

**ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE
ALAŞIM ELEMENTLERİ (Cu ve Ni) VE ÖSTEMPERLEME
SÜRESİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE
ETKİLERİ**

Hasan HASIRCI

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Şubat 2000

ANKARA

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

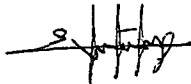
Hasan HASIRCI tarafından hazırlanan ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE ALAŞIM ELEMENTLERİ (Cu ve Ni) VE ÖSTEMPERLEME SÜRESİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİLERİ adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

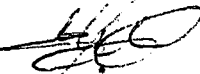
Yrd. Doç Dr. Mehmet ERDOĞAN

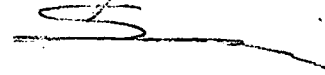
Tez Yöneticisi



Bu çalışma, jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Cemil ÇETİNKAYA 

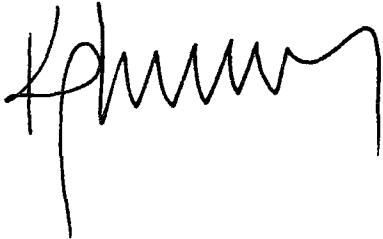
Üye : Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN 

Üye : Yrd. Doç. Dr. Süleyman TEKELİ 

Üye : Yrd. D

Üye :

Bu tez, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygundur.



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	vii
ABSTRACT	viii
TEŞEKKÜR	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xv
 1. GİRİŞ	 1
 2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN (KGDD) MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ.....	 3
2.1. KGDD'lerin Mikroyapısı.....	3
2.2. KGDD'lerin Mekanik Özellikleri	6
 3. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER	 9
3.1. Giriş	9
3.2. Östemperleme Isıl İşlemi	11
3.3. Östemperleme Isıl İşlem Çevrimi	12
3.3.1. Östenitleme işlemi	12
3.3.2. Östemperleme işlemi (izotermal dönüşüm)	12
3.3.2.1. I. aşama işlemi	13

	Sayfa
3.3.2.2. II. aşama işlemi (işlem aralığı).....	18
3.3.2.3. III. aşama işlemi	24
3.4. ÖKGDD'lerin Mekanik Özellikleri	26
3.4.1. Çekme ve akma dayanımı ve uzamaya etkileri	26
3.4.2. Darbe dayanımına etkileri	29
3.5. ÖKGDD'lerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerini Etkileyen Diğer Faktörler	30
3.5.1. Döküm şarj malzemesi ve mikroyapısının etkileri	30
3.5.2. Segregasyonun etkisi	31
3.5.3. Küresel grafitlerin şekil, miktar ve dağılımının etkisi	32
3.5.4. Parça kesit kalınlığı ve soğuma hızının etkisi.....	33
3.6. Avantajları ve Kullanım Alanları	33
 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	 36
4.1. Döküm İşlemi ve Alaşımlama	36
4.2. Metalografi	38
4.3. Isıl işlemler.....	39
4.3.1. Östenitleme.....	39
4.3.2. Östemperleme	40
4.4. Çekme ve Darbe Numunelerinin Isıl İşlemleri	41
4.4.1. Çekme deneyi	42
4.4.2. Darbe deneyi.....	42
4.4.3. Sertlik deneyi	43

	Sayfa
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	44
5.1. Döküm Şartlarında Küresel Grafitli Dökme Demirlerin (KGDD) Mikroyapısal ve Mekanik Özellikleri.....	44
5.1.1. KGDD'in alaşım elementlerinin matris yapı türünün oluşumuna etkisi	44
5.1.2. KGDD'in grafit küre sayısı, dağılımı ve küreselleşmeye alaşım elementlerinin etkisi.....	47
5.1.3. KGDD'in mekanik özelliklerine alaşım elementlerinin etkisi	51
6. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN (ÖKGDD) MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ	55
6.1. ÖKGDD'in Alaşım Elementlerinin ve Östemperleme Süresinin Matris Yapıya Etkileri	55
6.2. ÖKGDD'de Alaşım Elementlerinin Grafit Küre Sayısı, Dağılımı ve Küreselleşmeye Etkileri	63
6.3. ÖKGDD'in mekanik özelliklerine alaşım elementlerinin ve östemperleme süresinin etkileri	69
6.3.1. Darbe dayanımına etkileri	69
6.3.2. % 0.2 deneme (proof) akma dayanımına etkileri	72
6.3.3. Çekme dayanımına etkileri	75
6.3.4. Düzgün uzamaya etkileri.....	77
6.3.5. Sertliğe etkileri	78

	Sayfa
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	81
7.1. Sonuçlar	81
7.2. Öneriler	82
KAYNAKLAR.....	83
ÖZGEÇMİŞ	92



**ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE
ALAŞIM ELEMENTLERİNİN (Cu ve Ni) VE ÖSTEMPERLEME
SÜRESİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE
ETKİLERİ**

Yüksek Lisans Tezi

Hasan HASIRCI

GAZİ ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Şubat 2000

ÖZET

Bu çalışmada Küresel Grafitli Dökme Demirlerde (KGDD) alaşım elementleri (Cu ve Ni) ilavesi ve östemperleme süresinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkileri incelenmiştir. Bu amaçla temel alaşım elementleri % 3.5-3.7 C ve % 2.6-2.8 Si içeren ferritik matrise sahip (alaşımsız) numune üretilmiştir. Cu ve Ni elementi miktarlarının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmak amacıyla temel alaşıma değişik miktarlarda Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) ve Ni (% 0.5, 0.7 ve 1) ilavesi yapılarak 5 farklı numune üretilmiştir. Bu numuneler daha sonra 900°C'de 90 dakika östenitleme sıcaklığında bekletildikten sonra 370°C'de değişik sürelerde (60, 90, 120, 150, 180 ve 200 dakika) östemperlenmiştir. Östemperleme ısı işlemi sonucunda genel olarak ösferrit adı verilen $\alpha + \gamma_{y.k.}$ (yüksek karbon östenit) matris yapısı elde edilmiştir. Oluşan bu yapıya bağlı olarak mekanik özellikler, alaşım elementleri ve östemperleme süresine bağlı olarak farklılık göstermekle beraber dökülmüş şartlardaki özelliklere göre büyük ilerleme sağlanmıştır. Genel olarak bütün numunelerde östemperleme süresinin daha fazla artmasıyla birlikte sementit oluşumu sonucu darbe dayanımı ve uzamada azalma olurken çekme ve akma dayanımı ile sertlikte artış meydana gelmiştir.

Bilim Kodu : 626. 19. 01

Anahtar Kelimeler: Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir, Alaşım Elementleri, Östemperleme Süresi,

Sayfa Adedi :92

Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

**EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS (Cu and Ni) AND
AUTEMPERING TIME ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL
PROPERTIES IN AUSTEMPERED SPHEROIDAL GRAPHITE CAST
IRONS**

M. Sc. Thesis

Hasan HASIRCI

GAZİ ÜNİVERSİTİ

INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY

February 2000

ABSTRACT

In this study specimens with ferritic matrix was produced by the addition of basic alloying elements of 3.5 % C, 2.8 % Si. To investigate the effect of alloying elements of Ni and Cu content on microstructure and mechanical properties 5 different specimens were produced by addition of basic elements mentioned above and Cu content specified levels (0.6, 0.65 and 0.7 % Cu) and varying Ni content at specified levels (0.5, 0.7 and 1 % Ni). These specimens then were austenised at 900 °C for 90 minutes and austempered at 360 °C for different times (60,90,120,150,180 and 200 minutes). It was observed that mechanical properties in austempered specimens having auferrite ($\alpha + \gamma$ high karbon) structure varied depending on austempering temperature, time and alloying element type and their amount. Increment in mechanical properties in austempered specimens were much higher than as cast specimens. However this increment was much higher in alloyed specimens than unalloyed specimens. Generally toughness properties and elongation decreased and yield and tensile strenght and hardness increased with increasing austempering time due to carbide formation.

Science Code : 626. 19. 01

Keywods : Austempered Spheroidal Graphite Cast Irons, Alloying Elements,
Autempering Time

Page Number :92

Supervisor : Asst. Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren hocam Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, döküm işlemlerinde hiçbir karşılık gözetmeden yardımlarını esirgemeyen ALFA Döküm Sanayii sahibi ve sayın hocamız Doç. Dr. Şemsettin Özdemir'e, ayrıca Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Döküm–Model Anabilim Dalı'ndaki başta Dr. Ferhat GÜL ve Arş. Gör. Necati YALÇIN olmak üzere tüm çalışma arkadaşlarıma, çalışmama maddi olarak destek veren Gazi Üniversitesi Araştırma Fon Saymanlığı'na ve en önemlisi yardım ve desteğini esirgemeyen eşime teşekkürü bir borç bilirim.



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Matris yapıları a) Perlit + ferrit ve b) tamamen ferriten oluşan KGDD'in mikroyapı fotoğrafları	4
Şekil 2.2. KGDD'in diğer dökme demirler ile karşılaştırılması	7
Şekil 3.1. KGDD, ÖKGDD ve Çelik malzemelerin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması	10
Şekil 3.2. Tipik bir östemperleme ısıl işleminin sıcaklık ve süreye bağlı olarak çevrimi ve oluşabilecek muhtemel yapılar	11
Şekil 3.3. Orijinal östenit alanındaki (γ_o) tane sınırında (T.S) beynitik (iğnesel) ferrit(α) tabakalarının oluşması ve büyümesi ve tabakaların aralarında yüksek karbon östenitin ($\gamma_{y.k}$) oluşumu	14
Şekil 3.4. İnce ve kaba ösferritik yapıların oluşum mekanizmaları	17
Şekil 3.5. (a) İdeal bir işlem aralığı ve (b) kapanmış bir işlem aralığı	19
Şekil 3.6. Alaşım elementlerinin segregasyon eğilimleri	32
Şekil 3.7. Ağırlık / dayanım açısından ÖKGDD'in diğer malzemelerle karşılaştırılması	34
Şekil 3.8. Fiyat /dayanım açısından ÖKGDD'in değişik malzemelerle karşılaştırılması	35
Şekil 4.1. Y-blok tasarımı (TS 526)	36
Şekil 4.2. Tundish tipi küreleştirme işlem potasının şematik çizimi	37
Şekil 4.3. Y-blokların şematik kalıp resminin kesit görünüşü	38
Şekil 4.4. Uygulanan ısıl işlemlerin şematik özeti	39
Şekil 4.5. Numunelerin östenitleme fırınına yerleştirilmesinde kullanılan sistem.....	40

Şekil	Sayfa
Şekil 4.6. Östemperleme işleminin yapıldığı tuz banyosunun şematik gösterimi	41
Şekil 4.7. Tuz banyosu ısı haritası	41
Şekil 4.8. Çekme deney numunesi boyutları	42
Şekil 4.9. Standart çentiksiz darbe deneyi numunesi	43
Şekil 5.1. (a, b, c, d, e, f) Döküm şartlarında numunelerin mikroyapı fotoğrafları.....	45
Şekil 5.2. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının % perlit hacim oranı üzerine etkisi	47
Şekil 5.3. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının % perlit hacim oranı üzerine etkisi	47
Şekil 5.4. (a,b,c,d,e,f) Döküm şartlarında grafit dağılımı ve küreleşme oranları ile ilgili mikroyapı fotoğrafları	49
Şekil 5.5. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının çekme dayanımı üzerine etkisi	53
Şekil 5.6. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının çekme dayanımı üzerine etkisi	53
Şekil 5.7. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının sertlik üzerine etkisi	53
Şekil 5.8. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının sertlik üzerine etkisi	53
Şekil 5.9. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının % uzama üzerine etkisi	54
Şekil 5.10. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının % uzama üzerine etkisi	54

Şekil	Sayfa
Şekil 5.11. % perlit miktarının çentiksiz darbe dayanımı üzerine etkisi .	54
Şekil 6.1. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 1 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları.....	57
Şekil 6.2. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 2 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları	58
Şekil 6.3. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 3 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları	59
Şekil 6.4. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 4 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları	60
Şekil 6.5. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 5 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları	61
Şekil 6.6. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 6 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları	62
Şekil 6.7. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	64

Şekil	Sayfa
Şekil 6.8. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 2 nolu 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	65
Şekil 6.9. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 3 nolu 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	66
Şekil 6.10. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 4 nolu 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	67
Şekil 6.11. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 5 nolu 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	68
Şekil 6.12. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 6 nolu 1nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı	69
Şekil 6.13. Sabit Ni (~ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki darbe dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi	71
Şekil 6.14. Sabit Cu (~ % 0.7) ve farklı Ni (% 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki akma dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi	71

Şekil

Sayfa

- Şekil 6.15. Sabit Ni ($\sim$ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki akma dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 74
- Şekil 6.16. Sabit Cu (% 0.7) ve farklı Ni ($\sim$ % 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki akma dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 74
- Şekil 6.17. Sabit Ni ($\sim$ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki çekme dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 76
- Şekil 6.18. Sabit Cu (% 0.7) ve farklı Ni ($\sim$ % 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki çekme dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 77
- Şekil 6.19. 1, 2, 3, 4, 5 ve 6 nolu numunelerdeki % uzama miktarlarının östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 78
- Şekil 6.20. 1, 2, 3, 4, 5* ve 6 nolu numunelerdeki sertliklerin östemperleme süresine bağlı olarak değişimi 79

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Perlit oluşumunu destekleyen elementlerin nispi etkinlikleri ..	6
Çizelge 2.2. TS (526/1977) standardı KGDD malzemeler.....	7
Çizelge 2.3. ASTM (A536-70) standardı KGDD malzemeler	8
Çizelge 3.1. ÖKGDD malzemeleri standartı (ASTM 897-90)	10
Çizelge 3.2. Cu, Ni ve Mo'in çekme ve darbe dayanımı ile % uzama üzerine etkileri	27
Çizelge 3.3. % Cu'ın çekme ve darbe dayanımı ile uzama üzerine etkisi	28
Çizelge 3.4. Mn miktarının mekanik özellikler üzerine etkisi	29
Çizelge 4.1. Sfero piki kimyasal bileşimi	37
Çizelge 4.2. Küreleştirme malzemesi (FeSiMg) kimyasal bileşimi	37
Çizelge 4.3. Aşılama malzemesi (FeSi) kimyasal bileşimi.....	37
Çizelge 4.4. Bu çalışma için üretilen 6 farklı KGDD numunelerin kimyasal bileşimleri	38
Çizelge 5.1. Alaşım elementleri Cu ve Ni miktarının grafit, ferriti ve perlit % hacim oranları üzerine etkisi	44
Çizelge 5.2. Grafit küre sayısı ve hacim oranı	47
Çizelge 5.3. Döküm şartlarındaki elde edilen mekanik özellikler ve küre sayısı	52
Çizelge 6.1. Dökülmüş şartlardaki ve östemperleme sonrası faz hacim oranları, birim alana düşen küre sayısı	56
Çizelge 6.2. Östemperleme süresi ile çentiksiz darbe dayanımının değişimi	70
Çizelge 6.3. Östemperleme süresi ile % 0.2 deneme (proof) akma dayanımının değişimi	73

Çizelge	Sayfa
Çizelge 6.4. Östemperleme süresi ile çekme dayanımının değişimi	76
Çizelge 6.5. Östemperleme süresi ile % uzamanın değişimi	78
Çizelge 6.6. Östemperleme süresi ile sertliğin değişimi	79



1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmelerle birlikte; teknolojinin gereksinimi olan araç ve gereç malzemelerinin üretiminde de buna bağlantılı olarak gelişmeler olmaktadır. Küresel grafitli dökme demirler (KGDD) diğer dökme demir türlerine göre daha yüksek dayanım, süneklik, tokluk ve işlenebilirlik özelliklerine sahiptir. KGDD dökme demirlerin bu üstün özellikleri uygulanan ısıt işlemlerle daha da iyileştirilebilmektedir.

KGDD'lere uygulanan ısıt işlemler çok çeşitli olmakla beraber kazançlar bakımından ön plana çıkan ısıt işlem ise östemperleme ısıt işlemi olmuştur. 1970'lerin başlarında uygulanmaya başlanan östemperleme çalışmaları günümüze kadar çok fazla ilgi görmüş ve halen de görmektedir. Ülkemizde ise yakın dönemde başlamış olan bu çalışmalar çok yoğun bir şekilde devam etmektedir.

KGDD'lerde östemperleme işleminin amacı; aynı işlemle çelik malzemelerde oluşan beynitik yapıdan farklı olarak ösferritik (östenit+ferrit) matris yapı oluşturmaktır. Bu yapı dayanım ve tokluk özelliklerini daha da iyileştirmektedir.

Bu üstün özelliklerin yanı sıra bu malzemelerin talaşlı imalat yöntemine uygunluğu , kısa süreli ısıt işlemleri, çeliklere göre % 10 daha hafif olmaları, döküm yoluyla son şekle getirilebilme yetenekleri, montaj kolaylıkları bu malzemeleri cazip hale getirmiştir ve bu üstün özelliklerin bir sonucu olarak da pek çok alanda kullanılmaya başlanmış ve pek çok araştırmanında konusu olmuştur.

Östemperlenmiş K.G.D.D, dövölüp ısıt işlem görmüş çeliğin özelliklerine yakın özellikler göstermektedir ve bu özelliklerin bir sonucu olarak giderek artan oranda krank milleri, kam milleri, dişliler gibi daha birçok uygulamalarda kullanılmaktadırlar.

Bu araştırmada, temel alaşımlar elementlerinin miktarları literatürde belirtilen sınırlar içinde tutularak üzerinde sınırlı sayıda araştırmanın yapıldığı Cu ve Ni'in birlikte ilavesi ve bu ilave miktarlarındaki değişimin ve östemperleme süresinin mikroyapı üzerine etkilerinin incelenmesi ve optimum mekanik özellikleri sağlayan yapının belirlenmesi hedeflenmiştir.

Hedeflenen bu sonuçların gerçekleştirilmesi amacıyla üretim şartları değiştirilmeden 6 farklı kimyasal bileşime sahip numuneler üretilmiş ve daha sonra östemperleme ısıt işlemine tabi tutulmuştur. Numuneler 900 °C'de 90 dakika östenitlemeden sonra 370 °C'de 60, 90, 120, 150, 180 ve 200 dakika tuz banyosunda tutularak ısıt işlem gerçekleştirilmiştir.

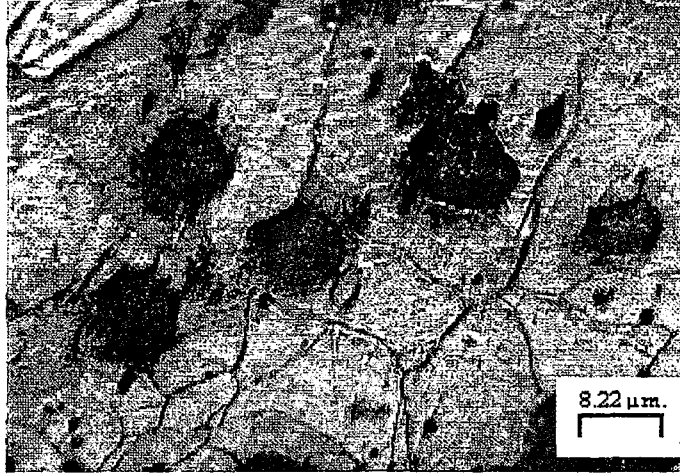
2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN (KGDD) MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ

2.1. KGDD'lerin Mikroyapısı

Küresel grafitli dökme demir (KGDD) 1948'li yılların başlarında resmi olarak Amerika Dökümcüler Birliği toplantısında H. Morrogh tarafından döküm sektörüne tanıtılmıştır [1,2]. KGDD; üretim yönteminin diğer dökme demir sınıfı malzemeler ve çelik üretiminin yapıldığı ünitelerde yapılabilmesi ve üstün mekanik özellikleri ile üretim çok hızlı bir şekilde artmıştır. KGDD'de matris normal olarak perlit, ferrit veya ikisinin karışımından (Şekil 2.1) meydana gelmektedir. Düşük küre sayısı, küresel olmayan grafit şekli, üniform olmayan küre dağılımı ve hacmi KGDD'in mekanik özellikleri üzerinde zararlı bir etkiye sahip olmaktadır. Sıvı metal içerisinde Ti bulunması, yüksek miktarda Mg, nadir toprak elementlerinin varlığı ve S grafitin üniform dağılımı ve şeklini bozmaktadır [3,4].



a) Perlit + Ferritik matrise sahip numune



b) Ferritik matrise sahip numune

Şekil 2.1. Matris yapıları a) Perlit + ferrit ve b) tamamen ferritten oluşan KGDD'in mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x300)

KGDD malzemelerde en önemli alaşım elementlerinin başında C ve Si gelmektedir. C miktarı genellikle % 3.2–4 arasında değişmektedir. Si ise C'un yanı sıra küreleştirme ve aşılama ya bağlı olarak genellikle 1.2–2.5 cm kesit kalınlığına sahip parçalar için % 1.8–2.9 arasında bulunmaktadır [3,5-10]. KGDD'lerde karbon eşdeğeri (KE) genellikle % 4,3–4,65 arasında değişmektedir. KE'ği kesit kalınlığına bağlı olarak kesit arttıkça azalmaktadır. Bunun sebebi ise kalın kesitli ve yüksek KE'li (> 4.65) bir KGDD 'de, döküm parça üst yüzeyinde karbon yüzmesi adı verilen olayın meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır [1,2,5,8,11,12]. Si; C'un aktivitesini yükseltmekte ve grafit oluşumunu arttırdığı için güçlü grafit oluşturun ve ferrit oluşumunu teşvik edici bir elementtir. Si'un artması düşük sıcaklıklarda ki darbe direncini düşürmekte, ancak % 3'ün üzerinde tersine bir etki göstermektedir [6,9,12,13].

C ve Si 'dan sonra gelen en etkili element ise mangandır. Mn sementit oluşumunu desteklemektedir. Mn miktarı % 0.02– 0.6 arasında değişmektedir [1,3,5,7,8].

KGDD'de Mn miktarı Gri Dökme Demir'e göre daha düşük olduğundan kükürt'ün zararlı etkilerini kontrol edici (MnS) bir fonksiyonu yoktur [1,3,5]. Ancak Mn, perlit kararlı hale getirme özelliği olan bir elementtir. Miktarının % 0.4'ten düşük olması özellikle tane sınırı karbürleri oluşturma tehlikesini önlemesi açısından tavsiye edilmektedir [5,3,7,14]. Ayrıca Mn'ın artışı, bu elementin karbür yapıcı etkisini engelleyen Si miktarının da artmasına neden olmaktadır. Ayrıca Mn'ın etkisi ile sıvı metalin hidrojen kapmasını en aza indirmek, ferrit oluşumunu teşvik etmek ve ayrıca tane sınırı segregasyonu ve tane sınırlarında sementit oluşumunu önlemek için Mn miktarı düşük tutulmalıdır [5,3,8,14]. S ve P ise genellikle istenilmeyen ve minimum düzeyde tutulması gereken elementlerdir. Genellikle S % 0.004 ve P % 0.08'den daha az olması tercih edilir [2,3,7].

Bu temel elementlerin dışında kullanılan Ni, Cu ve Mo genellikle perlit oluşumunu teşvik etmektedir [1,3,5,7,8,14,15]. Perlit oluşumunda etkili olan elementlerin nispi etkinlikleri Çizelge 2.1'de verilmiştir. Mo, Cu ve Ni elementleri arasında Mo en fazla nispi etkinliğe sahip olmakla birlikte bu elementin segregasyon eğiliminin fazla olması ve karbür oluşturma sonucu sünekliği düşürdüğü için miktarının maksimum % 0.3 ile sınırlandırılması gerekmektedir. Bunun yanı sıra Mo; yüksek sıcaklıktaki dayanımı arttırmaktadır [3,5,7,8,10,16].

Çizelge 2.1'den de görülebileceği gibi perlit oluşumunda nispi etkinliği en fazla olan element Sn olarak görünmekle beraber bu elementin lamel grafit oluşumunu teşvik etmesi sebebi ile % 0.07'den daha az miktarda olması gerektiği belirtilmektedir [3,5].

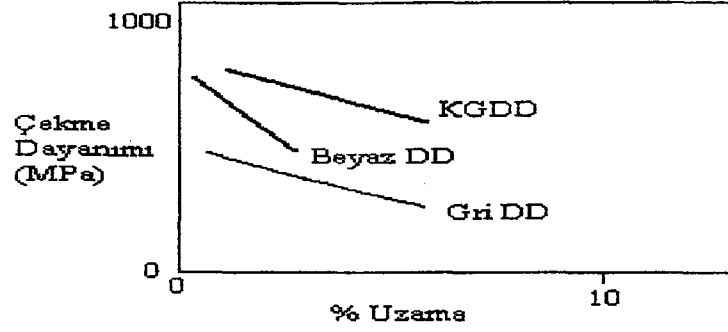
Çizelge 2 .1. Perlit oluşumunu destekleyen elementlerin nispi etkinlikleri [5,7,17]

Element	Perlit Oluşumundaki Nispi Etkinliği
Kalay	39.00
Molibden	7.90
Fosfor	5.60
Bakır	4.90
Titanyum	4.40
Mangan	0.40
Nikel veya Krom	0.37

Çizelge 2.1’de Cu ve Ni’in haricinde diğer verilen elementlerin bilinen zararlı etkileri sebebiyle perlit oluşturma amacıyla kullanımı olumsuz etkilere neden olacağından tercih edilmemektedir [1,3,5,7,14]. Burada Cu, Ni’e göre etkinliğinin daha yüksek ve ekonomik olması sebebiyle yaygın şekilde perlit oluşturu element olarak kullanılmaktadır [1,3,5,7,14]. Diğer taraftan Ni ise sıcak darbe direncinin gelişimine olumlu etki yapmaktadır [5,8].

2.2. KGDD’lerin Mekanik Özellikleri

Dökme demirlerin bir sınıfı olan KGDD, mekanik özellikler yönünden diğer dökme demir malzemelerle karşılaştırıldığında çok daha üstün mekanik özelliklere sahip olduğu görülmektedir (Şekil 2.2). Bu üstün mekanik özelliklerin elde edilebilmesinde KGDD’e ilave edilen alaşım elementlerinin tür ve miktarları; sementit oluşumunu, grafit küreselleşmesi ve dağılımı ile matris yapı türünü etkilediği için büyük önem taşımaktadır.



Şekil 2.2. KGDD'in diğer dökme demirler ile karşılaştırılması [5]

KGDD malzemeler mekanik özelliklerine göre standartlaştırılmış olup, bu malzemeden üretilecek bir parçadan beklenen özelliklere göre ülkemizde, diğer ülke ve uluslararası standartlara bakılarak seçim yapılmaktadır. Ancak bunun yanında standartlar dışında daha farklı isteklere uygun olarak da üretim yapılabilmektedir. Çizelge 2.2 ve 2.3'de TS (526/1977) ve ASTM (A536-70) standardına göre KGDD sınıfı malzemeler verilmektedir.

Çizelge 2.2. TS (526/1977) standardı KGDD malzemeler

Sınıflama	Çekme day. (Kg/mm ²)	Akma day. (Kg/mm ²)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Mikroyapı
DDK 40	42	28	12	140-201	Daha çok ferritik
DDK 50	50	35	7	170-241	Ferrit + perlit
DDK 60	60	40	3	192-269	Perlit + ferrit
DDK 70	70	45	2	229-302	Daha çok perlitik
DDK 80	80	50	2	248-352	Perlitik
DDK 35.3	35	22	22	-----	Ferritik
DDK 40.3	40	25	18	-----	Ferritik

KGDD'lerde küre sayısının istenilen mekanik özelliklerin elde edilmesi açısından mümkün olduğu kadar yüksek sayıda (150-250 küre/mm²) olması istenir [1,3,5,18]. Bu nedenle uygun sıcaklıkta, yeterli miktarda küreleştirici (Mg, Ce) ve küreleşmeyi destekleyecek malzeme (Na, Ca) kullanımı gerekmektedir

[1,5,6,11,18]. Sıvı metalin kükürt oranı, karbon eşdeğerliği (KE), diğer malzeme ve proses değişkenleri küreleşme oranına etki etmektedir [1,2,3,5,7,8,10,11,15, 16,18,20].

