

155958

**KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE KISMİ
ÖSTENİTLEME VE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİNİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Volkan KILIÇLI

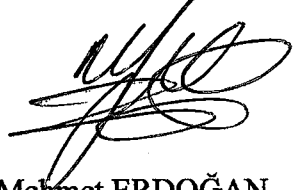
**YÜKSEK LİSANS TEZİ
(METAL EĞİTİMİ)**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Temmuz 2004

ANKARA

Volkan KILIÇLI tarafından hazırlanan KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE KISMİ ÖSTENİTLEME VE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.



Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN
Tez Yöneticisi

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

Başkan:

: Prof. Dr. Yusuf SAHİN

Üye

: Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Üye

: Yard. Doç. Dr. Kadir KOLATEPE

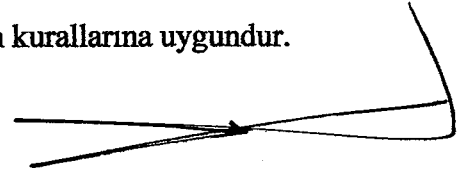
Üye

: _____

Üye

: _____

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



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	v
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vii
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER(KGDD).....	3
2.1. Türleri.....	3
2.1.1. Mikroyapıya yapıya göre.....	3
2.1.2. Standartlara göre.....	4
2.2. Mekanik Özellikleri.....	5
2.3. Fiziksel Özellikleri.....	7
2.4. Uygulanan Isıl İşlemler.....	8
2.4.1. Tam tavlama.....	9
2.4.2. Normalleştirme.....	10
2.4.3. Gerilim giderme.....	10
2.4.4. Su verme ve temperleme.....	11
2.4.5. Östemperleme ısııl işlemi.....	12
2.4.6. Östemperleme dönüşüm aşamaları.....	14
2.5.Östemperleme Isıl İşlemini Etkileyen Faktörler.....	17
2.5.1. Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkileri.....	19

2.5.2. Östemperleme sıcaklık ve süresinin etkileri.....	19
2.6. Alaşım Elementlerinin Etkileri	22
2.6.1. C'nun etkileri.....	23
2.6.2. Si'un etkileri	23
2.6.3. Mn'in etkileri.....	24
2.6.4. Mo'in etkileri.....	24
2.6.5. Ni'in etkileri	25
2.6.6. Cu'in etkileri	25
2.7. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Kullanım Alanları.....	25
3. ÇİFT FAZLI MATRİS YAPIYA SAHİP KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER(ÇFMKGDD)	27
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	40
4.1. Döküm İşlemi	40
4.2. Isıl İşlemler.....	43
4.2.1. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi.....	43
4.2.2. Kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapılarının oluşturulması.....	44
4.2.3. Östemperleme	44
4.2.4.Çekme numunelerine uygulanan ısıl işlemler	45
4.3. Numune Kodları ve Tanımlanması	46
4.4. Metalografik Çalışmalar.....	47
4.5. Çekme Deneyi	48
4.6. Sertlik Deneyi.....	49
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	50
5.1.Metalografik Çalışma Sonuçları.....	50

5.1.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı.....	50
5.1.2. Kritik tavlama sıcaklıklarında tavllanmış ve su verilmiş numunelerin mikroyapıları	50
5.1.3. Kritik tavlama sıcaklıklarında tavllanmış ve östemperlenmiş numunelerin mikroyapıları.....	52
5.1.4. Geleneksel (900 °C' de tavlama + östemperleme) östemperlenmiş numunelerin mikroyapıları.....	66
5.2. Nicel Metalografi Sonuçları	70
5.2.1. Dökülmüş haldeki malzeme	71
5.2.2. Kritik tavlama sıcaklığının martensit hacim oranına etkisi.....	71
5.2.3. Farklı kritik sıcaklıklardan soğutulmuş numunelerin mikroyapı haritaları	72
5.2.4. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit ve yeni ferrit hacim oranı üzerine etkileri.....	75
5.2.5. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit koloni boyutu üzerine etkisi.....	76
5.2.6. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit ve yeni ferritin dönüşüm oranları üzerine etkileri	77
5.3. Östemperleme Süresinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi.....	79
5.3.1. Östemperleme süresinin % 0,2 deneme akma ve çekme dayanımına etkisi.....	80
5.3.2. Östemperleme süresinin toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi.....	84
5.3.3. Östemperleme süresinin sertliğe etkisi.....	88
5.4. Ösferrit Hacim Oranının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi	91
5.4.1. Ösferrit hacim oranının % 0,2 deneme akma ve çekme dayanımına etkisi.....	91
5.4.2. Ösferrit hacim oranının toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi.....	93
5.4.3. Ösferrit hacim oranının sertliğe etkisi	94

5.5. Ösferrit Koloni Boyutunun Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi	95
5.5.1. Ösferrit koloni boyutunun % 0,2 deneme akma ve çekme dayanımına etkisi	95
5.5.2. Ösferrit koloni boyutunun toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi	97
5.5.3. Ösferrit koloni boyutunun sertliğe etkisi.....	98
5.6. Çift Fazlı Matris Yapıya Sahip Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Çekme-Kırılma Davranışları	100
5.6.1. Dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirin çekme-kırılma özellikleri	100
5.6.2. Kritik tavlama sıcaklıklarından östemperlenmiş numunelerin çekme-kırılma özellikleri	101
5.6.3. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin çekme-kırılma özellikleri.....	103
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	104
6.1. Sonuçlar.....	104
6.2. Öneriler.....	107
KAYNAKLAR	108
ÖZGEÇMİŞ	116

**KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE KISMİ ÖSTENİTLEME VE
ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİ
(Yüksek Lisans Tezi)**

Volkan KILIÇLI

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Temmuz 2004**

ÖZET

Bu çalışmada, kritik sıcaklıklardan östemperlemenin alaşımsız küresel grafitli dökme demirin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla %3,50 C, %2,63 Si, %0,318 Mn, %0,0471 Mg, %0,019 P ve %0,009 S içeren ferritik küresel grafitli dökme demir, 795 °C, 805 °C ve 815 °C kritik sıcaklıklarda 20 dk tavlamanın ardından 365 °C’de 30, 60, 90, 120, 150 ve 180 dk süre ile östemperlenmiştir. İnce ösferritik morfolojiye sahip numuneler elde etmek amacıyla bir grup numuneler 900 °C’ den su verilmiş ve daha sonra kritik tavlama sıcaklıklarından östemperlenmiştir. Mekanik özellikleri karşılaştırma amacıyla bir grup numuneler geleneksel olarak östemperlenmiştir (900 °C’ de tavlama+365 °C’ de farklı sürelerde östemperleme). Sonuçlar artan kritik tavlama sıcaklığı ile birlikte ösferrit hacim oranının arttığını göstermiştir. Ösferrit hacim oranı artışı ile akma ve çekme dayanımı artmış, % uzama ve kesit alanı daralmasının azalmıştır. Ancak kaba ösferritik yapıya sahip numunelerde, çekme özelliklerindeki bu değişim ince ösferritik yapıya sahip numunelere göre daha az olmuştur. Kritik sıcaklıklarından östemperlenmiş(kaba ösferrit morfolojisine sahip) numunelerde, yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) fazının varlığı tespit edilmiştir. Artan kritik tavlama sıcaklığı ve östemperleme süresi ile yeni ferrit hacim oranı da artmıştır. Kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde 90-150 dk aralığında, ince ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ise 60-120 dk aralığında optimum çekme

dayanımı-% uzama kombinasyonları sağlanmıştır. Kritik sıcaklıklarda tavllanmış ve östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin (çift fazlı matris yapıya sahip küresel grafitli dökme demirlerin) çekme özellikleri, ASTM standart küresel grafitli dökme demirlerin çekme özellikleri ile karşılaştırıldığında, % uzama olarak geleneksel östemperleme ısı işlemi uygulanmış, ferritik ve perlitik küresel grafitli dökme demir sınıflarına göre daha fazla, bununla beraber dayanımları geleneksel östemperleme ısı işlemi uygulanmış küresel grafitli dökme demirlerden daha düşük, ancak ferritik ve perlitik küresel grafitli dökme demirlerden, daha fazla olduğu belirlenmiştir.



Bilim Kodu : 710
Anahtar Kelimeler : Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir(ÖKGDD), Çift Fazlı Matrisli Yapı (ÇFM), Ösferrit Hacim Oranı, Kritik Tavlama Sıcaklığı, Yeni Ferrit (Epitaksiyel Ferrit)
Sayfa Adedi : 116
Tez Yöneticisi : Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

**EFFECT OF PARTIALLY AUSTENISATION AND AUSTEMPERING HEAT
TREATMENT ON MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL
PROPERTIES IN DUCTILE CAST IRON**

(M.Sc. Thesis)

Volkan KILIÇLI

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

July 2004

ABSTRACT

In this study, effect of austempering from intercritical annealing temperature on microstructure and tensile properties of unalloyed ductile cast iron were investigated. For this aim, ferritic ductile cast iron containing 3.50 %C, 2.63 %Si, 0.318 %Mn, 0.047 %Mg, 0.019 %P and 0.009 %S were annealed at intercritical annealing temperature of 795 °C, 805 °C and 815 °C for 20 min and then austempered at 365 °C for 30, 60, 90, 120, 150 and 180 min. To obtain fine ausferritic morphology some part of specimens were quenched from 900 °C and then austempered from intercritical annealing temperatures. To compare mechanical properties some part of specimens were conventionally austempered (annealing at 900 °C+austempered at 365 °C for various times). The results showed that ausferrite volume fraction increased with increasing intercritical annealing temperature. The, proof and tensile strength increased and % elongation and reduction in area decreased with increasing ausferrite volume fraction. However this change in tensile properties at coarse ausferritic structures were lower than specimens with fine ausferritic structures. The existence of new ferrite phase was found out in the specimen with coarse ausferritic structure austempered from intercritical annealing temperatures. New ferrite volume fraction increased with increasing intercritical annealing temperature and austempering time. Optimum combinations of tensile strength-

elongation were obtained 90-150 min for coarse ausferrite morphology and 60-120 min for fine ausferrite morphology. When tensile properties of intercritically annealed and austempered ductile cast irons (austempered ductile iron with dual matrix structures) compared to tensile properties of ASTM standard ductile irons, elongation of DMS structures was much higher than conventional austempered, ferritic-pearlitic ductile cast irons grades. However their strength lowers than conventional austempered ductile cast iron but higher than ferritic and pearlitic ductile irons grades.

Science Code : 710

Key Words : Austempered Ductile Iron (ADI), Dual Phase Matrix Structure, (DMS), Ausferrite Volume Fraction, Intercritical Annealing Temperature, New Ferrite (Epitaxial Ferrite)

Page Number : 116

Adviser : Assoc. Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli tecrübeleri, fikirleri ve katkılarıyla beni yönlendirerek bu çalışmanın ortaya çıkmasını sağlayan saygıdeğer hocam Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a teşekkür ederim. Bütün çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Bilge DEMİR, Arş. Gör. Melika CERAH ve Alpay ÖZER arkadaşşıma, deney malzemem küresel grafitli dökme demirin dökülmesinde titizlik gösteren Alfa Döküm'ün çalışanları ve sahibi Doç. Dr. Şemsettin ÖZDEMİR'e, SEM çalışmalarında laboratuvar imkanlarından faydalandığım Manchester Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Enstitüsüne (UMIST), çekme deneylerinin yapılmasında laboratuvar imkanlarından faydalandığım OSTİM KOSGEB müdürü Abdülkadir ÜNALDI beye, KOSGEB çalışanlarından Uçak Mühendisi Mehmet BİR'e ve Teknisyen Zeki ÇAĞLAYAN'a, bu araştırmayı TEF 07/2003-41 kodlu proje ile destekleyen Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projelerine ve 2001-K 120590 kodlu proje destekleyen DPT' ye teşekkürlerimi sunarım. Maddi ve manevi destekleriyle her zaman yanımda olan çok değerli aileme teşekkürü bir borç bilirim.

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 1.1. Dövme çelik, KGDD ve ÖKGDD'in tipik mekanik özellikleri (9).....	2
Çizelge 2.1. ISO 1083'e göre KGDD'lerin standartları (10)	3
Çizelge 2.2. ASTM A-536'ya göre KGDD'lerin standartları (11)	4
Çizelge 2.3. TSE 526'ya göre KGDD'lerin standartları (12)	4
Çizelge 2.4. Su verme ve normalleştirme ısıt işlemleri uygulanmış KGDD'e ait çekme özellikleri (17)	12
Çizelge 3.1. Farklı mikroyapılara sahip KGDD'lerin mekanik özellikleri (65)	31
Çizelge 3.2. Yüksek kromlu bir KGDD ile beynit + martensit içeren bir KGDD'nin sertlik ve darbe dayanımının karşılaştırılması (70)	39
Çizelge 3.3. Beynit+ martensit içeren KGDD ile aşınmaya dirençli dökme demirlerin aşınma özelliklerinin karşılaştırılması (70)	39
Çizelge 4.1. Sfero piki kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)	40
Çizelge 4.2. Küreselleştirici malzemenin bileşimi (Ağırlıkça %).....	41
Çizelge 4.3. Aşılmalı malzemenin bileşimi (Ağırlıkça %).....	41
Çizelge 4.4. Dökülen malzemenin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %).....	41
Çizelge 5.1. Numunelerin metalografik ölçüm sonuçları	70
Çizelge 5.2. Numunelerin çekme özellikleri.....	79

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. KGDD' lerde çekme dayanımı - %uzama ilişkisi (5).....	6
Şekil 2.2. Kesit kalınlığına bağlı olarak küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerindeki değişim (13)	7
Şekil 2.3. KGDD'lere uygulanan ısıt işlemler; a) tam tavlama, b) normalleştirme, c) gerilim giderme (8).....	10
Şekil 2.4. Su verme sonrası temperleme sıcaklık ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi a) değişik temperleme sıcaklık ve sürelerinin sertlik üzerine etkisi, b) değişik temperleme sıcaklıklarının akma ve çekme dayanımı üzerine etkisi (5).....	11
Şekil 2.5. Östemperleme ısıt işleminin şematik gösterimi (18)	13
Şekil 2.6. I. aşamada östenitten beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit(ösferrit) oluşumunun şematik gösterimi (19).....	15
Şekil 2.7. Östemperleme süresine bağlı olarak fazların miktarlarındaki değişim (25)	16
Şekil 2.8. Östemperleme süresine bağlı olarak yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) ve ferritin miktarlarının değişiminin şematik gösterimi (26).....	16
Şekil 2.9. Fe-C-Si (%2) faz diyagramında östemperleme esnasında serbest enerji değişiminin şematik gösterimi(7)	18
Şekil 2.10. Östemperleme süresine bağlı olarak % uzamanın değişimi ve östemperleme reaksiyon aşamalarının gösterimi (19).....	19
Şekil 2.11. Östemperleme süresine bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi(42)	20
Şekil 2.12. Östenitleme sıcaklığı ve östemperleme süresine bağlı olarak; a) dönüşmüş östenit(martensit), b) östenit karbon içeriği, c) yüksek karbonlu östenit(kararlı östenit) miktarlarının değişimi (43)	21
Şekil 2.13. Östemperleme sıcaklığına bağlı olarak; a)akma dayanımı ve sertlik, b) çekme dayanımı ve % uzamanın değişimi (8)	22

Şekil 2.14. KGDD’de ötektik katılaşma bölgesinde elementlerin konsantrasyon değişiminin şematik gösterimi (54)	23
Şekil 2.15. Mn miktarının işlem aralığı üzerine etkisinin şematik gösterimi (20)	24
Şekil 2.16. ÖKGDD’ler ile su verme + temperleme ısıl işlemi uygulanmış KGDD’ler ve ASTM standart KGDD’lerin çekme dayanımı-% uzama miktarlarının karşılaştırılması (19).....	26
Şekil 3.1. Küresel grafit etrafında ferrit matriste martensit yada ösferrit elde etmek için uygulanan ısıl işlemler (60)	27
Şekil 3.2. Küresel grafit etrafında martensit yada ösferrit, matriste ferrit oluşturmak için takip edilen ısıl işlem çevrimi (60)	28
Şekil 3.3. ASTM standart küresel grafitli dökme demirler ve ÇFMKGDD’lerin çekme dayanımı ve toplam % uzama miktarlarının karşılaştırılması (60).....	29
Şekil 3.4. Kobayashi ve arkadaşlarının elde ettikleri çekme dayanımı-% uzama sonuçları (66).....	33
Şekil 3.5. Östenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferrit hacim oranındaki değişim (68)	34
Şekil 3.6. Alaşım elementleri ve östemperleme sıcaklığının östemperleme dönüşüm aşamaları üzerine etkisi; a) alaşımsız KGDD, b) yüksek östemperleme sıcaklığında östemperlenen alaşımsız KGDD, c) yüksek östemperleme sıcaklığında östemperlenen alaşımlı KGDD (68).....	35
Şekil 3.7. Östemperleme süresine bağlı olarak; a) % uzama ve b) darbe enerjisinin değişimi (68)	36
Şekil 3.8. Östemperleme süresine bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi (69)	37
Şekil 3.9. Martensit hacim oranına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi (69)	38
Şekil 4.1. Çalışmalarda kullanılan Y-blok ve ölçüleri (mm)	40
Şekil 4.2. Tundish tipi küreselleştirme potasının şematik gösterimi	42
Şekil 4.3. Aşılama işleminin yapıldığı işlem potasının şematik gösterimi	42

Şekil 4.4. Y-blokların döküldüğü kum kalıbın şematik olarak 3 boyutlu görünümü	43
Şekil 4.5. Numune sıcaklık kontrol sisteminin şematik olarak gösterimi.....	44
Şekil 4.6. Östemperleme için kurulan tuz banyosu düzeneğini şematik olarak gösterimi.....	45
Şekil 4.7. Numunelere uygulanan ısı işlemlerin şematik olarak gösterimi.....	46
Şekil 4.8. Çekme numunesi ve boyutları (mm)	48
Şekil 5.1. Voigt' in ampirik formülüne göre çalışmalarımızda kullandığımız östenitleme sıcaklıklarına bağlı olarak östenitin karbon içeriğinin değişimi.....	67
Şekil 5.2. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi	71
Şekil 5.3. KTS ve östemperleme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi; a) S 795, b) S 805 ve c) S 815	72
Şekil 5.4. Östemperleme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi; a) SS 795, b) SS 805 ve c) SS 815	74
Şekil 5.5. Geleneksel östemperlenmiş numunede (G 900) östemperleme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi	75
Şekil 5.6. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit ve ösferit (120 dk östemperleme süresi için) hacim oranının değişimi	76
Şekil 5.7. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak ösferit koloni boyutunun değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	76
Şekil 5.8. Ösferit hacim oranına bağlı olarak ösferit koloni boyutunun değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	77
Şekil 5.9. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenitten ösferite dönüşüm oranı	78
Şekil 5.10. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenitten yeni ferrite (epitaksiyel ferrite) dönüşüm oranı	78
Şekil 5.11. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi.....	80

Şekil 5.12. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin çekme dayanımlarının değişimi.....	81
Şekil 5.13. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi.....	81
Şekil 5.14. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde çekme dayanımlarının değişimi	82
Şekil 5.15. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi	83
Şekil 5.16. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerin çekme dayanımlarının değişimi.....	83
Şekil 5.17. Östemperleme süresine bağlı olarak bütün numunelerdeki toplam % uzama değişimi	86
Şekil 5.18. Östemperleme süresine bağlı olarak bütün numunelerdeki % kesit alanı daralmasının değişimi.....	86
Şekil 5.19. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip (S) numunelerde toplam % uzama değişimi.....	87
Şekil 5.20. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip (S) numunelerde % kesit alanı daralmasının değişimi	87
Şekil 5.21. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip (SS) numunelerde toplam % uzama değişimi.....	88
Şekil 5.22. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip (SS) numunelerde % kesit alanı daralmasının değişimi	88
Şekil 5.23. Östemperleme süresine bağlı olarak ösferritin mikrosertliğinin değişimi	89
Şekil 5.24. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin makrosertliklerinin değişimi	90
Şekil 5.25. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	91

Şekil 5.26. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	92
Şekil 5.27. Numunelere ait gerçek gerilme-gerçek gerinme eğrileri	92
Şekil 5.28. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için).....	93
Şekil 5.29. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	94
Şekil 5.30. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	95
Şekil 5.31. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	95
Şekil 5.32. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	96
Şekil 5.33. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	96
Şekil 5.34. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için).....	97
Şekil 5.35. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için).....	98
Şekil 5.36. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	99
Şekil 5.37. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)	99
Şekil 6.1. Çift fazlı matris yapıya sahip KGDD'ler ile ASTM standart	

KGDD'lerin çekme dayanımı ve % uzamalarının karşılaştırılması.....	107
--	-----



RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 5.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı (Dağlama: %2 Nital).....	50
Resim 5.2. Kısa süreli östenitlenmiş (60 sn) ve su verilmiş S 795 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: %2 Nital).....	51
Resim 5.3. 795°C' de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 795 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital).....	51
Resim 5.4. 805°C' de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 805 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital).....	51
Resim 5.5. 815°C' de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 815 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital).....	52
Resim 5.6. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	54
Resim 5.7. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 1 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	54
Resim 5.8. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	55
Resim 5.9. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 15 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	55
Resim 5.10. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	56
Resim 5.11. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 15 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital).....	57
Resim 5.12. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)	57

- Resim 5.13. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalın kromit) 58
- Resim 5.14. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalın kromit) 59
- Resim 5.15. SS 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)..... 60
- Resim 5.16. 30 dk östemperlenmiş SS 795 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı (Dağlama: % 2 Nital) 61
- Resim 5.17. SS 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)..... 62
- Resim 5.18. 30 dk östemperlenmiş SS 805 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı (Dağlama: % 2 Nital) 62
- Resim 5.19. SS 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)..... 63
- Resim 5.20. 30 dk östemperlenmiş SS 815 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital) 63
- Resim 5.21. SS 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalın kromit) 64
- Resim 5.22. SS 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalın kromit) 65
- Resim 5.23. SS 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalın kromit) 65
- Resim 5.24. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)..... 68

Resim 5.25. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerinin SEM fotoğrafları; a) 1 dk, b) 5 dk, c) 15 dk ve d) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital)	68
Resim 5.26. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)	69
Resim 5.27. Dökülmüş haldeki numunenin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri	100
Resim 5.28. Dökülmüş haldeki numunenin çekme testi sonrası kesit görünümü; a) düşük büyütme, b) yüksek büyütme	101
Resim 5.29. KTS' larından östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrası kesit görünümü; a) S 795/30, b) S 815/30	102
Resim 5.30. S 795/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) 500 büyütme, b) 1000 büyütme	102
Resim 5.31. SS 795/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) 500 büyütme, b) 1000 büyütme	102
Resim 5.32. S 805/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) 500 büyütme, b) 1000 büyütme	103
Resim 5.33. S 815/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) 250 büyütme, b) 500 büyütme	103
Resim 5.34. G 900/30 numunesinin çekme testi sonrası kesit görünümü	104
Resim 5.35. G 900/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri	104

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
A_1	A_1 sıcaklığı (Alt kritik sıcaklık)
C	Karbon
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
dk	Dakika
Fe_3C	Sementit
Fe-C-Si	Demir-karbon-silisyum üçlü faz diyagramı
$(\text{Fe,Cr,Mn})_3\text{C}$	Bir Tür Karbür
g	Gram
Kw	Kilowatt
Ksi	1000 psi (pound/in 2)
mm	milimetre
MPa	Megapaskal
sn	Saniye
α	Ferrit
α_b	Beynitik ferrit
γ	Östenit
γ_o	Tavlama sıcaklığındaki östenit (Orijinal östenit)
γ_{yk}	Yüksek karbonlu östenit (Kararlı östenit)

Kısaltmalar	Açıklama
ÇFMKGDD	Çift fazlı matris yapıya sahip küresel grafitli dökme demir

DMS	Çift matrisli yapı
Ö	Ösferrit (beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit)
ÖF	Ötektoid ferrit
G	Grafit
HB	Brinell sertlik değeri
Hv	Vickers sertlik değeri
HRC	Rockwell C sertlik değeri
KGDD	Küresel grafitli dökme demir
KTS	Kritik tavlama sıcaklığı
logt	Logaritmik zaman
M	Martensit
MHO	Martensit hacim oranı
MPB	Martensit parçacık boyutu
ÖHO	Ösferrit hacim oranı
ÖKB	Ösferrit koloni boyutu
ÖKGDD	Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir
S	Kritik tavlama sıcaklığında tavlama sonrası su verme yada östemperleme
SS	Tamamen östenitleme sonrası su verme + Kritik tavlama sıcaklığında tavlama sonrası su verme yada östemperleme
YF	Yeni ferrit (Epitaksiyel Ferrit)

1.GİRİŞ

İlerleyen teknoloji ile birlikte yeni mühendislik malzemelerine ihtiyaç artmış ve yeni mühendislik malzemeleri keşfedildikçe teknoloji hızla gelişmiştir. Bu malzemelerden biri olan Küresel Grafitli Dökme Demirler (KGDD) 7 mayıs 1948 tarihinde Amerikan Dökümcüler Cemiyetinin(AFS) Philadelphia'daki yıllık toplantısında H. Morrogh tarafından sunularak dünyaya tanıtılmıştır (1). Aynı yıl sonunda Cooper-Bessemer şirketi ilk lisansı almıştır. Bu şirketin ardından daha bir çok şirket lisans alarak 1951'den itibaren küresel grafitli dökme demiri ticari olarak üretmeye ve kullanmaya başlamıştır (2).

Küresel grafitli dökme demirlerdeki eşsiz tokluk, dayanım ve süneklik kombinasyonu onları endüstriyel uygulamalarda vazgeçilemeyen mühendislik malzemeleri arasına koymuştur.

1959'lardan sonra dünyadaki üretimi hızla artan küresel grafitli dökme demirler en çok otomotiv sektörü, makinalar ve tarım araçlarında uygulama alanı bulmuşlardır. Küresel grafitli dökme demirin endüstriyel uygulamalarda hızla yer bulmasının nedeni, dökülmüş koşullarda % 20'lere kadar süneklikle beraber 400 MPa dayanıma sahip olması ve gri dökme demirin dökülebilirliği ve çeliğin tokluğu gibi kombinasyonları beraberinde getirmesidir (2-4).

KGDD'lerin mekanik özelliklerini geliştirmek için değişik ısıt işlemler (normalleştirme, su verme+temperleme ve östemperleme) uygulanmasına rağmen en yüksek tokluk ve dayanım kombinasyonu östemperleme ısıt işlemi ile sağlanmıştır (3-8).

Çizelge 1.1. Dövme çelik, KGDD ve ÖKGDD'in tipik mekanik özellikleri (9)

	*Dövme çelik	KGDD	ÖKGDD
Akma Dayanımı(MPa)	520	480	830
Çekme Dayanımı(MPa)	790	690	1100
% Uzama	10	3	10
Sertlik (BHN)	262	262	286
Darbe Dayanımı(joule)	175	55	165
*Mikro alaşımlı orta karbonlu bir çelik			

Çizelge 1.1'de görüldüğü üzere ÖKGDD ve dövme çeliğin % uzama ve darbe dayanımları aynı olmasına karşın ÖKGDD'in akma ve çekme dayanımları daha yüksektir. Ayrıca üretim maliyetleri karşılaştırıldığında sırasıyla dövme çelik 1 \$/pound, KGDD 0,45 \$/pound ve ÖKGDD 0,65 \$/pound'dur (9). Dolayısıyla ÖKGDD'ler üretim maliyetlerinin düşüklüğü nedeniyle de daha avantajlı mühendislik malzemesi konumundadırlar. Ayrıca yüksek aşınma dirençleri, kolay üretimleri (döküm sonrası yarı mamul), iyi işlenebilirlik özelliklerine sahip olmaları ve yukarıda değinildiği gibi üstün mekanik özellikleri ve dövme çeliğe göre % 10 hafif olmaları gibi üstün özellikleri nedeniyle pek çok endüstriyel uygulamada yer bulmuş ve başarıyla kullanılmıştır (9).

Bu çalışmada, geleneksel östenitleme + östemperleme ısıl işleminden farklı olarak uygulanan kritik sıcaklıklar arasında (A_1 ile üst kritik sıcaklık arasında) östenitleme+östemperleme ısıl işleminin oluşturduğu ferrit + ösferrit yapının ve bu yapıdaki ösferritik yapı hacim oranı ve morfolojisinin çekme özellikleri üzerine etkisinin incelenmesi hedeflenmiştir.

Bu amaçla alaşımsız ferritik küresel grafitli dökme demir, değişik kritik sıcaklıklarda (795 °C, 805 °C ve 815 °C) 20 dakika östenitlemeden sonra değişik sürelerde (30, 60, 90, 120, 150 ve 180 dk) tuz banyosunda bekletilerek östemperleme sonucu farklı ösferrit hacim oranlarına sahip ferrit + ösferritik yapıların üretimleri gerçekleştirilmiş ve çekme özellikleri incelenmiştir.

2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

2.1. Türleri

Küresel grafitli dökme demirler mikroyapı, kimyasal kompozisyon ve mekanik özelliklerine göre değişik türlere ayrılmışlardır.

2.1.1. Mikroyapıya göre

Döküm şartlarında matris mikroyapısı ferritik, perlitik yada her ikisinin karışımından meydana gelebilir, bu alaşımın kompozisyonuna ve kesit kalınlığına bağlıdır (3-7). KGDD'ler mikroyapılarına göre Çizelge 2.1'deki gibi sınıflandırılmış ve standardize edilmişlerdir.

Çizelge 2.1. ISO 1083'e göre KGDD'lerin standartları (10)

Sınıflama	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Matris Mikroyapısı
800-2	480	800	2	248-352	Perlitik
700-2	420	700	2	229-302	Perlitik
600-3	370	600	3	192-269	Perlitik+Ferritik
500-7	320	500	7	170-241	Ferritik+Perlitik
400-12	250	400	12	<201	Ferritik
370-17	230	370	17	<179	Ferritik

C (% 3-4) döküm esnasında akıcılığı ve çekme karakteristiklerini etkiler (3). Si (% 2,5-2,75) karbonun östenitte çözünübilirliğini azaltır ve grafit yapıcı olarak bilinir (4). Si ferritte katı eriyik mukavemetlenmesi meydana getirir ve ferritin sertliğini artırır. Aşırı miktardaki Si ferritik KGDD' in darbe dayanımını düşürür. Bunun için ağırlıkça miktarı % 2,75'in altında tutulmalıdır (3). Mn karbür yapıcı ve östenit kararlaştırıcıdır (3, 4). Ayrıca Mn ötektik hücre sınırlarında segregasyona neden olmakta, dayanımı artırırken süneklik ve işlenebilirliği azaltmaktadır (3). Mn karbonun östenitte çözünübilirliğini artırır ve perlit oluşumunu teşvik eder (4, 7). Ni, Cu, Mo perlit yapıcıdır (3, 4, 7). Bu elementlerden Ni ve Mo sertleşebilirliği artırırken Cu dayanımı, tokluğu ve işlenebilirliği geliştirir. Mo yüksek sıcaklıklarda

yapıyı kararlı hale getirir, özelliklerin korunmasına yardımcı olur ve hücre sınırlarında dengeli karbürler oluşturarak segregasyona neden olur (3). Cr'da perlit oluşumunu teşvik edicidir. V ise sertleşebilirliği arttırdığı gibi hafif perlit yapıcıdır. Cr ve V güçlü karbür yapıcı elementlerdir dolayısıyla belirli bir sınırın altında tutulmalıdır. Sn (% 0,04-0,1) ve Sb (<% 0,03) mükemmel perlit oluşumunu teşvik edicidirler (3).

2.1.2. Standartlara göre

Küresel grafitli dökme demirlerin standartlarına bakıldığında daha çok çekme özelliklerine ve sertliklerine göre standardize edildikleri görülür.

Çizelge 2.2. ASTM A-536' ya göre KGDD'lerin standartları (11)

Sınıflama	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
60-40-18	276	414	18
60-42-10	290	414	10
65-45-12	310	448	12
70-50-05	345	485	5
80-55-06	379	552	6
80-60-03	414	552	3
100-70-03	483	690	3
120-90-02	621	827	2

Çizelge 2.3. TSE 526'ya göre KGDD'lerin standartları (12)

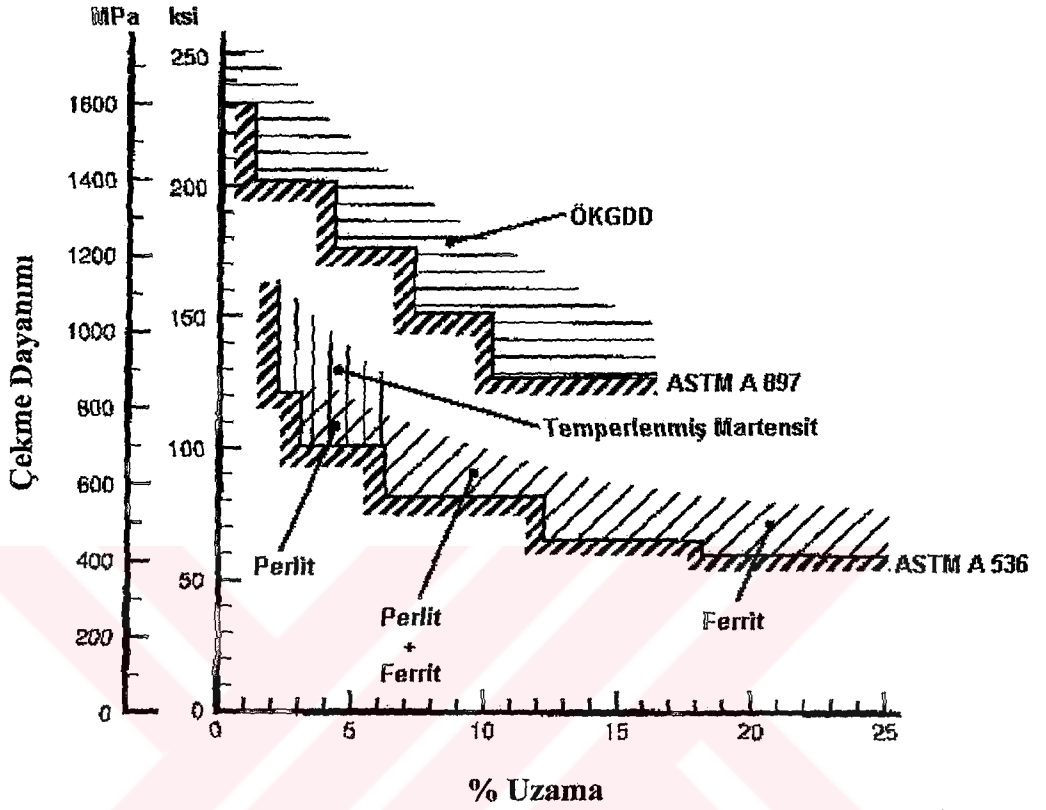
Sınıflama	Akma Dayanımı (kgf/mm ²)	Çekme Dayanımı (kgf/mm ²)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Matris Mikroyapısı
DDK 40	28	42	12	140-201	Daha çok Ferritik
DDK 50	35	50	7	170-241	Ferritik+ Perlitik
DDK 60	40	60	3	192-269	Perlitik+Ferritik
DDK 70	45	70	2	229-302	Daha çok Perlitik
DDK 80	50	80	2	248-352	Perlitik
DDK 35.3	22	35	22	-	Ferritik
DDK 40.3	25	40	18	-	Ferritik

2.2. Mekanik Özellikleri

Küresel grafitli dökme demirler dökülmüş halde % 2-18 süneklikle beraber 580-827 MPa çekme dayanımına sahip olabilmektedirler. KGDD'lerin mekanik özelliklerini kimyasal kompozisyonları, matris mikroyapıları ve kesit kalınlıkları etkilemektedir (3-8).

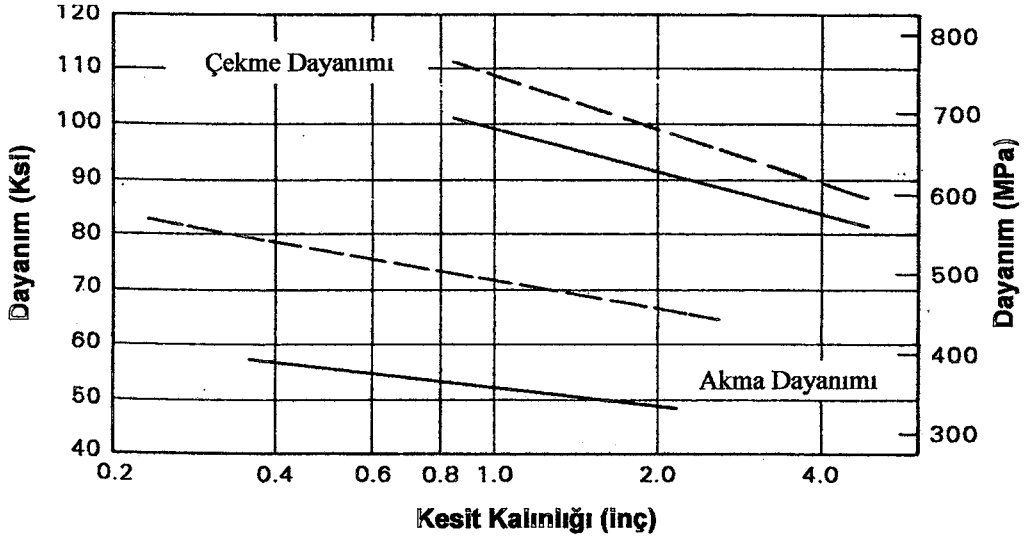
Daha iyi mekanik özellikler küreselleşmenin artırılması, daha küçük küre ve tane boyutu ve düşük toplam karbon içeriği ile sağlanabilir (13). Küçük ve çok sayıdaki küreler çekme dayanımını artırır (3).

Diğer mühendislik malzemelerinde olduğu gibi çekme dayanımı arttıkça süneklilik azalmaktadır (Şekil 2.1). Alaşım elementlerinin içeriğine bağlı olarak perlit miktarı arttıkça çekme dayanımı artarken % uzama azalmaktadır. En yüksek % uzamayı dökülmüş koşullardaki ferritik matrisli KGDD'ler sergilerken en iyi dayanım-süneklilik kombinasyonunu ÖKGDD'ler göstermektedir.



Şekil 2.1. KGDD' lerde çekme dayanımı - %uzama ilişkisi (5)

Kesit kalınlığına bağlı olarak KGDD'lerin mekanik özellikleri değişmektedir. Şekil 2.2'de görüldüğü gibi kesit kalınlığı azaldıkça akma ve çekme dayanımı artmaktadır. Bu sonuç kesit farklılığından dolayı oluşan Si içeriği farkından kaynaklanmaktadır (13).



Şekil 2.2. Kesit kalınlığına bağlı olarak küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerindeki değişim (13)

2.3. Fiziksel Özellikleri

KGDD'lerin en belirgin fiziksel özelliği çeliklere göre yoğunluklarının daha düşük olmasıdır. Oda sıcaklığında bir çok KGDD' in yoğunluğu $7,1 \text{ gr/cm}^3$ tür (14,15). Yoğunluğun bu derece düşük olması, yüksek C içeriğine ve mikroboşluk etkisi meydana getiren küresel grafitlere bağlanmaktadır. Düşük C'lu perlitik KGDD' in yoğunluğu $7,4 \text{ gr/cm}^3$ iken yüksek C'lu ferritik KGDD' in yoğunluğu $6,8 \text{ gr/cm}^3$ tür (14).

KGDD'lerin ergime noktası Si ve C içeriğine bağlı olarak değişmektedir. Alaşımsız ve düşük alaşımlı KGDD'lerin ergime aralığı $1120-1160 \text{ }^\circ\text{C}$ iken östenitik yüksek nikelli dökme demirlerin $1230 \text{ }^\circ\text{C}$ lerdedir. Karbon eşdeğerliği ötektik noktaya yaklaştıkça daha dar ergime aralıkları meydana gelmektedir (3-4).

KGDD'lerin ısı iletkenlikleri gri dökme demirlerden daha düşüktür. KGDD'ler gri dökme demirlere göre daha yüksek elektrik iletkenliğine ve daha düşük ısı iletkenliklerine sahiptirler (3).

2.4. Uygulanan Isıl İşlemler

KGDD'lerin matris mikro yapısı ısıl işlemle kontrol edilerek istenilen mekanik özellikler kolayca elde edilebilir (3-7).

KGDD'lere en çok uygulanan ısıl işlemler ve amaçları şöyledir (5):

- Gerilim giderme; bir düşük sıcaklık ısıl işlemidir. Dökümden sonra iç gerilimleri azaltmak yada gidermek için uygulanır.
- Tavlama; sünekliği ve tokluğu geliştirmek, sertliği düşürmek ve karbürleri gidermek için uygulanır.
- Normalleştirme; biraz süneklikle beraber dayanımı iyileştirmek için uygulanır.
- Sertleştirme ve temperleme; sertliği yada dayanımı arttırmak için uygulanır.
- Östemperleme; yüksek dayanımla beraber biraz süneklik elde etmek ve aşınma direncini geliştirmek için uygulanır.
- Yüzey sertleştirme; indüksiyon akımıyla, alevle yada lazerle istenen yerlerin bölgesel olarak aşınma direncini geliştirmek ve sert bir yüzey elde etmek için uygulanır.

Bu ısıl işlemlerden normalleştirme, sertleştirme ve östemperleme ısıl işlemleri östenitlemeyi ve daha sonra kontrollü bir soğutma yada izotermal beklemeyi gerektirir, veya her ikisinin kombinasyonu olabilir.

