

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRDE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN
ÖSTENİT-MARTENZİT DÖNÜŞÜMÜNE ETKİSİ**

Metalurji Yük. Müh. Cem AKÇA

**FBE Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

DOKTORA TEZİ

Tez Savunma Tarihi : 4 Ocak 2006
Tez Danışmanı : Prof.Dr. Nihat G. KINIKOĞLU (YTÜ)
Jüri Üyeleri : Prof.Dr. Niyazi ERUSLU (İTÜ)
Prof.Dr. Mustafa ÇİĞDEM (YTÜ)
Prof.Dr. Ekrem SELÇUK (ÖDTÜ)
Prof.Dr. Ahmet EKERİM (YTÜ)

İSTANBUL, 2005

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ	iv
KISALTMA LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	x
ÖNSÖZ.....	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1. GİRİŞ.....	1
1.1 Dökme Demir Türleri	3
2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER	5
2.1 Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Metalurjisi	7
2.1.1 Küresel Grafitli Dökme Demir için Hammadde.....	9
2.1.2 Kimyasal Bileşim Kontrolü	9
2.1.2.1 Karbon ve Silisyum	9
2.1.2.2 Karbon Eşleniği	10
2.1.2.3 Magnezyum	10
2.1.2.4 Kükürt	11
2.1.2.5 Seryum.....	11
2.1.3 Küreleştirme İşlemi	11
2.1.4 Aşılama	12
2.2 Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri.....	13
3. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN ÖSTEMPERLENMESİ	15
3.1 Östemperleme Kinetiği.....	16
3.2 Östemperlenebilme Yeteneği	18
4. ÖSTEMPERLEMİYİ ETKİLEYEN PARAMETRELER	20
4.1 Östenitleme ve Östemperleme Şartlarının Etkisi.....	20
4.2 Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	24
5. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN ÖZELLİKLERİ	28
5.1 Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mekanik Özellikleri	29
5.2 ÖKGDD'nin Teknolojik Önemi ve Kullanım Alanları	34
6. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRDE ÖSTENİT- MARTENZİT DÖNÜŞÜMÜ	40

6.1	Östenit-Mertenzit Dönüşümünün Mekanizması.....	41
6.2	Östenit-Martenzit Dönüşümünün Önemi ve Uygulama Alanları.....	44
7.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	47
7.1	Döküm Prosedürü ve Alaşım Bileşimleri.....	49
7.2	Döküm Numunelerde Sertlik Ölçümü.....	51
7.3	Döküm Numunelerin Mikroyapısal Muayenesi	52
7.4	Isıl İşlem	53
7.5	Yoğruk Biçim Değiştirme	56
7.6	Ara İşlemler	61
7.7	İstatistiksel Testler	62
8.	DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	63
8.1	Mekanik Deney Sonuçları	65
8.1.1	Sertlik Ölçümleri	65
8.1.2	Kütle Kayıpları ve Aşınma Direnci	66
8.1.3	Kırılma Ömrü	67
8.2	Mikroyapısal Muayene Sonuçları.....	68
8.2.1	Yoğruk Biçim değiştirme Öncesi Mikroyapı İncelemesi	68
8.2.2	Yoğruk Biçim Değiştirme Öncesi Mikroyapı İncelemesi	69
8.3	Görüntü Analizi Sonuçları.....	71
8.4	İstatistiksel Sonuçlar	75
8.5	Greyder Tırnağı Üretimi	77
8.6	İrdeleme ve Öneriler	82
8.6.1	Deney Sonuçlarının İrdelemesi	82
8.6.1.1	Martenzite Dönüşüm Hızının Alaşım Elementlerinin Atom Çapları ile İlişkisi ...	85
8.6.2	Öneriler	89
8.6.2.1	Vagon Tekeri Üretimi.....	89
8.6.2.2	Greyder Tırnağı	90
9.	KAYNAKLAR.....	92
	ÖZGEÇMİŞ.....	95

SİMGE LİSTESİ

γ	Demirin gama fazı
γ_K	Dönüşmüş yüksek karbonlu gama fazı
γ_{YK}	Yüksek karbonlu gama fazı
α	Demirin alfa fazı
M_d	Martenzit başlangıç sıcaklığı
M_s	Martenzit bitiş sıcaklığı
M	Yoğruk şekil değiştirmeyele östenitten dönüşen martenzit fazı
$HV_{0,2}$	200g yükle ölçülen Vickers sertliği
C_{Fe}	Demir için BMDH'nın alaşım elementinin atomsal yarıçapına göre değişim sabiti

KISALTMA LİSTESİ

ABD	Amerika Birleşik Devletleri
ADI	Austempered Ductile Iron
ASM	American Society for Metals
BCIRA	British Cast Iron Research Association
BMDH	Bağıl Martenzite Dönüşüm Hızı
DDK	Dökme Demir Küresel
DI	Ductile Iron
DPT	Devlet Planlama Teşkilatı
GGG	Grau Guss Graphit (Gusseisen mit kugel Graphit)
INCO	International Nickel Company
KGDD	Küresel Grafitli Dökme Demir
ÖKGDD	Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir
TS	Türk Standartları
YTÜ	Yıldız Teknik Üniversitesi

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 Dökme demirlerin sınıflandırılması (ASM Metals Handbook, 1999)	4
Şekil 1.2 ÖKGDD bağımsız süspansiyon dirseği (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)	5
Şekil 1.3 ÖKGDD krank mili (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)	5
Şekil 1.4 Dökme demirlerdeki grafit çeşitleri: (a) küresel, (b) bozuk küresel, (c) temper, (d) vermiküler, (e) lamel (ASM Handbook, 1999)	7
Şekil 2.1 Küresel grafitli dökme demir mikroyapısı (100X) [1]	9
Şekil 2.2 1950-2000 yılları arasında dünya KGDD üretimi [2]	9
Şekil 2.3 Küresel grafitli dökme demirler için tipik karbon ve silisyum aralıkları (ASM Handbook, 1999).....	13
Şekil 2.4 Tandış yönteminin çizgi resimsel gösterimi (ASM Handbook, 1999).....	15
Şekil 2.5 Küresel grafitli dökme demir üretimi (Trudel ve Gagné, 1997)	16
Şekil 3.1 Östemperleme ısı işlemi (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)	18
Şekil 3.2 Östemperleme tepkimesi (Dorazil, 1991)	20
Şekil 3.3 Östemperleme süresi ve tipik mikroyapı değişimi arasındaki ilişki (Bosnjak, Radulovic,Pop-Tonev ve Asanovic, 2000)	22
Şekil 3.4 Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak östenitte çözünen karbon miktarının değişimi (Bosnjak v.d., 2000).....	22
Şekil 4.1 (a) Alt beynit yapısı: alt beynit (koyu) ve martenzit (açık), üst beynit yapısı: üst beynit (koyu) ve martenzit (açık) [3]	24
Şekil 4.2 Östemperleme sıcaklığının sertlik ve çekme dayanımına etkisi (Çelik, 1996)	25
Şekil 4.3 Dayanım, darbe enerjisi, uzama ve sertliğin östemperleme süresine göre değişimi (Wen ve Lei, 1999)	25
Şekil 4.4 Hacimsel östenit miktarı ve östemperleme süresi arasındaki ilişki (Dorazil, 1991) ..	26
Şekil 4.5 Östemperleme sırasında mikroyapı gelişiminin çizgi resimsel gösterimi (Yescas, Bhadeshia ve MacKay, 2000)	26
Şekil 4.6 Alaşım elementlerine göre oluşan tipik mikroyapılar (Lin, Chen ve Lei, 1994)	30
Şekil 5.1 Anafazlara göre çekme dayanımı-%uzama ilişkisi [2].....	32
Şekil 5.2 %0,55 Mn, %0,8 Cu içeren KGDD'de sertliğin östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı olarak değişimi (Çelik, 1996).	33
Şekil 5.3 315 °C (a-c) ve 350 °C (d-f) sıcaklıkları için östemperleme süresiyle çekme dayanımı, akma dayanımı ve kopma uzamasının değişimi (Sohi, Ahmadabadi ve Vahdat, 2004)	35
Şekil 5.4 Darbe testi sıcaklığının darbe direncine etkisi (Dorazil, 1991).....	36

Şekil 5.5 Çeşitli ray/teker malzemesi ve yük kombinasyonları için kütle kayıpları [1] (Hayrynan v.d., 2002)	40
Şekil 5.6 Sınıf 1 ve 1,5* ÖKGDD için darbe geçiş eğrileri (Hayrynan v.d., 2002).....	42
Şekil 5.7 Çok sık hırsızlığa maruz kalan treyler kilidi (ÖKGDD) (Hayrynan v.d., 2002).....	42
Şekil 6.1 Mikroyapılar, (a) KGDD, (b) beynit, (c) beynit (%7,5 şekil değişikliği), (d) beynit (%20 şekil değişikliği) (Garin ve Mannheim, 2003)	43
Şekil 6.2 13 mm kalınlığındaki parçada şekil değişikliğine bağlı olarak fazların hacim oranlarında oluşan değişim (Garin ve Mannheim, 2003)	44
Şekil 6.3 (a) Bain modeline göre kafes boyut değişimleri ve (b) iki KYM kafesten dört KHM kafes oluşumu (Miller ve Reinhardt, 2000)	45
Şekil 6.4 Şekil değişikliği ile gerinme azalması [4]	46
Şekil 6.5 Gerilme altında martenzit arayüzeyinin oluşumu [5]	46
Şekil 6.6 Gerilme ile oluşan tek bir arayüzeyin ortaya çıkışı ve büyümesi (Torra, Isalgue ve Lovey, 2000)	46
Şekil 6.7 1998 itibariyle A.B.D.'de ÖKGDD'nin kullanım alanları [2]	47
Şekil 6.8 Önceden çelik döküm olup sonra ÖKGDD'den üretilen kamyon yay desteği [2]	47
Şekil 6.9 Çeşitli yürüyen bant parçaları [2]	47
Şekil 6.10 Cummins B-serisi dizel motorlarının zamanlama dişlisi [2]	48
Şekil 6.11 ÖKGDD hipoit dingil dişlisi [2]	48
Şekil 6.12 Tank paleti [2]	48
Şekil 6.13 Kompresör krank mili [2]	49
Şekil 7.1 Deneysel çalışmaların akış çizgesi	51
Şekil 7.2 Deney numunelerinin döküm şekli ve boyutları (mm)	52
Şekil 7.3 Numunelerin işlenmeden önceki ve sonraki görünüşü	52
Şekil 7.4 Bileşime göre numunelerin elementel dağılımı	53
Şekil 7.5 Vickers sertlik ölçümü [9]	54
Şekil 7.6 Mikrosertlik cihazı	55
Şekil 7.7 Metalografik hazırlama cihazı	55
Şekil 7.8 İncelemelerde kullanılan mikroskop tertibatı	56
Şekil 7.9 Deneylerde kullanılan ısıtma işlem basamakları	57
Şekil 7.10 Östenitleme fırını	58
Şekil 7.11 Östemperleme fırını	58
Şekil 7.12 Tekerlek ve rayda oluşan aşınma ve yüzey tribolojisi [10]	59
Şekil 7.13 Yoğruk biçim değiştirme deney cihazı	60

Şekil 7.14 Yoğruk biçim değiştirme deney tertibatı (çizgi resimsel).....	60
Şekil 7.15 Üç numunenin bağlandığı ayak mekanizması.....	61
Şekil 7.16 Solidworks™ ile yapılan gerilme analizi	61
Şekil 7.17 Deneyde kullanılan yüksek hassasiyetli tartı.....	64
Şekil 7.18 Numunelerin temizlenmesinde kullanılan ultrasonik temizleme cihazı.....	64
Şekil 8.1 Vagon tekerleğine etkiyen yükler.....	66
Şekil 8.2 Vagon tekerinde gerilme analizi.....	66
Şekil 8.3 Kepçe tırnağının dökümü yapılan JCB 4CX greyder [8]	67
Şekil 8.4 Östempereleme sonrası, yoğruk biçim değiştirme öncesi ortalama sertlik değerleri..	68
Şekil 8.5 250.000 devir sonucu oluşan yoğruk biçim değiştirme sonrası sertlik dağılımları...	69
Şekil 8.6 Yoğruk biçim değiştirme sonrası oluşan kütle kayıpları.....	69
Şekil 8.7 Bileşime göre ortalama kırılma ömürleri	70
Şekil 8.8 ÖKGDD'nin dövme çelik karşısında gösterdiği kırılma ömrü.....	70
Şekil 8.9 Yoğruk biçim değiştirme öncesi mikroyapılar (100X, Nital 2)	72
Şekil 8.10 Yoğruk biçim değiştirme sonrası mikroyapılar (50X, Nital 2)	73
Şekil 8.11 Isıl işlemde hemen sonra bileşime göre kalıntı östenit miktarı dağılımı.....	74
Şekil 8.12 Yoğruk biçim değiştirme (250.000 devir) sonrası yüzeydeki kalıntı östenit miktarları.....	74
Şekil 8.13 Yoğruk biçim değiştirme sonrası (250.000 devir) yüzeyde oluşan martenzit miktarları (dönüşen kalıntı östenit miktarları)	76
Şekil 8.14 250.000 devirde alınan sonuçlara göre bağıl martenzit oluşum hızının kırılma ömrüne etkisi.....	76
Şekil 8.15 Dökülen tırnağın katı model çizimi.....	80
Şekil 8.16 Tırnağın soğutucusuz (chill) katılaşma simülasyonu	81
Şekil 8.17 Tırnağın soğutucu (chill) ile katılaşma simülasyonu	81
Şekil 8.18 Tırnak dökümü: (a) eriyiğin indüksiyon ocağından proses potasına alınışı, (b) kum kalıba döküm anı.....	82
Şekil 8.19 Döküm sonrası greyder tırnağı.....	82
Şekil 8.20 Greyder tırnağından, (a) burundan 5mm, (b) 25mm ve (c) 50mm mesafeden alınan mikroyapı görüntüleri (200X, Nital 2).....	84
Şekil 8.21 Referans bilgilerin alınmış olduğu BK Periodic Library (ver.1.8) yazılımının ekran görüntüleri.....	88
Şekil 8.22 BMDH'a alaşım elementlerinin etkisi (Ni, kırmızı; Cu, sarı; Mo, yeşil renkle belirtilmiştir)	89

Şekil 8.23 Atom çapına bağlı olarak kayma düzlemindeki çarpılmayı betimleyen kuramsal çizim.....	90
Şekil 8.24 Atomsal boyuttaki değişimin kafes sistemi içindeki yayılımı.....	91
Şekil 8.25 Alaşım elementinin atom çapının Fe atomuna göre boyutunun Bağlı Martenzite Dönüşüm Hızı'na etkisi	91
Şekil 8.26 Vagon tekerinin raya temas yüzeyi [6].....	92
Şekil 8.27 Taşıyıcı tırnak tipi [7].....	93
Şekil 8.28 Kazıcı tırnak tipi [7]	93

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 Dökme demir türlerinin genel özellikleri (ASM Hanbook, 1999)	7
Çizelge 2.1 TS 526'a göre küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri (Çelik, 1996).....	17
Çizelge 5.1 ÖKGDD'nin ASTM897-90 ve 897M-90 standartları (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002).....	33
Çizelge 5.2 Sınıf 2 ÖKGDD ile dövme çeliğin özelliklerinin karşılaştırılması (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)	33
Çizelge 5.3 25 mm çaplı KGDD'nin 2 saat 360°C'de östemperlenmesi sonucu elde edilen çekme özellikleri (Çelik, 1996).....	34
Çizelge 5.4 ÖKGDD ve çelik dişlilerin üretiminde kullanılan enerji miktarları (Kısakürek, 1987)	38
Çizelge 5.5 Otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan malzemelerin dayanım değerleri (Özel, 1994)	39
Çizelge 5.6 Alternatif malzeme olarak ÖKGDD kullanıldığında maliyetteki düşüş miktarları [2]	41
Çizelge 5.7 ÖKGDD sınıfları* [2]	42
Çizelge 6.1 Dövme çelik, KGDD ve ÖKGDD mekanik özellik karşılaştırması [2]	49
Çizelge 7.1 Deneylerde kullanılan numune bileşimleri	53
Çizelge 7.2 Alaşım elementlerine göre numunelerin sınıflandırılması	54
Çizelge 7.3 Numunelerdeki Mo, Ni ve Cu miktarları	65
Çizelge 8.1 Numunelerin orijinal sertlikleri	68
Çizelge 8.2 Mikroyapısal ölçüm sonuçları	71
Çizelge 8.3 Alaşım elementlerine göre oluşan kalıntı östenit miktarları	75
Çizelge 8.4 Referans elementlere göre başlangıç östenit miktarı, martenzit miktarı ve kırılma ömürleri arasındaki değişim.....	77
Çizelge 8.5 Tırnak dökümünün kimyasal bileşimi	81
Çizelge 8.6 Greyder tırnağının östemperleme şartları.....	83
Çizelge 8.7 Greyder tırnağının östemperleme öncesi ve östemperleme sonrası sertlikleri.....	83
Çizelge 8.8 Greyder tırnağının östemperleme öncesi ve sonrası çentik-darbe dayanımları	83
Çizelge 8.9 Ni, Cu ve Mo alaşım elementlerinin atomsal yarıçapları ve Fe atomuna göre boyut farkları [11]	88

ÖNSÖZ

Bu doktora çalışması sırasında emekleri geçen, her türlü desteği için danışmanım Prof.Dr. Nihat Kınıkoğlu'na, değerli yardımları için bölüm başkanımız Prof.Dr. Mustafa Çiğdem'e, değerli fikirleri ve yönlendirmeleri için Prof.Dr. Ahmet Ekerim'e, deneylerimdeki yardımlarından dolayı dekanımız Prof.Dr. Sabriye Pişkin'e, numunelerin sağlanması konusundaki yardımları için Yrd.Doç.Dr. O. Nuri Çelik'e, deneylerim sırasında yardımlarını esirgemeyen YTÜ Balkan İleri Döküm Teknolojileri Merkezi (BCACT) araştırma görevlisi meslektaşlarıma ve tezin her evresinde verdiği destek için sevgili eşim Çiğdem Akça'ya teşekkür ederim.

ÖZET

Yüzyıllardır kullanılmakta olan dökme demirlerin geliştirilmesi, daha yüksek dayanım ve daha düşük üretim maliyetlerini sağlamak için devam etmektedir.

Yeni bir mühendislik malzemesi olan Küresel Grafitli Dökme Demir'in (KGDD) doğumu 1948'deki American Foundrymen's Society'nin yıllık konferansında ilan edilmiş, bunu (KGDD) ailesine yeni bir yıldızın, 'Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir'in (ÖKGDD) katılımı izlemiştir. Çeliğin sahip olduğu dayanımı, sünekliği, yüksek kırılma tokluğunu ve aşınma dayanımını, KGDD'nin sahip olduğu dökülebilirlik ve düşük üretim maliyeti ile birleştiren ÖKGDD tasarımcılara düşük maliyetle üstün makine parçaları üretebilme fırsatını sağlamıştır.

Tanınan mekanik özelliklerinin yanı sıra ÖKGDD, çeliklerde uzun yıllardır bilinmekte olan faz dönüşümü mekanizması sayesinde kendisine yeni avantajları olan kullanım alanları bulmuştur. ÖKGDD yapısındaki kalıntı östenit, yoğruk şekil değişikliğine maruz bırakıldığında martenzite dönüşmektedir. Bu dönüşüm mekanizması malzemeye, ilave bir dayanım sağlamak ve malzemenin ömrünü artırabilmektedir.

Bu tez çalışması Devlet Planlama Teşkilatı tarafından desteklenen bir ana projenin bir bölümüdür. Ana projenin amacı, şu anda ithal edilmekte olan vagon tekerleklerinin yerli üretimi için ÖKGDD malzemedeki döküm teknolojisinin geliştirilmesidir. ÖKGDD vagon tekerleklerinin yüzeyinde çalışma sırasında meydana gelen östenit-martenzit dönüşümü, tekerlerin yorulma ömrünü ve dolayısıyla geliştirilmekte olan merkezkaç döküm teknolojisinin başarısını en fazla etkileyen etmendir. Bu nedenle bu doktora çalışmasında, östenit martenzit dönüşümü ve ÖKGDD'nin ana alaşım elementleri olan Cu, Ni ve Mo'nin östenit-martenzit dönüşümü üzerindeki etkileri incelenmiştir. Minyatür vagon tekeri şeklindeki numuneler, vagon üzerinde çalışmakta olan tekerlekler benzetimi için tasarlanmış bir yorulma cihazı üzerinde denenmiştir.

Değişen miktarlarda alaşım elementi içeren numunelerin sertlikleri, martenzitik dönüşüm hızları, yorulma dayanımları ve kütle kayıpları incelenmiş ve bahis konusu elementlerin bu özellikler üzerindeki etkileri belirlenmiştir. Döküm malzemelerin özellikleri, hâlihazırda demiryolları işletmeleri tarafından kullanılan çelik tekerleklerin özellikleri ile karşılaştırılmıştır.

Vagon tekerinin yanı sıra inşaat makinelerinin kepçe tırnaklarının da aynı malzeme ile dökülebileceği göz önünde bulundurularak, aynı malzemelerden kepçe tırnakları da dökülmüştür. Vagon tekerlekleri için yorulma ömrü büyük önem taşımaktadır. Kepçe tırnaklarında ise kullanım yerine bağlı olarak kütle kaybı önemlidir.

Çalışmanın sonunda, yapılan tavsiyelerde her ne kadar mekanik özellikler esasa alınmış olsa da, malzemelerin ekonomikliği de hesaba katılmıştır. Bileşimlerinde yüksek miktarda Cu ve Ni içeren (4) malzemenin vagon tekerleği üretimine, alaşımsız ÖKGDD'nin (3) taşıyıcı greyder tırnağı üretimine ve yüksek Cu, Ni ve Mo içeren (8) malzemenin de kazıcı greyder tırnağı üretimine uygun olduğu belirlenmiştir.

Çalışmanın önemli bir katkısı da, martenzitik dönüşümde dönüşüm hızı ile katılan alaşım elementlerinin atomik yarıçapları arasında $y = \sqrt{x} + C_{Fe}$ şeklinde matematiksel bir ilişki olduğunu açığa çıkarmasıdır.

Anahtar kelimeler: Döküm, küresel grafitli dökme demir, östemperleme, kalıntı östenit, martenzit, yoğruk şekil değiştirme, faz dönüşümü, vagon tekeri, greyder tırnağı, yorulma dayanımı, aşınma direnci, katılaşma benzetimi, gerilme çözümlemesi (analizi).

ABSTRACT

Development of cast irons that are in use for more than one hundred year, still continues in order to achieve higher strength and lower cost.

The birth of a new engineering material, Ductile Iron (DI), was announced at the 1948 ASM Annual Foundry Conference following the announcement of Austempered Ductile Iron (ADI) as a new star to DI family. Combining the strength, ductility, fracture toughness and wear resistance of a steel with a castability and production economies of a conventional DI, ADI offers the designer an exceptional opportunity to create superior components at reduced costs.

Beside the common mechanical advantages, ADI found itself new advantageous fields due to its phase transformation mechanism which has been widely known in steels for decades. The retained austenite in ADI transforms to martensite if subjected to plastic deformation. This transformation mechanism provides an extra strength to the material and enhances the life of the product.

This study is supported by State Planning Organization (DPT). The aim of the main project was to develop casting technology for the production of wagon wheels which are currently imported. Austenite-martensite transformation at the surface of the wagon wheels during operation was the most important factor affecting the fatigue life and in turn success of the newly developed centrifugal casting technology. In this doctorate study, effect of the main alloying elements of ADI namely, Cu, Ni and Mo on the austenite-martensite transformation has been investigated. Miniature wagon wheel-shaped specimens were tested on a machine designed to simulate the wheels operating on a wagon.

Hardness, martensitic transformation rate, fatigue strength and mass loss of specimens with different amount of alloying elements have been investigated and effects of above alloying elements on those properties are determined. Properties of the cast products are compared with the steel wheels which are currently used by the railway company.

Study has also thrown a new light on the martensitic transformation. A mathematical correlation as $y = \sqrt{x} + c_{Fe}$ between atomic radius of alloying elements and the martensitic transformation rates has been discovered.

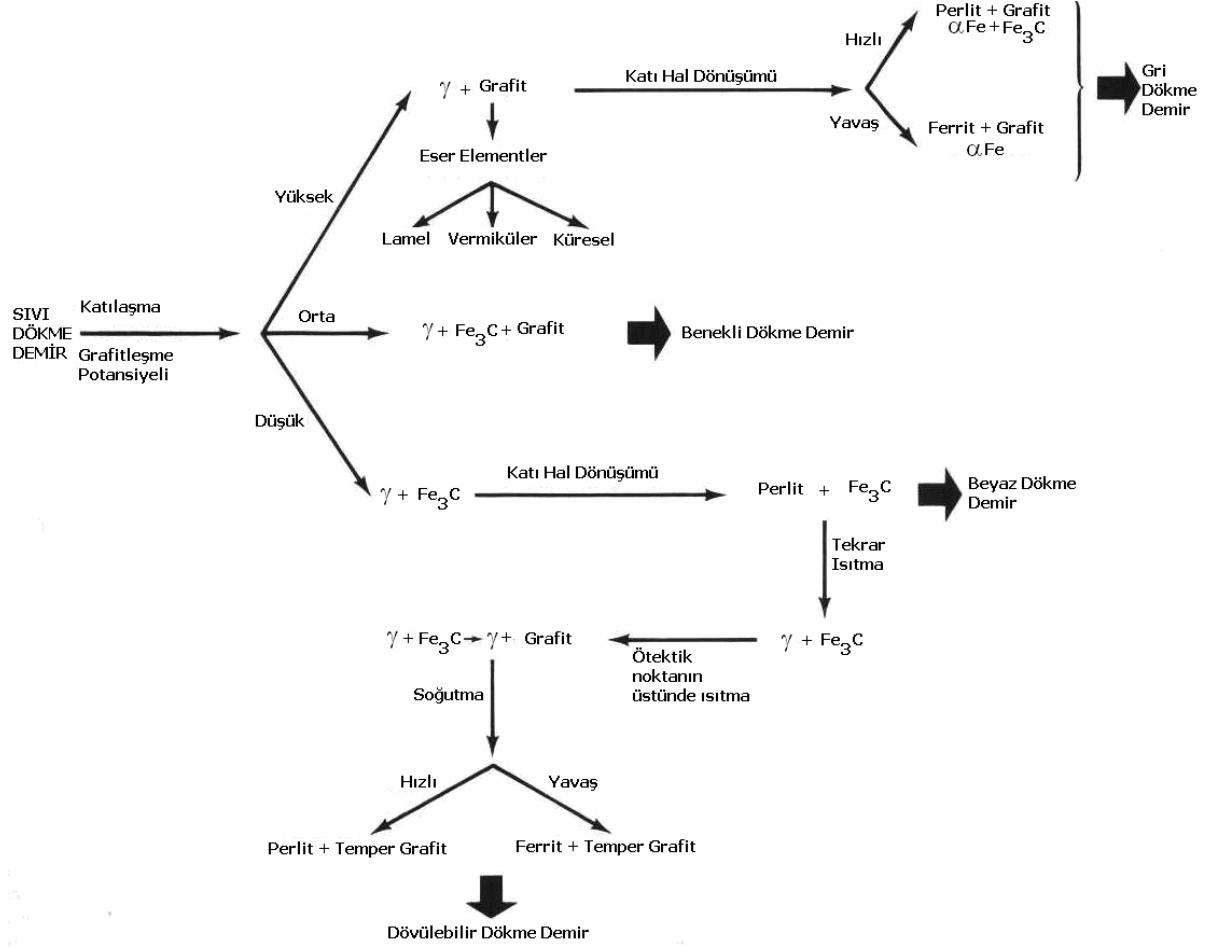
Since the same material was suitable for bucket teeth production, tooth are also cast for this purpose. Fatigue life is very important for wagon wheels. But mass loss was also important for the bucket tips due to the field of use.

At the end of the study, although our recommendations are mainly based on the mechanical properties, economical aspects are also taken into account. Composition which has high Cu and Ni (4) have been found suitable for the wagon wheel production, unalloyed ADI (3) for scraper bucket teeth and materials which has high Cu, Ni and Mo (8) are recommended for the bulldozer bucket tips.

Keywords: Casting, ductile iron, austempering, retained austenite, martensite, plastic deformation, phase transformation, wagon wheel, grader bucket tip, fatigue strength, wear resistance, solidification simulation, stress analysis.

1. GİRİŞ

Tarihin ilk zamanlarından beri kullanımda olan dökme demirler teknolojinin gelişimiyle birlikte oldukça fazla çeşitlenmiş ve teknolojinin gereksindiği hemen her yerde kullanım alanı bulmuştur. Dökme demirlerin üretimindeki önemli gelişmelerin başında kontrollü katılaşma yönteminin geliştirilmesi ve grafitlere küre şeklinin verilmesi sayılabilir. Küresel grafitli dökme demirler (KGDD) hem dayanım hem de süneklik yönünden, çeliklere alternatif olabilmektedir.



Şekil 1.1 Dökme demirlerin sınıflandırılması (ASM Metals Handbook, 1999)

İlk olarak ferritik, ferritik-perlitik ve perlitik yapılarda üretilen KGDD'nin, sağladığı daha yüksek dayanım ve süneklik nedeniyle bey nitik yapıda üretimi önem kazanmaktadır. Bey nitik yapı ilk kez çelik malzemelerde ortaya konmuş, daha sonra ise KGDD'lere uygulanmıştır.

ÖKGDD, uygun bileşimdeki KGDD'lerin östemperleme ısı işlemi vasıtasıyla bey nitik yapıya dönüştürülmesi sonucu elde edilen KGDD sınıfıdır. Sahip oldukları anafaz nedeniyle çeliklere yakın süneklik gösterirler. Günümüzde General Motors, Pontiac gibi birçok firma ÖKGDD malzemenen üretilmiş parçalar kullanmaktadır [2].

Örnek olarak Avustralya’lı kamyon üreticilerinin gözdesi olan bağımsız süspansiyon dirseği verilebilir (Şekil 1.2) (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002).



Şekil 1.2 ÖKGDD bağımsız süspansiyon dirseği (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)

Özellikle zorlu çalışma şartlarında çalışan araçların dişli kutularında, aşınmaya karşı dayanıklı olduğu ve yorulma ömrü uzun olduğu için ÖKGDD tercih edilmektedir. Şekil 1.3’te ÖKGDD’den imal edilmiş bir krank mili görülmektedir.



Şekil 1.3 ÖKGDD krank mili (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)

ÖKGDD malzemeler, KGDD malzemelerin üstün dökülebilme ve talaşlı işlenebilme özellikleri ile aynı boyuttaki çelik malzemelerin yüksek dayanım özelliklerini biraraya getirir. Bu nedenle hem daha ucuz hem de daha dayanıklıdır (Çelik, 1996).

1.1 Dökme Demir Türleri

Dökme demirler %2-4 karbonla birlikte yüksek miktarda silisyum ve genellikle çeliklerden daha fazla miktarda safsızlık içeren Fe-C-Si alaşımlarıdır. Dökme demirlerde “karbon eşleniği”, grafit tipinin oluşumunda büyük önem taşımaktadır. Karbon eşleniği aşağıdaki şekilde tarif edilir:

$$C_{eş} \text{ (ağ. \%)} = C + (Si + P) / 3 \quad (1.1)$$

Yüksek soğuma hızı ve düşük karbon eşleniği beyaz dökme demir oluşumunu kolaylaştırırken, düşük soğuma hızı ve yüksek karbon eşleniği gri dökme demir oluşumuna yardımcı olmaktadır.

Katılaşma sırasında karbonun büyük bir bölümü grafit veya sementit halinde çökmektedir. Katılaşmanın tamamlandığı anda çökelen faz, yaklaşık ağ. % 2 C derişimine sahip östenit fazı tarafından sarılmaktadır. Soğuma devam ettikçe östenitin karbon derişimi düşmekte ve sementit ya da grafit halinde çökelen faza eklenmektedir. Sonrasında, geleneksel dökme demirlerde östenit, ötektik sıcaklıkta perlitte dönüşmektedir. Gri dökme demirlerde, eğer östenitin ötektik sıcaklığına yeterince yavaş soğutulması sağlanabilirse artan karbonun tamamının grafit üzerinde birikmesine izin verilerek, anafaz tamamıyla ferritik hale getirilebilir.

Dönüşmüş östenit ve sementitten oluşan anafaz içindeki grafit ile birlikte, gri dökme demirler daha düşük sertliğe sahiptirler. Üç boyutlu olarak uzanan lamel biçimli grafitler düşük yoğunluğa sahip olup ve bu nedenle katılaşma sırasındaki büzülmeyle telafi ederek boşluksuz döküm elde edilmesini sağlamaktadırlar.

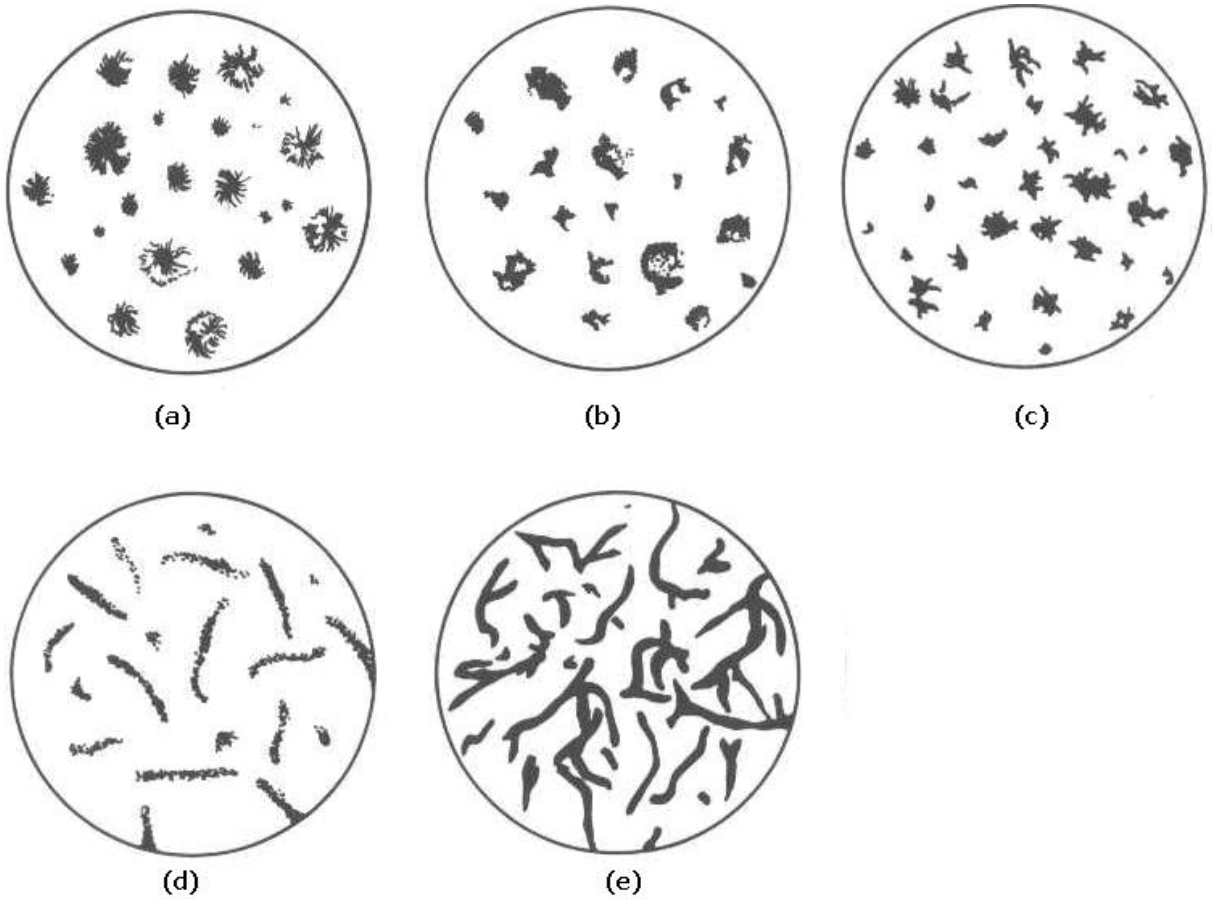
Kükürdün, grafit lamellerinin oluşumunu kolaylaştırdığı bilinmektedir. Eriyiğe az miktarda $CaCl_2$ ilavesiyle, grafitlerin lamel biçimini alması engellenip, küresel şekilde birikmeleri sağlanabilmektedir. Bu işlemin ardından Mg veya Ce ilavesi ile grafitlerin tercihli yönlendirmeleri engellenip eşyönlü (izotropik) olarak büyümeleri sağlanabilmektedir. Küreleştirme işlemi için Mg, genellikle demir ve silisyum alaşımı olarak eriyiğe ilave edilmektedir (Yescas, Gonzales ve Bhaheshia, 1999)

Dökme demir türlerinin genel özellikleri Çizelge 1.1’de verilmiştir.