Çizelge 2.3. ASTM (A536-70) standardı KGDD malzemeler [1]

Sınıfı	Çekme Day. Min. (psi)	Akma Day. (%0,2) Min. (psi)	Uzama (2-inch) Min. (%)
60-40-18	60.000	40.000	18
65-45-12	65.000	45.000	12
80-55-6	80.000	55.000	6
100-70-3	100.000	70.000	3
120-90-2	120.000	90.000	2

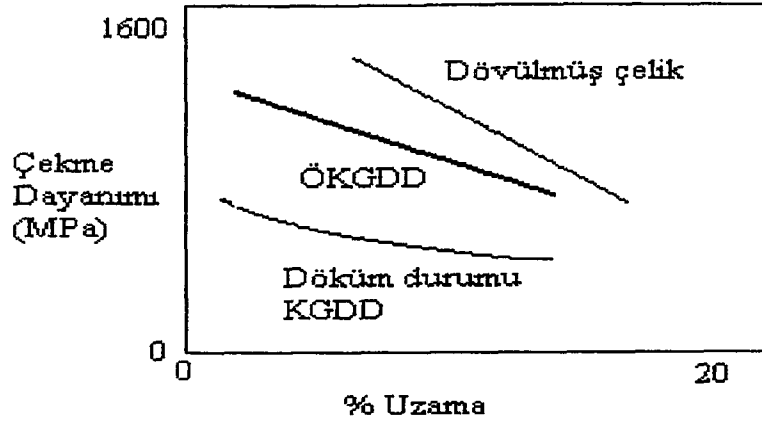
3. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

3.1. Giriş

1950’li yıllardaki yüksek çekme ve darbe dayanımlı malzeme geliştirme çabaları sonucunda öncelikle KGDD’lere alaşım elementi ilavesi yapılmak suretiyle hedeflere ulaşılmaya çalışılmış, diğer yandan beynitik yapı oluşturmak amacıyla KGDD’lere östemperleme ısı işlemi 1970’li yılların ortalarında ilk kez Finlandiya’daki Kymi Kymmene Mühendislik şirketinde ve daha sonra da başta ABD, Finlandiya, Norveç, İngiltere ve Belçika gibi ülkelerde uygulanmıştır [22].

KGDD diğer dökme demir türlerine göre daha yüksek dayanım, süneklik, tokluk ve işlenebilirlik özelliklerine sahiptir. KGDD’lerde östemperleme ısı işlemi sonucunda ösferritik matris yapı oluşturma bu malzemelerin dayanım ve tokluk özelliklerini daha da iyileştirmektedir (Şekil 3.1). Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir (ÖKGDD) üstün mekanik özelliklere sahip olmasını bu ısı işlem sonucu elde edilen matris yapı (ferrit + yüksek karbonlu östenit) sağlamaktadır.

Bu ısı işlem sonucu elde edilen yapıya çeliklerde olduğu gibi beynit denilmiş [22,89,90,93,95], ancak daha sonra Kovacs [88] ve Harneyn’in [91,92] yaptığı çalışmalarla çelik ve ÖKGDD’de oluşan yapıların aynı olmadıklarını ve bu nedenle ÖKGDD’in bu yapısının çelikte olduğu gibi beynitik (iğnesel) ferrit + karbürden oluşmadığı, aksine ferrit + yüksek karbonlu östenitten ($\gamma_{y.k.}$) oluşan ösferritik yapı olduğunu belirtmişler ve bu gözlem diğer araştırmacılar tarafından desteklenmiştir [49,50-96].



Şekil 3.1. K.G.D.D, ÖKGDD ve Çelik malzemelerin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [23-26]

Mekanik özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiş olan 5 sınıf ÖKGDD malzeme Harneyn’in [91,92] çabalarıyla ASTM 897-90’da belirtilen ÖKGDD sınıfı malzemeler olarak standartlaştırılmıştır.

Çizelge 3.1. ÖKGDD malzemeleri standadı (ASTM 897-90)

Sınıf	Çekme Dayanımı (Ksi)*	Akma Dayanımı (Ksi)*	Uzama (%)	Darbe Dayanımı (FtLb)**	Sertlik (BSN)
1	125	80	10	75	269 – 321
2	150	100	7	60	302 – 363
3	175	125	4	45	341 – 444
4	200	155	1	25	388 – 477
5	230	185	---	---	444 – 555

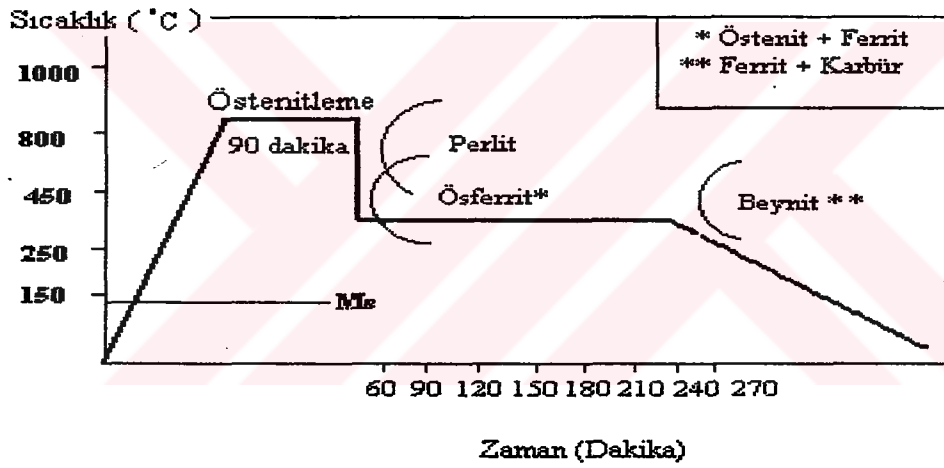
* minimum değerler

** çentiksiz darbe çubuğu 72+/-7 °F’da test edilmiştir

Bu üstün özelliklerin yanı sıra bu malzemelerin talaşlı imalat yöntemine uygunluğu , kısa süreli ısıt işlemleri, çeliklere göre % 10 daha hafif olmaları döküm yoluyla son şekle getirilebilme yetenekleri, montaj kolaylıkları bu malzemeleri cazip hale getirmiştir ve bu üstün özelliklerin bir sonucu olarak da pek çok alanda kullanılmaya başlanmıştır [86,87,88,90,91,92,94].

3.2. Östempereleme Isıl İşlemi

Östemperlenmiş KGDD'lere uygulanan ısı işlem çevrimi 3 ana adımdan oluşmaktadır (Şekil 3.2). Bu adımlar; 1) Genellikle 850-950 °C sıcaklık aralığında 1-2 saat süreyle östenitleme, 2) Perlitik yapı oluşumunu önleyecek hızda 250-400 °C sıcaklıklar arasına soğutma ve 3) ösferritik dönüşüm için 250-400 °C sıcaklık aralığında 1-4 saat (hatta 8 saate kadar) östempereleme (izotermal dönüşüm) ve oda sıcaklığına soğutmadır [78]. Tipik bir ısı işlem çevrimi ve bu çevrim sırasında oluşabilecek muhtemel yapılar Şekil 3.2'de gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Tipik bir östempereleme ısı işleminin sıcaklık ve süreye bağlı olarak çevrimi ve oluşabilecek muhtemel yapılar

Östenitleme ve izotermal dönüşüm sıcaklıklarına soğutmanın ardından östempereleme sırasında östenitin diğer yapılara dönüşümü iki aşamada gerçekleşmektedir [25,30,36,43,44,47,56,57,59,67,69,76,23,78,79,84,86,87,88,90,91]. Bu aşamalar;

I. Aşama : $\gamma \rightarrow \alpha$ (iğnesel) + $\gamma_{y.k.}$ (yüksek karbonlu östenit)

II. Aşama : $\gamma_{y.k.} \rightarrow \alpha + \text{karbür}$

Ancak bazı kaynaklarda östenitin diğer yapılara dönüşümünün üç aşamada gerçekleştiği belirtilmektedir [60,76,78]. Bunlar;

I. Aşama : $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{y.k.}$ (yüksek karbonlu östenit) + dönüşmemiş östenit

II. Aşama : İşlem aralığı (işlem aralığı) ($\alpha + \gamma_{y.k.}$)

III. Aşama: $\gamma_{y.k.} \rightarrow \alpha + \text{karbür}$

Burada II. Aşamanın (işlem aralığı) ösferritik yapının oluşumunda ve dönüşümün anlaşılmasında önemli bir aşamayı oluşturduğu vurgulanmaktadır [60,76,78].

3.3. Östemperleme Isıl İşlem Çevrimi

3.3.1. Östenitleme işlemi

Östenitleme işlemi genellikle 850-950 °C sıcaklık aralığında ve yaklaşık olarak 1-2 saat süreyle yapılmaktadır. Östenitleme sıcaklık (T_γ) ve süresindeki (t_γ) değişim malzemenin içerdiği alaşım elementlerinin miktarlarına bağlı olmaktadır [24,28, 91,93,95]. KGDD'de T_γ önemli bir parametredir ve özellikle C miktarına göre seçilmektedir. Aynı zamanda homojen bir östenitik yapı için östenitleme süresininde önemli olduğu görülmektedir [25,51, 95].

3.3.2. Östemperleme işlemi (izotermal dönüşüm)

Östemperleme işlemi genellikle 250-450 °C sıcaklık aralığında 1-4 saat süre ile yapılmaktadır. Östemperleme sıcaklık ve süresinin; alaşım elementlerine ve östenitleme şartlarına bağlı olduğu belirtilmektedir. Bu konu üzerinde yapılan çalışmalarda; ~350 °C'nin altındaki sıcaklıklarda baskın yapının ince ösferritik

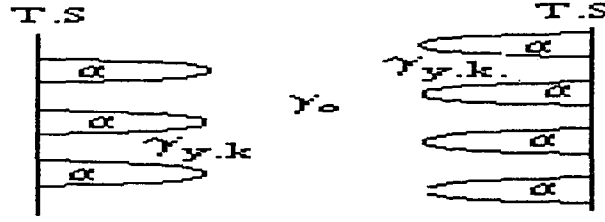
(alt beynit) yapı, üzerindeki sıcaklıklarda ise kaba ösferritik (üst beynit) yapı olduğu belirtilmektedir [47,89-95].

Östemperleme işleminin 3 aşamadan meydana geldiği yukarıda daha önceden ifade edilmişti. Bu aşamaların bilinmesi, işlem sonrası meydana gelebilecek yapılar ve bu yapılara bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişiminin kontrolü açısından büyük önem taşımaktadır. Bu aşamalar;

3.3.2.1. I. aşama işlemi

I.aşamada östemperleme işlemi sırasında matris yapıda dönüşüm Şekil 3.3’de görüldüğü gibi ya östenit tane sınırında yada grafit kürelerine yakın alanlarda çekirdeklenme (α) ve dönüşmemiş östenitin (γ^1) azalmasıyla başlar. Daha sonra buralardaki karbon atomları östenit içersine ilerleyerek $\gamma_{y.k.}$ ’i oluşturur. Bu oluşan yapı da tokluğu arttırdığı için bu aşamada gerçekleşen reaksiyona bir çok kaynakta “ tokluk reaksiyonu ” adı verilmiştir [24,87]. Oluşan bu yapı optik mikroskopda görülebilecek düzeydedir.

Dönüşmemiş östenitin miktarını östenitleme sıcaklığı ve süresi, östemperleme sıcaklığı ve süresi gibi faktörler etkilemektedir. Dönüşmemiş östenit miktarının azalması ve böylece I.aşamanın tamamlanmasında alaşım elementlerinin etkisinin yukarıda ifade edilen etkenlerden daha fazla rol oynadığı görülmüştür. İşlem sırasında en son dönüşen alanların dökümün segrage olmuş alanlarında oluştuğu ve yüksek Mn elementi miktarının etkisinin dönüşümü geciktirdiği belirtilmektedir [43].



Şekil 3.3. Orijinal östenit alanındaki (γ_o) tane sınırında (T.S) beynitik (iğnesel) ferrit(α) tabakalarının oluşması ve büyümesi ve tabakaların aralarında yüksek karbon östenitin ($\gamma_{y.k}$) oluşumu [24,85,86]

Özellikle Mn gibi elementlerin yüksek miktarda varlığı dönüşüm hızını başka bir ifadeyle dönüşmemiş östenitin dönüşüm hızını azaltmaktadır. Östenitlemeden östempereleme sıcaklığına soğutma sırasında I.aşamanın tamamlanması durumunda C miktarının %1,5'ten az olmasından dolayı dönüşmemiş östenitin (γ^1), martensite dönüşümü tane sınırları boyunca gerçekleşebilmektedir [23,25]. Dönüşmemiş östenitin (γ^1) oluşturduğu bu martensitik ürün özellikle tane sınırları boyunca sürekli bir ağ şeklinde yer almışsa kolayca çatlak oluşumuna neden olabilmekte ve bu nedenle süneklik büyük oranda azalmaktadır [23]. Yapılan çalışmalarda dönüşmemiş östenit miktarı %1'den daha az olduğu görülmemekle birlikte en azından sürekli ağlar şeklinde olmaması önem taşımaktadır. Bu durum kırılmayı, çatlak oluşumu ve ilerlemesinin azalmasında yararlı olabilmektedir. T_y düşük ise (870 – 900 °C) % Dönüşmemiş östenitin daha az olacağı ifade edilmektedir [23,25]. I. aşama dönüşümü üzerine etkili olan faktörler alt başlık olarak verilmiştir.

a) Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Östenitleme sıcaklık (T_γ) ve süresindeki (t_γ) değişim malzemenin içerdiği alaşım elementlerinin miktarlarına bağlıdır [28,24,91,93,94]. ÖKGDD'de T_γ önemli bir parametredir ve özellikle C miktarına göre seçilmektedir. Aynı zamanda homojen bir östenitik yapı için östenitleme süresinin de önemli olduğu görülmektedir [28,24,25,91,93,94]. Ferritik ana yapılı dökme demirde östenitleme süresinin perlitik anayapılı malzemeye göre daha fazla olması, C'un yayılma mesafesinin daha uzun olmasından kaynaklanmaktadır. T_γ 'da ki azalma östemperleme sürecinin I.aşama dönüşümü için gerekli zamanı azalttığı için dönüşüm hızını arttırmaktadır [43,25]. Sıcaklık ($\sim 900^\circ\text{C}$) ve süre (1 – 1.5 saat) arttıkça dönüşmemiş östenit hacmi azalmaktadır [28,61,23]. Östenitleme sıcaklığının azalması, (870°C 'den az) östemperleme işleminin I. aşama dönüşümü için gerekli olan süreyi (t_1) artırmakta, dönüşüm hızının azalmasına neden olmaktadır [23,91].

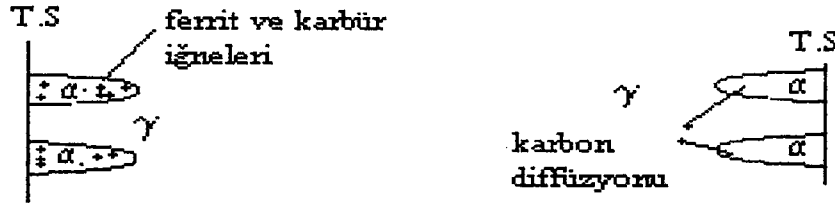
Tam bir östenitleme için T_γ yükseltildiğinde östenitin içerdiği C miktarında artış görülür ve bu durum ösferritik dönüşüm kinetiğini düzenlemektedir [51,91,94]. $850\text{-}950^\circ\text{C}$ 'de östenitlenerek izotermal dönüşümün gerçekleştirileceği sıcaklığa numunenin soğutulması sırasında soğutma hızı kesit kalınlığı ile doğrudan ilişkilidir. Soğutma hızı perlit oluşumuna izin vermeyecek bir hızda (yaklaşık olarak $10^\circ\text{C} / \text{sn}$) olması gerekmektedir [94]. Soğutma gereğinden yavaş yapılırsa; soğutma hızına bağlı olarak mekanik özellikleri azaltan perlitik matris oluşabilmektedir [43,24,26,94].

b) Östemperleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Düşük östemperleme sıcaklıklarında ($T_a < 370 \text{ }^{\circ}\text{C}$) östenit içersindeki karbon; oluşmaya başlayan ferrit tanelerinden (Şekil 3.3) östenit tanelerine dönüşüm hızının yüksek olmasından dolayı düfüz etme fırsatı bulamadan ferrit içersinde kalmaktadır [24,87]. Düşük östemperleme sıcaklıklarında Dönüşmemiş östenit miktarı yüksek sıcaklıklara göre dönüşümün hızlı olmasından dolayı daha azdır [25]. Östemperleme sıcaklık ve süresinin alaşım elementlerine ve östenitleme şartlarına bağlı olduğu belirtilmektedir. Bu konu üzerinde yapılan çalışmalarda [26,27,28,30,46-69,87-94], $\sim 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin altındaki sıcaklıklarda baskın yapının ince ösferritik yapı, üzerindeki sıcaklıklarda ise kaba ösferritik yapı olduğu belirtilmektedir. Dönüşüm sıcaklığı $\sim 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin altında olduğunda ferrit iğnelerinin büyüme hızı yüksektir ve C difüzyonu hızı ise nispeten düşük olmaktadır. Dönüşümün ilk aşamasında C östenitten atılmakta ve bunun sonucu olarak da C ferrit iğnelerinde ϵ -karbür olarak çökelmektedir. İlk östenit yapıdan ferrite çok az miktarda C atılmasıyla dönüşümün sürekli ilerlediği görülmektedir. Oda sıcaklığına soğuma ile yapıda dönüşmemiş östenit miktarı azalmaktadır [21-28,30,46-69,87-95].

$350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerinde ki sıcaklıklarda ise dönüşüm daha farklı olmaktadır. Sıcaklığın yükselmesi C difüzyonunu arttırmaktadır. Bunun sonucunda ise C'un önemli bir miktarı büyüyen ferrit levhalarının dışına doğru harekete geçmekte ve sonuçta γ y.k. miktarının artması teşvik edilmektedir. Burada oluşan yapı, daha kaba plakalar biçiminde olan tam anlamıyla ösferritik yapı oluşmaktadır. Şekil 3.4'te düşük ve yüksek sıcaklıklarda meydana gelen ösferritik yapıların oluşum mekanizmaları şematik olarak gösterilmiştir [87,94]. Kaba ösferritik yapının dönüşüm davranışının farklı olması ve C difüzyonuna izin verilmesiyle birlikte

ferrit çıtalarının (iğnesel olmayan tabakalar biçiminde) büyümesi sağlanmaktadır. Bu durum ise martensit oluşumunu azalmaktadır [25].



a) ince ösferrit ($\sim 350^{\circ}\text{C}$ 'nin altında) b) kaba ösferrit ($\sim 350^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerinde)

Şekil 3.4 (a ve b). İnce ve kaba ösferritik yapıların oluşum mekanizmaları [86,87]

c) Alaşım elementlerinin etkisi

Si miktarındaki artışın (% 2'den 2.9'a doğru) I. aşamayı teşvik ettiği ve III. aşamayı geciktirdiği bildirilmektedir [25]. Bunun sonucu olarak östemperleme sıcaklığının azalmasıyla maksimum dayanımın artmaktadır. Östemperleme sıcaklığının artmasıyla sünekliğin arttığı ve yine Si artışının Ta'nı arttırdığı belirtilmektedir [25,67]. Östemperleme ısıl işlemini en fazla etkileyen alaşım elementlerinden birisinin Mn olduğu belirtilmektedir [23]. Mn; I. aşama reaksiyonunu çok etkili bir şekilde geciktirmektedir. Mn, katılaşma ve ısıl işlem sırasında segregasyon oluşturarak dentritlerarası martensit içeren hacimleri arttırmaktadır [25,67]. Mn östenit oluşumu ve ösferrite dönüşümü belirlemede en etkili elementlerden birisidir. Mn ayrıca sertleşebilirliği iyileştirmekte ve I. aşama reaksiyonunu (% 0.025'den büyük oranlar) çok etkili bir şekilde geciktirmektedir. [23]. Mn'ın ösferritik dönüşümü geciktirerek dönüşmemiş östenit miktarını artırması sonucu mekanik özellikleri düşürdüğü görülmektedir [23].

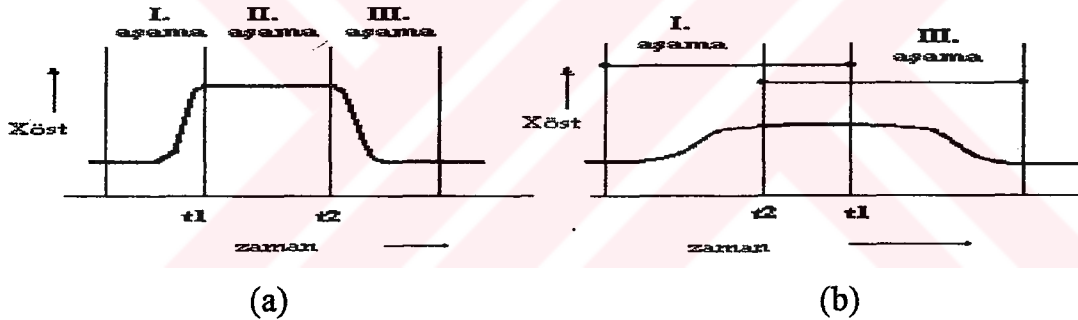
Mo ilavesi sertleşebilmeyi arttırmakta ve I. aşamayı geciktirerek II. aşamayı olumsuz yönde etkilemektedir. Molibden Mn gibi segregasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için % 0.3 oranının aşılmamasına dikkat edilmelidir. Mo ayrıca III. aşamayı ve dönüşmemiş östenit hacmini arttırmaktadır [23,25,44,57,67,69,79]. Ayrıca sıcaklık ($T_\gamma > 900\text{ }^\circ\text{C}$) ve Mn miktarındaki artışın martensit içeren hacim miktarında artış sağladığı görülmüştür [44]. Ancak östenitleme sıcaklığını düşürmenin segregasyonu azaltacağı ve böylece özelliklerin iyileşebileceği belirtilmektedir [25]. $871\text{ }^\circ\text{C}$ 'de yapılan östenitleme ve Mn miktarının artırılmasının çekme dayanımını artırdığı, ancak $927\text{ }^\circ\text{C}$ 'de Mn miktarını artırmanın martensit hacim oranını artırdığı görülmüştür [25].

3.3.2.2. II. aşama (işlem aralığı)

İşlem aralığında genellikle iki tür östenit bulunmaktadır [26,36,64,93,95]. Bunlar; dönüşmemiş östenit ve dönüşmüş östenit yada Yüksek karbonlu östenit ($\gamma_{y.k.}$)'dir. Minimum dönüşmüş östenit elde etmek için gerekli zaman t_1 ve maksimum dönüşmüş östenit eldesi için ise t_2 'dir (Şekil 3.4). Eğer $t_2 > t_1$ ise ösferritik yapı elde edilebilir [26,36,64,93,95]. Mn miktarı arttıkça t_1 zamanı t_2 'den büyük olmaktadır. Bu nedenle yüksek Mn miktarlarında $t_1 > t_2$ olduğu için II. aşama ortadan kalkacak (Şekil 3.4b) ve süneklik için uygun yapı sağlanamayacaktır [92,95]. Uygun dayanım - süneklik kombinasyonu ancak maksimum sünekliği sağlayan bir östemperleme süresiyle elde edilebilmektedir [27,39,43,59,75,91,92,95]. Uzama; östemperleme zamanına karşı çok hassastır ve kaynaklara göre [58] $350\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde matris östenit'in (γ_0) ösferritik ürünlere (ferrit + $\gamma_{y.k.}$) dönüşümü östemperleme zamanıyla öncelikle artmakta (I. aşama), ardından bir tepe noktaya erişmekte (II. aşama) ve $\gamma_{y.k.}$ 'in zaman ilerledikçe

ferrit+karbürlere dönüşmesinden dolayı (III. aşama) uzamada azalma görülmektedir. 350 °C'nin altında ise III. aşama reaksiyon kinetiğinin çok hızlanmasından dolayı bu aşamada uzama azalmaktadır [25,27].

İdeal bir östemperleme işlemi (yüksek $T_a > 350^\circ\text{C}$) I. ve III. aşama aralığında $\gamma_{y.k.}$ oluşma süresiyle belirlenebilmektedir (Şekil 3.5a). Burada I. aşama işlemi t_1 zamanında biraz kararlı $\gamma_{y.k.}$ oluşturarak tamamlanır ve ösferrit için bir $t_1 - t_2$ zaman aralığı oluşturulur. En sonunda, t_2 'de $\gamma_{y.k.}$ kararlı ferrit + karbür ürünlerine dönüşerek $\gamma_{y.k.}$ azalır. Ancak ideal olan bu işlem Şekil 3.4 a'daki gibi değil de Şekil 3.5 b'deki gibi ise aralık kapanabilir ve sonuçta I.aşama ve III.aşama üst üste çıkışabilir.



Şekil 3.5. (a) İdeal bir işlem aralığı ve (b) kapanmış bir işlem aralığı [26]

Bu durumun ortaya çıkmasının birinci nedeni I.aşamada biraz $\gamma_{y.k.}$ oluşur oluşmaz III.aşama itici gücünün daha fazla olmasından dolayı $\gamma_{y.k.} = \alpha +$ karbür'ün çekirdeklenip ve büyümesinden kaynaklanabilir. Diğer yandan III.aşamanın, I.aşamayla aynı zaman aralığında östemperleme sıcaklığına (T_a) ve alaşım elementlerine bağlı olarak daha yavaş oran ve hızda olması beklenebilir [59,92,95]. İkinci nedeni ise döküm işlemi matriste farklı noktalarda belirli alaşım elementi segregasyonları üretmesidir. Bu segregasyon; farklı bölgelerdeki değişik

dönüşüm karakterlerinden dolayı I. ve III.aşama arasındaki oluşması beklenen II. Aşamanın oluşmaması ve t_1 ve t_2 zamanları arasının Şekil 3.5a'da olduğu gibi kapanmasına yol açmaktadır [23,95]. Burada t_1 ve t_2 zamanlarının ne olduğunun bilinmesi gerekmektedir.

1) t_1 zamanının belirlenmesi:

Maksimum sünekliğin elde edilmesi için dönüşmemiş östenit miktarının ya en az (% 1'den az) olması yada sürekli ağlar şeklinde olmaması gereklidir. Dönüşmemiş östenit miktarının % 0,0 olması arzu edilmekle birlikte, ancak pratikte bunun gerçekleşmesi neredeyse imkansızdır. Genel olarak dönüşmemiş östenit miktarının % 1 olması ve süreksiz bir yapıda bulunması maksimum süneklik için şarttır ve bu en az sürede (t_1) sağlanabilmektedir [76].

2) t_2 zamanının belirlenmesi:

Östemperleme reaksiyonunda seçilen T_a ve T_γ ile Mn miktarının güçlü etkisi bulunmaktadır [23]. Hatırlanması gereken bir nokta da; toplam östenit miktarındaki (X_γ) azalma, başka bir ifadeyle $\gamma_{y.k.}$ 'in $\alpha + \text{karbür}$ 'e dönüşümünden dolayıdır. X_γ 'in maksimum değeri minimum demir ,karbür içeren bir yapı oluşumuyla azalmaya başlamaktadır. t_2 zamanının demir karbür oluşumunun olduğu bir maksimum zamandan daha aşağıda seçimi büyük önem taşımaktadır. Alaşım elementleri ve ısıtım şartları maksimum X_γ 'in değişimini belirlemektedir. t_2 zamanının belirlenmesinin en emin yolu tamamen bir X_γ ölçümü ve bu ölçümden yararlanmaktır [23,25,95]. II. aşama dönüşümü üzerine etkili olan faktörler alt başlık olarak verilmiştir.

a) Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Sıcaklık ve süre arttıkça kalıntı östenit hacmi azalmaktadır [23]. Ayrıca sıcaklık ve Mn miktarının artması martensit içeren hacim miktarında artış meydana getirdiği görülmektedir [44]. Tam bir östenitleme için T_γ yükseltildiğinde östenitin içerdiği C miktarında artış görülmekte ve bu durum ösferritik dönüşüm kinetiğini düzenlemektedir. Östenitin içerdiği karbon miktarı T_γ ve t_γ ile kimyasal bileşime bağlı olarak % 0.8-2 arasında değişmektedir [27,92,95]. T_γ 'nın artışının ($T_\gamma > 900^\circ\text{C}$) % 1,5 Ni- % 0,3 Mo'li ÖKGDD'in östemperleme zamanını kısaltan bir faktör olduğu ifade edilmektedir [79].

b) Östemperleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Dönüşüm sıcaklığı 330°C 'nin altında olduğunda ferrit iğnelerinin büyüme hızı yükselmekte ve C difüzyonu hızı ise nispeten düşük olmaktadır. Dönüşümün ilk aşamasında C östenitten atılmakta ve bunun sonucu olarak da C ferrit iğnelerinde ϵ -karbür olarak çökelmektedir (Kısım 3.2.2.1, Şekil 3.4a). İlk östenit (γ_0) yapıdan ferrite çok az miktarda C atılmasıyla dönüşümün sürekli ilerlediği görülmektedir [24,87]. 330°C 'nin üzerinde ki sıcaklıklarda ise dönüşüm daha farklı olmaktadır. Sıcaklığın yükselmesi C difüzyonunu arttırmaktadır (Kısım 3.2.2.1, Şekil 3.5b). Bunun sonucunda ise C'un önemli bir miktarı büyüyen ferrit levhalarının dışına doğru harekete geçmekte ve sonuçta $\gamma_{y.k.}$ miktarının artması teşvik edilmektedir [24,87]. Burada oluşan yapı ise daha kaba plakalar biçiminde ösferritik yapı oluşmaktadır [44]. Östemperleme sıcaklık ($\sim 400^\circ\text{C}$) ve süresinin artışı ösferritik dönüşümü hızlandırmaktadır. $240\text{-}260^\circ\text{C}$ aralığında yapılan bir çalışmada martensit miktarının arttığı ve ince ösferritik yapı oluştuğu gözlenmiştir [59].