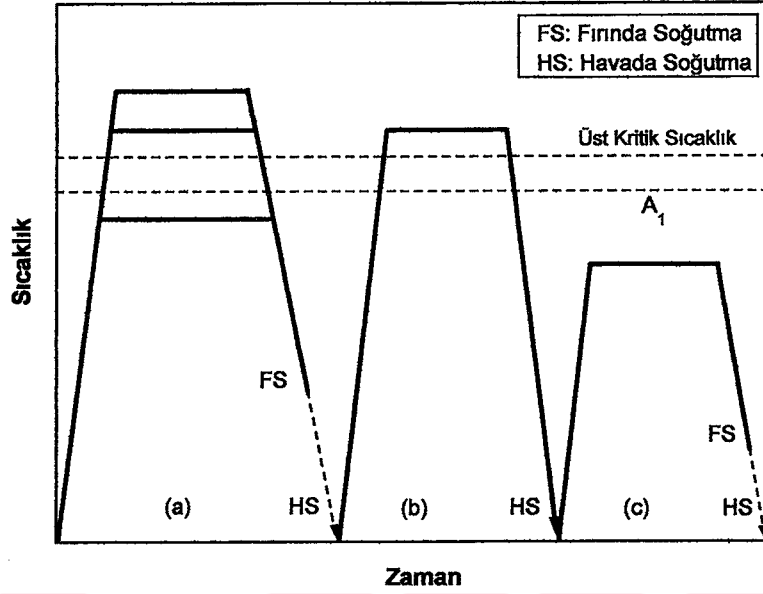
Genellikle KGDD' lere en çok uygulanan ısıl işlemler; tavlama, normalleştirme, normalleştirme + temperleme, su verme + temperleme ve östemperlemedir (5).

2.4.1. Tam tavlama

Maksimum süneklik, iyi işlenebilirlik arzu edildiğinde ve yüksek dayanım gerekmedikçe, KGDD' lere tam tavlama ısı işlemi uygulanır. Tam tavlama ısı işlemi sonrası mikroyapı ferrite çevrilmiş olur ve matristeki aşırı C mevcut küresel grafitler üzerine biriktirilir (5, 7).

Pratikte tavsiye edilen tavlama işlemi alaşım içeriğine ve ötektik karbür içeriğine bağlı olarak Şekil 2.3' te gösterildiği gibi şu şekillerde yapılır (5):

- Alaşımsız % 2-3 Si içeren ötektik karbür içermeyen KGDD'ler; malzeme 870-900 °C arasında her inç kalınlık için 1 saat tavllanır ve fırında 55 °C/saat soğutma hızında 345 °C kadar soğutulur. Daha sonra hava da soğumaya bırakılır.
- Karbür içeren KGDD'ler; malzeme 900-925 °C arasında minimum 2 saat tavlansak karbürler çözündürülür. Daha kalın kesitler için daha fazla tavlansak, 110 °C/saat soğutma hızında 700 °C'ye fırında soğutulur. 700 °C' de 2 saat beklenerek 55 °C/saat soğutma hızında 345 °C soğutulur. Daha sonra hava da soğumaya bırakılır.
- Alt kritik sıcaklık tavlaması; KGDD 705-720 °C arasında her inç kalınlık için 1 saat tavlamanın ardından 55 °C/saat soğutma hızında 345 °C'ye kadar fırında soğutulur. Daha sonra hava da soğumaya bırakılır.



Şekil 2.3. KGDD'lere uygulanan ısı işlemleri; a) tam tavlama, b) normalleştirme, c) gerilim giderme (8)

2.4.2. Normalleştirme

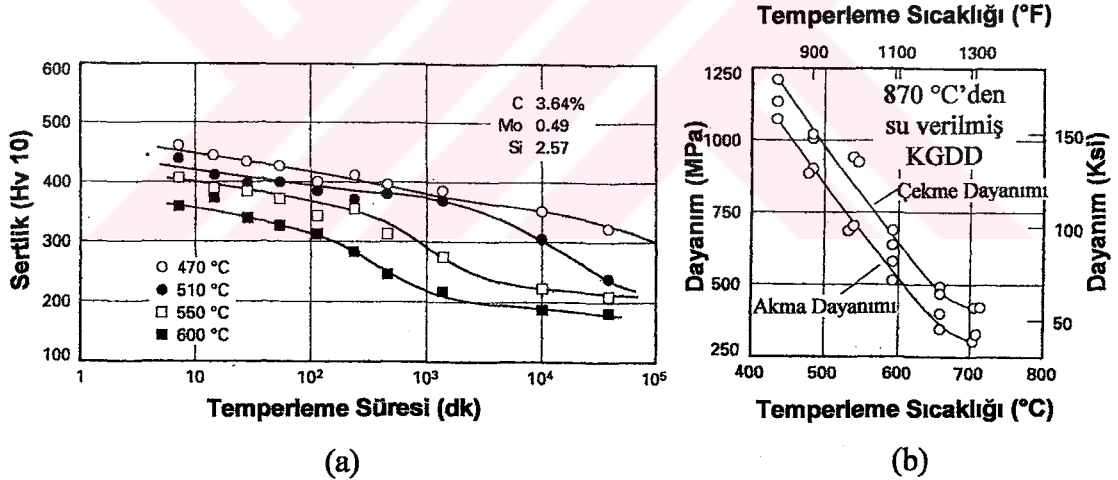
Östenitleme sonrası havada soğutma normalleştirme olarak bilinir ve ince perlitik yapıyı oluşturur. KGDD 870-940 °C arasında her inç kalınlık için 1 saat tavlamanın ardından havada soğumaya bırakılır. Alaşım içeriğine bağlı olarak daha uzun östenitleme süreleri seçilebilir (4). Normalleştirme sonrası 700-900 MPa dayanım elde edilir (7). İstenilen sertliği sağlamak ve kalıntı gerilimleri uzaklaştırmak için normalleştirme sonrası temperleme yapılabilir. Temperleme 500-625 °C aralığında her inç kalınlık için 1 saat yapılabilir. Östenitleme sıcaklığı arttırılırsa artan C içeriği sonucu dayanım artar süneklik azalır.

2.4.3. Gerilim giderme

Gerilim giderme, mikroyapıda herhangi bir değişim yapmadan döküm ve işleme sonrası kalıntı gerilimleri uzaklaştırmak için 500-600 °C arasında her inç kalınlık için 1 saat tavlamanın ardından 50 °C/saat soğutma hızında 200 °C'ye kadar fırında soğutulur. Daha sonra oda sıcaklığına kadar havada soğutulabilir. Gerilim giderme dökülmüş halde perlitik KGDD'lere uygundur (4).

2.4.4. Su verme ve temperleme

700 MPa' dan daha fazla bir dayanım istenildiği zaman 875-925 °C arasında tavlamanın ardından yağda su verilir (4, 7). Gerilmelerin ve su verme çatlaklarının en aza indirilmesi için yağ tercih edilir. Karmaşık şekilli dökümlerde çatlakların önlenmesi için 80-100 °C 'ye ısıtılmış yağ banyosu kullanılabilir. Su verme sonrası çok yüksek bir sertlik (55-57 HRC) ve dayanım elde edilirken süneklik yok denecek kadar azdır. Bunun için KGDD 400-600 °C sıcaklıkları arasında arzu edilen sertlik ve sünekliği sağlamak için temperlenir (3, 5). KGDD'lerin temperlenmesi iki aşamadan meydana gelir. Birinci aşama, çeliklerde olduğu gibi, karbür çökmesidir. İkinci aşama, uzun temperleme sürelerinde karbürlerden ikincil grafitlerin oluşması ve büyümesidir (5). İkincil grafitleşme mekanik özelliklerde büyük bir düşüşe neden olmaktadır. Bu durum Şekil 2.4'te gösterilmektedir.



Şekil 2.4. Su verme sonrası temperleme sıcaklık ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi a) değişik temperleme sıcaklık ve sürelerinin sertlik üzerine etkisi b) değişik temperleme sıcaklıklarının akma ve çekme dayanımı üzerine etkisi (5)

İkincil grafitleşme genellikle yüksek temperleme sıcaklıklarında meydana gelir, ve dökme demire küçük miktarlarda Mo ilavesi ile ikincil grafitleşme sorunu elimine edilir (16).

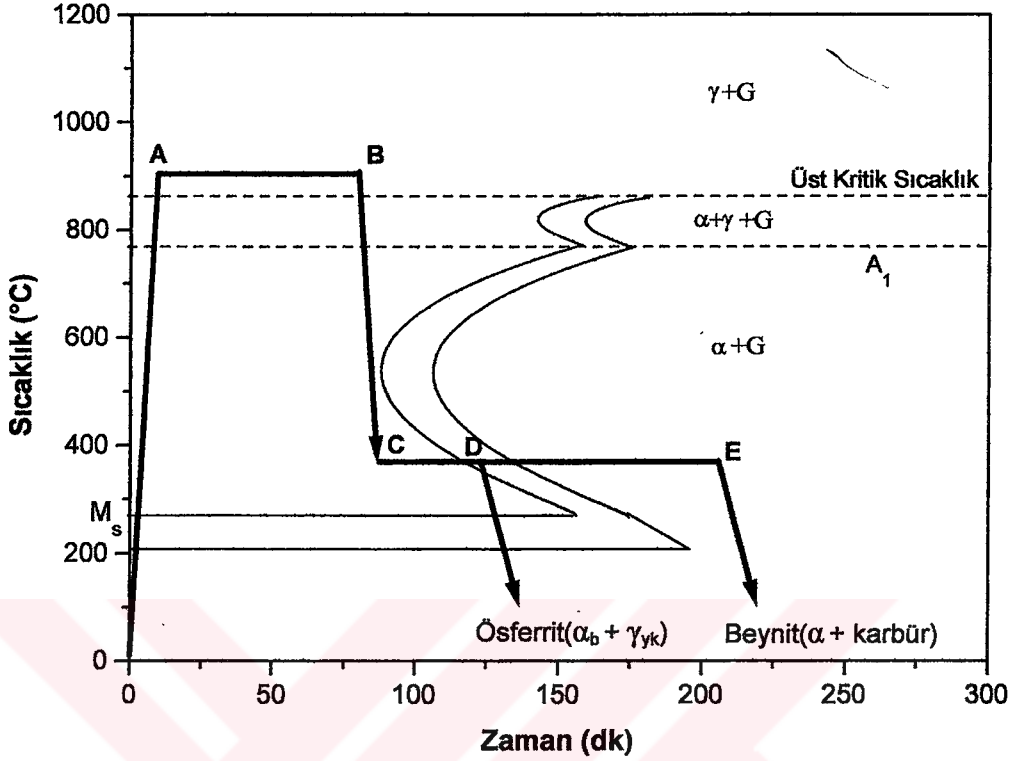
Hayrynen ve arkadaşlarının (17) yaptıkları diğer bir çalışmada % 3,65 C, % 2,67 Si, % 0,25 Mn, % 0,032 P, % 0,085 S, % 0,02 Cr, >% 0,005 Ti, % 0,05 Sn, % 0,051 Mg, % 0,02 Ni, % 0,06 Cu, kimyasal bileşime sahip perlitik KGDD' i sertleştirmek için 900 °C sıcaklıkta iki saat tavlama 65 °C' de yağda su verme işlemi uygulamışlardır. Daha sonra 504 °C sıcaklıkta üç saat süreyle temperleme yapmışlardır. Normalleştirme yapmak içinde 900 °C' de iki saat tavlama ve havada soğutma işlemi uygulamışlardır. Su verme ve normalleştirme ısısal işlemi yaptıkları KGDD'in çekme özelliklerini incelemişlerdir. Çekme özellikleri Çizelge 2.4' de özetlenmiştir. Çizelgeden de görüldüğü gibi en yüksek akma ve çekme dayanımı su verme ısısal işlemi ile elde edilirken süneklik oldukça düşmüştür.

Çizelge 2.4. Su verme ve normalleştirme ısısal işlemleri uygulanmış KGDD'e ait çekme özellikleri (17)

Çekme Özellikleri	Döküldüğü gibi	Normalleştirilmiş	Su verilmiş ve Temperlenmiş
Çekme dayanımı (MPa)	751,6	990,1	1159,7
Akma Dayanımı (MPa)	446	597,8	968
% Uzama	8,0	6,0	4,0
Sertlik (HB)	236	275	378

2.4.5. Östemperleme ısısal işlemi

Östemperleme ısısal işlemi Şekil 2.4'te görüldüğü gibi 3 aşamada yapılmaktadır. Bu aşamalar: 1- Malzeme 850 °C-950 °C aralığında 1-2 saat süre ile östenitlenir (A-B). 2- Perlit burnunu kesmeyecek (perlit oluşumunu engelleyecek hızda) şekilde hızla soğutma (B-C). 3- Östemperleme için 250 °C-450 °C sıcaklık aralığında 1-4 saat izotermal bekleme (C-E) (6).



Şekil 2.5. Östempereleme ısı işleminin şematik gösterimi (18)

2.4.5.1 Östenitleme

Östenitleme genellikle 850 °C-950 °C sıcaklık aralığında 1-2 saat süre ile yapılmaktadır. Çeliklerin tersine, dökme demirlerde östenitleme sıcaklık ve süresi oldukça önemlidir. Östenitleme sıcaklığının matris C içeriği belirler. Aynı zamanda homojen bir östenitik yapı için östenitleme süresinin de önemli olduğu bilinmektedir (7).

2.4.5.2 İzotermal bekleme (Östempereleme)

Östempereleme genellikle 250 °C – 450 °C aralığında 1-4 saat süre ile yapılmaktadır. Östempereleme sıcaklığı beynit morfolojisini etkilemektedir. 330 °C'nin altındaki sıcaklıklarda alt beynit baskın morfolojidir. Bu yapının oluşumu östempereleme zamanı ve dökme demir kimyasal kompozisyonundan bağımsızdır. Bununla birlikte, düşük östempereleme sıcaklıklarında C difüzyonu ferritin C ile aşırı doymasına neden olur ve ferritte ε-karbür çöker. Üst beynit ise 330 °C'nin üzerindeki östempereleme

sıcaklıklarında baskın morfolojidir. Yüksek östemperleme sıcaklıklarında serbest enerji değişimi küçük olmasına rağmen C difüzyonu hızlıdır. Bu ferrit çatalarının büyümesi sırasında C'nun östenitte paylaşılmasına izin verir (7).

2.4.6. Östemperleme dönüşüm aşamaları

Östemperleme esnasında östenitin dönüşümü bazı araştırmacılara göre iki aşamada gerçekleşmektedir (5,18-21). Bu aşamalar;

I. Aşama: γ_o (östenit) $\rightarrow \alpha_b$ (beynitik ferrit) + γ_{yk} (yüksek karbonlu östenit) [Ösferrit]

II. Aşama: γ_{yk} (yüksek karbonlu östenit) $\rightarrow \alpha$ (ferrit) + karbür

Bazı araştırmacılar ise östemperleme esnasında östenitin dönüşümünün üç aşamada gerçekleştiğini belirtmektedir(7,8, 22-24). Bu aşamalar;

I. Aşama: γ_o (östenit) $\rightarrow \alpha_b$ (beynitik ferrit) + γ_{yk} (yüksek karbonlu östenit) + γ_d (dönüşmemiş östenit)

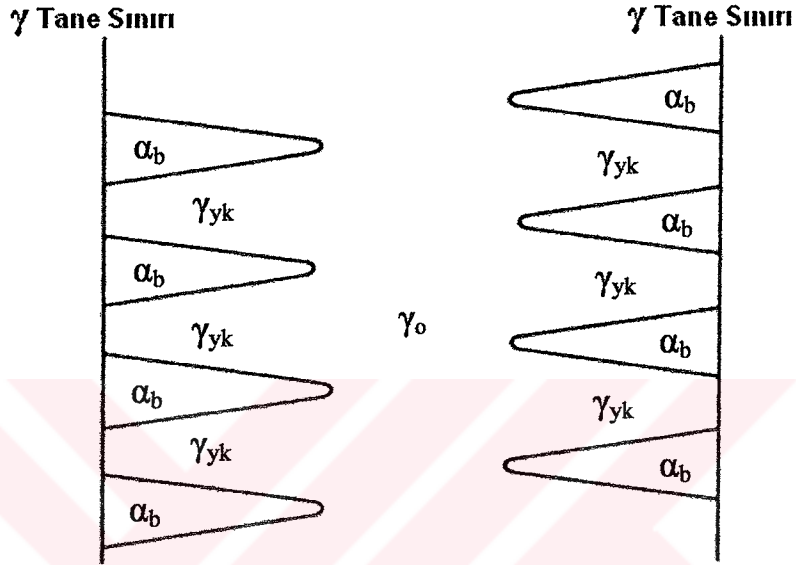
II. Aşama: α_b (beynitik ferrit) + γ_{yk} (yüksek karbonlu östenit) [Ösferrit]

III. Aşama: γ_{yk} (yüksek karbonlu östenit) $\rightarrow \alpha$ (ferrit) + karbür

2.4.6.1. I.Aşama ($\gamma_o \rightarrow \alpha_b + \gamma_{yk}$)

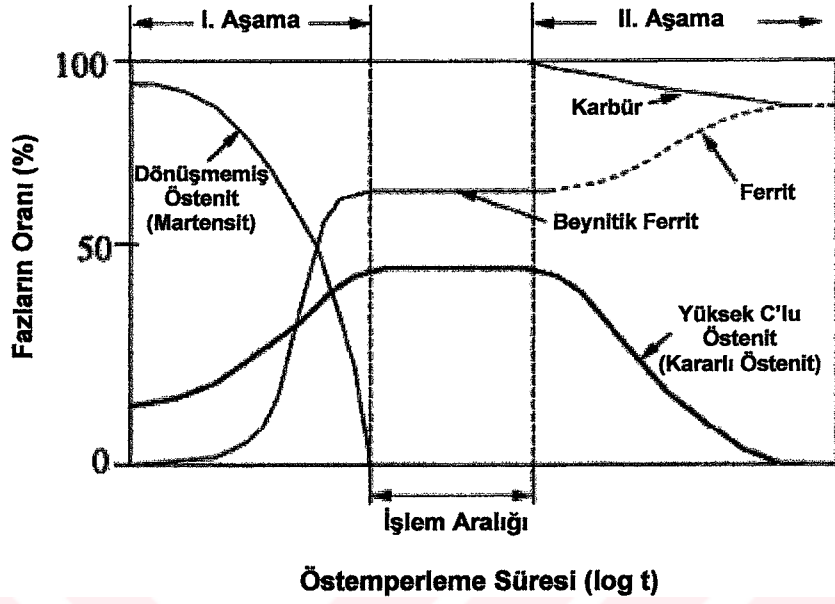
Bu aşamada östenit, beynitik ferrite ve yüksek karbonlu östenite dönüşür. Dökme demirlerde yüksek Si içeriğinden dolayı izotermal bekleme esnasında östenit çeliklerin tersine direk beynitik ferrit + karbüre dönüşmez, bunun yerine beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenite (kararlı östenite) dönüşür (7, 8). Şekil 2.6' da gösterildiği gibi ilk önce östenit tane sınırlarından beynitik ferrit çekirdeklenir ve orijinal östenite (γ_o) doğru büyür. Ferriteki karbon atomları östenite difüze olarak östenitin karbon içeriğini artırırlar. Sonuçta mikroyapı beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit diye adlandırılan "ösferrit"ten meydana gelir. Eğer orijinal östenitin

tamamen ösferrite dönüşümü beklemeden (kısa östemperleme sürelerinde) malzeme oda sıcaklığına soğutulursa orijinal östenit yetersiz karbon içeriğinden dolayı ösferrite dönüşemeyecek ve martensite dönüşecektir (7, 8, 18-50).

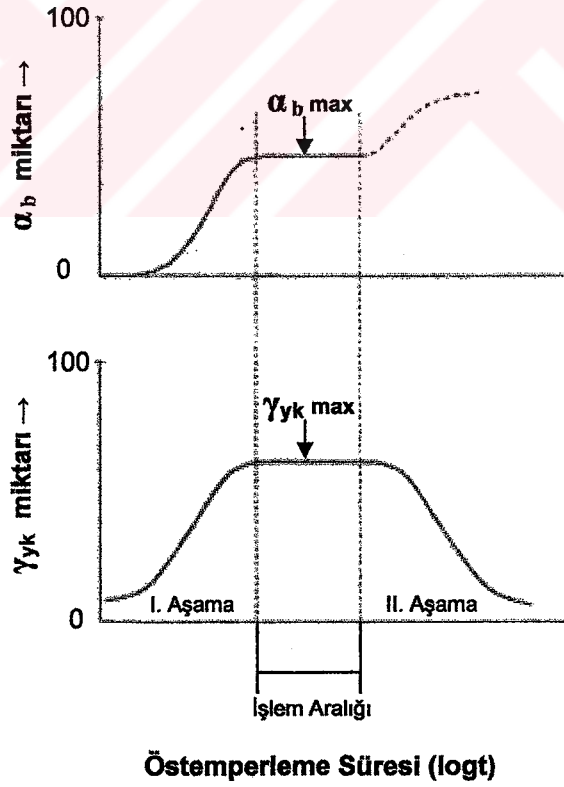


Şekil 2.6. I. aşamada östenitten beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit(ösferrit) oluşumunun şematik gösterimi (19)

I. aşama sonunda mikroyapıda dönüşmemiş östenit (martensit) kalmadığı kabul edilmektedir (25). I. aşamada ilerleyen östemperleme süresi ile dönüşmemiş östenit (martensit) miktarı hızla azalmakta iken yüksek karbonlu östenit(kararlı östenit) ve beynitik ferrit miktarı artmaktadır (Şekil 2.7 ve Şekil 2.8). Yapıda hiç dönüşmemiş östenit (martensit) kalmadığı ve beynitik ferrit+yüksek karbonlu östenitin (ösferritin) en yüksek olduğu östemperleme süre aralığına “işlem aralığı” denilmektedir (5, 7, 8, 19-27, 29-43, 46, 47). Bu aralıkta optimum mekanik özellikler sağlanmaktadır. Dönüşmemiş östenitin (martensitin) miktarını östenitleme sıcaklık ve süresi, östemperleme sıcaklık ve süresi ve alaşım elementleri gibi faktörler etkilemektedir. Bu faktörler Bölüm 2.5.1 ve Bölüm 2.5.2’de tartışılacaktır.



Şekil 2.7. Östempereleme süresine bağlı olarak fazların miktarlarındaki değişim (25)



Şekil 2.8. Östempereleme süresine bağlı olarak yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) ve ferritin miktarlarının değişiminin şematik gösterimi (26)

2.4.6.2. II.Aşama ($\gamma_{yk} \rightarrow \alpha + \text{karbür}$)

Bu aşamada yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) ferrite ve karbüre dönüşmektedir. Uzun östempereleme süreleriyle difüzyona zaman verilmesi sonucu yüksek karbonlu östenitteki C atomları karbüre dönüşmekte ve karbon içeriği azalan östenit, ferrite bozunmaktadır. Böylece östempereleme süresi ilerledikçe yüksek karbonlu östenit miktarı azalırken ferrit ve karbür miktarı artmaktadır (Şekil 2.6 ve Şekil 2.7). Bu aşamada karbür oluşumu nedeni ile süneklik ve tokluk oldukça düşmektedir (5, 7, 8, 18-50).

2.5. Östempereleme Isıl İşlemini Etkileyen Faktörler

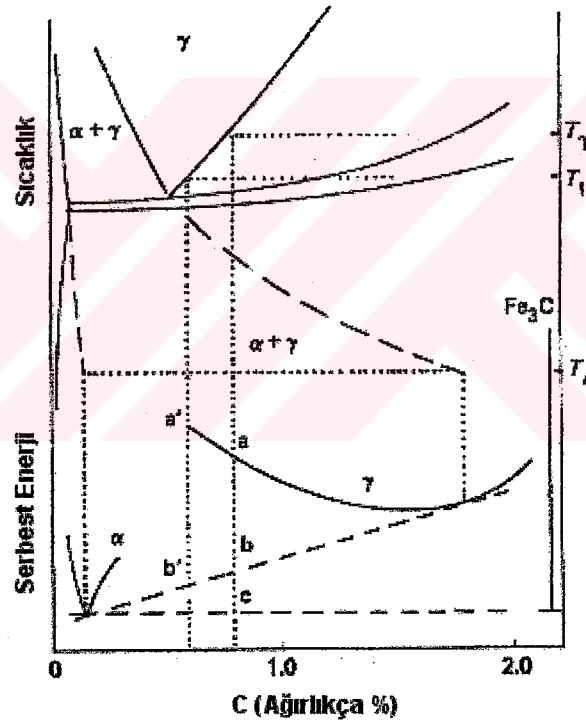
2.5.1. Östenitleme sıcaklık ve süresinin etkileri

Çeliklerin tersine, KGDD' lerde östenitleme sıcaklık ve süresi oldukça önemlidir. Östenitleme sıcaklığı östenit C içeriği belirler. Östenitleme sıcaklık ve süresindeki değişim malzemenin içerdiği alaşım elementlerine bağlıdır. Artan östenitleme sıcaklığı ile birlikte östenitin C içeriği artar. Aşağıdaki Eş. 2.1'deki ampirik formülde görüldüğü gibi östenitleme sıcaklığının (T_γ) artmasıyla östenitin C içeriği artmaktadır (51).

$$\% C_\gamma = (T_\gamma / 420) - 0,17 \text{ Si} - 0,95 \quad [\text{Eşitlik 2.1.}]$$

Dökme demirler ötektik olarak katılaştığı için eriyik dağılımı üniform değildir, diğer bir deyişle etkin bir eriyik segregasyonunun varlığı söz konusudur. Bölgesel C eriyebilirliği değişebilir ve değişen karbon atomu kinetikleri karbon difüzyonunu arttırmaktadır. Bu durumda östenitleme süresi önem kazanmaktadır. Çünkü matris C homojenliği için yeterli süre verilmelidir. Bu bir ferritik dökme demirde, perlitik dökme demirden daha uzun zaman almaktadır. Çünkü difüzyon için daha uzun mesafeler gerekmektedir (7).

Düşük östenitleme sıcaklıkları östemperleme sırasındaki I. aşama dönüşümü için başlangıç hızını arttırırken zamanı kısaltır. Bu etki Şekil 2.9' daki serbest enerji-kompozisyon diyagramının incelenmesi ile anlaşılabilir. Yüksek östenitleme sıcaklığı T_γ 'in düşük östenitleme sıcaklığı T_1 'e düşürülmesi östenit karbon içeriğini azaltacak ve II. aşama dönüşümü için büyük bir itici güç ($a'-b'$) oluşturacaktır. Bu büyük itici güç, I. aşamada ferritin çekirdeklenmesini ve başlangıç dönüşüm hızını arttırır ve büyük bir karbon gradyanı sağlar. Bu etki ise C difüzyonunu sürükler ve ferrit plakalarının daha hızlı büyümesini meydana getirir. Bu etki özellikle düşük östemperleme sıcaklıklarında daha da belirgindir (7).



Şekil 2.9. Fe-C-Si(%2) faz diyagramında östemperleme esnasında serbest enerji değişiminin şematik gösterimi (7)

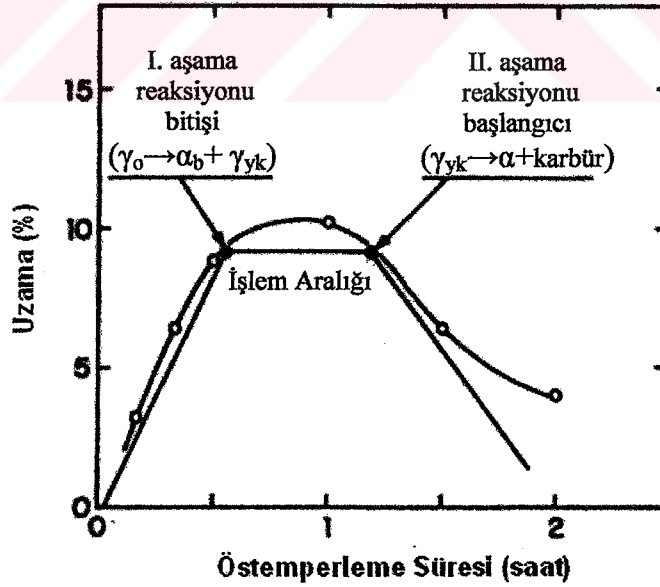
Janowak ve arkadaşları (19) aynı kimyasal kompozisyona sahip malzemeler üzerinde yaptıkları deneylerde östenitleme sıcaklığını düşürmekle östenit C içeriğinin düştüğünü ve I. aşama dönüşüm zamanının kıaldığını gözlemişlerdir.

Düşük östenitleme sıcaklıkları matris C içeriğini de düşürerek dayanımın azalmasına neden olurken daha sünek bir yapının oluşumunu sağlamaktadır (7). Östenitleme

sıcaklığı arttırıldığında ise I. aşama sonundaki yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) miktarı da artacak ve süneklik azalacaktır (52).

2.5.2. Östempereleme sıcaklık ve süresinin etkileri

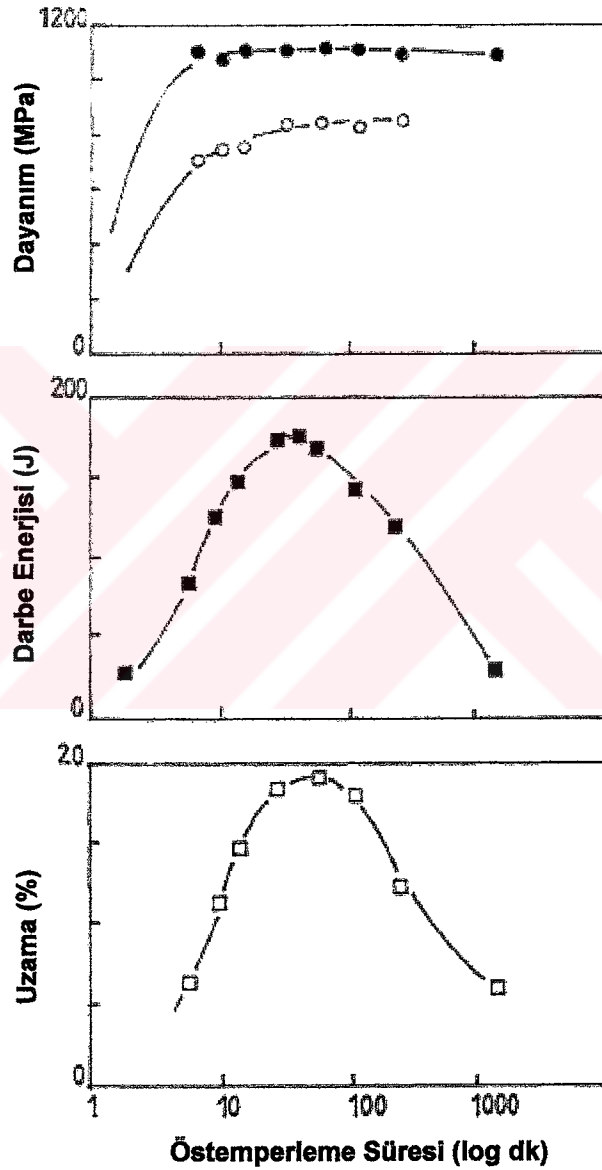
Östempereleme süresi kısa tutulduğunda I.aşamada (Şekil 2.7 ve Şekil 2.5 C-D aralığı) östenit karbonca zenginleşip ($\sim \% 2 \text{ C}$) kararlı hale gelmeden önce malzeme oda sıcaklığına soğutulursa östenitin büyük bir kısmı yetersiz karbon içeriğinden dolayı martensite dönüşecek ve bu durumda malzemenin sertliği yüksek, ancak süneklik ve tokluğu düşük olacaktır. Buna karşın çok uzun östempereleme sürelerinde (Şekil 2.7 ve Şekil 2.5 D-E aralığı) ise östenit ferrit ve karbür dönüşmekte ve malzemenin tokluğu ve sünekliği tekrar düşmektedir. I. aşama reaksiyonun bitimi ve II.aşama reaksiyonun başlangıcında (tamamen ösferritik yapıda) optimum mekanik özellikler sağlandığı için Şekil 2.10'da gösterildiği gibi bu aralık "işlem aralığı"(process window) olarak isimlendirilmiştir (7-9, 16-24, 35-43, 46, 47, 52, 53).



Şekil 2.10. Östempereleme süresine bağlı olarak % uzamanın değişimi ve östempereleme reaksiyon aşamalarının gösterimi (19)

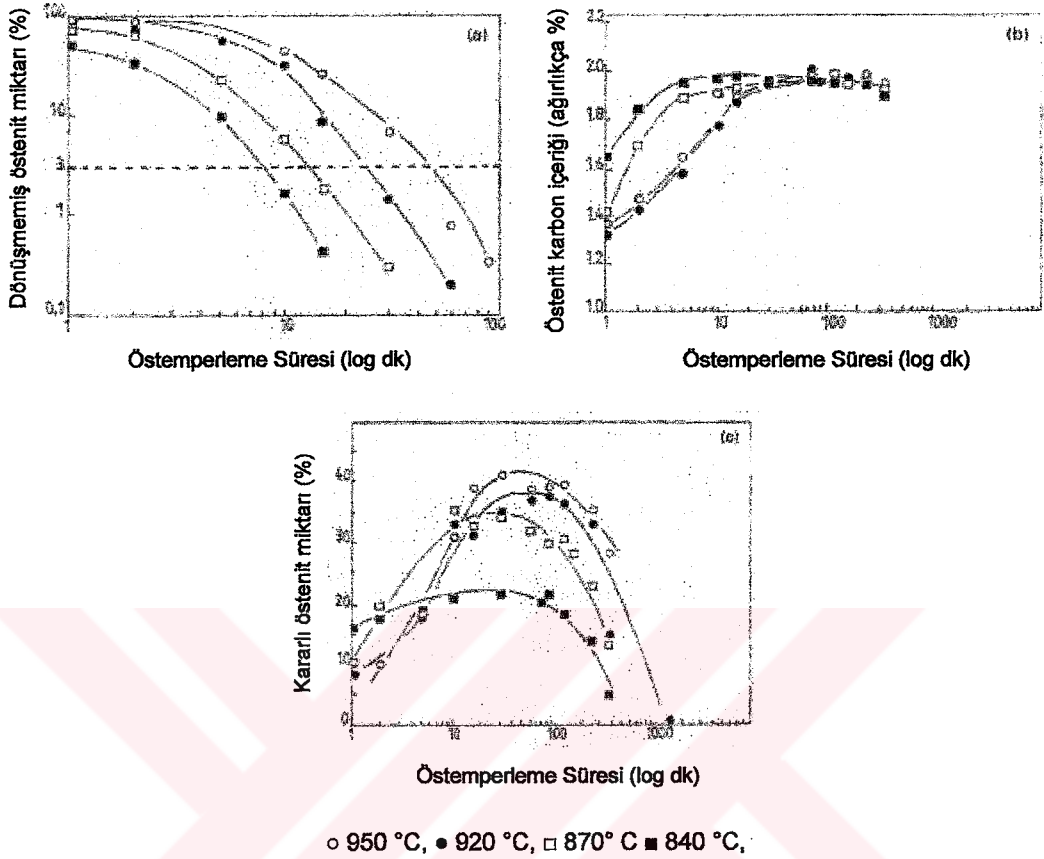
Şekil 2.11'da gösterildiği gibi artan östempereleme süresi ile I. aşamada süneklik, tokluk ve dayanım artmakta II. aşamaya geçişle beraber süneklik ve tokluk düşerken

dayanım bir miktar artmaktadır. Bunun nedeni I. aşamada ilerleyen östemperleme süresi ile birlikte beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) miktarının artmasıdır (Şekil 2.12). II. aşamada ise karbür çökmesi sonucu süneklik ve tokluk düşer ancak sertlik ve dayanım biraz artar (7-8, 19-24, 27-31, 35-43, 46,47, 53).



○ % 0,2 Akma dayanımı, ● Çekme dayanımı, ■ Darbe enerjisi, □ Uzama

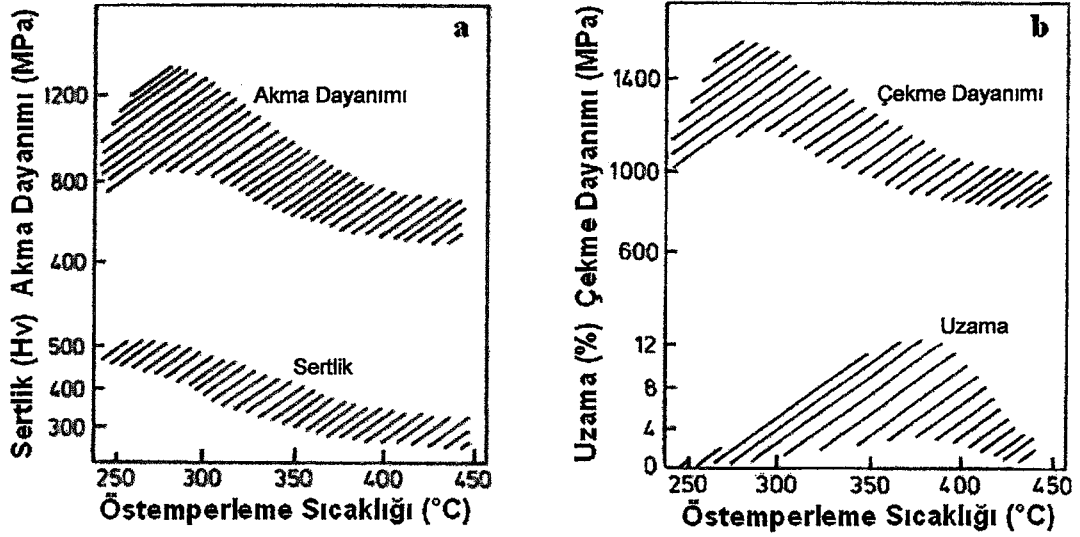
Şekil 2.11. Östemperleme süresine bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi(42)



Şekil 2.12. Östenitleme sıcaklığı ve östempereleme süresine bağlı olarak; a) dönüşmemiş östenit(martensit), b) östenit karbon içeriği, c) yüksek karbonlu östenit(kararlı östenit) miktarlarının değişimi (43)

Yüksek östempereleme sıcaklıklarında östempereleme sonucu ösferritin (beynitik ferrit + kararlı östenit) morfolojisi kaba olmakta, ancak kararlı östenit miktarı düşük östempereleme sıcaklıklarına göre daha fazla olmaktadır. Bunun sonucu olarak dayanım ve sertlik düşük olurken süneklik ve tokluk artmaktadır (Şekil 2.13).

Düşük östempereleme sıcaklıklarında ise daha ince ösferrit morfolojisi (beynitik ferrit + kararlı östenit) ile birlikte yapıda düşük miktarda kararlı östenit bulunmaktadır. Bunun sonucu olarak da yüksek dayanım ve sertlik ile beraber düşük süneklik elde edilmektedir (7, 8, 18-31, 35-43, 45).

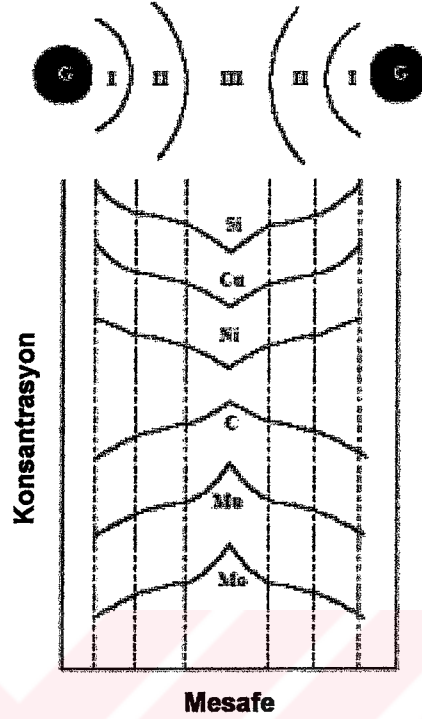


Şekil 2.13. Östempirleme sıcaklığına bağlı olarak; a) akma dayanımı ve sertlik, b) çekme dayanımı ve % uzamanın değişimi (8)

2.6. Alaşım Elementlerinin Etkileri

Küresel grafitli dökme demirlerde diğer dökme demirler gibi ötektik katılaşma ile katılaşması nedeniyle matriste alaşım elementlerinin segregasyonu söz konusudur. Şekil 2.14 'de gösterildiği gibi grafit ile ötektik hücre sınırı arasında alaşım elementlerinin konsantrasyonu şöyle değişmektedir (54, 55):

- I nolu bölge; grafit çevresidir. Bu bölgede Si, Ni ve Cu konsantrasyonu yüksektir ancak Mn yok denecek kadar azdır.
- II nolu bölge; bu bölgede alaşım elementlerinin tamamının konsantrasyonları farklılık göstermektedir.
- III nolu bölge; ötektik hücre sınırıdır. Bu bölgede Si ve Cu konsantrasyonu düşüktür. Fakat Mn, Mo, Cr ve P'ca oldukça zengindir.