Çizelge 1.1 Dökme demir türlerinin genel özellikleri (ASM Handbook, 1999)

Dökme Demir Türü	Karbonca Zengin Faz	Anafaz	Kırılma Yüzeyi	Üretim Şekli
Gri	Lamel Grafit	Perlit	Gri	Katılaşma
Küresel	Küresel Grafit	Ferrit, Perlit, Östenit	Gümüş Grisi	Katılaşma veya ısıtılma işlemi
Temper	Vermiküler Grafit	Ferrit, Perlit	Gri	Katılaşma
Beyaz	Fe_3C	Perlit, Martenzit	Beyaz	Katılaşma ve ısıtılma işlemi
Benekli	Lamel Grafit + Fe_3C	Perlit	Benekli	Katılaşma
Dövülebilir	Temper Grafit	Ferrit, Perlit	Gümüş Grisi	Isıl işlem
ÖKGDD	Küresel Grafit	Beynit	Gümüş Grisi	Isıl işlem

Dökme demirlerde karşılaşılan grafit türleri Şekil 1.4’te verilmiştir.

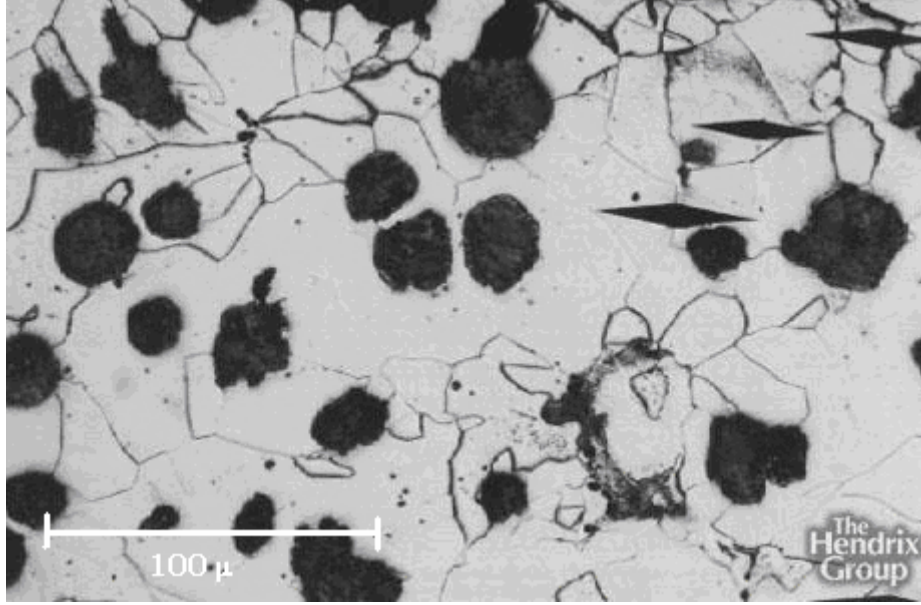


Şekil 1.4 Dökme demirlerdeki grafit çeşitleri: (a) küresel, (b) bozuk küresel, (c) temper, (d) vermiküler, (e) lamel (ASM Handbook, 1999)

2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

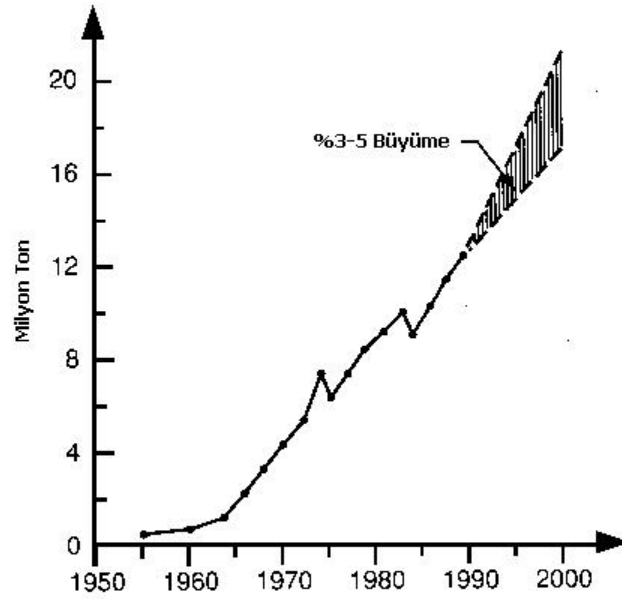
Küresel formda grafit içeren dökme demirlerin ilk üretimi 1946 yılı temmuz ayında British Cast Iron Research Association'dan H. Morrogh tarafından yapılmıştır. Bu uygulamada küreleştirici olarak Ce kullanılmıştır. Fakat çok iyi denetlenmesinin gerekliliği ve yüksek maliyeti nedeniyle bu yöntem geniş kullanım alanları bulamamıştır. II. Dünya savaşı sırasında, International Nickel Company (INCO), gri dökme demirlerde karbür oluşumunu önlemek amacıyla magnezyum alaşımları kullanmıştır. Fakat eriyiğe magnezyum karıştırıldığında meydana gelen tepkimenin şiddeti nedeniyle, magnezyumu doğrudan katmak mümkün olmamıştır. Tepkime şiddetini azaltmak için magnezyumu doğrudan katmak yerine, magnezyum alaşımları kullanmak yoluna gidilmiştir. Bu amaçla başlangıçta bakır-magnezyum ve nikel-magnezyum kullanılmıştır. Gri dökme demire bu malzemenin katılmasıyla dayanımın ve sünekliğin arttığı görülmüştür. Bu malzemelerin metalografik incelemelerinde ise yapıdaki grafitlerin küre şeklinde olduğu saptanmıştır. Bu ilk örneğin ardından yapılan geliştirme çalışmalarından sonra 1947 yılında magnezyum esaslı, küresel grafitli dökme demir işlemleri tanıtılmıştır. Günümüzde kullanılan küresel grafitli, çeliğe benzer anafazlı, dökme demirlerin ilk örnekleri verildikten sonra, üretim teknikleri konusunda pek çok çalışma yapılmıştır. Şekil 2.1'de küresel grafitli dökme demirler için bir mikroyapı örneği verilmiştir.

Bu gelişimin sonucu olarak, tasarım mühendisleri için uygun, yeni bir malzeme ortaya çıkmıştır. Küresel grafitli dökme demirler, tek başına bir metalin sağlayamayacağı özellikleri verebilen önemli bir malzemedir. Çok ince kesitli parçalarda da (1,5 mm) çok büyük parçalarda da (800 mm) iyi döküm sonucu verebilirler. Küresel grafitli dökme demirler, gri dökme demirlerin mükemmel dökülebilme özellikleriyle, çeliklerin dayanım ve süneklik özelliklerini birarada sağlayabilen ender malzemelerdendir.



Şekil 2.1 Küresel grafitli dökme demir mikroyapısı (100X) [1]

Küresel grafitli dökme demirlerin önemi, yıllık döküm istatistiklerinden de görülebilir. 1986 yılı itibarıyla BCIRA tarafından yapılan istatistikler dünya döküm ürünlerinin ağırlıkça % 24'ünün küresel grafitli dökme demir olduğunu göstermektedir (Çelik, 1996).



Şekil 2.2 1950-2000 yılları arasında dünya KGDD üretimi [2]

2.1 Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Metalurjisi

Küresel grafitli dökme demirler, gri dökme demirlerden farklı olarak, aynı karbon eşleniği için, ötektik katılaşması daha yüksek sıcaklıkta başlayan malzemelerdir. Bu durumda küre şekilli grafit bir östenit kabuğu ile çevrilir ve yalnız bir faz (östenit) ötektik yapıyla temas halinde kalır.

Her bir östenit kabuğu bir hücredir. Bu hücre içindeki grafitin büyüyebilmesi için östenit kabuğundan içeriye doğru karbon yayılımı olmalıdır. Bu nedenle küresel grafitli dökme demirlerde, gri dökme demirlere nazaran daha yavaş bir katılaşma olmaktadır. Dolayısıyla küresel grafitlerin sayısı katılaşmanın hemen başlangıcında belirlenmiş olur. Ötektoid sıcaklığına kadar mevcut grafitler üzerine karbon çökmesi olur (Çavuşoğlu, 1981).

KGDD'lerin genel sınıflandırmaları, mekanik özellikleri ve malzeme yapısı esas alınarak yapılmaktadır. Bu tarz dökme demirlerde grafitlerin küresel şekilleri nedeniyle, mekanik özellikler anafazın yapısına bağlıdır. Kürelerin büyüklüklerinin malzemenin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi azdır.

Küresel grafitler, dökümün kesit kalınlığına ve grafit çökmesi için gerekli çekirdek sayısına bağlı olarak çeşitli büyüklüklerde olabilirler. Genellikle daha ince kesitlerde daha çok sayıda çekirdek bulunur. Buna bağlı olarak, ince kesitlerde grafit kürelerinin sayıları daha çok ancak boyutları daha küçük olacaktır.

KGDD'de, grafitlerin sayısı ve dağılımı metalurjik kalitenin çok iyi ve hassas bir göstergesidir. Küre sayısının 100 adet/mm² olması ortalama bir değer olarak tercih edilir [1].

Küresel grafitli dökme demirlerin yapısı, bir anafaz ve bu anafaz içindeki küresel grafitlerden oluşur. Grafitlerin hacimsel olarak yapının % 8-10'unu oluşturması tercih edilir. Yapıda bulunabilecek karbürler ise, östenitik küresel grafitli dökme demirler dışında tercih edilmez. Karbürler dayanımı ve tokluğu olumsuz yönde etkilerler.

Katılaşmanın hemen sonrasında alaşımlı ve alaşımsız küresel grafitli dökme demirlerin yapısı tamamen östenittir ve katı çözelti halinde yaklaşık % 1 C içerir. Döküm soğudukça, karbonun östenitteki çözünürlüğüde azalır. Katı çözültiden atılan karbon çökelir ve grafit kürelerine eklenir. Bu süreç, katılaşma tamamlanıncaya kadar devam eder.

Alaşımsız küresel grafitli dökme demirlerde östenit oda sıcaklığında kararlı bir faz değildir ve demirin başka bir kristallografik formu olan ferrite dönüşür. Bu dönüşümün sıcaklığı yapıdaki Si miktarından etkilenir ve 723 °C civarındadır.

Küresel grafitli dökme demirlerde östenit-ferrit dönüşümü anafazın karbon oranını etkiler. Östenitin kristalleşme sıcaklığında karbon oranı % 1 civarındadır ve bu oran soğuma sırasında azalır. Östenit-ferrit dönüşümü sırasında karbonun östenitteki çözünürlüğü % 0,55 civarındadır. Buna karşın karbonun ferrit içinde çözünürlüğü sıfırdır. Östenit-ferrit dönüşümü sırasında karbon açığa çıkar (kusulur). Açığa çıkan bu karbon; soğuma hızına, kimyasal bileşime ve grafit dağılımına bağlıdır. Düşük soğuma hızlarında açığa çıkan karbon çökelir ve grafit kürelerine eklenir. Bu durumda anafaz tamamen ferrittir ve ferritik küresel grafitli dökme demir elde edilmiş olur. Oysa hızlı soğuma karbonun çökmesine olanak vermez. Karbon ferrit içinde çözünemediği ve östenitte katılaşma sırasında dönüşümüne devam ettiği için östenit doku içinde çok ince demir karbür plakaları oluşmaya başlar. Bu plakalar anafazın sürekliliğini bozar ve ferrit ile ardışık plakalar oluşturur. Ortaya çıkan bu yapı perlittir. Bu şekilde oluşan demir ise perlitik küresel grafitli dökme demirdir (Çelik, 1996; Dorazil, 1991).

Küresel grafitli dökme demirlerin döküm sonrası anafazları çeşitli oranlarda ferrit ve perlit içerirler. Bunun dışında çeşitli ısıtma işlem ve katılaştırma teknikleriyle yapıyı değiştirmek mümkündür. Soğuma hızına müdahale edilerek veya katılaşmadan sonra mamul üzerinde ısıtma işlem uygulamalarıyla beynitik, martenzitik veya östenitik anafazlar elde edilebilir (Reed v.d.,2002)

2.1.1 Küresel Grafitli Dökme Demir için Hammadde

KGDD'deki grafitlerin küresel şekli, % 0,04-0,06 aralığındaki Mg içeriği ile sağlanmaktadır. Magnezyum oksijen ve kükürde olan ilgisiyle birlikte erimiş metal içinde oldukça tepkendir. Mg'nin kükürde olan ilgisi üretim maliyetini artırmaktadır. Bu nedenle pikin içindeki kükürt uzaklaştırılmakta ya da kükürdü düşük (tercihen <% 0,02) pik tercih edilmektedir. Optimum özelliklerde KGDD üretimi için eser elementlerin miktarlarının mümkün olduğunca düşük olması gerekmektedir.

Yüksek dayanımlı KGDD üretiminde, yapı çeliği hurdası, pik ve dökümhane döndüleri kullanılabilir. Bunun yanında, grafit şeklinin muhafazası açısından eriyikte, kurşun, antimon ve titanyumun mümkün olduğunca düşük miktarda bulunması gerekmektedir. Bu eser elementlerinin olumsuz etkilerini ortadan kaldırmak için % 0,003-0,01 oranında Ce ilavesi kullanılmaktadır (ASM Handbook, 1999).

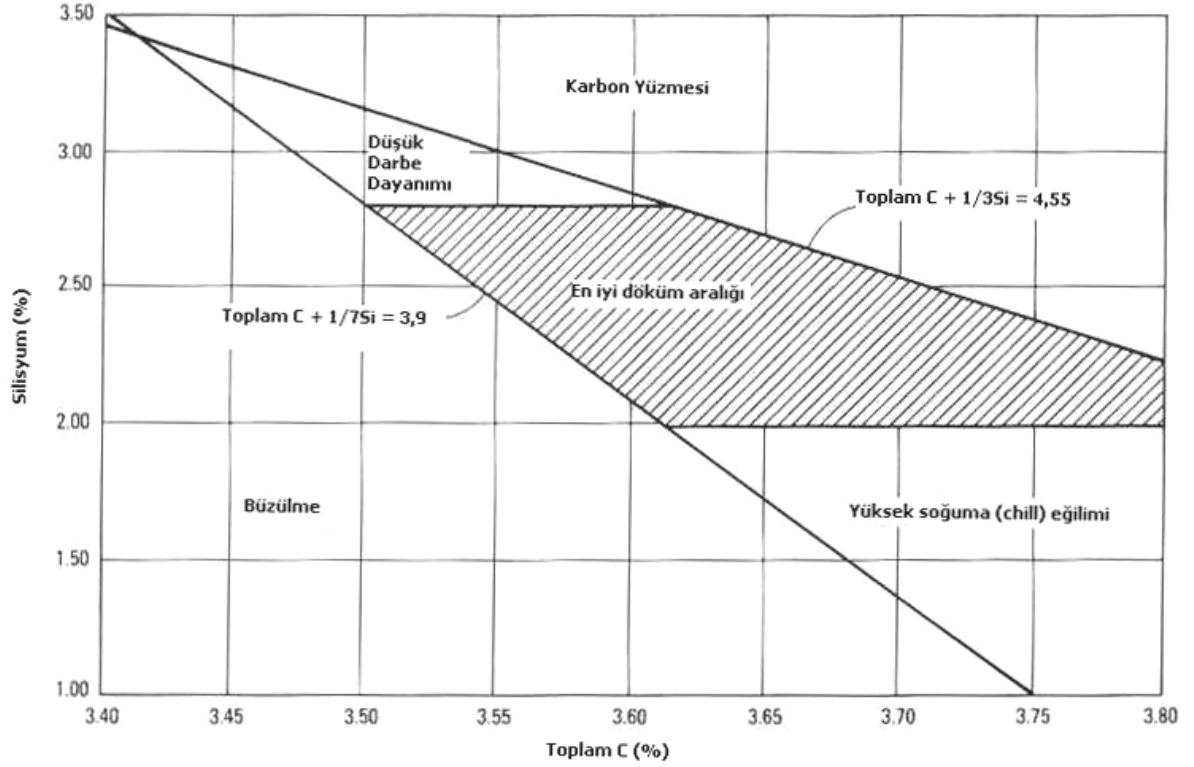
2.1.2 Kimyasal Bileşim Kontrolü

KGDD'de tüm elementler kontrol altında tutulmalıdır. Bu bölüm altında, KGDD üretimindeki önemli gereksinimler verilmiştir.

2.1.2.1 Karbon ve Silisyum

Karbon, elektrikle eritmede genellikle pikten, pik hurdalarından ya da karbürleştiricilerden, kupol ocağında ise kullanılan koktan KGDD bünyesine gelmektedir. Karbonun en elverişli aralığı, silisyum miktarına da bağlı olarak % 3,4-3,8'dir.

Silisyum ise hurdalardan, ferroalaşımlardan ve aşılایıcılarından yapıya taşınmaktadır. Silisyum miktarının % 2-2,8 aralığında olması tercih edilmektedir.



Şekil 2.3 Küresel grafitli dökme demirler için tipik karbon ve silisyum aralıkları (ASM Handbook, 1999)

2.1.2.2 Karbon Eşleniği

Karbon eşleniği, C, Si ve P'un oluşturduğu ve dökümhanelerde birçok özelliğin elde edilmesinde kılavuzluk görevi gören bir değerdir.

Karbon eşleniğinin hesaplanmasında birçok formül kullanılmaktadır.

$C_{eş} \text{ (ağ. \%)} = C + (Si + P) / 3$ kullanıldığında $C_{eş} = 4,3$ ise dökme demir, tamamiyle ötektik bileşimde ve yapıdadır. $C_{eş}$ 'in 4,3'ten daha düşük olması yapıda dendritlerin oluşacağını, 4,3'ten yüksek olması ise öncü grafit kürelerinin oluşacağını göstermektedir.

2.1.2.3 Magnezyum

Küresel grafitlerin temini için gerekli Mg miktarı genellikle % 0,04 ile % 0,06 aralığındadır. Eğer kükürt miktarı % 0,015'in altındaysa % 0,035-0,04 Mg miktarı yeterli olmaktadır. Mg miktarının belirtilen değerlerin altında kalması ise yeterli küreleşmenin oluşmamasına ve sonuç olarak mısır patlağı şeklinde vermiküler grafitlerin oluşmasına sebep olmaktadır.

2.1.2.4 Kükürt

Kükürt, hammaddelerden veya eğer kupol ocağı kullanılıyorsa koktan kaynaklanmaktadır. Kükürt miktarının % 0,02'nin altında olması tercih edilmektedir. Döküm sonrası bileşimde ise yaklaşık kükürt miktarı % 0,015 olmaktadır. Eğer küreleştirme işlemi kalıp içinde yapılıyorsa da kükürt miktarının % 0,01'in altında olması gerekmektedir.

2.1.2.5 Seryum

Seryum, eser elementlerin küresel grafitin oluşmasına engel olan etkilerini ortadan kaldırmak ve aşılama yardımı etmek için ilave edilmektedir. Ce miktarının % 0,003-0,01 aralığında tutulması yeterli olmaktadır. Eser elementlerin miktarının çok düşük olduğu dökümlerde Ce, küresel grafitlerin şekillerinde bozulmaya neden olduğu için dezavantajlı olmaktadır (ASM Handbook, 1999).

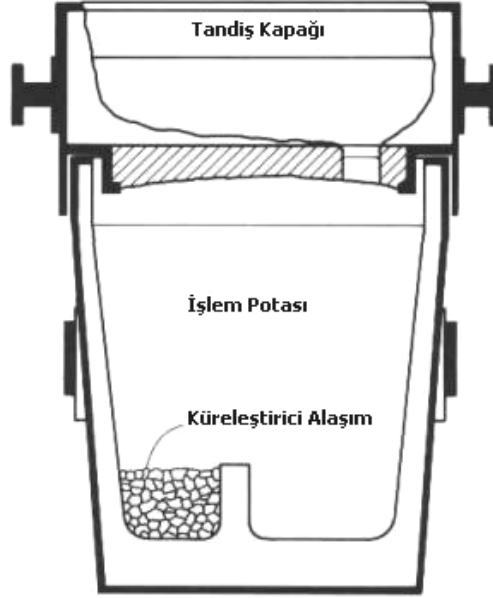
2.1.3 Küreleştirme İşlemi

Küreleştirme, grafitlerin Mg ilavesi ile küre şekline getirilmesi işlemidir. Küreleştirme işlemi 1450-1510 °C aralığında yapılmaktadır. Magnezyumun eriyik metalle tepkimesi çok şiddetli gerçekleşmektedir. Bu nedenle tepkimenin şiddetini azaltacak küreleştirme sistemleri kullanılmaktadır.

Magnezyumun eriyik metale ilavesi için birçok yöntem bulunmaktadır. En çok tercih edilen yöntem tandiş potasında küreleştirme ve kalıp içinde küreleştirmedir.

Tandiş yönteminde küreleştirme için genellikle Mg-alaşımları kullanılmaktadır. % 14-16Mg içeren Ni alaşımı tercih edilebilmektedir. Böylece tepkime şiddeti daha az olmakta ancak maliyet artmaktadır.

Maliyeti düşürmek amacıyla genellikle % 3-10 Mg içeren ferrosilis (Fe-Si) kullanılmaktadır.

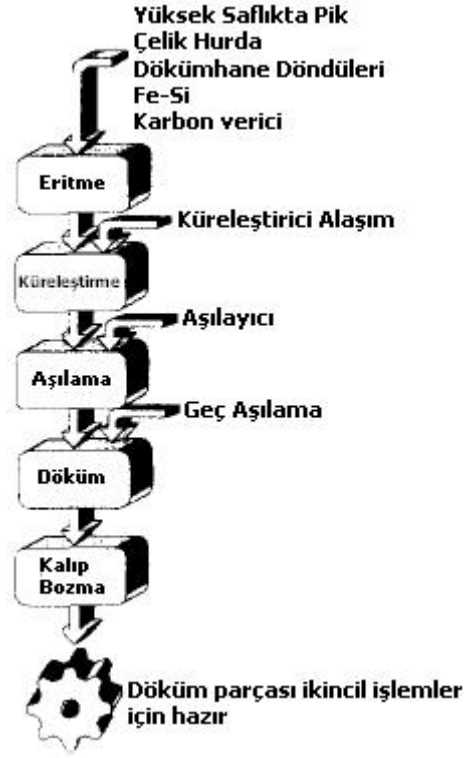


şekil 2.4 Tandır yönteminin çizgi resimsel gösterimi (ASM Handbook, 1999)

Çoğunlukla tercih edilen bir diğer küreleştirme yöntemi de kalıpta küreleştirmedir. Bu amaçla genellikle Fe-Si-Mg kullanılmaktadır. Küreleştirici alaşım kalıp kapatılmadan önce, kalıp içinde oluşturulan özel bir odacığa ya da yolluk üzerindeki bir girintiye yerleştirilmektedir. Sıvı metalin akışı sırasında, küreleştirici çözünerek eriyiğe karışmaktadır. Bu yöntem tepkimenin şiddetli olmasını azaltmakta ve duman ve alev çıkışını da engellemektedir (ASM Handbook, 1999).

2.1.4 Aşılama

Küreleştirme işleminin ardından genellikle ince taneli, % 75 Si içerikli Fe-Si ile aşılama işlemi yapılmaktadır. Eriyiğe % 0,25-1 oranında aşılayıcı ilavesi yeterli olmaktadır. Aşılama işlemi, eriyiğin ocaktan işlem potasına aktarımı sırasında akan metale uygulanabildiği gibi, işlem potasının dibine yerleştirilerek ya da daldırma çanı ile de uygulanabilmektedir. Aşılama işlemi, alt soğumayı azaltarak karbür oluşumunu engellemektedir. Ayrıca grafit tanelerinin miktarını artırmakta ve daha homojen bir dağılım sağlamaktadır. Aşılama, belirli bir süre sonra etkisini kaybetmekte ve bu olay *aşının sönmesi* olarak tabir edilmektedir. Aşının sönmesinin engellenmesi için aşılamanın döküm anına mümkün olduğuunca yakın bir anda yapılması gerekmektedir. Küreleştirmenin kalıpta yapıldığı dökümlerde, Fe-Si-Mg miktarı genellikle aşılama için de yeterli Fe-Si içermekte, gerekli olduğuadaysa küreleştiriciye Fe-Si ilavesi yapılabilir (ASM Metals Handbook, 1999).



Şekil 2.5 Küresel grafitli dökme demir üretimi (Trudel ve Gagné, 1997)

2.2 Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri

Günümüzde pek çok ülke küresel grafitli dökme demirleri mekanik özelliklerine göre sınıflandırmış ve standartlaştırmıştır. Örneğin Türk Standartları Enstitüsü “Dökme Demir Küresel” anlamındaki DDK kodu ardından minimum çekme dayanımını verir. Alman standartlarında bu gösterim GGG ile Amerikan standartlarında ise A536-70 gibi özel numaralarla ifade edilmiştir (Çavuşoğlu, 1981).

Çizelge 2.1’de TS 526’ya göre küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 2.1 TS 526'a göre küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri (Çelik, 1996)

Kısa Gösterim	Doku	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Sınırı (MPa)	Kopma Uzunluğu (%)	Brinell Sertliği (kgf/mm ²)
DDK-40	Ferritik	411,8	274,4	12	140-201
DDK-50	Ferritik/Perlitik	490,3	352,8	7	170-241
DDK-60	Perlitik/Ferritik	588,3	392	3	192-269
DDK-70	Perlitik	686,4	441	2	229-302
DDK-80	Perlitik	784,5	490	2	248-352
DDK-35.3	Ferritik	343,2	215,6	22	-
DDK-40.3	Ferritik	392,2	245	18	-

Küresel grafitli dökme demirlerde kesit kalınlığının özellikler üzerine doğrudan etkisi yoktur. Fakat ince kesitlerde soğuma hızının yüksek olması, oluşan tane boyutunu ve anafazın cinsini belirler. Küçük taneli ve perlitik bir yapı daha mukavim olmakla beraber daha düşük süneklik özellikleri gösterecektir. Bununla beraber, ferritik bir anafazda ise süneklik daha yüksek olacaktır.

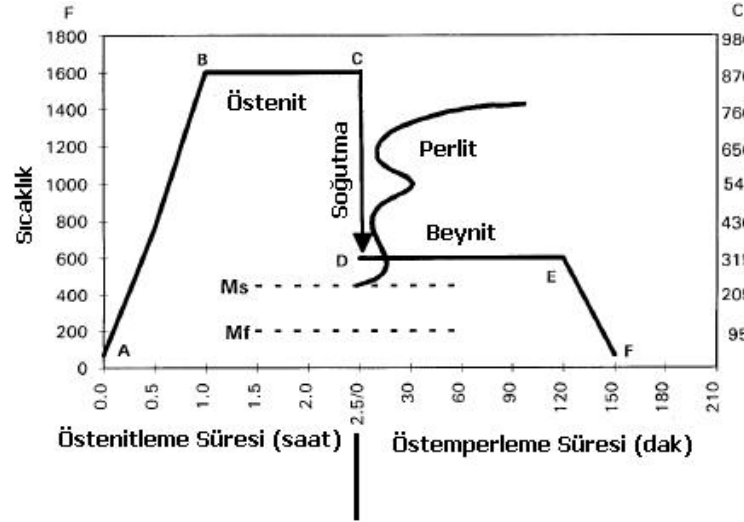
Çok kalın kesitlerde soğuma hızının düşmesi yapıda ayrışmalara (segregasyon) neden olacağı için hem küresel grafitli dökme demirin mekanik özelliklerini hem de östempereleme ısı işlemi sonucu oluşacak yapının özelliklerini olumsuz yönde etkileyecektir.

Küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri büyük ölçüde taşıdığı anafaza bağlıdır. Kürelerin şekli, miktarı ve dağılımı mekanik özellikler üzerine anafazdan daha az etkilidir. Küresel grafitli dökme demirin mekanik özellikleri üzerine; anafazın bileşimi ve alaşım elementi miktarı, grafit küreleri sayısı, katılaşma sırasındaki soğuma oranı ve östenit yapının benzeşikliği birarada etki eder (Çelik, 1996).

3. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN ÖSTEMPERLENMESİ

Küresel grafitli dökme demirlerin ticari üretimlerinde, son dönemlerdeki en önemli gelişme, östemperleme olarak bilinen eşsıcaklıklı bir ısıt işlemlle anafazı beynite dönüştürmektir (Engineering Casting Solutions, 2001).

Şekil 3.1’de, östemperleme ısıt işleminin sıcaklık-zaman çizgesi verilmiştir.



Şekil 3.1 Östemperleme ısıt işlemi (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)

Östemperleme ısıt işlem basamakları aşağıdaki gibi özetlenebilir:

1. 850-950 °C sıcaklıklar arasında 25,4 mm et kalınlığı başına 1 saat östenitleme (B-C).
2. 235-450 °C arasına hızlı soğutma (C-D). Östemperleme sıcaklığına soğuma hızı, perlit tepkimesini önleyecek kadar yüksek olmalıdır. Bunun mümkün olmadığı durumlarda, örneğin kalın kesitli parçalarda, döküm sırasında yapıya ilave edilecek Mo, Cu ve Ni gibi alaşım elementleriyle perlit dirseğinin sağa kaydırılması sağlanabilir.
3. Östemperleme sıcaklığında bekleme (D-E). Bu sıcaklıkta östenit, eşsıcaklıklı bir dönüşümle beynitik ferriti oluşturur. Östemperleme sıcaklığında bekleme süreleri, demirin alaşım elementi miktarına, östenitleme süresine ve sıcaklığına bağlı olarak değişir. Ortalama olarak 0,5-4 saat arasında değişir.
4. Oda sıcaklığına suda veya havada soğutma (Engineering Casting Solutions, 2001).

Östenitleme süre ve sıcaklığı, alaşım elementlerinin miktarı ve östemperleme süre ve sıcaklığı, verilen bir bileşimdeki küresel grafitli dökme demirin östemperleme sonucu elde edilecek mekanik özelliklerine doğrudan etki eder. Yapılan araştırmalar en büyük etkinin, östemperleme süre ve sıcaklığından kaynaklandığını, özellikle östemperleme sıcaklığının oluşacak beynitik yapıyı doğrudan etkilediğini göstermişlerdir (Dorazil, 1991).

Östemperleme ısıtılmasının birinci basamağında, 850-950 °C arasında östenitleme işlemi yapılmasının amacı anafazı östenite dönüştürmek ve östenitin karbon oranını, dökümün bileşimine ve östenitleme sıcaklığına bağlı olarak denetlemektir. İkinci basamak ise 235-450°C sıcaklıklar arasında ve 0,5-4 saat yapılacak olan östemperleme işlem sıcaklığına hızla soğutmaktır. Bu ısıtılma işlem prosedürü sonunda yüksek karbonlu östenit, östemperleme sıcaklığına bağlı olarak, beynitik ferrit veya beynitik ferrit-karbür fazlarını oluşturur. Östenitin karbon oranı yeterince yüksek olursa, ısıtılma olarak dengeli hale gelir. Böylece östemperleme ısıtılmasından sonra bir miktar östenit kalıntı (dönüşmeyen) östenit olarak yapıda kalır (Özel, 1994; Kısakürek, 1987).

En uygun östemperleme mikroyapılarını elde edebilmek için östemperleme süresi doğru olarak seçilmelidir. Bu sürenin doğru seçilebilmesi için östemperleme ısıtılmasının kinetiğini incelemek gerekir.

3.1 Östemperleme Kinetiği

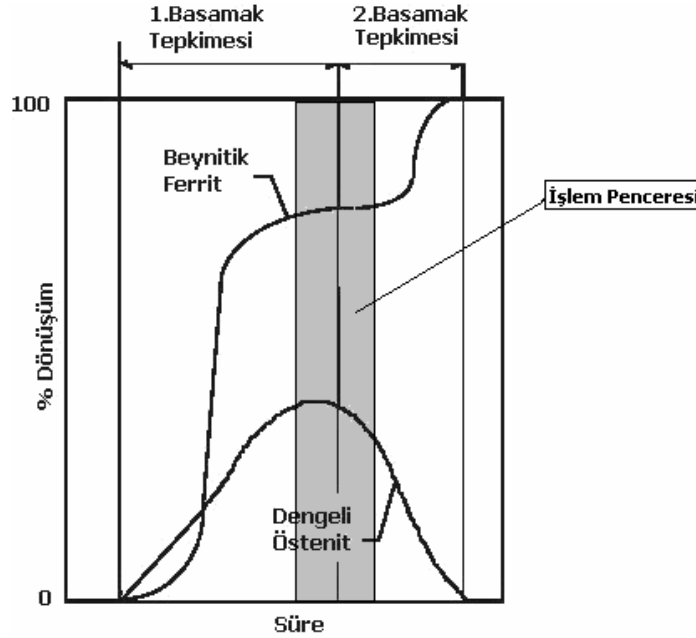
Küresel grafitli dökme demirlerde ve yüksek Si içeren çelik malzemelerde beynitik tepkime, geleneksel çelik malzemelerdeki beynitik tepkimeden farklıdır. Küresel grafitli dökme demirlerde eşsıcaklıklı bekleme süresi boyunca östenit içinde beynitik ferrit çekirdekleri büyür. Aynı süre içinde östenit içindeki büyüyen ferrit plakaları içinden karbon kusur. Malzemedeki yüksek Si içeriği, beynitik tepkime boyunca normal olarak karbür parçacıklarının oluşumunu engeller. Sonuç olarak kalıntı östenit beynitik tepkime boyunca karbon emmeye devam eder. Östenitin karbonca zengin hale gelmesiyle dengeli olma hali azalır ve östenitten ferrite dönüşüm kolaylaşır (1. basamağın sonu). Beynitik ferrit plakalarının büyümesi bir noktadan sonra engellenir ve tepkime geçici olarak durur. Bu tepkime, östemperleme dönüşümünün birinci tepkimesi olarak isimlendirilir (Darwish and Elliott, 1993).