Bunun sonucunda ise darbe dayanımı ile % uzamada azalma olurken sertlik artmaktadır. Sıcaklığın 325 °C'ye çıkarılmasıyla birlikte martensit miktarı azalmakta ve östenit ($\gamma_{y.k.}$) + ferrit karışımı bir yapı oluşmaktadır [59].

Yüksek sıcaklık ve daha uzun bekletme sürelerinde karbür oluşumu gerçekleştiğinden (beynit oluşumu) dayanım ve süneklik azalmaktadır [93]. Uygun östempereleme süresinden daha kısa sürelerdeki bekletmede kararsız yada yarı kararlı östenit oluşmakta ve oda sıcaklığına soğuma sırasında bu yapı yada yapılar martensite dönüşmektedir [95]. Yüksek sıcaklıklarda (350 °C'nin üzerinde) oluşan kaba ösferritik yapısı yüksek darbe dayanımı ve uzamaya sahip olabilmekte, çekme dayanımındaki artış ise ince ösferritik yapıya göre daha az olmaktadır [25,44]. Kaba ösferritik yapının dönüşüm davranışının farklı olması, C yayılımına müsaade ederek ferrit çıtalarının (iğnesel olmayan tabakalar biçiminde) büyümesi sağlanmaktadır. Bu durumda martensit oluşumu azalmaktadır [86,87,95]. Çünkü % 40'a yakın dönüşmüş östenitin olması martensit başlama sıcaklığını (M_s) azaltmaktadır. Neticede bu yapı yüksek çatlama tokluğu ve % uzamalar vermesinin nedeninin bu $\gamma_{y.k.}$ 'ten kaynaklandığı belirtilmektedir [25].

c) Alaşım elementlerinin etkisi

Östenitin içerdiği karbon miktarı T_γ ve t_γ ile kimyasal bileşime bağlı olarak % 0.8-2 arasında değişmektedir [27,91,95]. Östenitin içerdiği C miktarı daha sonra uygulanan östempereleme işlemi sırasında dönüşüm kinetiği ve oluşan mikroyapıyı önemli ölçüde etkilemektedir [27,91,95]. Si miktarının artması (% 2'den 2.9'a doğru) I. aşamayı teşvik ettiği, II. aşama kinetiğini artırarak III. aşamayı geciktirdiği bildirilmektedir [25,67]. Ayrıca Si, karbon aktivitesini

arttırmakta ve sonuçta grafitleşme teşvik edilmektedir [69]. Aşağıdaki eşitlikte görüldüğü üzere T_γ ve Si miktarı östenit karbon içeriğini belirleyici rol oynamaktadırlar [29].

$$\% C_\gamma = (T_\gamma / 420) - 0.17 \% Si - 0.95 ,$$

burada T_γ = östenitleme sıcaklığı, $\% C_\gamma$ = östenit karbon miktarıdır. Si ayrıca ötektoid altı ferrit adacıkları oluşturmakta, martensit ve tanelerarası segregasyon oluşumunu azalmaktadır [78].

Cu ve Ni; t_γ 'nin uzamasıyla birlikte grafit kürelerine doğru harekete geçen karbon atomlarının geçişlerini güçleştirerek, C atomlarının östenit içerisinde kalmalarını sağlamaktadır [24]. Ayrıca Cu; östenitleme süresinin ilerlemesiyle birlikte C atomlarının geçişini güçleştirerek sertleşebilirliği arttırmaktadır [95]. Ni ise grafit kürelerinden matrise C geçişini güçleştirerek östenitleme sıcaklığında artışa neden olmaktadır [95].

Mn miktarı % 0.07'den 0.74'e yükseltildiğinde (280 °C'de) östemperleme sonundaki darbe dayanımını % 54'e kadar düştüğü gözlenmiştir [25]. Mn'in ösferritik dönüşümü geciktirerek dönüşmemiş östenit hacmini artırması sonucu mekanik özellikleri düşürdüğü görülmüştür [23]. Ayrıca Mn segregasyonu C segregasyonu oluşturmaktadır. Bu nedenle ösferritik dönüşümü geciktirmesi sonucu kalıntı östenit hacmini arttırmaktadır [23,95]. Mo; I. aşamayı geciktirmektedir. Molibden Mn gibi segregasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için % 0.3 oranının aşılmasına dikkat edilmelidir. Mo miktarının artması, III. aşamayı ve dönüşmemiş östenit hacmini arttırmaktadır [23,25,44,57,67,69,77,92].

3.3.2.3. III. aşama işlemi

Dönüşümün II. aşamasını oluşturan işlem aralığı tokluk reaksiyonundan gevreklik reaksiyonuna geçişin süre ile ilişkisini belirlemektedir. Bu aralık (II. aşama) ne kadar geniş ise o kadar II. aşamada elde edilmek istenilen hedefe ulaşmada daha serbest ve rahat bir çalışma aralığı sağlanmış olmaktadır. Bu ise alaşımlamaya bağlı olarak bu aralık uzun sürelerle kadar artabilmektedir. III. aşamada karbür oluşumu nedeniyle süneklik ve tokluk olumsuz yönden etkilediğinden bu aşamada gerçekleşen reaksiyon "gevreklik reaksiyonu" olarak adlandırılmıştır [24,87]. KGDD'de bulunan ferrit kararlaştırıcı yüksek Si içeriği I. aşamada normal olarak sementit fazının oluşumunu bastırmaktadır. Ancak bu aşamada östenitten ferrit fazının çökmesi sonucu östenit karbonca zengin bir duruma gelirken ferritin büyümesi sınırlandırılarak geciktirilir. Yapılan çalışmalar östenitin karbonca zenginleşme sürecinde C içeriğinin % 2'nin üzerine çıkabileceğini ve bu $\gamma_{y.k.}$ 'in $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar kararlı kalabileceğini göstermiştir [24].

III. aşama oluşumu için östemperleme süresi gerekenden daha uzun tutulursa; $\gamma_{y.k.}$ ferrit + karbüre ayrışır. Diğer taraftan östemperleme süresi kısa tutulursa $\gamma_{y.k.}$ 'in bir kısmı dönüşmeden dönüşmemiş östenit olarak yapıda kalabilmektedir. Bunun sonucunda ise dönüşmemiş östenit yüzdesi ve oda sıcaklığına soğutmada martensit oluşma riski artmaktadır [65,94,95]. Bu aşama sonucunda $\gamma_{y.k.} \rightarrow \alpha +$ karbür oluşumu meydana gelir. Bu aşamada çok küçük boyuta sahip ürünlerin oluşması sebebiyle metal mikroskobu ile tespiti mikroyapısal olarak mümkün görülmemektedir [23,60]. Tespit için $\gamma_{y.k.}$ 'deki azalma X-ışınları kırınımıyla yada yüksek geçişli elektron mikroskobu ile tespit edilebilir. III.aşama, östemperleme zamanı ile $\gamma_{y.k.}$ miktarındaki azalma olarak açıklanabilir [23,26,60,86,87]. Mn

miktarındaki artış (belirli T_a ve T_γ) ferrit oluşumu bastırılarak toplam östenit hacmini (X_γ) artırmaktadır. Bu sıcaklıklarda X_γ 'nin önce artması (II. aşama) ve daha sonra azalması (III. aşama) ile olumsuz yönde değişebilir [27,36,39,92,95]. III. aşama dönüşümü üzerine etkili olan faktörler alt başlık olarak verilmiştir.

a) Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Yüksek östenitleme sıcaklıkları ($T_\gamma > 900^\circ\text{C}$) I. aşamayı geciktirerek, III. aşama ile çakışmasını sağlamaktadır [91]. Bu durumda işlem aralığı kapanmakta (Şekil 3.3 b) ve mekanik özelliklerin azalmasına sebep olmaktadır [23,27,61].

b) Östemperleme sıcaklık ve süresinin etkisi

Östemperleme sıcaklık ve süresinin artması (400°C gibi) özellikle tane sınırlarında karbürlerin çökmesine ve darbe özelliklerinin azalmasına neden olmaktadır [59,75].

c) Alaşım elementlerinin etkisi

Si miktarının artması (% 2'den 2.9'a doğru) I. aşamayı teşvik ettiği ve III. aşamayı geciktirdiği bildirilmektedir [25]. Bunun sonucu olarak östemperleme sıcaklığının azalmasıyla maksimum dayanımın arttığı, östemperleme sıcaklığının artmasıyla sünekliği artırmaktadır. Ayrıca Si artışının T_a 'nı arttırdığı belirtilmektedir [25,67]. Nikel'in Cu'a benzer şekilde düşük sıcaklıklarda oluşan yapıda karbür oluşumunu engelleyici bir özelliğe sahip olduğu belirtilmektedir. Ancak % 2'den fazla Ni ilavesi yavaş soğuma sonucu segregasyon oluşturmakta ve sonuçta martensit oluşarak süneklik azalabilmektedir [25]. % 1.5Ni - % 0.3 Mo alaşımının

III. aşama'yı geciktirdiği ve işlem aralığını genişleterek rahat bir şekilde çalışma zaman aralığı sağladığı belirtilmektedir [57,76]. Cu; dönüşmemiş östenit miktarını azaltarak III. aşamayı geciktirmekte ve mekanik özelliklerin gelişimini sağlamaktadır [25]. Özellikle 355 - 375 °C sıcaklık aralığında Cu-Ni elementleri, Cu'nun etkisine benzer etki göstermektedir [57]. Molibden, Mn gibi elementler segregasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için % 0.3 oranının aşılmasına dikkat edilmelidir. Ayrıca III. aşamayı ve dönüşmemiş östenit hacmini arttırmaktadır [23,25,44,57,67,69,79,92].

3.4. ÖKGDD'lerin Mekanik Özellikleri

Östempereleme ısı işleminin sonucunda oluşan mekanik özellikler; alaşım elementlerine, östenitleme sıcaklık ve süresine, östempereleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak değişikliğe uğramaktadır.

3.4.1. Çekme ve akma dayanımı ve uzamaya etkileri

240-260°C aralığında yapılan bir çalışmada martensit miktarının arttığı ve ince ösferritik yapı oluştuğu gözlenmektedir [59]. Bunun sonucunda ise darbe dayanımı ile % uzamada azalma olurken çekme dayanımı ve sertlik artmaktadır. Sıcaklığın 325 °C'ye çıkarılmasıyla birlikte martensit miktarı azalmakta ve östenit ($\gamma_{y.k.}$) + ferrit karışımı bir yapı oluşmaktadır [59]. Uygun östempereleme süresinden daha kısa sürelerde, kararsız yada yarı kararlı östenit oluşmakta ve oda sıcaklığına soğuma sırasında bu yapı yada yapılar martensite dönüşmektedir [27,95]. Mo ilavesi sertleşebilirliği arttırmakta ve I. aşamayı geciktirmektedir. Molibden Mn gibi segregasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için % 0.3 oranının aşılmasına dikkat edilmelidir. Mo miktarının artması çekme ve darbe

dayanımı ile uzamayı düşürmekte, III. aşamayı ve dönüşmemiş östenit hacmini arttırmaktadır [23,25,44,57,67,69,79,92].

% 1 Cu ve % 0.2 Mo'li 355 °C'de östemperlenmiş bir KGDD'de 1000 N/mm'den daha fazla çekme dayanımı ve % 8'den fazla uzama elde edilmiştir [25]. Çizelge 3.2'de Cu, Ni ve Mo'in çekme ve darbe dayanımı ile % uzama üzerine etkileri verilmiştir.

Çizelge 3.2. Cu, Ni ve Mo'in çekme ve darbe dayanımı ile % uzama üzerine etkileri [25]

Alaşım	Çekme Day. (MPa)	Uzama (%)	Darbe Day. (J)
%0.9Ni-%0.6Cu	1087-1167	10-16	150-170
%0.9Ni-%0.3Mo	900-1110	7-10	140-187
%0.9Ni-%0.6Cu- %0.3Mo	960-1090	4-7	70-100

Cu özellikle Ni ile birlikte mekanik özelliklerin iyileşmesini sağlamaktadır [92]. % 0.6 Cu ilavesi döküm şartlarında perlitik yapı oluşturarak çekme dayanımını ve ayrıca birim alana düşen grafit nodüllerinin miktarını artırmaktadır. % 0.47 Cu ilavesi ise uzamayı artırmaktadır [57].

% uzama, sıcaklık ve zamanın artmasıyla artmaktadır. Ancak bu sıcaklık (~ 400°C) ösferritik dönüşümü hızlandırarak III. aşamayı teşvik etmektedir [59,75]. Çekme dayanımı ve sertlik sıcaklığın artmasıyla azalmaktadır (Çizelge 3.3) [59,75].

Çizelge 3.3. % Cu'nın çekme ve darbe dayanımı ile uzama üzerine etkisi [59].

	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Darbe Dayanımı (Joule)
%0.47Cu (80-95Nodül/mm ²)	865-1000	9-12	130-187
%0.6Cu (80-95 Nodül/mm ²)	1012-1087	8-13	109-172
%0.6Cu (180-200 Nodül/mm ²)	887-1123	8-12	115-193
%0.9Ni-%0.6Cu (80-100 Nodül/mm ²)	1088-1167	10-16	65-176

Yüksek miktarlarda Ni ilavesi ve östemperleme sıcaklığının 350 °C'nin altında olması çekme dayanımı düşürmekte ve % uzamayı artırmaktadır [79] Ayrıca Nikel'in Cu'a benzer şekilde düşük sıcaklıklarda oluşan ösferritik yapıda karbür oluşumunu engelleyici bir özelliğe sahip olmakta, ancak % 2'den fazla Ni ilavesi yavaş soğuma sonucu segregasyon oluşturması nedeniyle ve sonuçta martensit oluşarak süneklik azalabilmektedir [25].

Mn'ın ösferritik dönüşümü geciktirerek dönüşmemiş östenit hacmini artırması sonucu mekanik özellikleri düşürdüğü görülmüştür [23]. Düşük östemperleme sıcaklıklarında en iyi çekme özellikleri düşük Mn'lı ÖKGDD'lerde elde edilmektedir (Çizelge 3.4.) [44].

Çekme dayanımı ve sertlik sıcaklığın artmasıyla azalmaktadır [59,75]. Östemperleme sıcaklığının, östemperleme süresine kıyasla mekanik özellikler üzerinde daha az etkili olduğu bildirilmektedir [44]. 240-260°C aralığında yapılan bir çalışmada martensit miktarının arttığı ve ince ösferritik yapı oluştuğu gözlenmektedir [59].

Çizelge 3.4. Mn miktarının mekanik özellikler üzerine etkisi [44]

% Mn	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Östemperlenme Süresi (saat)
0.023	1110-1120	800	9-10	0.75
0.22	1060-1080	760	8-9	1.5
0.45	1030-1050	740	5-6	2
0.67	1000	680	4-5	3
0.91	940	560	3	4

Bunun sonucunda ise darbe dayanımı ile % uzamada azalma olurken çekme dayanımı ve sertlik artmaktadır [59]. Yüksek sıcaklıklarda (350 °C'nin üzerinde) oluşan kaba ösferritik yapı yüksek süneklik ve darbe dayanımına sahip olabilmekte, ancak çekme dayanımındaki artış ise ince ösferritik yapıya göre daha az olmaktadır [59,75].

3.4.2. Darbe dayanımına etkileri

Luyendijk'e göre [25] Si darbe dayanımını arttırmakta ve darbe geçiş sıcaklığını azaltmaktadır. Bunun sonucunda ise yorulma dayanımı iyileşmektedir. Mn miktarı % 0.07'den 0.74'e yükseltildiğinde (280 °C'de) östemperleme sonundaki darbe dayanımını % 54'e kadar düştüğü gözlenmiştir [25]. Yüksek sıcaklık ve daha uzun bekletme sürelerinde karbür oluşumu gerçekleştiğinden (beynit oluşumu) darbe dayanımı ve süneklik azalmaktadır [59,75,92]. 350 °C ve daha aşağı sıcaklıklarda Cu miktarı arttıkça uzama artmaktadır. Cu düşük sıcaklıklarda karbür oluşumunu engelleyerek yorulma ve kırılma tokluğunu iyileştirmekte ve ayrıca Cu dönüşmemiş östenit miktarını azaltmaktadır [25].

240-260°C aralığında yapılan bir çalışmada martensit miktarının arttığı ve ince ösferritik yapı oluştuğu gözlenmiştir [59]. Bunun sonucunda ise darbe dayanımı ile % uzamada azalma olurken çekme dayanımı ve sertlik artmaktadır [59]. Yüksek sıcaklıklarda (350 °C'nin üzerinde) oluşan kaba ösferritik yapı yüksek süneklik ve darbe dayanımına sahip olabilmekte, ancak çekme dayanımındaki artış ise ince ösferritik yapıya göre daha az olmaktadır [75,89]. 400 °C gibi sıcaklıklarda martensit oluşmakta ve bu durum mekanik özellikleri kötüleştirmektedir [59,75]. Sıcaklığın artması çekme dayanımını azaltmakta ve γ y.k. miktarının artmasıyla birlikte darbe dayanımı ve % uzama da artış teşvik edilmektedir [76]. Çünkü % 40'a yakın dönüşmüş östenit meydana gelmesi martensit başlama sıcaklığını (M_s) azaltmaktadır. Neticede bu yapının yüksek çatlama tokluğu ve % uzamalar vermesinin nedeni bu γ y.k.'ten kaynaklandığı belirtilmektedir [25].

3.5. ÖKGDD'lerin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklerini Etkileyen Diğer Faktörler

ÖKGDD'lerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini daha önce belirtilen östenitleme sıcaklık ve süresi, östemperleme sıcaklık ve süresi ile alaşım elementlerinin yanı sıra aşağıdaki faktörlerde etkilemektedir. Bu faktörler;

3.5.1. Döküm şarj malzemesi ve mikroyapısının etkileri

İstenilen mekanik özelliklere ulaşmada önemli şartlardan birisi olan döküm şarj malzemesi; östemperleme şartlarının ve işlemlerin hedeflere uygun olarak gerçekleştirilmesi açısından büyük önem taşımaktadır. Döküm şarj malzemesinin özellikle çelik hurda ve diğer kimyasal bileşimi bilinmeyen malzemelerden

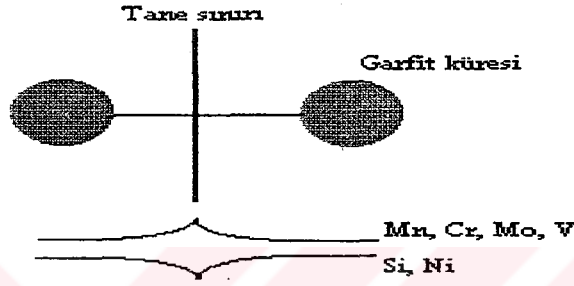
oluşması işlemin kontrolünü güçleştirmektedir. Çelik malzeme hurdasında V, Cr, Ti gibi elementlerin miktarlarının tespiti daha sonradan bu elementlerin sebep olabileceği zararlı etkilerin önlenmesi açısından büyük önem taşımaktadır [23,24,76,80]. Ocak şarj malzemesinin mikro gözenek oluşturma eğilimli olması, dayanım bakımından azalmalara neden oluşturmaktadır. Ayrıca şarj malzemesi elde edilmek istenilen kimyasal bileşim açısından önem arz etmektedir. Çünkü ilave miktarının büyük önem taşıdığı ve segregasyon eğilimli elementlerin (Mo, Mn, Cr, Ti gibi) belirtilen nedenlerden dolayı bilinmesi yararlı olacaktır. Şarj malzemesi bileşimi öncelikle döküm matrisini belirlemektedir. Oluşan bu matris; dönüşüm karakteristiğinin temelini oluşturmaktadır. Döküm matris yapısı ile hedeflerin gerçekleştirilmesi arasında tam bir ilişki söz konusudur [24].

Östemperleme ısı işlemin yapılacağı olan döküm parçaların döküm mikroyapısının; perlitik yada çoğunluğunun perlitik olması gerekmektedir. Çünkü perlitik yapıdan ösferritik yapıya dönüşümde, dönüşüm süresi ferritik yapıya göre daha kısa sürede gerçekleşmekte ve bu durum daha kısa işlem aralığını ve işlemin kontrolünü kolaylaştırmaktadır [24,25,91,92]. Buna ilaveten matris yapı taneler arası karbürlerden bağımsız ve iyi bir küre sayısı ve küreselleşmeye sahip olmalıdır. Küre sayısı ve dağılımı; segregasyon ve taneler arası karbürleri önlemede ve tokluğun artırılmasında önem taşımaktadır [24,92].

3.5.2. Segregasyonun etkisi

KGDD'in katılaşması sırasında Si, Cu, Ni gibi elementlerin grafit kürelerine yakın yerlerde segrage oldukları belirlenmiştir [41] (Şekil 3.6). Buna ilaveten Mn, Mo, Cr, Ti, V gibi elementler ise tane sınırlarında birikme eğilimi göstermektedirler [41]. Bu nedenle uygun ve homojen bir döküm matrisin elde

edilmesinde küre sayısının önemi artmaktadır. Katılaşma hızının artması, homojen yapısal dağılımı arttırmakta ve özellikle zararlı etkiye sahip taneler arası karbürlerin oluşumunu önlemede etkili olmaktadır. Eğer uygun döküm tasarımı yapılmamış ise kesit kalınlığı artarken katılaşma hızı azalmakta ve segregasyon oluşumu artış göstermektedir [41].



Şekil 3.6. Alaşım elementlerinin segregasyon eğilimleri [24,41]

3.5.3. Küresel garfitlerin şekil, miktar ve dağılımının etkisi

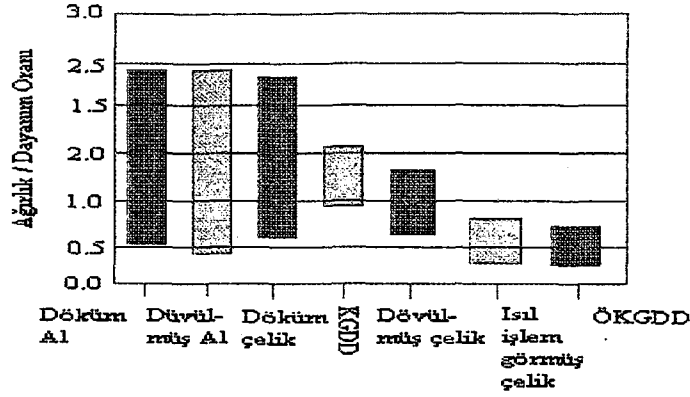
Birim alana düşen küre sayısı, şekli ve dağılımı; homojen bir yapısal dağılım ve segregasyonu önlemede çok büyük önem taşımaktadır. Küre sayısı ve şeklinin mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde önemli bir etkiye sahip olduğu ve ASTM A 395-70'na göre birim alana düşen küre sayısının $150 - 250$ küre / mm^2 olması gerektiği belirtilmektedir [88,90]. Küre sayısının artması, döküm parçada döküm durumunda ferrit oluşumunu arttırdığı bilinmektedir. Buna paralel olarak izotermal işlemden dönüşümün kürelere yakın yerlerde ve tane sınırlarında olması nedeniyle küre sayısının dönüşüm süresinde bir kısalmaya neden olacağı düşünülmektedir [24,92-95].

3.5.4. Parça kesit kalınlığı ve soğuma hızının etkisi

Alaşımsız KGDD için parça çapları 15 – 30 mm arasında değişmektedir. Daha büyük çapa sahip parçalarda önceden belirtilen nedenlerden dolayı alaşımlama yapılması kaçınılmaz olmaktadır [56,24]. Östenitleme işleminden sonra östemperleme sıcaklığına soğutmada perlitin oluşmaması için soğutma hızının yaklaşık olarak 10 °C / sn kadar olması gerektiği belirtilmektedir [24,26,43,95]. Bu soğutma hızından sapılması durumunda ise perlitin oluşma şansı artmaktadır [24,26,43,95].

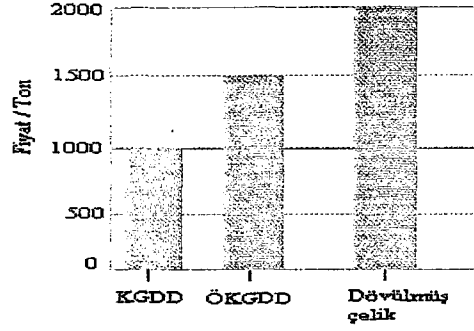
3.6. Avantajları ve kullanım alanları

ÖKGDD malzemeler talaşlı imalata uygun olmaları, ısıtma işlem sürelerinin kimyasal bileşim ve mikroyapısından dolayı daha kısa olmaları, dövme çeliklere göre % 10 daha hafif olmaları, döküm yolu ile son şekle getirilebilme ve döküm kabiliyetinin yüksek olmaları, montaj kolaylıkları gibi nedenlerle önemli avantajlara sahiptirler [85,87,89,90,93]. Bunun yanında ağırlık / dayanım ilişkisi açısından Şekil 3.7’de de görüldüğü gibi hafif mühendislik malzemesi olan dövülmüş alüminyumdan da daha iyi bir özellik göstermektedir. Bu malzeme grafit içerdiğinden darbe ve çekme dayanımı çeliklere göre daha iyidir [89,90].



Şekil 3.7. Ağırlık / dayanım açısından ÖKGDD'in diğer malzemelerle karşılaştırılması [89,90,96]

Bunun yanında Şekil 3.8'de görüldüğü gibi fiyat / dayanım açısından da ÖKGDD çok büyük bir avantaj sağlamaktadır. Yukarıda belirtilen nedenlerden dolayı çok geniş ve sınırsız denilebilecek kadar kullanım alanına sahiptir. Dövülmüş çeliğe oranla düşük yoğunluk, yüksek dayanım ve yükleme kapasitesi ve düşük üretim maliyetiyle otomotiv sanayiinde; süspansiyon parçaları, kam milleri, krank milleri, hemen hemen tüm dişliler, motor kapakları, diferansiyel yuvası gibi parçalarda kullanılmaktadır [89,90]. Darbe enerjisi ile aşınma direnci uyumundan dolayı tarım ve yapısal malzemelerde, tarım alet bıçakları, gibi parçalarda kullanılmaktadır [89,90]. Endüstriyel uygulamalarda aşınma direnci ve dayanıma ilaveten yüksek darbe dayanımı özelliğinde dolayı konveyör parçaları, pompa parçaları, yataklar, aşındırma plakaları ve yuvalarında kullanılmaktadır [89,90].