Şekil 2.14. KGDD’de ötektik katılaşma bölgesinde elementlerin konsantrasyon değişiminin şematik gösterimi (54)

2.6.1. C’nun etkileri

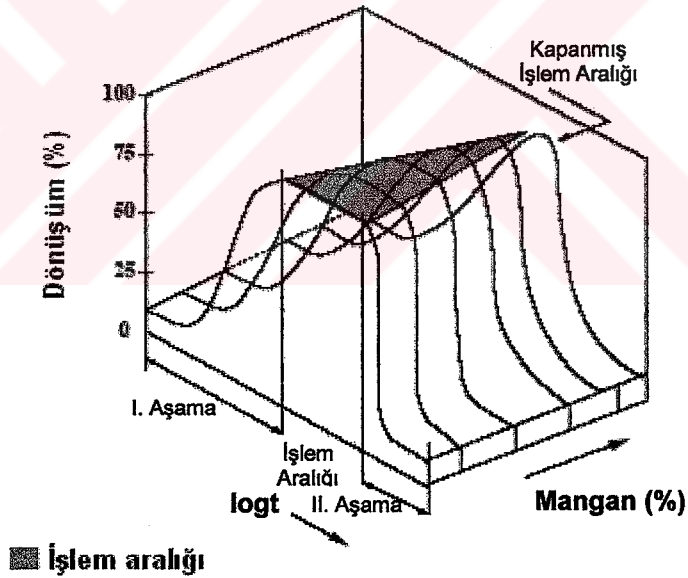
Karbon, ötektik hücre sınırlarında yüksek olması nedeniyle tavlama esnasında östenit ötektik hücre sınırlarından tercihli olarak östenitlenir (54).

2.6.2. Si’un etkileri

Si ferrit kararlaştırıcı bir element olması nedeniyle östenitin C içeriğini düşürür. Bu durum Eş. 2.1’deki ampirik formülden de görülebilmektedir. Si miktarındaki artış I. aşama reaksiyon hızını artırır ve II. aşama reaksiyonunu geciktirir. Bunun sonucu olarak östempereleme sıcaklığının azaltılmasıyla max. dayanım elde edilirken, östempereleme sıcaklığının artırılmasıyla süneklik artırılır (7).

2.6.3. Mn'in etkileri

Mn KGDD'lerin sertleşebilirliğini iyileştirir. % 0,25'ten büyük olduğu zaman I. aşama reaksiyonunu önemli ölçüde geciktirir. Ötektik hücre sınırlarındaki yüksek Mn varlığı östenitin burada tercihli çekirdeklenmesini sağlar. Mn östenit kararlaştırıcı bir element olması nedeni ile ötektik hücre sınırında östemperleme esnasında östenit varlığını korur ve yüksek karbonlu östenit + beynitik ferrit (ösferrit) oluşumunu geciktirir. Bu durumda östemperleme esnasında yapıda kalan östenit oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşür. Bu ise mekanik özellikleri düşürmektedir. Diğer bir deyişle Mn, östenitten→ ösferrite dönüşümü geciktirerek işlem aralığının kapanmasına (Şekil 2.15) ve oda sıcaklığında dönüşmemiş östenit miktarının artmasına neden olmaktadır (7, 20).



Şekil 2.15. Mn miktarının işlem aralığı üzerine etkisinin şematik gösterimi (20)

2.6.4. Mo'in etkileri

Mo ilavesi sertleşebilirliği arttırmakla beraber Mn gibi I. aşama reaksiyonunu geciktirmektedir. Ancak Mn kadar I. aşama reaksiyonunu geciktirmede etkili değildir. Mo mangan gibi segregasyon ve karbür oluşumunu teşvik ettiği için ağırlıkça % 0,3 sınırının aşılmasına dikkat edilmelidir. Detaylı çalışmalar 1000

MPa' dan fazla çekme dayanımları ve % 8' den fazla uzamaların 355 °C' de östemperleme ile % 1 Cu ve % 0,2 Mo' li KGDD'de elde edilebileceğini ortaya koymuştur (56). Mo ilavesi özellikle yüksek östemperleme sıcaklıklarında I. aşama reaksiyonunu biraz geciktirerek oda sıcaklığında dönüşmemiş östenitin(martensitin) varlığına neden olmaktadır (7, 41-43, 46, 47).

2.6.5. Ni'in etkileri

Nikel matrizen küresel grafitlere C geçişini güçleştirerek östenitleme sıcaklığında östenitin C içeriğini artırır. Araştırmacılar % 1'i geçen Ni içeriklerinde özellikle 350°C'nin altındaki östemperleme sıcaklıklarında çekme dayanımı ve sertliği düşürdüğünü rapor etmişlerdir (52). Ayrıca Ni II. aşamada karbür oluşumunu geciktirir (7).

2.6.6. Cu'ın etkileri

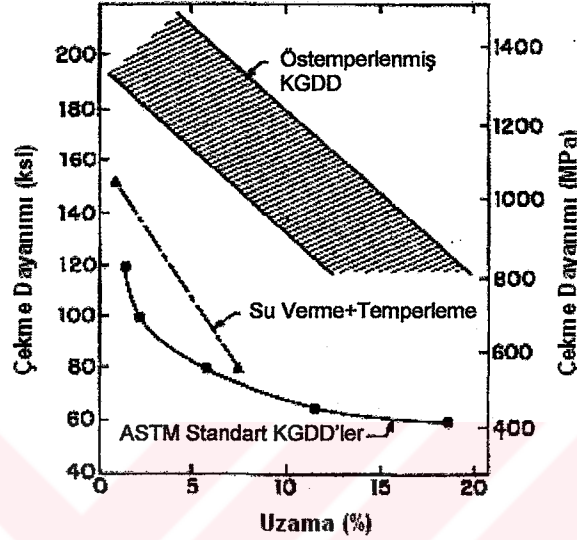
Bakır, Ni ile beraber östenitleme süresinin uzamasıyla birlikte küresel grafitlere doğru harekete geçen C atomlarının geçişlerini güçleştirerek C atomlarının östenite kalmasını sağlarlar. Araştırmacılar Cu ve Ni' in ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerini (çekme ve yorulma özelliklerini) oldukça iyileştirdiğini rapor etmişlerdir (27, 34).

% 1,5 üzerindeki Cu ilavesi ve 300 °C–400 °C arasında östemperlenmiş KGDD'lerin sertliği ve çekme dayanımının artması üzerinde az bir etki yaratmaktadır (52). Bununla birlikte Cu dönüşmemiş östenit(martensit) miktarını etkilemez ve nikel gibi II.aşamada karbür oluşumunu geciktirir. Bu etki yorulma dayanımı ve kırılma tokluğu özellikleri üzerinde bir miktar iyileşmeye yardımcı olur (7).

2.7. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Kullanım Alanları

Östemperlenmiş KGDD'ler diğer ısıtıl işlemlere göre en iyi dayanımı+süneklik kombinasyonu göstermesi nedeniyle (Şekil 2.16) endüstride geniş ölçüde uygulama alanı bulmuştur (6, 9, 19, 57, 58, 59). Ayrıca talaşlı imalata uygunlukları, dövme

çeliğe göre % 10 hafif olmaları, yüksek aşınma dirençleri, döküm yoluyla son şekle getirilebilme imkanları ve üretim maliyetlerinin düşük olması gibi nedenler ÖKGDD' leri vazgeçilemez mühendislik malzemeler sınıfına koymuştur.



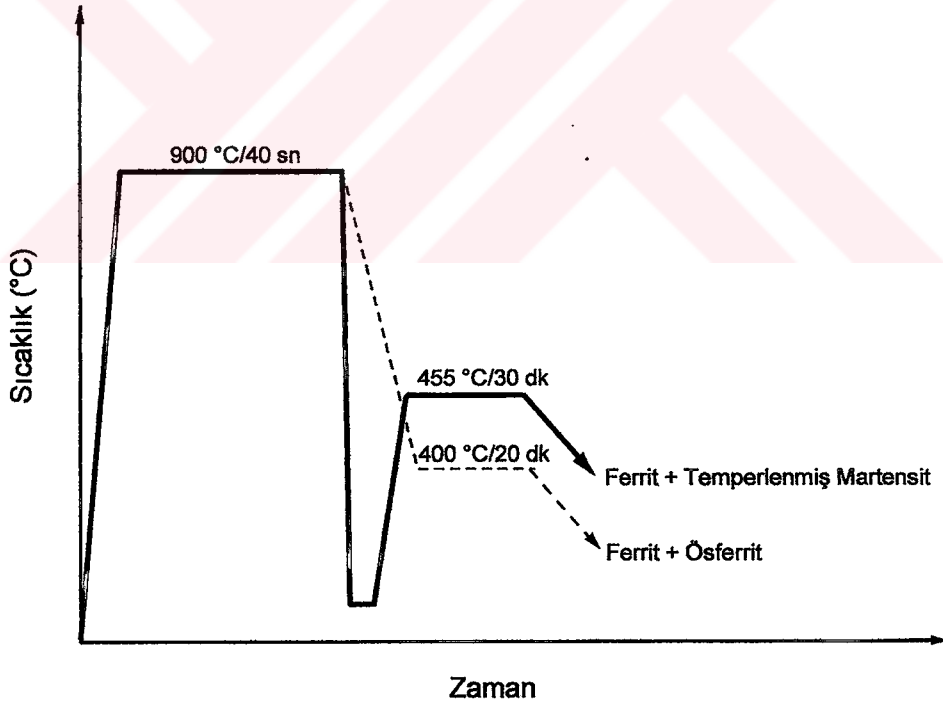
Şekil 2.16. ÖKGDD'ler ile su verme + temperleme ısıl işlemi uygulanmış KGDD'ler ve ASTM standart KGDD'lerin çekme dayanımı-% uzama miktarlarının karşılaştırılması (19)

Östemperlenmiş KGDD'ler otomotiv sektöründe; krank milleri, kam milleri, dişliler, volanlar, süspansiyon parçaları, egzost manifoldları, piston gömlekleri, şanzıman kutuları, diferansiyel kutuları ve fren kampanaları gibi parçalarda başarıyla kullanılmaktadır (6, 7, 9, 19, 57, 58, 59).

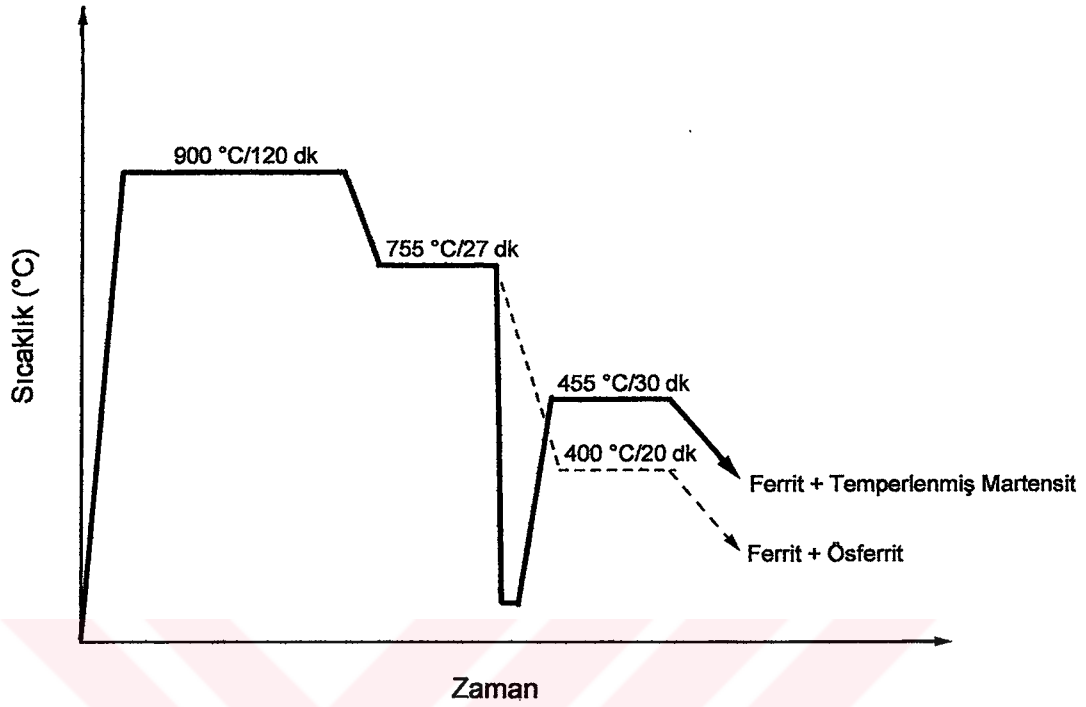
ÖKGDD'ler tarım makinelerinde ise, aşınma direncinin yüksek olmasına gereksinim duyulan pulluk uç demirleri, kaz ayakları ve tarım alet bıçaklarında kullanılmaktadır (8). Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler yüksek aşınma direnci özelliklerinden dolayı son yıllarda iş makinelerinin kepçe tırnaklarında da başarıyla kullanılmaktadır (58).

3. ÇİFT FAZLI MATRİS YAPIYA SAHİP KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER(ÇFMKGDD)

Çift fazlı matris (ötektoid ferrit + ösferrit veya martensit) yapıya sahip küresel grafitli dökme demirler ile ilgili literatürde oldukça sınırlı sayıda araştırma bulunmaktadır. Bu araştırmalardan birincisini 1986 yılında Voigt ve arkadaşları yapmıştır. Voigt ve arkadaşları (60) çalışmalarında, % 3,60 C, % 2,2 Si % 0,3 Mn, % 0,7 Ni ve % 0,2 Mo içeren KGDD'de kısmi östenitleme ile martensit elde etmek için su verme işlemi, ösferrit elde etmek için östempereleme işlemi uygulamıştır. Küresel grafit etrafında ferrit, matriste martensit yada ösferrit elde etmek için uyguladıkları ısı işlem çevrim Şekil 3.1'de, küresel grafit etrafında martensit yada ösferrit ve ferritik matris elde etmek için uyguladıkları ısı işlem çevrimi Şekil 3.2'de gösterilmiştir.



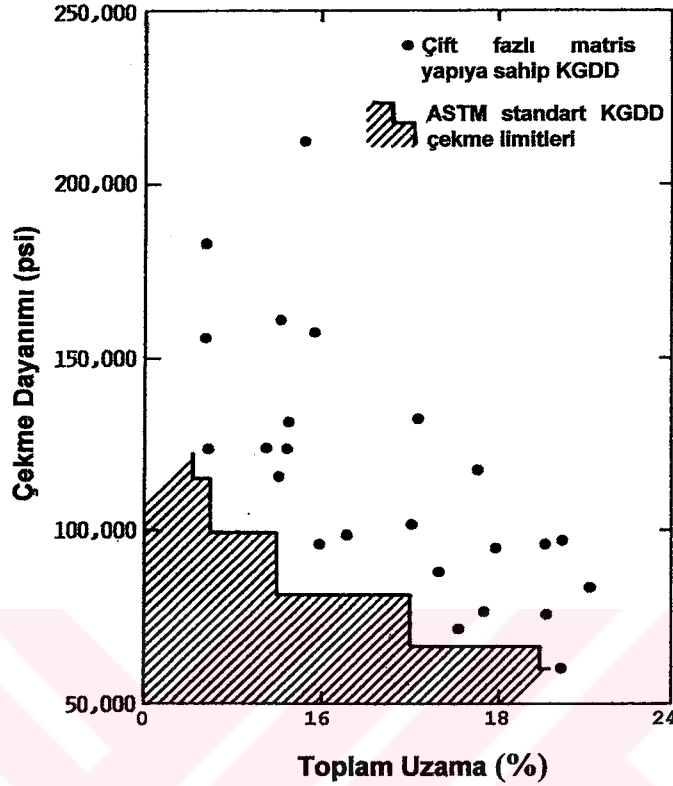
Şekil 3.1. Küresel grafit etrafında martensit yada ösferrit elde etmek ve ferritik matris oluşturmak için uygulanan ısı işlem çevrimleri (60)



Şekil 3.2. Küresel grafit etrafında martensit yada ösferrit ve ferritik matris oluşturmak için uygulanan ısıtma işlem çevrimi (60)

Voigt ve arkadaşlarının çalışmalarında üretilen ÇFMKGDD'lerde ve ASTM standart küresel grafitli dökme demirlerin çekme dayanımı-toplam % uzama ilişkileri Şekil 3.3' da gösterilmektedir. Mikroyapısında ferritle birlikte martensit yada ösferrit içeren ÇFMKGDD'ler geleneksel ısıtma işlem görmüş KGDD'lere kıyasla daha yüksek toplam uzama sergilemişlerdir.

Voigt ve arkadaşları kırılma yüzeyi incelemelerinde grafitin etrafında birincil ferrit oluştuğunda mikroçatlağın keskinliğini giderdiğini ve mikroçatlağı yavaşlattığını, grafitin etrafında martensit yada ösferrit oluştuğunda mikroçatlak başlangıcının daha zor olduğu, yani küresel grafitli dökme demirde ikincil fazlar(ösferrit yada martensit) çatlak başlangıcına karşı bir direnç oluşturarak kırılmayı geciktirdiğini bildirmişlerdir (60).



Şekil 3.3. ASTM standart küresel grafitli dökme demirler ve ÇFMKGDD'lerin çekme dayanımı ve toplam % uzama miktarlarının karşılaştırılması (60)

Sugiyama ve arkadaşları (61) yaptıkları bir çalışmada, dökülmüş haldeki mikroyapısı % 60 ferrit + % 40 perlitten oluşan küresel grafitli dökme demiri değişik kritik sıcaklıklarda (800 °C, 815 °C, 830 °C ve 840 °C) kısmi östenitleyip daha sonra östemperlemişlerdir. Bu sıcaklıklarda kısmi östenitleme sonrası sırasıyla % 20, % 40, % 80 ve % 90 hacim oranlarında ösferrit elde etmişlerdir. Artan ösferrit hacim oranı ile akma ve çekme dayanımı artarken sünekliğin azaldığını tespit etmişlerdir. ÇFMKGDD'lerde ikincil fazın (ösferrit, martensit vb.) hacim oranı kontrolünü ilk olarak Sugiyama ve arkadaşları gerçekleştirmiştir.

Rashidi ve arkadaşlarının (62) yaptıkları bir çalışmada, kritik sıcaklıklar arasında kısmi östenitleme süresinin 400 saniyeye kadar artırılmasıyla akma ve çekme dayanımının arttığını tespit etmişlerdir. Öte yandan 600 saniyeye kadar olan kısmi östenitleme süreleri darbe dayanımını düşürmüştür. Rashidi ve arkadaşları bunu tamamlanamamış östenitlemeye atfetmektedirler. Daha iyi mekanik özellikler daha

yüksek östenitleme sıcaklığı seçilmesi ile sağlanabilmektedir. ÇFMKGDD'ler ile normalleştirilmiş, su verilmiş + temperlenmiş ve östemperlenmiş koşullardaki küresel grafitli dökme demirler karşılaştırıldığında, ÇFMKGDD'ler her zaman daha yüksek süneklik sergilemişlerdir.

Yine Rashidi ve arkadaşlarının (63), % 3,56 C, % 1,94 Si, % 0,28 Mn, % 1,33 Ni, % 0,29 Mo ve % 0,0125 S içeren küresel grafitli dökme demiri kullanarak yaptıkları bir diğer çalışmada temperleme sıcaklık ve sürelerinin ÇFMKGDD'ler üzerine etkilerini incelemek amacıyla numunelere 950 °C sıcaklıkta 2 saat tavlamanın ardından 760 °C sıcaklıkta 5 saat bekletme ve ardından fırında soğutma işlemi yapmışlardır. Son olarak numuneleri 900 °C sıcaklıkta 480 saniye gibi kısa bir süre tavlama suretiyle kısmi östenitleme sağlamışlar ve daha sonra ılık suda su vermişlerdir. Bu numunelerden bir kısmına değişik sıcaklıklarda (300 °C, 400 °C, 450 °C, 500 °C ve 600 °C) 1 saat temperleme işlemi uygulamışlardır. 500 °C temperleme sıcaklığında ise 30, 90, 120, 150 ve 180 dakika temperleme işlemi yapmışlardır. Rashidi ve arkadaşlarının deneysel çalışmaları sonucunda, 400-500 °C temperleme sıcaklıklarında ve bu sıcaklık aralığında, darbe dayanımı ve % uzama değerleri birden artarken çekme ve akma dayanımında neredeyse hiçbir değişiklik olmadığını belirtmişlerdir. Çalışmalarında artan temperleme sıcaklığıyla akma ve çekme dayanımları azalmıştır. 500 °C temperleme sıcaklığında 90 dakikaya kadar darbe dayanımı artmış, daha uzun temperleme sürelerinde ise azalmıştır. Yine 500 °C temperleme sıcaklığında, 120 dakikaya kadar % uzama artarken, 120 dakikadan sonra azalmış, akma ve çekme dayanımları ise artmıştır (63).

He ve arkadaşları (64) yaptıkları çalışmada, % 3,4 C, % 3,09 Si, ve %0,035 Mg içeren KGDD'e hızlı tavlama ve su verme ile küresel grafit etrafında halka şeklinde martensit ve ferritik matriste de martensit elde etmişlerdir. Bu ısı işlem sonucunda 1180 MPa çekme dayanımı ile birlikte % 8 uzama ve % 1,2 kesit alan daralması sonuçlarını elde etmişlerdir. Küresel grafit çevresindeki halka şeklindeki martensitin mikroçatlak çekirdeklenmesini ve ilerlemesini geciktirdiğini ve yavaşlattığını kaydetmişlerdir. Yine küresel grafit etrafındaki halka şeklindeki martensitin küresel

grafit-martensit arayüzeyindeki çatlak çekirdeklenmesini geciktirdiği ve arayüzeyde çatlak ilerlemesini engellediğini kaydetmişlerdir. İki fazın ferrit+martensit kombinasyonu çatlak ilerlemesine karşı bir direnç oluşturmaktadır (64).

Hafız (65) yaptığı çalışmada, % 3,52 C, % 2,54 Si, % 0,008 Mn, % 0,0033 Cr, % 0,008 Ni, % 0,009Mo, % 0,018 Cu, % 0,04 Mg, % 0,001 Pb, %0,007 S ve % 0,007 P kimyasal bileşimine sahip küresel grafitli dökme demirde küresel grafit etrafında kabuk (halka) şeklinde değişik mikroyapılar (martensit ve ösferrit) elde etmek amacıyla numuneleri, 600 °C sıcaklıkta 15 dk tavlamanın ardından çok hızlı bir ısıtma ile 910 °C sıcaklığa ısıtmış ve bu sıcaklıkta 1,5 dk beklemenin ardından martensit üretmek için buzlu suda soğutma, ösferrit elde etmek için aynı sıcaklıkta tavlamanın ardından 360 °C sıcaklıktaki tuz banyosuna soğutma ve bu sıcaklıkta 90 dk östemperleme yapmıştır. Hafız'ın elde ettiği çekme deneyi sonuçları Çizelge 3.1'de özetlenmektedir (65).

Çizelge 3.1. Farklı mikroyapılara sahip KGDD'lerin mekanik özellikleri (65)

Malzeme	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Dayanımı (MPa)	Pekleşme Oranı	Toplam Uzama (%)
Döküldüğü gibi	297	409	396	1,38	19,1
Ösferritik kabuk	341	535	520	1,57	17,9
Martensitik kabuk	598	713	705	1,19	4,9

Çizelge 3.1' de görüldüğü üzere küresel grafitin etrafındaki kabuğun (halkanın) ösferrit olduğu durumda toplam uzamada neredeyse hiç taviz vermeden, akma dayanımında yaklaşık % 15 çekme dayanımında ise % 31 iyileşme sağlamıştır. Küresel grafit etrafındaki halkanın martensit olduğu durumda ise % uzamadan % 74 taviz verilirken, akma dayanımında yaklaşık % 100, çekme dayanımında ise % 74 iyileşme sağlamıştır.

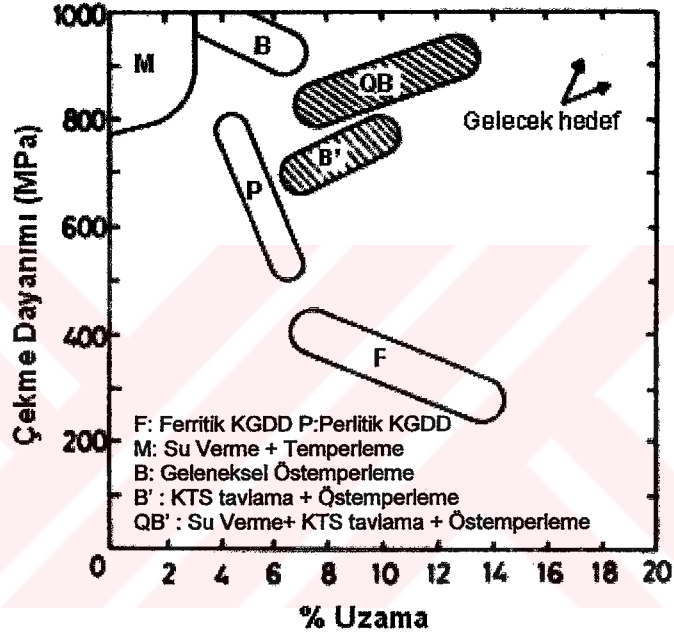
Hafız ÇFMKGDD'lerin çekme kırılma davranışı incelemelerinde, tamamen ferritik matrise sahip küresel grafitli dökme demirde ve ösferritik kabuk tarafından kuşatılmış küresel grafitlerde küresel grafit çevresi oldukça sünmüş ve grafit

çevresinde boşluklar gözlerken, küresel grafit çevresindeki kabuk martensit olduğu durumda küresel grafit çevresinde az miktarda hatta hiç boşluk oluşumuna rastlamamıştır. Küresel grafit etrafındaki kabuğun ösferit olduğu durumda, numuneler sünek kırılma sergilerken, martensit olduğu durumda kırılgan bir kırılma davranışı sergilediğini belirtmiştir.

Kobayashi ve arkadaşları (66) yaptıkları çalışmada farklı kimyasal kompozisyonlardaki küresel grafitli dökme demirlerde ÇFMKGDD üretmek için bir grup numunelere kritik sıcaklıklar arasında tavlayıp östemperlemişler (B'), diğer bir grup numunelere de ilk önce tamamen östenitleme sonrası su verme + kritik sıcaklıklar arasında tavlayıp östemperleme (QB'), ısıt işlemleri uygulamışlardır. Deneysel çalışmalar sonucunda QB' ve B' ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin kırılma tokluğu geleneksel östemperlenmiş numunelerden daha fazla çıkmıştır. En yüksek kırılma tokluğunu QB' ısıt işlemi uygulanmış numuneler sağlamıştır. QB' ısıt işlemi uygulanmış küresel grafitli dökme demirdeki bu yüksek tokluk şu sebeplere bağlanmıştır, birincisi; su verme ısıt işlemi sonucunda inceltilmiş östenit morfolojisi, ikincisi; $\alpha+\gamma+G$ sıcaklık aralığında tavlama esnasında östenit fazı, östenit yapıcı (Ni ve Mn) elementlerin difüzyonu sonucu kararlı hale gelmesi, üçüncüsü; birincil ferrit (α) fazının tokluğu zaten oldukça iyi olmasıdır. QB' ısıt işlemi çatlak başlama direncini B' ısıt işlemi ise çatlak ilerleme direncini arttırmaktadır.

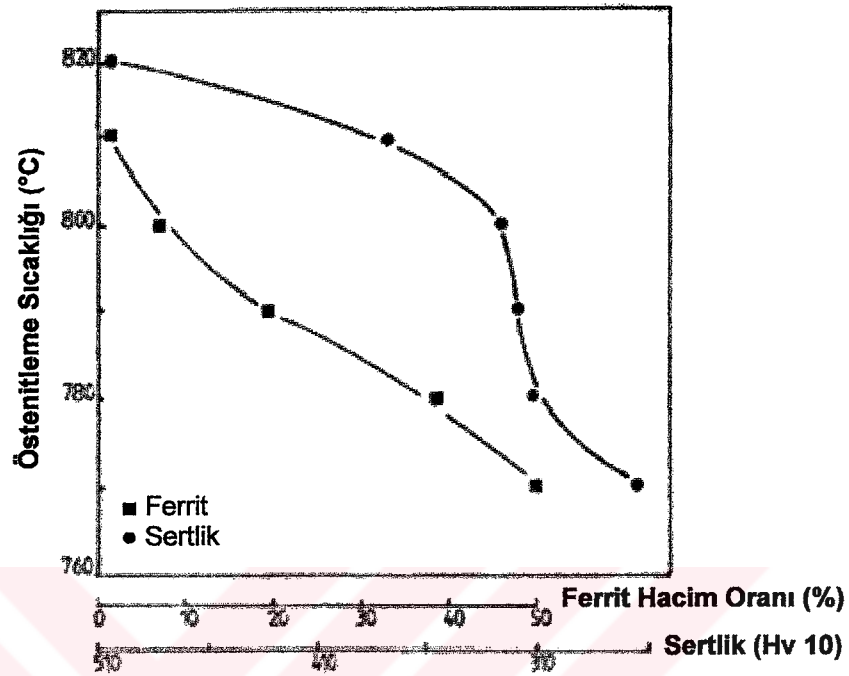
Yine Kobayashi ve arkadaşlarının (67) yaptığı çalışmada, QB' ısıt işlemini uygulamak için yapılan su verme sonrası ikincil kısmi östenitleme (kritik sıcaklıklar arasında) esnasında $(Fe, Cr, Mn)_3C$ olarak karakterize edilen ince karbürler çökmektedir. Tekrar östenitleme sonrası oluşan bu karbürler martensitik matristen çökmektedir. $\alpha+\gamma+G$ sıcaklık aralığında bekleme zamanının arttırılmasıyla ince karbür partiküllerinin sayısı azalmakta ve tokluk biraz artmaktadır. Bekleme zamanının arttırılmasıyla ferritik tanelerde irileşme meydana gelmektedir. Bu da tokluğu biraz arttırmaktadır. Bekleme süresinin arttırılmasıyla karbürlerin bozunması sonucu tokluk ve süneklik artarken, uzun tavlama süreleri nispeten kararlı karbürlerin ötektik hücre sınırları etrafında bozunması için gereklidir. Kobayashi'ye göre Ni

ilavesi grafit nodülleri etrafında mikrosegregasyon etkisi yapmaktadır. Dolayısıyla $\alpha+\gamma+G$ sıcaklık aralığında tavlama esnasında burada tercihli bir östenitlenme meydana gelmektedir. QB' ısıt işleminin sonucu dayanımında % 20-30 düşüş olurken toklukta 2 kat yada daha fazla iyileşmeler elde edilmiştir. Kobayashi ve arkadaşlarının elde ettikleri çekme dayanımı-% uzama sonuçları Şekil 3.4'te görülmektedir.



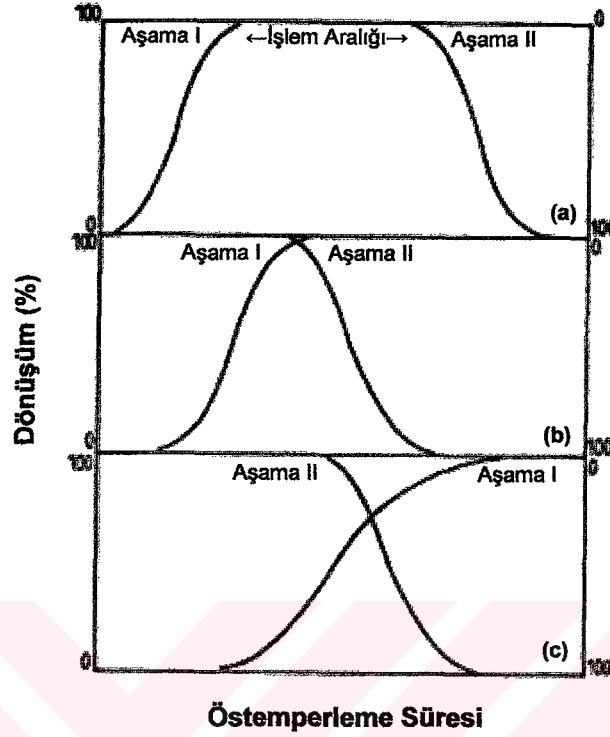
Şekil 3.4. Kobayashi ve arkadaşlarının elde ettikleri çekme dayanımı - % uzama sonuçları (66)

Kazerooni ve arkadaşları (68) % 3,39 C, % 2,56 Si, % 0,37 Mn, % 0,25 Mo, % 0,29 Cu ve % 0,04 Mg içeren perlitik küresel grafitli dökme demiri kullanarak yaptıkları bir çalışmada östenitleme sıcaklığının östempereleme ve mekanik özellikler üzerine etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada numuneler 800 °C, 840 °C, 870 °C, 920 °C ve 950 °C' lerde 2 saat östenitlemenin ardından 375 °C' de 1-4320 dakika süreyle östemperelemiştir. Östenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferrit hacim oranında ki değişim Şekil 3.5' te gösterilmektedir.



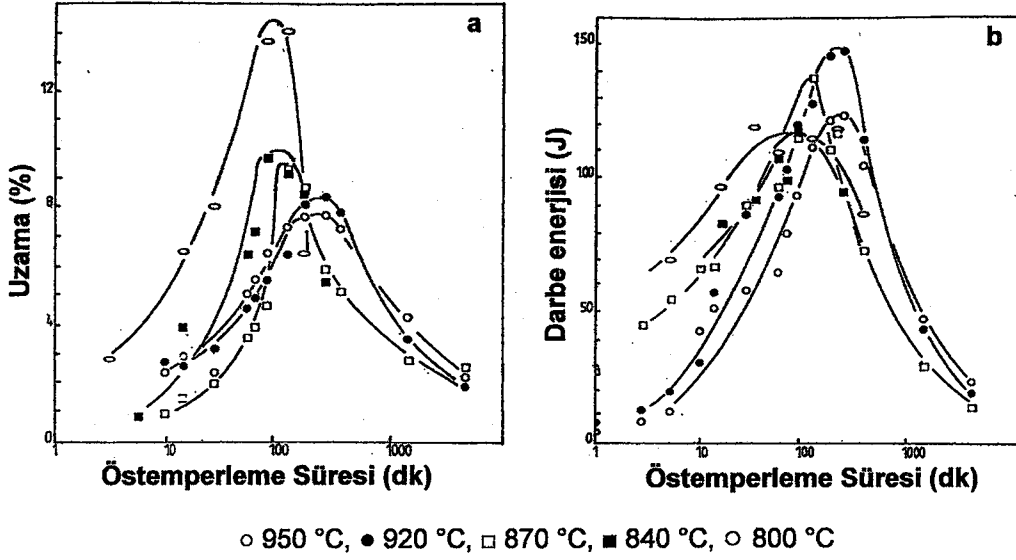
Şekil 3.5. Östenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferrit hacim oranındaki değişim (68)

Ayrıca östenitleme sıcaklığının düşürülmesi ile I. aşama reaksiyonu hızlanmakta ve işlem aralığı açılmaktadır. Artan östenitleme sıcaklığı ile işlem aralığı kapanmaktadır. Östenitleme sıcaklığının düşürülmesi ile östenitin C içeriği azalmaktadır, bu ise I. aşama reaksiyonunu hızlandırmakta ancak sertleşebilirliği azaltmaktadır. Ayrıca düşük karbonlu östenit oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşmektedir. Yüksek östemperleme sıcaklığı II. aşama reaksiyonunu hızlandırmakta ve işlem aralığını kapatmaktadır. Ancak alaşım elementlerinin ilavesi özellikle I. ve II. aşama reaksiyonlarını geciktirmektedir. Bu durum Şekil 3.6' da gösterilmektedir.



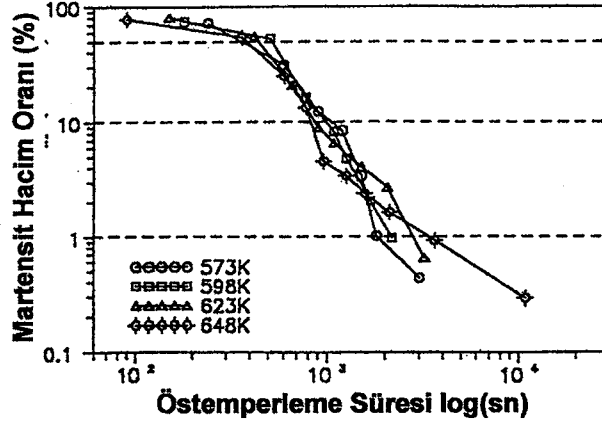
Şekil 3.6. Alaşım elementleri ve östempirleme sıcaklığının östempirleme dönüşüm aşamaları üzerine etkisi; a) alaşımsız KGDD, b) yüksek östempirleme sıcaklığında östempirlenen alaşımsız KGDD, c) yüksek östempirleme sıcaklığında östempirlenen alaşımlı KGDD (68)

En yüksek uzama ve darbe enerjisini düşük östenitleme sıcaklıkları ve kısa süreli (80-130 dk) östempirleme ısı işleminin sonucunda elde etmişlerdir. Düşük östenitleme sıcaklıkları sonucu elde edilen birincil ferrit fazı dayanımı düşürürken sünekliği oldukça iyileştirmekte ancak darbe dayanımını bir miktar arttırmaktadır. Östempirleme süresi ile % uzama ve darbe enerjisi arasındaki ilişki Şekil 3.7' de gösterilmektedir.



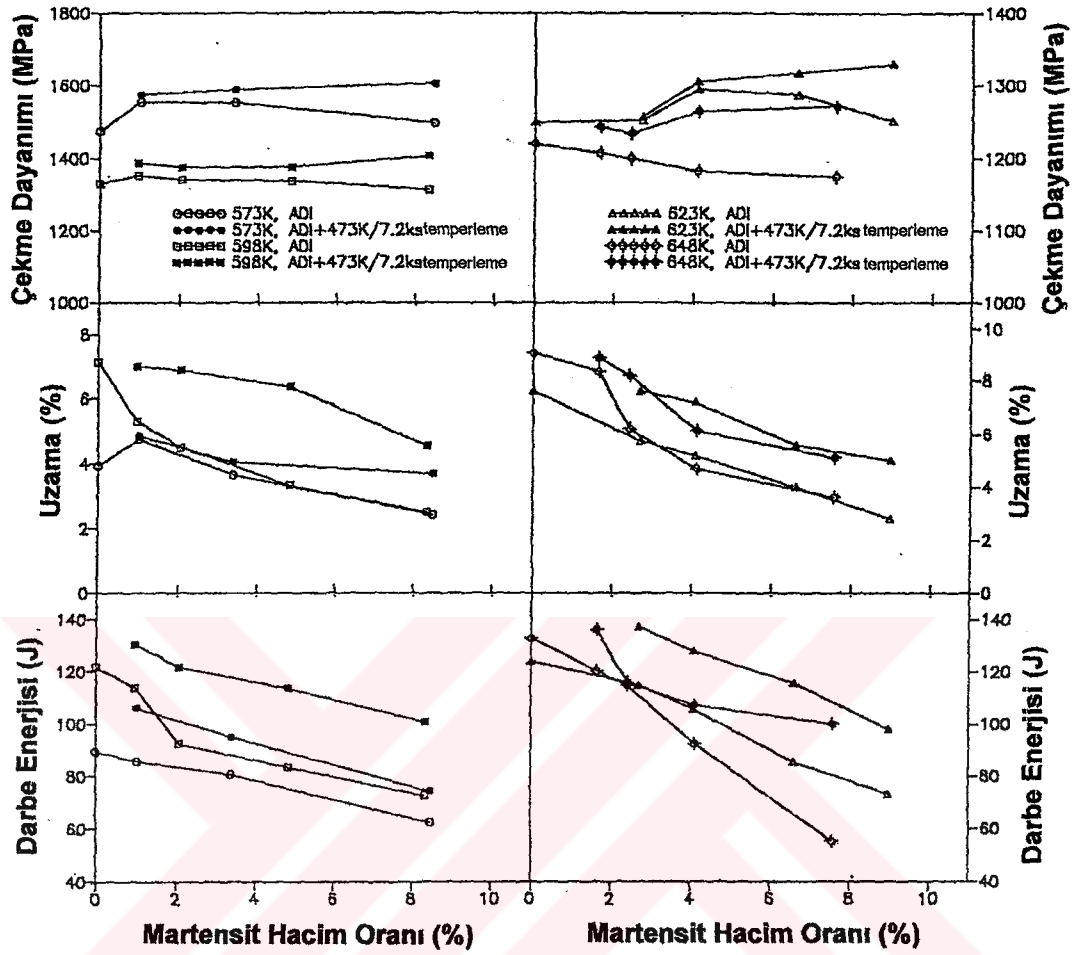
Şekil 3.7. Östempirleme süresine bağlı olarak; a) % uzama ve b) darbe enerjisinin değişimi (68)

Wen ve arkadaşları (69) % 3,52 C, % 2,63 Si, %0,18 Mn, %0,77 Cu, % 0,52 Ni % 0,037 Mg kimyasal kompozisyonuna sahip perlitik küresel grafitli dökme demiri kullanarak yaptıkları çalışmada ÇFMKGDD üretmek için numuneler, 900 °C' de 60 dk östenitlemenin ardından değişik sıcaklıklardaki (300 °C, 325 °C, 350 °C, 375 °C) tuz banyolarında 510 sn süre ile östempirlenmiş ve suda su verilerek oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Daha sonra 200 °C' de 120 dk temperleme yapmak suretiyle mikroyapıda ösferrit + temperlenmiş martensit elde etmişlerdir. Yalnız burada yapıda birincil ferrite rastlanmamıştır. Östempirleme esnasında henüz I. aşama ($\gamma \rightarrow \alpha_b + \gamma_k$) tamamlanmadan su verildiği için mikroyapıdaki reaksiyona girmemiş östenit martensite dönüşmüştür. Dolayısıyla mikroyapı ösferrit + martensitten meydana gelmiştir. 540 sn östempirlemenin ardından martensit hacim oranı hızla azalmakta ve hacim oranı % 50'nin altına düşmektedir. Bu durum Şekil 3.8.'de gösterilmektedir.