Yüksek karbonlu östenit belirgin olarak dengeli değildir. Yeterli bir süreyle, özellikle yüksek östemperleme sıcaklıklarında, östenit içinde karbür çökmesi olur ve sonuçta östenit, ferrit ve karbüre dönüşür (Darwish and Elliott, 1993).



İkinci basamak tepkime sonucu oluşan karbürler malzemenin sünekliğini, tokluğunu hatırı sayılır ölçüde düşürür, bu arada sertlik ve dayanım yükselir (Chen and Vuorinen, 1995). Şekil 3.2’de östemperleme tepkimesi gösterilmiştir.



Şekil 3.2 Östemperleme tepkimesi (Dorazil, 1991)

Birinci basamak tepkimenin henüz tamamlandığı ve ikinci basamak tepkimenin daha başlamamış olduğu aralığa *işlem penceresi* adı verilmektedir. Şekil 3.2’de gri taralı olarak gösterilen işlem penceresi alaşım elementleriyle daralıp genişleyebilmektedir. İşlem penceresinin daralması birinci ve ikinci tepkimelerin arasındaki süreyi kısaltır ve çok hızlı bir şekilde karbür oluşumuna neden olur. Karbür oluşumu ise sünekliği büyük oranda azaltır (Darwish and Elliott, 1993; Bosnjak, Radulovic, Pop-Tonev ve Asanovic, 2000).

Optimum özellikler bu işlem penceresi içinde kalındığında elde edilir (Bosnjak, Radulovic, Pop-Tonev ve Asanovic, 2000).

Beynitik dönüşüm sıcaklığı aralığında dönüştürülmüş çeliklerde oluşan mikroyapılar için pek çok terim kullanılmaktadır. Alt ve üst beynit en klasik ve temel terimlerdir. Davenport ve Bain tarafından yapılan ilk çalışmayı izleyen 50 yıllık süreç içinde metalurjik araştırmalarla beynitin oluşumu izah edilmeye çalışılmıştır. Beynitin araştırılmasının ilk nedeni, yüksek mekanik dayanım özellikleri göstermesidir. Bir diğer sebebi ise bazı özelliklerinin yayılımı temelli, bazı özelliklerinin ise kalıcı şekil değişikliğine maruz bırakıldığında katı hal dönüşüm tepkimesi temelli olmasıdır. Beynitik dönüşüme (hem alt hem de üst beynitik dönüşüm), yüzey gerilmelerinin eşlik etmesi, beynit miktarının dönüşüm sıcaklığına bağlı olmaması, beynitik dönüşüm sahasında östenitin dengede olması, beynitik dönüşümü martenzitik dönüşüme benzer kılmaktadır (Koyabashi ve Yamada, 1996).

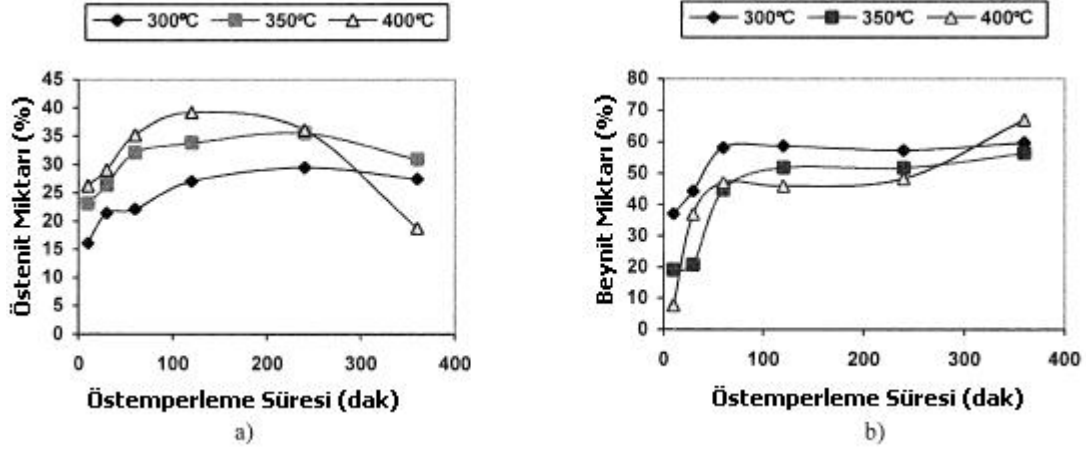
3.2 Östemperlenebilme Yeteneği

Östemperlenebilme, KGDD'nin ötektoid dönüşüme izin vermeksizin tümüyle beynitik yapıya dönüşmesi için yeterli soğuma hızının yakalanıp yakalanamayacağının ölçüsüdür (Dorazil, 1999).

Östemperleme işleminde önemli parametrelerden biri kimyasal bileşimdir. Ötektoid ve ötektoid öncesi yapıların oluşmasına izin vermeyecek en büyük boyutlu kesitin kalınlığı öncelikli olarak alaşım elementlerine bağlıdır (Dorazil, 1991; Bosnjak, Radulovic, Pop-Tonev ve Asanovic, 2000).

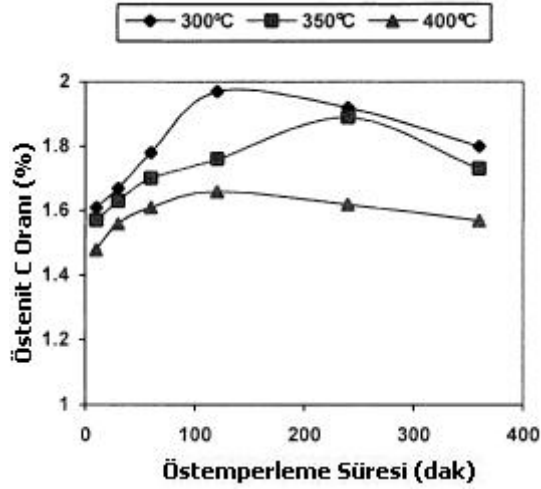
Her ne kadar östemperlenebilirliği sağlamak için gerekli miktarda alaşım elementi kullanılabilse de, alaşım elementlerinin varlığı östemperleme kinetiğini kötü yönde etkileyebilir ve mekanik özelliklerin olumsuz etkilenmesine neden olabilir. Karşılaşılan en önemli sorun, katılaşma esnasında alaşım elementlerinin hücreler arası bölgelerde ayrışmasıdır. Bu ayrışmalar östenitleme sırasında ortadan kalkmazlar ve yapı içinde ayrışıklık oluştururlar. Önceki araştırmalar göstermiştir ki alaşım elementlerinin etkisi birinci basamak tepkimesini etkilemek yoluyla ortaya çıkmaktadır. Bunun sonucunda işlem penceresi daralmakta ve mekanik özelliklerde düşüş görülmektedir (Bosnjak, Radulovic, Pop-Tonev ve Asanovic, 2000).

Şekil 3.3'de östemperleme süresine bağlı olarak mikroyapıdaki değişimler sergilenmiştir.



Şekil 3.3 Östempirleme süresi ve tipik mikroyapı değişimi arasındaki ilişki (Bosnjak, Radulovic, Pop-Tonev ve Asanovic, 2000)

Temel iki yapıtaşı olan östenit ve beynitin yanında östenitte çözülmüş karbon miktarı da önem taşır. Östenitin karbon oranının östempirleme sıcaklığı düştükçe arttığı tespit edilmiştir (Bosnjak v.d., 2000)



Şekil 3.4 Östempirleme sıcaklığına bağlı olarak östenitte çözünen karbon miktarının değişimi (Bosnjak v.d., 2000)

4. ÖSTEMPERLEMİYİ ETKİLEYEN PARAMETRELER

Östemperleme ısıtıl işleminin küresel grafitli dökme demirler üzerindeki başarılı uygulamaları, bu malzemelerin pekçok alanda kullanımını yaygınlaştırmıştır. Östemperleme ısıtıl işlemi boyunca meydana gelen oluşumlar araştırmalara konu olmuş, bu araştırmalar sonunda daha iyi özelliklere sahip ÖKGDD üretmek mümkün olmuştur.

Östemperleme, dökümden ısıtıl işleme çok iyi kalite ve işlem denetimi gerektiren bir süreçtir. Dökümün kalitesi, alaşım elementlerinin miktarı, alaşım elementlerinin ayrışması, östenitleme süresi ve sıcaklığı, östemperleme süresi ve sıcaklığı, işleme tabi tutulan malzemenin boyutları östemperlemeyi etkileyen parametrelerdendir (Dorazil, 1991).

4.1 Östenitleme ve Östemperleme Şartlarının Etkisi

Östemperleme sonucu tatmin edici mekanik özellikler elde edebilmek için, ısıtıl işlem şartları da döküm şartları gibi oldukça iyi denetlenmelidir. Östenitleme sıcaklığı, östemperlenmiş demirin mekanik özelliklerini ve yapısını doğrudan etkileyen östenitin karbon oranı üzerinde etkilidir. Östenitleme sıcaklığı arttıkça, östenitin karbon oranı artar ve östenitlenecek parça yüksek sıcaklıkta yeterli bir süre tutulursa, östenit arzu edilen karbon oranına ulaşılır (Hamid ve Elliott, 1993).

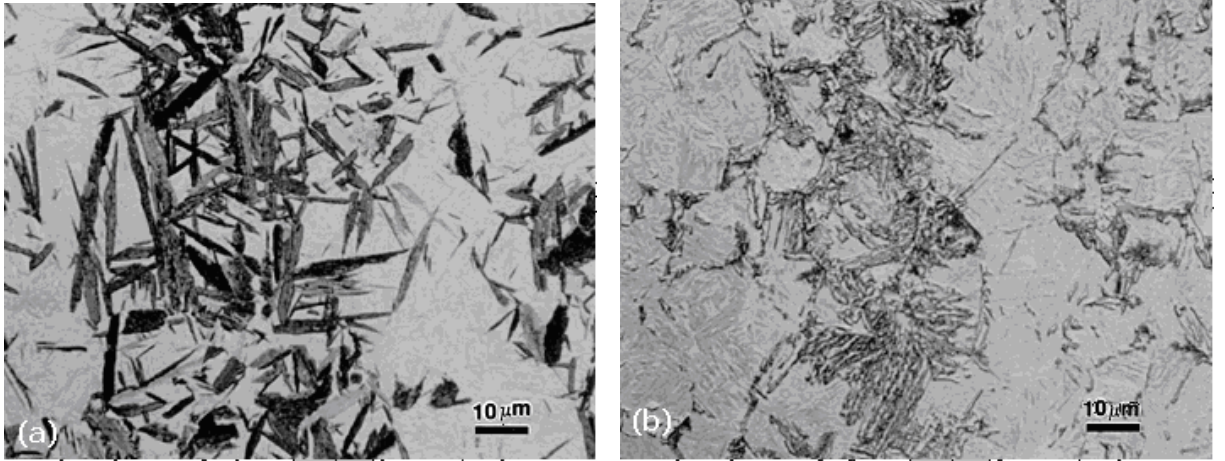
BCRIA’da yapılan araştırmalar sonucunda çekme dayanımı ve süneklik için en elverişli kombinasyonun 900-925 °C sıcaklıklar arasında 1-3 saat östenitleme olduğu gözlemlenmiştir. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin sözü geçen miktarlarında uygun özellik kombinasyonunu sağlamak mümkündür. Östenitleme süresinin artmasıyla östenitin karbon oranının artmasının yanında ayrıca mikro ayrışmalar da giderilmiş olur. Östenitleme şartları, işleme tabi tutulan demirin başlangıç mikroyapısından da etkilenir. Başlangıçta anafaz ferritik ise östenitleme süresi daha uzun olmalıdır. Perlitik durumda ise süre daha kısa tutulabilir (Dorazil, 1991).

Eğer yapıda yeterince alaşım elementi varsa östenitleme sıcaklığı 850 °C civarında olabilir. 925 °C’nin üzerindeki östenitleme sıcaklıklarında, eşsıcaklıklı bekleme sıcaklığına hızlı soğutma sırasında yapıda bir miktar martenzit oluşabilir. Bu oluşum sünekliğin azalmasına neden olur. 900 °C sıcaklığın altında ise malzemenin yapısına bağlı olarak östenitleme tamamlanamayabilir. Bu ise tüm özelliklerde genel bir kötüleşmeye neden olacaktır.

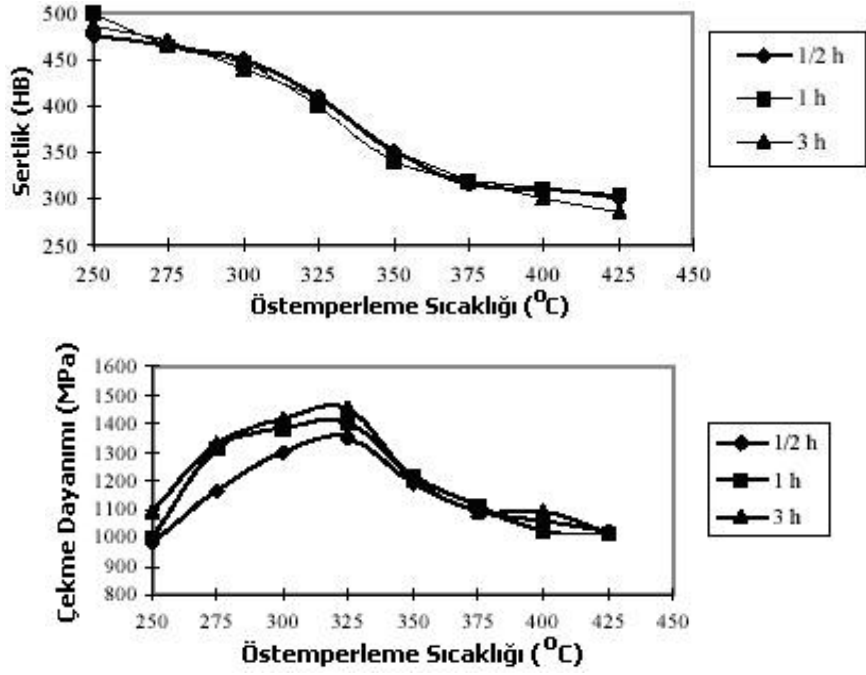
Bu nedenle östenitleme 900 °C civarında yeterince uzun bir süre yapılmalıdır (Hamid ve Elliott, 1993).

Östempereleme sonucu elde edilecek yapı, östempereleme sıcaklığından doğrudan etkilenir. 235-330 °C sıcaklıklar arasında alt beynitik yapı, 370-450 °C sıcaklıklar arasında ise üst beynitik yapı oluşur. 330-370 °C sıcaklıklar arasında oluşan beynit ise, her iki türden farklıdır. Bu tür beynitik yapının mekanik özellikler üzerine etkisi daha farklı olacaktır. En büyük çekme gerilmeleri 275-325 °C sıcaklıklar arasında elde edilir. Bu oluşuma sürenin doğrudan bir etkisi yoktur. Bu aralıkta oluşan beynitik yapının sünekliği ise genel olarak düşüktür. Süneklik üzerinde en büyük etkiye östempereleme süresi sahiptir.

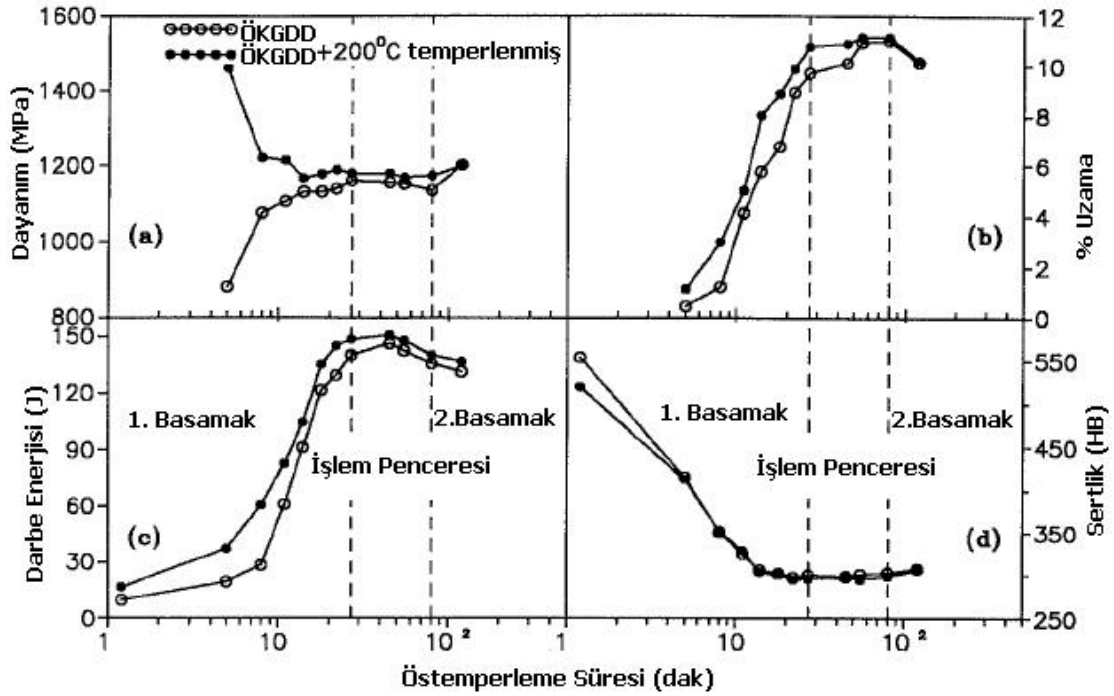
Özellikle östempereleme ısıtıl işlem penceresi içinde durdurulan ve havada soğutulan numunelerde alt beynitik yapılarda oluşabilecek en yüksek süneklik değerlerine ulaşılır. Üst beynitik yapılarda çekme dayanımı daha düşüktür, fakat süneklik genel olarak yüksektir. Süneklik üzerine sürenin etkisi bu yapılarda, alt beynitik oluşumda olduğu gibidir. Üst beynitik oluşumlarda da en büyük süneklik değerleri ısıtıl işlem penceresi içinde deneyi tamamlanan numunelerde elde edilmiştir (Hamid ve Elliott, 1993).



Şekil 4.1 (a) Alt beynit yapısı: alt beynit (koyu) ve martenzit (açık), üst beynit yapısı: üst beynit (koyu) ve martenzit (açık) [3]

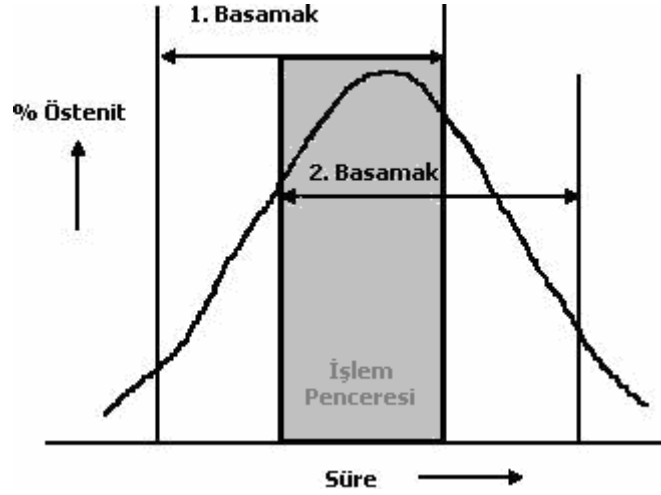


Şekil 4.2 Östempereleme sıcaklığının sertlik ve çekme dayanımına etkisi (Çelik, 1996)



Şekil 4.3 Dayanım, darbe enerjisi, uzama ve sertliğin östempereleme süresine göre değişimi (Wen ve Lei, 1999)

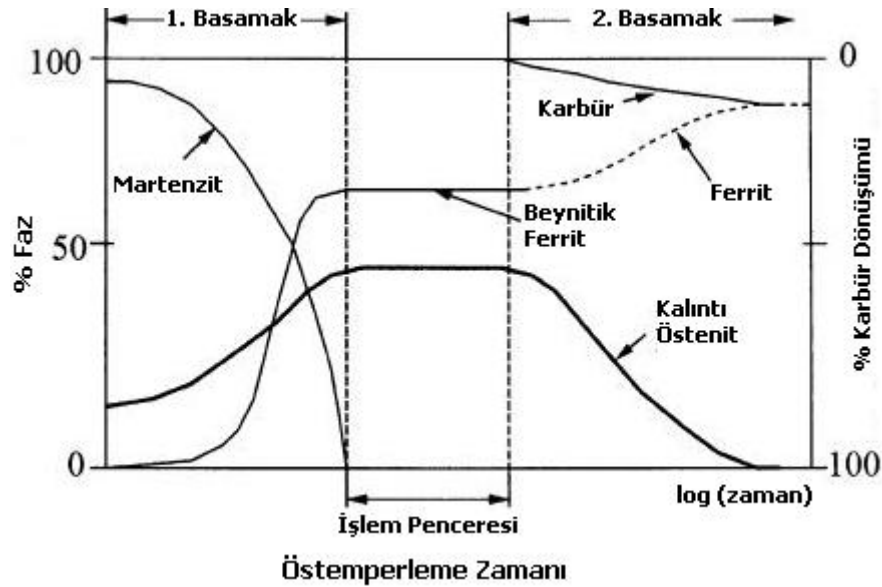
Östenitleme sıcaklığı ve süresi de östempereleme sonuçları üzerinde oldukça etkilidir. Östenitleme sıcaklığı düştükçe işlem penceresi (birinci ve ikinci basamak tepkimelerinin kesişim alanı) daralır (Çelik, 1996).



Şekil 4.4 Hacimsel östenit miktarı ve östemperleme süresi arasındaki ilişki (Dorazil, 1991)

Kimyasal bileşim, ÖKGDD'nin yapısında önemli rol oynar. Başlangıçtaki kimyasal bileşim, istenen sonuç özelliklere uygun olarak seçilmeli ve karbür içermeyen bir döküm yapısı elde edilmelidir. Eşdönüşüm sağlanarak ayrımlaşma en aza indirilmelidir.

Beynitik dönüşümün ikinci tepkimesinden kaçınmak için işlem penceresini genişleten alaşım elementleri tercih edilmelidir. Özellikle Ni ve Mo alaşım elementleri, ikinci tepkimeyi geciktiren ve işlem penceresini genişleten elementlerdir (Darwish ve Elliott, 1993).



Şekil 4.5 Östemperleme sırasında mikroyapı gelişiminin çizgi resimsel gösterimi (Yescas, Bhadeshia ve MacKay, 2000)

4.2 Alaşım Elementlerinin Etkisi

ÖKGDD, yüksek dayanım ve aşınma direnci kombinasyonunu düşük maliyet ve yüksek toklukla birlikte sunmaktadır. Östemperleme sırasında yeterli sertleşebilmeyi sağlamak için, KGDD, Mo, Ni, Cu ve Mn gibi elementlerle alaşımlanmalıdır (Ahmadabadi, Ghasemi ve Osia, 1999).

Karbon: Karbon oranının % 3-4'lere artması, östemperleme sonucu elde edilecek çekme dayanımını artırır. Süneklik azalır, sertlik ise değişmez.

Silisyum: Yapıda bulunan Si miktarı % 1,8-3,2 arasında olabilir. Si arttıkça çekme dayanımı azalır. Buna rağmen süneklikte bir iyileşme olmaz. Sertlik ise değişmez. Si miktarının artmasıyla çekme dayanımının azalması, Si arttıkça ötektoid öncesi ferrit ve perlitin su verme ve östemperleme boyunca oluşumunu desteklemesi nedeniyledir. Ferrit ve perlitin yüksek Si içeriği ile meydana gelen bu oluşumunu önlemek için alaşım elementi ilavesi yoluna gidilmelidir.

Yapılan çalışmalar Si miktarının kırılma tokluğu üzerinde büyük etkisinin olduğunu göstermiştir. Si miktarı % 2,6-3 arasında iken çatlak başlama aralığı ve kırılma tokluğu yüzey gerilmesi, % 12-23 artmaktadır. Bunun bir sebebi, yüksek Si içeriğinin Mn'ın oluşturduğu etkileri gidermesidir (Mi, 1994).

Kırılma tokluğundaki bu artışın östemperleme sonucu yapıda kalan kalıntı östenitten dolayı olduğu da saptanmıştır (Dorazil, 1991).

Dorazil ve Luyendijk, Si miktarının artmasıyla darbe direncinin de arttığını belirtmişlerdir. Ayrıca Luyendijk, Si miktarının % 1,87'den % 2,4'e kadar artmasıyla darbe geçiş sıcaklığının -10 °C'den -80 °C'ye indiğini belirlemiştir. Günümüze kadar yapılan çalışmalar, yüksek Si içeriğinin avantaj olduğunu göstermektedir. Perlit dönüşümünden su verme sırasında kaçınmak için ise alaşım elementleri kullanılmalıdır. Ayrıca yüksek Si içeriği ötektik karbür oluşumunu da engellemektedir. Si miktarı üzerine yapılan çalışmalar % 2,5-2,9 arasındaki miktarın en iyi sonuçları verdiğini göstermiştir.

Mangan: Mn miktarındaki artış KGDD'in sertleşebilme yeteneğini artırır. Mn miktarındaki artışın, östemperleme sonucu elde edilecek çekme dayanımını azalttığı görülmüştür. Sertlik üzerinde ise büyük bir etkisi yoktur.

Mn'in ötektik tane sınırlarında ayrılaşması ve yapısal ayrışıklıkları artırması, östenitin bu kısımlarda dönüşümünün gecikmesine neden olur. Bu bölgelerde, sertliğin düşmesi ve malzemenin çekme dayanımının azalması bu nedenledir. Tane sınırlarında oluşan östenit, Mn karbon çözünmesine engel olduğu için, dengeli değildir, ancak yüksek karbon içeriği ile bu bölgelerdeki östenit dengelenebilir. Böylece M_s sıcaklığı 150 °C seviyesine çekilebilir, bu da, östemperleme ısı işleminden sonra tane sınırlarında kalan kalıntı östenitin martenzite dönüşmesine neden olur. Martenzit oluşumu ise yorulma dayanımını ve kırılma tokluğunu olumsuz yönde etkiler.

Mn miktarındaki artış, ayrılaşmayı artırır ve buna bağlı olarak mekanik özellikler olumsuz etkilenir. Mn, kesit büyüdükçe özellikle tane sınırlarında daha kolay ayrılaşan bir elementtir. Bu nedenle, büyük kesitli parçalarda özellikle soğuma hızının artırılmasıyla bu ayrılaşma azaltılmış olur (Dorazil, 1991).

Dorazil, ÖKGDD'lerde Mn miktarının % 0,6 civarında olmasını önermektedir. Karbür ve martenzitin ferrit plakaları arasında oluşumu ve dağılımı beynitik anafazda sünekliği azaltır. Bu oluşumun temel nedeni yapıdaki yüksek Mn içeriğidir. Benzer gözlemler Harris ve Maitland tarafından da yapılmıştır. Onlar da ÖKGDD'lerde Mn miktarının ince parçalarda en fazla % 0,5, kalın parçalarda ise % 0,3'ün altında olması gerektiğini öne sürmüşlerdir.

Bakır: % 1,5'un üzerinde katılan bakırın, 325-400 °C sıcaklıklar arasında yapılan östemperleme işlemlerinde çekme dayanımı ve sertlik üzerine etkilerinin olduğu gözlenmiştir. Östemperleme sıcaklığı 325 °C'in altında ise süneklik Cu miktarı arttıkça artar. Fakat yüksek östemperleme sıcaklıklarında Cu miktarının süneklik üzerine bir etkisinin olmadığı görülmektedir. ÖKGDD'lerde Cu kalıntı östenit miktarı üzerine etki yapmamaktadır. 325°C'in altındaki işlemlerde bakırın karbür oluşumunu engellediği, bu nedenle sünekliği artırdığı bilinmektedir (Dorazil, 1991).

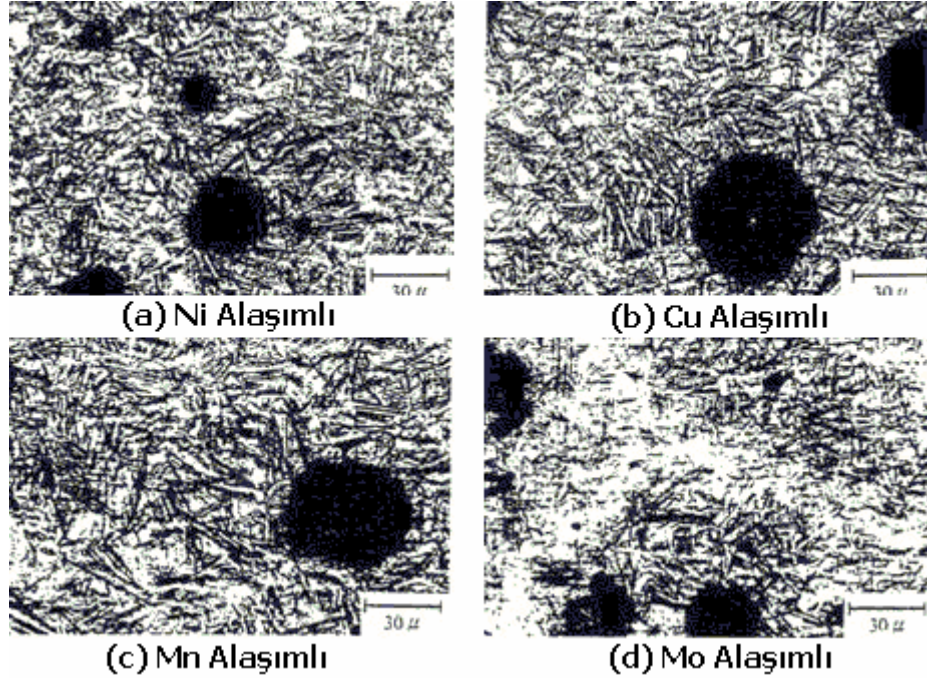
Östemperleme ısısal işlemi sonunda optimum mekanik özellikler, % 60-80 beyrit, % 20-40 kalıntı östenit içeriğinde elde edilmektedir. Dorazil, % 0,74-1,58 Cu içeren numuneler üzerinde yaptığı deneylerde, bakırın östemperleme süresine bağlı olarak, çekme dayanımı, kopma uzaması, sertlik ve kalıntı östenit üzerindeki etkisini araştırmıştır. Bakır miktarının artması çekme dayanımı ve sertlik üzerinde belirgin değişimler yapmazken, kopma uzaması miktarını arttırmaktadır.

Nikel: %1'in altındaki Ni miktarının çekme dayanımı, sertlik ve süneklik üzerine 300-400 °C sıcaklıklar arasında yapılan östemperleme işlemlerinde belirgin bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir. Fakat Ni içeriğinin % 1-4 aralığında ve östemperleme sıcaklığının 350 °C'ın altında olduğu östemperleme işlemlerinde, çekme dayanımının belirgin olarak düştüğü görülmektedir. Alt beyritik yapılarda Ni, Cu'a benzer olarak karbür oluşumunu engeller. %2'nin üzerindeki Ni miktarlarında, ayrışmalar nedeniyle, havada soğutma sonucu martenzit oluşumu artar, bu da sünekliğin düşmesine neden olur.

Molibden: Mo miktarı arttıkça, çekme dayanımı, sertlik ve süneklik azalır. % 0,2'nin üzerindeki Mo içeriklerinde Mo tane sınırlarında ayrışır ve bu bölgelerde karbür oluşumunu teşvik eder. Mo, Mn ile benzer etkiler gösterir. Buna ek olarak Mo sertleşebilme kabiliyetini artırır ve beyritik dönüşüm sıcaklığını (B_s) yükseltir. Mo alaşımlı küresel grafitli dökme demirlerde, östemperleme ısısal işlemi sonucu mekanik özelliklerin en elverişli değerleri, kalıntı östenitin en yüksek olduğu bölgelerde elde edilmektedir.

Krom ve Fosfor : Cr ve P ötektik tane sınırlarında kolaylıkla ayrışan elementlerdir. Bu nedenle tane sınırlarında karbür, fosfür ve karbür-fosfür karışımlarının oluşumuna neden olurlar. Bu oluşumlar mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Bu etkiden korunmak için yapıdaki Cr ve P miktarının %0,05'in altında olması istenir.

Küresel grafitli dökme demirlerde sertleşebilirliği olumlu yönde etkileyen elementler Cu, Ni ve Mo'dur. % 0,3'lük Mo ilavesi, östemperlenebilecek çap değerini iki katına yükseltir. Bu konuda Cu, Mo kadar etkin değildir. % 1,5 Cu ilavesi ancak % 0,3 Mo ilavesine eşdeğer etki yapar. Fakat yüksek Ni ilavesi Cu'dan daha etkindir. Sertleşebilirlik üzerine bakırın etkisi % 1,5'dan sonra fazla değildir (Johansson, 1994; Yescas, Bhadeshia ve MacKay, 2000)



şekil 4.6 Alaşım elementlerine göre oluşan tipik mikroyapılar (Lin, Chen ve Lei, 1994)

Östemperleme sonucu istenen özelliklere ulaşabilmek için alaşım elementlerinin etkileri çok iyi gözden geçirilmeli ve istenen özellikleri verebilecek miktarlar titizlikle seçilmelidir. Tüm alaşım elementlerinin belli kombinasyonlarda yapıya ilavesinin, mekanik özelliklere ne tür etkiler yaptığı konusunda yapılmış birçok çalışma olmasına rağmen henüz yeterlilik sağlanamamıştır (elik, 1996).

5. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN ÖZELLİKLERİ

Bugün içinde olduğumuz dinamik mühendislik dünyası hafif, dayanıklı ve düşük maliyetli malzemelere ihtiyaç göstermektedir. Bu bakımdan varolan malzemelerin daha iyi araştırılması ve yeni malzemelerin de geliştirilmesi gerekmektedir. Bu malzemelere örnek ÖKGDD'dir. ÖKGDD üzerindeki araştırmalar, dayanım, tokluk ve aşınma direnci gibi mekanik özelliklerin iyileştirilmesi üzerinde yoğunlaşmıştır (Zimba, Simbi ve Navara, 2002)

ÖKGDD'nin geliştirilmesi demir döküm teknolojisinde çok büyük bir kazanımdır (Chang, 1998).

Modern otomobil motor tasarımlarında krank milinin yüksek dönel yorulma dayanımına sahip olması istenir. İstenilen özelliklere tam olarak sahip ve ısıl işlem görmüş dövme çeliklere alternatif bir malzeme olan ÖKGDD, bu amaca çok uygundur (Reed vd, 2002).