Şekil 3.8. Fiyat / dayanım açısından ÖKGDD'in değişik malzemelerle karşılaştırılması [89,90]

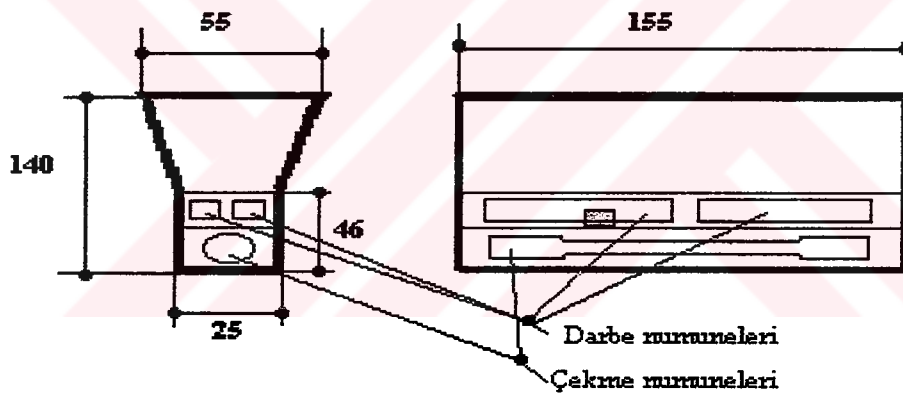
Demiryollarında ise yüksek aşınma direnci, statik ve yorulma dayanımlarının gerekli olduğu motor parçaları, aşındırıcı pabuçlar, darbe emiciler gibi pek çok parçalarla demiryolu tekerleklerinde ömür / fiyat açısından % 30 daha avantajı ile kullanılmaktadır [89,90,96].

Askeri uygulamaları ise; roket gövdeleri, rotorlar, kamyon gövdesi ve ayaklarında, kullanılmakta, ayrıca süspansiyon sistemleri, kamyon parçaları ve silahlarda uygulanabilirliği denenmektedir [89,90,96].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Döküm İşlemi ve Alaşımlama

Dökümün yapıldığı kalıp tasarımı TS 526'da belirtilen Y-bloklardan Y2 tipine göre hazırlanmıştır (Şekil 4.1). Ergitme işlemi 600 kg kapasiteli orta frekanslı ergitme tipi Inducterm marka indüksiyon ocağı kullanılarak yapılmıştır. İndüksiyon ocağına şarj girdisi olarak; sfero piki (külçe şeklinde), farklı miktarlarda Ni ve Cu saf olarak ve Mo ise verimliğinin yüksek olması için Fe-% 35 Mo olarak ergitme ocağında ilave edilmiştir. Şarj malzemesi olarak kullanılan sfero pikinin kimyasal analizi Çizelge 4.1'de verilmiştir.

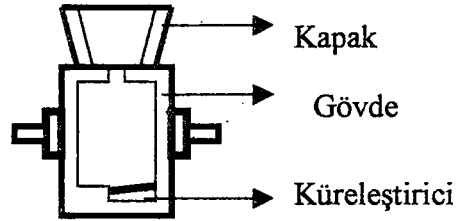


Şekil 4.1. Y-blok tasarımı (TS 526)

Ergitilmiş olan metal, döküm sıcaklığına ulaştıktan sonra (~1450 °C) küreleştirme ve aşılama işlemleri yapılmıştır. Küreleştirme işlemi Tundish tipi işlem potasında (Şekil 4.2) ve aşılama işlemi döküm potasında gerçekleştirilmiştir. Küreleştirme işleminde bileşimi Çizelge 4.2'de verilen FeSi-Mg malzemesi ve aşılama işlemi için de bileşimi Çizelge 4.3'de verilen FeSi malzemesi kullanılmıştır.

Çizelge 4.1. Sfero piki kimyasal bileşimi

Element	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Sn
% Miktarı	95	4.1	0.277	0.04	0.004	0.031	0.03	0.005– 0.021	0.0005



Şekil 4.2. Tundish tipi küreleştirme işlem potasının şematik çizimi

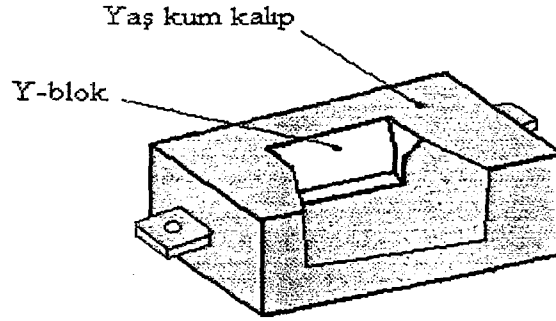
Çizelge 4.2. Küreleştirici malzemesinin (FeSi-Mg) kimyasal bileşimi

% Si (min)	% Mg	% Al	% C
43 – 48	6 – 7	0.5 – 1	3 – 3.5

Çizelge 4.3. Aşılama malzemesinin (FeSi) kimyasal bileşimi

% Si (min)	% Al (max)	% P (max)	% S (max)
75	2	0.03	0.03

İşlem potasından alınan sıvı metal, yaş kum kalıplara (Şekil 4.3) küreleştirici etkinliğinin geçmeyeceği bir süre içinde (1-3 dakika) dökülerek oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır. Numunelerin dökümü sırasında kimyasal bileşimin tespiti için ayrıca spektral analiz numuneleri dökülmüş ve elde edilen sonuçlar Çizelge 4.4’de verilmiştir.



Şekil 4.3. Y-blokların şematik kalıp resminin kesit görünüşü

Çizelge 4.4. Bu çalışma için üretilen 6 farklı KGDD numunelerin kimyasal bileşimleri

Numune no	% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Ni	% Cu	% Mo
1	3.5	2.6	0.164	0.026	0.007	1.12	0.6	0.146
2	3.6	2.75	0.114	0.029	0.007	0.97	0.65	0.119
3	3.52	2.8	0.073	0.023	0.003	1.03	0.7	0.131
4	3.7	2.82	0.066	0.027	0.004	0.7	0.7	0.136
5	3.5	2.87	0.061	0.025	0.009	0.5	0.7	0.137
6 Alaşımsız	3.5	2.86	0.46	0.033	0.02	-	-	-

4.2. Metalografi

Y- bloklardan Şekil 4.1’de gösterilen bölgelerden alınan numunelerin standart polisaj işlemi tamamlandıktan sonra birim alana (mm^2) düşen grafit küre sayısı dağlanmamış numune yüzeyinden X 100 büyütmede Olympus PM marka optik mikroskop monitörü üzerinde görülen 15 ayrı bölgeden yapılan sayımlarla belirlenmiştir. Faz hacim oranlarının ölçümü % 2 Nital ile dağlanmış numune yüzeyinden aşağıda verilen Çizgisel Kesişme metodu kullanılarak yine mikroskop monitörü üzerinde 15 ayrı bölgeden alınan ölçümlerle belirlenmiştir.

$$V_{Faz} = \frac{L_{Faz}}{L_T}$$

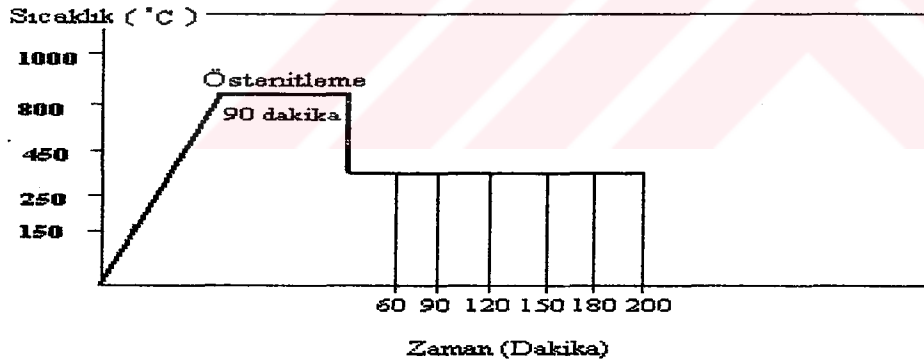
V_{Faz} = Faz hacim oranı

L_{Faz} = Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm)

L_T = Çizilen toplam çizgi uzunluğu (mm)

4.3. Isıl İşlemler

Uygulanan ısıt işlemlerin özeti Şekil 4.4'te verilmiştir. Isıl işlemler için Şekil 4.1'de gösterilen Y-bloklardan alınan 10x10x10 mm boyutlarındaki numuneler kullanılmıştır. Isıl işlemler süresince sıcaklık ölçümleri numunenin bir yüzeyine nokta kaynağı ile kaynatılmış K tipi termokupul ile yapılmıştır.

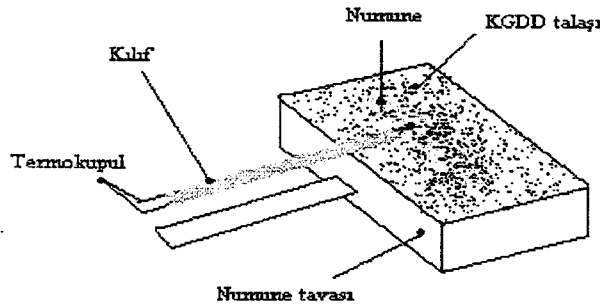


Şekil 4.4. Uygulanan ısıt işlemlerin şematik özeti

4.3.1. Östenitleme

Östenitleme işlemleri için Hooper marka atmosfer kontrolsüz fırın kullanılmıştır. Numuneleri işlem sırasında dekarbürizasyondan korumak için kendi talaşlarının

bulunduğu numune tavası içerisine (Şekil 4.5) gömülmüştür. Numuneler bütün ısıı işlemler boyunca fırın içerisinde daha önce sıcaklık ölçümlerinin yapıldığı aynı yere yerleştirilerek sıcaklık ~ 900 °C’de tutulmaya çalışılmıştır.

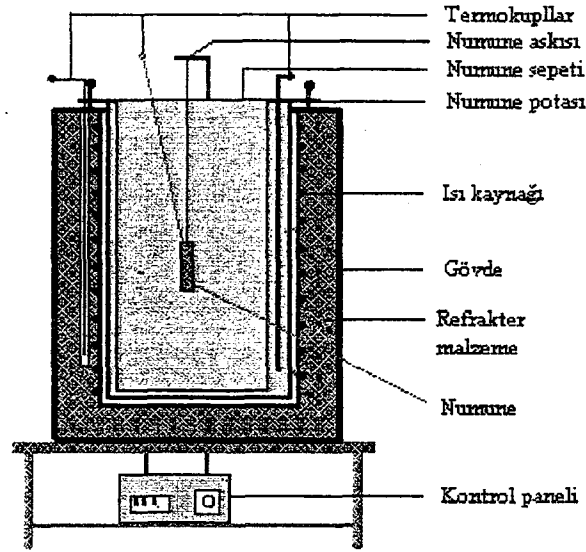


Şekil 4.5. Numunelerin östenitleme fırınına yerleştirilmesinde kullanılan sistem

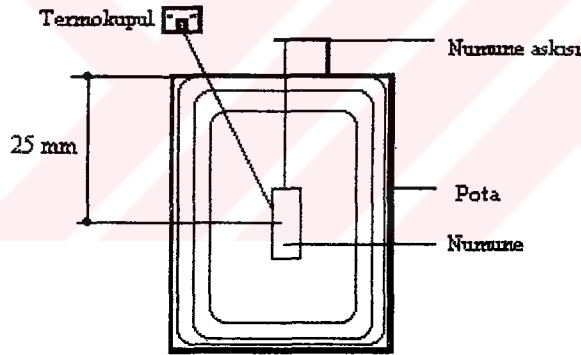
4.3.2. Östemperleme

Östemperleme ısıı işlemleri Şekil 4.6’da şematik kesit görünüşü verilen 2.5 kw gücünde ve 200 V ve 13 A, PID kontrol sistemli $t / \pm 2$ °C hassasiyetle çalışan tuz banyosunda yapılmıştır.

Östemperleme ısıı işlemleri öncesi tuz banyosunun ısıı haritası çıkarılmış (Şekil 4.7) ve numuneler bütün ısıı işlemler boyunca aynı bölgede tutulmuştur. 900 °C’de östenitleme ardından hızlı bir şekilde 370 °C sıcaklığıaki % 50 NaNO₃ ve % 50 KNO₃ karışımı içeren tuzlardan hazırlanan tuz banyosuna daldırılan numuneler farklı sürelerde (60, 90, 120, 150, 180 ve 200 dakika) bekletildikten sonra oda sıcaklığına havada soğutulmuştur.



Şekil 4.6. Östemperleme işleminin yapıldığı tuz banyosunun şematik gösterimi



Şekil 4.7. Tuz banyosu ısı haritası

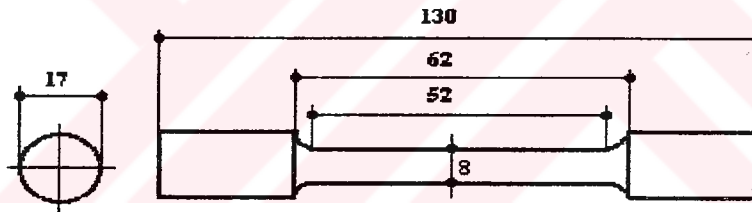
4.4. Çekme ve Darbe Numunelerinin Isıl İşlemleri

Çekme ve darbe numuneleri içinde aynı ısı işlem sırası izlenmiştir. Isıl işlem sonrası 10x10x10 mm boyutlarındaki numunelerin mikroyapıları ile aynı seriden

çekme ve darbe numunelerinin mikroyapıları incelendiğinde, mikroyapıların benzer olduğu görülmüştür.

4.4.1. Çekme deneyi

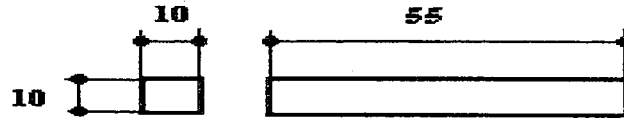
Şekil 4.1’de Y-blok üzerinde gösterilen bölgeden alınan numuneler ısıt işlemler sonrası TS 526’da belirtilen boyutlara getirilmiştir (Şekil 4.8). Bu numuneler üzerinde ısıt işlem sırasındaki dekarburizasyon etkisi düşünülerek yeterli işleme payı bırakılmıştır. Çekme deneyi Amsler marka çekme cihazında oda sıcaklığında 2 mm/sn hızda çekilmiştir. Gerilim ve % uzama değerleri deney sırasında grafik olarak kaydedilmiştir. Aynı seriden en az 5 numune çekme deneyine tabi tutulmuştur.



Şekil 4.8. Çekme deney numunesi boyutları

4.4.2. Darbe deneyi

Şekil 4.1’de Y-blok üzerinde gösterilen bölgeden alınan numuneler üzerinde çekme numunelerinde olduğu gibi ısıt işlem sırasındaki dekarburizasyon etkisi düşünülerek yeterli işleme payı bırakılmıştır. Isıt işlem sonrası bu numuneler üzerinde çentik izi kalması için taşlanarak Şekil 4.9’da gösterilen standart (TS 526) boyutlarına getirilmiştir. Darbe deneyleri üzerinde 300 Joule’lük çekiç bulunan Instron Wolpert marka Charpy tipi cihazda oda sıcaklığında yapılmıştır. Bu deney için de aynı seriden en az 5 numune kullanılmıştır.



Şekil 4.9 Standart çentiksiz darbe deneyi numunesi

4.4.3. Sertlik deneyi

Sertlik deneyi Şekil 4.9’da gösterilen darbe test numunelerinin test edilmesinde sonra bu numunelerin tüm yüzeylerinden Instron marka sertlik cihazında Rockwell C cinsinden değerleri ölçülmek suretiyle yapılmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Döküm Şartlarında Küresel Grafitli Dökme Demirlerin (KGDD) Mikroyapısal Ve Mekanik Özellikleri

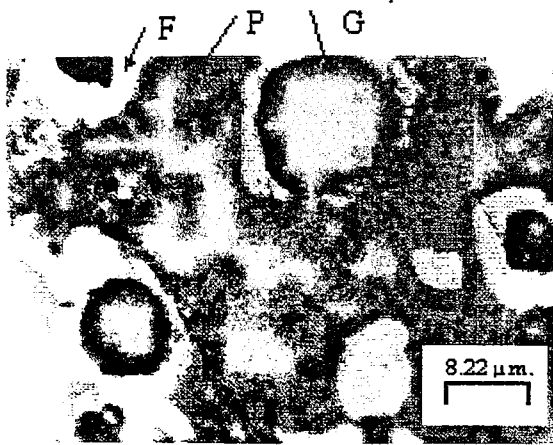
5.1.1. KGDD'lerin alaşım elementlerinin matris yapı türünün oluşumuna etkisi

Altı farklı bileşime sahip numunenin mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.1.(a, b, c, d, e, f)'de gösterilmiş ve Cu ve Ni'in grafit, ferrit ve perlit % hacim oranları üzerine etkileri Çizelge 5.1'de verilmiştir.

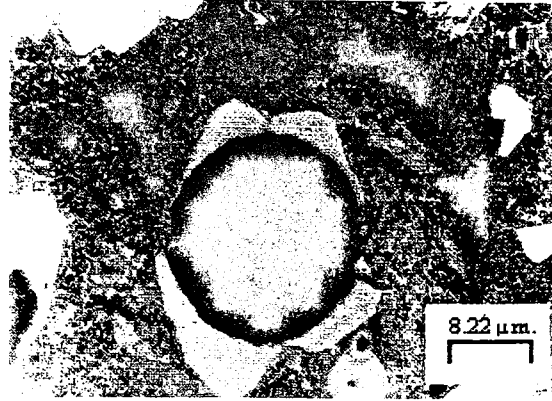
Bir döküm parçanın matris yapısı; ocak şarj girdisi, döküm sıcaklığı, uygulanan kalıplama ve döküm yöntemi, döküm parça kesit kalınlığı gibi döküm parça üretim şartlarının yanı sıra en önemlisi kimyasal bileşim ile kontrol edilmektedir [17,19,21].

Çizelge 5.1. Alaşım elementleri Cu ve Ni miktarının grafit, ferrit ve perlit % hacim oranları üzerine etkisi

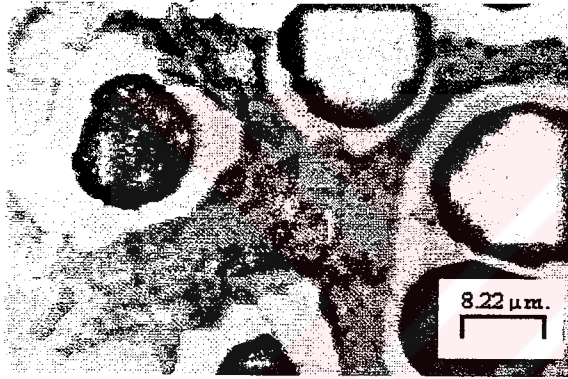
Numune No	% Grafit	% Ferrit	% Perlit
1 (%1.12Ni-%0.6Cu)	8.97	16.34	74.69
2 (%1Ni-%0.65Cu)	8.62	15.23	76.15
3 (%1.03Ni-%0.7Cu)	8.42	14.61	76.97
4 (%0.7Ni-%0.7Cu)	8.25	17.89	73.86
5 (%0.5Ni-%0.7Cu)	8.49	18.88	72.63
6 (Alaşımsız)	12.28	87.72	-----



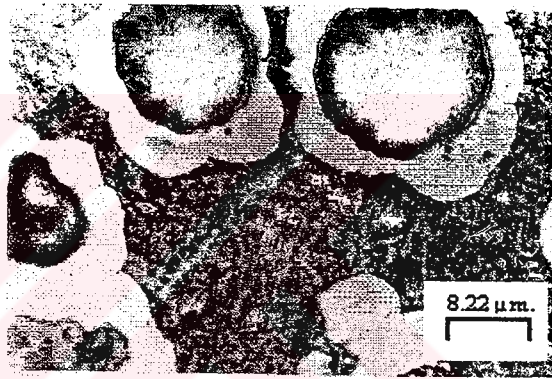
a) 1 nolu numune



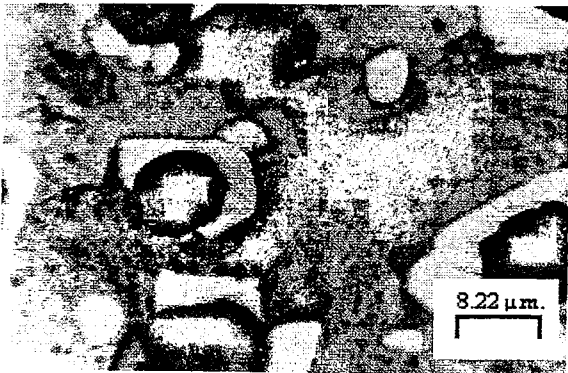
2 nolu numune



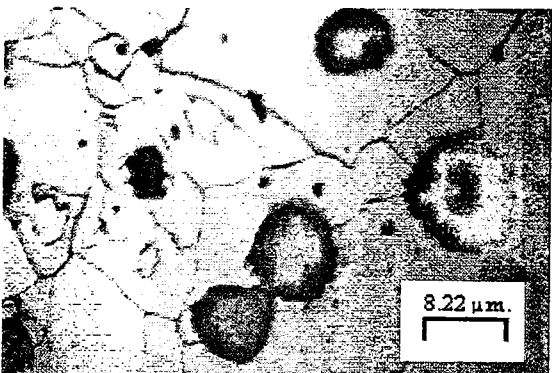
c) 3 nolu numune



d) 4 nolu numune



e) 5 nolu numune



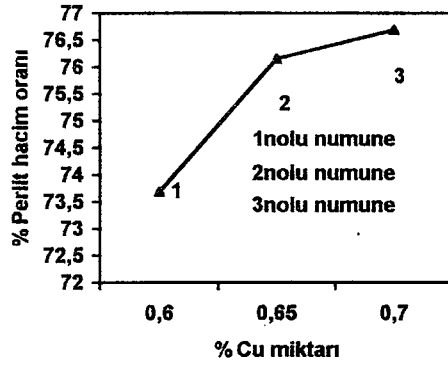
f) 6 nolu numune

Şekil 5.1.(a, b, c, d, e, f) Döküm şartlarında numunelerin mikroyapı fotoğrafları
(Dağlama: % 2 Nital, X 500, F= Ferrit, P=Perlit, G=Grafit)

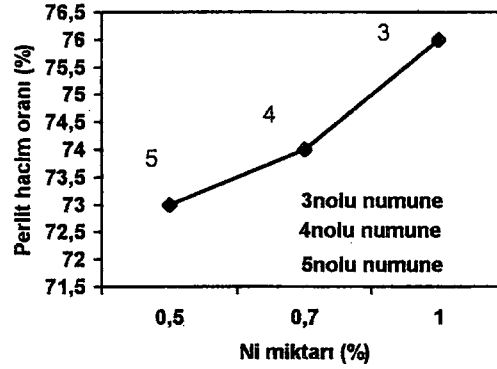
Sabit Ni miktarına ($\sim \% 1$) sahip 1, 2 ve 3 nolu numunelerde artan Cu miktarına ($\% 0.6, 0.65, 0.7$) bağılı olarak $\%$ perlit hacim oranında doğrusal bir artış göstermiştir (Şekil 5.2). Ancak sabit Cu miktarına ($\sim \% 0.7$) sahip 4 ve 5 nolu numunelerde ise azalan Ni ($\% 0.7, 0.5$) miktarına bağılı olarak $\%$ perlit hacim oranında bir düşüş görülmüştür (Şekil 5.3). Bu sonuçlar perlitik matris oluşumunda Cu ve Ni miktarları göz önüne alındığında Cu'nın Ni'den daha etkili olduğunu göstermektedir (Çizelge 5.1). Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır [14,15,17,21]. Perlitik matris oluşumu için literatürde hızlı soğutma ve buna bağılı olarak C atomlarının kısa mesafelere difüzyonu ve alaşım elementleri ilavesi ile ilgili çalışmalar yapılmıştır [14,17,21]. Daha önceden ferrit oluşumu üzerine yapılan çalışmalarda ötektoid dönüşüm sırasında soğuma hızının alaşım elementlerin matriste dağılımını etkilediği ve grafit kürelerine yakın olarak segrage olan elementlerin (Cu, Ni v.s.) C difüzyonunu zorlaştırarak küreye yakın yerlerde ferritin daha iç kısımlarında ise perlitik yapının oluşumuna neden olduğu tespit edilmiştir [17,21]. Grafit küre sayısı artışı ile ferrit hacim oranı artmakta ve dana gözü diye de adlandırılan genellikle grafit kürelerine yakın (α/γ) yada γ/γ ve Grafit/ γ ara yüzeylerinde ferrit ve diğer kısımların perlit olduğu yapı meydana gelmektedir [21].

Perlit hacim oranı küre sayısının artmasıyla azalırken; grafit küresinin çevresindeki ferrit miktarı karbon difüzyonu için yeterli zamana ve bileşime bağılı olarak artmaktadır [19]. Cu; Ni'e göre kürelerin daha yakınına segrage olmakta ve böylece karbon atomlarının difüzyonunu engelleyerek karbonca aşırı doymuş östenit oluşturmakta ve dönüşüm kinetiğini hızlanmasıyla perlitik dönüşüm artmaktadır. Bu karbonca aşırı doymuş östenit ise perlite dönüşüm sırasında hızlanan dönüşüm kinetiğine bağılı olarak perlit lamellerinin birbirlerine daha yakın olmalarını sağlamakta ve perlitin mikro sertliğini arttırmaktadır[14]. 6 nolu

numunede perlit oluşturucu ilaveler bulunmadığından matris yapı ferritik olmaktadır.



Şekil 5.2. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının % perlit hacim oranı üzerine etkisi



Şekil 5.3. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının % perlit hacim oranı üzerine etkisi

5.1.2. KGDD'in grafit küre sayısı, dağılımı ve küreselleşmeye alaşım elementlerin etkisi

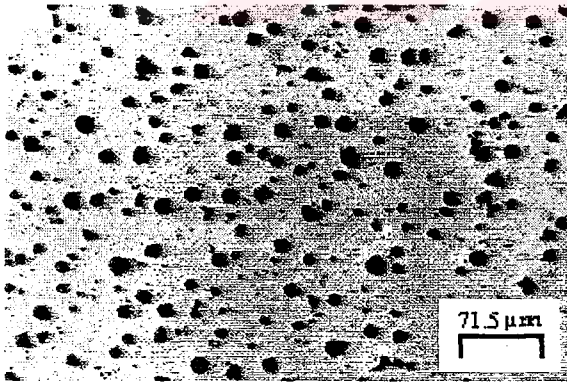
Farklı bileşimlere sahip numunelerdeki grafit küre dağılımları Şekil 5.4 (a, b, c, d, e, f)'de gösterilmiş ve birim alanda ölçülen küre sayıları ve hacim oranları ise Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Grafit küre sayısı ve hacim oranı

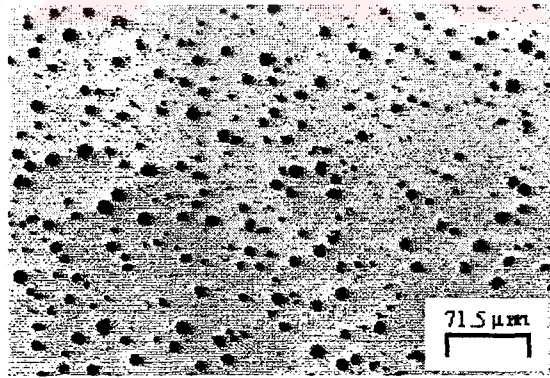
Numune no	1	2	3	4	5	6
Küre sayısı (Küre / mm ²)	200	215	206	224	240	238
Küre hacim oranı	8.97	8.62	8.42	8.25	8.49	12.28

Grafit küre sayısı, dağılımı ve hacim oranı; parça kesit kalınlığı ve geometrisi, soğuma hızı, döküm sıcaklığı ve zamanı, küreleştirici malzeme cinsi ve miktarı, kalıp tasarımı ve yöntemi, küreleştirme işlemi, aşılama işlemi, karbon eşdeğerliği ve alaşım elementleri cins ve miktarlarına bağlı olarak değişim göstermektedir [6,13]. Bu çalışmada elde edilen birim alandaki küre sayısının ~ 200 -240 küre/mm² (Çizelge 5.2), dağılımının ve küreselleşmenin ASTM A. 395-70'de belirtilen standart sınırları içerisinde olduğu görülmektedir (Şekil 5.4 a,b,c,d,e,f).