Şekil 3.8. Östemperleme süresine bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi (69)

Östemperleme süresi arttıkça martensit hacim oranının azalması ve ösferrit miktarını artması nedeniyle mekanik özellikler artmıştır. Ancak ilerleyen östemperleme süreleri sonucunda mekanik özellikler azalmıştır. İlerleyen östemperleme süreleri sonucu mekanik özelliklerdeki azalmanın nedeni II. aşama esnasında karbür oluşumu ve yüksek karbonlu östenit (γ_{yk}) miktarının azalmasıdır. Martensit hacim oranının (MHO) östemperleme süresi (I. aşamada) ile miktarı kontrol edilebilmektedir. Martensit hacim oranı arttıkça çekme dayanımı artarken darbe dayanımı ve % uzama değerleri azalmıştır. MHO ile mekanik özellikler arasındaki ilişkiler Şekil 3.9' da gösterilmektedir.



Şekil 3.9. Martensit hacim oranına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi (69)

Östempereleme sıcaklığı arttıkça martensit hacim oranı artmıştır. Bunun nedeni, yüksek östempereleme sıcaklıklarında itici gücün azalması sonucu I.aşama reaksiyonu uzun sürmektedir dolayısı ile mikroyapıda (I.aşamada) daha fazla reaksiyona girmemiş östenit vardır. Bu ısı işlem yöntemi ile optimum ÖKGDD'in özellikleri daha kısa sürede elde edilebilmektedir.

Zhou ve arkadaşları (70) yaptıkları bir çalışmada % 3,2-3,8 C, % 2,5-3,0 Si, % 2,5-3,0 Mn, % 0,06 S ve % 0,06 P kimyasal kompozisyona sahip ferritik küresel grafitli dökme demirde kontrollü bir ısı işlem uygulayarak KGDD'de beyrit + martensitik yapı elde etmişlerdir. Bu kontrollü ısı işlem üç aşamayı içermektedir: Birinci aşamada, tamamen östenitlemenin ardından spreysel su verme ile 300 °C' ye kadar inilmiş ve böylece perlitik dönüşüm engellenmiştir. İkinci aşamada numuneler ısısını

koruyacak bir yere alınmış ve burada iki saatte 200 °C' ye soğutulmuştur. Son olarak numuneler ısı koruyucu setten alınmış ve martensitik dönüşümün gerçekleşmesi için havada soğutulmuştur. Son olarak mikroyapıda beynit + martensit + % 8-10 hacim oranında kalıntı östenit elde edilmiştir.

Çizelge 3.2. Yüksek kromlu bir KGDD ile beynit + martensitten oluşan mikroyapıya sahip bir KGDD'nin sertlik ve darbe dayanımlarının karşılaştırılması (70)

Malzeme	Sertlik (HRC)	Darbe Dayanımı(J)
Yüksek Cr'lu bir KGDD	54-62	3-8
Beynit + Martensit İçeren KGDD	53-55	15-20

Tablodan da görüleceği üzere sertlikten çok az bir kayıp verilirken tokluk 1-1,5 kat artmıştır. Dolayısıyla sertlik ve tokluğun optimum kombinasyonu sağlanmıştır. Bu mükemmel sertlik ve tokluk kombinasyonu: 1- inceltilmiş tane yapısına 2- beynit + martensit'in varlığına ve 3- kalıntı östenitin varlığına atfedilmektedir. Beynit + martensit içeren KGDD'in aşınma direnci yüksek kromlu bir dökme demirle karşılaştırılabilir ve Mn13 hadfield çeliğinin iki katıdır.

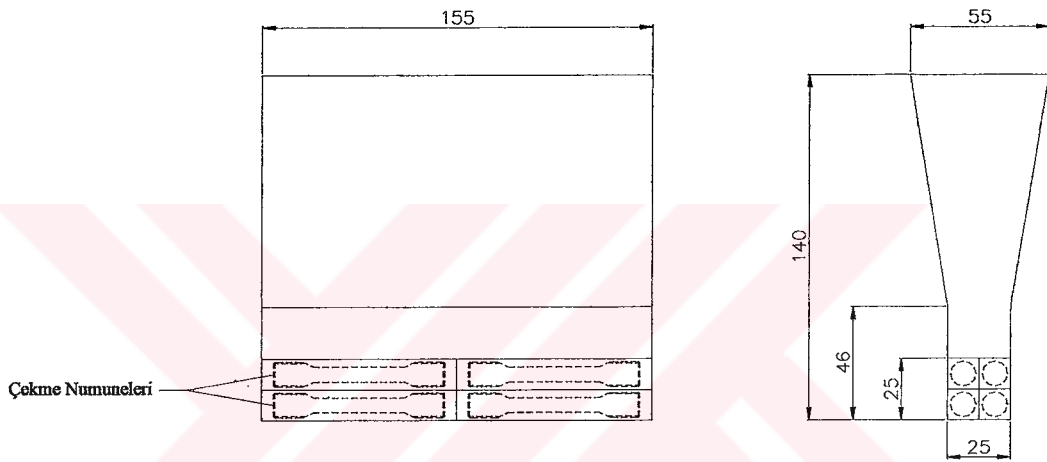
Çizelge 3.3. Beynit + martensit mikroyapıya sahip KGDD ile aşınmaya dirençli dökme demirlerin aşınma özelliklerinin karşılaştırılması (70)

Malzeme	Sertlik (HRC)	Aşınma zamanı (dk)	Ağırlık kaybı (g)
2,5 Cr-16 V-Ti dökme demir	50	120	0,707
Mn13 çelik döküm	213 (HB)	120	1,172
Beynit + martensit içeren KGDD	51,5	120	0,643

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Döküm İşlemi

Dökümün yapıldığı kum kalıp tasarımı TS 526'da (12) belirtilen Y-bloklardan Y-II tipine göre hazırlanmıştır (Şekil 4.1). Ergitme işlemi 1000 kg kapasiteli orta frekanslı ergitme tipi Inductotherm marka indüksiyon ocağı kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 4.1. Çalışmalarda kullanılan Y-blok ve ölçüleri (mm)

İndüksiyon ocağına şarj girdisi olarak külçe şeklinde sorel marka sfero piki kullanılmıştır. Sfero pikinin kimyasal analizi Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Sfero piki kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)

Fe	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Sn	C
95	0.277	0.04	0.004	0.031	0.03	0.005-0.0021	0.0005	4.1

Ergitilmiş olan metal, döküm sıcaklığına ulaştıktan sonra (~1490 °C) küreselleştirme ve aşılama işlemleri yapılmıştır. Küreselleştirme işlemi Tundish tipi işlem potasında (Şekil 4.2), aşılama işlemi döküm potasında (Şekil 4.3) gerçekleştirilmiştir. Küreselleştirme işleminde kullanılan küreselleştiricinin ve aşılama işleminde kullanılan aşılama kimyasal bileşimleri sırasıyla Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3'de

verilmiştir. Küreselleştirme işlemi için ağırlıkça % 1,4 küreselleştirici malzeme, aşılma işlemi için % 0,2 aşılama malzeme kullanılmıştır.

Çizelge 4.2. Küreselleştirici malzemenin bileşimi (Ağırlıkça %)

Si	Mg	Al	Ca
44-48	5-6	max 1	1,4-1,8

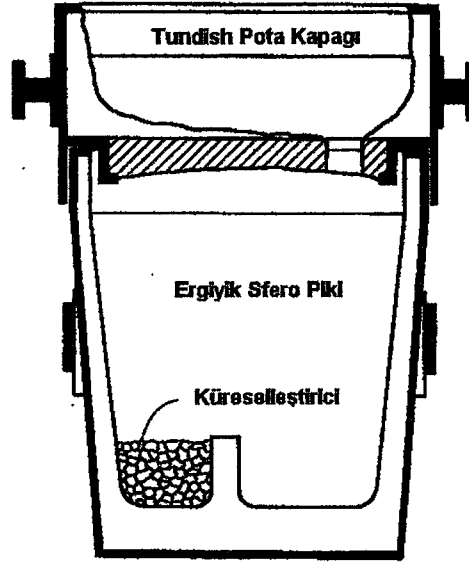
Çizelge 4.3. Aşılama malzemenin bileşimi (Ağırlıkça %)

Si	Ca	Ba	Al
73-78	1-2	2-3	max 1,5

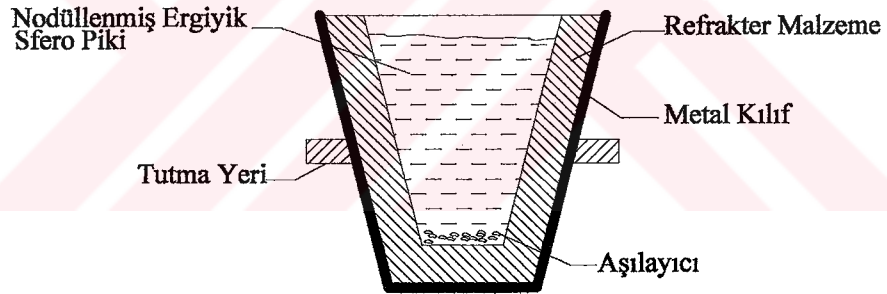
İşlem potasına alınan sıvı metal, yaş kum kalıplara (Şekil 4.4) küreselleştiricinin etkinliği geçmeyecek bir süre (3-4 dk) içinde dökülerek oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır. Malzemenin döküm sırasında kimyasal bileşimini tespit etmek amacıyla işlem potasından spektral analiz numunesi dökülmüştür. Elde edilen dökme demirin kimyasal bileşimi Çizelge 4.4’de verilmiştir.

Çizelge 4.4. Dökülen malzemenin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça %)

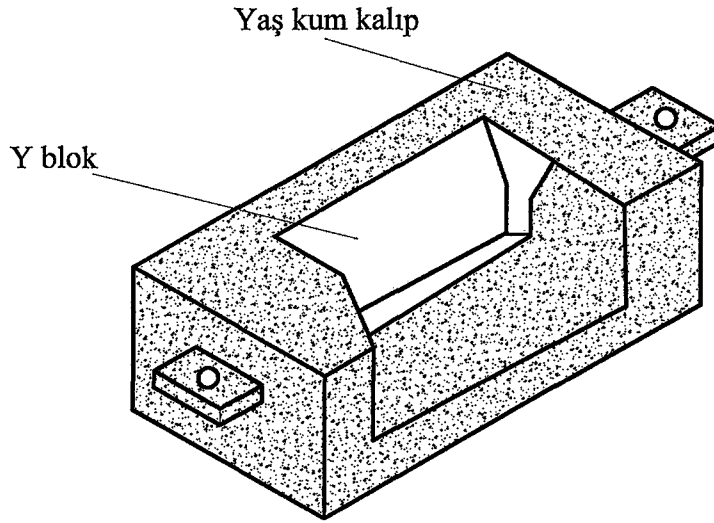
C	Si	Mn	P	S
3,50	2,63	0,318	0,019	0,009
Cu	Mo	Ni	Cr	Al
0,0552	0,0421	0,0423	0,031	0,003
Co	Nb	Ti	V	W
<0,001	<0,002	<0,0012	<0,001	0,005
Pb	Sn	Mg	Sb	Fe
<0,0002	0,0058	0,0471	0,0055	Kalan



Şekil 4.2. Tundish tipi küreselleştirme potasının şematik gösterimi



Şekil 4.3. Aşılama işleminin yapıldığı işlem potasının şematik gösterimi



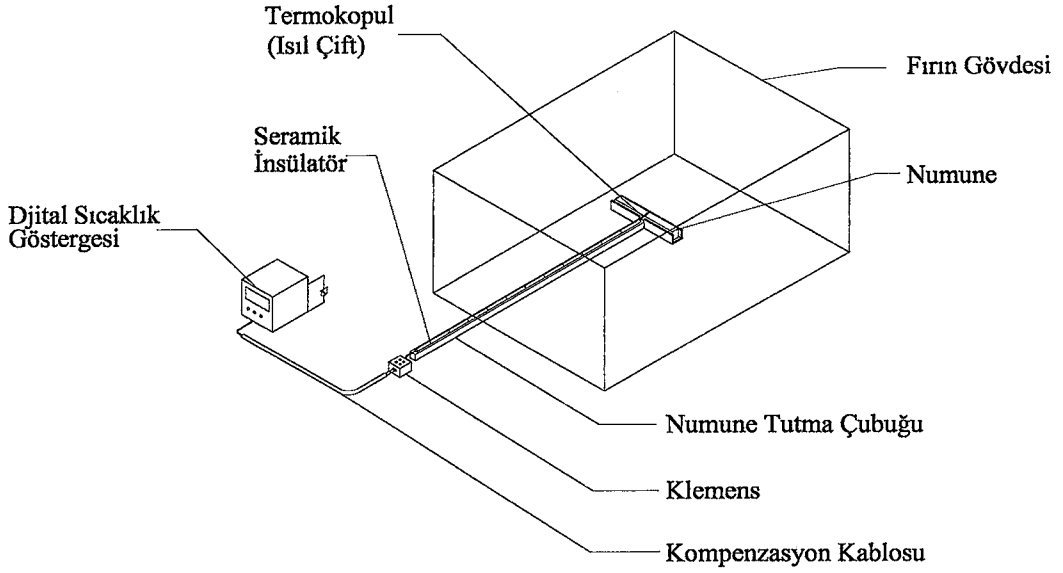
Şekil 4.4. Y-blokların döküldüğü kum kalıbın şematik olarak 3 boyutlu görünümü

4.2. Isıl İşlemler

4.2.1. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi

Tavlama işleminde kullanılan tav fırını Heraeus marka olup elektrik direnci ile çalışan ± 1 °C duyarlılıkta ve 0-1350 °C' ler arasında tavlamanın yapılabildiği atmosfer kontrolü olmayan bir fırındır. Numuneler gerekli işleme payları verilerek ısıtılma sırasında dekarbürize olan bölgeler talaş kaldırılarak uzaklaştırılmıştır.

Deneylerde K tipi (Cr-CrAl) termokupul (ısı çift) telleri kullanılmıştır. Sıcaklık kontrol sistemi Şekil 4.5' de şematik olarak gösterilmiştir. Numuneler önce sabitleme çubuğuna konulmuş daha sonrada termokupul telleri numune yüzey merkezine nokta kaynağı ile kaynatılmıştır. Termokupul tellerinin birbirlerine teması tellerin üzerine geçirilen seramik koruyucularla önlenmiştir. Tavlama işlemleri boyunca fırın içerisinde aynı bölge kullanılmış ve numune sıcaklığı sıcaklık göstergesi üzerinden sürekli kontrol edilerek ve tavlama sıcaklığındaki değişim numune sıcak bölgeden soğuk bölgeye veya tam tersi bir yönde hareket ettirilerek ± 2 °C' ye kadar indirilmiştir.



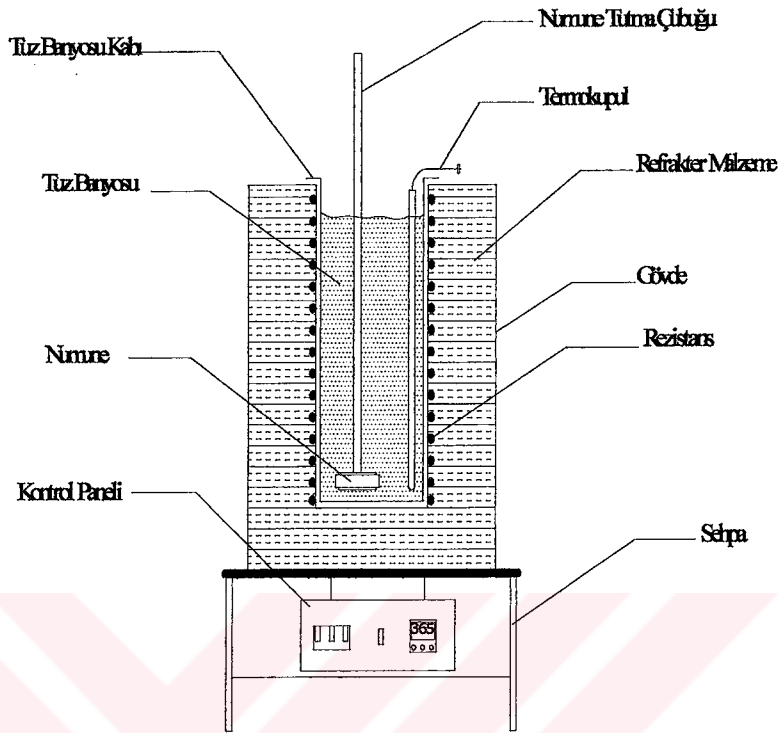
Şekil 4.5. Numune sıcaklık kontrol sisteminin şematik olarak gösterimi

4.2.2. Kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapıların oluşturulması

Ferritik matristeki ösferrit morfolojisini kritik tavlama öncesi oluşturulan başlangıç mikroyapıları belirlemektedir (71). Kaba ösferrit parçacık dağılımı için dökülmüş şartlardaki numune, ince ösferrit dağılımı içinde 900 °C’ de 20 dk östenitlenen daha sonra 100 °C’ de yağda soğutulan numuneler esas alınmıştır (Şekil 4.7).

4.2.3. Östemperleme

Östemperleme ısıl işleminde izotermal beklemeyi sağlamak için 50 % KNO_3 + 50 % NaNO_3 karışıma sahip tuz banyosu kullanılmıştır. Tuz banyosu olarak 2,5 Kw gücünde ve 220V ve 13A, PID kontrol sistemli $\pm 2^\circ\text{C}$ hassasiyetle çalışan Protherm marka tuz banyosu kullanılmıştır. Östemperleme için kullanılan tuz banyosu düzeneği Şekil 4.6’ da şematik olarak gösterilmiştir. Fırında tavllanmış olan numuneler numune tutma çubuğu aracılığıyla hızla tuz banyosuna transfer edilerek östemperleme ısıl işlemi sağlanmıştır.



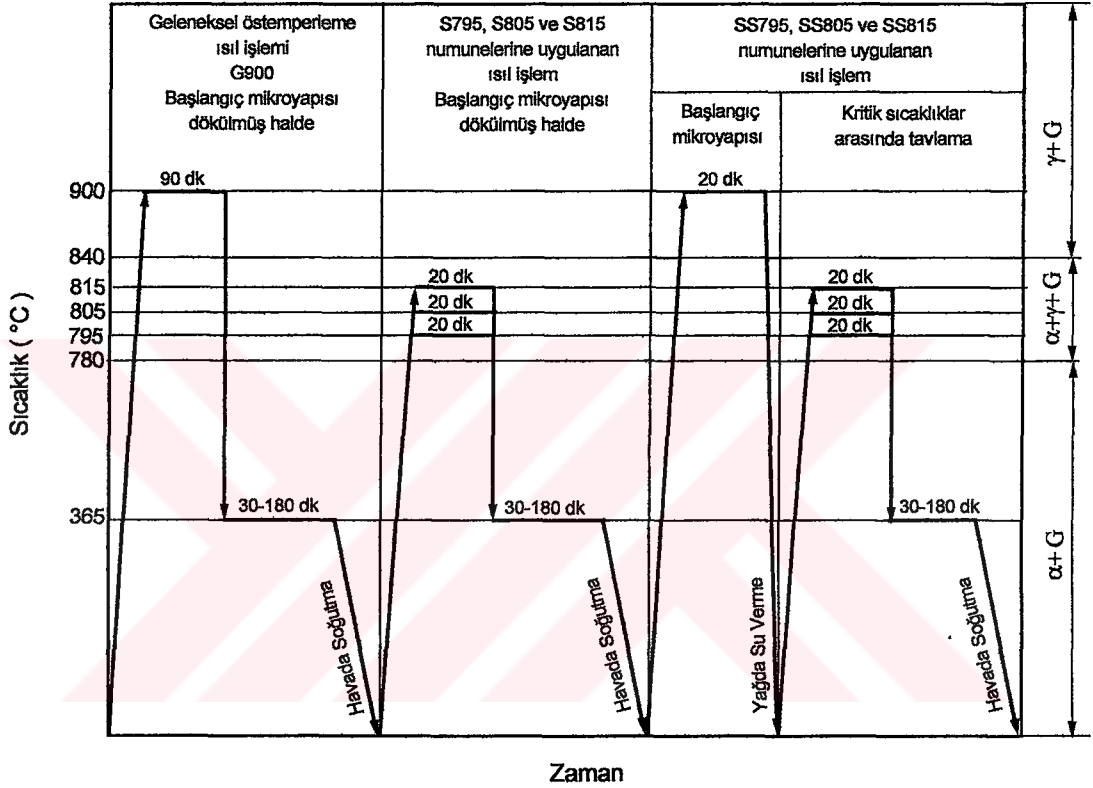
Şekil 4.6. Östempereleme için kurulan tuz banyosu düzeneğini şematik olarak gösterimi.

4.2.4. Çekme numunelerine uygulanan ısı işlemler

4 mm kesit kalınlığına sahip numuneler üzerinde üretilen mikroyapılar kesit kalınlığı daha büyük olan çekme numuneleri (Şekil 4.8) üzerinde de üretilmeye çalışılmıştır. Bu amaçla çekme numuneleri üzerinde, izlenen aynı ısı işlem sırası izlenmiştir. Çekme numuneleri Şekil 4.1'de Y-blok üzerinde gösterilen bölgelerden alınmıştır. Çekme numuneleri üzerinde ısı işlemler esnasında dekarbürize olan bölgeleri uzaklaştırmak için gerekli işleme payları bırakılmıştır. Mikroyapı incelemeleri çekme numuneleri üzerinde üretilen mikroyapıların, kesit kalınlığı ince numunelerde üretilen mikroyapılarla aynı olduğunu göstermiştir.

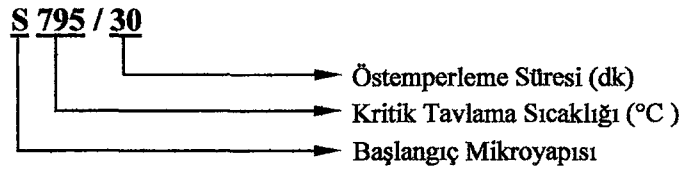
4.3. Numune Kodları ve Tanımlanması

Numune kodları Şekil 4.7' de gösterildiği gibi uygulanan kritik tavlama sıcaklığı, östemperleme süresi ve başlangıç mikroyapısına göre yapılmıştır.



Şekil 4.7. Numunelere uygulanan ısıtma işlemlerinin şematik olarak gösterimi.

Örneğin S 795 / 30 kodu ile kodlanmış numunenin açıklaması aşağıdaki gibidir.



4.4. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlem uygulanan 12x12x4mm boyutlarındaki numuneler standart metalografik yöntemlerle (Zımparalama + Polisaj) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Isıl işlem sırasında numune yüzeyinde oluşabilecek dekarbürize bölgesinin en az 0,5 mm'lik kalınlıktaki bir kısmı metalografik inceleme sonuçlarını etkilememesi için yüzeyden taşlanarak uzaklaştırılmıştır.

Dağlayıcı olarak % 2 nital (%2 HNO₃ + %98 CH₃OH) kullanılmıştır. Nital ile dağlama sonrası optik mikroskop incelemelerinde; martensit kahverengi, ötektoid ferrit beyaz, ösferrit koyu kahverengi renkte açığa çıkmış ve ferrit-ferrit tane sınırları belirginleşmiştir. Optik mikroskop incelemelerinde ösferritteki yüksek karbonlu östenitin beyaz renkte, beynitik ferritin ise koyu renkte (siyah) olduğu tespit edilmiştir. Yeni ferrit ise % 2 nital ile dağlamayı müteakiben kaynar durumdaki alkalin kromit dağlama sonrası ise açık beyaz renkte çıkmıştır.

Faz hacim oranlarının hesaplanmasında Eşitlik 4.1' de (72-74) verilen çizgisel kesişme metodu kullanılmıştır. 100 büyütmede 10 ayrı bölgeden ölçüm alınmıştır. Birim alana (mm²)' ye düşen grafit küre sayısı dağlanmamış numune yüzeyinde 100 büyütmede numunenin 10 ayrı bölgesinden resim alınarak hesaplanmıştır.

$$V_{faz} = \frac{L_{faz}}{L_T} \quad [4.1]$$

Burada;

V_{faz} : Faz hacim oranı

L_{faz} : Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu(mm)

L_T : Çizilen toplam çizgi uzunluğu'nu ifade etmektedir.

Aynı mikroyapılar üzerinde fazların ortalama tane boyutlarını hesaplamak için Eş. 4.2 ve Eş. 4.3 kullanılmıştır (72-74).

$$d_{MLI} = \frac{L_T \cdot V_{faz}}{N_p \cdot M} \quad [4.2]$$

Burada

d_{MLI} : Çizgisel kesişme uzunluğu (mm)

L_T : Toplam çizgi uzunluğu (500mm)

V_{faz} : Ölçülen fazın hacim oranı

M : Büyütme oranı

N_p : Çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı

D : Fazın ortalama tane boyutu'nu (μm) ifade etmektedir.

$$D = d_{MLI} \times 1,776 \quad [4.3]$$

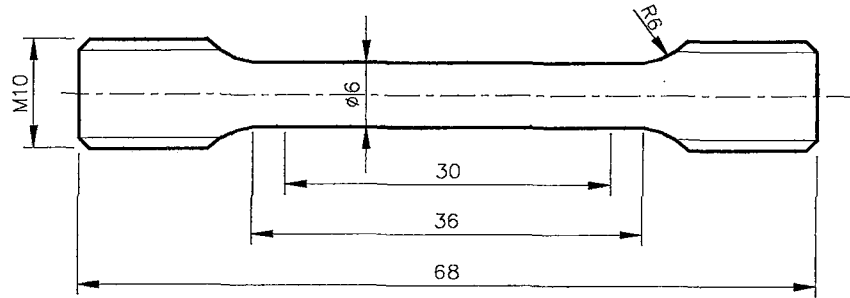
Bütün mikroyapıların görüntülenmesinde Philips marka dijital kamera bağlantılı MEIJI marka optik mikroskop kullanılmıştır. SEM çalışmaları ise JEOL JSM-6300 ve Philips 525 model tarama elektron mikroskopları kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Numunelerde çatlak oluşumu ve ilerlemesini tespit etmek amacı ile çekme testi sonrası numunenin kopma bölgesine yakın bölgeden boyuna kesiti alınarak standart metalografik yöntemler kullanılarak incelemeye hazır hale getirilmiş ve bu bölge ve elektron mikroskobunda incelenmiştir. Yine numunelerin kırılma modlarını belirlemek için kopmuş çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri tarama elektron mikroskobunda incelenmiştir.

4.5. Çekme Deneyi

Çekme deneyleri için kullanılan numune boyutları Şekil 4.8'de verilmiştir. Çekme numuneleri boyutları ASTM E 8M standardı (75) baz alınarak hazırlanmıştır. Çekme deneyleri DARTEC marka 60 ton çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazında oda sıcaklığında yapılmıştır. Bütün deneylerde hareketli başlık hızı 1 mm/dk olarak seçilmiştir. Gerilme ve % uzama değerleri deney sırasında çekme cihazına bağlı otomatik kaydediciden grafik olarak elde edilmiştir. Aynı grup

numunelerden (seriden) en az 3 numune deneye tabi tutulmuştur ve deney sonuçlarının ortalama değerleri alınmıştır.



Şekil 4.8. Çekme numunesi ve boyutları (mm)

4.6. Sertlik Deneyi

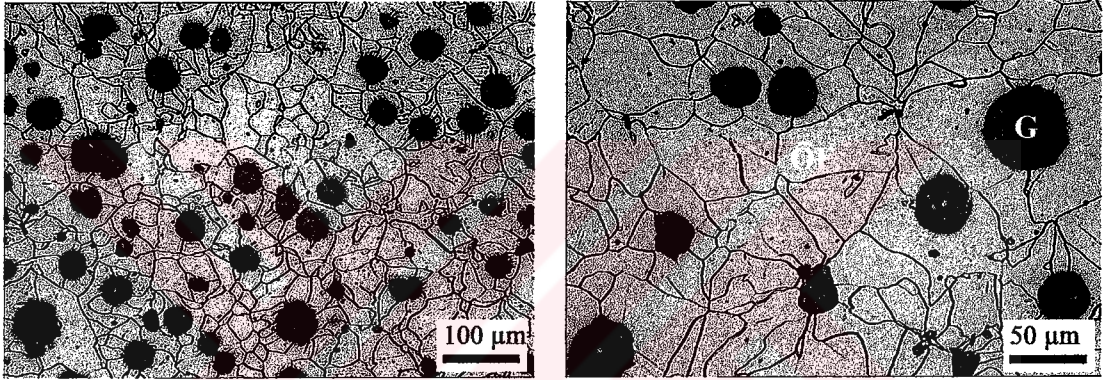
Numunelerin sertlik ölçümleri iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Metalografik hazırlıkları tamamlanmış (parlatılmış ve dağlanmış), mikroyapı fotoğrafları çekilmiş numunelerden ilk önce ösferritin sertliğini tespit etmek için mikrosertlik yöntemi kullanılmış, daha sonra numunelerin makrosertlikleri ölçülmüştür. Mikrosertlik ölçümleri Instron-Tukon 2100 model cihazda Vickers yöntemi kullanılarak 100 grf (0,1 kgf) yükte gerçekleştirilmiştir. Makrosertlik ölçümleri^{de} ise Instron-Wolpert marka DIATESTOR 7551 tipi sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Ölçümlerde Vickers (5 kgf yükte) yöntemi kullanılmıştır. Cihazlar kalibrasyon bloğu ile kalibre edildikten sonra numunelerin sertlikleri ölçülmüştür. Aynı numune için 10 değişik noktadan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Metalografik Çalışma Sonuçları

5.1.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı

Resim 5.1.'de görüldüğü gibi dökülmüş koşullardaki küresel grafitli dökme demir malzememizin mikroyapısı ötektoid ferrit + grafitten meydana gelmektedir.

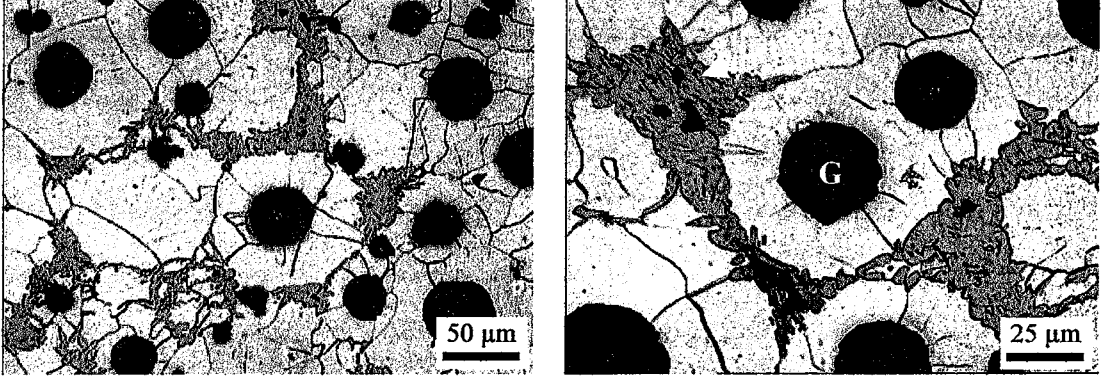


Resim 5.1. Dökülmüş haldeki malzemenin mikroyapısı (Dağlama: % 2 Nital)

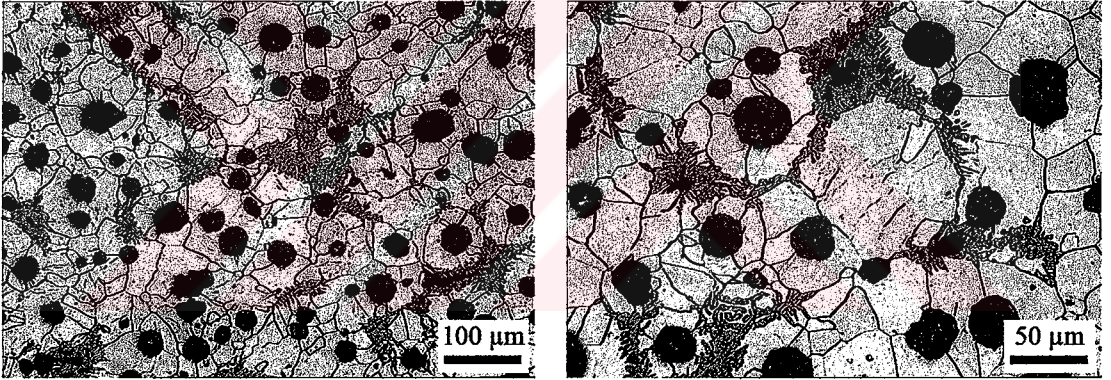
5.1.2. Kritik sıcaklıklarda tavllanmış ve su verilmiş numunelerin mikroyapıları

Resim 5.2, Resim 5.3 ve Resim 5.4'te görüldüğü gibi kritik tavlama sıcaklığı (KTS) arttıkça martensit (östenit) hacim oranı da artmıştır. Kritik tavlama sıcaklığında östenitleme esnasında oluşan östenitin tamamının martensite dönüştüğü kabul edilmiştir. Küresel grafitli dökme demirde kritik tavlama sıcaklığında tane sınırlarındaki yüksek difüzyon hızından dolayı östenit ilk olarak α/α tane sınırlarında ve ötektik hücre sınırlarında tercihli olarak çekirdeklenmiştir (Resim 5.2). Bu sonuç literatürle paralellik göstermektedir (66, 67). Daha sonra martensit denge hacim oranına gelene kadar büyümüştür. Bu aşamada östenitin büyüme hızı paraequilibrium şartlardan (kısa süreli östenitleme) dolayı karbon tarafından kontrol edilmektedir. Dökülmüş haldeki malzemede düşük östenitleme sıcaklıklarında östenit α/α tane sınırları boyunca asimetric olarak büyümüştür (Resim 5.3). Yüksek

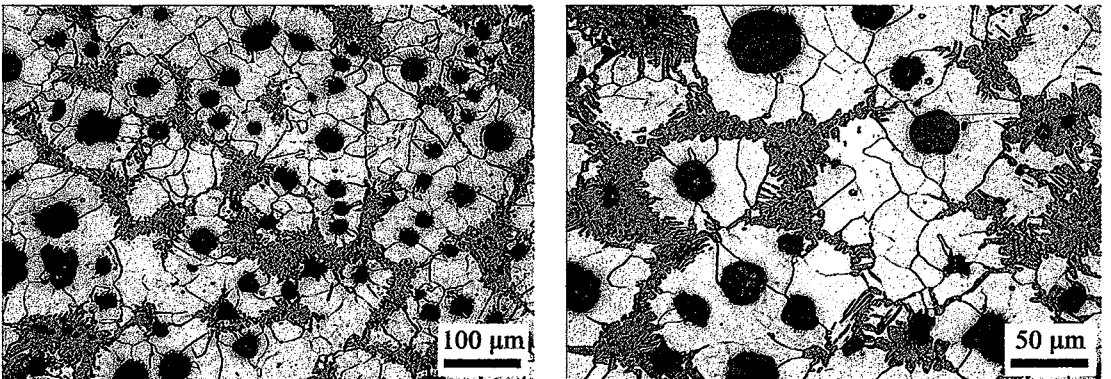
kritik tavlama sıcaklıklarında ise östenit α/α tane sınırlarında sürekli bir ağ şeklinde oluşmuştur (Resim 5.5).



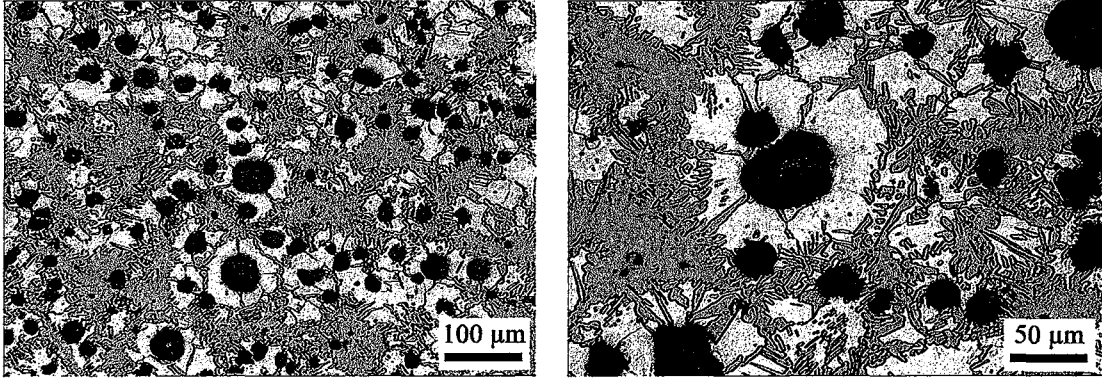
Resim 5.2. Kısa süreli östenitlenmiş (60 sn) ve su verilmiş S 795 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 5.3. 795°C' de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 795 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 5.4. 805°C' de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 805 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 5.5. 815°C’ de 20 dk östenitlenmiş ve su verilmiş S 815 numunesine ait mikroyapılar (Dağlama: % 2 Nital)

5.1.3. Kritik sıcaklıklarda tavlanmış ve östemperlenmiş numunelerin mikroyapıları

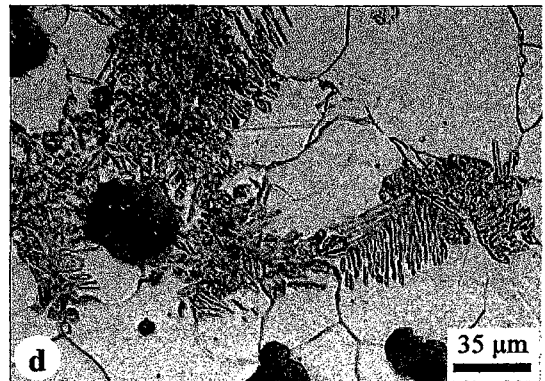
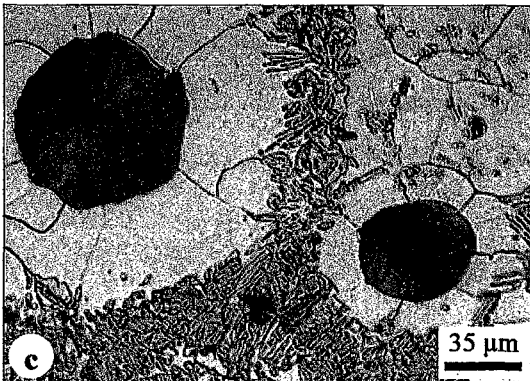
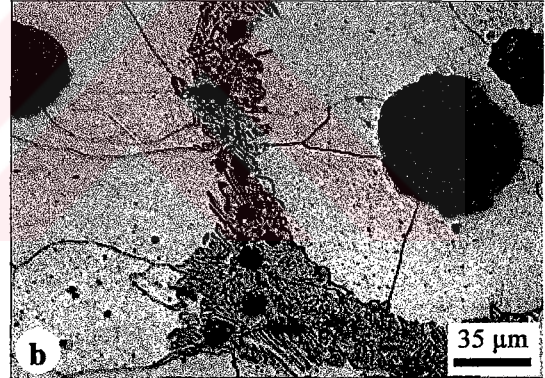
5.1.3.1. Kaba ösferrit morfolojisine sahip (S) numunelerin mikroyapıları

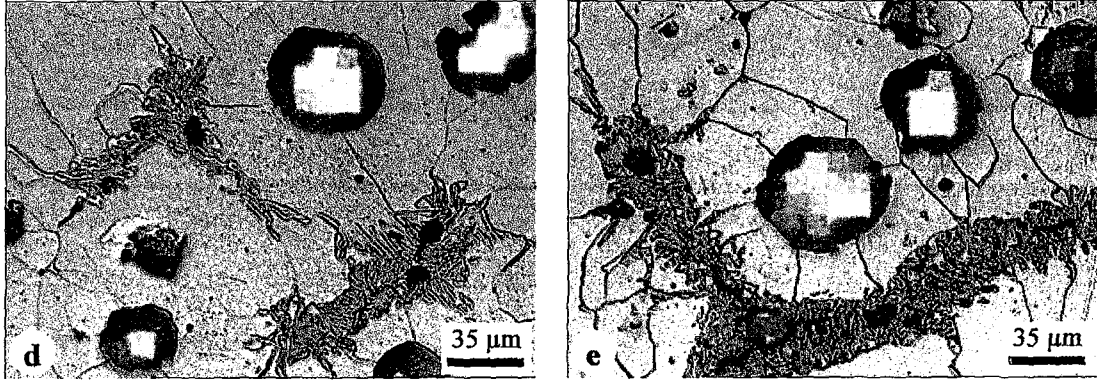
Resim 5.6-Resim 5.11’ de farklı kritik sıcaklıklarda tavlanmış numunelerde östemperleme süresine bağlı olarak östenitin dönüşümü gözlenmektedir. Östenit ilk önce ötektik hücre sınırlarındaki α/α tane sınırlarında çekirdeklenip ferrite doğru büyümüştür. Kritik sıcaklıklarda tavlanmış numunelerde östemperleme esnasında geleneksel östemperleme ısıl işleminde olduğu gibi östenit ilk önce beynitik ferrite dönüşmüş, daha sonra ferritten C östenite doğru difüz olarak yüksek karbonlu östeniti meydana getirmiştir. Ancak kritik sıcaklıklarda tavlanmış numunelerde östemperleme esnasında beynitik ferrit α/γ veya γ tane sınırlarından tercihli olarak çekirdeklenmiştir. Geleneksel östemperleme de ise genellikle beynitik ferrit ilk olarak ötektik hücre sınırlarından çekirdeklenmektedir. Kısa östemperleme sürelerinde (30-60 dk’ larda) mikroyapıda martensitin varlığına rastlanmaktadır (Resim 5.7, Resim 5.9 ve Resim 5.11). Bunun nedeni östemperleme esnasında I. aşamada östenitin karbonca yeterince zenginleşmemesi nedeni ile oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşmesidir (7, 8, 18-28, 30-47). Artan östemperleme süresi ile ösferritin yapısı iyice belirginleşmiştir. Yine ilerleyen östemperleme süreleri ile martensit tamamen yok olmakta ve mikroyapı tamamen ösferritten meydana gelmektedir. Resim 5.12’ de ise durumun böyle olmadığı yapıda ösferritin

yanı sıra yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) varlığı da görülmektedir. Asiküler ferritin oluşumunu müteakiben yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) östenit tane sınırlarından çekirdeklenmeden büyümüştür. İlerleyen östemperleme sürelerinde yeni ferritin miktarı da artmıştır (Resim 5.12-Resim 5.14). Arzu edilen çift fazlı matris yapı (ferrit+ösferritik yapı) numunelerin tamamında genelde 120 dk' da elde edilmiştir.