Uygun östemperleme süresi ve sıcaklığı seçimine bağlı olarak ÖKGDD çok geniş bir yelpazede mekanik özellikler sunar. Bugüne kadar birçok araştırmacı ÖKGDD'nin mekanik özelliklerini incelemiştir. Özellikle 325-400 °C sıcaklık aralığında östemperlenen ÖKGDD'ler dikkat çekici özelliklere sahiptir. ÖKGDD'lerin bu ailesi, yüksek çekme dayanımı, tokluk ve aşınma dayanımına sahiptir. Bu çekici özellikler ÖKGDD ailesini, inşaat ile ilgili araçların kazıcı uçları için çok güçlü bir aday yapmaktadır (Zimba, Simbi ve Navara, 2002).

ÖKGDD, parçaların genellikle kırılmayla kullanılamaz duruma geldiği kayalık bölgelerdeki kullanımda üstün özellikler gösterir. Yapılan güncel saha testleri göstermiştir ki greyder vb. araçlarda tırnak malzemesi olarak kullanıldığında çeliğe üstünlük sağlamaktadır (Dommarco, Galarreta, Ortíz, David ve Maglieri, 2001).

ÖKGDD'nin avantajları şöyle sıralanabilir: (a) parçanın son şekline yakın yüzey vermesi ve talaşlı imalatın azalması, (b) daha iyi talaşlı işlenebilirlik, (c) denk dayanım için dövme çeliğe göre % 10 daha düşük yoğunluk ve (d) düşük maliyet (Dommarco, Bastias, Dall'O, Hahn ve Rubin, 1998).

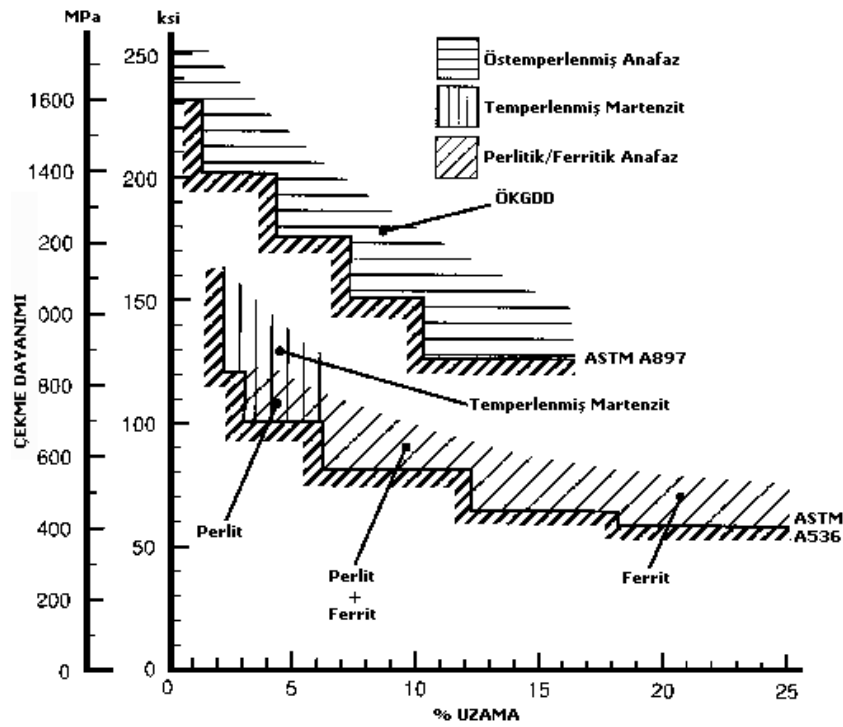
Ayrıca ÖKGDD'nin yorulma ömrünün, birçok çelik türünde olduğunun aksine çekme dayanımıyla orantılı olmadığı birçok araştırmacı tarafından belirtilmiştir (Lin ve Lee, 1997).

ÖKGDD'nin öneminin 1980'lerden sonra anlaşılmış olmasına rağmen, 2000 yılı itibariyle dünyadaki üretimi 10^5 ton mertebesini aşmıştır (Trudel ve Gagné, 1997).

5.1 Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mekanik Özellikleri

ÖKGDD'lerde mekanik özellikler, elde edilen yapıya ve işlem parametrelerine göre değişim gösterir. Alt beynitik yapılarda 500 HV'nin üzerinde sertlik, 1200-1600 N/mm² arası çekme dayanımı ve %1-3 kopma uzaması elde edilirken, üst beynitik yapılarda 295-320 HV sertlik, 900-1050 N/mm² çekme dayanımı ve % 6-12 kopma uzaması elde edilebilmektedir (Dorazil, 1991).

Şekil 5.1'de alternatif anafazların, beynitik anafaz ile karşılaştırmaları sergilenmiştir.



Şekil 5.1 Anafazlara göre çekme dayanımı-%uzama ilişkisi [2]

Dorazil yaptığı çalışmalarda alt beynitik oluşumlarda elde edilen mekanik özelliklerin, üst beynitik oluşumlardan farklı olduğunu savunmuştur. KGDD östemperlendiği zaman, yapıda alaşım elementi olsun veya olmasın, alt beynitik oluşumlarda yüksek dayanım düşük süneklik, üst beynitik oluşumlarda ise düşük dayanım yüksek süneklik elde edilmektedir. Fakat bu görüşe karşı fikirlerde ortaya atılmıştır.

Örneğin Hitchcox, 1986'da yaptığı çalışmada, yüksek performans dişlisi olarak kullandığı ÖKGDD'lerde, yüksek östemperleme sıcaklıklarında, düşük östemperleme sıcaklıklarına göre daha yüksek dayanım elde ettiğini bildirmiştir. Aynı şekilde Hamid vd, düşük Mn içeren KGDD'ler üzerinde yaptıkları çalışmalarda düşük östemperleme sıcaklıklarında, dayanımın belirgin olarak düştüğüne dikkat çekmişlerdir (Hamid ve Elliott, 1993).

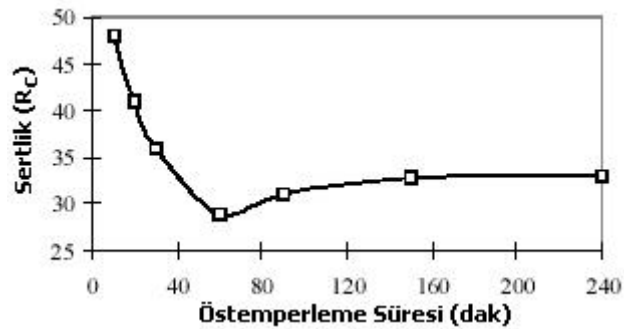
Çizelge 5.1 ÖKGDD'nin ASTM897-90 ve 897M-90 standartları (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)

Sınıf	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	% Uzama	Sertlik Aralığı (HV)
1	850	550	10	269-321
2	1050	700	7	302-363
3	1200	850	4	341-444
4	1400	1100	1	388-477
5	1600	1300	-	444-555

Çizelge 5.2 Sınıf 2 ÖKGDD ile dövme çeliğin özelliklerinin karşılaştırılması (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002)

	Dövme Çelik	ÖKGDD
Çekme Dayanımı (MPa)	779,1	1034,2
Akma Dayanımı (MPa)	510,2	792,8
Modül (GPa)	205,4	166,8
Uzama (%)	10	9
Sertlik (HV)	262	280

ÖKGDD'lerde elde edilen çekme dayanımı değerleri, başlangıç anafaz yapısıyla aynı çeliklerden ve dökme demirlerden daha yüksektir. Bahmani, % 0,8 Cu, % 0,55 Mn içeren KGDD'lerde, sertliğin çekme dayanımı ile paralel değiştiğini belirtmiş ve östemperleme sıcaklığında 400 °C'den 300 °C'ye azalmanın, östenitin hacimsel miktarını artırdığını ve bunun da sertliği belirgin olarak iyileştirdiğini öne sürmüşlerdir (Çelik, 1996).



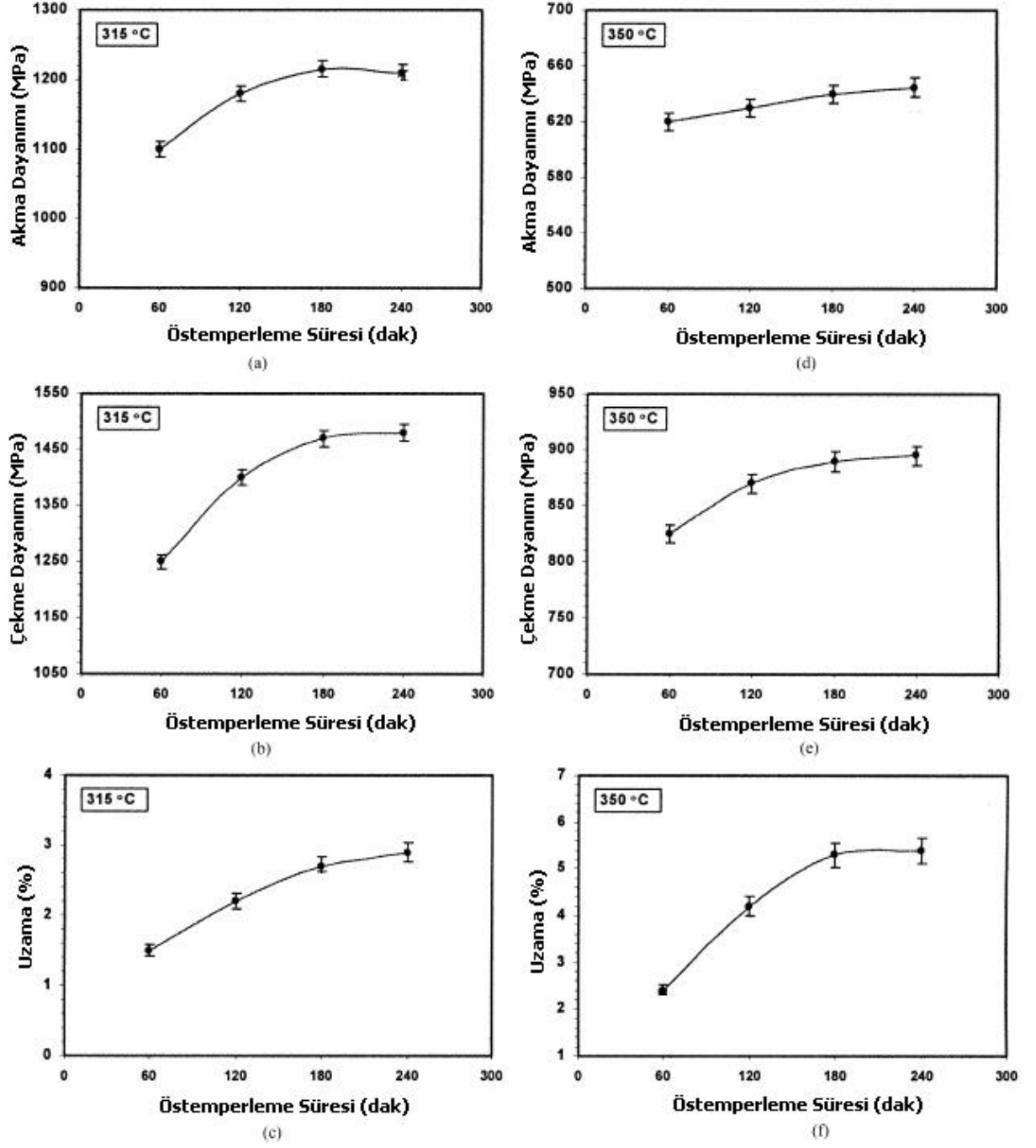
Şekil 5.2 %0,55 Mn, %0,8 Cu içeren KGDD'de sertliğin östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı olarak değişimi (Çelik, 1996).

Aynı şekilde Cu-Ni alaşımlı KGDD'lerin östemperleme ısı işlemi sonrası özelliklerini belirlemek üzere yapılan çalışmalarda, östemperleme ısı işlemiyle çekme özelliklerinin, parça boyutuna, östemperleme sıcaklığına ve süresine bağlı olduğu görülmektedir. Ayrıca benzer çalışmalar kapsamında, çekme dayanımının, ne Ni ne de Cu miktarının bir fonksiyonu olduğu, buna karşın başlangıç mikroyapıdaki ferrit miktarının çekme özellikleri üzerinde daha etkili olduğu belirtilmektedir. Çizelge 5.3'de Cu-Ni alaşımlı KGDD malzemelerde elde edilebilecek en iyi çekme özellikleri verilmiştir. Verilerden, Cu-Ni alaşımlı KGDD'lerde optimum çekme özelliklerinin 360 °C de 2 saat östemperleme sonucu elde edildiği görülmektedir (Dorazil, 1991).

Çizelge 5.3 25 mm çaplı KGDD'nin 2 saat 360°C'de östemperlenmesi sonucu elde edilen çekme özellikleri (Çelik, 1996).

Östemperleme Sıcaklığı (°C)	Kimyasal Bileşim (%)	Kopma Uzaması (%)	Çekme Dayanımı (MPa)
360 / 2 saat	Cu-Ni, 0,002Mn	14	995
	Cu-Ni, 0,4Mn	10	987
	Ni-Mo, 0,2 Mn	11	990
	1.48 Cu	5	1100
	0,6 Cu-0,25 Mn	9	1000
	0,96 Mn	3	970

Şekil 5.3'te M.Heydarzadeh Sohi v.d.nin yaptığı çalışma sonucunda östemperleme süresi ve sıcaklığına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi verilmiştir.



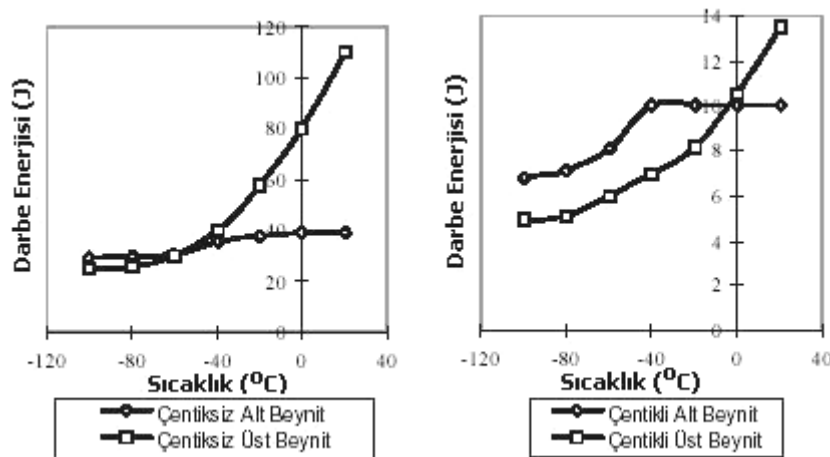
Şekil 5.3 315 °C (a-c) ve 350 °C (d-f) sıcaklıkları için östempirleme süresiyle çekme dayanımı, akma dayanımı ve kopma uzamasının değişimi (Sohi, Ahmadabadi ve Vahdat, 2004)

ÖKGDD'lerde yorulma dayanımına etki eden etmenler ise özetle, şöyle sıralanabilir:

1. Grafitlerin küreselliği azaldıkça yorulma dayanımı düşer, anafazın mikrosertliğinin artmasıyla artar,
2. Yapılan çalışmalar, ticari dökümlere göre, laboratuvar şartlarında yapılan dökümlerin yorulmaya karşı yaklaşık %10 daha dayanıklı olduğunu göstermektedir. Bu nedenle döküm işlemi denetlenmeli ve temiz olmalıdır,
3. Grafitlerin büyüklüğü ve dağılımı da, küreselliği kadar yorulma dayanımını etkilemektedir,
4. Parça büyüklüğü yorulma dayanımını etkilemektedir (Komaç, v.d., 1993).

Alaşımli ve alaşımsız KGDD'lerin östemperlenmesinde, östenitleme sıcaklığı arttıkça hem sertlik hem de darbe direnci azalmaktadır. Östenitleme süresi arttıkça sertlik azalırken, darbe direncinde artış gözlenmektedir (Özel ve Kısakürek, 1991).

Çentikli ve çentiksiz darbe numuneleri üzerinde yapılan deneylerde -100, -40 °C arasında alt ve üst beyritik yapıların hemen hemen aynı darbe direncine sahip oldukları, -40 °C'den yüksek sıcaklıklarda (oda sıcaklığında ve üzerinde) üst beyritik yapıların daha büyük darbe direnci değerleri verdiği görülmektedir (Şekil 5.4) (Dorazil, 1991).



Şekil 5.4 Darbe testi sıcaklığının darbe direncine etkisi (Dorazil, 1991)

5.2 ÖKGDD'nin Teknolojik Önemi ve Kullanım Alanları

ÖKGDD'lerin ilk uygulama örnekleri otomotiv sanayiinde verilmiştir. ÖKGDD'lerin ilk kullanım örneğini General Motors firması ürettiği Pontiac araçların bazı dişli aksamalarında kullanarak vermiştir. Bu örneği takiben, ağır hizmet şartlarında çalıştırılan kamyonlarda dişli olarak kullanım örnekleri yaygınlaşmıştır. ÖKGDD'lerle ilgili çalışmalar arttıkça kullanım alanları da artış göstermiştir. Özellikle büyük dişli çarklarda yüzeyleri sertleştirilmiş çelik malzemeler yerine, ÖKGDD malzemeler tercih edilmeye başlanmıştır. General Motors firmasının 1976'da Pontiac otomobillerin arka aks hipoit pinyon ve fener dişlilerini yüzeyi sementasyonla sertleştirilmiş çelik yerine ÖKGDD'den imal etmesi bu malzemeye olan ilginin artmasına neden olmuştur. Oysa beynitik yapıli KGDD'lerin ilk örneği 1947 yılında Millis, Gagnebin ve Pilling tarafından verilmiştir. General Motors'u takiben birçok firma ÖKGDD malzemeleri çeşitli alanlarda kullanmaya başlamıştır (Dorazil, 1991).

ÖKGDD malzemeleri bu denli önemli yapan avantajları şöyle sıralanabilir:

1. KGDD, çeliğe göre % 10 daha hafiftir ve grafit sönümleme kapasitesini %40 artırdığı için KGDD dişliler, çelik dişlilerden daha sessiz çalışmaktadır,
2. KGDD' in çelikten daha az çentik duyarlılığı vardır. Bu yüzden yüzey işlemlerinin çelikteki kadar hassas yapılmasına gerek yoktur,
3. ÖKGDD in yorulma ömrü püskürtmeli sertleştirme ve yüzey haddeleme işlemleri ile arttırılabilir. Hatta dişlilerin çalışma esnasında dahi yüzeyleri sertleşebilir. 318 HV sertliğindeki ÖKGDD malzemenin aşınma direncinin 530 HV sertliğindeki dövme çeliğe eşdeğer olduğu görölmüştür,
4. Hammadde olarak dökme demir çelikten daha ucuzdur,
5. Belirli dişliler nihai şekle sahip olacak şekilde dökülebilir,
6. Isıl işlem görmeden önce dahi, KGDD in işlenebilirliği tavlanmış çelikten oldukça iyidir. Bu nedenle pahalı işleme takımlarının sarfıyatı da az olmaktadır,
7. KGDD dişlilerin üretiminde kullanılan enerji, çelik dişlilerin üretiminde kullanılan enerjiden daha az olmaktadır. Bu yüzden % 50'ye varan enerji tasarrufu sağlanabilmektedir (Çizelge 5.4).

Çizelge 5.4 ÖKGDD ve çelik dişlilerin üretiminde kullanılan enerji miktarları
(Kısakürek, 1987)

İŞLEM	HARCANAN ENERJİ (KWh/t)	
	KGDD	ÇELİK
Üretim	2500	4500
Tavlama	—	500
Östemperleme	600	—
Yüzey sertleştirme	—	800-1200
TOPLAM	3100	5800-6200

8. Yağlama etkisinin zayıf olduğu kullanım yerlerinde bile aşınma ömürleri dövme çelik malzemeden yüksektir,
9. ÖKGDD'lerin elastiklik modülü aynı anafaza sahip çeliğin elastiklik modülünün % 70-80'i kadardır,
10. Otomotiv sanayiinde yaygın olarak kullanılan parçaların içinde en iyi dayanım özelliklerini ÖKGDD'ler vermektedir (Özel, 1991; Dorazil, 1991; Çelik, 1996).

Çizelge 5.5 Otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan malzemelerin dayanım değerleri (Özel, 1994)

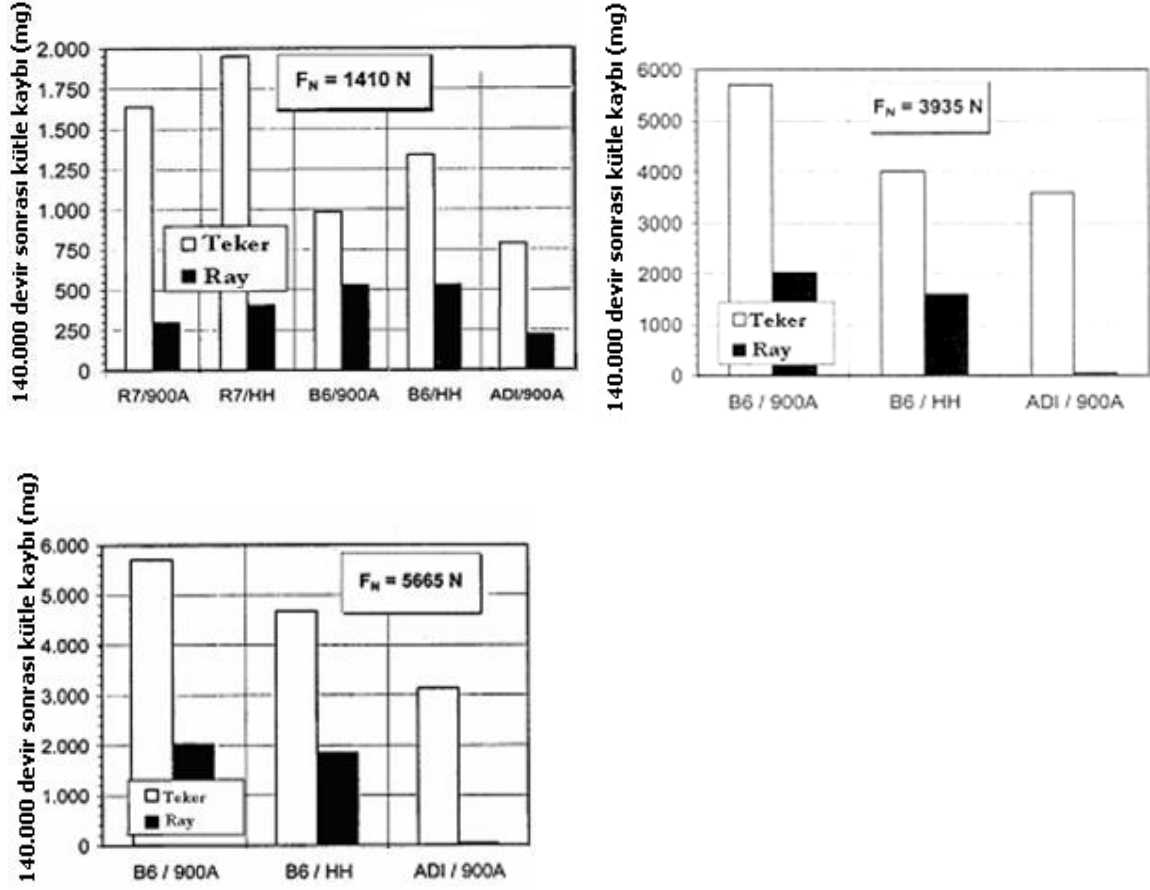
	DÖKME DEMİRLER				ÇELİKLER	
	ÖKGDD	LAMEL	TEMPER	KGDD	DÖKÜM	DÖVME
ASTM standardı	A897M-90	A48	A602	A536	A27	A290.A-D
Çekme Day. kg/mm^2	85-160	14-40	35-70	40-70	40-50	55-118
Akma Day. kg/mm^2	55-130	-	22-60	27-50	20-30	31-100
% uzama	1-10	<1	1-10	3-18	22-24	10-22

Avustralyalı bir taşımacılık firması kamyonlarda kullandığı bağımsız süspansiyon dirseğini düşük karbonlu çelikten üretmek yerine tasarımı değiştirerek ÖKGDD'den imal ederek, çelikte elde ettiği 4.000 km'lik kullanım ömrünü 322.000 km'ye çıkarmıştır. Ayrıca tekerlek ömrünü de 80.000 km artıracakını beklemektedirler (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002).

TVR Tuscan spor arabaların krank millerinin üretiminin dövme çelikten ÖKGDD'ye kaydırılması sonucu çekme dayanımı % 19 ve yorulma ömrü de % 6,75 iyileştirilmiştir (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002).

Tren vagon tekerleklerindeki kullanımında, çeliklerle karşılaştırıldığında 3 kat daha fazla sönümleme kapasitesine sahip olduğu ve taşıma sırasında da daha az gürültüye neden olduğu belirtilmiştir (Hayrynan, Brandenburg ve Keough, 2002).

Aynı zamanda grafitler, yağlayıcı gibi davranarak aşınma dayanımını da artırmaktadır. Şekil 5.5'de 140.000 devir dönü sonrası çeşitli temas yüklerinde oluşan kütle kayıpları verilmiştir.



Şekil 5.5 Çeşitli ray/teker malzemesi ve yük kombinasyonları için kütle kayıpları [1]
(Hayrynan v.d., 2002)

Karşılaştırma çizgelerinde verilen R7, B6 ve HH, içi dolu vagon tekerleklerinde kullanılan genel uygulama çelikleridir ve sırasıyla % 0,5, % 0,6 ve % 0,7 C içermektedirler (Madler, 2000).

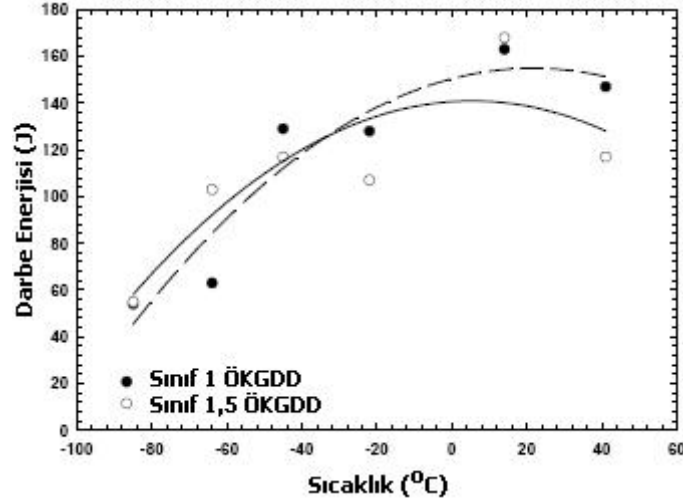
900A ise % 0,6-0,8 C içeren perlitik mikroyapılı ray çeliğidir ve % 1,7'e varan oranlarda Mn içermektedir (Madler, 2000).

Çizelge 5.6'da bazı parçaların ÖKGDD ile üretilmeleri halinde elde edilen kazanımlar listelenmiştir.

Çizelge 5.6 Alternatif malzeme olarak ÖKGDD kullanıldığında maliyetteki düşüş miktarları [2]

Bileşen	Önceki Malzeme	Yerini Alan Malzeme	Maliyetteki Düşüş (%)	Diğer Tasarım İyileştirmeleri
Off-road Kamyon Süspansiyon Silindiri	Kaynaklı Çelik	BS2789 420/12	>20	İşleme masrafları azaldı. Envanter ve stok denetim giderleri düştü.
Saban Ayağı	Kaynaklı Çelik	ASTM A-536 80-55-06	49	Döküldüğü gibi kullanıldı. İşleme maliyetleri ortadan kalktı.
İp Klemensi	Dövme çelik	ASTM A-536 80-55-06	82	Daha dayanıklı. İyileştirilmiş görünüm.
Krank mili	Dövme Çelik	ASTM A-897 ADI	39	Daha hafif,daha dayanıklı ve daha iyi aşınma direnci.İyileşmiş sönümleme.
Dizel Motor Zamanlama Dişlisi	Karbürize Dövme Çelik	ASTM A-897 ADI	30	Talaşlı işleme verimi yükseldi.Ağırlık ve gürültü azaldı.
Kanca	Kaynaklı Çelik	ASTM A-536 80-55-06	76	Mekanik özellikler iyileşti. İşleme azaldı, görünüm iyileşti.
Vida Dişli	Bronz & Çelik	ASTM A-536 60-40-18	46	Performans yükseldi,son birleştirme kolaylaştı.

Taşımacılıkla uğraşanlar için kilitlerin yangın söndürücü ile soğutularak kırılması veya kesilmesi büyük bir sorun oluşturmaktadır. Düşük sıcaklıklarda tokluğunu koruyabilmesi ve çalışma sertleşmesi nedeniyle kilitlerin ÖKGDD'den üretimi denenmiştir. ÖKGDD düşük sıcaklıklarda, oda sıcaklığındaki değerlere daha yakın tokluk göstermektedir. Tokluk yaklaşık olarak oda sıcaklığındakinin % 70-80'i kadardır (Hayrynan v.d., 2002).



Şekil 5.6 Sınıf 1 ve 1,5* ÖKGDD için darbe geçiş eğrileri (Hayrynan v.d., 2002)

Çizelge 5.7 ÖKGDD sınıfları* [2]

ASTM 897M (SI)	850 550 10	1050 700 07	1200 850 04	1400 1100 01	1600 1300 00
Sınıf	1	2	3	4	5
Min. Çekme Dayanımı (MPa)	850	1050	1200	1400	1600
Min. Akma Dayanımı (MPa)	550	700	850	1100	1300
Min. Uzama (%)	10	7	4	1	-
Sertlik (HV)	302	340	387	418	460



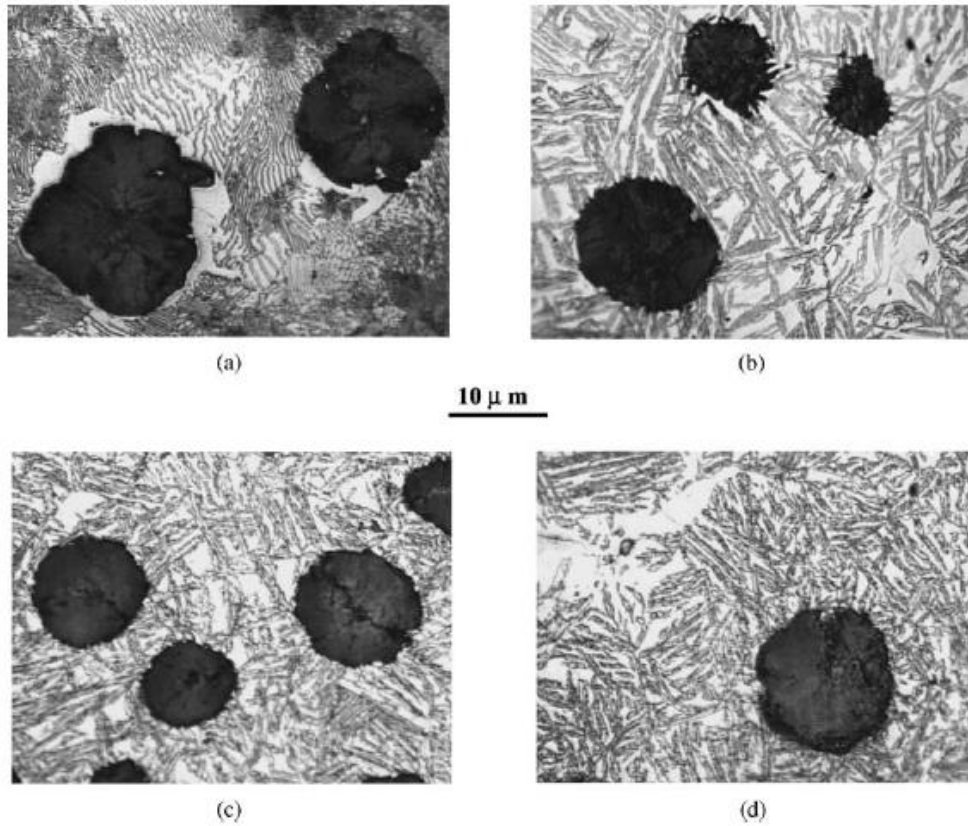
Şekil 5.7 Çok sık hırsızlığa maruz kalan treyler kilidi (ÖKGDD) (Hayrynan v.d., 2002)

6. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRDE ÖSTENİT-MARTENZİT DÖNÜŞÜMÜ

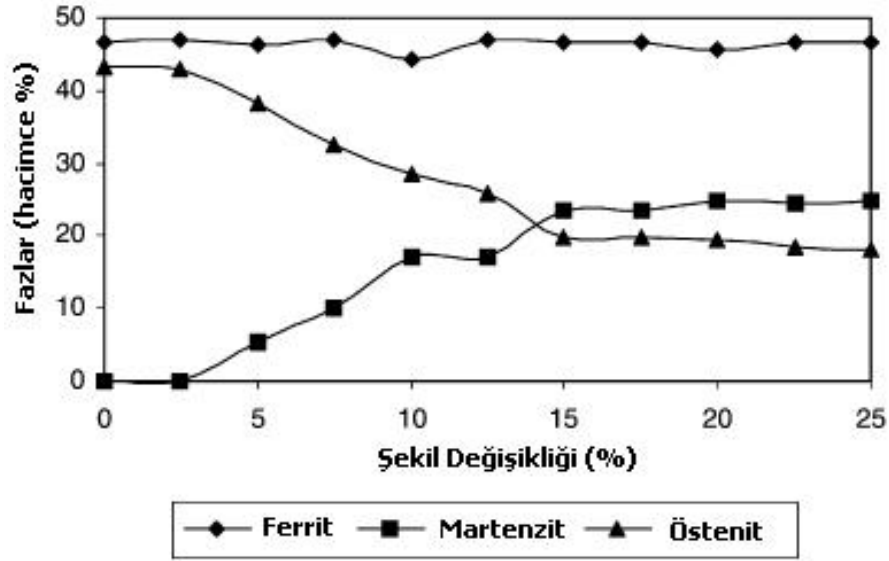
Yarı kararlı östenitin zorlama sonucu oluşan martenzite dönüşümü 30 yıldan fazladır bilinmektedir. Bununla birlikte, bu etkinin teknik uygulamaları hakkında geniş bilgi yoktur. Nükleer güç tesisi bileşenlerinin östenitik borularının yorulma dayanımının daha erken belirlenmesi için yapılan bir araştırmada, zorlamayla oluşan martenzitik dönüşümü etkileyen parametreler incelenmiştir (Grosse, Niffenenger ve Keller, 1999).

Ayrıca östenitik çeliğin de M_s ve M_d sıcaklıkları arasında yoğruk biçim değiştirmeye maruz bırakıldığında, yarı kararlı östenitin yoğruk biçim değiştirmesi nedeniyle içsel zorlama enerjisini azaltmak amacıyla martenzite dönüşümü belirtilmiştir (Shin, 1996).

ÖKGDD'de % 0'dan % 25'e kadar değişen ölçekte soğuk şekil değişikliği sonucu kalıntı östenitin kısmi olarak martenzite dönüşümü yakın geçmişte incelenmiştir. Soğuk şekil değişikliği miktarının artmasıyla birlikte yapıdaki değişiklikler Şekil 6.2'de verilmiştir (Garin ve Mannheim, 2003).