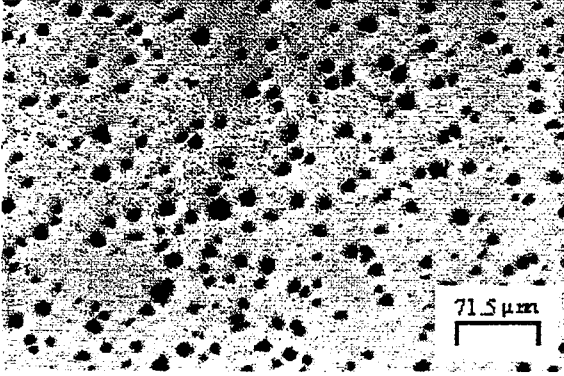
Ancak Çizelge 5.2'den de görüleceği üzere küre sayıları ve hacim oranlarında numuneler arasında farklılıklar görülmektedir. Küre sayısı, dağılımı ve hacim oranını etkileyen faktörlerden Cu ve Ni ilavesinin grafitleşme ve küre oluşumuna etkilerine bakıldığında Ni'in, Cu'a göre biraz daha fazla grafitleşmeyi teşvik etmekte olduğu, ancak bu farkın çok fazla bir değişiklik sağlamadığı görülmektedir [17]. Ancak burada meydana gelebilecek proses değişikliklerinden birisi numunelerin döküm sürelerindeki meydana gelebilecek değişikliklerdir.



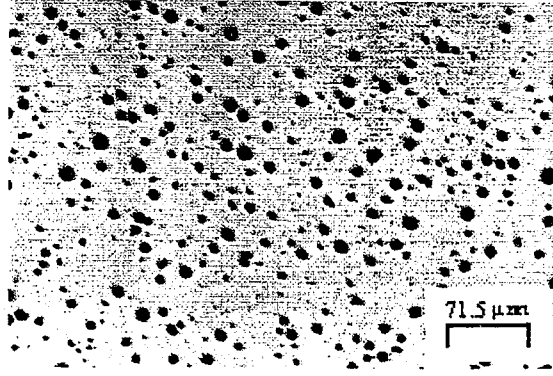
a) 1 nolu numune



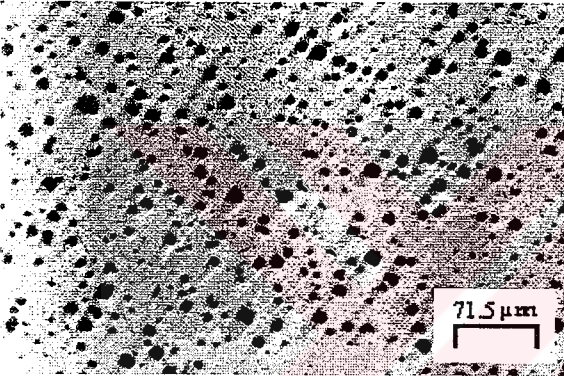
b) 2 nolu numune



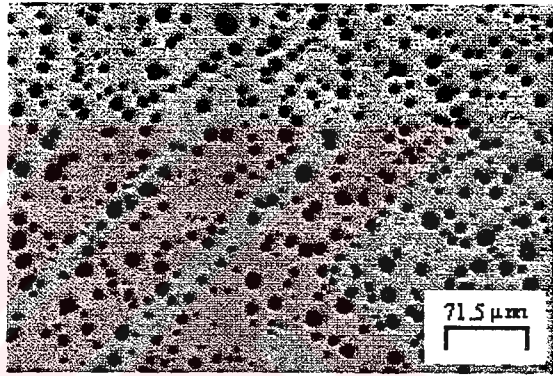
c) 3 nolu numune



d) 4 nolu numune



e) 5 nolu numune



f) 6 nolu numune

Şekil 5.4. (a, b, c, d, e, f) Döküm şartlarında grafit dağılımı ve küreleşme oranları ile ilgili mikroyapı fotoğrafları (Dağlamasız) X100

Hazırlanmış olan kalıplara sıvı metalin döküm işlemi küreleştirici malzeme etkinliğinin geçmeyeceği bir sürede yapılmıştır. Ancak kalıplar sırasıyla döküldüğünden numunelerin tamamı aynı sürelerde dökülememiştir. Döküm süresinin uzamasıyla birlikte küreleştirici etkinliği azalmakta ve küre sayısında azalma ve küre şeklinde bozulmalar meydana geleceği [3,18] oluşan bu küre sayısındaki değişimin numunelerin döküm sürelerindeki değişimlerden kaynaklanabileceği sonucu ağırlık kazanmaktadır.

Grafit küre hacim oranları ile ilgili sonuçlara bakıldığında (Çizelge 5.2) bütün numunelerde oranların birbirine yakın olduğu ancak perlitik matris ve en düşük küre sayısına (200 küre/mm²) sahip 1 nolu numunede grafit hacim oranı % 8.97'dir. Yine perlitik matrise ve en fazla küre sayısına (240 küre / mm²) sahip 5 nolu numunede ise grafit hacim oranı ise % 8.49 olduğu görülmektedir. 1 nolu numunenin küre boyutları (Şekil 5.4 a) 5 nolu numunenin küre boyutları (Şekil 5.4 e) ile karşılaştırıldığında 5 nolu numunenin küre boyutlarının daha küçük olduğu görülebilir. Küre sayısının artması ile birlikte küre boyutları doğal olarak küçülmektedir.

Fakat tamamen ferritik matrise sahip alaşımsız 6 nolu numunedeki küre sayısı (238 küre/mm²) 5 nolu numunedeki küre sayısı ile hemen hemen aynıdır. Burada küre sayısı ile grafit küre hacmi arasında bir çelişki görünmekle beraber bu durum alaşımsız ferritik matrise sahip 6 nolu numunede C difüzyonunun daha kolay olması nedeniyle grafitleşme eğiliminin alaşımlı numunelere göre daha fazla olması ve kürelerin daha büyük olmasından (Şekil 5.4.f) kaynaklanabilir.

Küreleşme oranları incelendiğinde de bütün numunelerde % 100 küreselleşme meydana geldiği bu amaçla hazırlanmış olan kartlarla birlikte incelendiğinde [1,5] görülebilir. Cu elementi katılma sırasında grafit küre çekirdeklenmesini teşvik ettiği, ancak karbon atomlarının difüzyonunu zorlaştırdığı için çekirdeklenen grafitin büyümesi sınırlanmakta ve östenitin karbonla aşırı doyması perlitik dönüşüm hızını artırmaktadır [14,18].

Sonuç olarak küre sayısında artış olurken, küre boyutu küçülmektedir [14,18]. Ayrıca numunelerin farklı sürelerde dökülebildiği düşünüldüğünde döküm süresinin uzamasıyla birlikte kürelerin oluşması için meydana gelen çekirdekler

ve küreleştirici malzemenin sıcaklıkla birlikte etkinliğinin azalması küre sayısını azaltmaktadır [3,14,18]. Ancak döküm süresinin gecikmesi ile oluşan küçük küreler bozularak küre sayısı azalmakta ve küre şekli bozulmaktadır [18].

5.1.3 KGDD'in mekanik özelliklerine alaşım elementlerinin etkisi

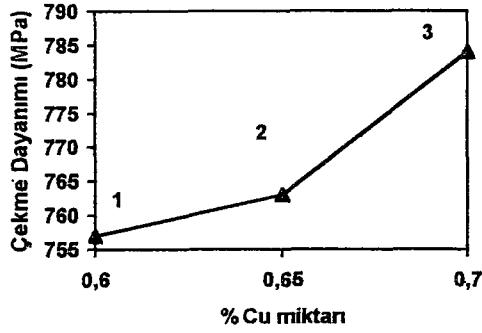
Numunelerin sertlik, darbe ve çekme özellikleri Çizelge 5.3'de verilmiştir. ~ % 1 Ni içeren ve % Cu miktarının değiştiği 1, 2 ve 3 nolu numunelerde artan Cu miktarına paralel olarak % perlit miktarında, çekme dayanımında ve sertlikte artış, % uzama miktarında ise azalma gözlenmiştir (Çizelge 5.3, Şekil 5.5, 5.6, 5.7 ve 5.8). Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır [7,9,12,15]. $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ katmanlarından oluşan perlitik yapıda % perlit miktarı arttığında toplam $\alpha / \text{Fe}_3\text{C}$ arayüzey alanı da artacağından kaymaya karşı etkin bir engel oluşmaktadır.

~ % 1 Ni içeren 1, 2 ve 3 nolu numuneler arasında en az % Cu ve % perlit miktarına sahip 1 nolu numunede darbe dayanımı en yüksek çıkarken, % perlit miktarının birbirine yakın olduğu 2 ve 3 nolu numunelerde ise darbe dayanımları da yine yaklaşık olarak aynı olmuştur (Şekil 5.5, Çizelge 5.3). % perlit miktarının 2 nolu numunedeki % perlit miktarına göre çok az bir miktar fazla olduğu 3 nolu numunedeki darbe dayanımındaki artışın nedeni bu numunedeki grafit küre sayısının 2 nolu numunedeki grafit küre sayısına göre daha az olmasından kaynaklanabilir (Çizelge 5.3). Küre sayısı arttıkça darbe dayanımı azalmaktadır [20]. 1, 2 ve 3 nolu numunelerde % perlit miktarı arttıkça sertlik miktarı da artış göstermiştir (Şekil 5.5 ve 5.8).

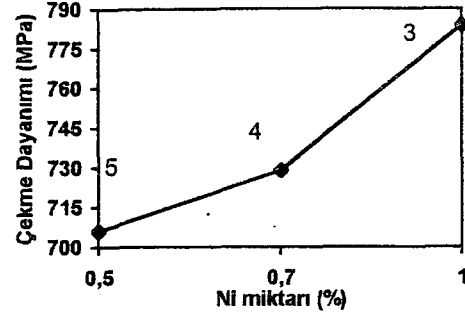
Çizelge 5.3. Döküm şartlarındaki elde edilen mekanik özellikler ve küre sayısı

Numune No	Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (Rc)	Darbe Day. (J)	Küre Sayısı (Küre/mm ²)
1(%1.12Ni-%0.6Cu)	757	501	4.59	21.4	19.5	200
2(%1Ni-%0.65Cu)	763	505	2.58	22.2	8.3	215
3(%1.03Ni-%0.7Cu)	784	512	2.26	26.25	8.83	206
4 (%0.7Ni-%0.7Cu)	729	496	2.63	24.8	10.2	224
5 (%0.5Ni-%0.7Cu)	706	490	4.19	23.68	8.75	240
6 (Alaşımsız)	498	443	9.64	9.2	40.7	238

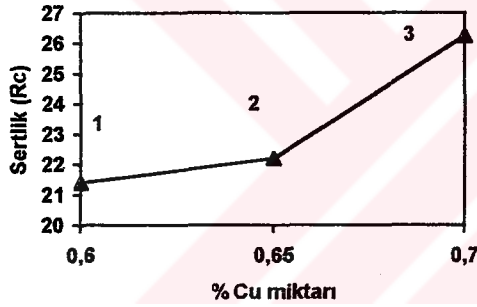
~ % 0.7 Cu içeren ve % Ni miktarının değiştiği 3, 4 ve 5 nolu numunelerde yine aynı şekilde artan % Ni miktarına paralel olarak % perlit miktarı çekme dayanımı ve sertlikte artış (Şekil 5.6, 5.7 ve 5.8) ancak % uzama miktarında ise azalma gözlenmiştir (Şekil 5.10). 4 nolu numunedeki % perlit miktarının 5 nolu numunedeki perlit miktarından fazla olmasına rağmen 4 nolu numune de darbe dayanımının yüksek çıkması yine bu numunedeki birim alana düşen grafit küre sayısının 5 nolu numunedeki birim alana düşen grafit küre sayısına göre az olmasına atfedilebilir. Yine bu numunelerde de sertlikteki artış % perlit miktarı ile paralellik göstermiştir.



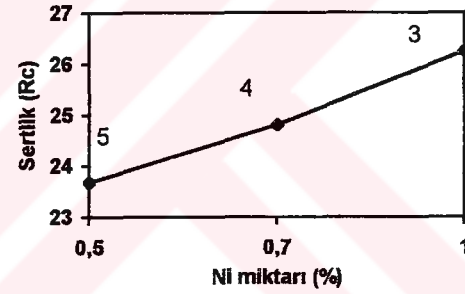
Şekil 5.5. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının çekme dayanımı üzerine etkisi



Şekil 5.6. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının çekme dayanımı üzerine etkisi



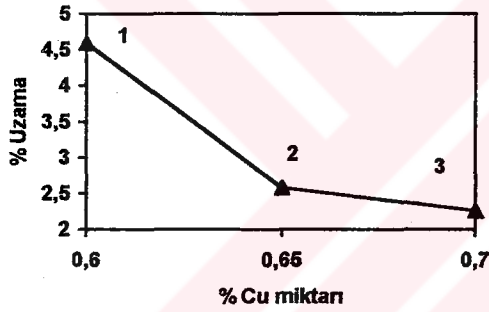
Şekil 5.7. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının sertlik üzerine etkisi



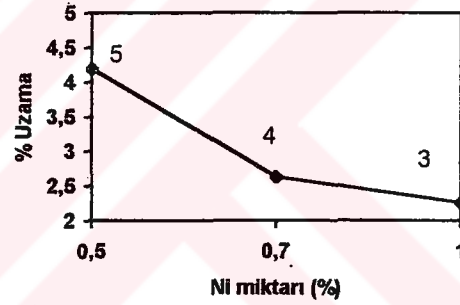
Şekil 5.8. ~ % 0.7 Cu içeren 3, 4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının sertlik üzerine etkisi

~ % 1 Ni miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu numunelerin çekme dayanımları ~ % 0.7 Cu miktarına sahip 4 ve 5 nolu numunelerin çekme dayanımları ile karşılaştırıldığında 1, 2 ve 3 nolu numunelerin çekme dayanımları daha yüksek çıkmaktadır. Bunun nedeni bu numunelerdeki yüksek % Ni miktarı ve % Cu miktarının artırılması ile birlikte perlit lamelleri arasındaki mesafenin daralmasına atfedilebilir. Bakır miktarının artmasıyla birlikte lameller arası mesafenin daraldığı daha ince perlitik yapı elde edildiği için toplam $\alpha / \text{Fe}_3\text{C}$ arayüzey alanı artabilir [13,20]. Bu durumda en yüksek bakır ve nikel

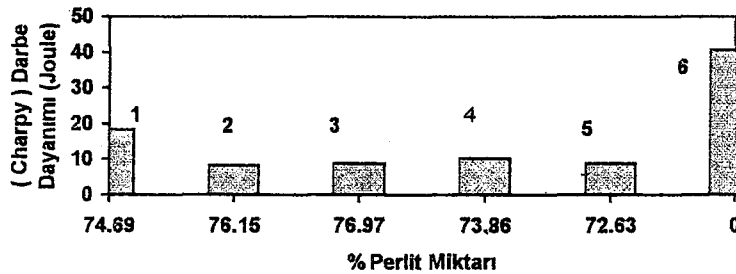
miktarına sahip 3 nolu numunede olduğu gibi çekme dayanımı, sertlik artarken % uzama ve darbe dayanımının azalması beklenebilir. Perlit içermeyen alaşımsız 6 nolu numunede beklendiği şekilde çekme ve sertlik değeri düşerken darbe dayanımı ve % uzama artmıştır. Bu çalışmada dökülmüş şartlardaki numuneler genel olarak değerlendirildiğinde bakır miktarının % perlit oluşturmada nikelden daha etkili olduğu, perlit miktarı arttıkça çekme ve sertlik değerleri yükselirken, darbe dayanımı (Şekil 5.11) ve % uzamanın azaldığı gözlenmiştir. Yaklaşık aynı miktarda perlite sahip numunelerde ise darbe dayanımı üzerinde birim alandaki grafit küre sayısı etkili olmuştur. En iyi çekme ve darbe özelliklerini 1 nolu numune sergilemiştir (Şekil 11).



Şekil 5.9. ~%1 Ni içeren 1,2 ve 3 nolu numunelerde % Cu oranının % uzama üzerine etkisi



Şekil 5.10. ~ % 0.7 Cu içeren 3,4 ve 5 nolu numunelerde % Ni oranının % uzama üzerine etkisi



Şekil 5.11. % perlit miktarının çentiksiz darbe dayanımı üzerine etkisi

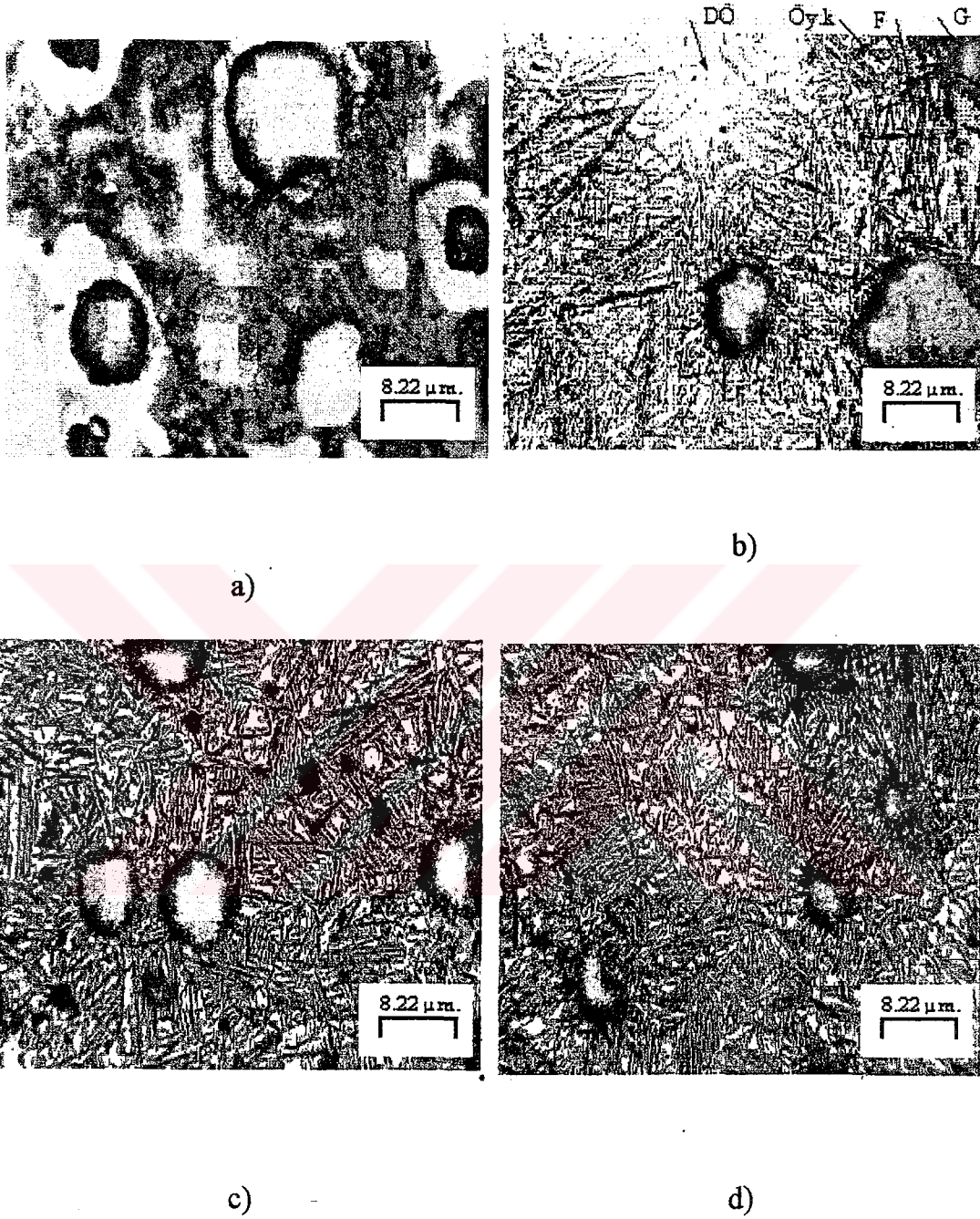
6. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN (ÖKGDD) MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ

6.1. ÖKGDD'in Alaşım Elementlerinin ve Östemperleme Süresinin Matris Yapıya Etkileri

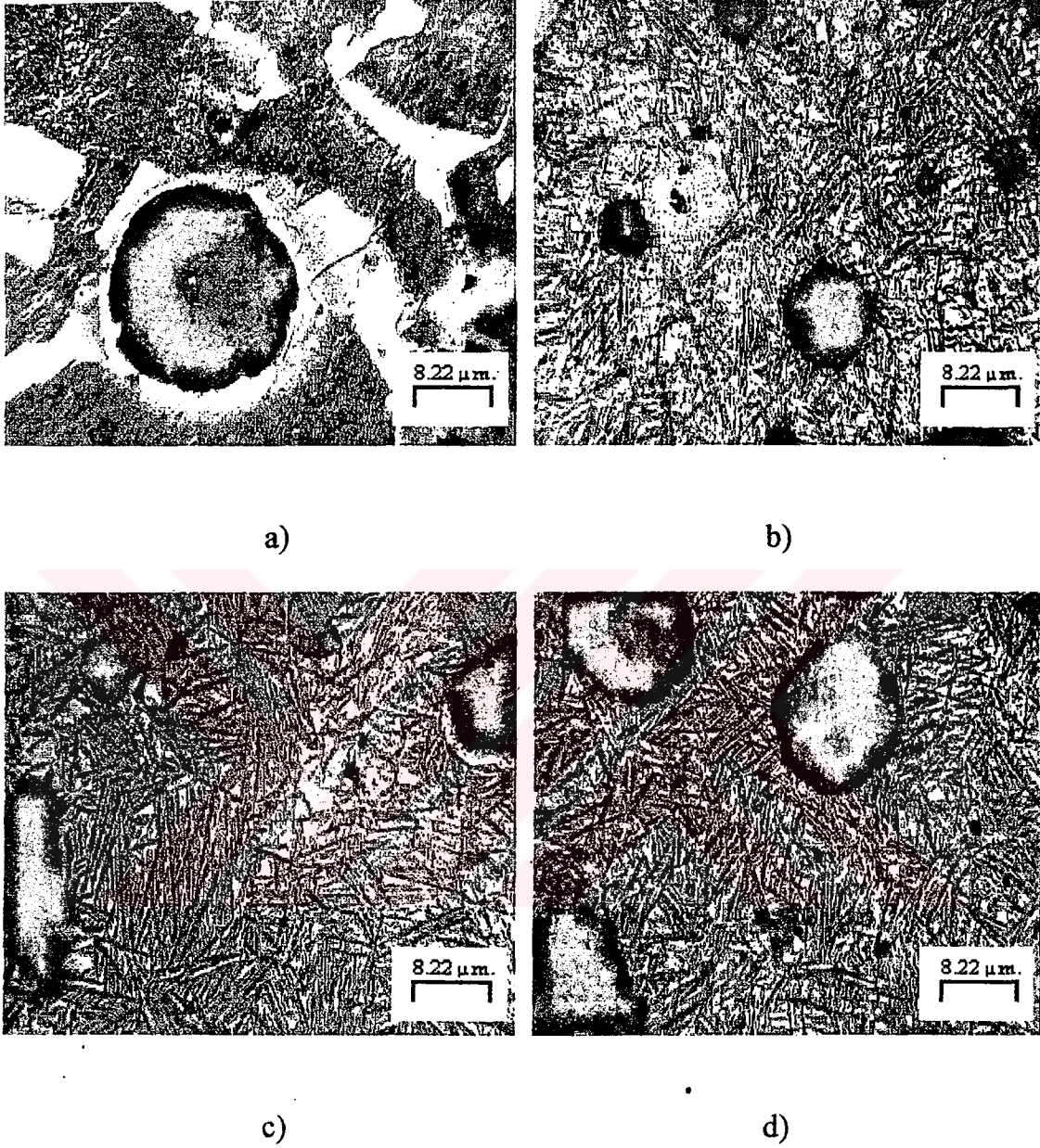
Östemperleme süresine bağlı olarak dökülmüş şartlardaki ve ısıtıl işlem sonrası numunelerin faz hacim oranlarındaki değişimler Çizelge 6.1'de verilmiş ve mikroyapıdaki değişimler Şekil 6.1 – 6.6'da gösterilmiştir. Östemperlenmiş numunelerde mikroyapının ösferrit ($\alpha + \gamma_{y.k.}$) ve işlem süresine bağlı olarak dönüşmemiş östenitten meydana geldiği tespit edilmiştir. Östemperlenmiş numunelerde % 2 Nital ile dağlama sonucunda ferrit (α) koyu, yüksek karbonlu östenit ($\gamma_{y.k.}$) açık renkli ve dönüşmemiş östenit ise açık renkli geniş alanlar olarak görülmektedir [26,36,64,93,95] (Şekil 6.1 b). Bu çalışmada 370 °C'de yapılan östemperleme ısıtıl işleminde bütün numunelerde başlangıçta ferritin östenitten çöktüğü (I. aşama) daha sonra difüzyon için gerekli süreye bağlı olarak ferrit ve dönüşmüş östenit (karbonca zenginleşen) miktarı artarken dönüşmemiş östenit miktarının azaldığı görülmüştür (Çizelge 2, Şekil 4 - 9). Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır [26-43,85,92,94,95]. II. aşama adı verilen bu süreç Cu ve Ni içermeyen numunelerde daha hızlı gerçekleşirken, Cu ve Ni'li numunelerde ise daha uzun zamanda tamamlanmış ve bu numunelerin içerdiği alaşım elementlerinin tür ve miktarlarına göre farklılık göstermiştir. Alaşımlı numunelerde dönüşmemiş östenit varlığını II. aşamanın tamamlanmasına kadar sürdürmüştür (Çizelge 2, Şekil 4 - 9). Bu sonuç II. aşama sürecinin tamamlandığının bir göstergesidir. Genel olarak alaşım elementleri II. aşamada dönüşüm hızını yavaşlatmakta ve östemperleme süresinin ilerlemesine rağmen dönüşmemiş östenit varlığını sürdürebilmektedir [24,43,59,92,95].