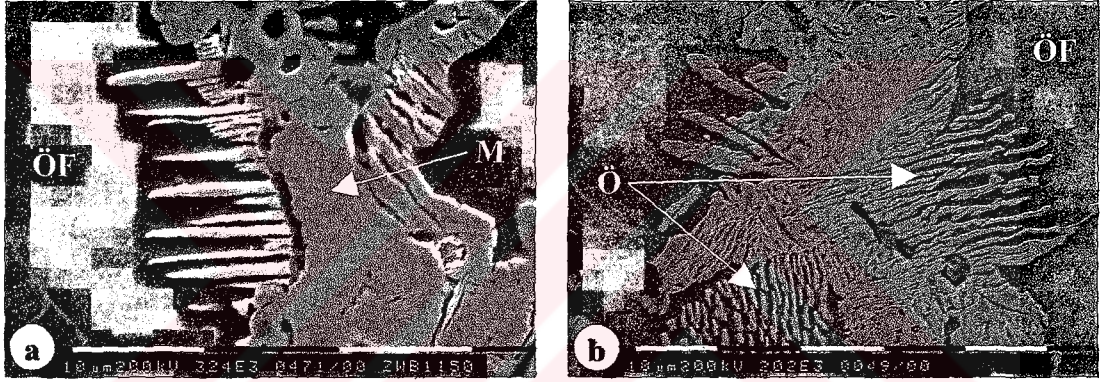
Östenitin kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası östemperleme sırasındaki dönüşümü, geleneksel östenitleme (900 °C' de östenitleme) sonrası östenitin dönüşümünden farklılık göstermektedir. Bu farklılıklar;

1. Östenitin karbon içeriğini kritik tavlama sıcaklığını belirlemesi,
2. Yeni ferritin oluşumunun çekirdeklenmeyi gerektirmemesi, ötektoid ferrit üzerinden östenite doğru büyümesidir(epitaksiyel büyüme).

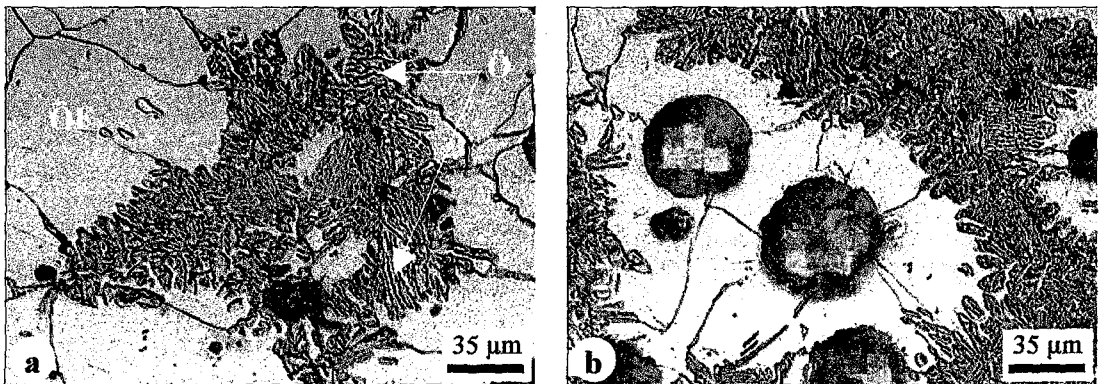


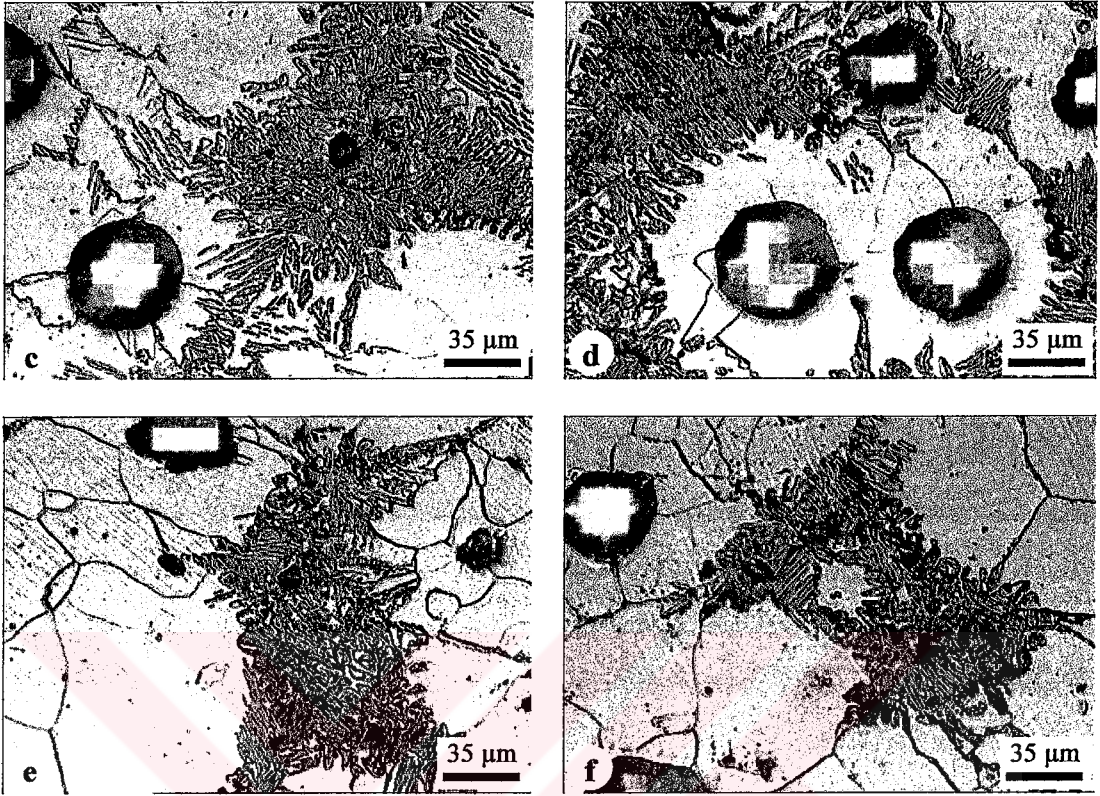


Resim 5.6. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)

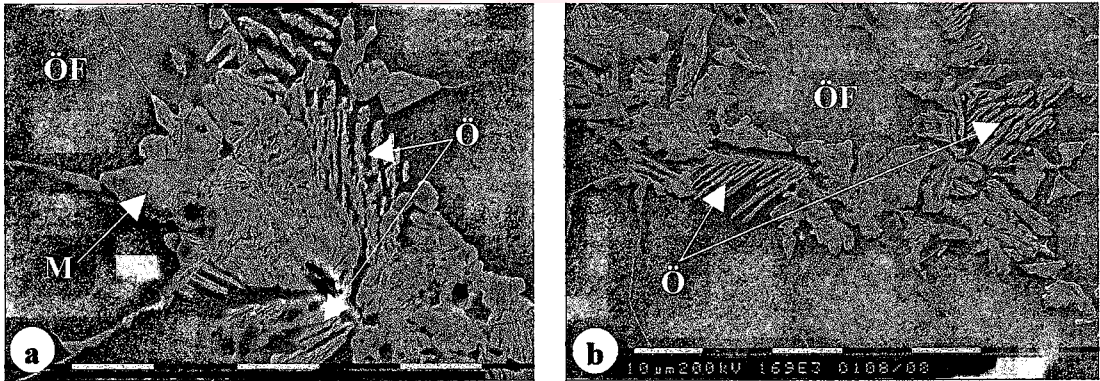


Resim 5.7. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 1 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital)

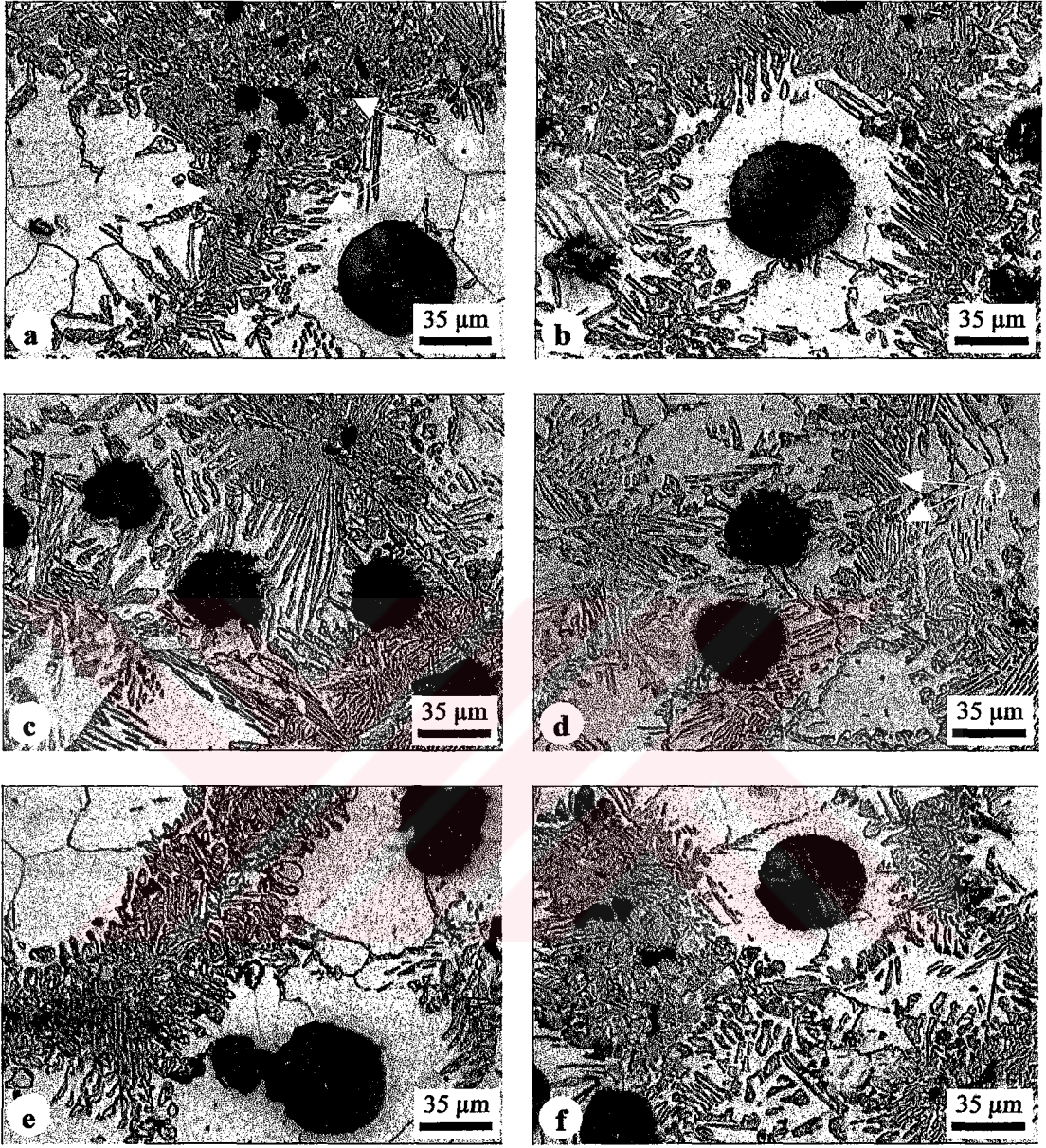




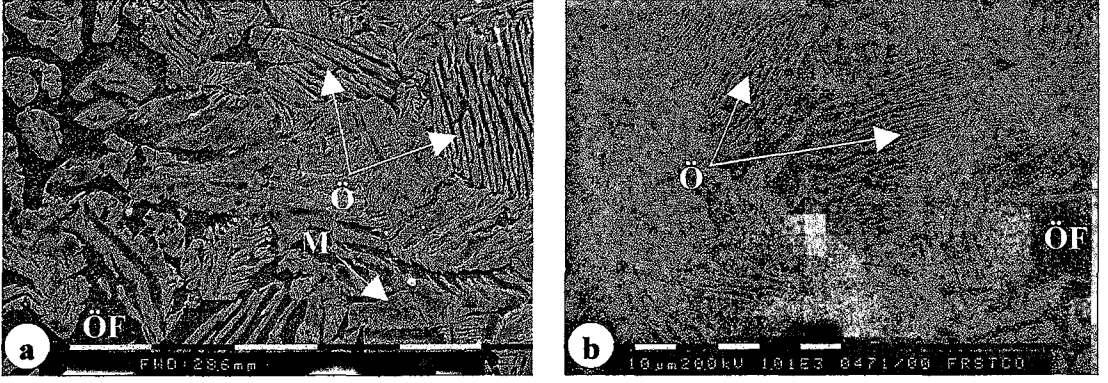
Resim 5.8. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)



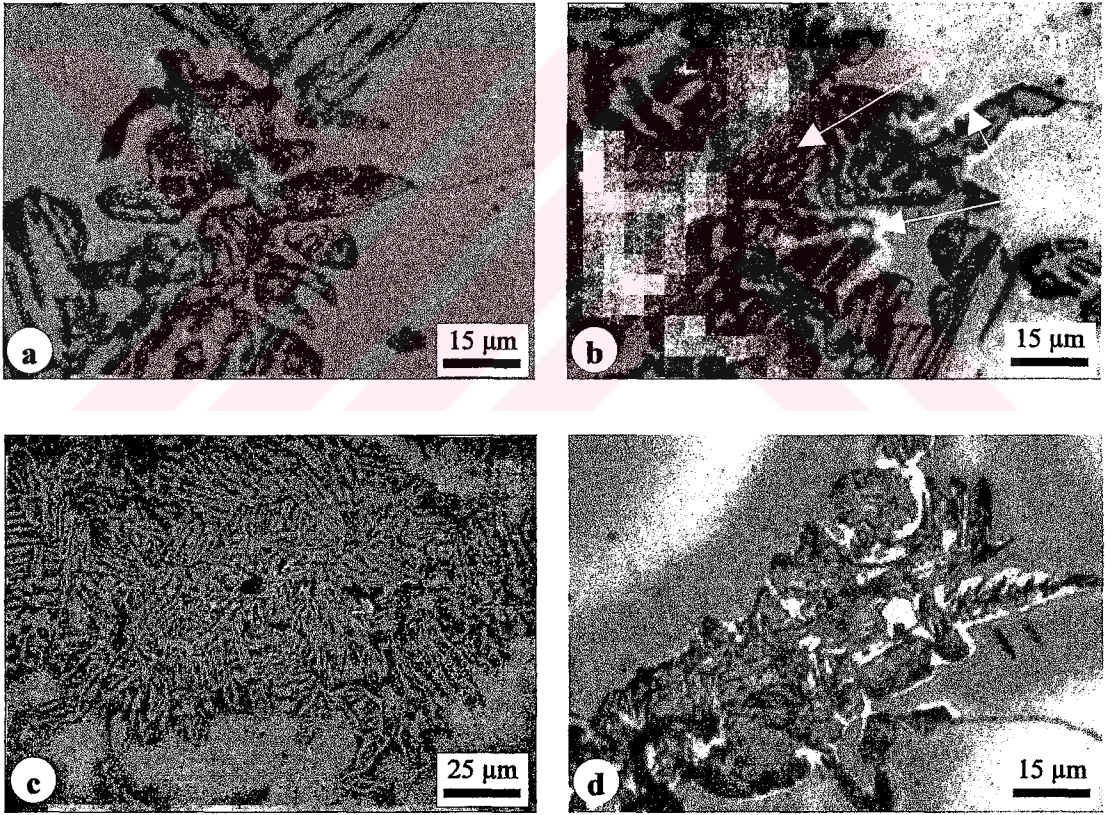
Resim 5.9. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 15 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital)



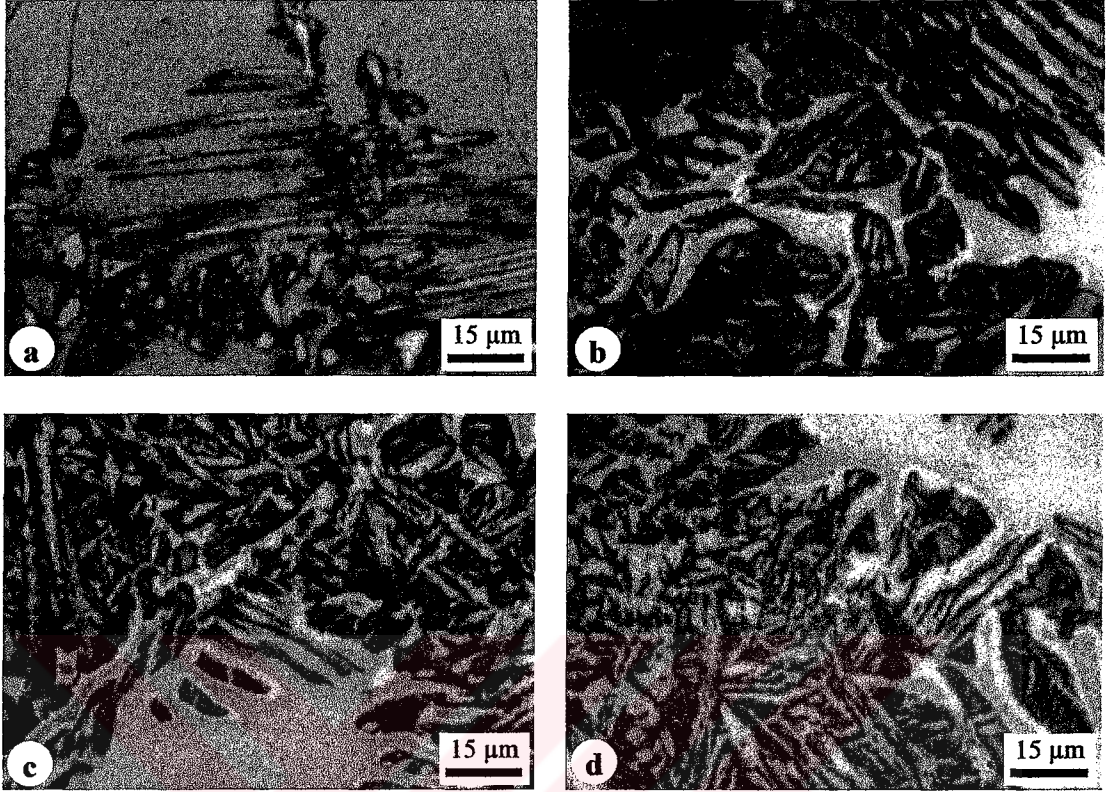
Resim 5.10. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)



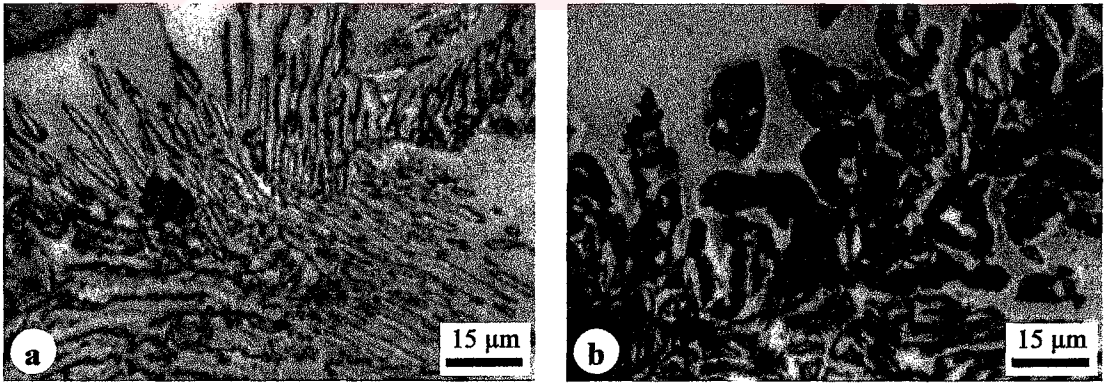
Resim 5.11. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerini gösteren SEM fotoğrafları; a) 15 dk ve b) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital)

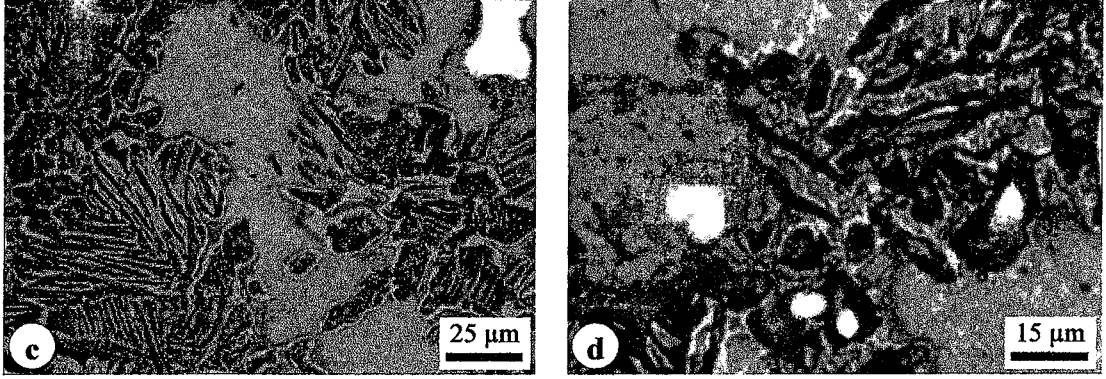


Resim 5.12. S 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)



Resim 5.13. S 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)





Resim 5.14. S 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)

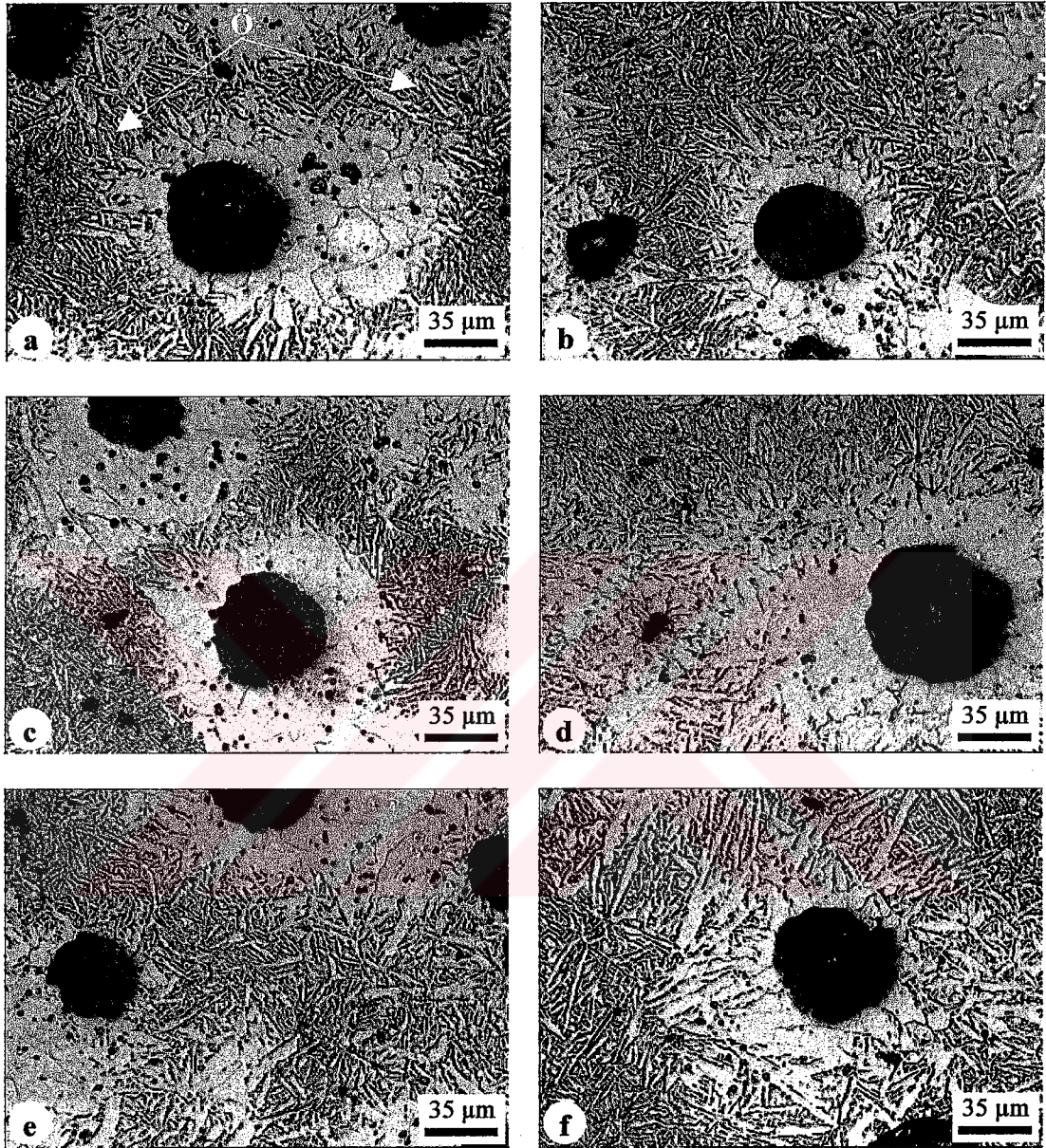
5.1.3.2. İnce ösferrit morfolojisine sahip (SS) numunelerin mikroyapıları

900 °C' den su verme sonrası kritik tavlama sıcaklığında tavlانیp östemperlenen numunelerde ösferritin mikroyapısının incelendiği gözlenmiştir (Resim 5.15-Resim 5.20). Bunun nedeni; martensitik yapıdan östenitleme sırasında martensit fazının plaka arayüzeyleri, plaka koloni sınırları gibi östenit için birçok sayıda potansiyel çekirdeklenme alanı oluşturmastır (76-78, 79).

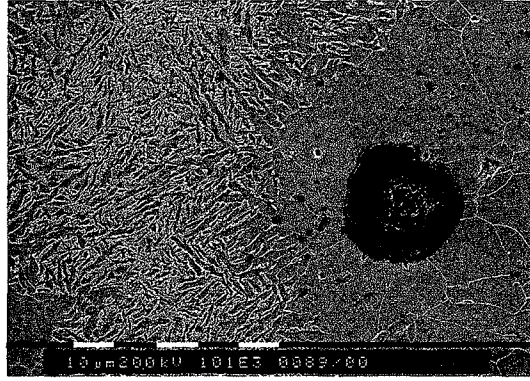
İnce ösferrit mikroyapısına sahip numunelerde yeni ferritin varlığına rastlanmamıştır (Resim 5.21-Resim 5.23). Bunun nedeni östenit karbonca zenginleşmesi ile açıklanabilir. Bilindiği üzere östenitin karbon içeriği yeni ferritin büyüme hızı üzerinde oldukça etkilidir. Östenitin karbon içeriği arttıkça yeni ferritin büyüme hızı azalmaktadır (71).

Östemperleme sırasında ince östenit tane boyutuna sahip yapılarda toplam α/γ arayüzey alanı arttığından, kaba östenit tane boyutuna sahip yapılara göre karbonca daha fazla zenginleşmektedir (71).

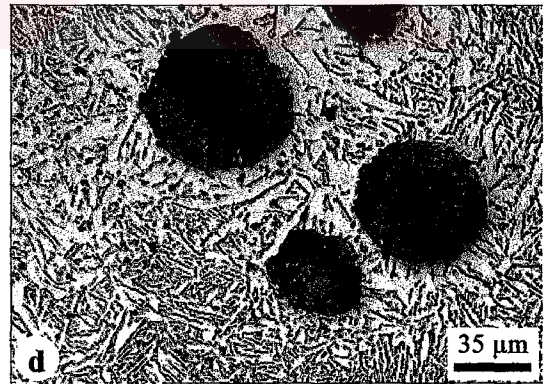
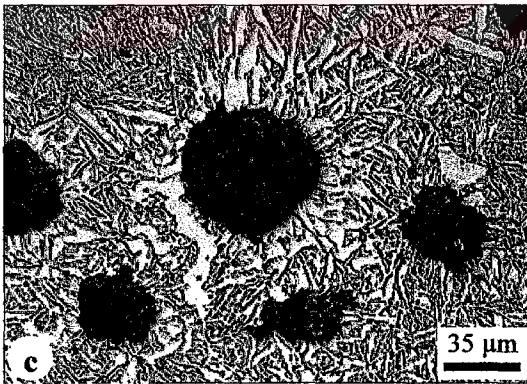
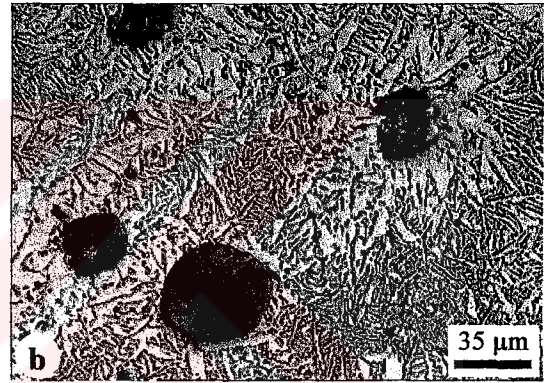
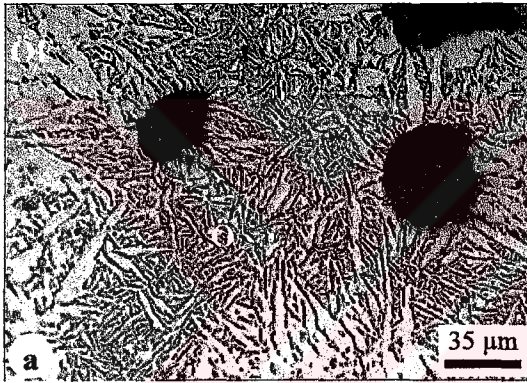
Yeni ferritin büyüme hızı, α/γ arayüzeyindeki karbon difüzyon hızı, karbon konsantrasyonu ve zamanın bir fonksiyonudur. Bu nedenle yeni ferritin büyüme hızı ince östenit dağılımları için oldukça yavaştır.

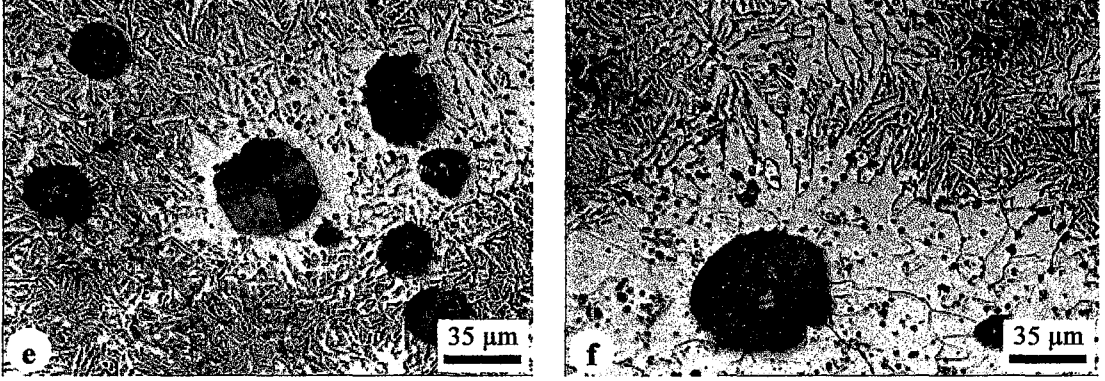


Resim 5.15. SS 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)

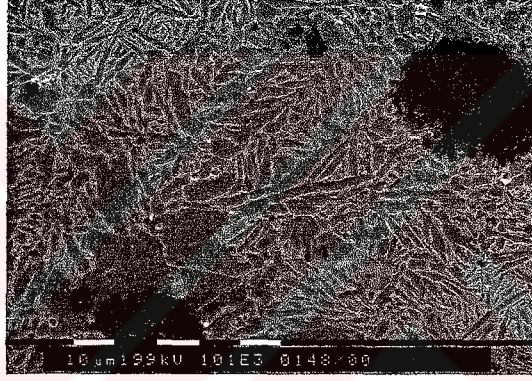


Resim 5.16. 30 dk östemperlenmiş SS 795 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı (Dağlama: % 2 Nital)

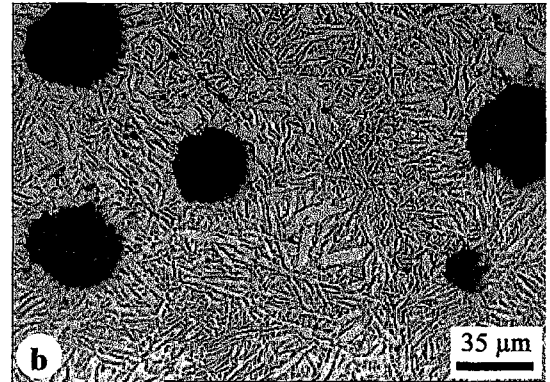
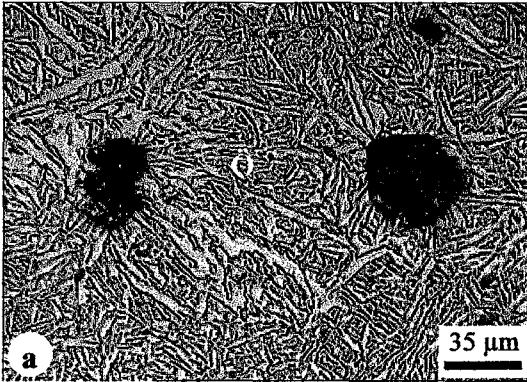


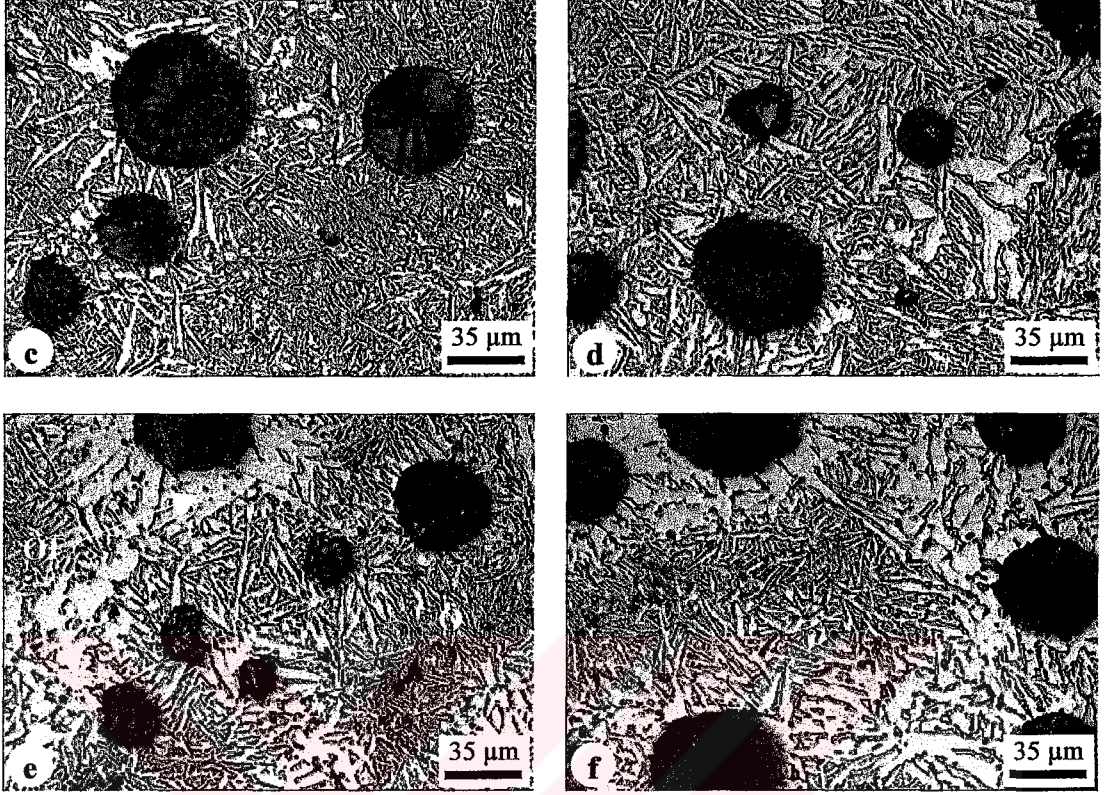


Resim 5.17. SS 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)

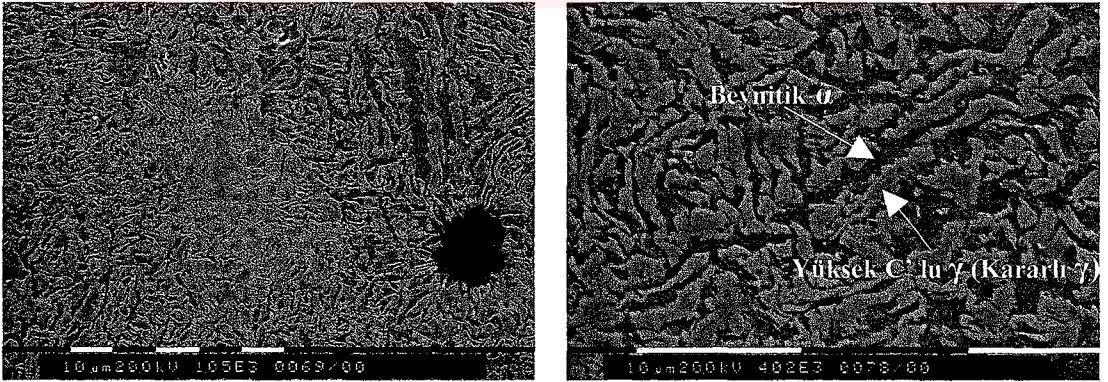


Resim 5.18. 30 dk östemperlenmiş SS 805 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı (Dağlama: % 2 Nital)

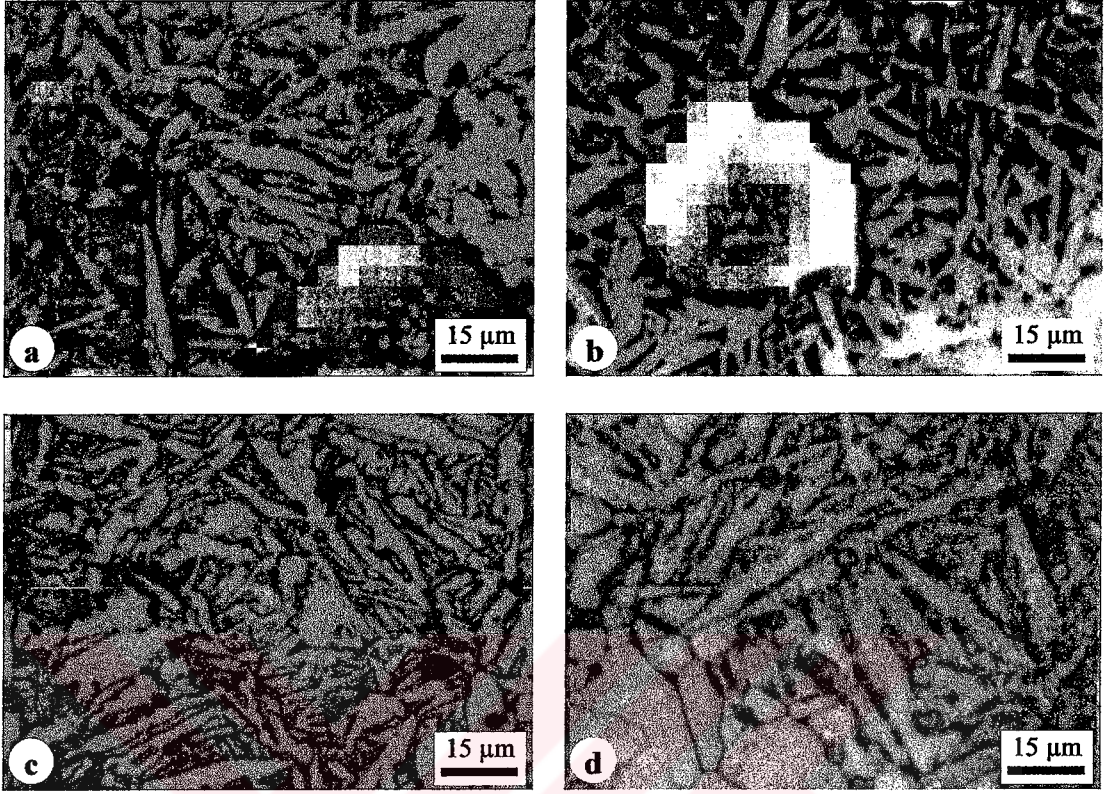




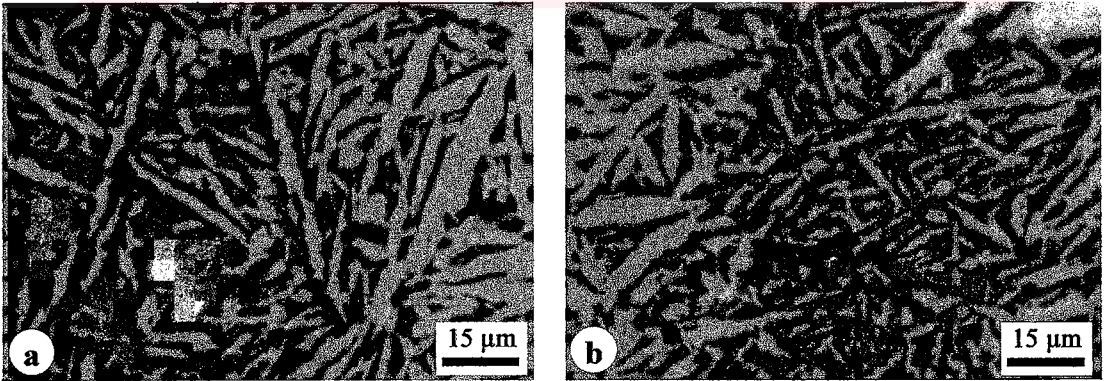
Resim 5.19. SS 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)