Şekil 6.1 Mikroyapılar, (a) KGDD, (b) beynit, (c) beynit (%7,5 şekil değişikliği), (d) beynit (%20 şekil değişikliği) (Garin ve Mannheim, 2003)



Şekil 6.2 13 mm kalınlığındaki parçada şekil değişikliğine bağlı olarak fazların hacim oranlarında oluşan değişim (Garin ve Mannheim, 2003)

6.1 Östenit-Mertenzit Dönüşümünün Mekanizması

Bilindiği gibi östemperleme ısıl işleminde eşsıcaklıklı dönüşüm esnasında iki basamaklı bir tepkime oluşmaktadır. Birinci basamakta östenit, beynitik ferrite ve karbonca zengin östenite dönüşmektedir:



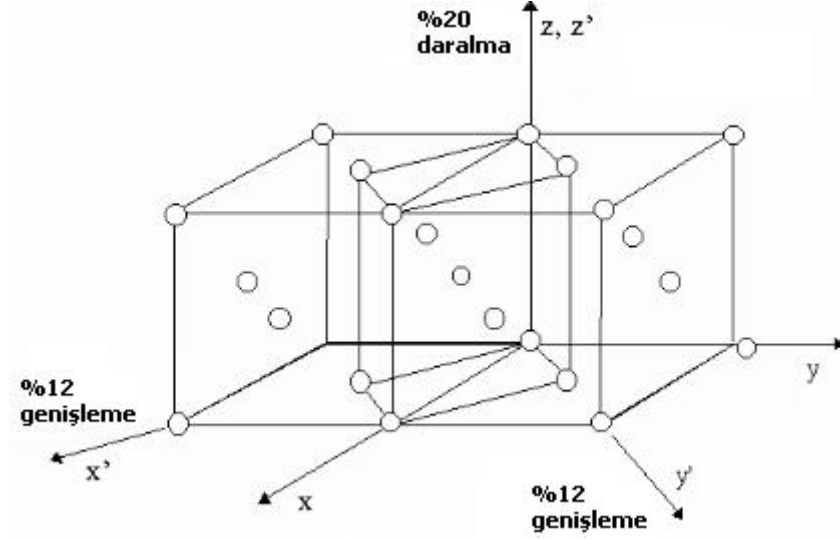
İkinci basamakta ise karbonca zengin östenit ferrit ve karbürlere dönüşmektedir:



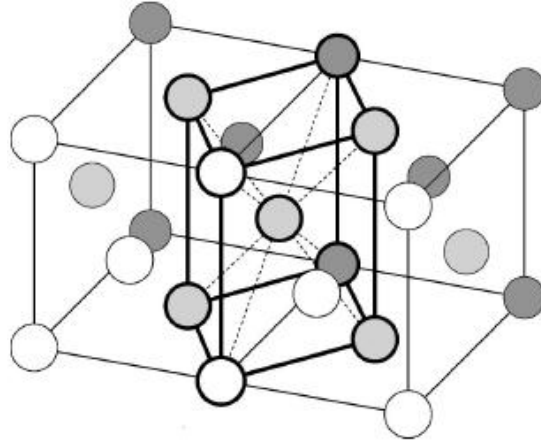
Akma dayanımının üzerinde uygulanan gerilme sonucu ise hem γ_K hem de α fazları yoğruk (plastik, kalıcı) şekil değişikliğine uğrar. Yoğruk şekil değiştirme ise kalıntı östenitin tetragonal olarak çarpılmış hacim merkezli martenzite (M) dönüşmesine neden olur.



Sonuç olarak malzemenin dayanımı soğuk şekil değiştirme ve östenitin martenzite dönüşmesi nedeniyle yükselir. Böylece düşük sertliğe sahip olacak şekilde östempelenmiş KGDD yüzey katmanlarının yeterli ölçüde martenzite dönüşmesi nedeniyle beklenenin çok üstünde bir aşınma dayanımı gösterir duruma gelir (Garin ve Mannheim, 2003).



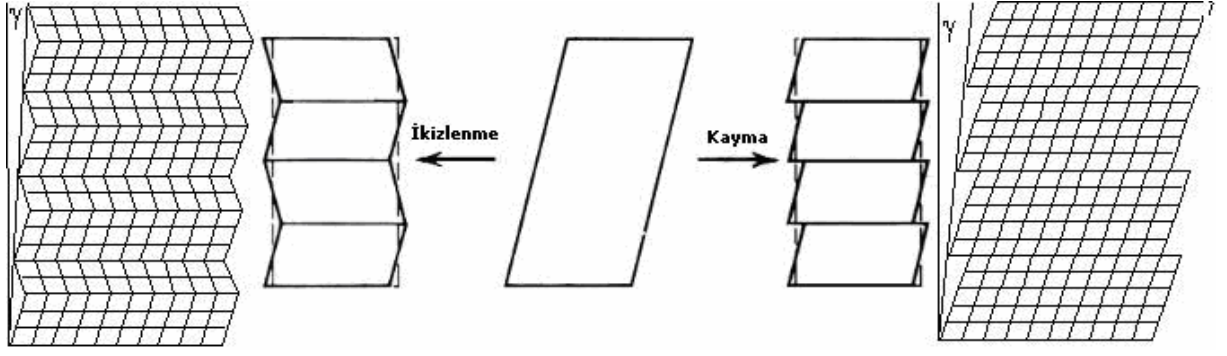
a)



(b)

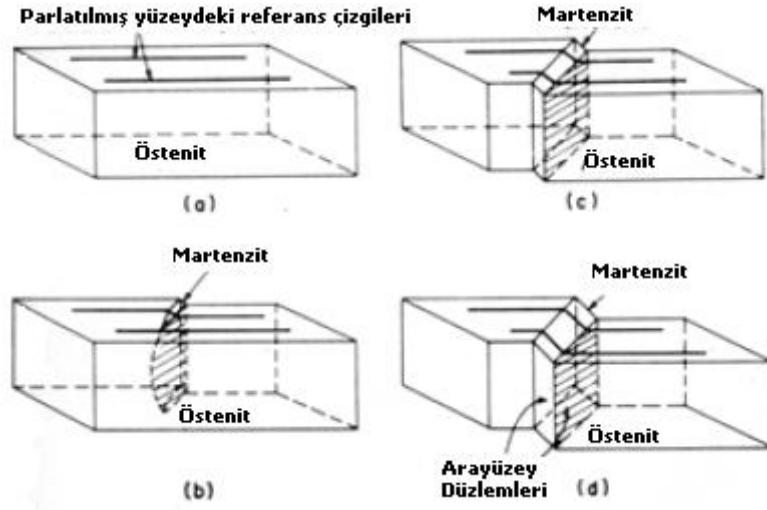
Şekil 6.3 (a) Bain modeline göre kafes boyut değişimleri ve (b) iki KYM kafesten dört KHM kafes oluşumu (Miller ve Reinhardt, 2000)

Şekil değişikliğinin değişken (varyant) düzlem biçim değiştirme ile olması sonucu gerinme enerjisi azalabilir. Ancak martenzitik kafesi oluşturan Bain gerinimi değişken değildir (invariant) ve bu yüzden martenzit kafesini çarpıtmadan ancak nihai gerinmenin kayma veya ikizlenme gibi şekil değiştirme mekanizmaları ile değişken hale getirilmesi gerekir. Sonuç şekil değiştirme, anafazın esnek veya yoğruk şekil değiştirmesiyle oluşur [4].

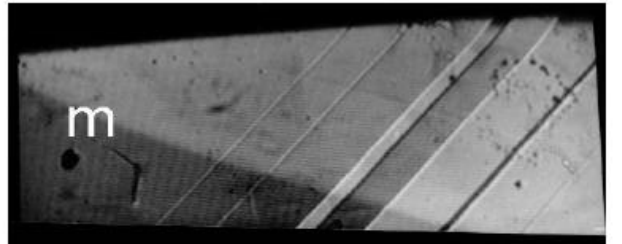
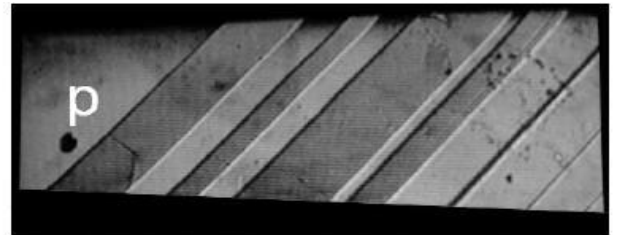
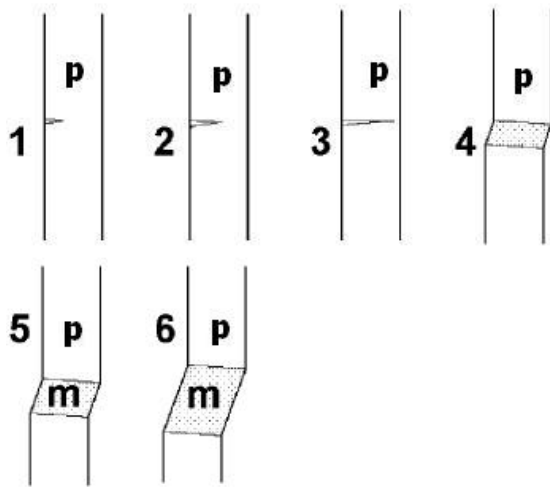


Şekil 6.4 Şekil değişikliği ile gerinme azalması [4]

Oluşan martenzit ve kalan östenit arasındaki etkileşim enerjisini en aza indirmek için eşdeğer yönelimlerinin farklı değişkenleri (varyantları) oluşur [4].



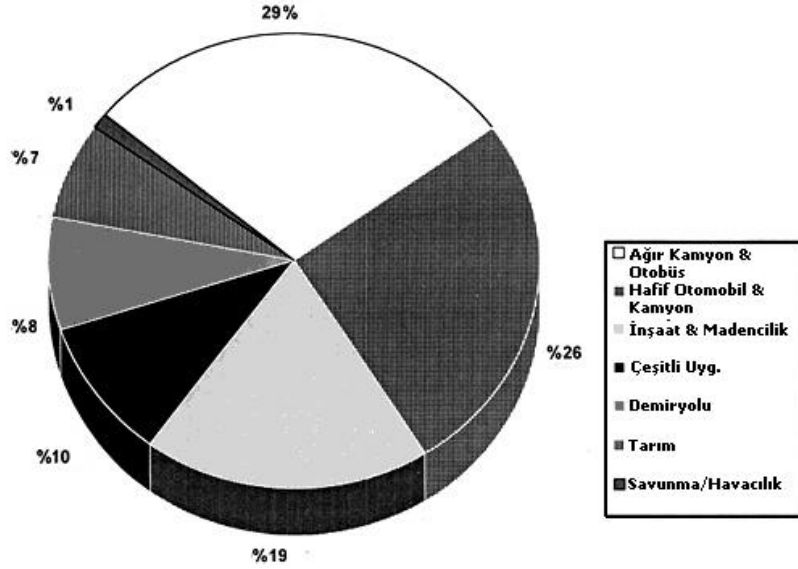
Şekil 6.5 Gerilme altında martenzit arayüzeyinin oluşumu [5]



Şekil 6.6 Gerilme ile oluşan tek bir arayüzeyin ortaya çıkışı ve büyümesi (Torra, Isalgue ve Lovey, 2000)

6.2 Östenit-Martenzit Dönüşümünün Önemi ve Uygulama Alanları

Yoğruk biçim değiştirme sonucu oluşan östenit-martenzit dönüşümünün önemini ortaya koyabilmek için öncelikle ÖKGDD'nin kullanım alanlarını derinlemesine incelemekte fayda vardır. Şekil 6.7'de 1998 itibariyle A.B.D.'de ÖKGDD'nin kullanım alanları verilmiştir. İzleyen şekillerde (Şekil 6.8 - Şekil 6.13) ÖKGDD'nin kullanım alanlarından örnekler verilmiştir.



Şekil 6.7 1998 itibariyle A.B.D.'de ÖKGDD'nin kullanım alanları [2]



Şekil 6.8 Önceden çelik döküm olup sonra ÖKGDD'den üretilen kamyon yay desteği [2]

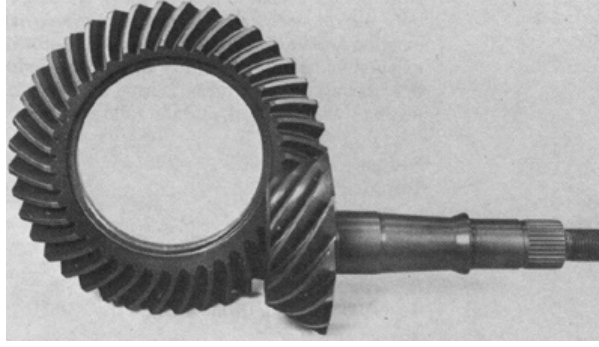


Şekil 6.9 Çeşitli yürüyen bant parçaları [2]



Şekil 6.10 Cummins B-serisi dizel motorlarının zamanlama dişlisi [2]

Şekil 6.10'deki zamanlama dişlisi, dövme çelik ve 1022 karbürlenmiş çeliğin yerini alarak % 30 daha ucuza mal edilmiştir [2].

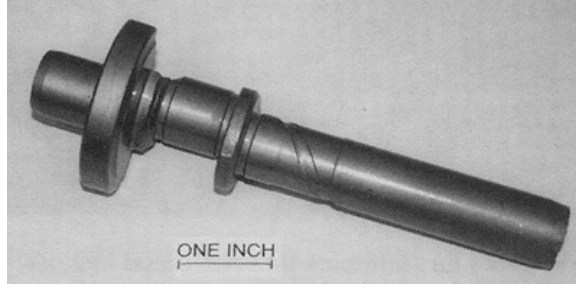


Şekil 6.11 ÖKGDD hipoit dingil dişlisi [2]

General Motors, dövme çelik yerine ÖKGDD kullanarak maliyette gözle görülür bir düşüş, daha iyi işlenebilirlik, daha sessiz çalışma ve daha düşük ağırlık sağlamıştır [2].



Şekil 6.12 Tank paleti [2]



Şekil 6.13 Kompresör krank mili [2]

Görüldüğü üzere ÖKGDD'nin güncel ve potansiyel kullanım alanları genellikle yüksek dayanım ve tokluğa ihtiyaç duyan alanlardır. Parçaların birçoğu darbeli çalışmalara ve değişken yüklere maruz kalmaktadır. Bu bağlamda ÖKGDD'de darbeli çalışma yüzeylerinde oluşan östenit-martenzit dönüşümü malzemeye beklenenin de üzerinde bir dayanım sağlayacaktır. Kaldı ki Zimbi ve Dommarco'nun ÖKGDD'nin inşaat araçlarında kullanımı üzerine yaptığı güncel çalışmalar yeni avantajlı kullanım alanlarını ortaya çıkarmaktadır. Garin ve Mannheim da haddeleme ile şekil değişikliği sonucu martenzit oluşumunu incelemişlerdir.

Çizelge 6.1 Dövme çelik, KGDD ve ÖKGDD mekanik özellik karşılaştırması [2]

Mekanik Özellik	Malzeme		
	Dövme Çelik	Perlitik KGDD	ÖKGDD Sınıf 150/100/7
Akma Dayanımı (MPa)	520	480	830
Çekme Dayanımı (MPa)	790	690	1100
Uzama, %	10	3	10
Sertlik, HV	262	262	286
Darbe Enerjisi (J)	175	55	165

Vagon tekerleklerinin tamamının yurtdışından ithal edildiği bir ortamda tekerlerin imalinin yurtiçinde yapılabilmesi ve dahası daha uzun ömürlü ve daha dayanıklı ürünlerin sağlanması Türkiye için oldukça önemlidir. Özellikle İstanbul'da giderek artırılan yeraltı taşımacılığının ihtiyaç duyacağı malzemelerin geliştirilmesi önem kazanmaktadır.

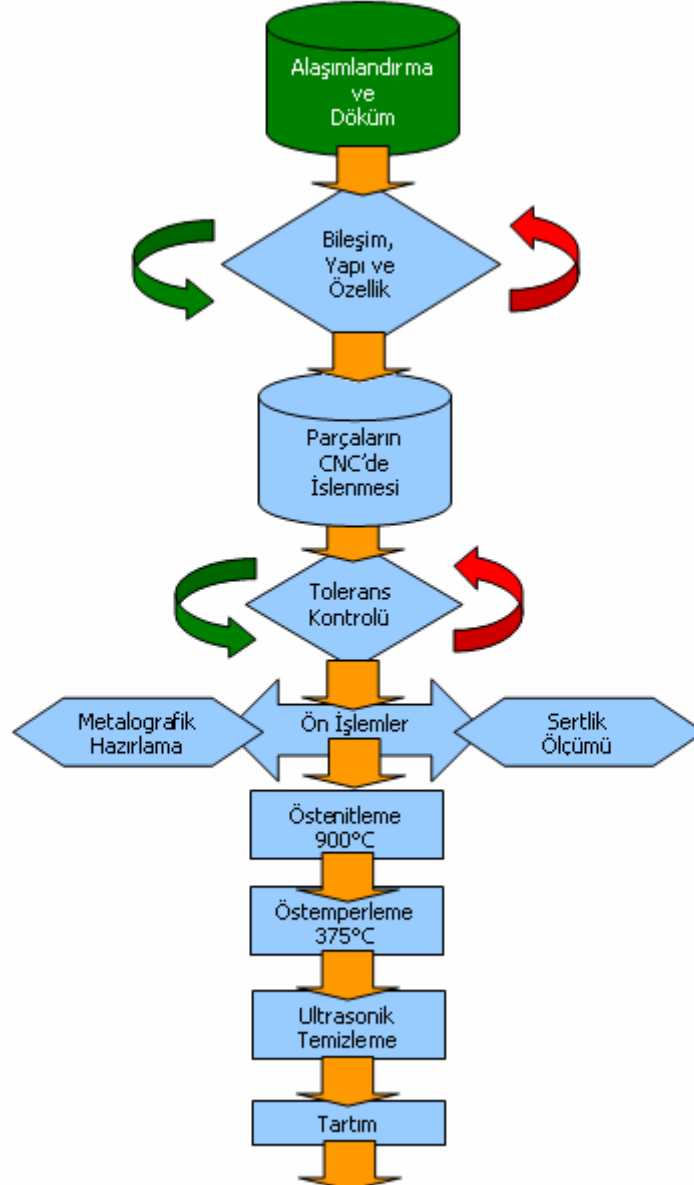
Kazı vb. gibi inşaat işlerinde kullanılan araçların dişleri belirli bir süre sonra kullanılamaz hale gelmektedir. Neredeyse tüm yedek parçalar yurtdışından gelmektedir ve dövme çelikten imal edilmektedirler. Yurtiçinde ise çelik döküm ile imal edilmekte ve kullanım ömürleri yaklaşık olarak orijinal yedek parçalarının yarısı kadar olmaktadır (yedek parça satıcılarından elde edilen bilgidir). Bu bakımdan alternatif malzeme olarak ÖKGDD kullanımı oldukça büyük bir maliyet avantajı ve uzun kullanım ömrü sağlaması beklenmektedir.

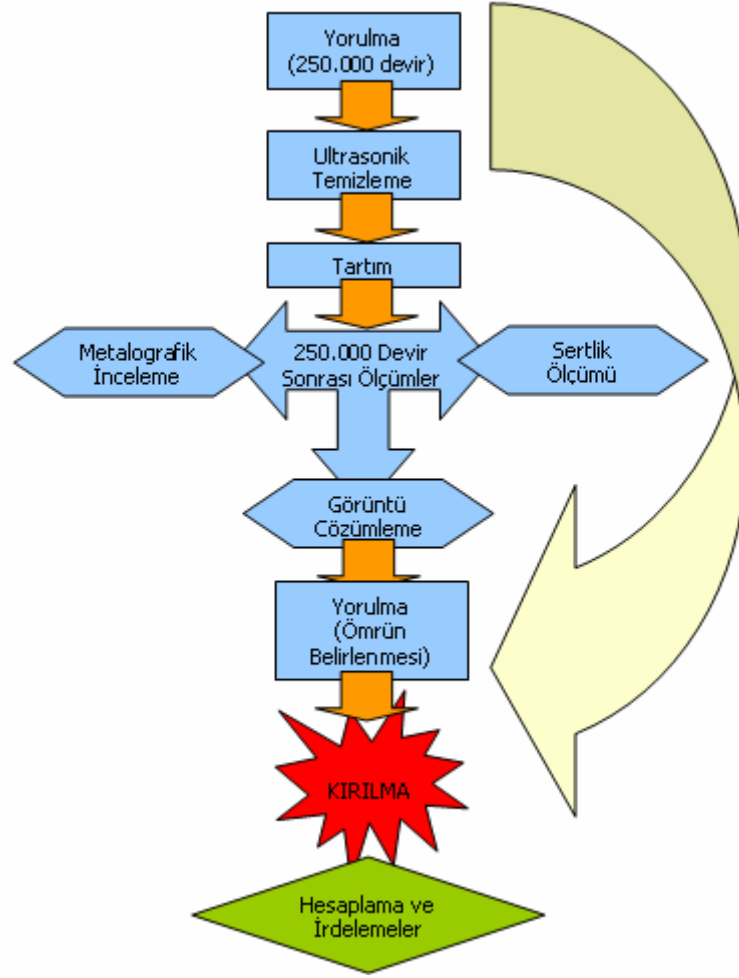
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmanın ana amacı, ÖKGDD’de alaşım elementleri (Cu, Ni, Mo), ısıtım işlem koşulları ve kalıntı östenit-martenzit dönüşümünün, östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin yorulma dayanımı ve aşınma direnci üzerindeki etkisinin incelenmesidir.

Ayrıca, ÖKGDD’de kalıntı östenit-martenzit dönüşümü ile ulaşılan yüksek aşınma direnci ve yorulma dayanımı özelliklerinin, bu malzemelerin darbeli çalışma koşulları ve yüksek aşınmanın söz konusu olduğu şartlardaki başarımına da etkileri araştırılmıştır. Böylece, bu malzemelerin vagon tekeri ve kazıcı tırnak olarak kullanılabilirliği hakkında sayısal bilgi edinilebilecektir.

Bu çalışmadaki işlemlerin akış çizgesi Şekil 7.1’de sunulmuştur.



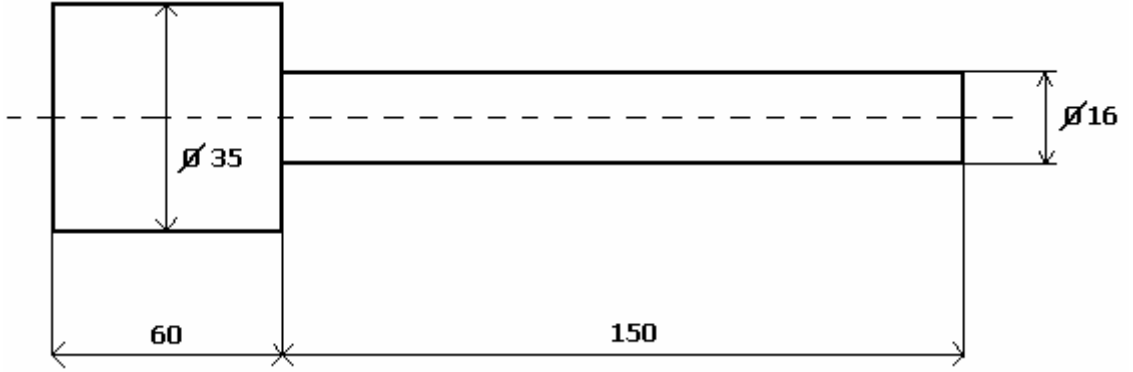


Şekil 7.1 Deneysel çalışmaların akış çizgesi

Bu tez çalışması konusunu, geçtiğimiz sene tamamlanan DPT destekli “ÖKGDD’den Vagon Teker Üretimi”nden almıştır. Aynı zamanda YTÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü tarafından desteklenen “ÖKGDD’den Greyder Tırnağı Üretimi” adlı projeye de temel oluşturmuştur.

7.1 Döküm Prosedürü ve Alaşım Bileşimleri

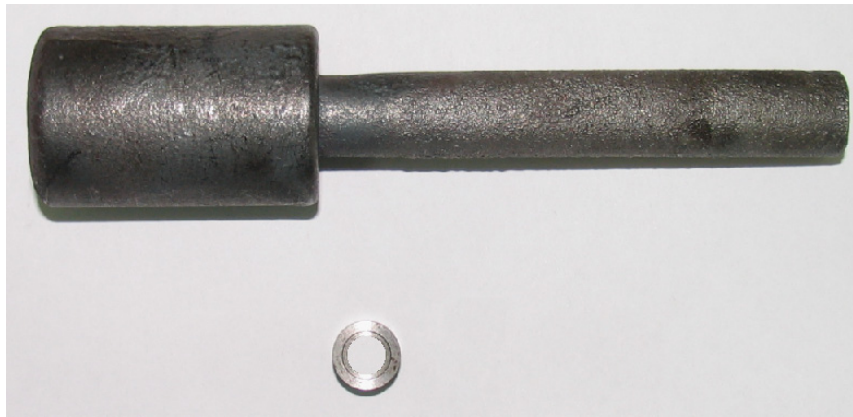
Deneylerde, kimyasal bileşimleri Çizelge 7.1’de verilen perlitik anafaza sahip 8 farklı malzeme kullanılmıştır. Malzemeler, Körfez Döküm San. A.Ş.’nde Şekil 7.2’de verilen boyutlarda dökülmüştür. Numuneler, 500 kg kapasiteli bir indüksiyon ocağı kullanılarak kum kalıba dökülmüştür.



Şekil 7.2 Deney numunelerinin döküm şekli ve boyutları (mm)

Numunelerin kimyasal bileşimleri aynı fabrikada spektral analiz cihazıyla tespit edilmiştir.

14mm dış çapa, 7mm iç çapa ve 10mm derinliğe sahip silindirik minyatür numuneler Şekil 7.3’te gösterilen formdaki döküm parçasından talaşlı işlemlerle üretilmiştir.

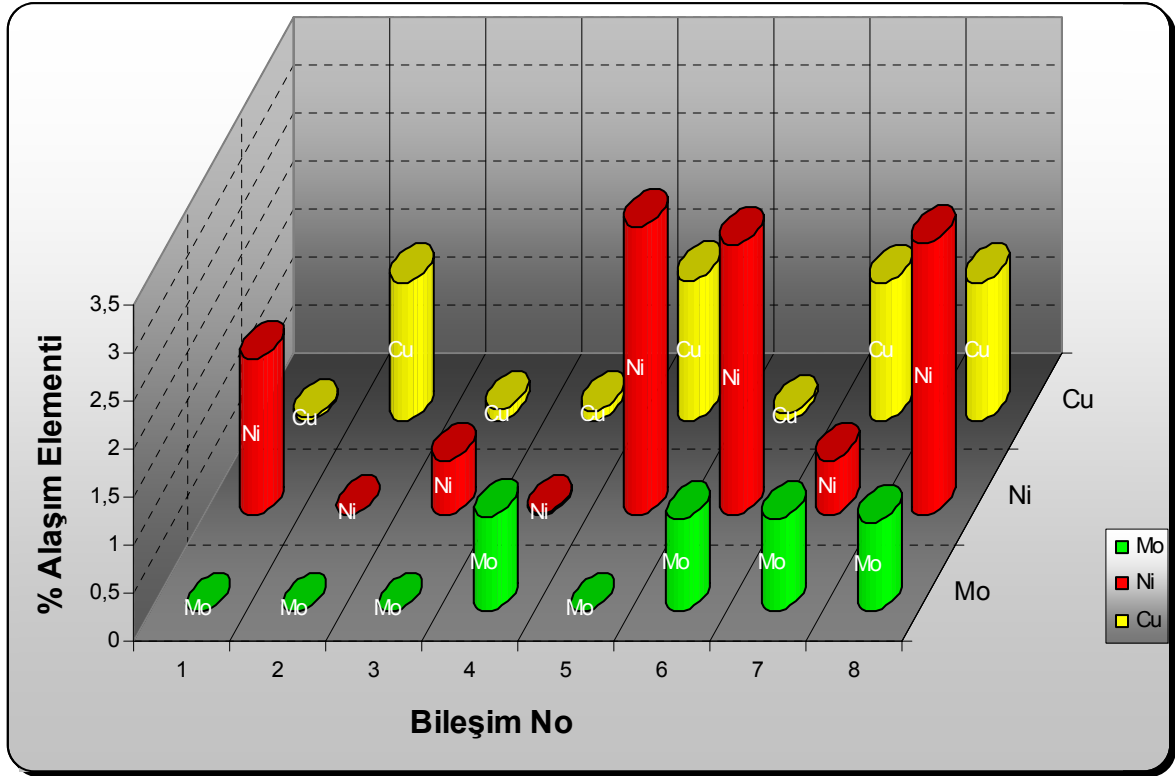


Şekil 7.3 Numunelerin işlenmeden önceki ve sonraki görünüşü

Çizelge 7.1 Deneylerde kullanılan numune bileşimleri

Grup No	%Fe	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mo	%Ni	%Cu	%Mg
1	92,3	3,06	2,30	0,204	0,032	0,009	0,007	1,640	0,024	0,053
2	92,0	3,52	2,21	0,411	0,030	0,013	0,005	0,018	1,440	0,048
3	93,4	3,28	2,19	0,314	0,031	0,008	0,000	0,574	0,112	0,055
4	89,2	3,05	2,59	0,310	0,031	0,009	0,003	3,020	1,460	0,056
5	92,8	3,23	2,19	0,340	0,032	0,006	0,990	0,021	0,104	0,042
6	90,4	3,13	2,05	0,286	0,035	0,008	0,965	2,830	0,067	0,041
7	90,6	3,17	2,54	0,332	0,033	0,012	0,963	0,575	1,430	0,056
8	88,0	3,38	2,63	0,330	0,034	0,015	0,926	2,840	1,440	0,051

Numune bileşimleri, Çizelge 7.2 ve Şekil 7.4'te gösterilen şablonlara göre seçilmiştir. Her bir element için iki farklı % oranı (**yüksek-↑** ve **düşük-↓**) seçilmiştir. Üç elementin, % oranlarının yüksek veya düşük olmasına göre 8 ayrı olasılık hesaplanmıştır. Böylece her üç elementin de en düşük miktarda bulunduğu bileşimden, en yüksek oldukları bileşime kadar tüm olası bileşimler elde edilmiş ve deneylerde bu 8 bileşimdeki numuneler kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan 8 numunenin tam kimyasal bileşimleri Çizelge 7.1'de verilmiştir.



Şekil 7.4 Bileşime göre numunelerin elementel dağılımı

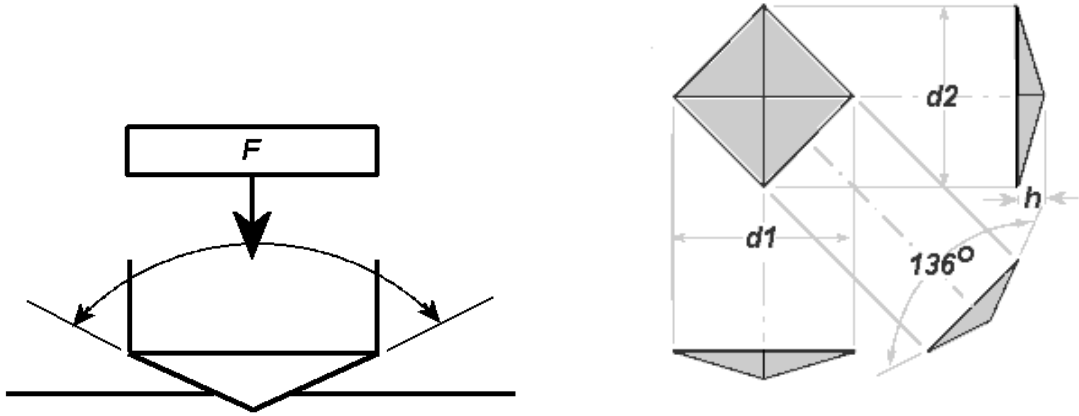
Çizelge 7.2 Alaşım elementlerine göre numunelerin sınıflandırılması

Grup No	Cu	Mo	Ni
1	↓	↓	↑
2	↑	↓	↓
3	↓	↓	↓
4	↑	↓	↑
5	↓	↑	↓
6	↓	↑	↑
7	↑	↑	↓
8	↑	↑	↑

Her üç elementin bileşimsel durumlarına göre seçilen renkler tüm tez boyunca aynı şekilde ifade edilmiştir.

7.2 Döküm Numunelerde Sertlik Ölçümü

Döküm numunelerin sertlikleri Vickers sertlik testi ile ölçülmüştür. Vickers sertlik ölçümünde kare tabanlı ve tepe açısı 136° olan düzgün elmas piramit batıcı uç kullanılmıştır. Sertlik değerleri 200 g yük ile ölçülmüştür ($HV_{0,2}$). Şekil 7.5'te Vickers sertlik ölçümünün ayrıntıları verilmiştir.



Şekil 7.5 Vickers sertlik ölçümü [9]

Ölçümlerde Eşitlik 7.1 ve Eşitlik 7.2'de verilen eşitlikler kullanılmıştır.

$$HV = \frac{2.F.\sin\frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad (7.1)$$

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (7.2)$$

Sertlik ölçümleri YTÜ’de mikrosertlik cihazında $HV_{0,2}$ olarak yapılmıştır. Ölçümler, yüzeye eşit uzaklıktaki bir bölge için 3’er numunede 3’er kez tekrarlanmış ve aritmetik ortalamaları alınmıştır.



Şekil 7.6 Mikrosertlik cihazı

7.3 Döküm Numunelerin Mikroyapısal Muayenesi



Şekil 7.7 Metalografik hazırlama cihazı

Numuneler sırasıyla 280, 400, 600 ve 900 mesh’lik zımparalar ile zımparalanmıştır. Sonrasında 3 ve 1 μ ’luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatma sırasında 1 μ pasta ve dağlama 3 kez tekrarlanarak metalografik hazırlık tamamlanmıştır. Dağlamada, tüm güncel yayınlarda standart olan Nital 2 (%2 nitrik asik, %98 etil alkol) kullanılmıştır.

Metalografik hazırlama sonrası, numuneler Leica DMRX sayısal mikroskop ile incelenmiş ve mikrografları alınmıştır. Mikroyapı fotoğrafları, östemperleme sonrasında 100, yağruk biçim değiştirme sonrasında ise 50 büyütmede ve Leica DC200 sayısal kamera ile 1272x1017 pixel çözünürlükte çekilmiştir.



Şekil 7.8 İncelemelerde kullanılan mikroskop tertibatı

Metalografik inceleme sonrasında numuneler Leica'nın görüntü çözümü yazılımı ile (Leica QWin) incelenmiştir. Ölçümlerin tümü kalıntı östenit miktarları üzerinden yapılmıştır.

7.4 Isıl İşlem

Deneylerde, östemperleme sonrasında yapıda en fazla miktarda kalıntı östenit bırakılması amaçlanmıştır. Bu nedenle östenit miktarının en üst seviyede bulunduğu işlem penceresinin içinde kalınmıştır.