Çizelge 6.1. Dökülmüş şartlardaki ve östemperleme sonrası faz hacim oranları, birim alana düşen küre sayısı

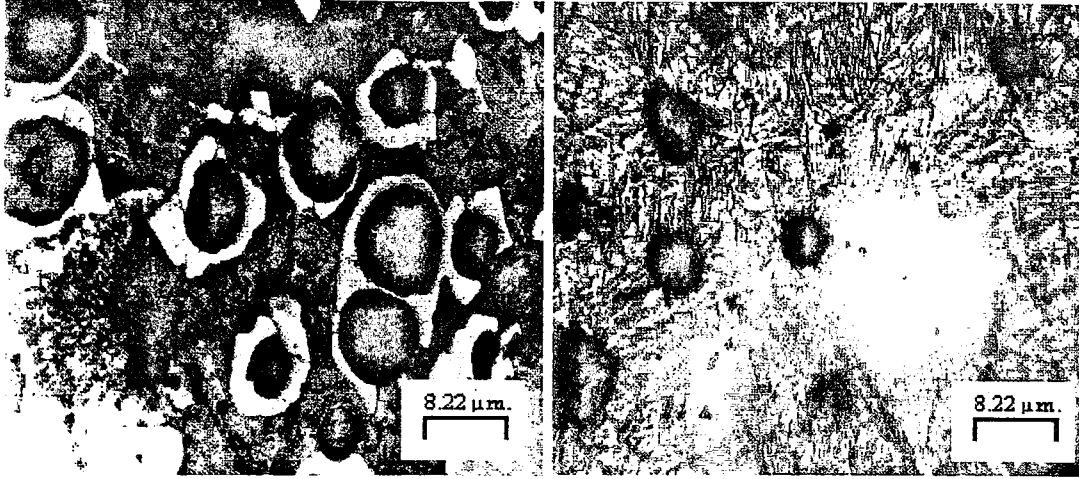
Numune No	Kodu	İşlem Durumu [östemperleme süresi (dakika)]	Grafit %	Ferrit %	Perlit %	Yüksek karbon östenit (yy.k.) %	Dönüşmemiş Östenit %	Küre sayısı (küre/mm ²)
1 (%1.12Ni- %0.6Cu)	1	Dökülmüş şartlardaki	8.97	16.34	74.69	—	—	200
	1A	Östemperlenmiş (60)	8.78	28.1	—	27.1	36.02	175
	1B	Östemperlenmiş (90)	8.93	30.4	—	29.2	31.47	169
	1C	Östemperlenmiş (120)	8.67	34.6	—	34.1	22.63	167
	1D	Östemperlenmiş (150)	8.73	37.5	—	39.32	14.45	166
	1E	Östemperlenmiş (180)	8.63	42.05	—	42.52	6.8	162
	1F	Östemperlenmiş (200)	8.92	44.26	—	44.62	2.2	164
2 (%1Ni- %0.65Cu)	2	Dökülmüş şartlardaki	8.62	15.23	76.15	—	—	215
	2A	Östemperlenmiş (60)	8.67	32.05	—	34.1	25.18	190
	2B	Östemperlenmiş (90)	8.7	34.58	—	36.45	20.27	185
	2C	Östemperlenmiş (120)	8.43	35.9	—	39.27	16.4	178
	2D	Östemperlenmiş (150)	8.6	36.2	—	40.3	14.9	179
	2E	Östemperlenmiş (180)	8.57	39.42	—	43.21	8.8	174
	2F	Östemperlenmiş (200)	8.67	42.92	—	46.83	1.75	171
3 (%1.03Ni- %0.7Cu)	3	Dökülmüş şartlardaki	8.42	14.61	76.97	—	—	206
	3A	Östemperlenmiş (60)	8.6	29.7	—	29.23	32.5	192
	3B	Östemperlenmiş (90)	8.43	32.4	—	32.81	26.54	186
	3C	Östemperlenmiş (120)	8.52	36.12	—	39.06	16.3	185
	3D	Östemperlenmiş (150)	8.75	40.22	—	43.22	7.8	182
	3E	Östemperlenmiş (180)	8.48	41.85	—	44.3	5.37	184
	3F	Östemperlenmiş (200)	8.38	42.62	—	46.67	2.33	180
4 (%0.7Ni- %0.7Cu)	4	Dökülmüş şartlardaki	8.25	17.89	73.86	—	—	224
	4A	Östemperlenmiş (60)	8.03	37.2	—	38.87	15.9	213
	4B	Östemperlenmiş (90)	8.32	39.7	—	40.33	11.65	210
	4C	Östemperlenmiş (120)	8.4	40.52	—	42.86	8.22	198
	4D	Östemperlenmiş (150)	8.23	43.7	—	43.62	4.45	197
	4E	Östemperlenmiş (180)	8.42	44.9	—	44.15	2.53	193
	4F	Östemperlenmiş (200)	8.33	53.56	—	43.93	1.3	190
5 (%0.5Ni- %0.7Cu)	5	Dökülmüş şartlardaki	8.49	18.88	72.63	—	—	240
	5A	Östemperlenmiş (60)	8.42	39.82	—	39.49	12.27	228
	5B	Östemperlenmiş (90)	8.6	40.98	—	40.84	9.58	220
	5C	Östemperlenmiş (120)	8.52	42.43	—	42.33	6.72	220
	5D	Östemperlenmiş (150)	8.31	44.14	—	44.35	3.2	218
	5E	Östemperlenmiş (180)	8.42	44.81	—	44.66	2.11	213
	5F	Östemperlenmiş (200)	8.7	46.2	—	45.1	0	210
6 (Alaşımsız)	6	Dökülmüş şartlardaki	12.28	87.72	—	—	—	238
	6A	Östemperlenmiş (60)	10.15	38.28	—	36.29	15.28	223
	6B	Östemperlenmiş (90)	10.42	42.19	—	40.19	7.2	220
	6C	Östemperlenmiş (120)	11.3	43.1	—	41.9	3.7	219
	6D	Östemperlenmiş (150)	10.92	43.4	—	43.38	2.5	216
	6E	Östemperlenmiş (180)	10.78	44.67	—	44.55	0	217
	6F	Östemperlenmiş (200)	11.32	44.83	—	43.85	0	216



Şekil 6.1. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östempirlenmiş 1 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400, DÖ=Dönüşmemiş östenit, F=Ferrit, G=Grafit, Öy.k.=Yüksek karbonlu östenit)

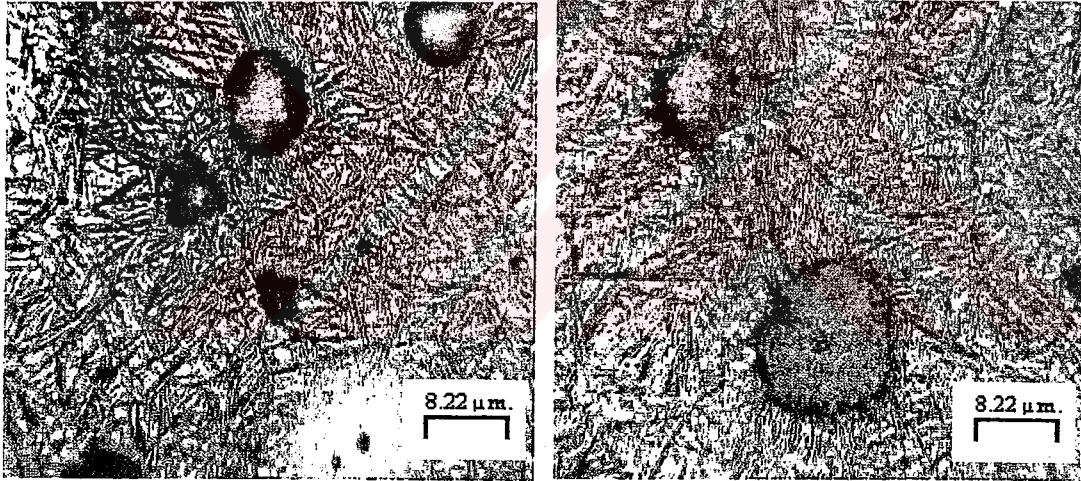


Şekil 6.2. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 2 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400)



a)

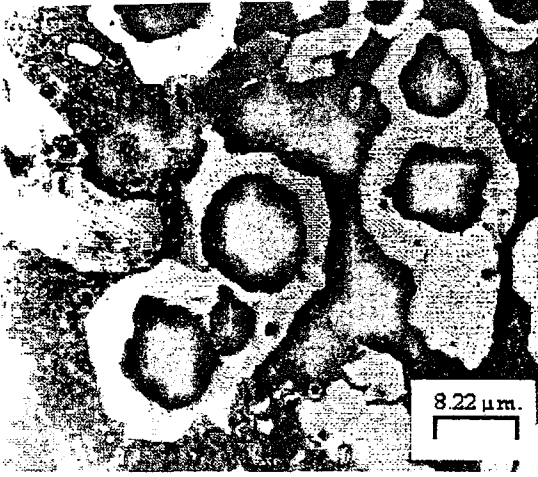
b)



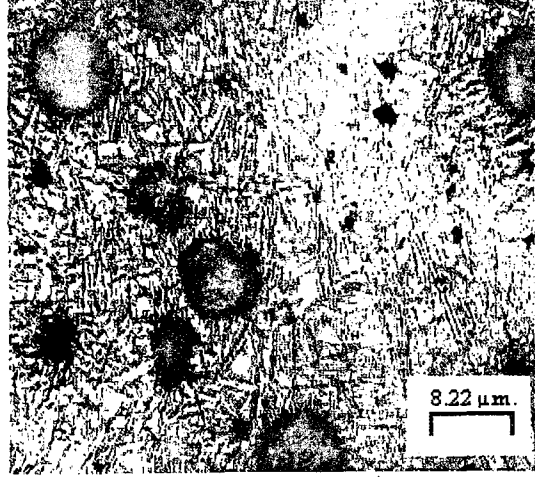
c)

d)

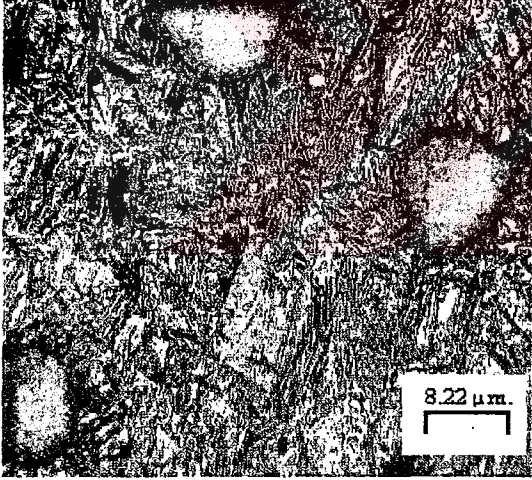
Şekil 6.3. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 3 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400)



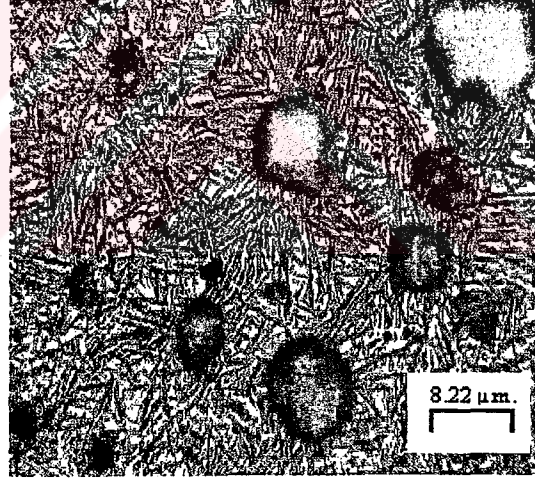
a)



b)

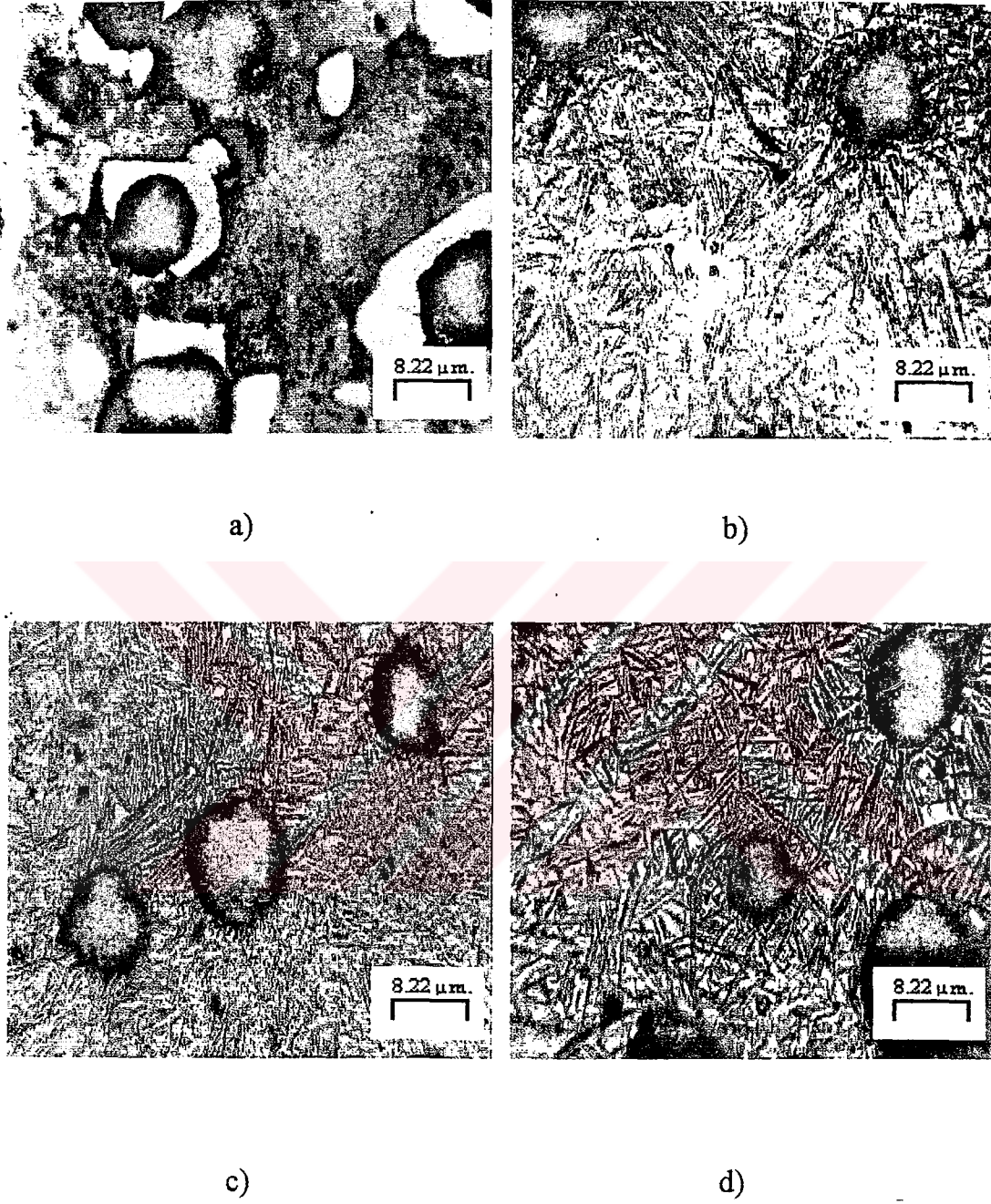


c)

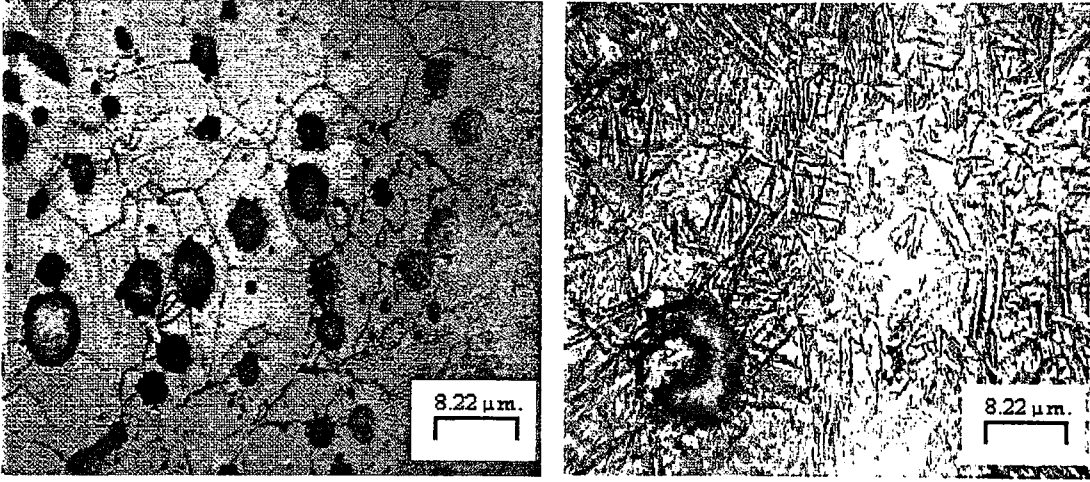


d)

Şekil 6.4. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 4 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400)

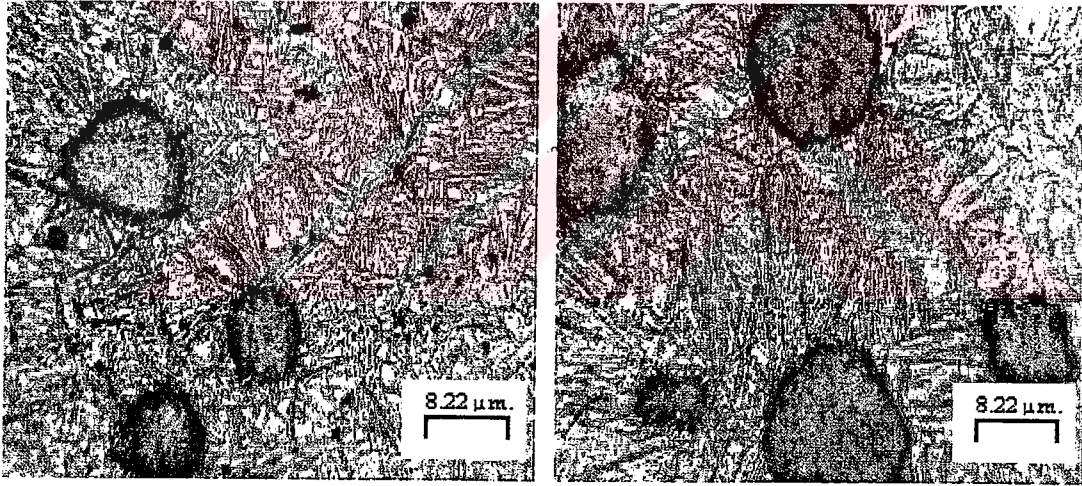


Şekil 6.5. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 5 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400)



a)

b)



c)

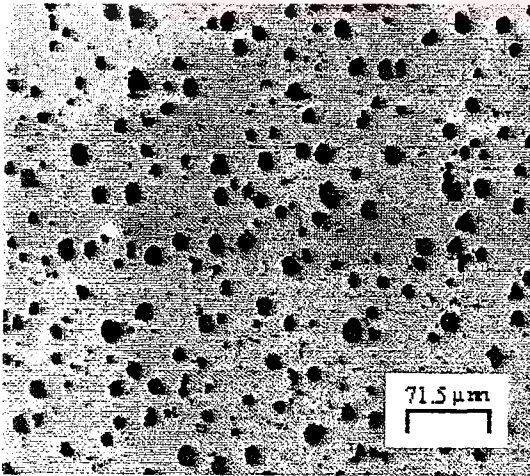
d)

Şekil 6.6. Dökülmüş şartlardaki (a), 60 dakika (b), 150 dakika (c), 200 dakika (d) süre ile östemperlenmiş 6 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital, x400)

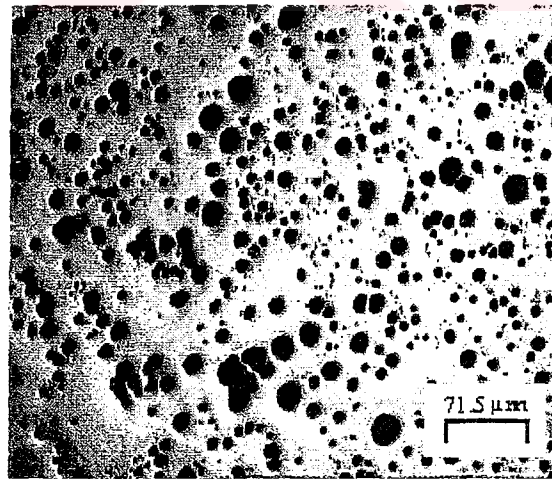
6.2. ÖKGDD’de Alaşım Elementlerinin ve Östemperleme Süresinin Grafit Küre Sayısı, Dağılımı ve Küreselleşmeye Etkileri

Östemperleme sonucunda grafit küre sayısındaki değişim Çizelge 6.1’de ve küre şeklindeki değişim ise Şekil 6.7 - 6.12’de verilmektedir. Genel olarak östemperleme süresi arttıkça küre sayısında azalma meydana gelmiştir. Östenitleme sıcaklık ve süresine bağlı olarak difüzyon artmakta ve buna bağlı olarak küre boyutları büyürken sayısında ise azalma meydana gelmektedir [32,51]. Küre sayısındaki azalma aynı zamanda östenitleme sıcaklığı ve süresine de bağımlılık göstermektedir [31,32,51].

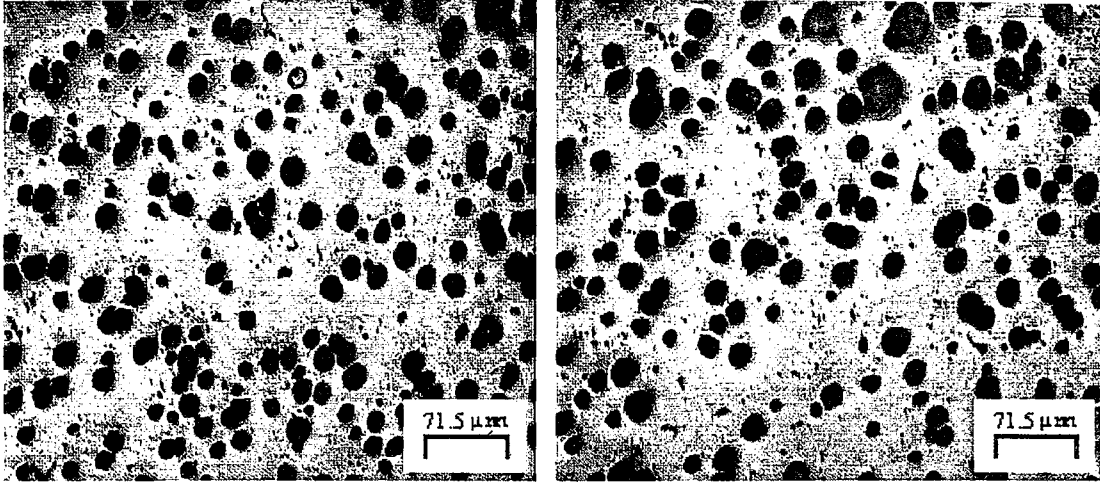
Çekme dayanımı küre sayısındaki artmaya paralel olarak artmakta, ancak darbe dayanımı azalmaktadır [31,32]. Küre sayısının yüksek olması dönüşümün hızını artırarak segregasyon oluşumunu azaltmaktadır [31,32]. Küreselliğin bozulması mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir [32].



a)



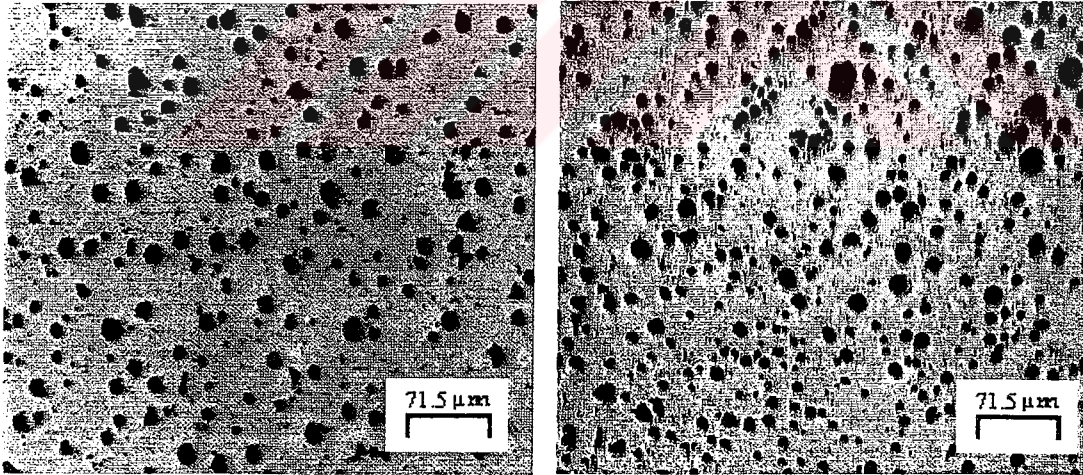
b)



c)

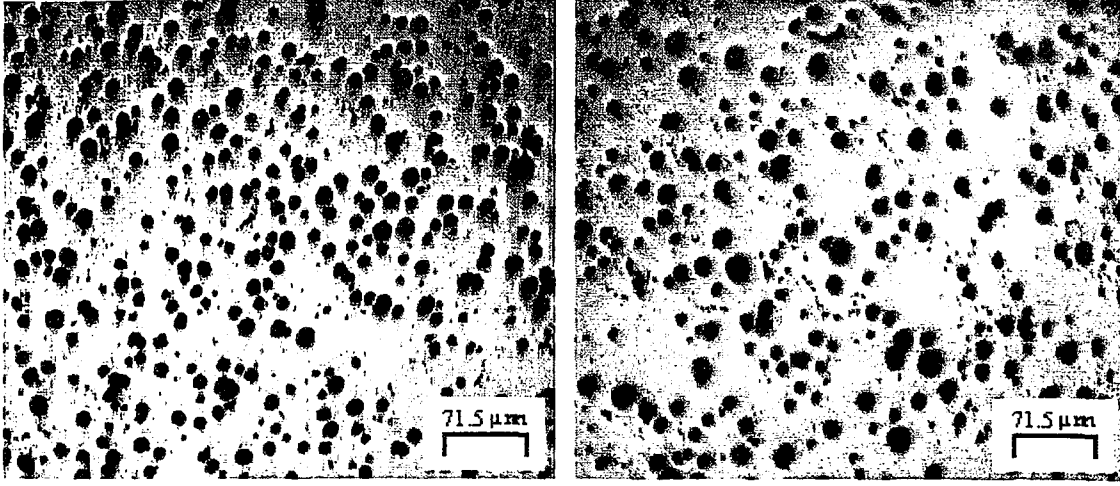
d)

Şekil 6.7. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 1% numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)



a)

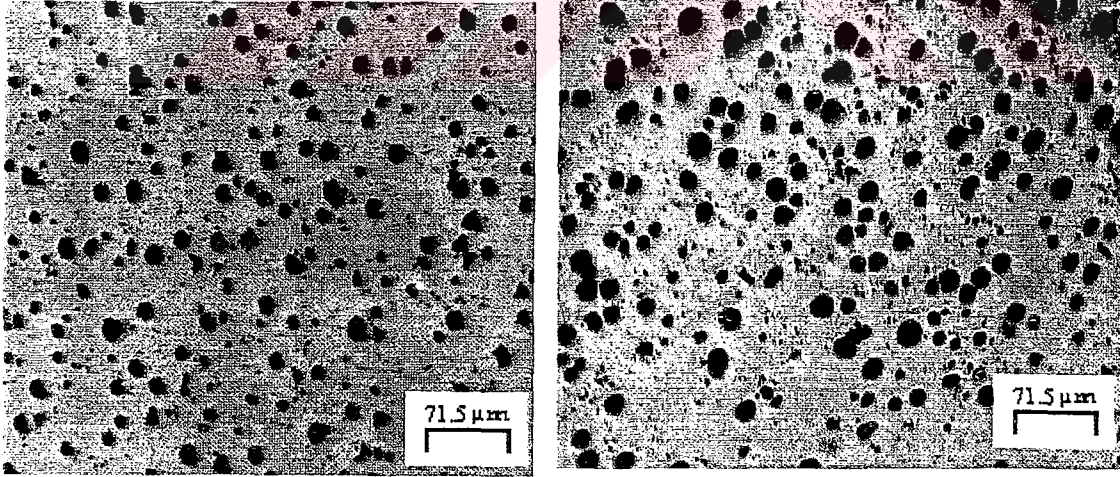
b)



c)

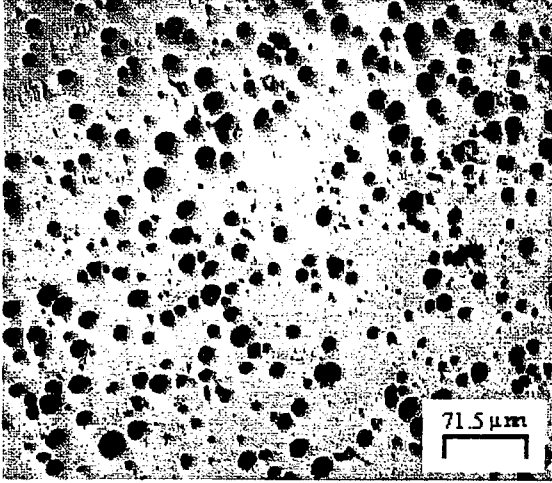
d)

Şekil 6.8. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 2 nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)

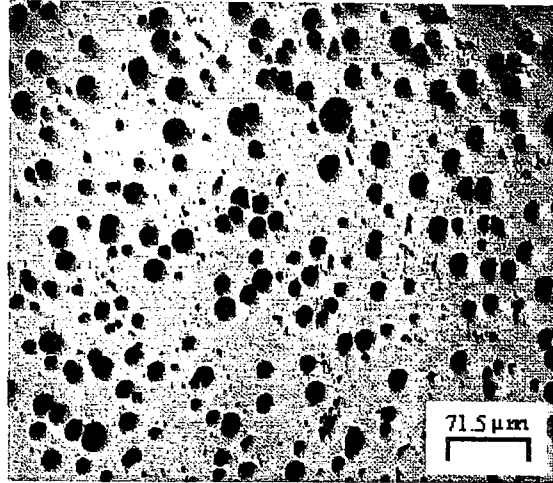


a)

b)

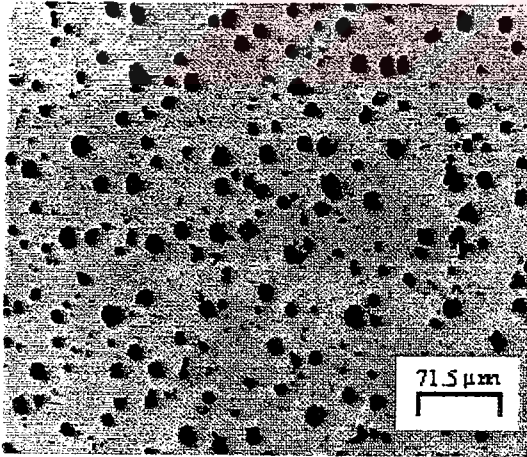


c)