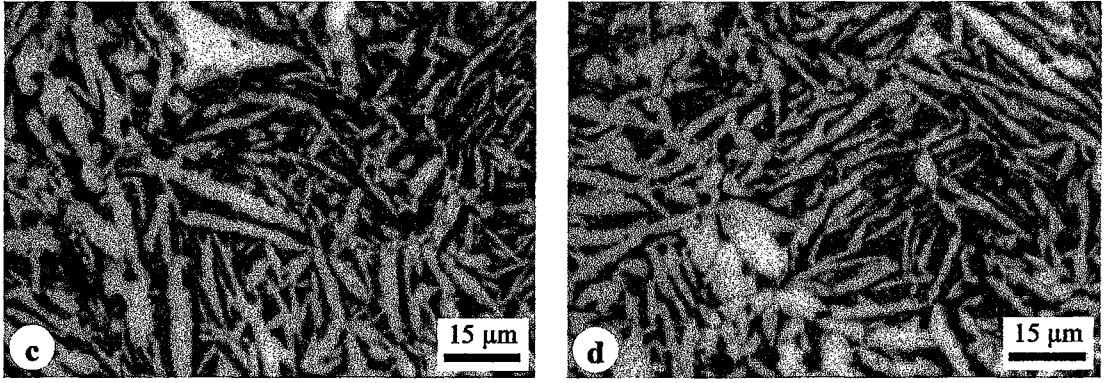


Resim 5.20. 30 dk östemperlenmiş SS 815 numunesinin mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafları (Dağlama: % 2 Nital)

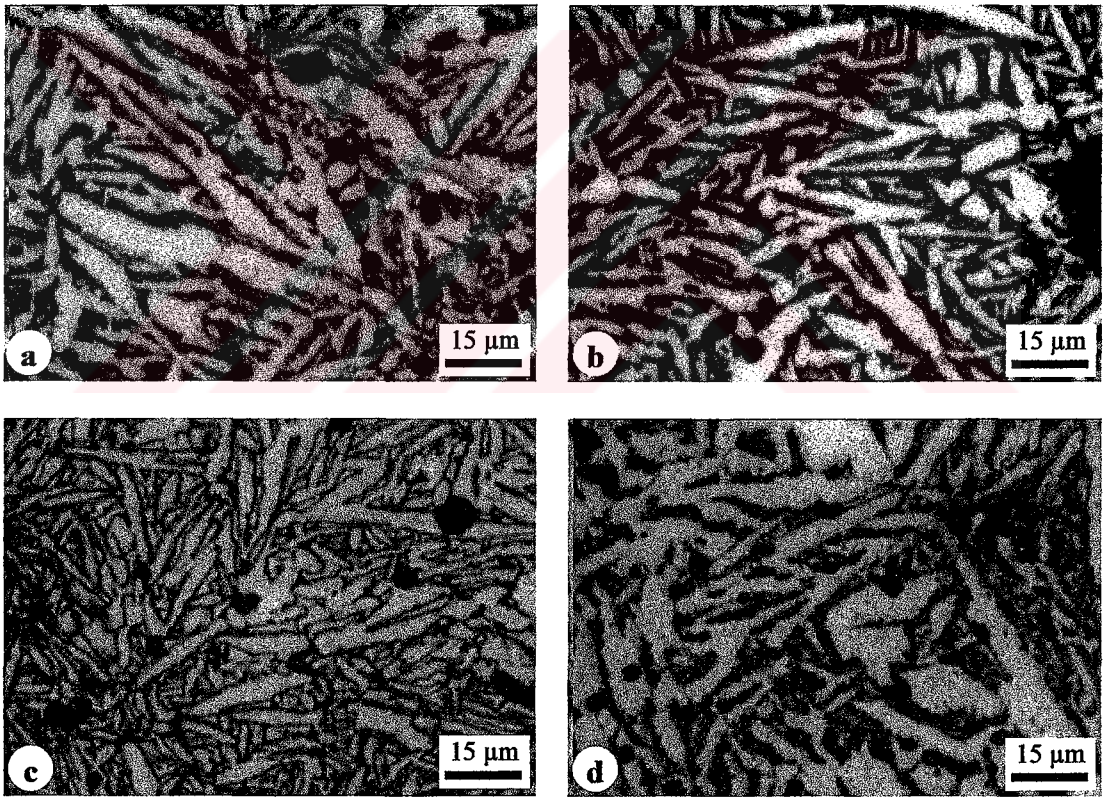


Resim 5.21. SS 795 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)





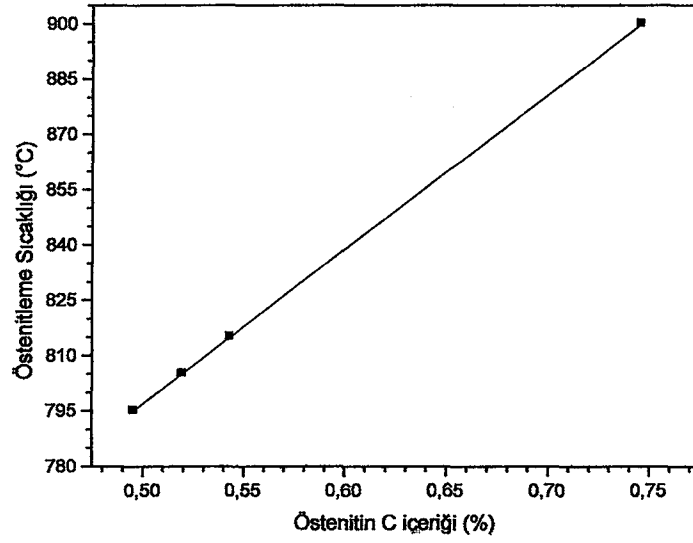
Resim 5.22. SS 805 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)



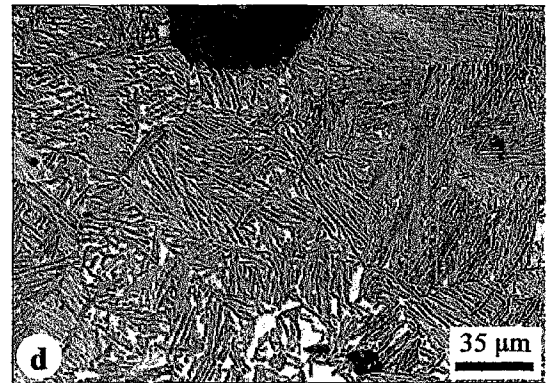
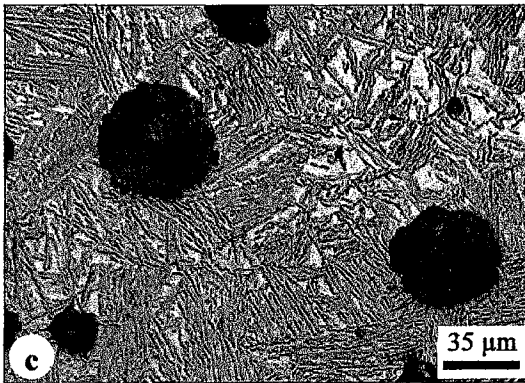
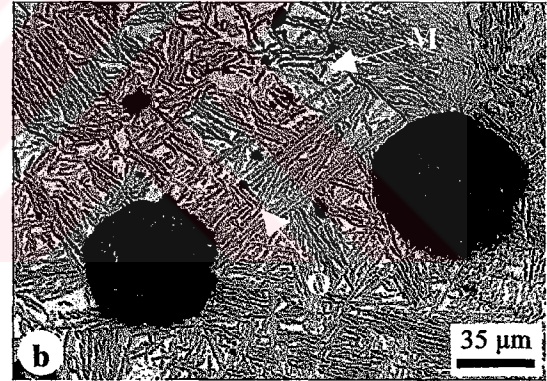
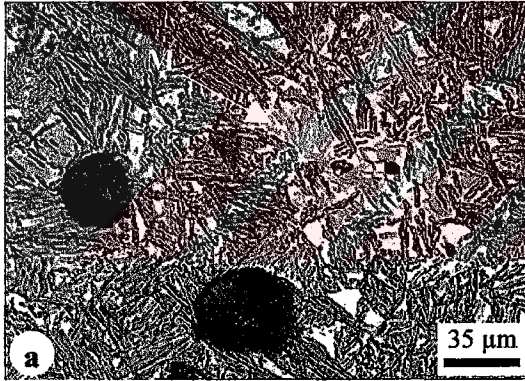
Resim 5.23. SS 815 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)

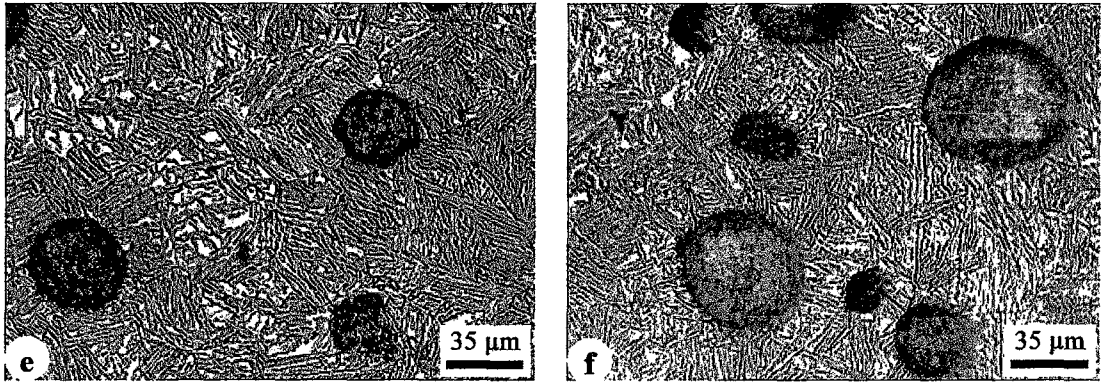
5.1.4. Geleneksel östemperlenmiş (900 °C' de tavlama+östemperleme) numunelerin mikroyapıları

Geleneksel östemperlemede; beynitik ferrit tamamen östenitlenmiş yapıdan, ilk olarak genellikle ötektik hücre sınırlarından çekirdeklenmektedir (35-43, 67, 68). Daha sonra beynitik ferritten östenite doğru C difüzyonu sonucu yüksek karbonlu östenit (kararlı östenit) oluşur. Böylece yapı tamamen beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenitten meydana gelmektedir. Östemperlemenin ilk aşamalarında ise Resim 5.24.a ve 5.25.a' da görüldüğü gibi martensitin varlığına rastlanmaktadır. Difüzyona yeterli süre tanınmaması sonucu (kısa östemperleme sürelerinde) östenit yeterince karbonca zenginleşemediği için oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşmektedir. İlerleyen östemperleme sürelerinde ise yapıda hiç martensit kalmamakta ve ösferritin morfolojisi kabalaşmaktadır (Resim 5.24.f). Geleneksel olarak östemperlenmiş numunelerde Resim 5.26' da görüldüğü gibi bütün östemperleme sürelerinde dahi, yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) varlığı gözlenmemiştir (Resim 5.26). Bunun nedeni yüksek östenitleme sıcaklığında (900 °C' de) östenitin karbonca yeterince zenginleşmesine bağlanabilir. Karbon yeni ferritin büyüme hızını oldukça düşürmektedir (78-80). Şekil 5.1' de Voigt' in (51) ampirik formülünden yola çıkılarak, küresel grafitli dökme demirlerde östenitleme sıcaklığına bağlı olarak östenitin C içeriğinin değişimi gösterilmektedir. Bu şekilden de görülebileceği gibi artan östenitleme sıcaklığı ile östenitin C içeriği doğrusal olarak artmaktadır. Daha önce bahsedildiği gibi östenitin karbon içeriği yeni ferritin oluşumunda oldukça etkilidir.

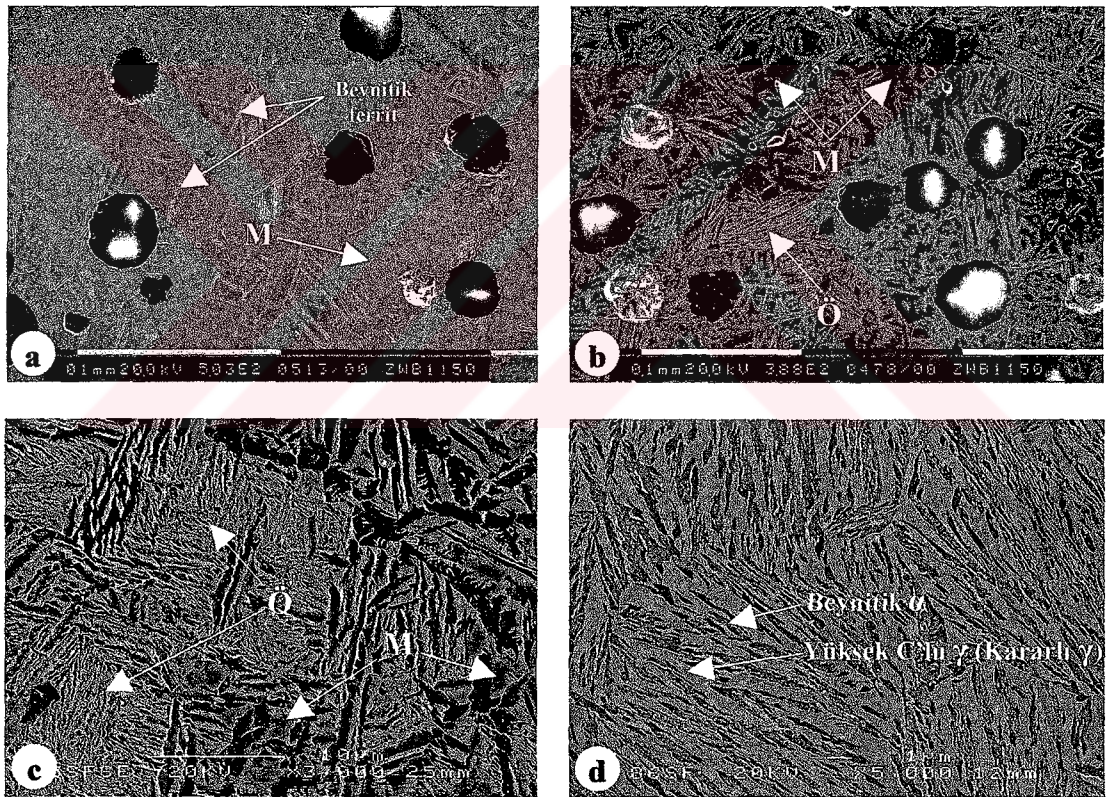


Şekil 5.1. Voigt' in (51) ampirik formülüne göre çalışmalarımızda kullandığımız östenitleme sıcaklıklarına bağlı olarak östenitin karbon içeriğinin değişimi

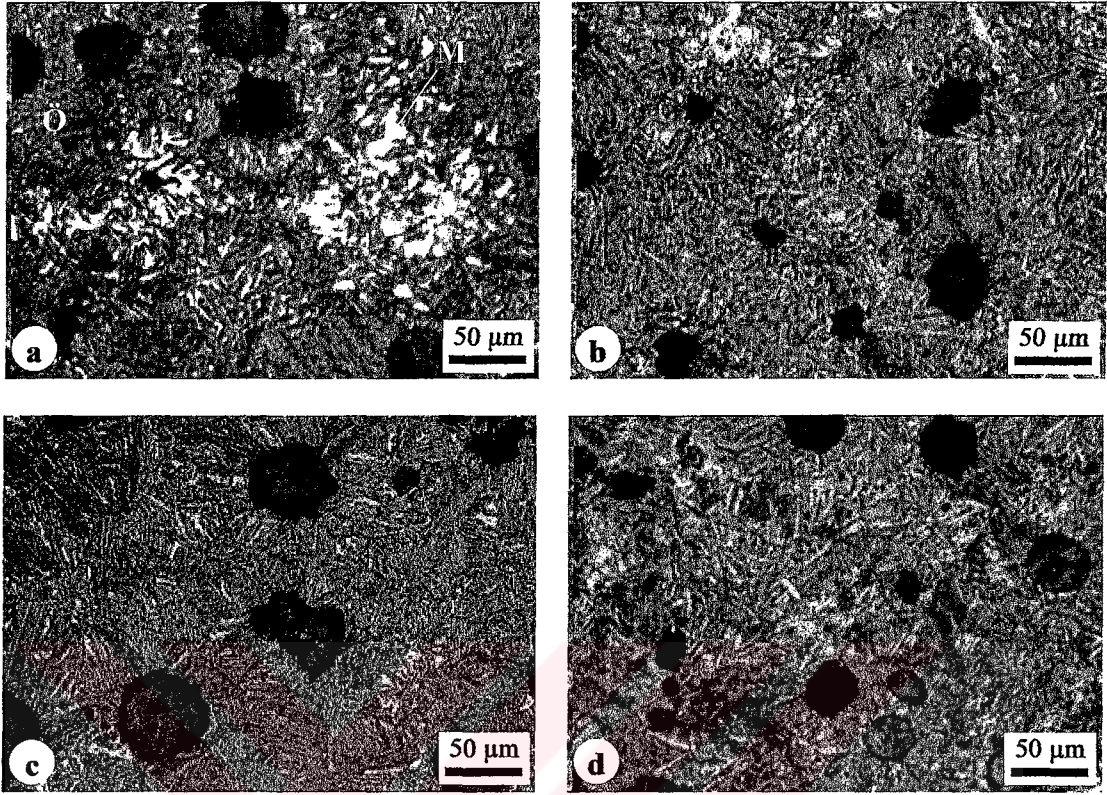




Resim 5.24. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 90 dk, d) 120 dk, e) 150 dk ve f) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 5.25. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerinin SEM fotoğrafları; a) 1 dk, b) 5 dk, c) 15 dk ve d) 30 dk (Dağlama: % 2 Nital)



Resim 5.26. G 900 numunesinde östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapı değişimleri; a) 30 dk, b) 60 dk, c) 120 dk ve d) 180 dk (Dağlama: % 2 Nital + Kaynar alkalin kromit)

5.2. Nicel Metalografi Sonuçları

Çizelge 5.1. Numunelerin metalografik ölçüm sonuçları

Numune Kodu	Ötektoid Ferrit (%) ± 1	Grafit (%) ± 1	Martensit (%) ± 1	Ösferrit (%) ± 1	Yeni Ferrit (%) ± 1	Ösferrit Koloni Boyutu (μm)
D	89,77	10,23	-	-	-	53,14*
S 795	65,08	10,23	24,69	-	-	11,25 [#]
S 805	52,81	10,23	36,96	-	-	20,85 [#]
S 815	28,01	10,23	61,76	-	-	49,85 [#]
S 795/30	65,08	10,23	14,15	9,04	1,50	20,64 [§]
S 795/60	65,08	10,23	6,58	13,39	4,72	20,64 [§]
S 795/90	65,08	10,23	1,20	16,34	7,15	20,64 [§]
S 795/120	65,08	10,23	0	17,02	7,67	20,64 [§]
S 795/150	65,08	10,23	0	15,25	9,44	20,64 [§]
S 795/180	65,08	10,23	0	15,01	9,68	20,64 [§]
SS 795/30	37,27	10,23	-	39,30	-	2,75 [§]
SS 795/60	37,27	10,23	-	48,20	-	2,75 [§]
SS 795/90	37,27	10,23	-	52,50	-	2,75 [§]
SS 795/120	37,27	10,23	-	52,00	-	2,75 [§]
SS 795/150	37,27	10,23	-	51,80	-	2,75 [§]
SS 795/180	37,27	10,23	-	51,00	-	2,75 [§]
S 805/30	52,81	10,23	23,75	11,51	1,70	28,40 [§]
S 805/60	52,81	10,23	10,25	20,96	5,75	28,40 [§]
S 805/90	52,81	10,23	1,75	26,26	8,95	28,40 [§]
S 805/120	52,81	10,23	0	26,41	10,55	28,40 [§]
S 805/150	52,81	10,23	0	25,51	11,45	28,40 [§]
S 805/180	52,81	10,23	0	25,11	11,85	28,40 [§]
SS 805/30	19,27	10,23	-	49,85	-	3,20 [§]
SS 805/60	19,27	10,23	-	67,75	-	3,20 [§]
SS 805/90	19,27	10,23	-	70,50	-	3,20 [§]
SS 805/120	19,27	10,23	-	70,00	-	3,20 [§]
SS 805/150	19,27	10,23	-	69,60	-	3,20 [§]
SS 805/180	19,27	10,23	-	69,20	-	3,20 [§]
S 815/30	28,01	10,23	38,20	16,12	7,44	40,88 [§]
S 815/60	28,01	10,23	23,15	28,41	10,20	40,88 [§]
S 815/90	28,01	10,23	14,30	36,16	11,30	40,88 [§]
S 815/120	28,01	10,23	0	47,18	14,58	40,88 [§]
S 815/150	28,01	10,23	0	43,95	14,90	40,88 [§]
S 815/180	28,01	10,23	0	42,43	15,12	40,88 [§]
SS 815/30	7,27	10,23	-	64,30	-	5,10 [§]
SS 815/60	7,27	10,23	-	75,70	-	5,10 [§]
SS 815/90	7,27	10,23	-	82,50	-	5,10 [§]
SS 815/120	7,27	10,23	-	82,00	-	5,10 [§]
SS 815/150	7,27	10,23	-	81,70	-	5,10 [§]
SS 815/180	7,27	10,23	-	81,20	-	5,10 [§]
*S 830/120	14,77	10,23	0	75,00	-	-
G 900/30	-	10,23	52,25	37,52	-	-
G 900/60	-	10,23	33,55	56,22	-	-
G 900/90	-	10,23	12,50	77,27	-	-
G 900/120	-	10,23	5,50	84,27	-	-
G 900/150	-	10,23	1,5	88,27	-	-
G 900/180	-	10,23	0	89,77	-	-

* Ferrit tane boyutu. [#] Martensit parçacık boyutu. [§] 120 dk östemperlenen numuneler için.

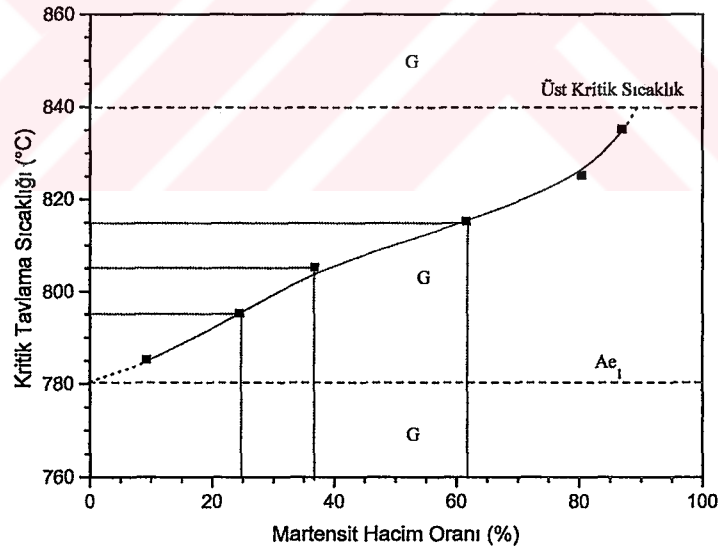
* Bu numune yeterli malzeme olmaması nedeniyle sadece 120 dk östemperleme süresi için incelenmiştir.

5.2.1. Dökülmüş haldeki malzeme

Çizelge 5.1 'den görülebileceği gibi dökülmüş haldeki malzemenin grafit hacim oranı %10,23 ferrit tane boyutu 53,14 μm olarak ölçülmüştür. 100 büyütmede mm^2 deki küre sayısı ise 195 adet/ mm^2 olarak ölçülmüştür.

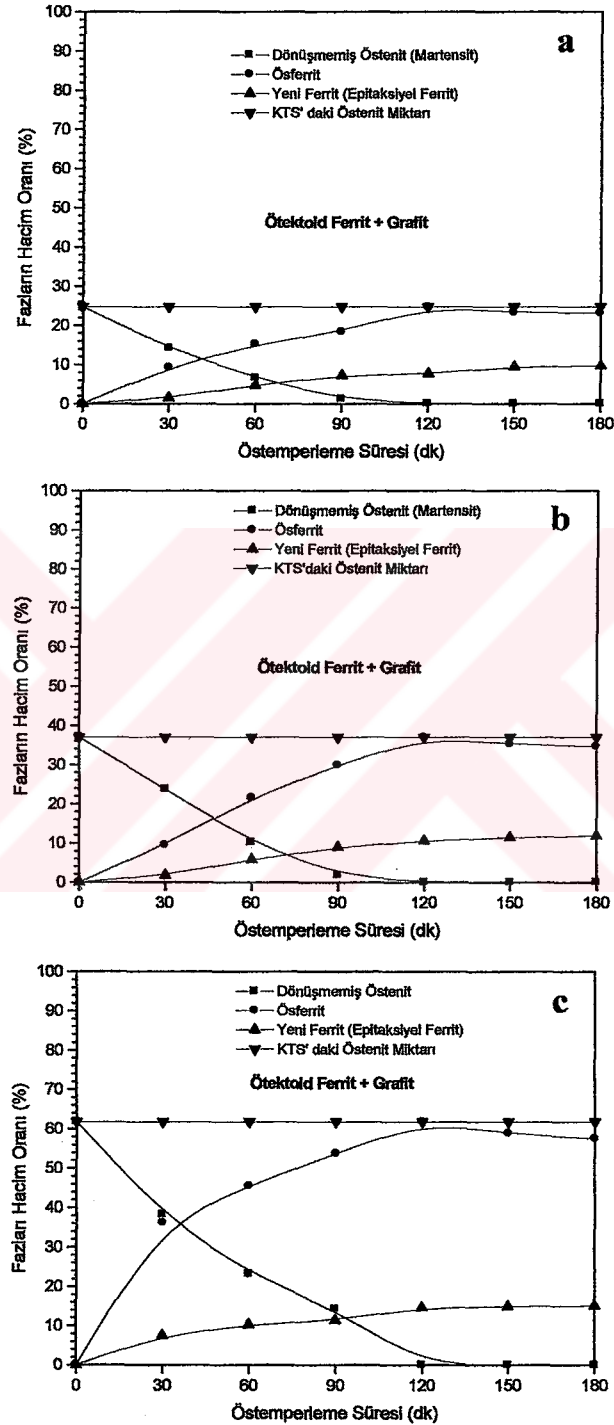
5.2.2. Kritik tavlama sıcaklığının martensit hacim oranına etkisi

Kritik tavlama sıcaklığı arttıkça martensit hacim oranı artmıştır (Şekil 5.2). Bunun nedeni $\alpha+\gamma+G$ bölgesinde tavlama sırasında kritik tavlama sıcaklığının artırılmasıyla manivela kuralı gereğince artan östenit miktarıdır. KTS' larında tavlama esnasında oluşan östenitin tamamının martensite dönüştüğü kabul edilmiş ve çalışmalarımızda kullandığımız 795°C, 805°C ve 815°C' ler de sırasıyla % 24,69, % 36,96 ve % 61,76 östenit hacim oranları elde edilmiştir.



Şekil 5.2. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi

5.2.3. Farklı kritik sıcaklıklardan soğutulmuş numunelerin mikroyapı haritaları



Şekil 5.3. KTS ve östempirme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi;
a) S 795, b) S 805 ve c) S 815

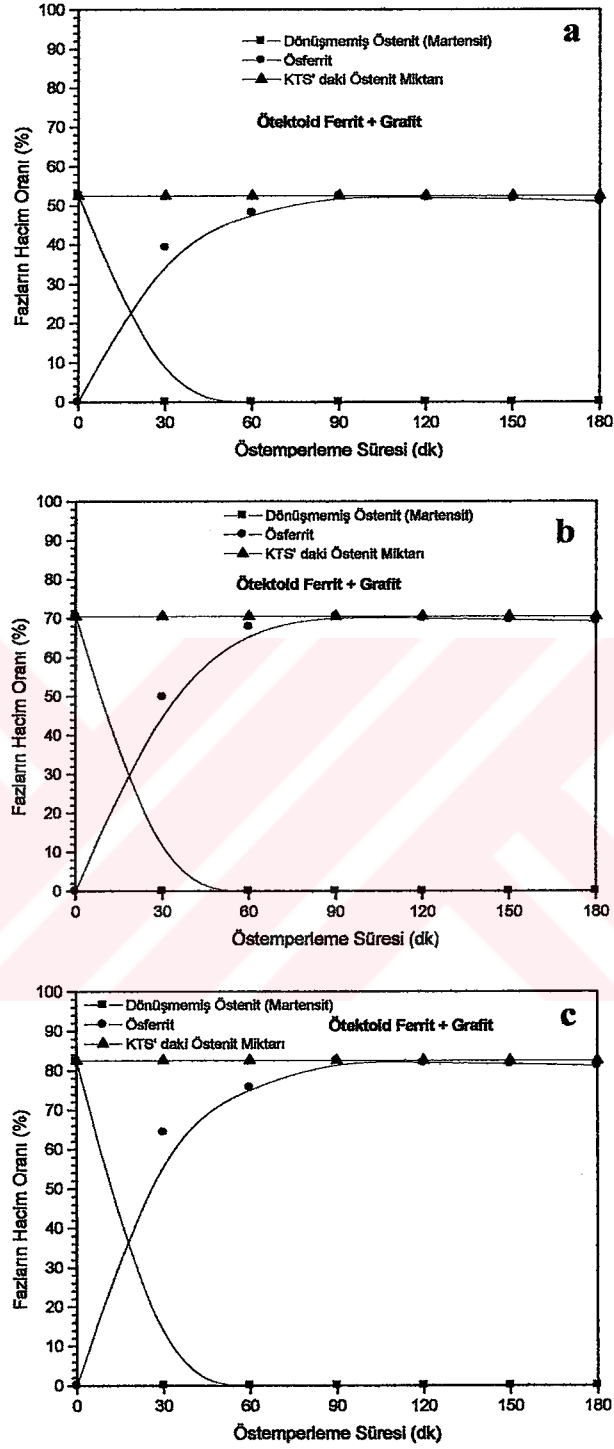
Şekil 5.3.' de östemperleme süresine bağlı olarak östenitten dönüşen fazların (martensit, ösferrit ve yeni ferrit) oranları ve KTS' daki ötektoid ferritin miktarı mikroyapı haritası şeklinde gösterilmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi östemperleme süresine bağlı olarak martensit (dönüşmemiş östenit) hacim oranı azalırken ösferrit ve yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) miktarları artmaktadır. Düşük östenitleme sıcaklıklarında (795 °C ve 805°C) martensit 120 dk civarlarında tamamen yok olurken 815°C' de hala bir miktar varlığını korumaktadır. Bunun nedeni östemperleme sırasında yüksek östenitleme sıcaklıklarının I. aşama reaksiyonunu geciktirmesine yani ösferritteki beynitik ferritin çekirdeklenme hızını azaltmasına (7, 19, 52) ve yapıda hala dönüşmemiş östenitin varlığının bulunmasına bağlanmaktadır. Ötektoid ferritin miktarında ise bir değişiklik olmamıştır.

120 dk' lık östemperlemenin ardından martensitin tamamen yok olması, ösferrit ve yeni ferrit hacim oranlarındaki zamanla değişimin duraklaması işlem penceresi (process window) veya mekanik özellikler açısından kullanışlı aralığı bir göstergesidir. Mikroyapı haritalarından da görülebileceği üzere fazların [martensit, ösferrit(beynitik ferrit+kararlı östenit) ve beynitik ferrit] hacim oranlarını gösteren eğriler birbirine paralel hale gelmektedir.

795 °C kritik tavlama sıcaklığında östemperlenen numunelerde işlem penceresinin daha geniş olması KTS' da östenit C içeriğinin az olmasına ve bu durumda karbür oluşumunu daha uzun zaman dilimine ötelemesine atfedilebilir.

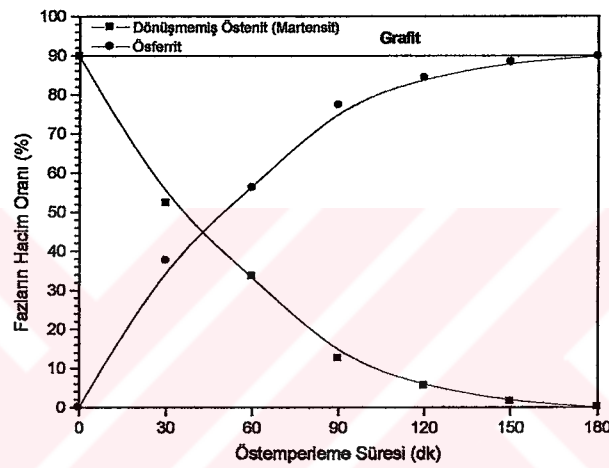
Genellikle 120 dk' dan sonra bütün numunelerin ösferritin miktarlarında bir azalma gözlenmektedir. Bu sonuç östemperlemede II. aşama reaksiyonu sırasında karbür çökmesine atfedilmektedir (7,19-24, 28-31, 35-43).

Şekil 5.4' de görüldüğü gibi ince ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ise mikroyapı haritalarında yeni ferritin varlığı görülmemektedir. Bunun nedeni Bölüm 5.1.3.2' de tartışılmıştır. Kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde olduğu gibi artan östemperleme süresi ile ösferrit miktarı artarken, martensit miktarı (dönüşmemiş östenit) azalmaktadır.



Şekil 5.4. Östempirme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi; a) SS 795, b) SS 805 ve c) SS 815

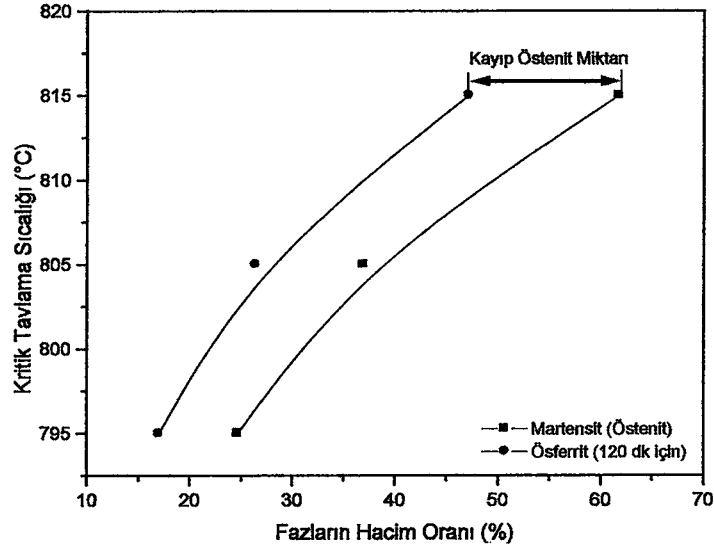
Geleneksel östemperlenmiş (G 900) numunesinde ise mikroyapı haritasında diğerlerinden farklı olarak ötektoid ferrit yoktur (Şekil 5.5). Çünkü malzeme KTS 'larında değil tamamen östenitlenmiştir. Yine diğerlerinde olduğu gibi östemperleme süresinin artışı ile martensit (dönüşmemiş östenit) miktarı azalırken ösferrit miktarı artmıştır. 150 dk' ya kadar yapıda martensitin varlığına rastlanmıştır. Bunun nedeni yüksek östenitleme sıcaklıklarının itici gücü düşürerek beynitik ferritin oluşumunu geciktirmesidir (7,).



Şekil 5.5. Geleneksel östemperlenmiş numunede (G 900) östemperleme süresine bağlı olarak fazların oranlarının değişimi

5.2.4. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit ve yeni ferrit hacim oranı üzerine etkileri

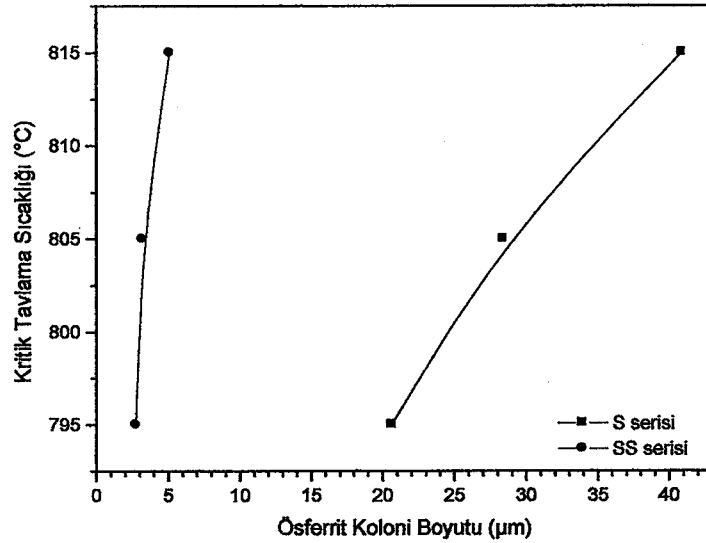
Şekil 5.6' da görüldüğü gibi kritik tavlama sıcaklığı arttıkça ösferrit hacim oranı da artmıştır. Kritik tavlama sıcaklığının artışı ile artan östenit miktarı nedeni ile östenitten dönüşüm ürünü olan martensit ve ösferritin miktarı da artmıştır. Ancak aynı KTS' da; örneğin 815°C' de, östenit miktarı % 61,76 iken kaba ösferrit morfolojisine sahip numunede 120 dk östemperleme süresinde ösferrit oranı % 47,18 olarak ölçülmüştür. Burada % 15' lik kayıp östenit miktarı söz konusudur. Bu kayıp östenit miktarının östemperleme esnasında yeni ferrite (epitaksiyel ferrite) dönüştüğü Şekil 5.3.c 'deki mikroyapı haritasında gösterilmiştir.



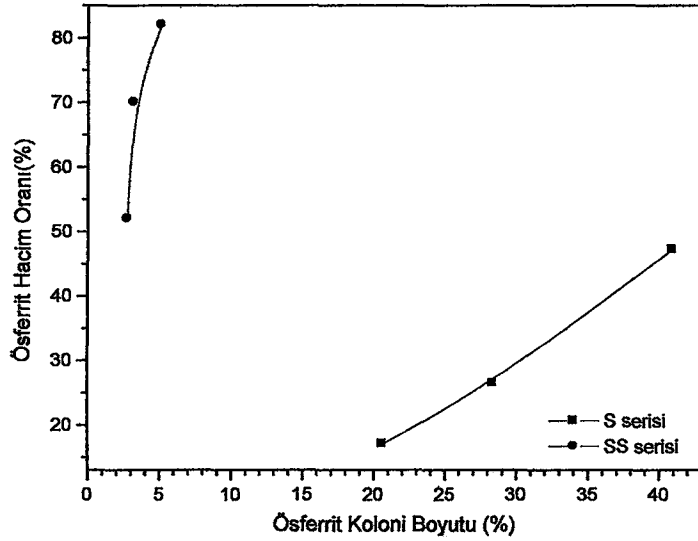
Şekil 5.6. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit ve ösferrit (120 dk östempereleme süresi için) hacim oranının değişimi

5.2.5. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit koloni boyutu üzerine etkisi

Şekil 5.7' de görüldüğü gibi kritik tavlama sıcaklığı arttıkça ösferrit koloni boyutu da artmıştır (Şekil 5.8). Bunun nedeni manivela kuralı gereğince ise artan kritik tavlama sıcaklığı ile birlikte artan östenit hacim oranına bağlanabilir.