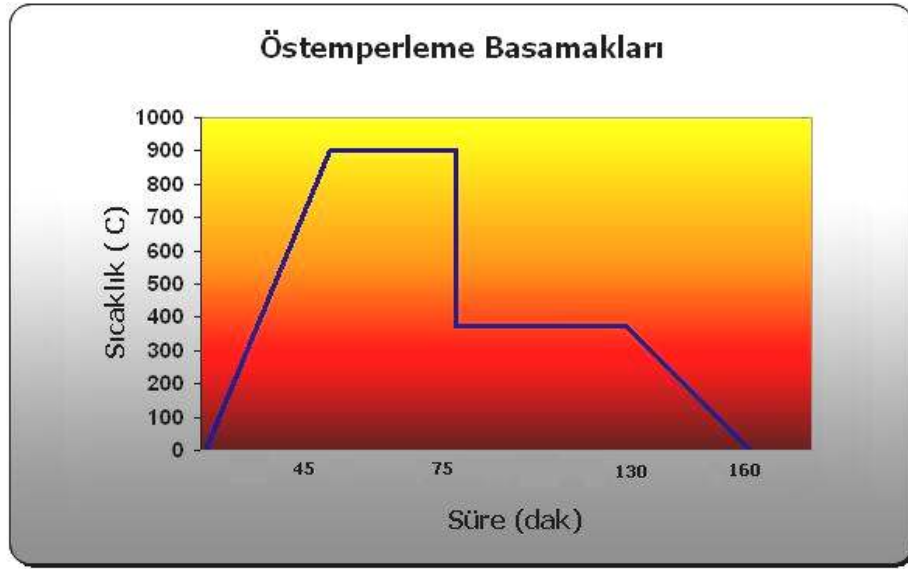
Östenitleme sıcaklığı olarak $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$) ve östemperleme sıcaklığı olarak $375\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$) kullanılmıştır. Seçilen sıcaklık değerleri en fazla miktarda kalıntı östenit oluşturacak ve ısıl işlem sırasında martenzit oluşumuna neden olmayacak şekilde seçilmişlerdir.

Östenitleme süresi, birçok kaynak ve araştırmacı tarafından belirtilen “25,4 mm (1 inch) et kalınlığı için 1 saat” ampirik yaklaşımına uygun olarak seçilmiştir. Numune boyutlarına uygun olarak östenitleme süresi 30 dak olarak uygulanmıştır.

Östemperleme süresinin artmasıyla kalıntı östenit miktarı önce artmakta daha sonra ise östemperlemenin ikinci tepkimesi doğrultusunda düşmektedir. Dorazil'in çalışmalarına göre, kalıntı östenit miktarı, bileşime göre çok büyük değişimler göstermeksizin yaklaşık olarak 1 saat civarında en üst seviyeye ulaşmaktadır. Bu sebeple östemperleme süresi 55 dak olarak seçilmiştir. Östemperleme süresi sonucu bazı numunelerde % 50'ye yakın kalıntı östenit miktarları elde edilmiştir.

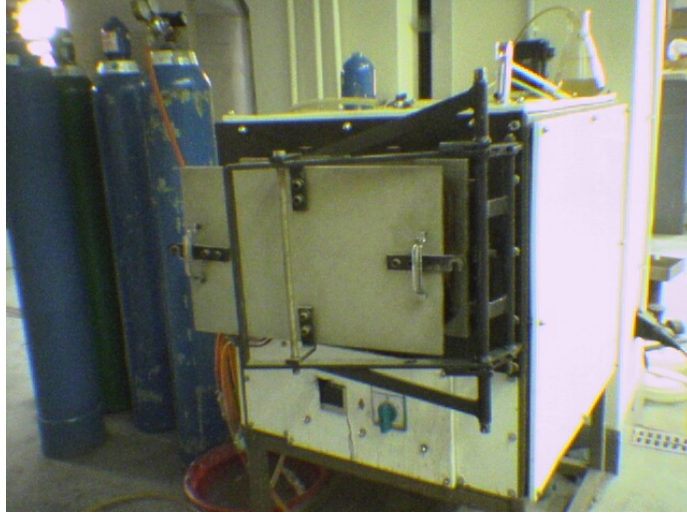
Östempereleme işleminin ardından tüm numuneler aynı refrakter tuğla üzerinde hareketsiz havada soğumaya bırakılmıştır.

Kalıntı östenit miktarının artması, martenzite dönüşecek miktarın belirlenmesine yardımcı olan bir etmen olarak dikkate alınmıştır. Yapıda elde edilen kalıntı östenit miktarının artmasının dönüşümün izlenmesini kolaylaştıracağı öngörülmüştür. Östenitleme süre ve sıcaklığıyla, östempereleme süre ve sıcaklığı, bu amaca uygun olarak seçilmiştir.



Şekil 7.9 Deneylerde kullanılan ısıtım işlem basamakları

Östenitleme işlemi 900 °C’de argon atmosferli elektrik dirençli fırında yapılmıştır. Önceki çalışmalarda tuz banyolu fırının kullanıldığı östenitleme işlemi, östenitleme tuzunun kansorejen etkisinden dolayı argon atmosferli fırına aktarılmıştır. Fırın Ar gazı ile süpürüldükten sonra ısıtım işlemine başlanmıştır ve numuneler fırınla birlikte ısıtılmıştır. Ar süpürme işlemi ardından akışölçer (flowmeter) ile ayarlı bir sistem ile saniyede yaklaşık bir baloncuk çıkacak şekilde gaz akışı sağlanmıştır. Böylece karbosuzlaşmaya (dekarburizasyon) neden olmayacak şekilde bir karşı basınç oluşturulmuştur.



Şekil 7.10 Östenitleme fırını

Östempereleme işlemleri ise 375 °C’de potasyum nitrat bazlı tuz banyolu fırında yapılmıştır (AS135, Petrofer™). Östenitleme fırınından çıkarılan numuneler hızla östempereleme banyosuna alınmış ve eşitsiz (izotermal) dönüşümün oluşması için 55 dak banyoda tutulmuştur. Östempereleme süresinin sonunda numuneler tuz banyosundan alınarak refrakter tuğla üzerinde oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır.

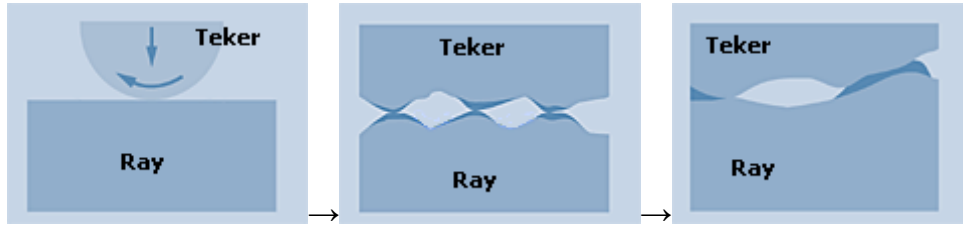


Şekil 7.11 Östempereleme fırını

7.5 Yoğruk Biçim Değiştirme

Numuneler üzerinde yeterli gerilmenin sağlanabilmesi için öncelikle bir gerilme analizi yapılmıştır. Bilgisayar ortamında yapılan gerilme analizleri, en yoğun gerilmenin tekerleğin raya temas ettiği bölgelerde oluştuğunu göstermiştir.

Vagon tekerlekleri çalışma ortamları gereği sürekli değişken yük altında çalışmakta ve tekerlek yüzeyinin her noktası rayla farklı zamanlarda ancak sürekli olarak temas etmektedir. Bu çalışma rejiminde yorulma dayanımı ve aşınma direnci büyük önem kazanmaktadır. Ancak tekerlekte bahis konusu olan aşınma adhezif değil, abrazif aşınmadır. Aşınma, frenleme esnasında artmakta, seyir halinde ise düzenli olarak devam etmektedir. Şekil 7.12’de makro boyuttan mikro boyuta doğru tekerlek-ray etkileşimi verilmiştir.



Şekil 7.12 Tekerlek ve rayda oluşan aşınma ve yüzey tribolojisi [10]

Numunelere uygulanacak yük bilgisayar simülasyonu sonucu belirlenmiştir. Deney düzeneğinde istatistiki doğruluğu sağlamak için her deney sırasında 3 numune kullanılmıştır. Böylece elde edilen değerlerin ortalaması alınabilirken, herbirine de eşit yük gelmesi sağlanmıştır.

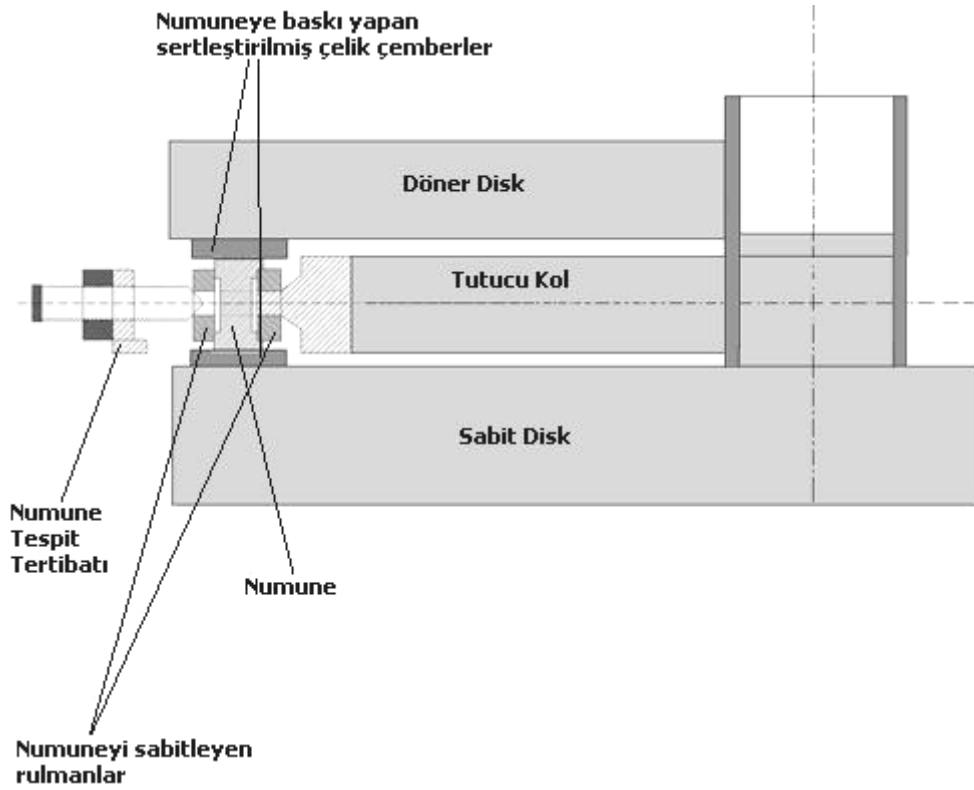
Deneyde toplam yük **320 kg** ve her bir numune üzerine etkiyen yük ise **106,7 kg (~1045N)** olarak uygulanmıştır.

Numuneler, yorulma cihazı üzerinde **3 km/saat** doğrusal hızda çalıştırılmıştır. Numunelerin kendi eksenleri etrafında dönüş hızları **1716 devir/dak** iken, yorulma cihazının hareketli diski 60 devir/dak hızla dönmektedir.

Yoğruk biçim değiştirme işlemi, ölçüm güçlüklerini ortadan kaldırmak için iki basamakta gerçekleştirilmiştir. İlk basamakta numuneler **250.000 devir** çalıştırılmıştır. İşlem sonunda ölçümler yapılmıştır. İkinci basamakta ise numunelerin kırılma ömürleri belirlenmiştir. Belirli bileşimdeki üç numune cihaza bağlanmıştır. Numunelerden biri kırıldığında yerine aynı boyutlarda içi dolu olarak işlenen yedek numune takılarak işleme devam edilmiştir. Tüm numuneler kırıldığında, kırılma ömürlerinin aritmetik ortalaması alınarak o bileşimdeki numunelerin ortalama kırılma ömürleri belirlenmiştir



Şekil 7.13 Yoğruk biçim değiştirme deney cihazı



Şekil 7.14 Yoğruk biçim değiştirme deney tertibatı (çizgi resimsel)

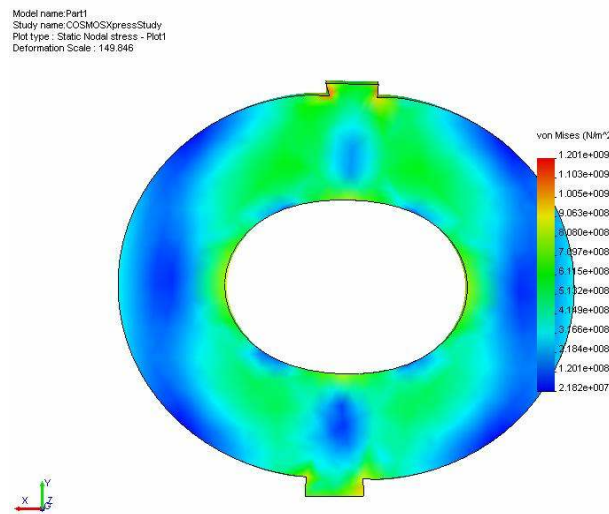
Deneyde, numuneler üzerine uygulanan toplam yükün 320 kg olmasına rağmen cihaza 25 kg'lık disklerle gerektiği kadar yük de eklenebilmektedir.

Yorulma cihazı, **1,5 km/saat** ile **3 km/saat** doğrusal hız aralığında çalıştırılabilmektedir. Buna bağlı olarak numunelerin kendi eksenleri etrafında dönüş hızları **858-1716 devir/dak** arasında ve cihazın hareketli diskinin dönüş hızı da 30-60 devir/dak arasında ayarlanabilmektedir.



Şekil 7.15 Üç numunenin bağlandığı ayak mekanizması

Numunelerin kırılmasının ardından kütle kayıplarının doğrulukla ölçümünün mümkün olmaması nedeniyle Yoğruk biçim değiştirme 250.000 devir uygulanmış, ardından numunelerde kütle kayıpları, faz dönüşüm miktarları ve sertlik değerleri ölçülmüştür. Zira kırılan numune birçok ufak parçaya ayrılmakta ve 0,0001 g hassasiyetle yapılan ölçümde yanılığa neden olabilecek miktarda toz halindeki kırıkların ölçüme dahil edilmesi mümkün olmamaktadır.



Şekil 7.16 Solidworks™ ile yapılan gerilme analizi

Gerilme analizi sonuçlarının bulunduğu rapor aşağıda sunulmuştur:

File Information

Model name: wheel-final

Model location: C:\Documents and Settings\Cem\My Documents\wheel-final.SLDPRT

Results location: C:\Program Files\COSMOS Applications\work

Study name: COSMOSXpressStudy

Materials

No.	Part Name	Material	Mass	Volume
1	Part1	Ductile Iron	0.0099484 kg	1.25929e-006 m ³

Load Information

No.	Part Name	Material	Mass	Volume
1	Part1	Ductile Iron	0.0099484 kg	1.25929e-006 m ³

Study Property

Mesh Information

Mesh Type	Solid mesh
Mesher Used:	Standard
Automatic Transition:	Off
Include Mesh Controls:	Off
Smooth Surface:	Off
Jacobian Check:	4 Points
Element Size:	1.0804 mm
Tolerance:	0.054018 mm
Quality:	High
Number of elements:	7596
Number of nodes:	11863

Solver Information

Quality:	High
Solver Type:	FFE

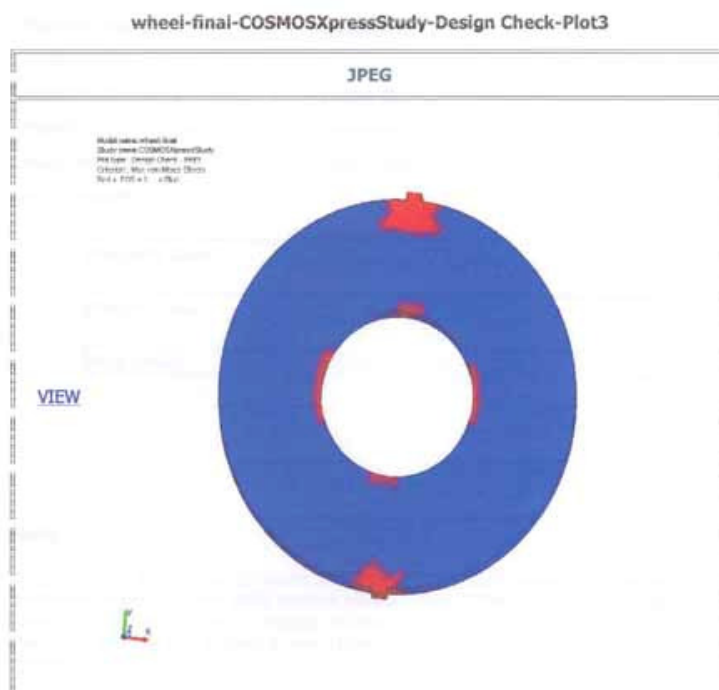
Stress Results

Name	Type	Min	Location	Max	Location
Plot1	VON: von Mises stress	1.41378e+007 N/m^2	(0.00504106 m, -0.00485672 m, 0 m)	2.74088e+009 N/m^2	(0.000288241 m, 0.00712886 m, 0.01 m)

Deformation Results

Plot No.	Scale Factor
1	16.392

Design Check Results



7.6 Ara İşlemler

Tartım işlemi, ısıl işlem sonrası, numuneler ultrasonik temizleyici ile tuz kalıntılarından arındırıldıktan sonra yapılmıştır. Temizleme için ılık su ve %5 trikloretilen karışımı kullanılmıştır. Tartımda 1×10^{-4} g hassasiyetli elektronik bir tartı kullanılmıştır. Her numunenin ölçümünden önce cihaz sıfırlanmış ve ardından sonraki ölçüm yapılmıştır. Yoğruk biçim değiştirme işlemi sonrasında numuneler basınçlı hava ile aşınma ürünlerinden temizlendikten sonra tartım yapılmıştır.



Şekil 7.17 Deneyde kullanılan yüksek hassasiyetli tartı



Şekil 7.18 Numunelerin temizlenmesinde kullanılan ultrasonik temizleme cihazı

7.7 İstatistiksel Testler

Çizelge 7.3 Numunelerdeki Mo, Ni ve Cu miktarları

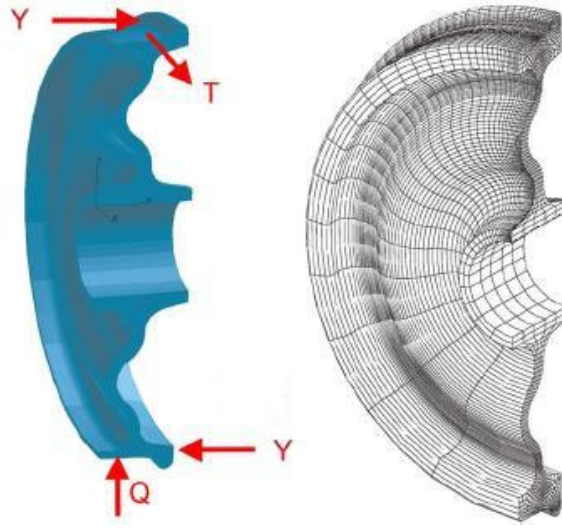
%Mo	%Ni	%Cu
0,007	1,640	0,024
0,005	0,018	1,440
0,000	0,524	0,112
0,003	3,020	1,460
0,990	0,021	0,104
0,965	2,830	0,067
0,963	0,575	1,430
0,926	2,840	1,440

Seçilen numunelerin bileşimlerindeki değişime bağlı olarak numunelerin kırılma ömürlerindeki değişimler istatistiksel iki farklı test uygulanarak incelenmiştir. Bunlar, Student's T-Test ve Anova'dır. Her iki test de Çizelge 7.3'teki her bir elementin değişimine paralel olarak kırılma ömründe bilimsel olarak anlamlı bir değişimin olup olmadığını veren testlerdir.

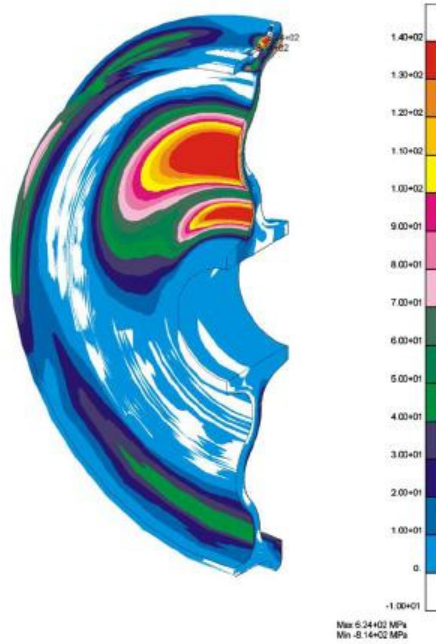
T-Testi, 10^{-9} 'dan daha düşük anlam seviyelerinde (significance level) dahi (%99,999 doğrulukla) anlamlı bir değişikliğin oluştuğunu göstermiştir. Aynı şekilde Anova da aynı anlam seviyelerinde dahi anlamlı bir değişimin oluştuğunu göstermiştir. Her iki test de Microcal Origin™ 6.0 programı ile yapılmıştır.

8. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Öncelikle, ilgili projeler hakkında temel bilgi verilirse, deneysel çalışmaların amacının daha açık olarak ortaya konabilceği düşünülmüştür. Vagon tekeri üretimi projesinde merkezkaç yöntemi ile KGDD teker dökülmüş ve ardından östemperleme ısıt işlemleri uygulanmıştır. Teze de konu olan alt çalışma ise vagon tekeri yüzeyinden itibaren küçük mesafelerde oluşan martenzitik dönüşümdür. Böylece tekerler sahip oldukları beynitik yapı dolayısıyla daha tok olurken, aşınmaya en çok maruz kalan bölgelerin de dayanımı artmaktadır.



Şekil 8.1 Vagon tekerleğine etkiyen yükler



Şekil 8.2 Vagon tekerinde gerilme analizi

Benzer şekilde darbeli ortamlarda çalışan kazı makinalarının tırnaklarında da Hatfield çeliği tercih edilmekte, yedek parça olarak ise daha ucuz olduğu için yalın karbonlu çelik kullanılmaktadır. Bu iki malzemenin yerini alacak şekilde ÖKGDD kullanımı hakkındaki proje 2005 sonunda tamamlanacaktır. Proje kapsamında dökümü yapılan tırnağın katı model çizimi Şekil 8.15’te verilmiştir.

Dökümü yapılan JCB 4CX modeli greyderin resmi Şekil 8.3’te verilmiştir.



Şekil 8.3 Kepçe tırnağının dökümü yapılan JCB 4CX greyder [8]

8.1 Mekanik Deney Sonuçları

Mekanik deneyler kapsamında, vagon tekeri ve kazıcı tırnağı örnekleri göz önünde bulundurularak numunelerin sertlikleri, aşınma sonucu oluşan kütle kayıpları ve kırılma ömürleri belirlenmiştir.

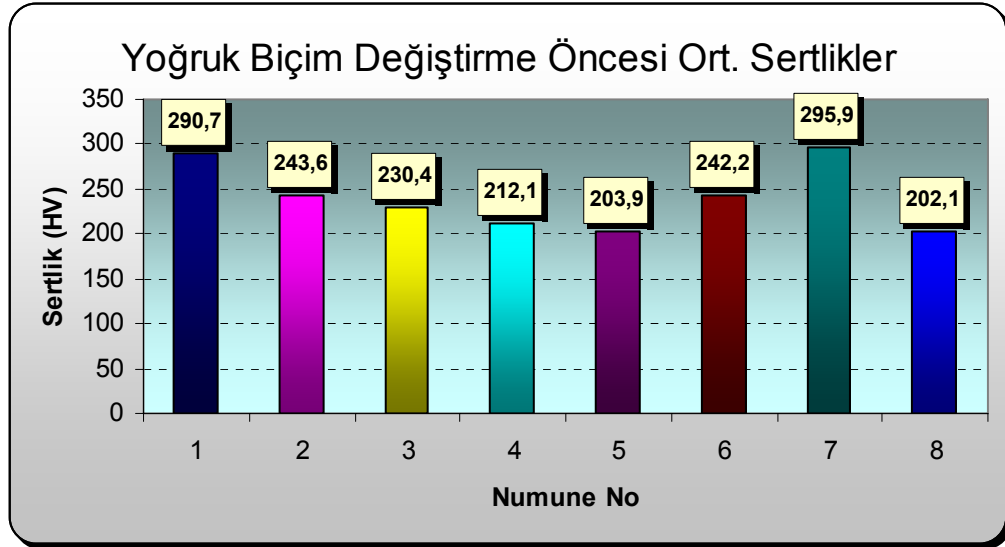
8.1.1 Sertlik Ölçümleri

Numunelerin ısıtıl işlem uygulanmadan önceki sertlik değerleri Çizelge 8.1’de verilmiştir.

Çizelge 8.1 Numunelerin orijinal sertlikleri

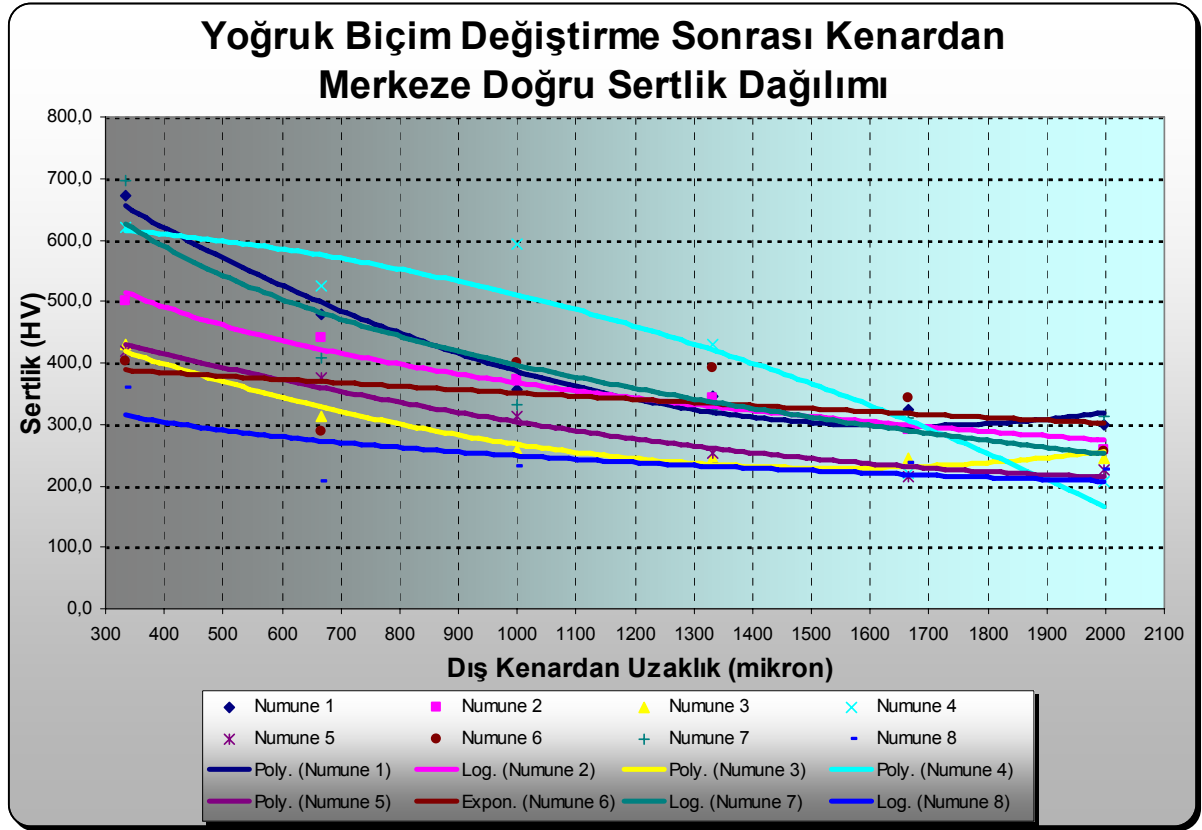
Numune No	1	2	3	4	5	6	7	8
Sertlik (HV _{0,2})	275	286	271	252	303	299	305	285

Numunelere yoğruk biçim değiştirme uygulanmadan önce (östemperlendikten sonra) alınan ortalama sertlik değerleri Şekil 8.4’te verilmiştir.



Şekil 8.4 Östemperleme sonrası, yoğruk biçim değiştirme öncesi ortalama sertlik değerleri

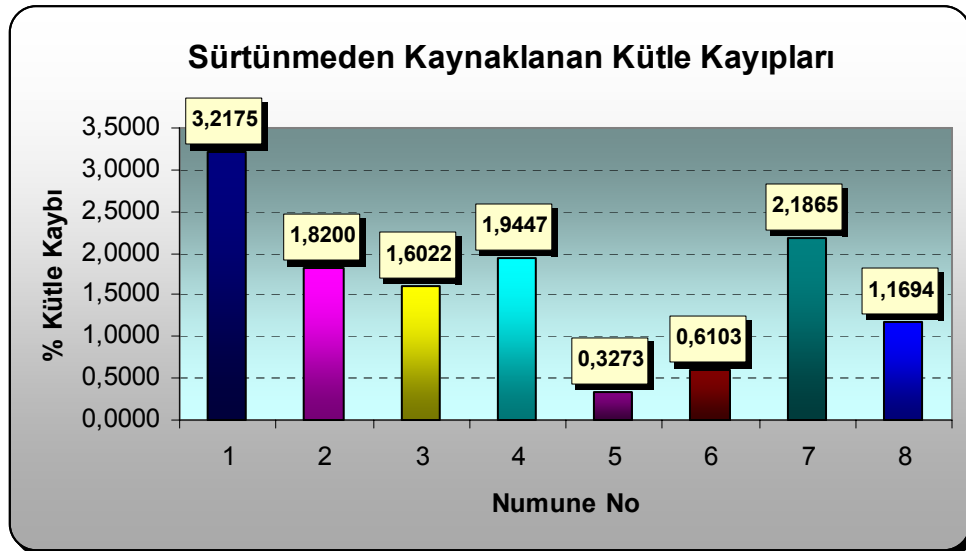
Numuneler 250.000 devir çalıştıktan sonra yorulma cihazından sökülmüş ve kenardan sertlik değerinin sabit bir değere ulaştığı derinliğe kadar sertlik değerleri ölçülmüştür. Sertlik dağılımları Şekil 8.5’te verilmiştir.



Şekil 8.5 250.000 devir sonucu oluşan yoğruk biçim değiştirme sonrası sertlik dağılımları

8.1.2 Kütle Kayıpları ve Aşınma Direnci

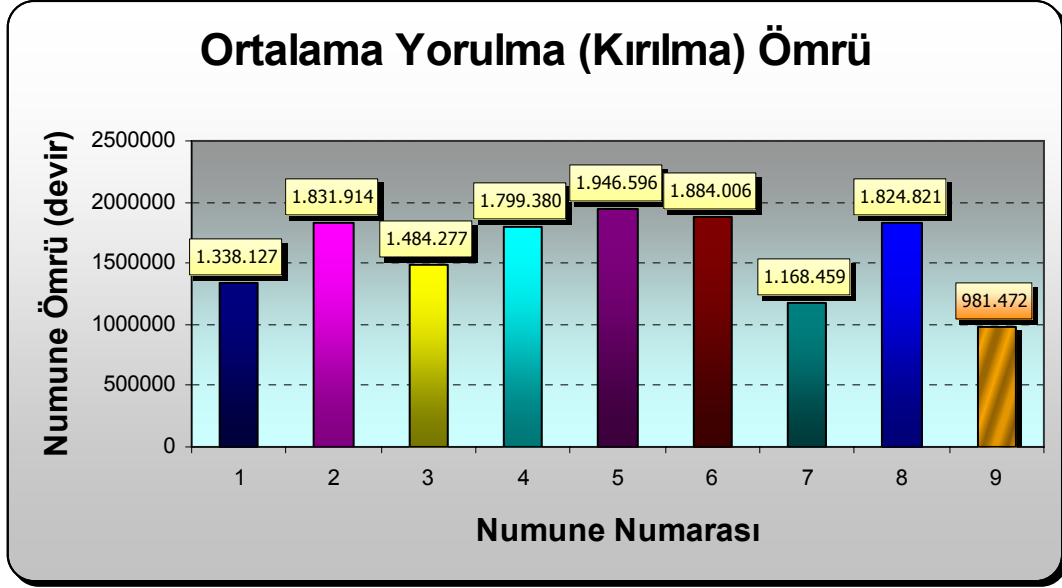
Numuneler yorulma cihazında 250.000 devir çalıştıktan sonra her bileşimdeki üç numunede oluşan kütle kayıpları ölçülüp ortalama değerleri hesaplanmıştır. Şekil 8.6'da bileşime göre oluşan kütle kayıpları % olarak verilmiştir.



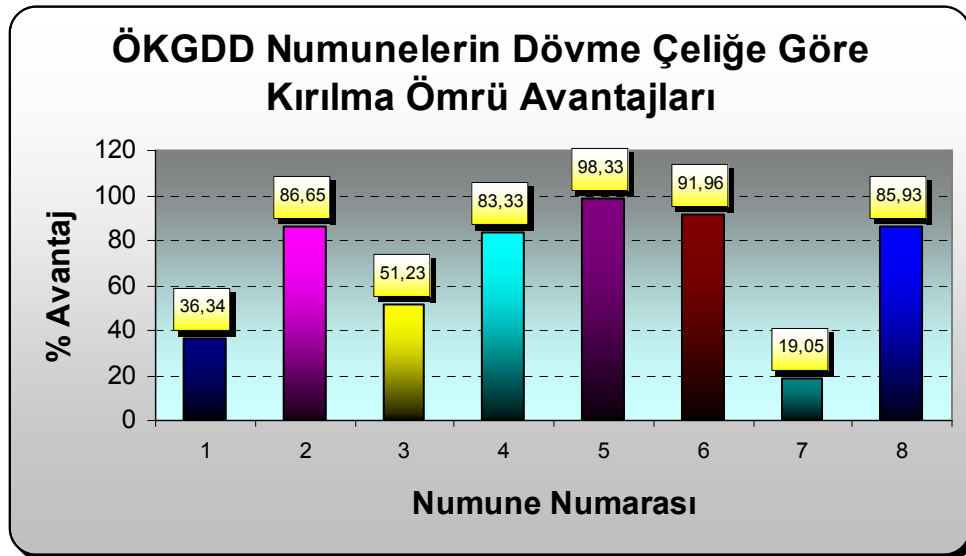
Şekil 8.6 Yoğruk biçim değiştirme sonrası oluşan kütle kayıpları

8.1.3 Kırılma Ömrü

Numuneler, 250.000 devir sonrası ölçümlerinin ardından tekrar yorulma cihazına bağlanmış ve kırılma ömürleri belirlenmiştir. Şekil 8.7’de bileşimlere göre kırılma ömürleri verilmiştir. Tespit edilen kırılma ömürlerinin ilk 8’i ÖKGDD, 9 no’lu numune ise Tülomsaş’tan alınan dövme çelik orijinal teker malzemesine aittir.



