10, January (1994)
- [122] DEITER, G.E., Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Company, SI Metric Edition, London (1988)

- [123] COLLANGELO, V.J. and HEISER, F.A., Analysis of Metallurgical Failures, John Wiley & Sons Inc., New York (1974)
- [124] BARTOSIEWICZ, L., KRAUSE, A.R., KOVACS, B., PUTATUNDA, S.K. Fatigue Crack Growth Behavior of Austempered Ductile Cast Iron, AFS Transactions, pp.135-142, 92-130
- [125] TANAKA, Y., YANG, Z. and MIYAMOTO, K., Evaluation of Limit of Spheroidal Graphite Cast Iron, Materials Transactions, JIM, Vol. 36 No. 6 (1995), pp. 749-756
- [126] VOIGT, R.C., Microstructural Analysis of Austempered Ductile Cast Iron Using the Scanning Electron Microscope, AFS Transactions, 83-89
- [127] RAO, P. P. and PUTATUNDA, S.K., Influence of Microstructure on Fracture Toughness of Austempered Ductile Iron, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28A, July (1997), pp. 1457-1470
- [128] ISLAM, M.A., HASEEB, A.S.M.A. and KURNY, A.S.W., Study of Wear of As-Cast and Heat-Treated Spheroidal Graphite Cast Iron under Dry Sliding Conditions, Wear 188 (1995), pp. 61-65
- [129] FIAT Şartnamesi
- [130] PALMER, K.B., Surface Decarburization and its Effect on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons, BCIRA Technology, March (1991)

ÖZGEÇMİŞ

1963 yılında Muğla'da doğdu. İlk ve orta tahsilini tamamladıktan sonra Muğla Teknik Lisesini bitirdi. 1982 yılında girdiği İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümünden 1986 yılında iyi derece ile mezun oldu. 1987 yılında ODTÜ Fen Bilimleri Enstitüsüne girmeye hak kazandı ve burada bir yıl İngilizce hazırlık sınıfına devam etti. Yüksek Lisans eğitimini İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Anabilim Dalı Malzeme Programında tamamlayarak 1991 yılında Yüksek Mühendis ünvanı aldı ve aynı yıl Doktora öğrenimine başladı.

1989 yılında İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümüne Araştırma görevlisi olarak atanan Yılmaz YALÇIN halen bu görevini sürdürmektedir. Evli ve iki çocuk babasıdır.