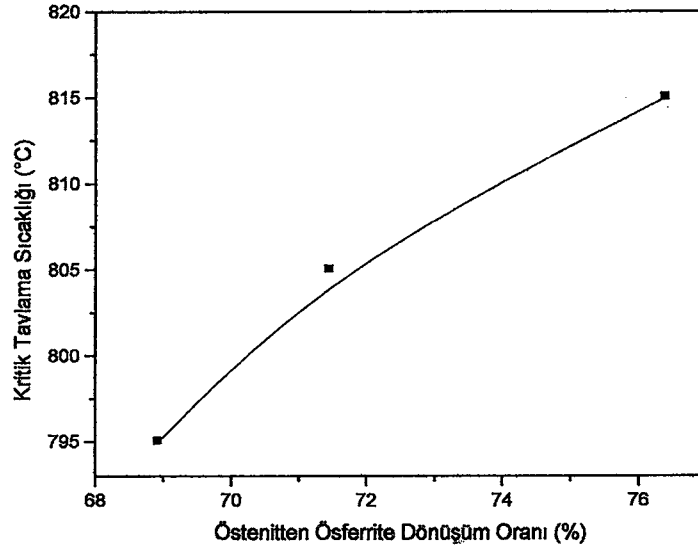
Şekil 5.7. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak ösferrit koloni boyutunun değişimi (120 dk östempereleme süresi için)



Şekil 5.8. Ösferrit hacim oranına bağlı olarak ösferrit koloni boyutunun değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

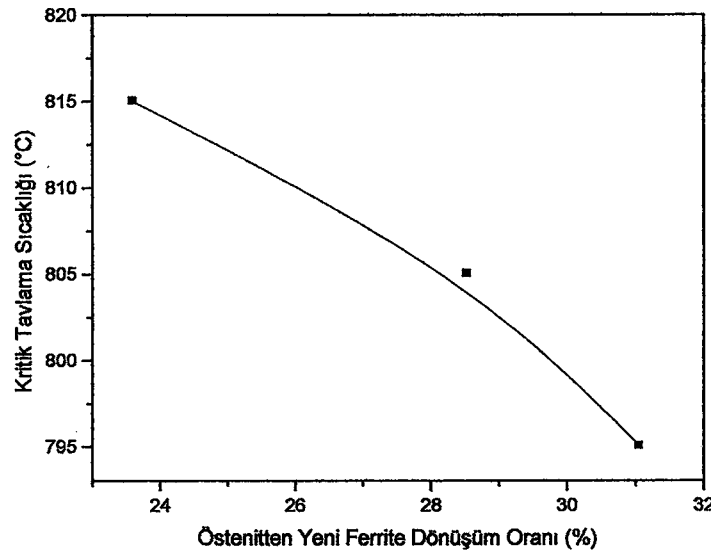
5.2.6. Kritik tavlama sıcaklığının ösferrit ve yeni ferritin dönüşüm oranları üzerine etkileri

Şekil 5.9'da görüldüğü gibi sabit östemperleme süresinde (120 dk' da) KTS arttıkça östenitten ösferrite dönüşüm oranı artmıştır. Bunun nedeni artan KTS ile birlikte östenitin içerdiği C miktarının artmasıdır (7, 19, 51). Kritik tavlama sıcaklığının artırılmasıyla östenitin C içeriğinin artması sonucu (Şekil 5.1) östenitten ösferrite dönüşüm yüzdesi de artacaktır.



Şekil 5.9. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenitten ösferrite dönüşüm oranı

Kritik tavlama sıcaklığının artırılması ile yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) dönüşüm oranı azalmıştır (Şekil 5.10). Bu yine östenitin C içeriği ile açıklanabilir. Bilindiği üzere artan östenitleme sıcaklığı ile östenitin C içeriği artmaktadır (Şekil 5.1). Bölüm 5.1.3.2’ de açıklandığı gibi östenitin C içeriğinin artması ile yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) büyüme hızını yavaşlayacağından artan KTS ile yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) dönüşüm oranı da azalacaktır. Dolayısıyla bunun tam tersi olarak KTS’ nin düşürülmesi ile yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) dönüşüm oranı da artacaktır.



Şekil 5.10. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenitten yeni ferrite (epitaksiyel ferrite) dönüşüm oranı

5.3. Östempirleme Süresinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi

Çizelge 5.2. Numunelerin çekme özellikleri

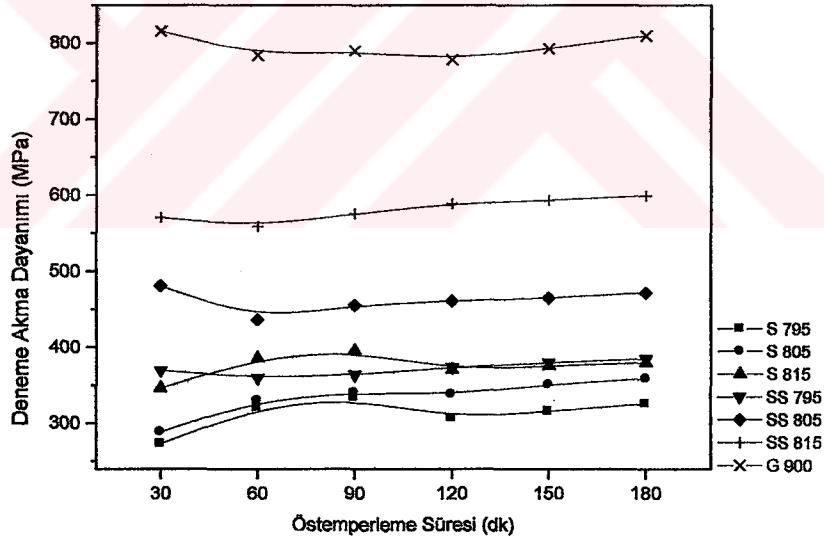
Numune Kodu	% 0,2 Deneme Akma Dayanımı (MPa)	*Çekme Dayanımı (MPa)	*Uniform Uzama (%)	*Toplam Uzama (%)	Kesit Alanı Daralması (%)	Makro Sertlik (Hv 5)
D	261,500	397,000	22,673	27,725	26,326	175
S 795/30	272,900	406,287	20,130	25,038	19,240	210
S 795/60	320,200	456,475	21,300	26,027	21,893	195
S 795/90	333,500	472,399	21,266	26,016	24,636	184
S 795/120	306,300	440,551	22,876	27,488	24,888	180
S 795/150	315,500	452,321	20,730	25,835	23,431	192
S 795/180	325,300	460,522	19,420	24,499	23,105	205
SS 795/30	369,400	522,356	12,576	12,576	11,985	220
SS 795/60	359,200	492,985	13,642	13,642	12,345	202
SS 795/90	363,600	518,365	14,841	14,841	13,670	196
SS 795/120	373,200	534,324	13,693	13,693	12,256	204
SS 795/150	379,500	538,890	12,941	12,941	11,845	208
SS 795/180	384,400	541,400	12,403	12,403	11,650	213
S 805/30	288,300	426,397	18,810	23,865	15,246	246
S 805/60	329,500	466,652	19,590	24,596	17,357	232
S 805/90	340,200	480,765	20,320	24,386	21,465	225
S 805/120	337,800	476,397	20,930	25,898	22,380	218
S 805/150	350,600	484,783	19,069	23,969	20,650	224
S 805/180	358,400	490,091	18,790	23,830	19,740	230
SS 805/30	480,800	629,865	11,227	11,227	10,110	255
SS 805/60	436,200	592,710	12,267	12,267	10,850	238
SS 805/90	455,300	608,633	13,928	13,928	11,890	230
SS 805/120	460,700	612,787	12,822	12,755	10,670	235
SS 805/150	464,800	615,556	11,564	11,564	10,120	239
SS 805/180	471,600	622,248	11,396	11,396	9,850	242
S 815/30	345,800	481,245	14,294	18,014	12,960	265
S 815/60	385,100	552,016	15,086	19,663	15,233	253
S 815/90	395,500	562,632	16,634	19,590	16,995	242
S 815/120	370,200	529,015	18,594	22,688	19,746	228
S 815/150	375,100	523,708	18,026	20,774	19,150	233
S 815/180	379,600	532,554	17,417	20,083	17,045	240
SS 815/30	570,200	721,867	9,695	9,695	8,120	287
SS 815/60	558,300	709,483	10,758	10,758	8,468	273
SS 815/90	575,400	725,406	13,137	13,137	10,355	264
SS 815/120	588,300	732,483	12,755	12,822	9,750	248
SS 815/150	593,200	735,175	11,733	11,733	9,150	252
SS 815/180	599,100	740,125	11,612	11,612	8,870	260
# S 830/120	518,000	685,443	13,593	15,067	13,775	267
G 900/30	816,000	1111,111	3,011	3,011	3,305	345
G 900/60	784,000	1089,879	10,622	10,622	8,150	324
G 900/90	790,000	1096,956	11,104	11,104	8,480	319
G 900/120	778,000	1085,723	12,107	12,107	10,107	302
G 900/150	793,000	1092,663	11,256	11,256	8,200	313
G 900/180	810,000	1105,109	10,030	10,030	7,759	315

* Mühendislik çekme-uzama değerleridir.

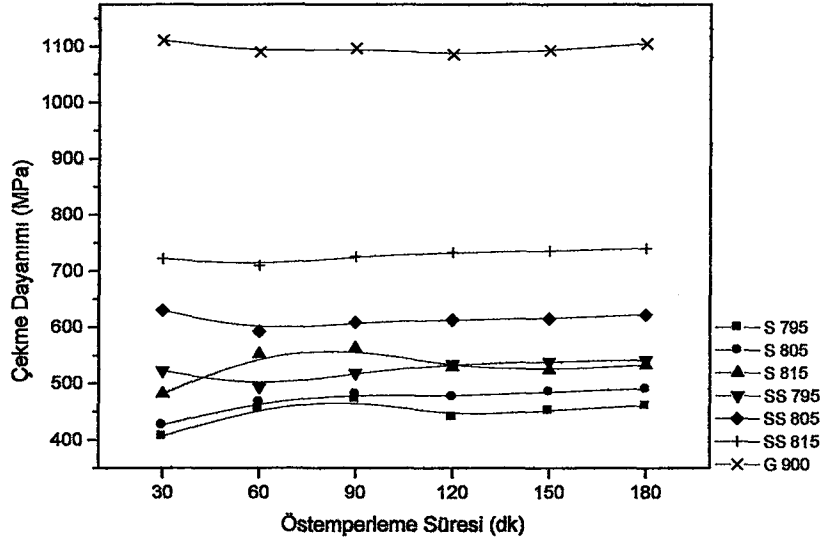
Bu numune yeterli malzeme olmaması nedeniyle sadece 120 dk östempirleme süresi için incelenmiştir.

5.3.1. Östemperleme süresinin % 0,2 deneme akma ve çekme dayanımına etkisi

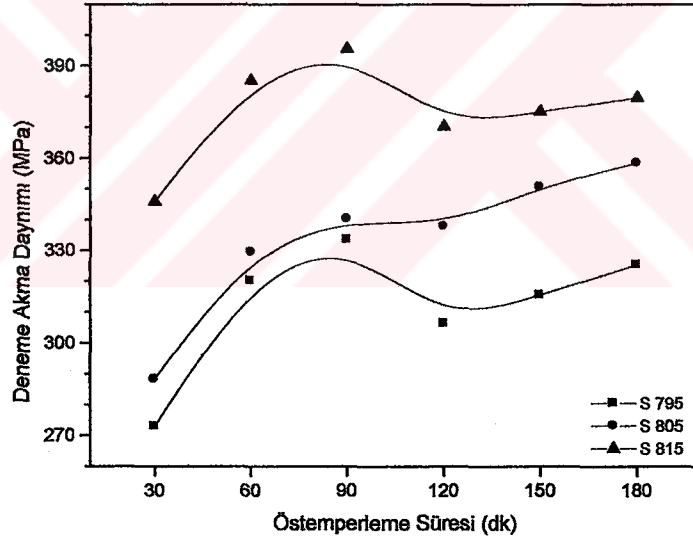
Bütün numunelerde östemperleme süresine bağlı olarak akma ve çekme dayanımları değişim göstermiştir (Şekil 5.11 ve Şekil 5.12). Bu sonuç östemperleme süresine bağlı olarak değişen mikroyapı yada diğer bir deyişle fazların miktarlarının değişmesinden kaynaklanmaktadır. Kaba ösferit morfolojisine sahip S serisi numunelerde 90 dk' ya kadar akma ve çekme dayanımında belirgin bir artış gözlenirken daha sonra düşme gözlenmiştir (Şekil 5.13 ve Şekil 5.14). Bu artışın nedeni ösferit hacim oranının artmasıdır. Elliot ve arkadaşları (7, 8, 19-27, 30, 35-43) bu sonucu yüksek karbonlu kararlı östenit miktarının artmasına bağlamaktadır. 150 dk sonra ise dayanımda tekrar bir artış gözlenmiştir. Araştırmacılar (19-21, 57) dayanımdaki bu artışı II. aşamada yüksek karbonlu östenitten karbür (Fe_3C vb.) çökmesine atfetmektedirler.



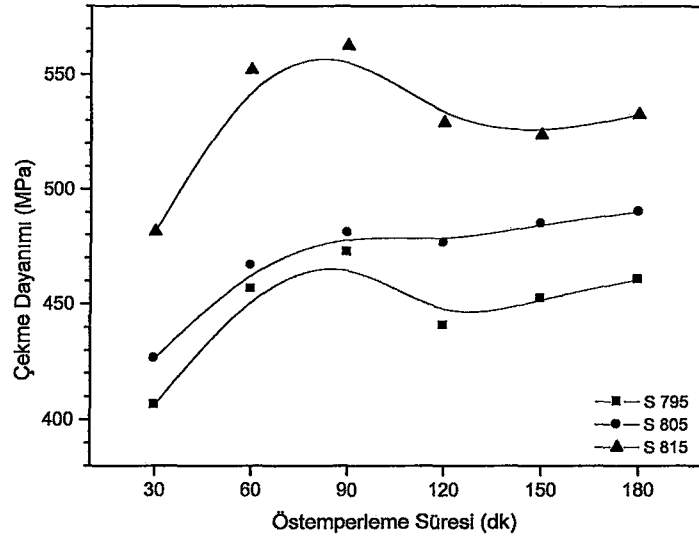
Şekil 5.11. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi



Şekil 5.12. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin çekme dayanımlarının değişimi

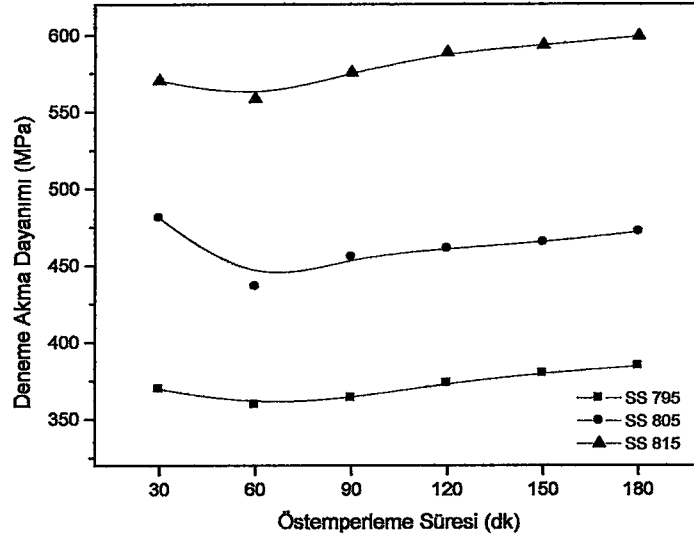


Şekil 5.13. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi

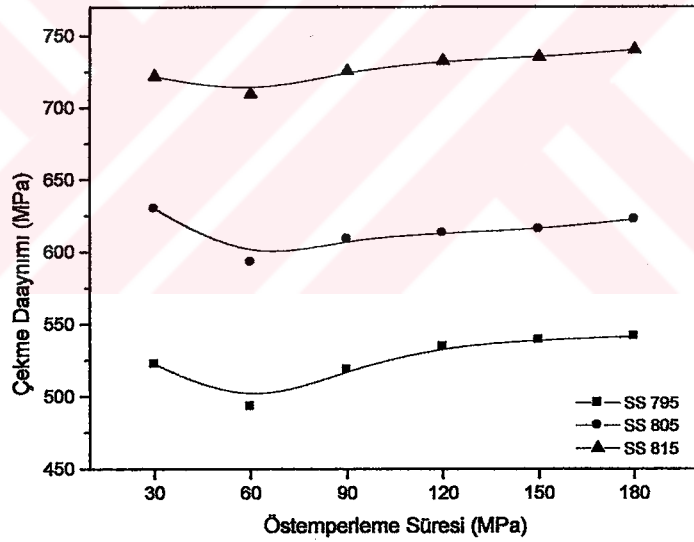


Şekil 5.14. Östempirleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde çekme dayanımlarının değişimi

Bütün kritik tavlama sıcaklıklarında ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerin akma ve çekme dayanımları kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerden yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni ise, ferritik matriste ince olarak dağılmış nispeten sert ösferrit fazının dislokasyon hareketlerine kaba ösferritik dağılıma göre daha fazla engel (bariyer) teşkil etmesidir (76-78). İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde östempirlemenin ilk aşamalarında martensit varlığından dolayı akma ve çekme dayanımı yüksek çıkmış daha sonra yapının tamamen ösferrite dönüşümü sonrası bir miktar düşmüştür (Şekil 5.15 ve Şekil 5.16). Uzun östempirleme sürelerinde ise dayanım diğer S serisi numunelerde olduğu gibi tekrar artış göstermiştir. Dayanımdaki bu artış yine II. aşamadaki yüksek C' lu östenitten karbür (Fe_3C vb.) çökelmesine bağlanmaktadır.



Şekil 5.15. Östempirleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde % 0,2 deneme akma dayanımlarının değişimi



Şekil 5.16. Östempirleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerin çekme dayanımlarının değişimi

Geleneksel östempirlenmiş numunelerin dayanımları bütün kritik sıcaklıklarda tavlınmış ve östempirlenmiş numunelerden daha yüksek çıkmıştır (Şekil 5.11 ve Şekil 5.12). Bu matrisin tamamen ösferritik yapıda olması ve yapıda nispeten dayanımı düşük olan ötektoid ferritin olmaması ile açıklanabilir. G 900 numunesinde östempirlemenin ilk aşamasında (30 dk' da) dayanım oldukça yüksek çıkarken ilerleyen östempirleme sürelerinde yapının tamamen ösferrite dönüşümü ile dayanım

bir miktar düşmüş ve uzun östemperleme sürelerinde dayanım karbür çökmesi sonucu tekrar artmıştır. Araştırmacılara göre (19-21) östemperlemenin ilk aşamasındaki dayanımdaki yükseklik yapıda var olan dönüşmemiş östenitin (martensitin) varlığından kaynaklanmaktadır. Östemperlemenin ilk aşamasında dayanımdaki bu yükseklik malzeme için istenen bir durum iken, dönüşmemiş östenitin(martensitin) varlığı sünekliği (toplam % uzamayı) düşürmesi nedeniyle istenilmez (28-33).

5.3.2. Östemperleme süresinin toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi

Değişen östemperleme süresi ile numunelerin toplam % uzama ve kesit alanı daralmaları da değişiklik göstermiştir. Bütün numunelerde artan östemperleme süresi ile toplam % uzama ve kesit alanı daralması artarken uzun östemperleme sürelerinde bir düşme gözlenmiştir (Şekil 5.17 ve Şekil 5.18). Araştırmacılar (7-9, 18-24, 29-33, 35-47, 53) bu düşüşü östemperleme sırasında II. aşamadaki karbür çökmesine bağlamaktadırlar. Östemperlemenin ilk aşamalarındaki düşük toplam % uzama ve kesit alanı daralması ise östemperlemenin I. aşamasında dönüşmemiş östenitin (martensitin) varlığına bağlanmaktadır (34,19-21).

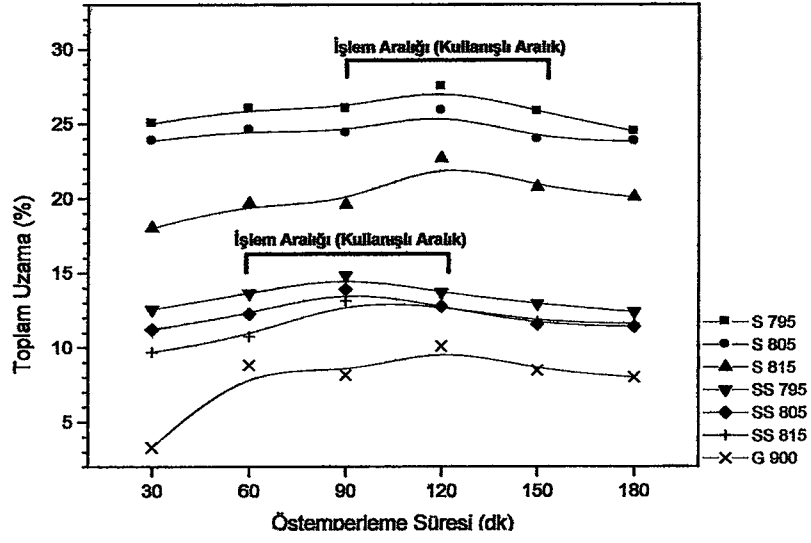
Bütün östemperleme sürelerinde kaba (S serisi) ve ince (SS serisi) ösferritik morfolojilere sahip numuneler geleneksel östemperlenmiş numuneden daha fazla toplam % uzama ve kesit alanı daralması sergilemiştir (Şekil 5.19 ve Şekil 5.21). Bunun nedeni kritik sıcaklıklarda tavlanmış numunelerde yapıda var olan ötektoid ferrit fazının varlığıdır. Bilindiği üzere ferrit fazının dayanımı düşük iken sünekliği oldukça iyidir. Dolayısıyla bu da S ve SS serisi numunelerin toplam % uzama ve kesit alanı daralmasını iyileştirmektedir.

Bütün östemperleme sürelerinde kaba ösferritik morfolojiye sahip (S serisi) numuneler ince ösferritik morfolojiye sahip (SS serisi) numunelerden ve geleneksel östemperlenmiş numuneden daha fazla toplam % uzama ve kesit alanı daralması sergilemiştir. Bu sonuç yapıdaki yeni ferrit fazının varlığı ile açıklanabilir.

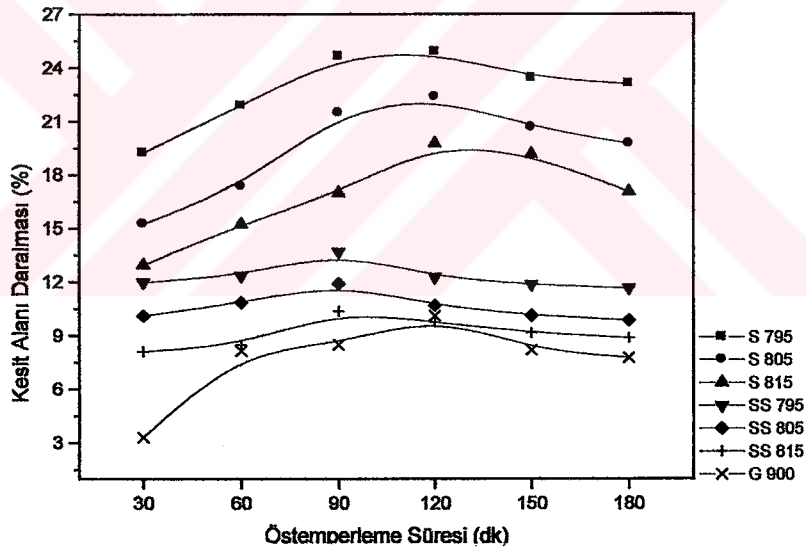
Araştırmacılar (78-80) çökelti içermeyen yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) sünekliği oldukça geliştirdiğini rapor etmektedirler. Kaba ösferritik yapıya sahip numunelerde var olan yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) fazı sünekliği daha da geliştirmiştir. İnce ösferrit morfolojisine sahip numunelerde yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) fazının yokluğu bunların sünekliğine doğrudan yansımış ve düşük toplam % uzama sergilemelerine neden olmuştur. Deformasyon esnasında östenitin martensite dönüşmesi sonucu yeni ferrit martensit oluşumundaki gerilimi absorbe ederek deformasyonun devamına izin verir ve % uzamanın artmasını sağlar. Böylelikle yeni ferrit östenitin mekanik dengesini etkili bir şekilde artırır.

En yüksek toplam % uzamaların elde edildiği östemperleme süreleri optimum çekme dayanımı sağlaması nedeniyle bu süre aralıkları “işlem aralığı(kullanış aralık)” olarak isimlendirilmiştir. Bu aralıkta optimum çekme dayanımı-toplam % uzama değerleri elde edilmiştir. Örneğin S 815 numunesinde 60 dk östemperleme süresinde çekme dayanımı 552,016 MPa iken süneklik % 15,086 ve 120 dk östemperleme süresinde, çekme dayanımı 529,015 MPa iken süneklik % 18,594’tür. Sonuçlardan görüldüğü gibi 60 dk östemperleme süresinde dayanım yüksek iken % uzama daha düşüktür. Oysa 120 dk östemperleme süresinde ise dayanımda çok az bir düşüş ile süneklik yaklaşık % 3,5 artmıştır. Dolayısıyla 120 dk östemperleme süresi bu malzeme için optimum östemperleme süresidir. Bu optimum süre aralığı (işlem aralığı) kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi için 90-150 dk aralığı olarak tespit edilirken ince ösferrit morfolojisine sahip SS serisi için 60-120 dk aralığı olarak tespit edilmiştir. SS serisinde bu süre aralığının daha erken olmasının nedeni östenit karbonca daha çabuk zenginleşmesine bağlanmaktadır.

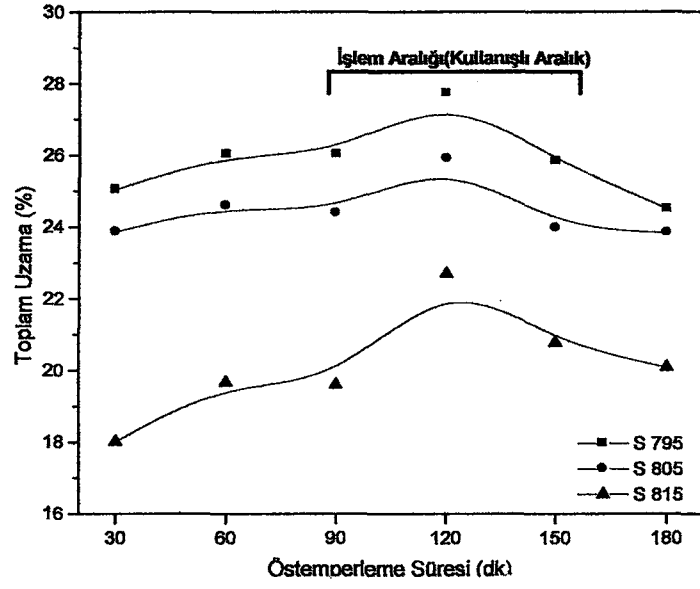
Östenitleme sıcaklığının artırılmasıyla artan östenit C içeriği sonucu I. aşama reaksiyonu için itici güç azalır ve I. aşama gecikir. Dolayısıyla ösferritin oluşumu gecikir ve işlem aralığı (kullanış aralık) daha uzun sürelere kayar.



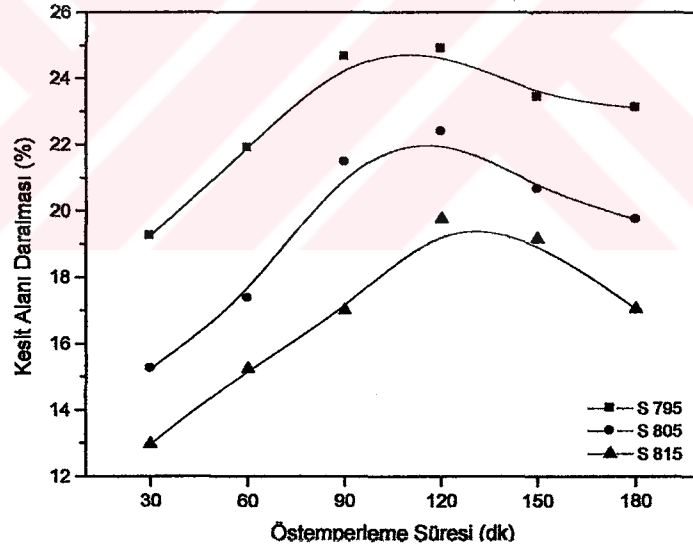
Şekil 5.17. Östemperleme süresine bağlı olarak bütün numunelerdeki toplam % uzama değişimi



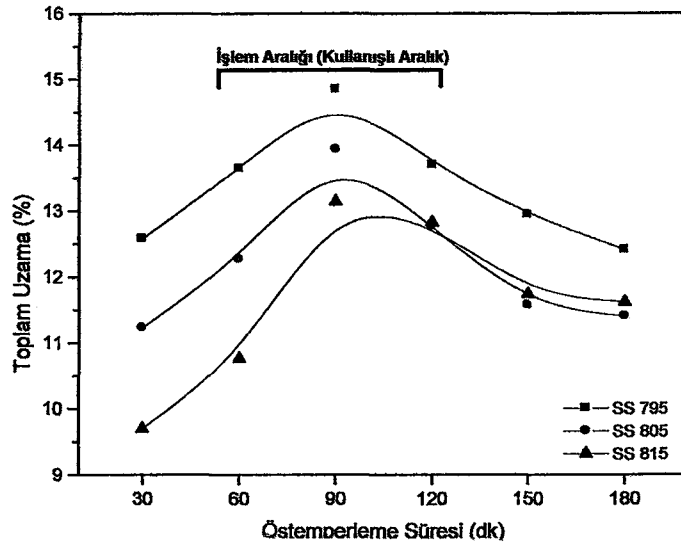
Şekil 5.18. Östemperleme süresine bağlı olarak bütün numunelerdeki % kesit alanı daralmasının değişimi



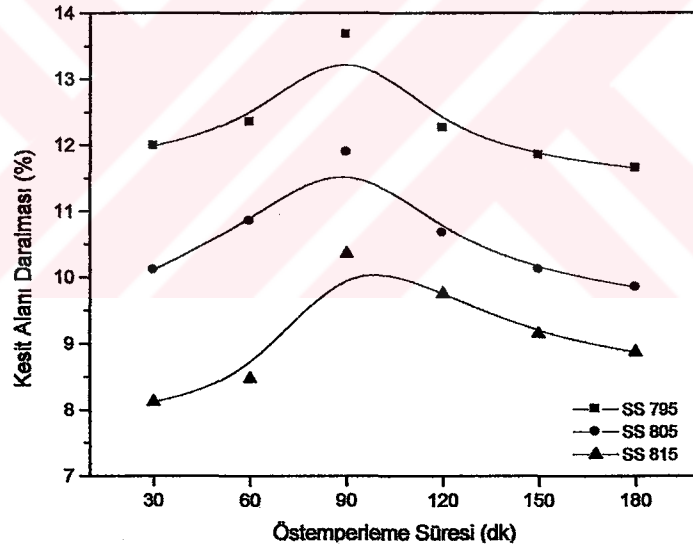
Şekil 5.19. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip (S) numunelerde toplam % uzama değişimi



Şekil 5.20. Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip (S) numunelerde % kesit alanı daralmasının değişimi



Şekil 5.21. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip (SS) numunelerde toplam % uzama değişimi



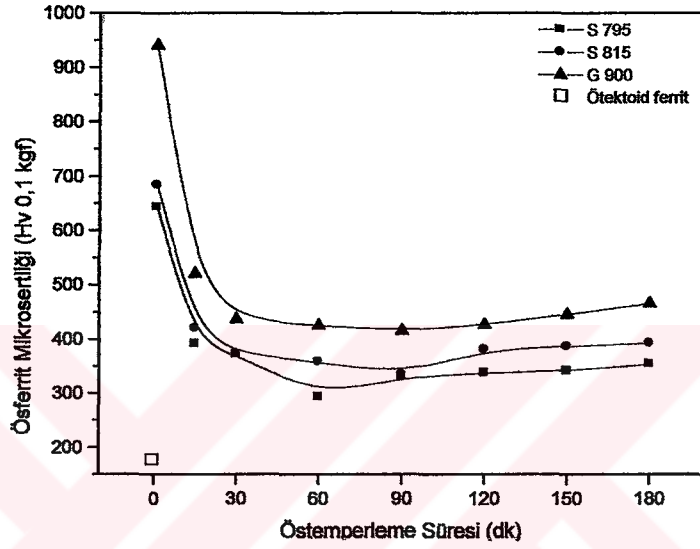
Şekil 5.22. Östemperleme süresine bağlı olarak ince ösferrit morfolojisine sahip (SS) numunelerde % kesit alanı daralmasının değişimi

5.3.3. Östemperleme süresinin sertliğe etkisi

5.3.3.1. Östemperleme süresinin ösferritin mikrosertliği üzerine etkisi

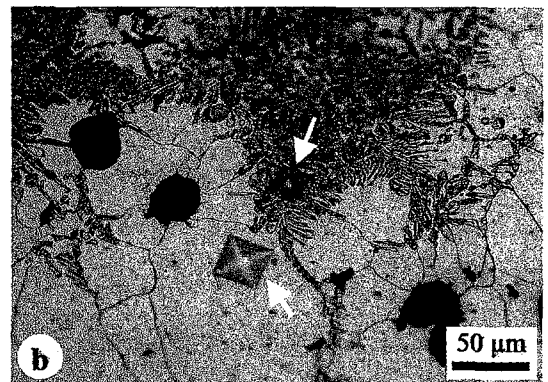
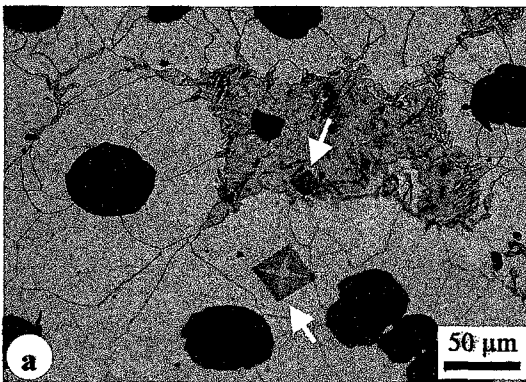
Bütün numunelerde östemperleme süresine bağlı olarak ösferritin sertliği azalmakta ve 120 dk' dan sonra artmaktadır. Bunun nedeni, östemperlemenin I. aşamasında (0-

30 dk aralığında) yapıda var olan dönüşmemiş östenitin oda sıcaklığına soğutulduğunda martensite dönüşmesidir (7, 8, 19-24, 28-47). Bilindiği gibi martensit oldukça sert bir fazdır. 120 dk sonra ösferritin sertliğinin tekrar artması ise II. aşamadaki yüksek karbonlu östenitten karbür (Fe_3C) çökelmesine bağlanmaktadır (7, 8, 19-24, 28-47).



Şekil 5.23. Östemperleme süresine bağlı olarak ösferritin mikrosertliğinin değişimi

Şekil 5.23' te görüldüğü gibi artan östenitleme sıcaklığı ile ösferritin sertliği de artmıştır. Bu tavlama sıcaklığının artırılması ile artan, östenitin karbon içeriğine bağlanmaktadır (bkz. Şekil 5.1). Östenitleme sıcaklığının azaltılması ile östenitin karbon içeriği düşeceğinden ösferritin sertliği de düşecektir.

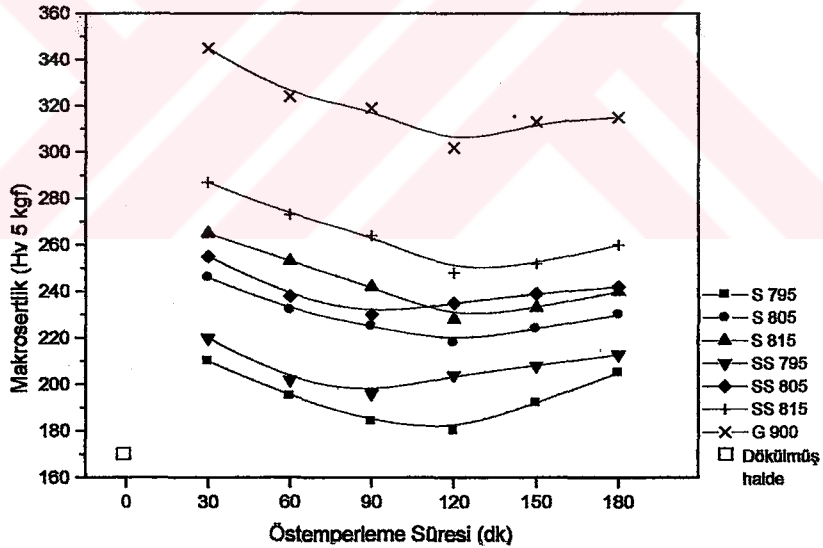


Resim 5.27. S 795 numunesinde mikrosertlik izleri a) 1 dk ve b) 30 dk östemperleme süreleri (Dağlama: % 2 Nital)

Resim 5.27' de S 795 numunesinde 1 dk ve 30dk östemperleme sürelerinde ösferritin mikrosertlik izinin değişimi gösterilmektedir. Resimden de görüldüğü üzere 1 dk' da yapıda varolan dönüşmemiş östenit(martensit) varlığından dolayı mikrosertlik izi 30 dk' ya göre oldukça küçük çıkmıştır. Ötektoid ferritin sertliğinde ise pek bir değişim olmamıştır.

5.3.3.2. Östemperleme süresinin numunelerin makrosertliği üzerine etkisi

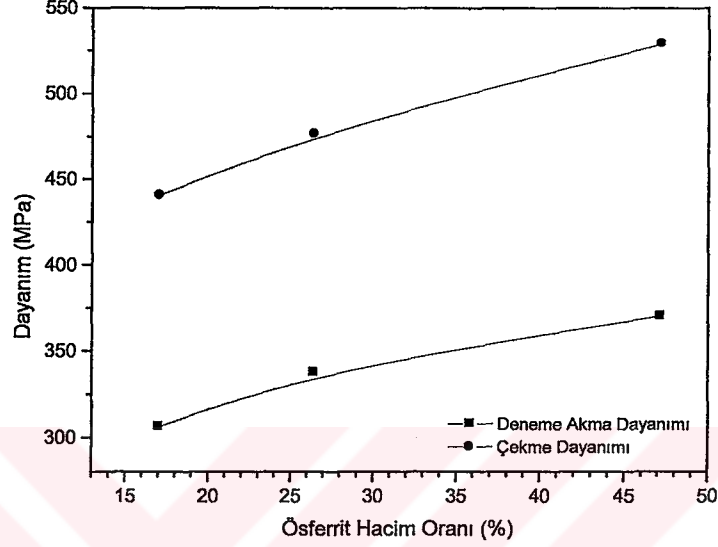
Numunelerin makrosertlikleri mikrosertliklerinde olduğu gibi 120 dk' ya kadar bütün numunelerin sertlikleri azarken bu dakikadan sonra bir miktar artmıştır (Şekil 5.24). Bu durum literatürle paralellik göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi artan kritik tavlama sıcaklığı ile numunelerin sertlikleri de artmıştır. Bu artan KTS ile artan östenitin C içeriğine bağlanmaktadır.



Şekil 5.24. Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerin makrosertliklerinin değişimi

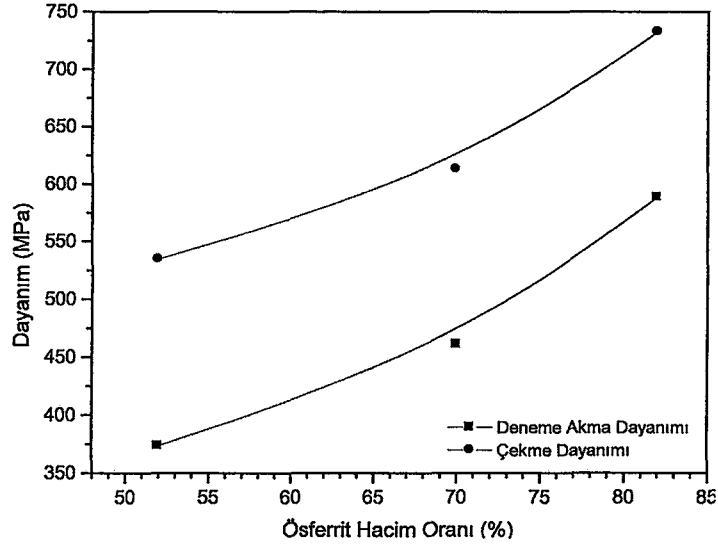
5.4. Ösferrit Hacim Oranının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi

5.4.1. Ösferrit hacim oranının % 0,2 deneme akma ve çekme dayanımına etkisi

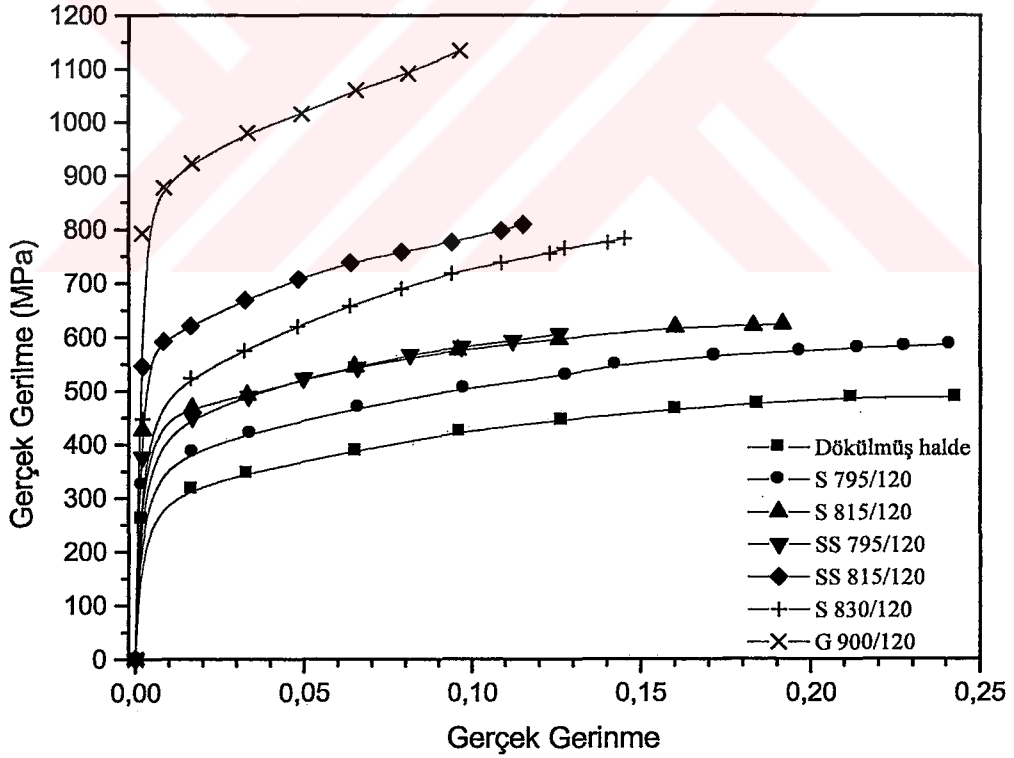


Şekil 5.25. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

120 dk' lık östemperleme süresinde artan ösferrit hacim oranı ile akma ve çekme dayanımı da artmıştır (Şekil 5.25 ve Şekil 5.26). Bu sonuç nispeten sert faz olan ösferritin içerisindeki östenit hacim oranının artışı ve KTS' nin arttırılması ile östenitin C içeriğinin artışına bağlanabilir.