Şekil 8.7 Bileşime göre ortalama kırılma ömürleri



Şekil 8.8 ÖKGDD'nin dövme çelik karşısında gösterdiği kırılma ömrü

Şekil 8.8’de ÖKGDD numunelerden alınan kırılma sonuçları dövme çelikte karşılaştırılmış ve hangi oranda (%) avantaj sağladıkları karşılaştırılmıştır.

8.2 Mikroyapısal Muayene Sonuçları

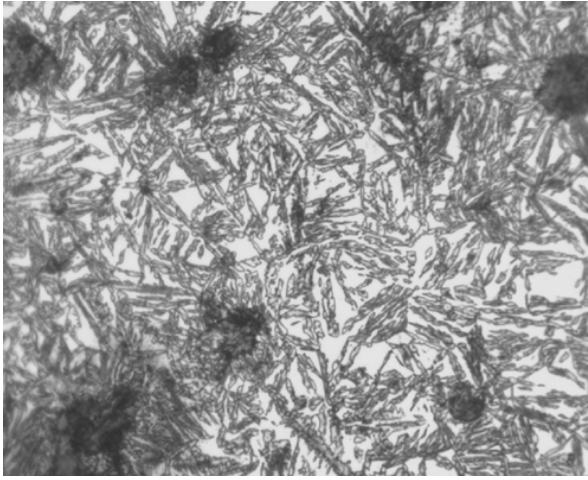
Yapılan görüntü çözümleme incelemeleri sonucunda, numunelerin küreleşme oranları, grafit yarıçapları ve grafitlerin % oranları ölçülmüştür. Sonuçlar Çizelge 8.2’de sunulmuştur.

Çizelge 8.2 Mikroyapısal ölçüm sonuçları

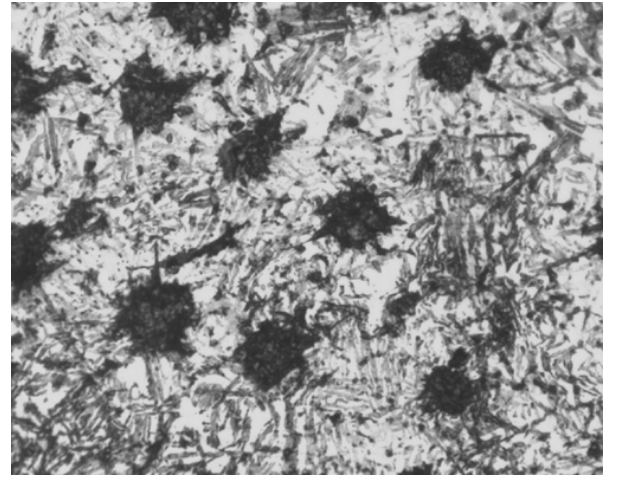
Küreleşme Oranları (%)	85-95
Ortalama Grafit Yarıçapları (mm)	$1,96 \times 10^{-2}$ - $2,03 \times 10^{-2}$
Birim Alanda Grafit Kürelerinin Oranı (%)	14,82-15,25

Numunelerin yoğruk biçim değiştirme öncesinde ve sonrasında mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Aşağıda inceleme sonuçları verilmiştir.

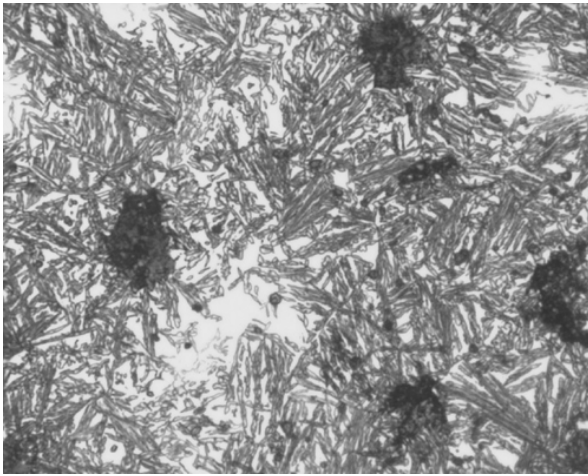
8.2.1 Yoğruk Biçim değiştirme Öncesi Mikroyapı İncelemesi



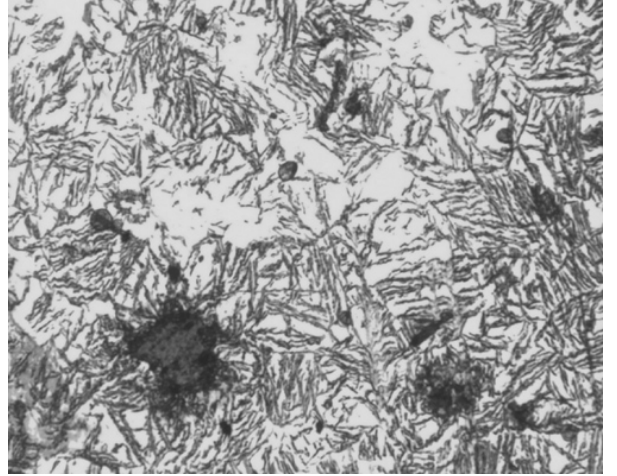
1



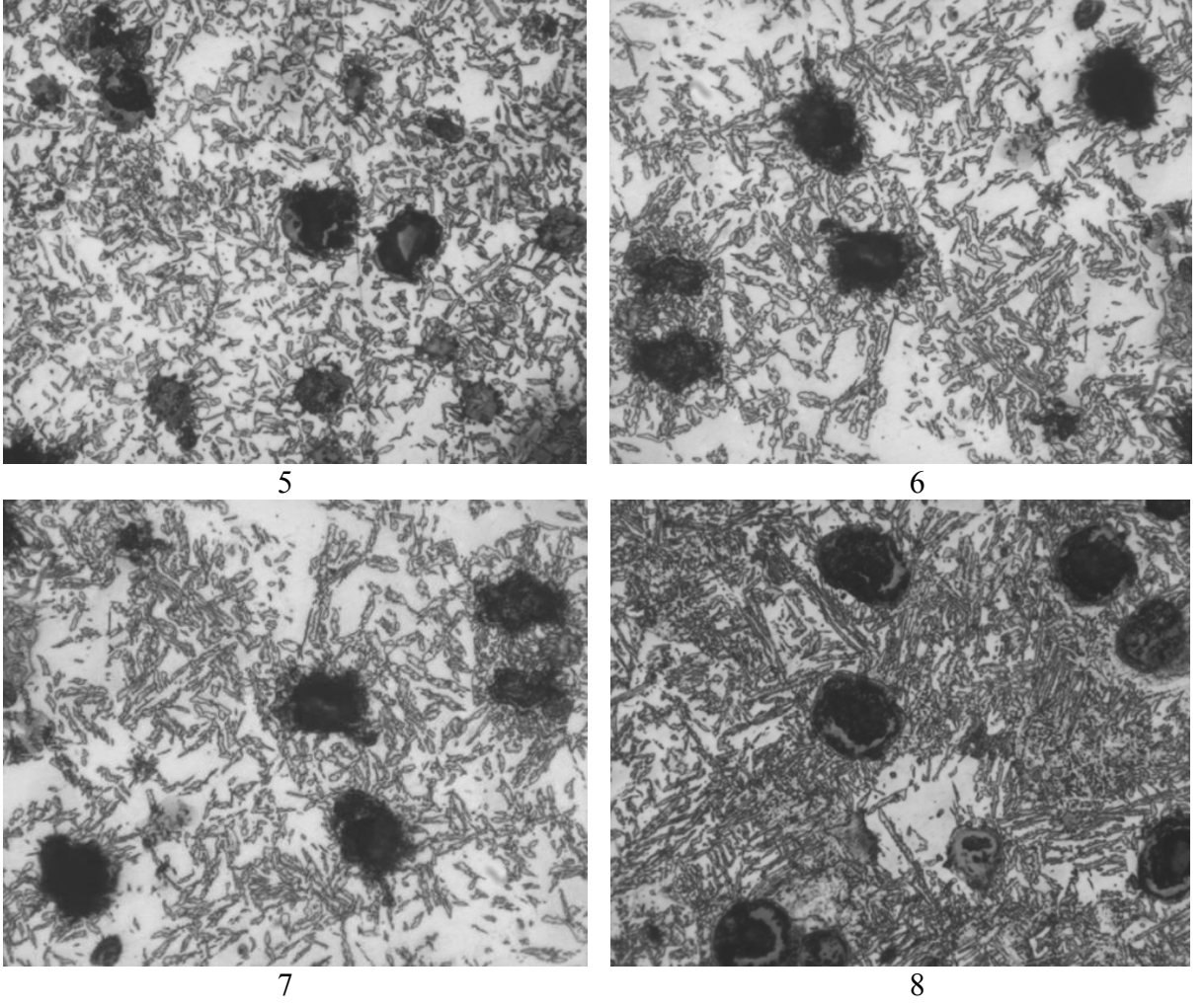
2



3



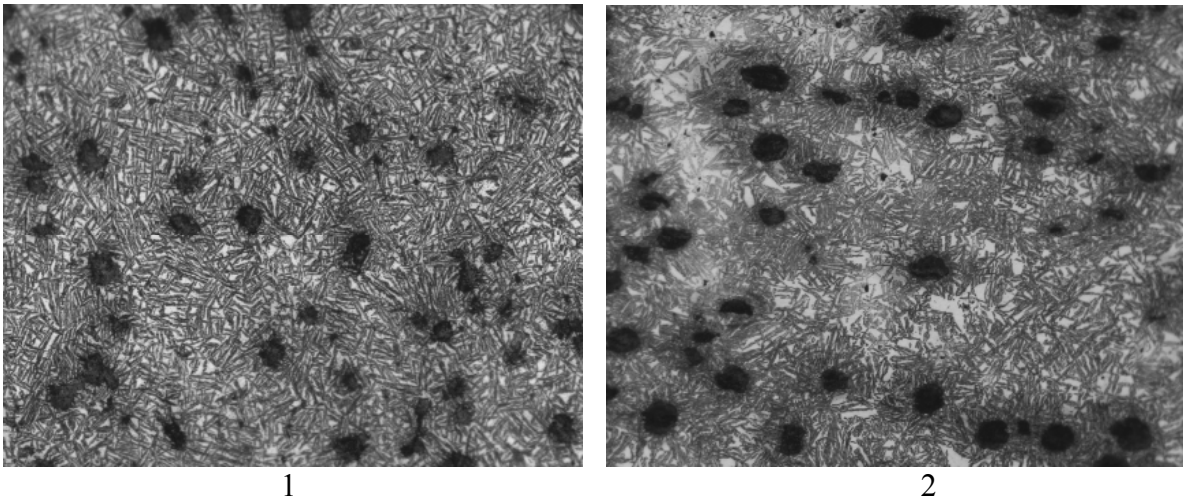
4

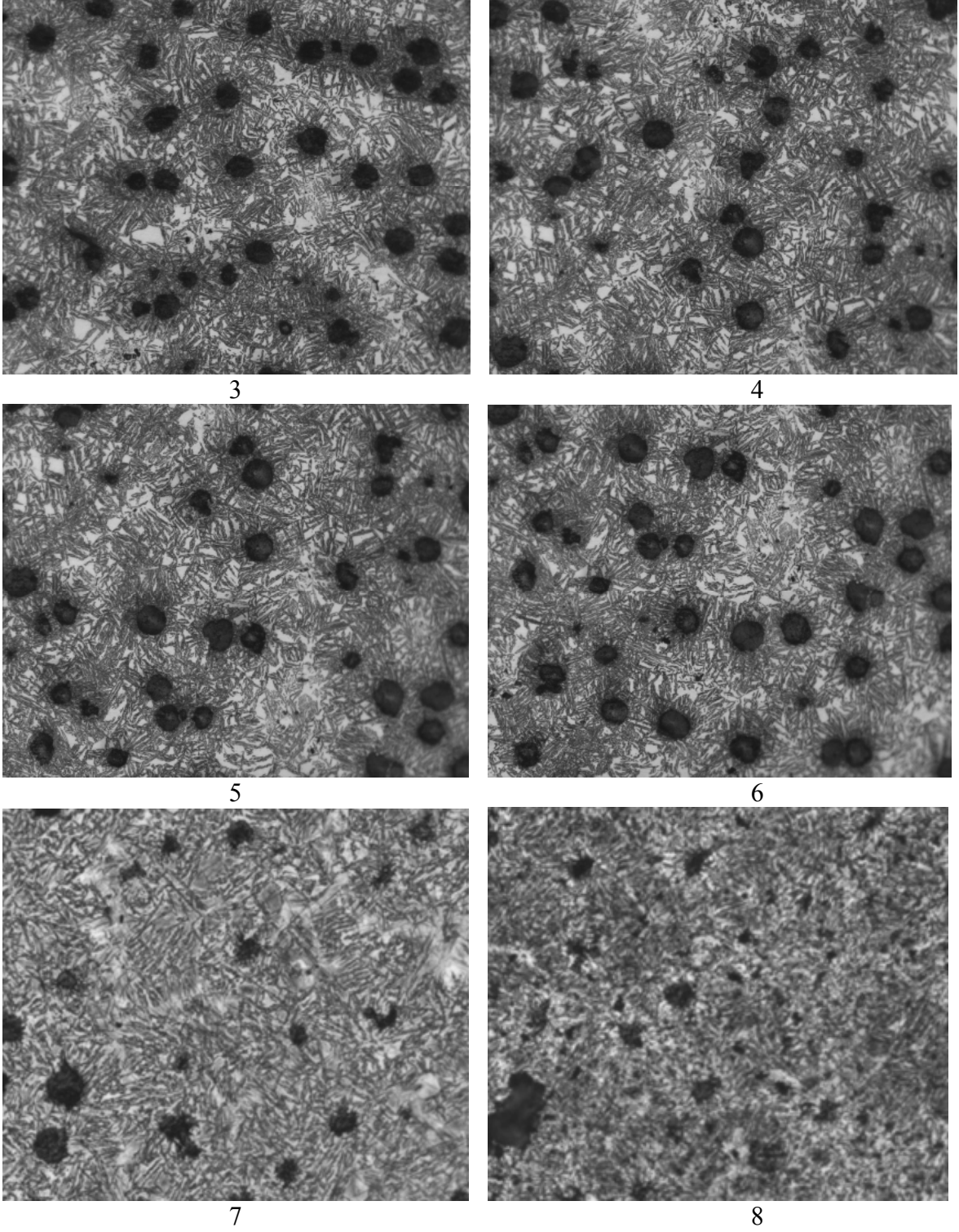


Şekil 8.9 Yoğruk biçim değiştirme öncesi mikroyapılar (100X, Nital 2)

8.2.2 Yoğruk Biçim Değiştirme Öncesi Mikroyapı İncelemesi

Yoğruk biçim değiştirme sonrasında daha büyük yüzey alanını tarayabilmek amacıyla mikroyapı fotoğrafları 50 büyütmede çekilmiştir. Şekil 8.10'da mikroyapılar verilmiştir.

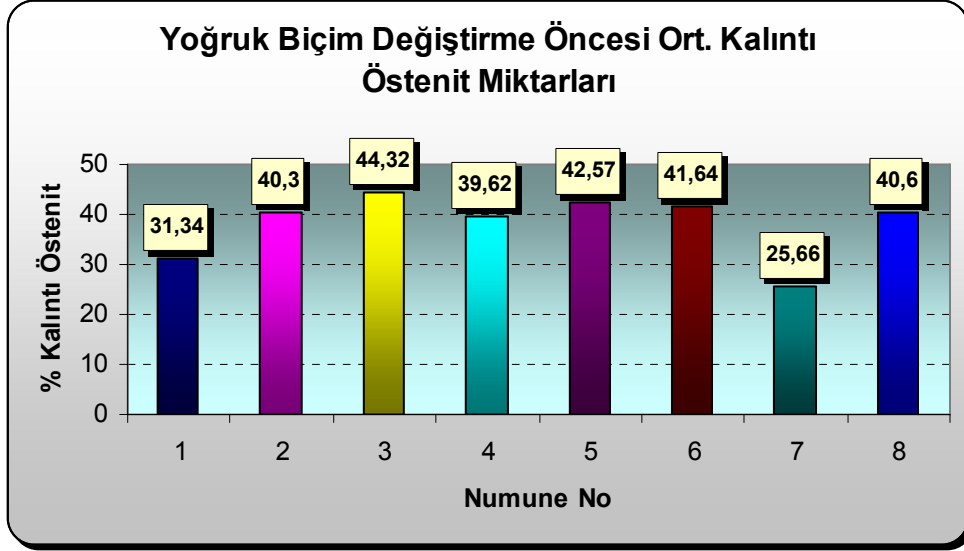




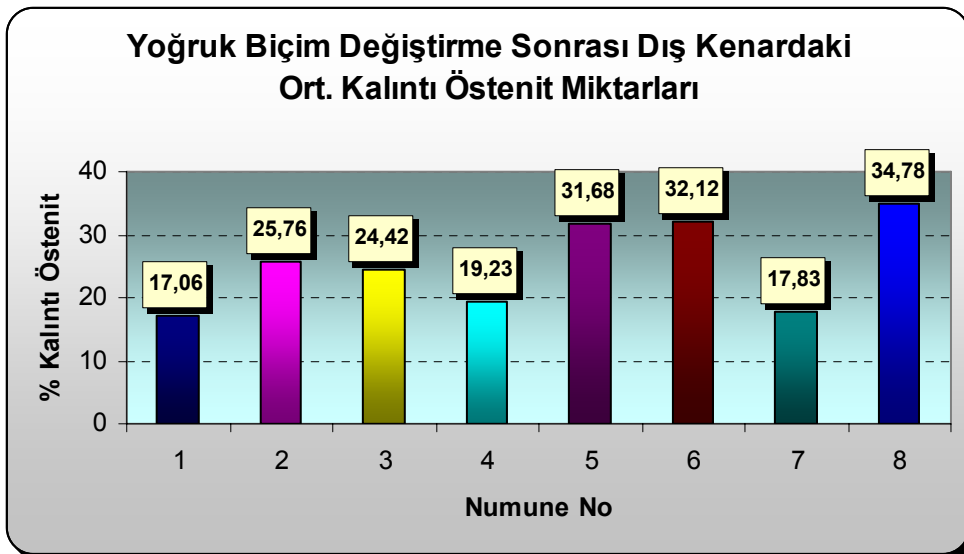
Şekil 8.10 Yoğruk biçim değıştirme sonrası mikroyapılar (50X, Nital 2)

8.3 Görüntü Analizi Sonuçları

Fazların hacim oranı ölçümleri, ısıtma işlemi sonrasında ve 250.000 devir yorulma sonrasında yapılmıştır. Böylece yoğruk biçim değiştirme ile martenzite dönüşen ve dönüşmeden kalan, kalıntı östenit miktarları tespit edilmiştir.



Şekil 8.11 Isıtma işleminden hemen sonra bileşime göre kalıntı östenit miktarı dağılımı



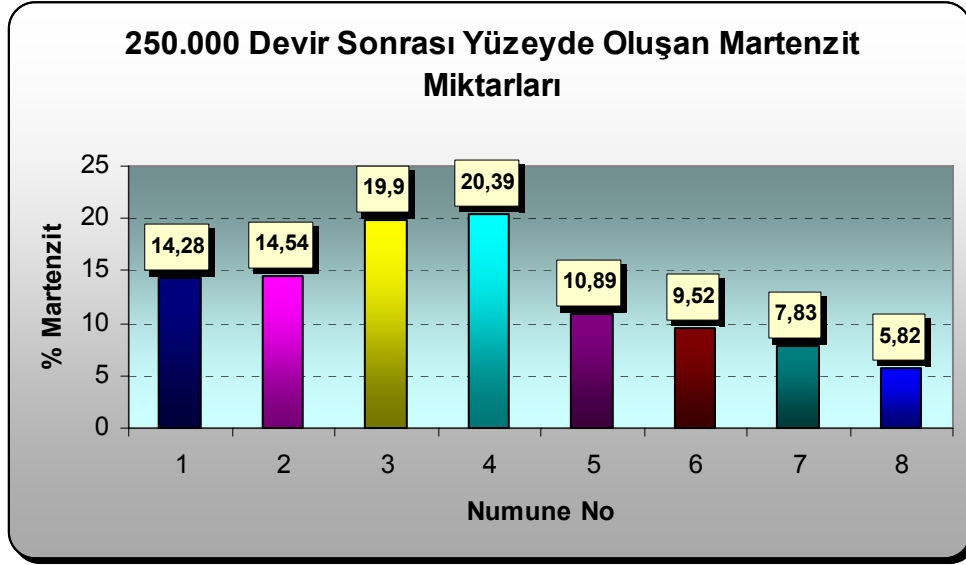
Şekil 8.12 Yoğruk biçim değiştirme (250.000 devir) sonrası yüzeydeki kalıntı östenit miktarları

Çizelge 8.3 Alaşım elementlerine göre oluşan kalıntı östenit miktarları

Alaşım Elementleri	Kalıntı Östenit Miktarı (%)	Fark (- %)
Alaşımsız	44,32	0,00
1,64 Ni	31,34	12,98
1,44 Cu	40,30	4,02
0,99 Mo	42,57	1,75

2004 yılında Batra vd. tarafından yapılan bir çalışmada, küresel grafitli dökme demirde Ni ve Cu'nun östemperleme işlemine etkisi incelenmiştir. Yapılan deneylerde Cu ve Cu-Ni alaşımlı KGDD kullanılmış ve deneyler sonucunda Cu-Ni alaşımlı ÖKGDD numunelerde daha yüksek miktarda üst beyrit ve daha düşük miktarda kalıntı östenit olduğu, sadece Cu ile alaşımlandırılmış numunelerde ise Cu-Ni içeren numunelere göre daha yüksek miktarda kalıntı östenit olduğu tespit edilmiştir. Çalışmanın sonucunda ise Ni ilavesinin östemperleme kinetiğini yavaşlattığı sonucuna varılmıştır (Batra vd., 2004).

Çalışmada elde edilen sonuçlar, tez çalışmasındaki sonuçlar ile benzerlik göstermektedir.



Şekil 8.13 Yoğruk biçim değiştirme sonrası (250.000 devir) yüzeyde oluşan martenzit miktarları (dönüşen kalıntı östenit miktarları)



Şekil 8.14 250.000 devirde alınan sonuçlara göre bağıl martenzit oluşum hızının kırılma ömrüne etkisi

Çizelge 8.4’de etkileri incelenen her üç elementten biri referans olarak sabit tutulmak suretiyle diğer ikisindeki değişimin etkileri çizelge halinde verilmiştir.

Çizelge 8.4 Referans elementlere göre başlangıç östenit miktarı, martenzit miktarı ve kırılma ömürleri arasındaki değişim

Referans Element	Değişken Element 1	Değişken Element 2	% Başlangıç Kalıntı Östenit	% Dönüşmeyen Kalıntı Östenit	% Martenzit	Kırılma Ömrü (devir)
Yüksek Cu	Yüksek Mo	Yüksek Ni	40,6	34,78	5,82	1.824.821
	Yüksek Mo	Düşük Ni	25,66	17,83	7,83	1.168.459
	Düşük Mo	Yüksek Ni	42,57	31,68	10,89	1.946.596
	Düşük Mo	Düşük Ni	40,3	25,76	14,54	1.831.914
Yüksek Ni	Yüksek Mo	Yüksek Cu	40,6	34,78	5,82	1.824.821
	Yüksek Mo	Düşük Cu	41,64	32,12	9,52	1.884.006
	Düşük Mo	Yüksek Cu	42,57	31,68	10,89	1.946.596
	Düşük Mo	Düşük Cu	31,34	17,06	14,28	1.338.127
Yüksek Mo	Yüksek Cu	Yüksek Ni	40,6	34,78	5,82	1.824.821
	Yüksek Cu	Düşük Ni	25,66	17,83	7,83	1.168.459
	Düşük Cu	Yüksek Ni	41,64	32,12	9,52	1.884.006
	Düşük Cu	Düşük Ni	39,62	19,23	20,39	1.799.380
Düşük Cu	Yüksek Mo	Yüksek Ni	41,64	32,12	9,52	1.884.006
	Yüksek Mo	Düşük Ni	39,62	19,23	20,39	1.799.380
	Düşük Mo	Yüksek Ni	31,34	17,06	14,28	1.338.127
	Düşük Mo	Düşük Ni	44,32	24,42	19,9	2.062.145
Düşük Ni	Yüksek Mo	Yüksek Cu	25,66	17,83	7,83	1.168.459
	Yüksek Mo	Düşük Cu	39,62	19,23	20,39	1.799.380
	Düşük Mo	Yüksek Cu	40,3	25,76	14,54	1.831.914
	Düşük Mo	Düşük Cu	44,32	24,42	19,9	2.062.145
Düşük Mo	Yüksek Cu	Yüksek Ni	42,57	31,68	10,89	1.946.596
	Yüksek Cu	Düşük Ni	40,3	25,76	14,54	1.831.914
	Düşük Cu	Yüksek Ni	31,34	17,06	14,28	1.338.127
	Düşük Cu	Düşük Ni	44,32	24,42	19,9	2.062.145

8.4 İstatistiksel Sonuçlar

Origin™ ile elde edilen test sonuçlarının dökümü aşağıda verilmiştir:

```
[06.01.2005 14:10 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Cu) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Cu	0,53087	0,22745	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78675
p = 2,58304E-10

**At the 1E-9 level,
the two means are significantly different.**

```
[06.01.2005 14:13 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Mo) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Mo	1,37013	1,88546	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78674
p = 2,58305E-10

**At the 1E-9 level,
the two means are significantly different.**

```
[06.01.2005 14:14 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Ni) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Ni	0,7495	0,54951	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78674
p = 2,58304E-10

**At the 1E-9 level,
the two means are significantly different.**

Testlerin sonucunda, alaşım elementi miktarlarına göre kırılma ömründe oluşan değişimin 10^{-9} mertebesinde bilimsel olarak anlamlı olduğu görülmüştür. Ancak bu, 10^{-10} düşürüldüğünde anlamlılık ortadan kalkmaktadır. % 99,99999999 doğrulukla anlamlı bir farkın olduğu söylenebilir.

```
[06.01.2005 14:14 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Cu) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Cu	0,53087	0,22745	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78675
p = 2,58304E-10

**At the 1E-10 level,
the two means are NOT significantly different.**

```
[06.01.2005 14:14 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Mo) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Mo	1,37013	1,88546	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78674
p = 2,58305E-10

**At the 1E-10 level,
the two means are NOT significantly different.**