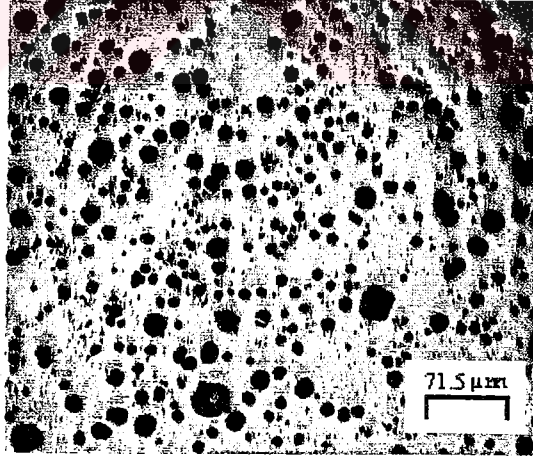


d)

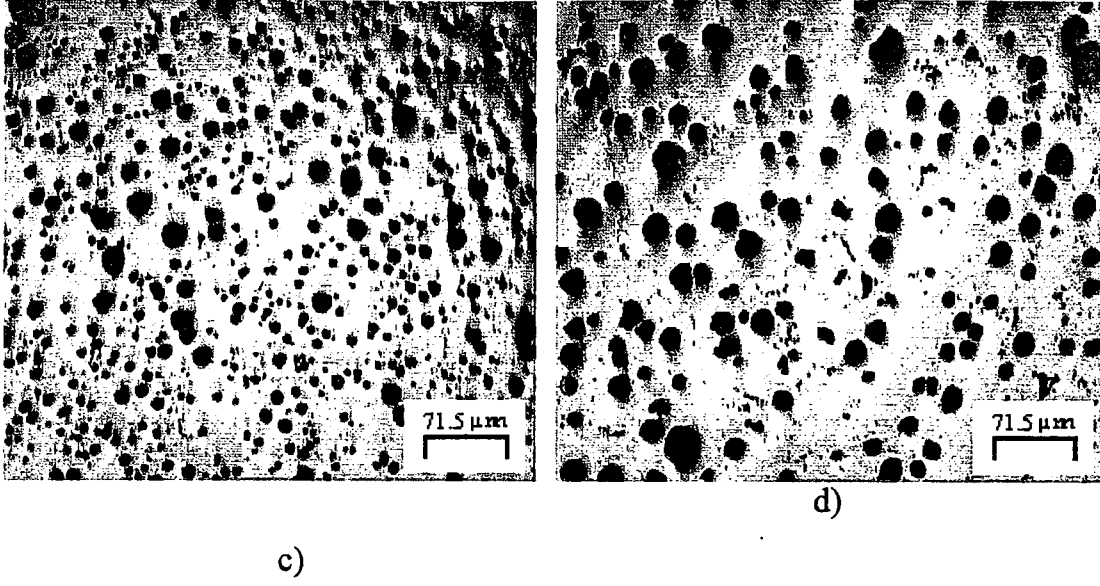
Şekil 6.9. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 3 nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)



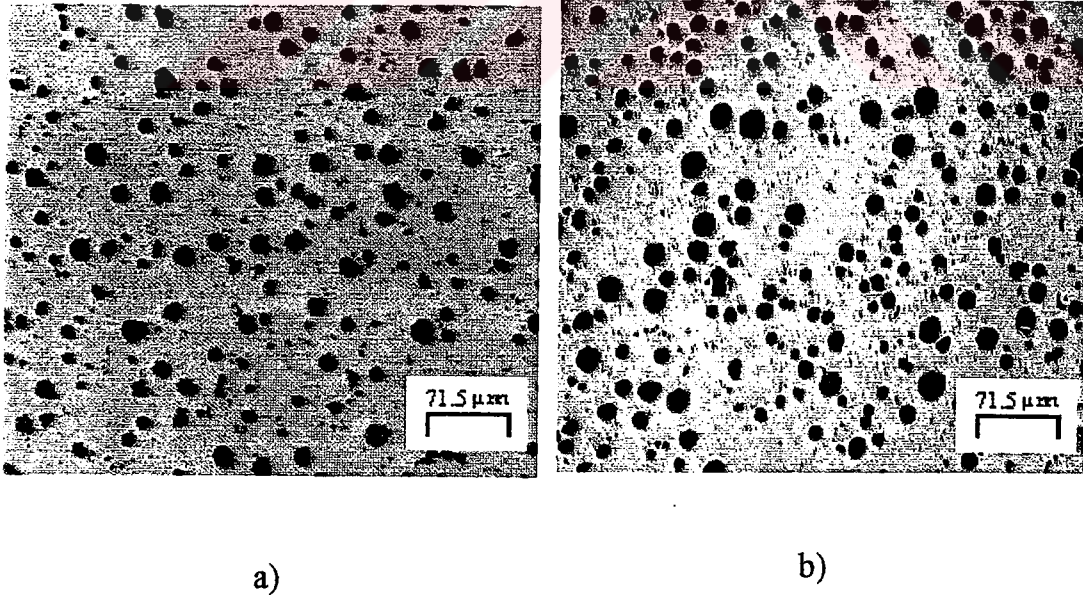
a)

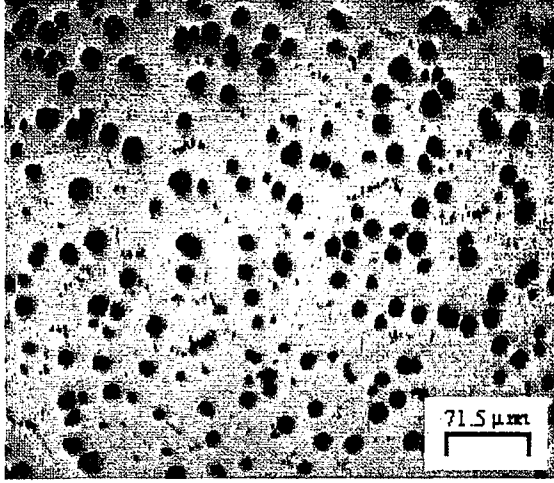


b)

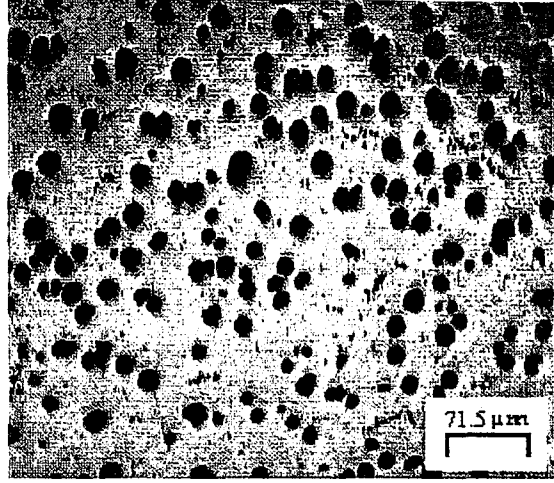


Şekil 6.10. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 4 nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)



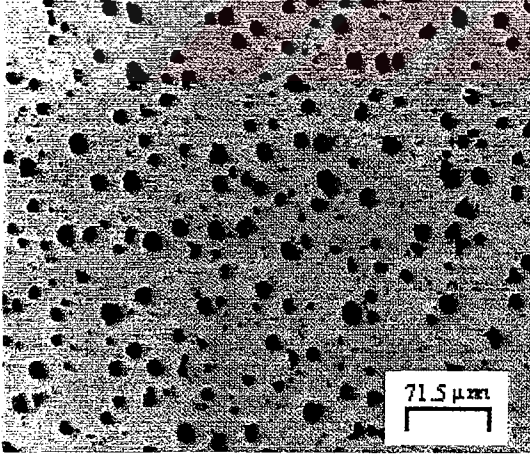


c)

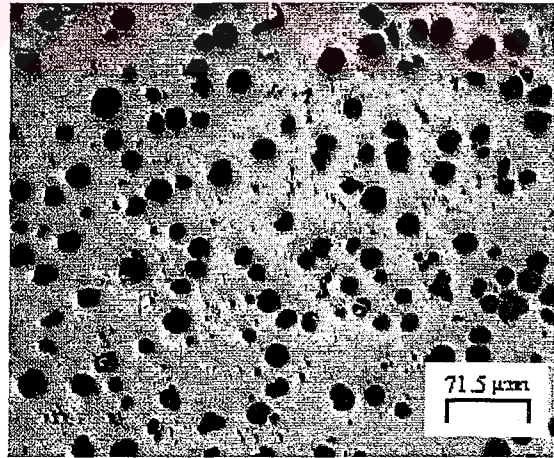


d)

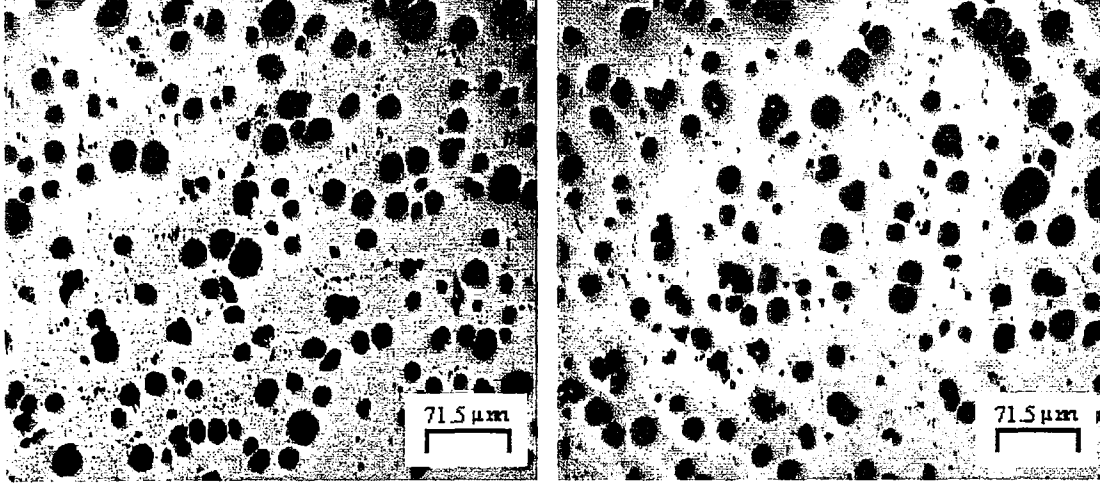
Şekil 6.11. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östempereleme sonrası 5 nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)



a)



b)



c)

d)

Şekil 6.12. Dökülmüş şartlardaki a) 60, b) 120, c) 150 ve d) 200 dakika östemperleme sonrası 6 nolu numunede grafit küreleşmesi ve dağılımı (Dağlamasız, x100)

6.3. ÖKGDD'in mekanik özelliklerine alaşım elementlerinin ve östemperleme süresinin etkileri

6.3.1. Darbe dayanımına etkileri

Numunelerin östemperleme sürelerine bağlı olarak çentiksiz darbe dayanımının değişimi Çizelge 6.2, Şekil 6.13 ve 6.14'te verilmiştir.

Çizelge 6.2. Östemperleme süresi ile çentiksiz darbe dayanımının değişimi

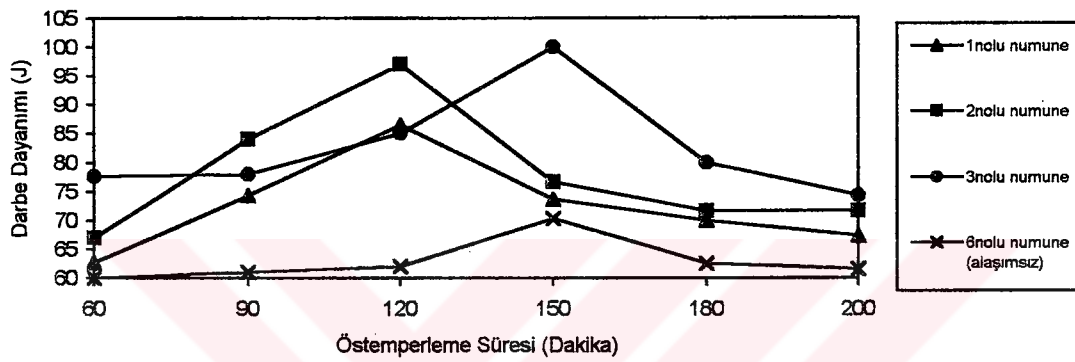
Numune no	* Dökülmüş şartlardaki Darbe dayanımı (Joule)	Östemperleme Süreleri (Dakika)					
		(A) 60	(B) 90	(C) 120	(D) 150	(E) 180	(F) 200
		* DARBE DAYANIMI (JOULE)					
1(%1.12Ni-0.6Cu)	19.5	62.66	74.33	86.5	73.63	70	67.33
2(%1Ni-%0.65Cu)	8.3	67	84	97	76.67	71.67	71.66
3(%1.03Ni-%0.7Cu)	8.83	77.6	78	85	100	80	74.33
4(%0.7Ni-%0.7Cu)	10.2	79	80	82.5	87.3	85	82
5(%0.5Ni-%0.7Cu)	8.75	71.33	80.33	81	86.66	84.3	82.33
6 (Alaşımsız)	40.7	60	61	62	70.3	65	61

* Çentiksiz Charpy Darbe Deneyi

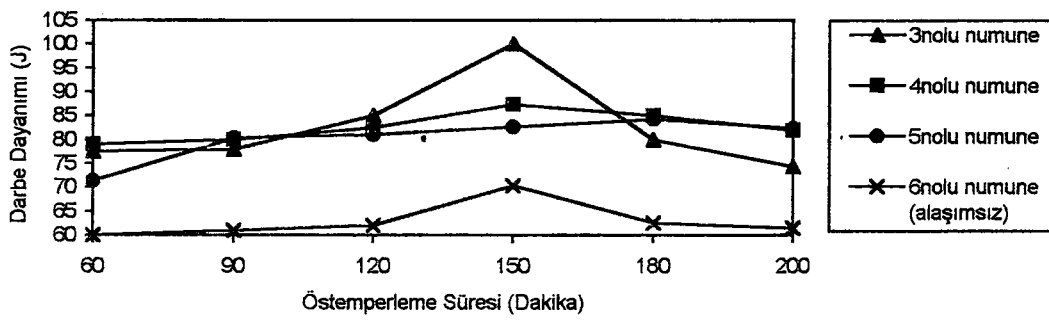
Östemperleme işlemi alaşımların darbe dayanımlarını büyük ölçüde artırmıştır. % 1.12 Ni ve % 0.6 Cu miktarına sahip 1 nolu ve % 1.12 Ni ve % 0.65 Cu'ya sahip 2 nolu numunelerde maksimum darbe dayanımına 120 dakika östemperleme sonucunda ulaşılırken, % 1.12 Ni ve % 0,7 Cu'a sahip 3 nolu numunede 150 dakika östemperleme işlemi ile elde edilmiştir. % Cu ve bekletme süresindeki artışa paralel olarak maksimum darbe dayanımı da yükselmiştir. Alaşım elementleri C difüzyonunu güçleştirmekte ve II. aşama süresini artırarak daha kararlı karbonca zengin östenit oluşumuna neden olmaktadır [24,43,59,92,95]. Maksimum darbe dayanımına II. aşama (işlem aralığı) içerisinde bir tepe noktada ulaşılmaktadır [35,39,47,64,65,75,84-86,92]. II.aşama da zaman ilerledikçe; östenit karbonca zenginleşmesi östeniti martensite dönüşemeyecek kadar kararlı hale getirdiğinden γ / α ara yüzeyinde martensit oluşumu engellenmektedir [92,95]. Bundan dolayı darbe dayanımı artmaktadır.

Cu miktarının sabit olduğu ve Ni miktarının değiştiği 3, 4 ve 5 nolu numunelerde azalan Ni miktarı ve dökülmüş durumdaki küre sayısının fazla olması 4 ve 5 nolu numunelerde darbe dayanımı da azaltmıştır. Yine Ni miktarının az olduğu 4 ve 5 nolu numunelerde maksimum darbe dayanımına 150 dakikalık östemperleme işlemi ile elde edilmiştir (Çizelge 6.2 ve Şekil 6.14). Ancak 4 ve 5 nolu

numunelerdeki Ni miktarlarının çok fazla farklı olmamasına rağmen 4 nolu numunede darbe dayanımının 5 nolu numuneye göre fazla olduğu görülmüştür. Darbe dayanımındaki bu azalmanın 5 nolu numunedeki küre sayısının daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Çizelge 6.1). Çünkü küre sayısı arttıkça çekme ve yorulma dayanımı artmakta, darbe dayanımı ise azalmaktadır [91].



Şekil 6.13. Sabit Ni (~ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki darbe dayanımının 370 °C'de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi



Şekil 6.14. Sabit Cu (% 0.7) ve farklı Ni (~ % 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki darbe dayanımının 370 °C'de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi

Östemperlenmemiş şartlarda en yüksek darbe dayanımına sahip olan 6 nolu numune (Çizelge 6.2 ve Şekil 6.13 ve 6.14), östemperleme sonucunda diğer alaşımlı numunelere göre darbe dayanımı en az artan numune olmuştur. Bu sonucun iki nedeni olabilir. Birincisi; bu numune en yüksek küre sayısına sahip olan numunelerden birisi olmasıdır. İkinci ve daha önemli neden ise alaşım elementlerinin dönüşüm kinetiği üzerine etkisinden kaynaklanabilir. Çünkü alaşımlama ile birlikte II. Aşama yada işlem aralığı (Process Window) genişlemekte [24,91,95], II. aşamanın tamamlanması ve dolayısıyla III. aşamanın başlaması geciktirilmektedir [24,91,95]. Alaşımlama yapılmaması sonucu II. aşama daha kısa süreli olması ve östenitin karbonca yeterince zenginleşememesi sonucu oluşan kararsız östenit γ / α ara yüzeyinde östenit - martensit dönüşüm şansını artıracığından darbe dayanımında azalma beklenebilir. Östemperleme süresi daha da arttığında ($> 120-150$ dakika) bütün numunelerin darbe dayanımlarında azalma görülmektedir. Bu sonuç da literatürle aynı doğrultudadır [24,91]. Uzun östemperleme sürelerinde (III. aşama) oluşumu meydana gelmektedir. Karbür oluşumu ise darbe dayanımını azaltmaktadır [24,91].

6.3.2. % 0.2 deneme (proof) akma dayanımına etkileri

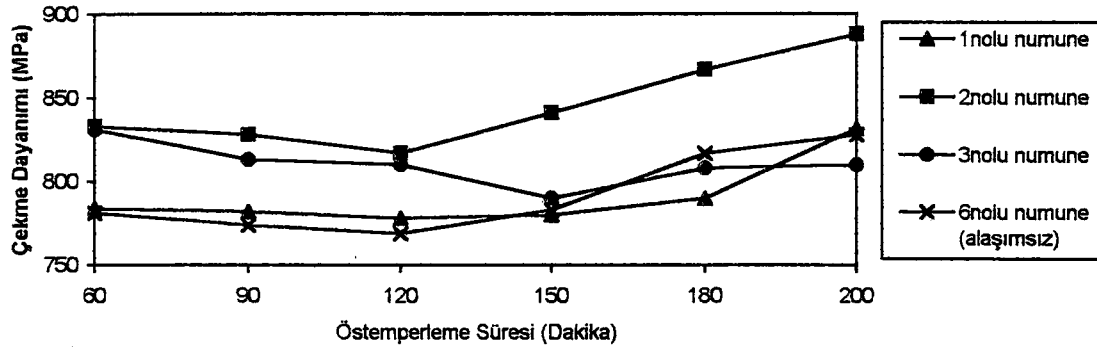
Östemperleme sürelerine bağlı olarak numunelerin % 0.2 deneme (proof) dayanımları Çizelge 6.3, Şekil 6.15 ve 6.16 verilmiştir. Östemperleme süresine bağlı olarak başlangıçta bütün numunelerde akma dayanımlarında azalma görülmektedir. Ancak östemperleme süresinin daha fazla artmasıyla birlikte akma dayanımında artış olmaktadır (Çizelge 6.3). Akma dayanımında önce azalma ve daha sonra yükselme olmasının matriste martensit oluşması ve daha sonra karbürlerin çökmesine bağlı olarak olduğu düşünülmektedir [91]. Ancak östemperleme sonucunda dökülmüş şartlardaki numunelere göre akma

dayanımında büyük artış sağlanmıştır (Çizelge 6.3, Şekil 6.15 ve 6.16). Östemperleme süresine bağlı olarak özellikle düşük küre sayısına sahip 1 ve 3 nolu numunelerde akma dayanımının küre sayısı arttıkça daha az olduğu görülmektedir (Çizelge 6.1). Çünkü küre sayısına bağlı olarak dönüşüm kinetiği artarak dönüşmemiş östenit alanı ve segregasyon azalmakta, akma ve çekme dayanımı artmaktadır [91].

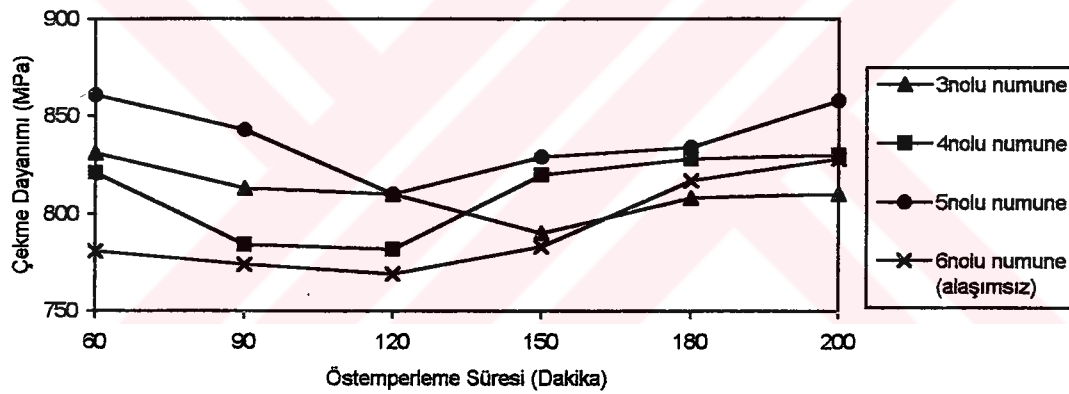
Akma dayanımları çekme dayanımları gibi östemperleme işlemi sonucunda artış göstermiştir. Ancak östemperlemenin II. aşamasında süre ilerledikçe akma dayanımı azalma göstermektedir (Çizelge 6.3). Bu azalma genel olarak bütün numunelerde 120 dakikalık östemperleme sürelerine kadar devam etmektedir. Akma dayanımındaki azalma östemperleme süresinin ilerlemesiyle birlikte yüksek karbonlu kararlı östenit miktarının artmasından kaynaklanmaktadır. [24,91,95]. Östemperleme süresinin daha fazla ilerlemesi ile (III. aşamanın başlaması) karbür oluşumuna neden olduğundan akma ve çekme dayanımı artmaktadır [24,91,95].

Çizelge 6.3. Östemperleme süresi ile % 0.2 deneme (proof) dayanımının değişimi

Numune no	Dökülmüş şartlardaki Akma dayanımı (MPa)	Östemperleme Süreleri (Dakika)					
		(A) 60	(B) 90	(C) 120	(D) 150	(E) 180	(F) 200
		AKMA DAYANIMI (MPa)					
1(%1.12Ni-0.6Cu)	501	784	782	778	780	790	832
2(%1Ni-%0.65Cu)	505	833	828	817	841	867	888
3(%1.03Ni-%0.7Cu)	512	831	813	810	790	808	810
4(%0.7Ni-%0.7Cu)	496	821	784	782	820	828	830
5(%0.5Ni-%0.7Cu)	490	861	843	810	829	834	858
6 (Alaşımsız)	443	781	774	769	783	817	828



Şekil 6.15. Sabit Ni (~ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki akma dayanımının 370 °C'de östempirleme süresine bağlı olarak değişimi



Şekil 6.16. Sabit Cu (% 0.7) ve farklı Ni (~ % 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki akma dayanımının 370 °C'de östempirleme süresine bağlı olarak değişimi

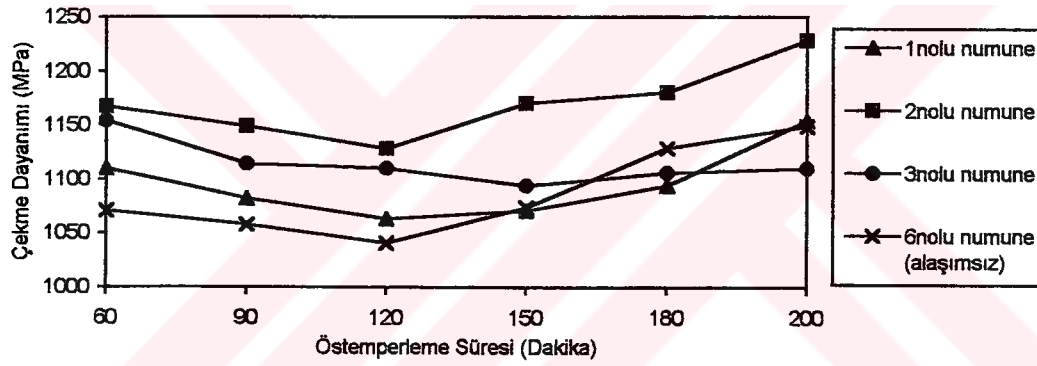
6.3.3. Çekme dayanımına etkileri

Östempereleme işlemi sonucunda bütün numunelerin çekme dayanımlarında büyük oranda artış görülmüştür (Çizelge 6.4). Sabit Ni ve farklı Cu miktarına sahip numunelerden % 0,6 Cu oranına sahip 1 nolu ve % 0.65 Cu'ya sahip 2 nolu numunelerde çekme dayanımına 120 dakika östempereleme sonucunda ulaşılırken, % 0,7 Cu'a sahip 3 nolu numunede 150 dakika östempereleme sonucunda ulaşılmıştır. % Cu ve bekletme süresindeki artışa paralel olarak maksimum çekme dayanımı da yükselmiştir. Alaşım elementleri C difüzyonunu güçleştirmekte ve II. aşama süresini artırarak daha kararlı karbonca zengin östenit oluşumuna neden olmaktadır [40,41,44,66]. Minimum çekme dayanımı II. aşama (işlem aralığı) içerisinde görülmektedir [2-5,7-10,17,23,26,28]. II.aşama da zaman ilerledikçe; östenitin karbonca zenginleşmesi östeniti martensite dönüşmeyecek kadar kararlı hale getirdiğinden γ / α ara yüzeyinde martensit oluşumu engellenmektedir [40,41].

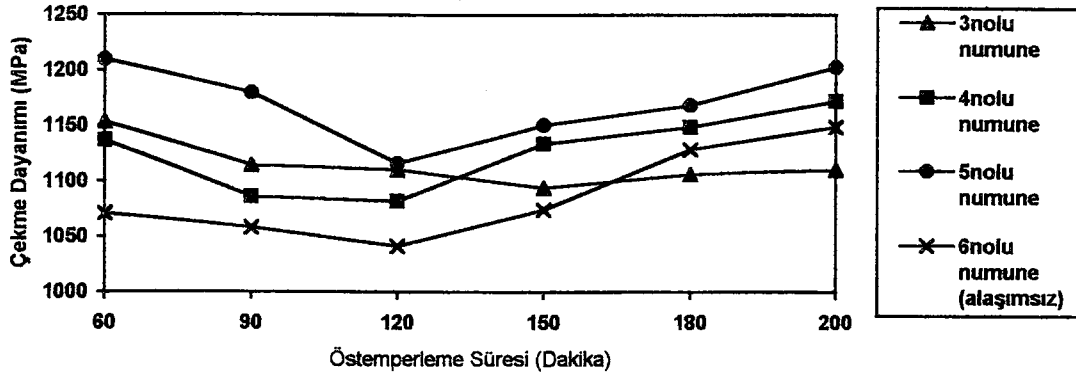
Bu durumda akma ve çekme dayanımı azalmaktadır. Cu miktarının sabit olduğu ve Ni miktarının değiştiği 3, 4 ve 5 nolu numunelerde azalan Ni miktarı ve dökülmüş durumdaki küre sayısının fazla olduğu 4 ve 5 nolu numunelerde akma ve çekme dayanımı da artmıştır. Yine Ni miktarının az olduğu 4 ve 5 nolu numunelerde minimum çekme dayanımına 120 dakikalık östemperelemenin ardından ulaşılmıştır (Çizelge 6.4, Şekil 17 ve 18). Çekme dayanımındaki bu artışın 4 ve 5 nolu numunedeki küre sayısının daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülebilir. Çünkü küre sayısı arttıkça çekme ve yorulma dayanımı artarken, darbe dayanımı azalmaktadır [39].

Çizelge 6.4. Östemperleme süresi ile çekme dayanımının değişimi

Numune no	Dökülmüş şartlardaki Çekme dayanımı (MPa)	Östemperleme Süreleri (Dakika)					
		(A) 60	(B) 90	(C) 120	(D) 150	(E) 180	(F) 200
		ÇEKME DAYANIMI (MPa)					
1(%1.12Ni-0.6Cu)	757	1110	1082	1063	1071	1094	1154
2(%1Ni-%0.65Cu)	763	1167	1149	1128	1170	1180	1186
3(%1.03Ni-%0.7Cu)	784	1154	1114	1110	1094	1106	1110
4(%0.7Ni-%0.7Cu)	729	1137	1086	1082	1134	1149	1172
5(%0.5Ni-%0.7Cu)	706	1210	1180	1116	1151	1169	1203
6 (Alaşımsız)	498	1071	1058	1041	1074	1129	1149



Şekil 6.17. Sabit Ni (~ % 1) ve farklı Cu (% 0.6, 0.65 ve 0.7) miktarına sahip 1, 2 ve 3 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki çekme dayanımının 370 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak değişimi



Şekil 6.18. Sabit Cu (% 0.7) ve farklı Ni (~ % 1, 0.7 ve 0.5) miktarına sahip 3, 4 ve 5 nolu alaşımlı ve 6 nolu alaşımsız numunelerdeki çekme dayanımının 370 °C’de östempirleme süresine bağlı olarak değişimi

6.3.4. Düzgün uzamaya etkileri

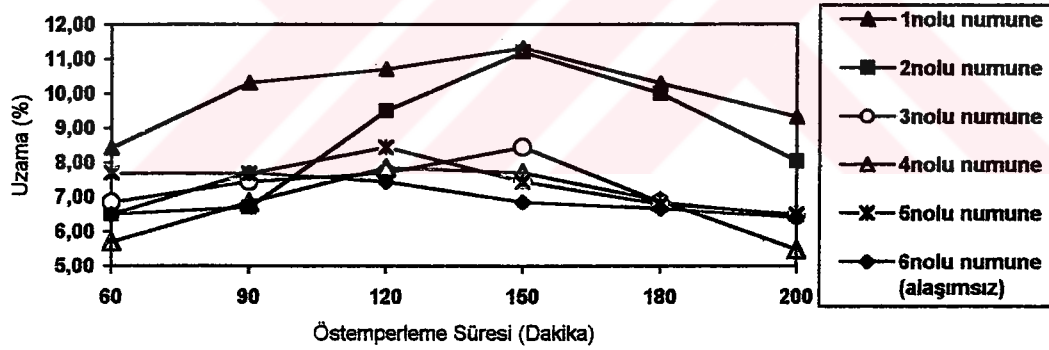
Düzgün uzama maksimum noktaya kadar olan uzamadır, ancak mevcut çalışmada maksimum noktada kopma olduğu için mevcut tartışmada düzgün uzama ele alınacaktır. Östempirleme süresine bağlı olarak numunelerin % uzamalarındaki değişim Çizelge 6.5 ile Şekil 6.19’da verilmiştir.

Östempirleme sonucunda genel olarak dökülmüş şartlardaki numunelere göre % uzama değerinde artış olmuştur. Bunun nedeni matrisi oluşturan α ve γ .k.’in miktarındaki artışın neden olduğu söylebilir. Uzamada meydana gelen bu artış, düşük sıcaklıklarda (350 °C’nin altı) yapılmış olan diğer çalışmalarla [23,41,73] kıyaslandığında 370°C’de kaba ösferritik matrisin oluşması nedeniyle daha yüksek olmaktadır. Östempirleme süresinin artmasıyla birlikte yapıda Fe_3C oluşacağına % uzamada tekrar bir azalma görülmektedir (Çizelge 6.5, Şekil 6.19). Küre sayısındaki artışa paralel olarak (Çizelge 6.1) uzama değerlerindeki

artış daha az olmuştur [91]. Östemperleme süresinin artmasıyla birlikte yapıda Fe_3C oluşacağından uzamada tekrar bir düşüş görülmektedir (Çizelge 6.5, Şekil 6.19).

Çizelge 6.5: Östemperleme süresi ile % uzamanın değişimi

Numune no	Dökülmüş şartlardaki Uzama (%)	Östemperleme Süreleri (Dakika)					
		(A) 60	(B) 90	(C) 120	(D) 150	(E) 180	(F) 200
		UZAMA (%)					
1	4.59	8.43	10.32	10.7	11.32	10.30	9.31
2	2.58	6.5	6.7	9.5	11.2	10	8.04
3	2.26	6.86	7.45	7.7	8.44	6.86	6.47
4	2.63	5.7	6.86	7.86	7.7	6.88	5.49
5	4.19	7.7	7.68	8.44	7.45	6.8	6.5
6	9.64	6.5	7.7	7.45	6.86	6.66	6.4



Şekil 6.19. 1, 2, 3, 4, 5 ve 6 nolu numunelerdeki % uzama miktarlarının östemperleme süresine bağlı olarak değişimi

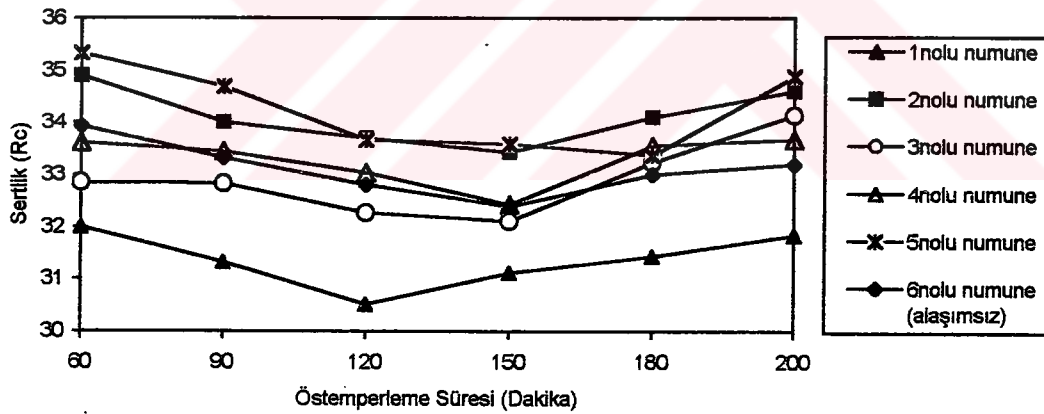
6.3.5. Sertliğe etkileri

Östemperleme süresine bağlı olarak numunenin sertliklerindeki değişim Çizelge 6.6 ile Şekil 6.20’de verilmiştir. Numunelerin sertlik değerleri arasında çok büyük farklılıkların oluşmadığı görülmektedir.

Çizelge 6.6. Östempereleme süresi ile sertliğin değişimi

Numune no	Dökülmüş şartlardaki Sertlik (Rc)	Östempereleme Süreleri (Dakika)					
		(A) 60	(B) 90	(C) 120	(D) 150	(E) 180	(F) 200
		SERTLİK (Rc)					
1	21.4	31.99	31.32	30.52	31.12	31.43	31.84
2	22.2	34.9	34	33.7	33.43	34.1	34.6
3	26.25	32.85	32.83	32.26	32.11	33.23	34.14
4	24.8	33.61	33.44	33.04	32.42	33.55	33.67
5	23.68	35.33	34.69	33.66	33.59	33.37	34.88
6	9.2	33.93	33.32	32.8	32.39	33	33.2

Bu sonuçlar, daha önceki yapılmış olan çalışmalarla kıyaslandığında bir paralellik arz etmektedir [26,40,86]. Darbe dayanımının (Çizelge 6.3, Şekil 13 ve 14) en yüksek değere ulaştığı östempereleme sürelerinde sertliğin en düşük değerlere sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 6.20. 1, 2, 3, 4, 5 ve 6 nolu numunelerdeki sertliklerin östempereleme süresine bağlı olarak değişimi

Östempereleme süresindeki artışa paralel olarak bütün numunelerde sertlik değerlerinde azalma olmuştur. Ancak sürenin daha fazla ilerlemesi ile tahmini olarak III. aşamanın başlamasıyla birlikte sertlikte tekrar artış görülmektedir

(Çizelge 6.6, Şekil 6.20). Östemperleme ısı işleminin sonucunda darbe dayanımında olduğu gibi sertlik değeri de artış olmuştur. Bunun nedeni matrisi oluşturan γ 'in çözüldürdüğü C miktarındaki artışa paralel olarak sertliğin yükselmesine atfedilebilir [90,115,119]. Sertlikteki bu artış, düşük sıcaklıklarda yapılmış olan diğer çalışmalarla [42,83,119] kıyaslandığında 370°C 'de kaba ösferritik matrisin oluşması nedeniyle daha düşük olmaktadır. Östemperleme süresinin artmasıyla birlikte yapıda Fe_3C oluşacağına sertlikte tekrar bir artış görülmektedir (Çizelge 6.6, Şekil 6.20). Mn ve Mo miktarındaki ve östemperleme süresindeki artmaya paralel olarak hücreler arası segregasyona bağlı olarak oluşan karbürler ve martensitin oluşum riski artmaktadır. Bunun sonucu olarak sertlikte yükselme meydana gelmektedir. Bu nedenle bu tür elementlerinin miktarının kontrolü önem taşımaktadır [83].

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Dökülmüş şartlardaki numunelerde;

- 1) % Ni ve Cu miktarının artmasıyla birlikte perlit hacim oranı artmaktadır. Ancak Cu, Ni'e göre perlit oluşumunda daha etkilidir.
- 3) Genel olarak perlit hacim oranı arttıkça sertlik ve dayanım yükselirken % uzama miktarı ve darbe dayanımı azalmaktadır.
- 4) Yaklaşık aynı miktarda perlite sahip numunelerde darbe dayanımı üzerinde birim alana düşen küre sayısı etkili olmaktadır.

Östemperlenmiş numunelerde;

- 1) Östemperleme süresi arttıkça genel olarak ferrit ve yüksek karbonlu östenit miktarı artarken dönüşmemiş östenit miktarı azalmakta darbe dayanımı ve uzama artmakta, ancak çekme ve akma dayanımı ile ve sertlik azalmaktadır. Ancak daha uzun östemperleme sürelerinde (150 dakika) karbür oluşumu nedeniyle sertlik ile çekme ve akma dayanımı artmaktadır.
- 2) Östemperleme süresine bağlı olarak darbe dayanımının artmasında % Cu miktarının % Ni miktarına göre daha etkili olduğu görülmüştür. % Cu miktarı arttıkça darbe dayanımı artmaktadır.
- 3) Östemperleme süresi arttıkça birim alana düşen küre sayısı azalırken küre boyutları büyümektedir.
- 4) Ni miktarının az olduğu numunelerde maksimum darbe dayanımına daha uzun östemperleme sürelerinde ulaşılmaktadır.

7.2. Öneriler

- 1) Özellikle uzun östemperleme sürelerinde optik mikroskopta gözlenemeyen mikroyapıda meydana gelen değişimlerin (arayüzeyde α/γ martensit, segregasyon ve karbür oluşumu gibi) incelenebilmesi açısından SEM, TEM, X-Işını kırınımı çalışmaları gerekmektedir.



KAYNAKLAR

1. S.İzgiz, Küresel Grafitli Dökme Demir, **SEGEM Yayını**, ANKARA, 1986
2. F.Gül, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, ANKARA, 1989
3. S.I Karsay, "Ductile Iron" Production Practices, **American Foundrymen's Society.Inc.**, 1985.
4. G.M Goodrich, D.P.Jones, , **AFS Transactions**, 93-224, pp: 213-224, 1993
5. N.Fatahalla, , **Journal of Material Science**, v.31, pp: 4933-4937, 1996
6. Stefanescu, D.M and others, **AFS Transactions**, 85-135, pp: 835-848, 1985
7. R. Elliott, Cast Iron Technology, **Butterworth**, LONDON, 1990
8. Ferizoğlu, M.T., "Küresel Grafitli Dökme Demirde Kaliteye Etki Eden Bazı Parametreler" **Metalurji Dergisi**, sayı:75, s:53-56, 1988
9. S.K.Yu; C.R. Loper Jr; H.H. Cornell, **AFS Transactions**, 86-97, pp: 557-576, 1986
10. S.I Karsay, "Ductile Iron" Production, **Quebec Iron and Titanium Corp.**, 1976
11. Mülazimoğlu, M.H., Yang, Y.M., Wallace, J.F, **AFS Transaction** , pp: 627-650
12. Blackman, T.N., **AFS Transactions** 89-10, p. 213-224
13. D.L Crews , R Carlon , J Goudzwaard, **AFS Molten Metal Processing**, USA, 1974
14. D. Venugopalan, A. Alagarmsay, **AFS Transactions**, 90-122, pp: 395-400, 1990
15. L. Guerin, M. Gagne, **The Foundryman**, v.5, n.7, pp: 336-344, 1987

16. D. Venugopalan, **AFS Transactions**, 89-43, pp: 271-276
17. J.H Doubrava, and others, **AFS Transactions**, 81-48, pp: 229-250
18. J.F Wallace, and others, **AFS Transactions**, 85-134, pp: 813-834
19. Z. Zhang, and others, **Materials Science and Tech.**, v.5, July 1989 p: 657-664
20. M. Wessen, I.L. Svensson, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27A, August 1996, pp: 2209-2220
21. X. Gu and D. M. Stefanescu, **AFS Transactions**, 97-81, p. 533-543
22. L.C. Chang "Carbon Content Of Austenite In Austempered Ductile Iron"
Department of Mechanical Engineering, **Scripta Materialia**, Vol : 39, No: 1, 1998, pp: 35-38
23. Kathy L. Hayrynen, "Another Avenue for Ductile Iron Foundries",
Austempered ductile iron presents a horizon of opportunities for foundries
Modern Casting Oct. 98, pp: 28-30
24. J. Mallia, M.Grech, and R. E. Smallman "Effect of silicon content on
transformation kinetics of austempered ductile iron" **Materials Science and
Technology** May 1998 Vol: 14, pp: 452-460
25. T.S. Shih , C.K. Lin , H.Z. Twan, "Mechanical Properties of Various-Section
ADIs", **AFS Transactions**, 97-26 pp: 367 – 376
26. M. Nili Ahmadabadi, B. Abassi Khazai, M. Bahmani, "Effect of
Austempering Variables on the Mechanical Properties of Ni – Mn – Cu
ADP" **AFS Transactions** 97-74, pp: 501-505
27. J.M. Massone, R.E. Boeri, J.A. Sikora, "Decomposition of High-Carbon
Austenite in ADI", **AFS Transactions**. 96-148 p: 133-137
28. T.S. Shih , S.Y. Chau , C.H. Chang, "Optimization of Austenitizing
Treatment of Austempered Ductile Irons", **AFS Transactions** 96-72, p: 557-
564

29. Toshiro Kobayashi and Shinya Yamada , “Effect of Holding Time in the ($\alpha+\gamma$) Temperature Range on Toughness of Specially Austempered Ductile Iron”, **Metallurgical and Materials Transactions A** Vol: 27A, July 1996, p:1961-1971
30. M. Yan , W. Z. Zhu, “Morphology of bainitic platelets of austempered ductile iron and their effects on mechanical properties” **Journal of Materials Letters** (1996), Jun 15. V.15. n. 12, p:1044-1047
31. G. Nadkarni, A. H. Behraves, R. D. Warda, K.G. Davis, M. Sahoo, “Low-Carbon Eguivalent Austempered Ductile Irons”, **AFS Transactions** 95-45 p: 93-101
32. K. L. Hayrynen, S.M. Loftus, R .L. May, D.J. Moore, K.B. Rudman, “Microstructural Study of Ausformed – Austempered Ductile Iron”, **AFS Transactions** 95-51, p: 157-163
33. D. Krishnaraj, S. Seshan, Influence of Austempering Variables on the Structure and Properties of Unalloyed ADI.. **AFS Transactions.**, 95-119 p: 767-776
34. I. Gutierrez, J. Aranzabal, F. Castro, and J.J. Urcola, “Homogeneous Formation of Epsilon Carbides Within the Austenite during the Isothermal Transformation of a Ductile Iron at 410°C”, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol: 26A, May 1995, p: 1045-1060
35. C. S. Shieh, T. S. Lui and L. H. Chen., “Tensile Characteristics of Austempered Ductile Cast Iron in the Temperature Regime of 300 K to 693 K”, **Materials Transactions, JIM**, Vol: 36, No: 5 (1995), pp: 620 – 625
36. Yan Mi., “Effect Of Cu, Mo, Si On the Content Of Retained Austenite Of Austempered Ductile Iron”, **Scripta Metallurgica at Materialla**. Vol: 32, No: 9-1995, pp: 1313-1317
37. B. Y. Lin, E. T. Chen, T. S. Lei., The Effect Of Alloy Elements On The Microstructure And Properties Of Austempered Ductile Irons. **Scripta Metallurgica at Materialla**. Vol: 32, No: 9.,pp:1363-1367-1995

38. Kathy L. Hayrynen, "ADI: Another Avenue for Ductile Iron Foundries", Still only in its adolescent years, austempered ductile iron presents a horizon of opportunities for foundries, **Modern Casting** / August 1995, p:35-37
39. C.H. Chang, T.S. Shih., "Study on Isothermal Transformation of Austempered Ductile Iron", **AFS Transactions** 94-119, p: 357-365
40. J. Aranzabal, I. Gutierrez and J. J. Urcola., "Influence of Heat Treatments on Microstructure of Austempered Ductile Iron", **Materials Science and Technology** August 1994 Vol: 10, p:728-737
41. M. Bahmani and R. Elliott., Effects of Pearlite Formation on Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. **Materials Science and Technology** December 1994 Vol: 10 , p:1068-1072
42. T. S. Shih, C. H. Chang, Z. D. Ou., Mechanical Properties and Microstructures of Copper Alloyed ADI. **AFS Transactions**, 93 –71 p: 791-808
43. C. S. Shieh, T. A. Din, T. S. Lui, L. H. Chen. , "Effect of Nodule Size and Silicon Content on Tensile Deformation Behavior of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron at Elevated Temperatures", **AFS Transactions** 93-133 p: 365-371
44. K. Shimizu, T. Noguchi, S. Doi., "Basic Study on the Erosive Wear of Austempered Ductile Iron", **AFS Transactions** 93-78 p: 225-229
45. B. V. Kovacs., "Prediction of Strength Properties in ADI Through Acoustical Measurements", **AFS Transactions** 93-80, p: 37-42
46. K. L. Hayrynen, D. J. Moore, K. B. Rundman., "More About the Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI", **AFS Transactions** 93-127 p: 119-130
47. C. R. F. Azevedo, A. A. Garboggini, and A. P. Tschipitschin. " Effect of austenite grain refinement on morphology of product of bainitic reaction in austempered ductile iron" **Materials Science and Technology** August 1993 Vol : 9, p.705-710

48. D. Krishnaraj, H. N. L. Narasimhan, S. Seshan “ Structure and Properties of ADI as Affected by Low Alloy Additions” **AFS Transactions** 92-100 p: 105-112
49. K. P. Jen, J. Wu, S. Kim “ Study of Fracture and Fatigue Behavior of Austempered Ductile Iron” **AFS Transactions** 92-133 p: 833-846
50. H. Era, K. Kishitake, K. Nagai, and Z. Z. Zhang “ Elastic modulus and continuous yielding behaviour of ferritic spheroidal graphite cast iron” **Materials Science and Technology** March 1992 Vol : 8, p: 257-261
51. L. Sidjanin and R. E. Smallman “ Metallography of bainitic transformation in austempered ductile iron”. **Materials Science and Technology** December 1992 Vol: 8, p: 1095-1103
52. Yuichi Tanaka and Hidehiko Kage “ Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron” **Materials Transactions, JIM**, Vol : 33, No : 6 (1992), pp : 543 – 557
53. T. S. Shih, C. S. Chang, L. Z. Hwang “ Mechanical Properties and Microstructures of Austempered Alloyed Ductile Irons”. **AFS Transactions**. 93-71 p: 857-872
54. B. Kovacs “ Heat Treating of Austempered Ductile Iron”. **AFS Transactions**. 91-75 p: 281-286
55. G. P. Faubert, D. J. Moore, K. B. Rundman, “Heavy – Section ADI: Tensile Properties in the As – Cast and Austempered Condition”, **AFS Transactions**. 91-109, p: 551-561
56. T. S. Shih, P. Y. Lin, C. H. Chang “ A Study of the Austempering of a Ni–Cu Alloyed Ductile Iron”, **AFS Transactions** 90-142, p: 609-630
57. K. L. Hayrynen, D. J. Moore, K. B. Rundman. “Tensile Properties and Microstructure of a Clean Austempered Ductile Iron” **AFS Transactions** 90-127 p:471-476
58. M. Grech, “ Influence of Austempering Temperature on the Characteristics of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni”. **AFS Transactions** 90-160 p: 345-352

59. E. Dorazil, T. Podrabsky, J. Svejcar. "Micro-Inhomogeneity of Low-Alloy Austempered Ductile Cast Iron Matrix". **AFS Transactions**. 90-13, pp: 765-774
60. M. Grech, J. M. Young. "Effect of austenitising temperature on tensile properties of Cu-Ni austempered ductile iron". **Materials Science and Technology** May 1990 Vol : 6
61. R. K. Buhr, G. Morin. "Effects of Certain Residual Elements on Austempered Ductile Iron", **AFS Transactions** 89-134, p: 685-688
62. Nişan Sönmez " Küresel Grafitli Dökme Demirde Arakademe Islahı". **Metalurji Dergisi** 55 / 30.
63. Y. J. Park and others, "Monitoring the Bainite Reaction During Austempering of Ductile Iron and High Silicon Cast Steel by Resistivity Measurement" **AFS Transactions** 87-97 p: 411-416
64. T. N. Rouns, K. B. Rundman. "Constitution of and Kinetics of Austempered Ductile Iron Austempering" **AFS Transactions** 87-116, p: 851-874
65. M. Gagne, "Effect of Mn and Si on the Quality Heavy Section ADI Castings" **AFS Transactions**. 87-70, p: 523-532
66. R. Viau, M. Gagne, R. Thibau. "CuNi Alloyed Austempered Ductile Irons" **AFS Transactions** 87-77, p: 171-178
67. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi. "Trip and its Kinetic Aspects in Austempered 0.4 C - 1.5 Si - 0.8 Mn Steel" **Scripta Metallurgica** Vol : 21, 1987, pp : 1301- 1306
68. D. Krishnaraj, V. S. R. Murthy and S. Seshan. "Studies on thin sectioned bainitic Ductile Irons", **The British Foundryman** Vol : 80 July 1987, p:295-300
69. H. L. Morgan, "Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons", **The British Foundryman** Vol:80,1987, p:98-107

70. A. Özel., Y. Yalçın ve Ş. Ergin Kısakürek, GGG 40 sınıfı KGDD'lerde östemperleme ısıl işleminin darbe direnci ve darbe geçiş sıcaklığına etkisinin incelenmesi, **7. Metalurji Kongresi**, s:15-21
71. A. Özel., Ş. Ergin Kısakürek, KGDD'lerde östemperleme ısıl işleminin darbe direnci sertlik üzerine olan etkisinin incelenmesi ,**6. Metalurji Kongresi**, s:428-442
72. H.Akbulut, Ş E. Kısakürek, ÖKDD'lerde mikroyapı-darbe enerjisi ve sertlik ilişkisi, **6. Metalurji Kongresi**, s:457-470
73. T. Kobayashi and H. Yamamoto, "Development of High Toughness in Austempered Type Ductile Cast Iron and Evaluation of Its Properties", **Metalurgical Transactions A**, Vol. 19A, February 1988, p:319-327
74. M. Çörtelek, "ÖKGDD'ler ve Ticari Uygulamaları", **Metalurji Dergisi** 63, Ağustos 89, s:22-36
75. B. Çoban, "Osmenevişli yumru grafitli dökme demirlerin dişli üretiminde kullanımı", **Metalurji Dergisi**, s:30-37
76. A. Türk, Ş.E. Kısakürek, ÖKGDD'lerde darbe enerjisi – yapı ilişkisi, **6. Metalurji Kongresi**, s:443-456
77. Anon, Ductile iron foundries, Upping profits without increasing tonnage or equipment, **Modern Casting**, August 1997, p:448-451
78. J.E. Bevan, W.G. Scholz, "Effects of Mo on Transformation Characteristics and Properties of High-Strength Ductile Irons", **AFS Transactions** 77-70, p:271-276
79. M. Johansson, "Austenitic-Bainitic Ductile Iron", **AFS Transactions** 77-73, p.117-122
80. R.C. Voigt, "Microstructural analysis of ADCI using the scanning electron microscope", **AFS Transactions** 83-89, p:253-262
81. B. R. Krohn, "ADI emerging as a structural material", **Modern Casting** July 1984, p:26-30

82. Y.J. Park and others, "Continuous cooling transformation and austempering behavior of Cu-Mo Ductile Irons", **AFS Transactions** 84-153, p:395-400
83. T.N. Rouns and others, "On the structure and properties of Austempered Ductile Cast Iron", **AFS Transactions** 84-121, p:815-840
84. Anon, Point of View, ADI: Beyond the Metallurgical Mystique, **Modern Casting** January 1985, p:34-36
85. S. K. Yu and others, "The effect of Mo, Cu and Ni on the microstructure, hardness, and hardenability of Ductile Cast Irons", **AFS Transactions** 86-97, p:557-576
86. Vjekoslav Franetovic, Michael M. Shea and Edward F. Ryntz, "Transmission Electron Microscopy Study of Austempered Nodular Iron : Influence of Silicon Content, Austenitizing Time and Austempering Temperature" **Materials Science and Engineering** , 96 (1987), pp: 231-245
87. M.M. Shea, E.F. Ryntz, "Austempering Nodular Iron for Optimum Toughness". **AFS Transactions** 86-125, pp: 683-688
88. D.J. Moore, T. N. Rouns, K. B. Rundman, "Effect of Manganese on Structure and Properties of Austempered Ductile Iron : A Processing Window Concept". **AFS Transactions** 86-48, pp: 255-264
89. W. J. Dubensky, K. B. Rundman, " An Electron Microscope Study of Carbide Formation in Austempered Ductile Iron" **AFS Transactions** 85-64, p: 389- 394
90. M. Gagne, " The Influence of Manganese and Silicon on the Microstructure and Tensile Properties of Austempered Ductile Iron". **AFS Transactions** 85-133, pp: 801-812
91. D.J. Moore, T. N. Rouns, K. B. Rundman, "Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron". **AFS Transactions** 85-103, pp: 705- 718
92. J. F. Janowak, P. A. Morton, " A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1.5 % Ni - 0.3 % Mo Ductile Iron" **AFS Transactions** 84-120, pp: 489-498
93. J. F. Janowak, R. B. Gundlach, " Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering" **AFS Transactions** 83-54, pp: 377-388

94. Yalçın Y., Özel A., Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir-
ÖKGDD –Austempered Ductile Iron ADI, Metalurji Dergisi, v.23, sayı:119,
sayfa:15-19, 1999



ÖZGEÇMİŞ

1972 yılında Samsun ili Beylik Köyü'nde doğdu. İlkokulu doğduğu yerde, orta ve lise eğitimini Samsun da tamamladı. 1990-92 dönemlerinde İTÜ Sakarya Meslek Yüksek Okulu Döküm programını bitirdi. Daha sonra 1992-96 dönemlerinde Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Döküm Öğretmenliği programını bitirmiştir. Evli ve halen bu birimde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır. Yabancı dili İngilizce'dir.



ÖZGEÇMİŞ

1972 yılında Samsun ili Beylik Köyünde doğdu. İlkokulu doğduğu yerde, ortaokulu ve lise eğitimini Samsun'da tamamladı. 1990–92 dönemlerinde İTÜ Sakarya Meslek Yüksek Okulunu bitirdi. Daha sonra 1992–1996 dönemlerinde Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Döküm Öğretmenliği Programını bitirmiştir. Evli ve halen bu birimde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır. Yabancı dili İngilizce'dir.