```
[06.01.2005 14:14 "/Data1" (2453376)]
Independent t-Test on Data1 col(Ni) and col(Failure):
```

Data	Mean	Variance	N
Ni	0,7495	0,54951	8
Failure	1,73193E6	9,62866E10	8

t = 15,78674
p = 2,58304E-10

**At the 1E-10 level,
the two means are NOT significantly different.**

Aynı şekilde yapılan Anova (elementlerin bileşik etkisi) testi sonuçlarında da anlamlı bir fark olduğu görülmektedir.

[16.12.2004 16:30 "/Data1" (2453355)]

One-Way ANOVA on columns selected between Col(Mo) -> Col(Failure):

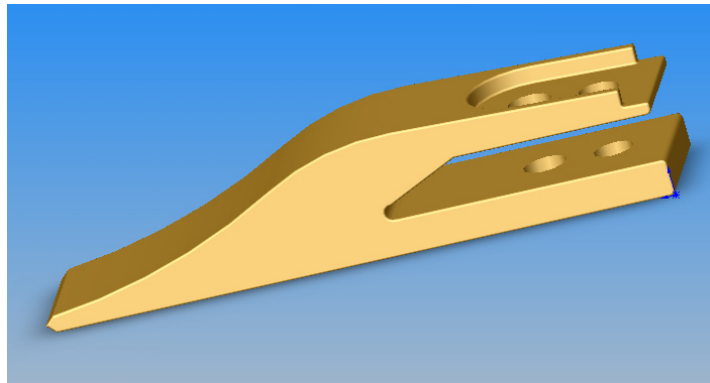
Data	Mean	Variance	N
Mo	0,53087	0,22745	8
Ni	1,37013	1,88546	8
Cu	0,7495	0,54951	8
Failure	1,73192E6	9,62837E10	8

F = 249,22501
p = 0

At the 1E-9 level,
the means are significantly different.

8.5 Greyder Tırnağı Üretimi

ÖKGDD'den greyder tırnağı üretimi projesi kapsamında ise tırnakların katı model çizimleri hazırlanmıştır. Tırnakların dökümü ve ısıt işlemleri de tamamlanmıştır. Tırnaklar hem GGG60 standardında hem de tezde önerilen bileşimde dökülerek saha testleri için Çimsetaş'a (Mersin) gönderilmişlerdir.



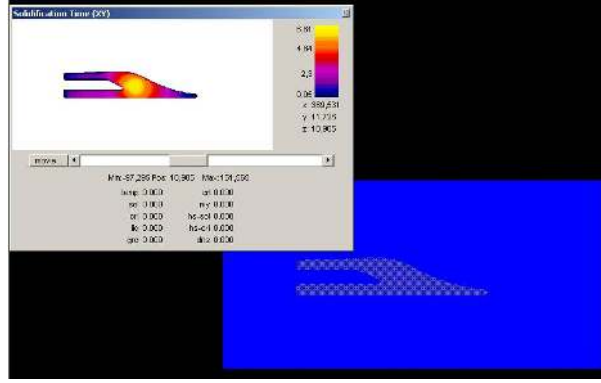
Şekil 8.15 Dökülen tırnağın katı model çizimi

Döküm öncesinde tırnağın döküm kalitesinin yükseltilmesi için de ayrıca bilgisayarda katılaşma simülasyonları yapılmıştır (Şekil 8.15, Şekil 8.16 ve Şekil 8.17). Soğutucu kullanılmasına gerek duyulmadığı belirlenmiştir.

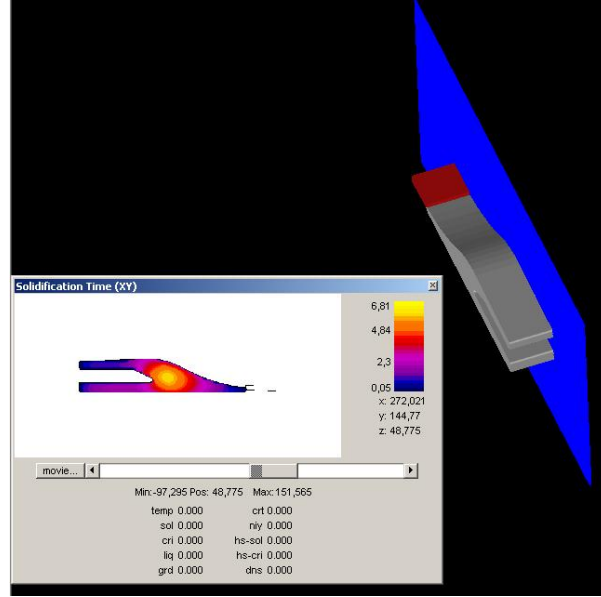
Döküm bileşimi Çizelge 8.5’de verilmiştir.

Çizelge 8.5 Tırnak dökümünün kimyasal bileşimi

C	Si	Mn	S	P
% 3,70	% 2,45	% 0,27	% 0,013	% 0,024



Şekil 8.16 Tırnağın soğutucusuz (chill) katılaşma simülasyonu



Şekil 8.17 Tırnağın soğutucu (chill) ile katılaşma simülasyonu

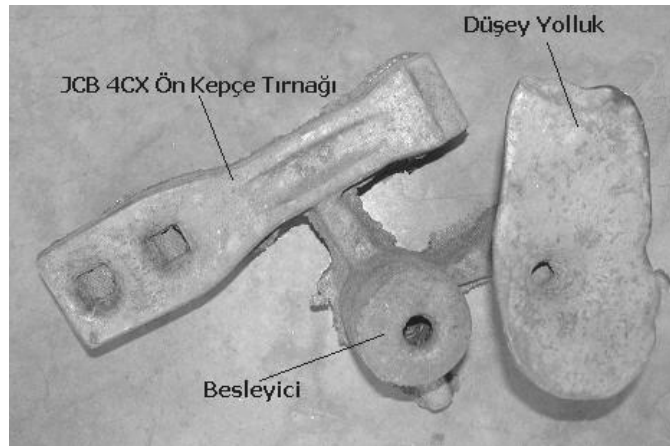


Şekil 8.18 Tırnak dökümü: (a) eriyiğin indüksiyon ocağından proses potasına alınışı, (b) kum kalıba döküm anı

Greyder tırnağı dökümünde, 35 kW'lık, yüksek frekanslı, Inductotherm™ VIP indüksiyon ocağı kullanılmıştır. Küreleştirme işlemi 1500 °C'de % 5'lik Mg-Fe-Si ile daldırma çanı yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Eriyik, Mg tepkimesinin bitiminin ardından işlem potasına alınmıştır. Eriyiğin indüksiyon ocağının potasından işlem potasına alımı sırasında sıvı metalin akış süresinin 2/4-3/4 aralığında aşılama yapılmıştır. Aşılama % 75'lik Fe-Si kullanılmıştır.

Proses potasında Fe-Si homojen dağılması için karıştırma yapılmış, ardından 1430 °C'de döküm yapılmıştır.

Greyder tırnağı dökümünde kum kalıp kullanılmıştır. Kum kalıbın yapımında Na-bentoniti, kömür tozu, silis kumu ve su kullanılmıştır. Kalıplamada ahşap model kullanılmıştır ve iki parça içeren bir kalıp hazırlanmıştır. Şekil 8.19'da besleyici ve yolluklarıyla birlikte greyder tırnağının biri çıkarılmış resmi verilmiştir.



Şekil 8.19 Döküm sonrası greyder tırnağı

Greyder tırnağı, döküm sonrasında Çizelge 8.6’de verilen şartlarda östemperlenmiştir.

Çizelge 8.6 Greyder tırnağının östemperleme şartları

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	900
Östenitleme Süresi (dak)	60
Östemperleme Sıcaklığı (°C)	375
Östemperleme Süresi (dak)	55

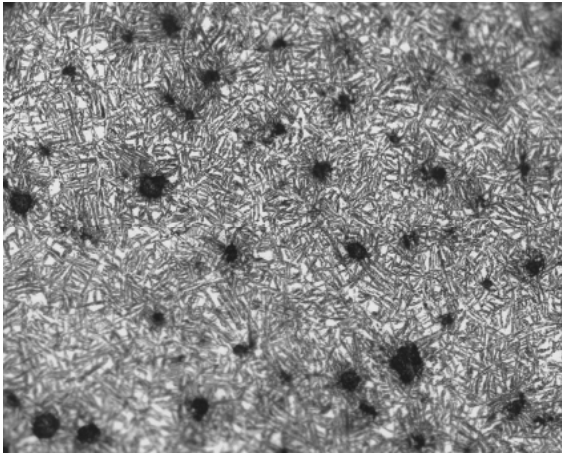
Östemperleme öncesinde ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri Çizelge 8.7’de ve darbe dayanımları da Çizelge 8.8’de verilmiştir.

Çizelge 8.7 Greyder tırnağının östemperleme öncesi ve östemperleme sonrası sertlikleri

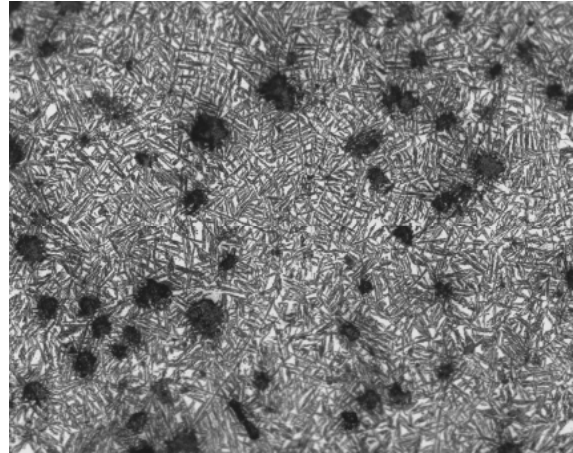
Tırnak Ucundan Uzaklık (mm)	3	6	9	12	15	18	21	24	27	30	33	36	39
Öst. Öncesi Sertlik (HV)	238	231	272	249	272	228	228	228	238	238	228	224	233
Öst. Sonrası Sertlik (HV)	349	328	345	345	328	328	328	336	345	328	345	313	328

Çizelge 8.8 Greyder tırnağının östemperleme öncesi ve sonrası çentik-darbe dayanımları

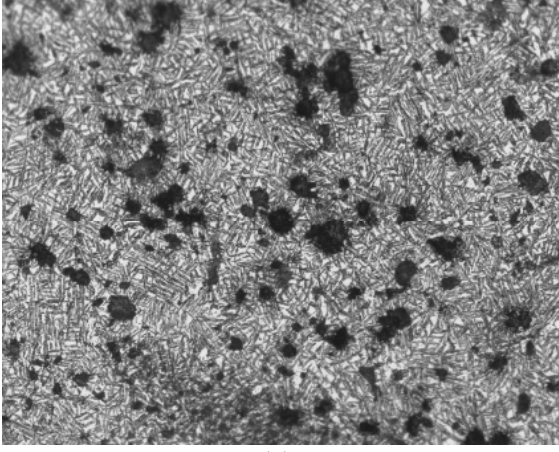
	Darbe Dayanımı (J)
Östemperleme Öncesi	10
Östemperleme Sonrası	18



(a)



(b)



(c)

Şekil 8.20 Greyder tırnağından, (a) burundan 5mm, (b) 25mm ve (c) 50mm mesafeden alınan mikroyapı görüntüleri (200X, Nital 2)

8.6 İrdeleme ve Öneriler

8.6.1 Deney Sonuçlarının İrdelemesi

Deneylerde kullanılan farklı bileşimdeki bütün numuneler östemperleme sonrası alaşım elementine bağlı olmaksızın 300 HV civarında sertlik değerleri göstermişlerdir. Cu, Ni ve Mo, ÖKGDD'de perlit dönüşümünü geciktirerek sertleşebilmeyi artırdığı bilinmektedir. Ancak östemperleme sonrası elde edilen sertlik üzerinde hemen hemen hiç etkilerinin bulunmadığı gözlenmiştir. Ayrıca, Garin ve Mannheim, döküm sonrası soğuma hızının da martenzitik dönüşüm üzerinde hiç etkilerinin olmadığını ya da çok küçük bir etkisinin olduğunu tespit etmişlerdir.

Yoğruk biçim değiştirme sonrasında numune yüzeyindeki sertliklerde büyük farklar oluşmuştur. Bu ise her biri ayrı ayrı ÖKGDD'nin sertleşebilirliğini artıran Cu, Ni ve Mo elementlerinin bileşke etkilerinin sertliğin daha fazla artışına neden olmadığını göstermektedir. Sertlik değerleri, yüzeyden içeri doğru ortalama olarak 1000 µm derinlikten sonra başlangıç değerlerine yaklaşmaktadır. Bu ise en yoğun yoğruk şekil değişikliğinin numune yüzeyinde 1000 µm'lik bölgede oluştuğunu göstermektedir. Ortalama olarak 2000 µm sonrasında sertlikler, östemperleme sonrası sertliklere yakın değerlere dönmektedir. Bu sonuç, deneylerin öncesinde yapılan gerilme analizi sonuçlarıyla paralellik göstermektedir. En yüksek sertlik değerleri, gerilmenin en yoğun olduğu bölgelerde elde edilmiştir.

Yoğruk biçim değiştirme sonrasında yüzeyden merkeze doğru sertlik değişimi, yüksek Ni ve Mo içeren numunelerde küçük değişimler göstermektedir (6 ve 8 no'lu bileşimler). Bakırın 325 °C'nin üzerindeki östemperleme sıcaklıklarında birim uzamayı artırdığı bilinmektedir. Ni ve Mo miktarının yüksek ve Cu miktarının düşük olmasının da birim uzamadaki bu düşüşten dolayı, bu bileşimdeki numunelerin ısıtılma işlem sonrasında yüksek sertliğe sahip olmalarını sağlamış olabileceği de düşünülmektedir.

Östemperleme şartları aynı tutulan 8 farklı bileşimdeki numunede de östemperleme sonrasında elde edilen kalıntı östenit miktarları büyük farklılıklar göstermiştir. Ölçümler sonunda en çok % 44,32 kalıntı östenit miktarına ulaşılmıştır.

Yoğruk biçim değiştirme sonrasında ise kalıntı östenit miktarları yine farklı miktarlarda düşüş göstermiştir.

Yoğruk biçim değiştirme sonrası en az kalıntı östenit miktarı % 17,06 olarak ölçülmüştür. Kalıntı östenit miktarındaki düşüş, Garin ve Mannheim'ın çalışmasıyla örtüşmektedir.

Yoğruk biçim değiştirme öncesi daha az miktarda kalıntı östenit içeren numunelerin sertlikleri, yoğruk biçim değiştirme sonrasında daha yüksek çıkmıştır. Soğuk sertleşmenin de etkisiyle yüzeye en yakın bölgede sertlikler hemen hemen martenzit sertliğini yakalamıştır (1 ve 7 no'lu bileşimler).

Düşük miktarda Cu ve Ni içeren ÖKGDD numunelerin yüksek miktarda martenzitik dönüşüm gösterdikleri saptanmıştır. Bunun sonucu olarak yüksek Mo içeriğinin martenzite dönüşümü hızlandırdığı düşünülmektedir. % 0,25'in üzerinde Mo miktarının kalın kesitli parçalarda tane sınırlarındaki ayrışmasının tane içinde yoğruk şekil değişikliğini kolaylaştırmasının etkili olabileceği düşünülmektedir.

Yüzeyde oluşan martenzitik dönüşüm miktarı en az olan (kalıntı östenitin en çok miktarda dönüşmeden kaldığı) numunelerde sürtünmeden kaynaklanan kütle kaybı en az olmuştur. Benzer şekilde daha yüksek miktarlarda dönüşen kalıntı östenit içeren numunelerde (daha yüksek martenzit içeren) kütle kaybının daha fazla olduğu gözlenmiştir. Bunun nedeni olarak oluşan martenzit filminin yüksek baskı kuvvetleri altında soyularak numuneden ayrılması görülmektedir. Bu şartlar altında dahi çeliğe göre yaklaşık 15 kat daha düşük bir aşınma miktarına sahip olduğu hesaplanmıştır.

Ayrıca sertliğin yüksek olduğu numuneler de daha yüksek kütle kayıpları göstermişlerdir. Yüksek kütle kaybına da sertliğin artmasıyla birlikte gevrekliğin de artmasının neden olduğu düşünülmektedir.

Kütle kaybının ortalama değerlerde olduğu (% 1,1-2,1) numunelerde (2, 3, 4 ve 7 no'lu bileşimler) Ni miktarının düşük olduğu görülmüştür.

Bütün bileşimlerdeki ÖKGDD numunelerin kırılma ömürleri Tölomsaş'tan alınan dövme çelik malzemeye göre % 19,05 - % 98,33 daha yüksektir. Bu ise alaşımlama yapılmaksızın

dahi ÖKGDD'nin çok iyi bir alternatif malzeme olduğunu göstermektedir. ÖKGDD'nin sahip olduğu beynitik yapının oynadığı karma malzeme benzeri rolün ve yüzeyde oluşan martenzitik dönüşümün bunu sağladığı düşünülmektedir. Zira çalışmanın konusunu aldığı martenzitik dönüşüm yüzeyde dar bir alanda etkili olmakta ve parçanın geneli beynitik (tok ve yüksek dayanımlı) yapısını korumaktadır.

Östemperleme sonrası daha yüksek sertliğe sahip olan numunelerin daha düşük kırılma ömrüne sahip oldukları belirlenmiştir.

Genel olarak yüksek miktarda Cu, Ni ve Mo içeren numunelerin ortalama kırılma ömürlerine sahip oldukları görülmüştür. Bu bileşimlerde Ni miktarının azalmasının, sertliğin artması nedeniyle kırılma ömrünü hatırı sayılır ölçüde düşürdüğü gözlenmiştir. Ayrıca yüzeyde oluşan martenzit miktarının yükselmesinin, kırılma ömrüne büyük bir etkisinin bulunmadığı da gözlenmiştir. Bu sonuç Garin ve Mannheim'ın tespit ettiği, hacimce % 25'ten düşük miktarda martenzitin ciddi kırılma eğilimine neden olmadığı sonucuyla paralellik arz etmektedir.

250.000 devire kadar dönüşen kalıntı östenit (artan martenzit) miktarları, östemperleme sonrası kalıntı östenit miktarlarına oranlanarak **Bağlı Martenzite Dönüşüm Hızı (BMDH)** tanımlanmıştır. Yüksek Cu içeren ÖKGDD numunelerin BMDH'dan bağımsız olarak yüksek kırılma ömrüne sahip oldukları belirlenmiştir.

Genel olarak BMDH % 22 - % 51 aralığındaki numunelerin (1,3,4,5 ve 6 no'lu bileşimler) yüksek kırılma ömrüne sahip oldukları saptanmıştır. Bu aralıkta olup, düşük kırılma ömrü gösteren 2 ve 7 no'lu numunelerin bu davranışlarının sebebi olarak Ni ve Mo miktarının ters orantılı olması görülebilir. Ancak literatürde bunu destekler nitelikte bir bilgiye rastlanmamıştır.

Düşük miktarlarda Ni ve Cu'a karşılık yüksek miktarda Mo içeren numunenin (5) en yüksek BMDH'a sahip olduğu saptanmıştır. Bu bulgu Mo'nin martenzite dönüşümü kolaylaştırdığı sonucunu destekler niteliktedir.

Yüksek BMDH, kırılma ömrünü genel olarak yükseltmekle birlikte, tüm bileşimler için geçerli görülmemektedir.

Görece düşük BMDH hızları da yeterli derecede yüksek kırılma ömrü sağlayabilmektedir. Bu nedenle, üretimde alaşım elementlerinin miktarının azaltılması ve maliyetin düşürülmesi mümkün görülmektedir.

8.6.1.1 Martenzite Dönüşüm Hızının Alaşım Elementlerinin Atom Çapları ile İlişkisi

Deney sonuçları, kullanılan alaşım elementlerinin (Ni, Cu ve Mo) bireysel etkilerini, sırasıyla 1, 2 ve 5 no'lu numunelerde göstermektedir.

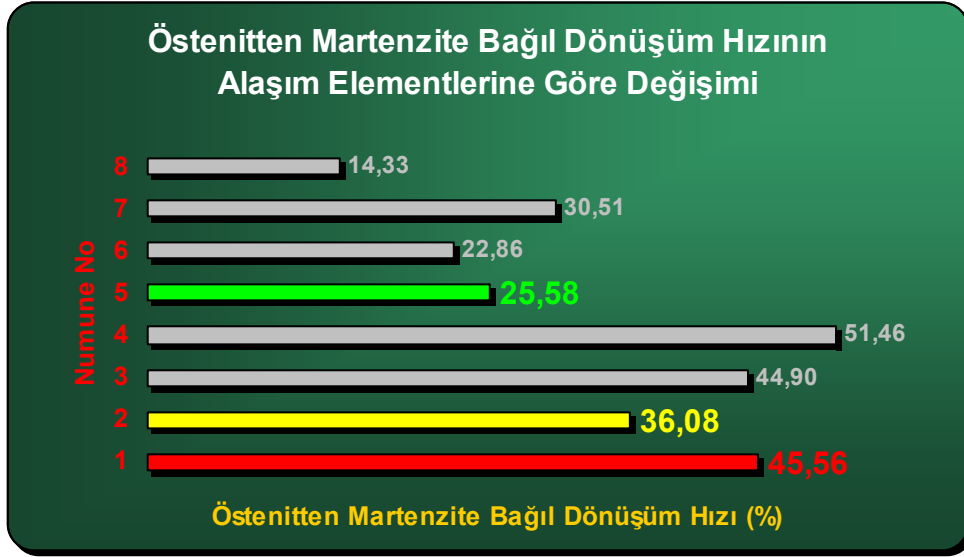


Şekil 8.21 Referans bilgilerin alınmış olduğu BK Periodic Library (ver.1.8) yazılımının ekran görüntüleri

Çizelge 8.9 Ni, Cu ve Mo alaşım elementlerinin atomsal yarıçapları ve Fe atomuna göre boyut farkları [11]

	Atomal Yarıçap (Å)	Fe Atomuna Göre Fark (%)
Ni	1,24	-1,58
Cu	1,28	1,58
Mo	1,39	10,31

Çizelge 8.9’de alaşım elementlerinin Fe atomuna göre boyutsal farklılıkları belirtilmiştir. Elde edilen verilere göre en düşük farkın Ni, en büyük farkın ise Mo ile oluştuğu görülmektedir.

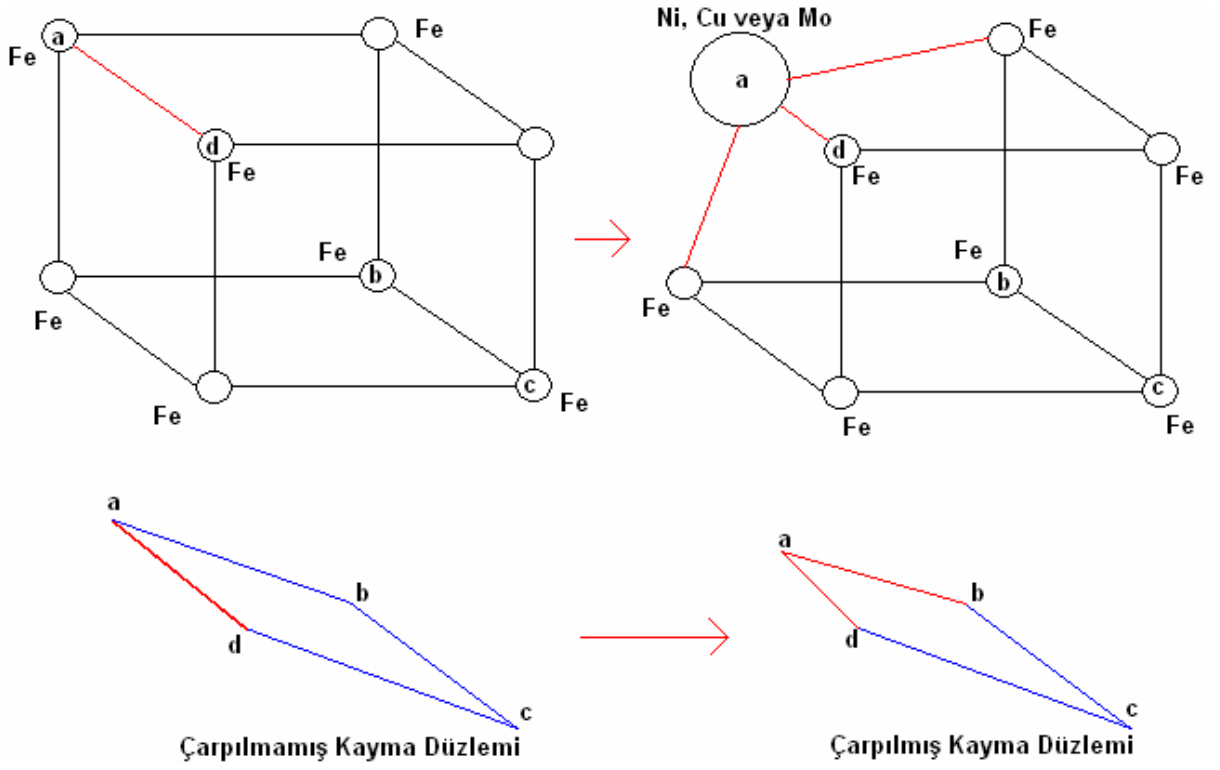


Şekil 8.22 BMDH'a alaşım elementlerinin etkisi (Ni, kırmızı; Cu, sarı; Mo, yeşil renkle belirtilmiştir)

Şekil 8.22’de görüldüğü üzere, Fe atomu ile en düşük boyut farkı olan **Ni**, martenzitik dönüşüm hızını en yüksek miktarda artırmaktadır. Boyut farkı biraz daha fazla olan **Cu**’nun ise daha düşük bir martenzitik dönüşüm hızına neden olduğu görülmektedir. % 10’un üzerinde boyutsal farkı bulunan **Mo** ise en düşük martenzitik dönüşüm hızına sebep olmaktadır.

Hume-Rothery kuralına göre % 15’in altında boyutsal (yarıçap) farkı bulunan her üç element de demir kafesi içinde yeralan atomu olarak bulunmaktadır. Her üç elementin de Fe kafesinin kayma düzleminin değişen miktarlarda çarpılmasına neden olarak yoğruk şekil değiştirme yeteneğini etkiledikleri düşünülmektedir.

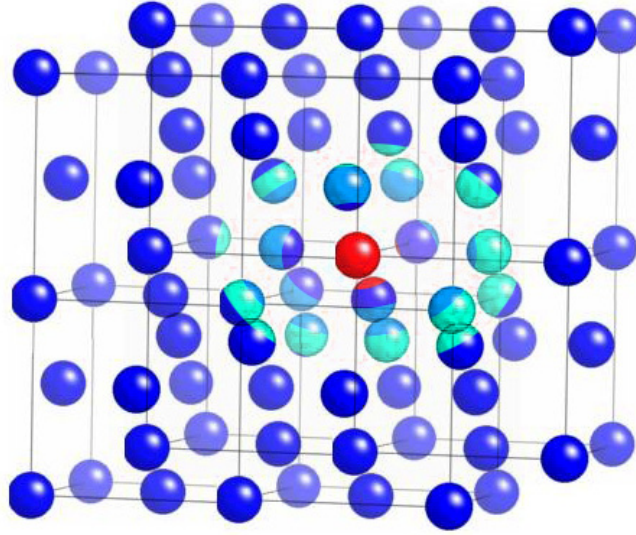
Şekil 8.23’te, yeralan atomların çapına bağlı olarak kayma düzlemlerinde oluşabilecek çarpılmalar kuramsal olarak betimlenmiştir. Kayma düzlemindeki çarpılmanın kayma hareketini zorlaştıracığı düşünülmektedir.



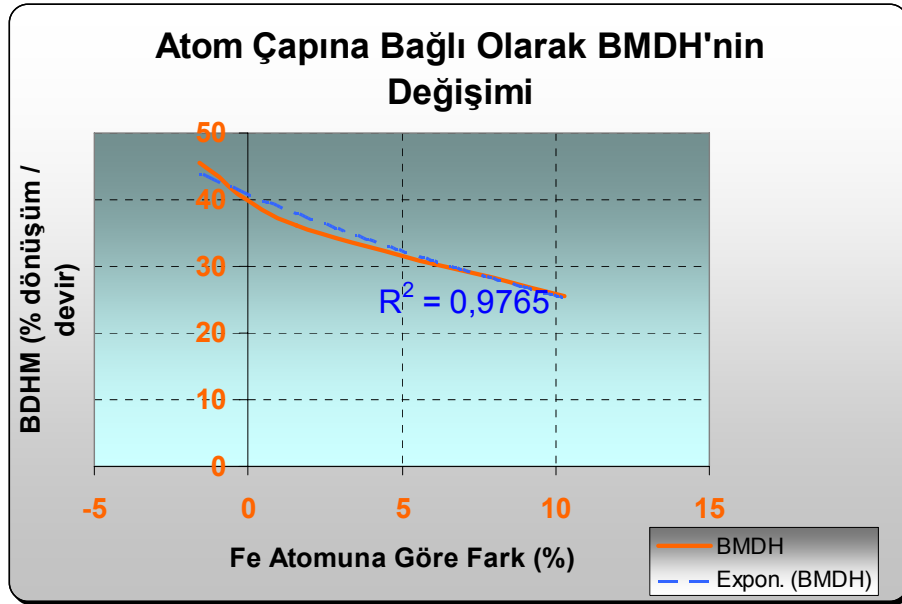
Şekil 8.23 Atom çapına bağlı olarak kayma düzlemindeki çarpılmayı betimleyen kuramsal çizim

Martenzitik dönüşümün oluşumunda baskın rol oynayan kayma sisteminin alaşım elementlerinden etkilenmesi sonucu martenzitik dönüşüm hızında değişiklik olduğu düşünülmektedir. Martenzitik dönüşümün kaynağının da, östenitin yoğruk şekil değiştirme kabiliyetiyle sıkı bir ilişki içinde olduğu göz önünde bulundurulduğunda, kuram anlam kazanmaktadır.

Şekil 8.23'te a-b-c-d noktalarından geçen kayma düzlemi, bir köşe atomunun değişmesi sonucunda, bulunduğu kafeste üç kafes parametresinin değişmesine neden olmaktadır. Makro düzeyde düşünüldüğünde ise tek atomdan etkilenen kafes sayısı 12 ve kafes parametresi sayısı ise 6 olarak hesaplanmaktadır. Atomsal boyuttaki değişimin bir tek nokta yerine yapının tümünde oluşması sonucu, çarpılma etkisi kafes yapısı içinde yayılarak büyüyeceği öngörülmektedir. Çarpılma sonucu da, malzemenin bütününde yapısal özelliklerde ölçülebilir değişikliklerin oluşacağı varsayılmaktadır. Deney sonuçlarında da bu değişim gözlenebilmektedir. Şekil 8.24'te çarpılmadan etkilenen bölgeler görülmektedir.



Şekil 8.24 Atomsal boyuttaki değişimin kafes sistemi içindeki yayılımı



Şekil 8.25 Alaşım elementinin atom çapının Fe atomuna göre boyutunun Bağlı Martenzite Dönüşüm Hızı'na etkisi

Microcal Origin yazılımıyla yapılan analize göre Şekil 8.25'te oluşan eğri mevcut verilerle $y = \sqrt{x} + c_{Fe}$ ($y = x^{1/2} + c_{Fe}$) fonksiyonuna uymaktadır.

8.6.2 Öneriler

Tartışmalar kısmında işaret edildiği üzere, elde edilen özellikler belirli bir aralıkta değişim göstermektedir. Uygun malzemelerin seçimi konusunda, malzemenin öngörülen kullanım alanı azami önem taşımaktadır. Bu açıdan tez çalışmasına temel olan ve çalışmanın temel olduğu vagon tekeri ve greyder tırnağı üretimi konularında farklı önerilerde bulunmak daha doğru olacaktır.

8.6.2.1 Vagon Tekerı Üretimi

Sonuçlar kısmında hesaplanan Bağlı Martenzite Dönüşüm Hızı (BMDH), karar sürecinde büyük rol oynamaktadır. Vagon tekeri uç durumlar haricinde kararlı bir değişken yüklemeye maruz kalmaktadır. Raya temas eden yaklaşık birkaç cm^2 'lik yüzey alanı her turda bir kez olmak üzere devamlı olarak 0 – “en yüksek” yük aralığında yüklenecektir.



Şekil 8.26 Vagon tekerinin raya temas yüzeyi [6]

Bu yüzden yüksek BMDH’a sahip malzemenin seçimi gereklilik olmaktan çıkmaktadır. Zira Mo içeriği arttıkça kalın kesitli vagon tekeri, ayrımlaşmadan doğacak dezavantajlara maruz kalacaktır. Ayrıca martenzitik dönüşümün yavaş oluşması, yüzeyin sertliğinin hızlı bir şekilde artarak, merkezi bölümlerde yeterli şekil değişikliğinin oluşmasını da engelleyebilir. Zira, Garin ve Mannheim’a göre beynit fazı (ausferrite) hacimsel oranı yoğruk biçim değiştirme ile değişikliğe uğramamaktadır.

Hem BMDH hem de kırılma ömrü yüksek olan 4 ve 6no'lu bileşimler vagon tekeri uygulaması için uygun görülmektedir. Ancak yoğruk biçim değiştirme sonrası sertlik dağılımı göz önüne alındığında daha düşük ancak kararlı sertlik değişimi dolayısıyla 4 no'lu bileşim önerilebilir. Ekonomik açıdan da 4 no'lu bileşim daha az alaşım elementi içerdiği için avantajlı gözükmemektedir (Çizelge 7.2).

8.6.2.2 Greyder Tırnağı

İnşaat işlerinde kullanılan makinaların tırnakları iki farklı zorlama türüne maruz kalmaktadır. Bunlardan ilki kum vb. malzemelerin taşınmasında kullanılan makinalardaki sürtünmedir. Bu cihazlarda kullanılan tırnakların uç kısımları daha ince ve yayvan imal edilmektedir.



Şekil 8.27 Taşıyıcı tırnak tipi [7]

Kazıcı türü cihazlar ise darbeye dayanıklı olacak şekilde imal edilmektedirler. Keskin bir uç yapısı yerine güçlendirilmiş bir tasarıma sahiptirler.



Şekil 8.28 Kazıcı tırnak tipi [7]

Genellikle kum vb. ince taneli aşındırıcılara maruz kalacak olan taşıyıcı tip tırnaklar için BMDH yüksek bir bileşim saçılmasında fayda olacaktır. Zira çalışmaya başladığı andan itibaren aşındırıcı tanelere maruz kalacaktır. Aşındırıcı etkiye maruz kalacak bu parça türünde yorulma dayanımı ikinci planda önem taşıyacaktır.

Malzemenin daha kısa sürede sertliğinin yükselmesi ve aşınmaya karşı daha dayanıklı duruma gelebilmesi için BMDH'ı yüksek alternatifler arasından seçim yapılmalıdır. 1, 3 ve 4 no'lu bileşimler buna uygundur. Her ne kadar ikinci derecede önemli olsa da bu üç bileşim arasından kırılma ömrü en uzun olanı seçmek anlamlı olacaktır. Bu bağlamda 3 no'lu bileşim hem dayanım olarak hem de ekonomiklik açısından uygun görülmektedir (Çizelge 7.2).

Kazıcı tipindeyse orta veya düşük BMDH sahip bir bileşimin seçilmesinin aşınma miktarını azaltacağı düşünülmektedir. Ayrıca değişken yükler altında farklı yönlerden gelecek zorlamalara karşı dayanım önem taşıdığından tokluğu ya da kırılma ömrü yüksek aynı zamanda da BMDH düşük bir bileşim seçilmesi anlamlı olacaktır. % 14,33 BMDH ve 2.062.145 devir kırılma ömrü ile 8 no'lu bileşim uygun görülmektedir (Çizelge 7.2).

9. KAYNAKLAR

- AHMADABADI, N., GHASEMI, H.M., OSIA, M., (1999), “Effects of Successive Austempering on the Tribological Behavior of Ductile Cast Iron”, *Wear* 231, 293–300
- AKÇA, C., (2002), “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirde Östenit-Martenzit Dönüşümü”, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ, İstanbul
- AKÇA, C., (2002), “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirde Kalıntı Östenit-Martenzit Dönüşümü”, 2. Isıl İşlem Sempozyumu, İstanbul
- BATRA, U., RAY, S., PRABHAKAR, S.B., (2004), “The Influence of Nickel and Copper on the Austempering of Ductile Iron”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 13, Number 1, February 2004, pp. 64-68(5)
- BOSNJAK, B., RADULOVIC, B. POP-TONEV, K., ASANOVIC, V., (2000), “Microstructural and Mechanical Characteristics of Low Alloyed Ni–Mo–Cu Austempered Ductile Iron”, *ISI International*, Vol. 40 (2000), No. 12, 1246–1252
- CHANG, L.C., (1998), “Carbon Content of Austenite in Austempered Ductile Iron”, *Scripta Materialia*, Vol. 39, No. 1, 35–38
- ÇAVUŞOĞLU, E.N., (1981), “Döküm Teknolojisi”, İTÜ Matbaası, İstanbul, 423-425
- ÇELİK, O.N. (1996) “Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Cu, Ni ve Mo Alaşım Elementlerinin Östemperleme Sonucu Oluşan Beynit Oluşumuna Etkisinin İncelenmesi ve Sinirsel Ağ Modeli ile Değerlendirilmesi”, Osmangazi Üniversitesi, Doktora Tezi
- DARWISH, N., ELLIOTT, R., (1993), “Austempering of Low Manganese Ductile Irons Part 1 Processing Window”, *Materials Science and Technology*, Vol.9, 572-585
- DARWISH, N., ELLIOTT, R., (1993), “Austempering of Low Manganese Ductile Irons Part 2 Influence of Austenitising Temperature”, *Materials Science and Technology*, Vol.9, 586-600
- DOMMARCO, R., GALARRETA, I., ORTÍZ, H., DAVID, P., MAGLIERI, G., (2001), “The Use of Ductile Iron for Wheel Loader Bucket Tips”, *Wear* 249, 101–108
- DOMMARCO, R.C., BASTIAS, P.C., DALL’O, H.A., HAHN, G.T., RUBIN, C.A., (1998), “Rolling Contact Fatigue (RCF) Resistance of Austempered Ductile Iron”, *Wear* 221, 69–74
- DORAZIL, E. (1991) “High Strength Austempered Ductile Cast Iron”, Technical University, Brno, Czechoslovakia
- GARIN, J.L., MANNHEIM, R.L., (2003), “Strain-induced Martensite in ADI Alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volumes 143-144, Pages 347-351
- GROSSE, M., NIFFENENGER, M., KELLER, L., (1999), “Strain-Induced Martensitic Transformation of Metastable Austenite During The Low Cycle Fatigue Process”, PSI Villigen

HAYRYNAN, K.L., BRANDENBERG, K.R., KEOUGH, J.R., (2002), “Applications of Austempered Cast Irons”, AFS Transactions 02-084, 1-10

HEYDARZADEH, M.S, AHMADABADI, M.N., VAHDAT, A.B., (2004), “The Role of Austempering Parameters on the Structure and Mechanical Properties of Heavy Section ADI”, Journal of Materials Processing Technology, 153–154, 203–208

JOHANSSON, M. (1994) “Austenitic-Bainitic Ductile Iron”, Kymi Kymmene Engineering, AFS Transactions, Vol 77, 117-121

KEOUGH, J.R., (2001), “ADI: Ideal for High-Strength, High Wear Applications”, Engineering Casting Solutions, 2001 (Winter), 42

KISAKÜREK, Ş.E. (1987) “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir Teknolojisi: Sfero Döküm için Meydan Okumalar ve Fırsatlar”, İTÜ Kimya Metalurji Fakültesi

KOMAÇ, O.Ş., ÇELİK, O.N., ÖZSOY, A., (1993), “%1.5 Cu Alaşımlı Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Termal Çevrimli Östenitlemenin Östemperleme Sonucu Beynit Oluşumuna Etkisi”, Osmangazi Üniversitesi, 221-228

KOMAÇ, O. Ş., (1993), “Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Östemperleme Isıl İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi”, Osmangazi Üniversitesi, 211-219

KOYABASHI, T., YAMADA, S. (1996) “Effect of Holding Time in The ($\alpha+\gamma$) Temperature Range on Toughness of Specially Austempered Ductile Iron”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27A, 1961-1971

LIN, C.K., LEE, W.L., (1997), “Effects of Highly Stressed Volume on Fraction Strength of Austempered Ductile Iron”, Int. J. Fatigue, Vol. 20, No. 4, 301-307

LIN, B.Y., CHEN, E.T., LEI, T.S., (1994) “The Effect of Alloy Elements on The Microstructure and Properties of Austempered Ductile Irons”, National Taiwan Institute of Technology

MADLER, K., (2000), “On the Suitability of ADI as an Alternative Material for (Railcar) Wheels”, Deutsche Bahn, AG-Technical Center, Brandenburg-Kirchmoser, Germany

MI, Y. (1994) “Effect of Cu, Mo, Si, on the Content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron”, Zhejiang University, Hangzhou

MILLER, M.A., REINHARDT, W.P., (2000), “Efficient Free Energy Calculations by Variationally Optimized Metric Scaling: Concepts and Applications to the Volume Dependence of Cluster Free Energies and to Solid–solid Phase Transitions”, Journal of Chemical Physics, Vol. 13, No. 17

ÖZEL, A., (1994), “GGG40-80 Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Östemperleme Şartlarının Yorulma Dayanımına Etkisi”, İTÜ Doktora Tezi

REED, P.A.S., THOMSON, R.C., JAMES, J.S., PUTMAN, D.C., LEE, K.K., GUNN, S.R., (2003), "Modelling of Microstructural Effects in the Fatigue of Austempered Ductile Iron", Materials Science and Engineering, A346, 273-286

SHIN, H.C. (1996), "Deformation Induced Martensitic Transformation of 304 Stainless Steel", Postech Materials Science and Engineering Dept.

STAFANESCU, D.M., (1999) "Classification and Basic Metallurgy of Cast Irons", ASM Handbook, Vol. 1

TORRA, V., ISALGUE, A., LOVEY, F.C., (2000), "Microstructure and Thermodynamics of the Martensitic Transformation", Canadian Metallurgical Quarterly, Vol.39, No. 2, 207-214

TRUDEL, A., GAGNÉ, M., (1997), "Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Iron", Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 36, No. 5, 289-298

VUORINEN, J., CHEN, C., "The Effects of Austenite on Thermal Stability and Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons", 61st World Foundry Congress, 24-29 September 1995, Beijing. s. 303-312

WEN, D.C., LEI, T.S., (1999), "The Mechanical Properties of a Low Alloyed Austempered Ductile in the Upper Ausferrite Region", ISIJ International, Vol. 39 , No. 5, 493-500

YESCAS, M.A., BHADESIA, H.K.D.H., MACKAY, D.J., (2000), "Estimation of the Amount of Retained Austenite in Austempered Ductile Irons Using Neural Networks", Materials Science and Engineering, A311, 162-173

ZIMBA, J., SIMBI, D.J., NAVARA, E., (2003), "Austempered Ductile Iron: An Alternative Material for Earth Moving Components", Cement & Concrete Composites 25, 643-649

INTERNET KAYNAKLARI

- [1] www.hghouston.com
- [2] www.ductile.org
- [3] www.industrialheating.com
- [4] www.mete.metu.edu.tr
- [5] www.csmr.ca.sandia.gov
- [6] www.smvrm.org
- [7] www.erbequipment.com
- [8] www.jcb.com
- [9] www.gordonengland.co.uk
- [10] www.endotec.com

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 23.03.1978

Doğum yeri İstanbul

Lise 1990-1993 Sarıyer Vehbi Koç Vakfı Lisesi

Lisans 1995-1999 Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fak. Metalurji Mühendisliği Bölümü

Yüksek Lisans 1999-2002 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı, Malzeme Programı

Doktora 2002-2005 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı, Malzeme Programı

Çalıştığı kurum(lar)

1999-2004 YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Araştırma Görevlisi
 2004-Devam ediyor YTÜ Kimya-Metalurji Fak. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Araştırma Görevlisi