Şekil 5.26. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östempereleme süresi için)



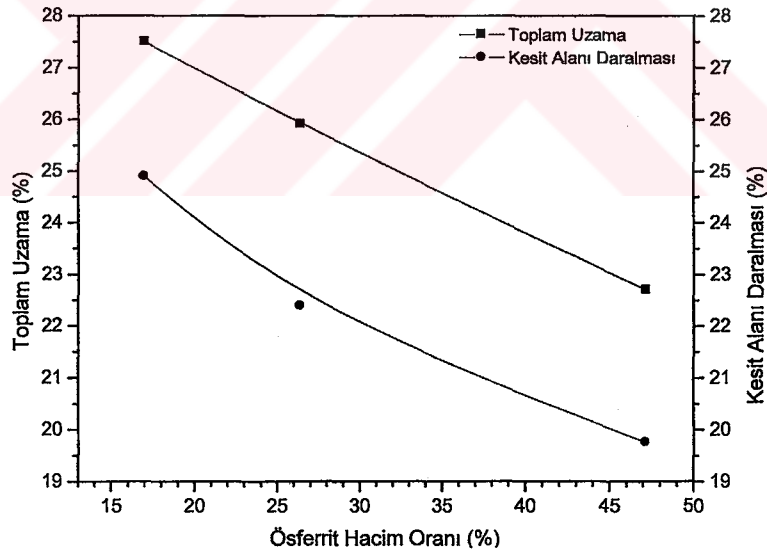
Şekil 5.27. Numunelere ait gerçek gerilme-gerinme eğrileri

KTS' nin artırılmasıyla artan ösferrit hacim oranı sonucu numunelerin gerçek gerilme değerleri artarken gerçek gerinme değerleri azalmıştır (Şekil 5.27).

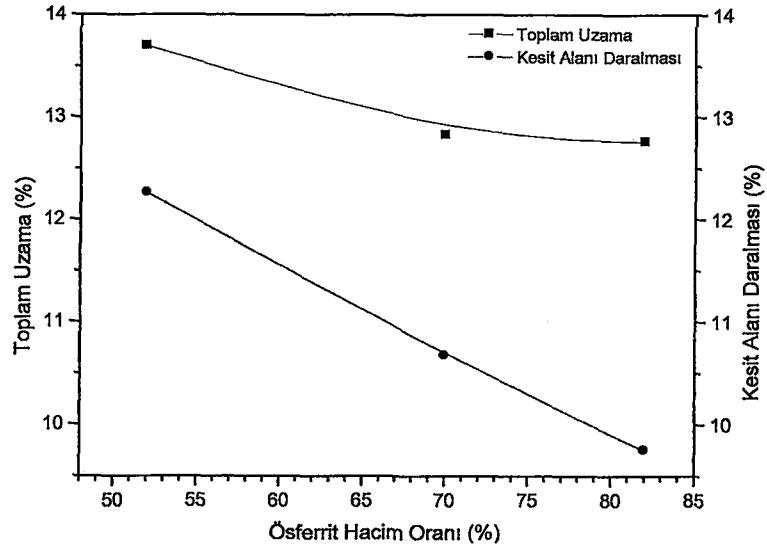
5.4.2. Ösferrit hacim oranının toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi

120 dk' lık östemperleme sonrasında artan ösferrit hacim oranı ile toplam % uzama ve kesit alanı daralması azalmıştır (Şekil 5.27 ve Şekil 5.28). Ösferritin hacim oranının artışı ile sünekliliği ve deforme edilebilirliği oldukça iyi olan ötektoid ferrit miktarının azalması sonucu malzemenin sünekliliği ve kesit alanı daralması da azalmıştır.

Bütün östemperleme sürelerinde kaba ösferritik morfolojiye sahip numunelerin toplam % uzama ve kesit alanı daralması değerleri ince ösferritik morfolojiye sahip numunelerden daha fazla çıkmıştır. Bu sonuç kaba ösferritik yapıdaki ötektoid ferrit miktarının yüksek olmasına ve bu numunelerin yapısında bulunan yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) fazının varlığı ile ilişkilendirilmektedir (78-80).



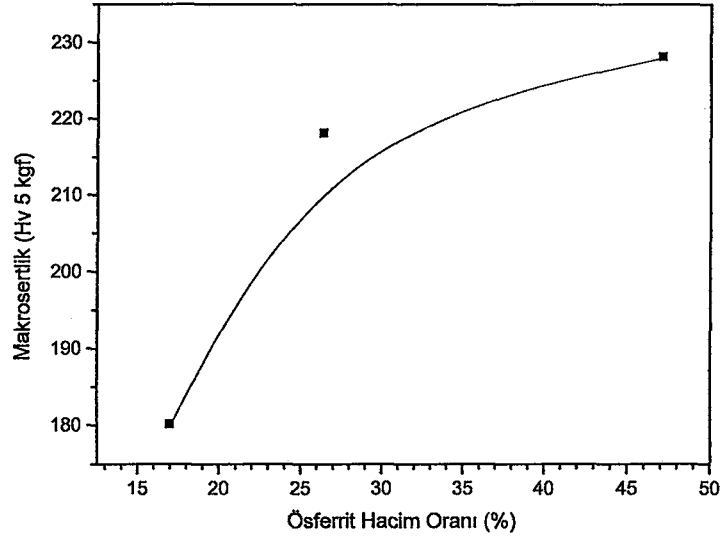
Şekil 5.28. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)



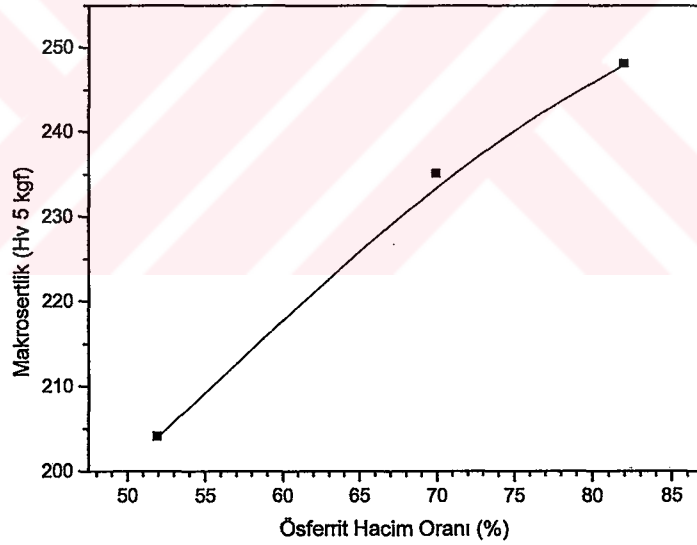
Şekil 5.29. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

5.4.3. Ösferrit hacim oranının sertliğe etkisi

120 dk' lık östemperleme sonrasında ösferrit miktarının artışı ile birlikte sertlikte artmıştır (Şekil 5.29). Bunun nedeni östenitleme sıcaklığının artışı ile östenitin karbon içeriğinin artmasının bir sonucudur.



Şekil 5.30 Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

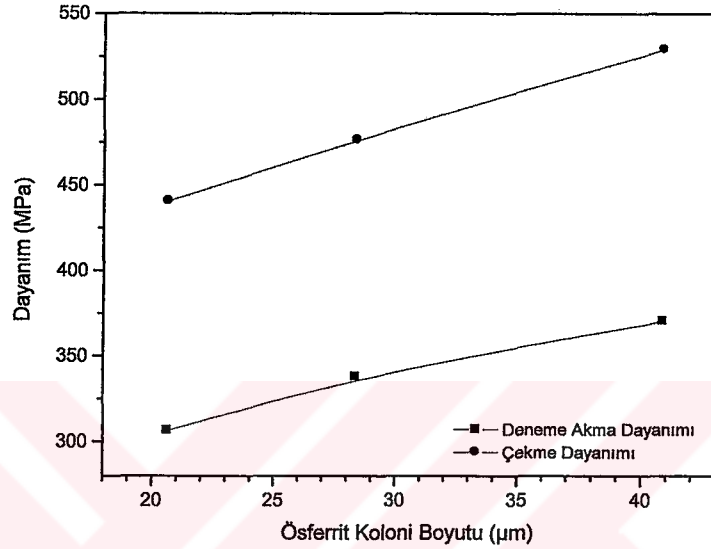


Şekil 5.31 İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit hacim oranına bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

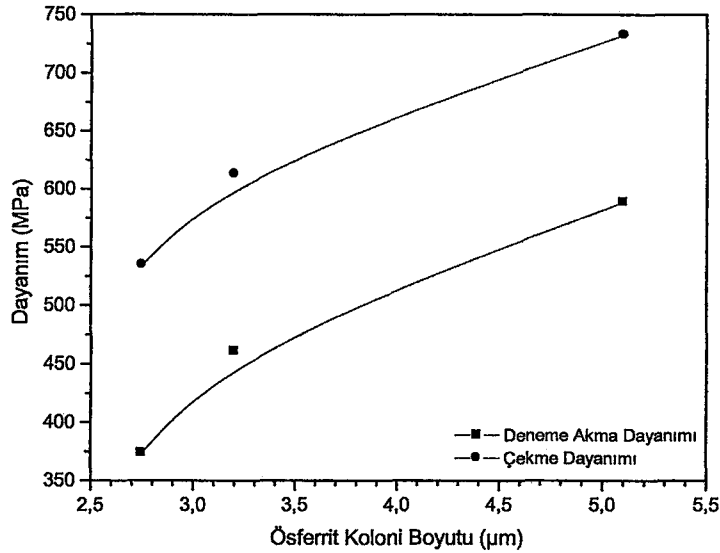
5.5. Ösferrit Koloni Boyutunun Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi

5.5.1. Ösferrit koloni boyutunun deneme akma ve çekme dayanımına etkisi

Şekil 5.32 ve Şekil 5.33’ de görüldüğü gibi aynı östemperleme süresinde ösferrit koloni boyutunun (ÖKB) artışı ile akma ve çekme dayanımı da doğrusal olarak artmıştır. Dayanımdaki bu artış KTS’ nin artması ile artan ösferrit hacim oranı ve östenitin C içeriğine bağlanmaktadır.



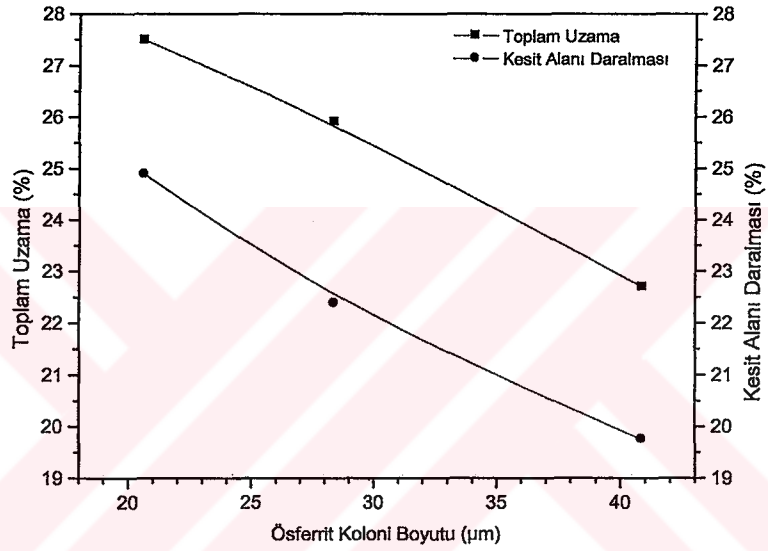
Şekil 5.32. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)



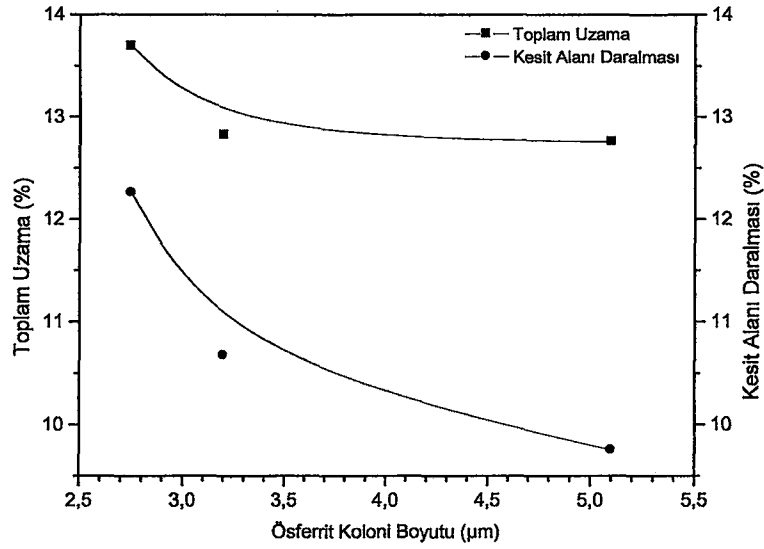
Şekil 5.33. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak deneme akma dayanımı ve çekme dayanımlarının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

5.5.2. Ösferrit koloni boyutunun toplam % uzama ve % kesit alanı daralmasına etkisi

120 dk' lık östemperleme sonrasında artan ösferrit koloni boyutu ile toplam % uzama ve kesit alanı daralması doğrusal olarak azalmıştır (Şekil 5.34. ve Şekil 5.35). Bu sonuç artan KTS sıcaklığı ile östenit hacim oranı ve östenitin C içeriğindeki artıştan kaynaklanmaktadır.



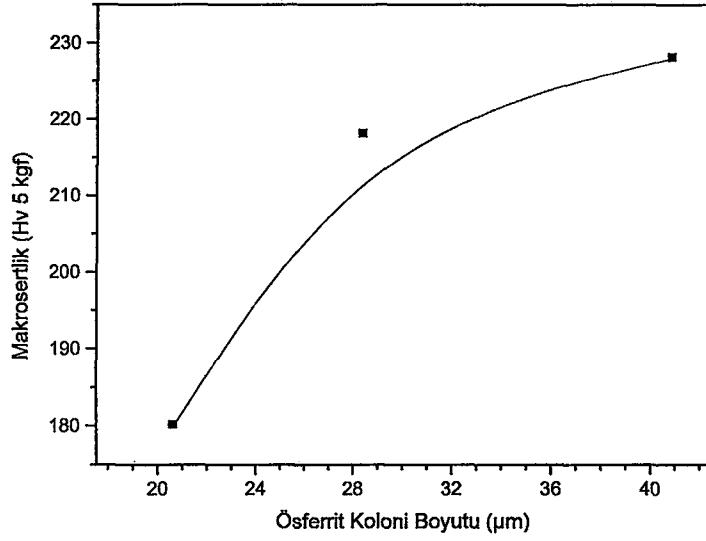
Şekil 5.34. Kaba ösferrit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)



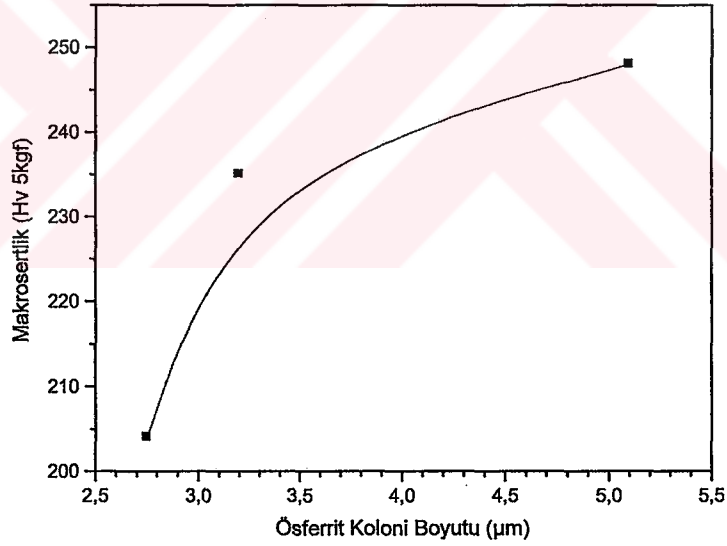
Şekil 5.35. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferrit koloni boyutuna bağlı olarak toplam % uzama ve kesit alanı daralmasının değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

5.5.3. Ösferrit koloni boyutunun sertliğe etkisi

Şekil 5.36 ve Şekil 5.37' den görülebileceği gibi 120 dk' lık östemperleme süresinde artan ösferrit koloni boyutu ile numunelerin sertlikleri de artmıştır. Bunun nedeni KTS' nin artışı ile artan östenit miktarı ve östenitin C içeriğidir.



Şekil 5.36. Kaba ösferit morfolojisine sahip S serisi numunelerde ösferit koloni boyutuna bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

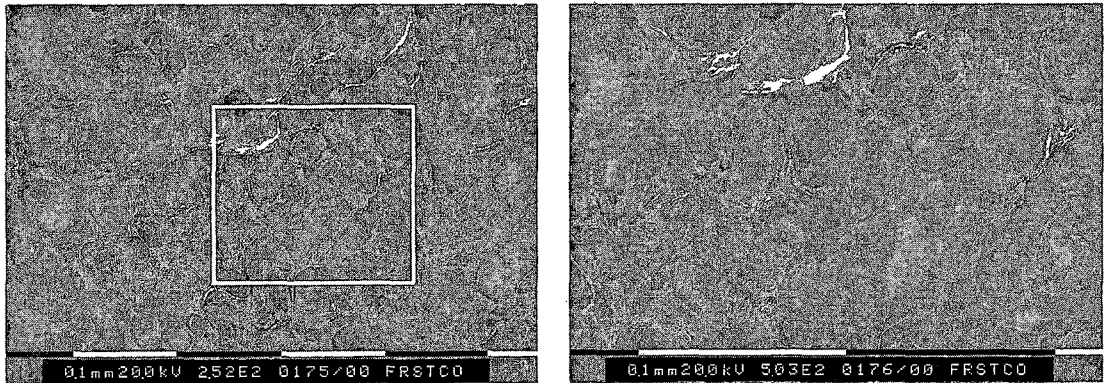


Şekil 5.37. İnce ösferit morfolojisine sahip SS serisi numunelerde ösferit koloni boyutuna bağlı olarak numunelerin sertliklerinin değişimi (120 dk östemperleme süresi için)

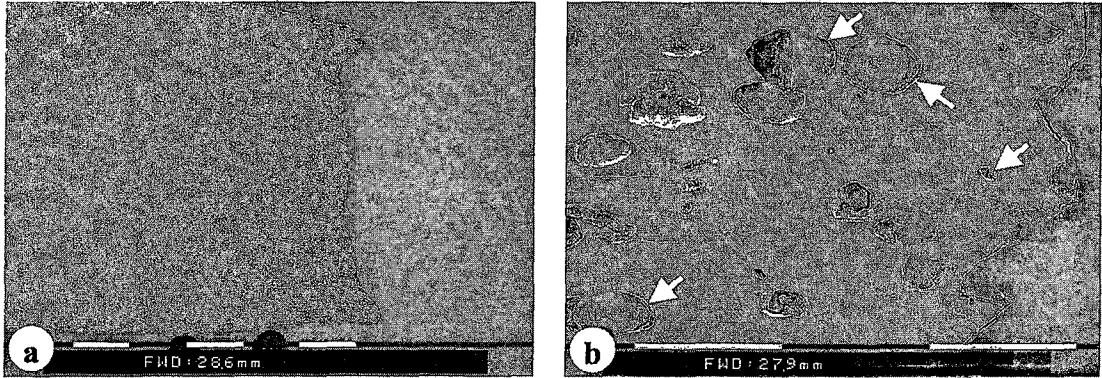
5.6. Çift Fazlı Matris Yapıya Sahip Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Çekme-Kırılma Davranışları

5.6.1. Dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirin çekme-kırılma özellikleri

Dökülmüş haldeki küresel grafitli dökme demirin kırılma yüzeyi incelendiğinde sünek kırılmanın bir göstergesi olan büyük çukurcuklar (large dimples) görülmektedir (Resim 5.27). Boyun verme bölgesindeki çekme yüzeyine paralel kesit yüzeye bakıldığında ise yine sünek kırılmanın bir delili olan koni-çanak (cup-cone) tipi kırılma gözlenmektedir (Resim 5.28.a). Bu durum literatür ile paralellik göstermektedir(81). Genellikle numunelerde mikroboşluk, grafit ve grafiti çevreleyen yapının arayüzeyinden ve inklüzyonlardan çekirdeklenmektedir (Resim 5.28.b). Yine Resim 5.28.b’ den görülebileceği gibi tamamen ferritik yapıda olan dökülmüş numunede kırılma bölgesine yakın bölgede grafitin etrafındaki küre şekli çekme doğrultusunda oval bir hal almıştır. Bu durum ferritin deforme edilebilirliğinin bir göstergesidir. KTS’ dan östemperlenmiş numunelerin yüksek ösferrit hacim oranlarında ise bu kürenin orijinal şekli korunmuştur (Resim 5.29.b). Bu yapılarda grafit küreleri ösferritik yapı tarafından kuşatılmıştır.



Resim 5.27. Dökülmüş haldeki numunenin çekme kırılma yüzeyleri



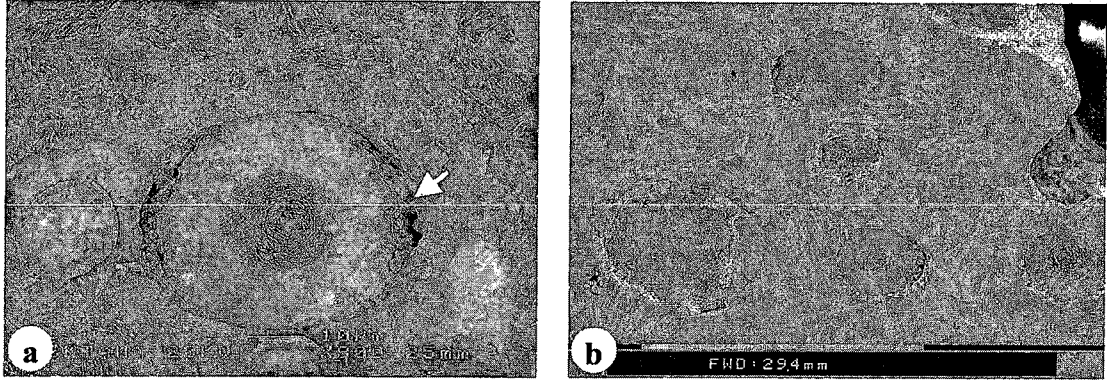
Resim 5.28. Dökülmüş haldeki numunenin çekme yönüne paralel kesit görünümü; a) X7 büyütme, b) X200 büyütme

5.6.2. Kritik tavlama sıcaklığından östemperlenmiş numunelerin çekme-kırılma özellikleri

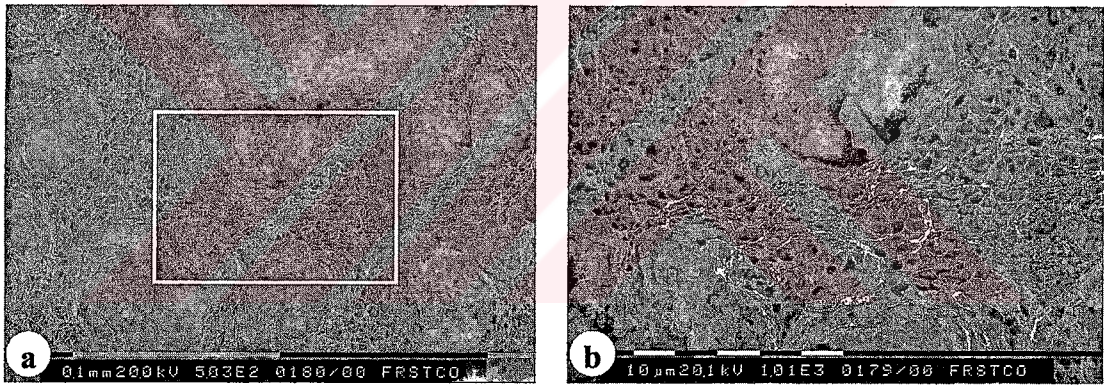
Çekme testi esnasında östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin kopması boyun verme bölgesinde yüksek gerinmeli bölgelerden dolayı boşluk oluşumuna atfedilmektedir (30, 44, 60, 65, 67, 81-89). KTS' larda tavllanmış ve östemperlenmiş numunelerde de mikroboşluklar, yüksek karbonlu östenit partiküllerinde, inklüzyonlardan ve yüksek C' lu östenit-ferrit arayüzeyinde oluşmaktadır. Ösferrit morfolojisi çatlak ilerlemesini etkilemektedir. Kaba ösferrit dağılımında çatlak ferrit tane sınırları boyunca ilerlemektedir. İnce ösferrit dağılımına sahip numunelerde ise yüksek C'lu östenit çatlağı daha az ve mikroboşluklar daha küçüktür. Mikroboşluklar çekme yönünde α_b - γ_{yk} arayüzeyinden ötektoid ferrite doğru ilerler. Kırılma kenarına yakın bölgedeki yüksek mikroboşluk yoğunluğu yüksek gerçek gerinme oluşturmaktadır. Yüksek yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) hacim oranına sahip numuneler yüksek mikroboşluk yoğunluğuna sahiptir. Bu numunelerde boşluklar genellikle matris-grafit arayüzeyinden çekirdeklenmektedir (31, 82-90).

Kırılma yüzeyleri incelendiğinde KTS' larında östemperlenmiş numuneler hemen hemen tamamı sünek kırılmanın göstergesi olan küçük çukurcuklar sergilerken (Resim 5.30 ve Resim 5.32) ince ösferitik yapıya sahip numunelerde ve yüksek ösferrit hacim oranına sahip numunelerde ağırlıklı olarak küçük çukurcuklarla

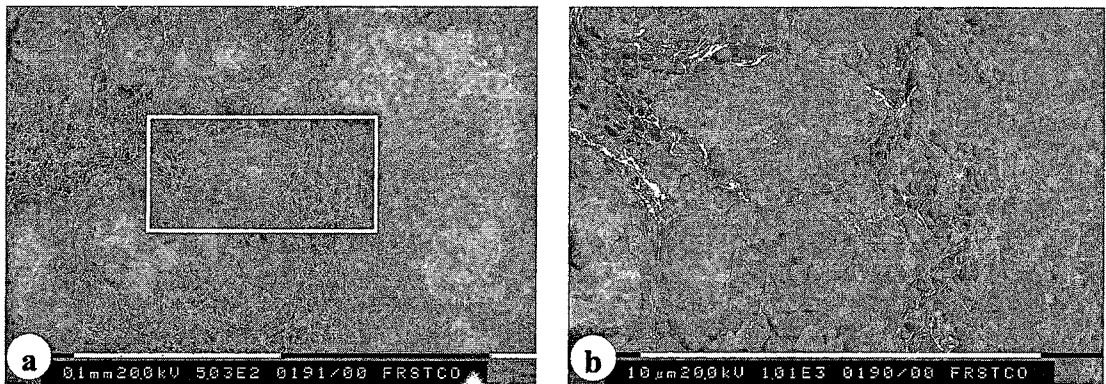
birlikte yarı düzgün yüzey ayrılma (quasi-cleavage) tipi kırılma sergilemiştir (Resim 5.31 ve Resim 5.33).



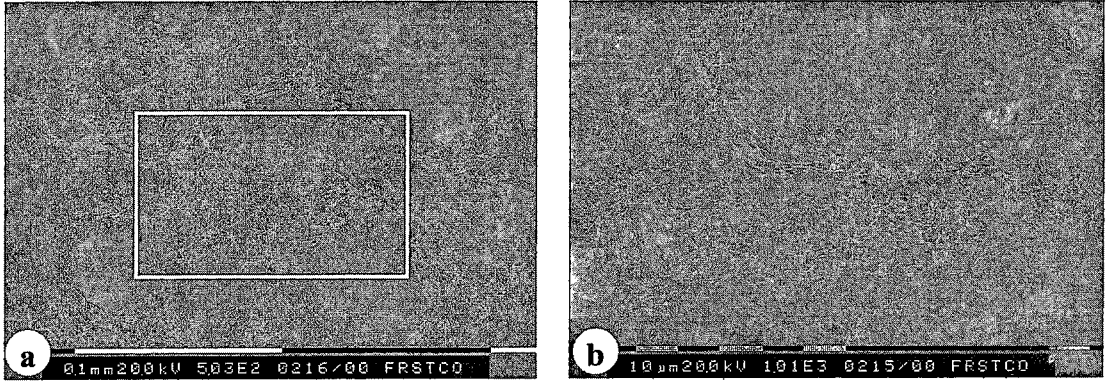
Resim 5.29. KTS' larından östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrası kesit görünümü; a) S 795/30, b) S 815/30



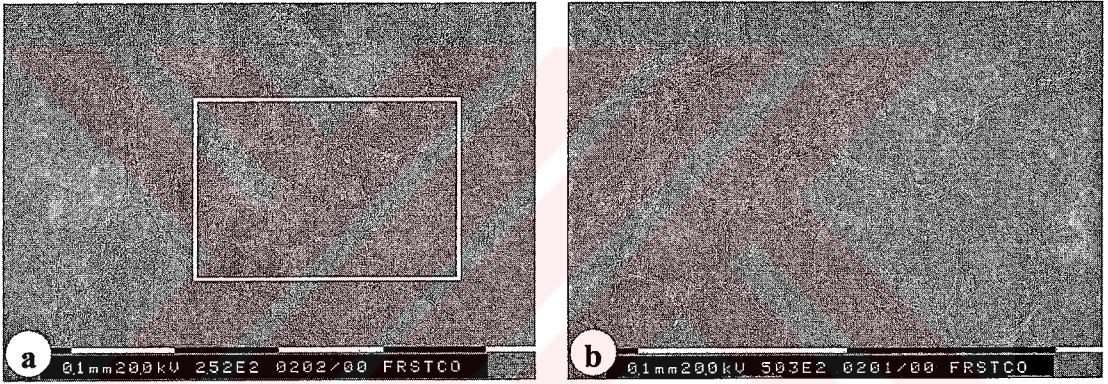
Resim 5.30. S 795/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) X500 büyütme, b) X1000 büyütme



Resim 5.31. SS 795/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri; a) X500 büyütme, b) X1000 büyütme



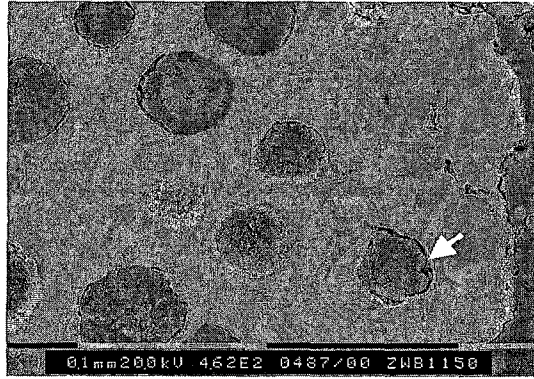
Resim 5.32. S 805/30 numunesinin çekme kırılma yüzeyleri; a) X500 büyütme, b) X1000 büyütme



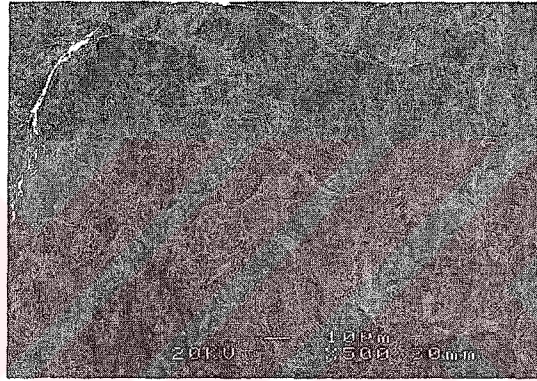
Resim 5.33. S 815/30 numunesinin çekme kırılma yüzeyleri; a) X250 büyütme, b) X500 büyütme

5.6.3. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin çekme-kırılma özellikleri

Geleneksel östemperlenmiş KGDD'de Resim 5.34'de gösterildiği gibi mikroboşluklar genellikle grafit ve grafiti çevreleyen matris arayüzeyinden ve yüksek karbonlu östenit partiküllerinden çekirdeklenmektedir (82-90). Geleneksel östemperlenmiş KGDD'lerin kırılma yüzeyleri incelendiğinde, gevrek kırılmanın bir göstergesi olan küçük düzgün yüzey ayrılma ile birlikte düzgün yüzey ayrılma (cleavage) tipi kırılma ve tane sınırı boyunca kopma (transgranular fracture) gözlenmiştir (Resim 5.35). Bu durum literatür ile paralellik göstermektedir (31).



Resim 5.34. G 900/30 numunesinin çekme testi sonrası kesit görünümü



Resim 5.35. G 900/30 numunesinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri

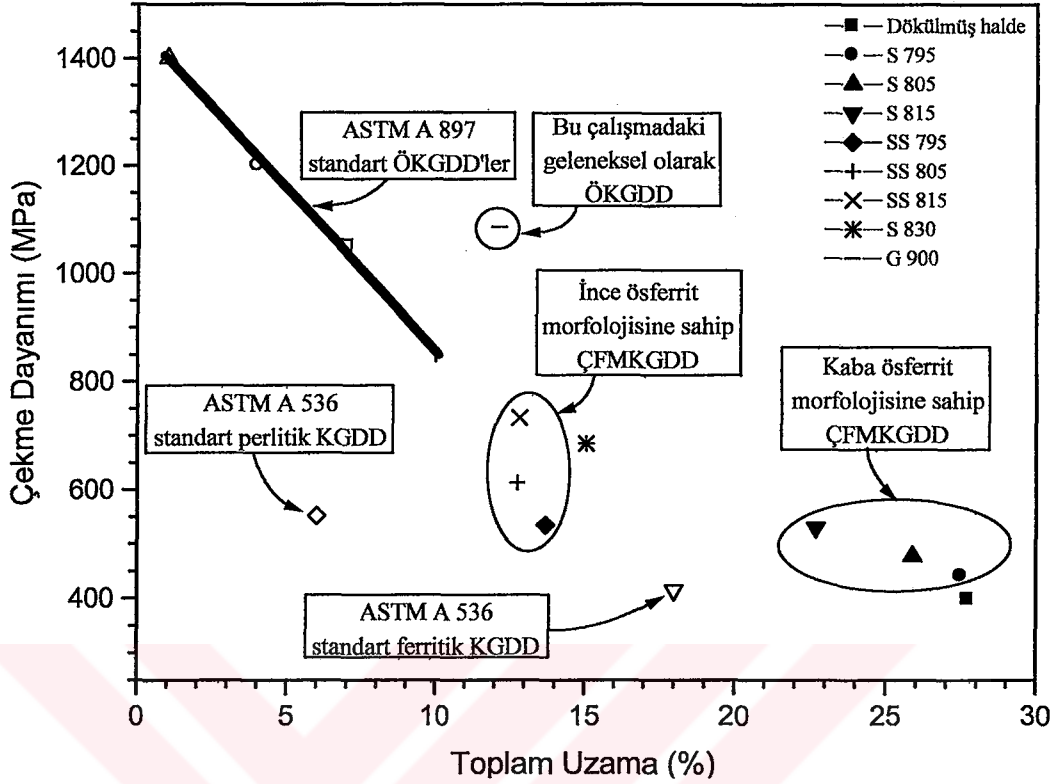
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

- 1- Küresel grafitli dökme demirde ikincil fazın (ösferrit yada martensit) hacim oranı ve morfolojisi kontrol edilebilir.
- 2- Kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş numunelerde yeni ferrit fazının varlığı tespit edilmiştir. Yeni ferrit kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş KGDD' lerde tanımlanabilir ve kontrol edilebilir bir parametredir.
- 3- Östemperleme süresi arttıkça martensitin miktarı sürekli azalmış, ösferritin miktarı ve kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde yeni ferritin (epitaksiyel ferritin) miktarı artmıştır.
- 4- Geleneksel östemperleme ısı işlemi uygulanmış ve ince ösferrit morfolojisine sahip numunelerde yeni ferrit (epitaksiyel ferrit) varlığı gözlenmemiştir.
- 5- Kritik tavlama sıcaklığının düşürülmesi ile östenitin yeni ferrite dönüşüm oranı artarken, ösferrite dönüşüm oranı azalmaktadır. KTS ile değişen östenitin C içeriği yeni ferritin büyüme hızının düşmesinde büyük etkiye sahip olduğu gözlenmiştir.
- 6- Kritik tavlama sıcaklığındaki östenit dağılımı östemperleme sırasında östenitin kararlılığını etkilemektedir. İnce östenit dağılımına sahip yapılar kaba olanlardan daha kısa sürede kararlı hale gelmektedir.
- 7- Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde akma ve çekme dayanımı ilk önce artmakta daha sonra azalmaktadır. Uzun östemperleme sürelerinde ise II. aşamada karbür çökmesi sonucu akma ve çekme dayanımı tekrar artmaktadır. İnce ösferrit morfolojisine sahip SS serisi

numunelerde ise dayanım önce azalmakta daha sonra ilerleyen östemperleme sürelerinde tekrar artmaktadır.

- 8- Östemperleme süresine bağlı olarak kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde toplam % uzama ve kesit alanı daralması 120 dk' ya kadar artmakta ve 150 dk' dan sonra karbür çökmesi sonucu azalmaktadır. İnce ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ise toplam % uzama ve kesit alanı daralması 90 dk' ya kadar artmakta ve 120 dk' dan sonra azalmaktadır.
- 9- Kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde 90-150 dk aralığında, ince ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ise 60-120 dk aralığında optimum çekme dayanımı-% uzama kombinasyonları sağlanmaktadır.
- 10- Kırılma yüzeyi incelemeleri sonucunda çift fazlı matris yapıya sahip KGDD'lerin sünek kırılma (dimples), geleneksel östemperlenmiş numunelerin ise gevrek kırılma (cleavage) sergilemektedir.
- 11- Küresel grafitlerin etrafında ferritik yapının olduğu kaba ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ferritin deforme olarak çatlak ilerlemesini, ince ösferrit morfolojisine sahip numunelerde ise matris içerisinde izole olmuş östenitin mikroçatlağa karşı bir direnç oluşturarak çatlak ilerlemelerini geciktirdiği tespit edilmiştir.
- 12- Kritik sıcaklıklardan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin (çift fazlı matris yapıya sahip küresel grafitli dökme demirlerin), çekme özellikleri ASTM standart küresel grafitli dökme demirler ile karşılaştırıldığında geleneksel östemperleme ısı işlemi uygulanmış küresel grafitli dökme demirlere, ferritik ve perlitik küresel grafitli dökme demirlere göre daha fazla % uzama sergilerken, dayanım olarak geleneksel östemperleme ısı işlemi uygulanmış küresel grafitli dökme demirlerden daha düşük, ancak ferritik ve perlitik küresel grafitli dökme demirlerden, daha fazla dayanım sergilemektedir (Şekil 6.1).



Şekil 6.1. Çift fazlı matris yapıya sahip KGDD'ler ile ASTM standart KGDD'lerin çekme dayanımı ve % uzamalarının karşılaştırılması (Not: Şekilde gösterilen numunelerin östemperleme süresi 120 dk' dır)

6.2. Öneriler

- 1- Östemperlemenin ikinci aşamasında meydana gelen yüksek karbonlu östenitten karbür çökmesi, TEM çalışmaları ile karakterize edilebilir.
- 2- Üretilen çift fazlı matris yapıya sahip KGDD' in darbe, yorulma ve aşınma özellikleri incelenebilir.
- 3- Çift fazlı matris yapıya sahip KGDD' in mekanik özellikleri daha da iyileştirmek amacıyla kademeli östemperleme (stepped austempering) ısıl işlemi yapılabilir.
- 4- Alaşımsız KGDD kullanılarak yapılan bu çalışma alaşımlı bir KGDD kullanılarak alaşım elementlerinin östemperleme dönüşüm aşamalarına ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.

KAYNAKLAR

1. Morrogh, H., "Production of nodular graphite structures in gray cast irons", *A.F.S. Transactions*, 56:1-16 (1948).
2. Millis, K.D., "Spheroidal graphite cast iron-its development and future", Source book on ductile iron, *A.S.M.*, Ohio, 34-42 (1977).
3. Jenkins, L.R., Forrest, R.D., "Ductile iron", Properties and selections: irons, steels and high performance alloys, 1st, *A.S.M. Metals Handbook*, Ohio, 33-55 (1990).
4. Hughes, I.C.H., "Ductile iron", Casting, 15th, *A.S.M. Metals Handbook*, Ohio, 647-666 (1988).
5. Walton, C.F., "Introduction to the heat treating of cast irons", Heat treating, 4th, *A.S.M. Metals Handbook*, 682-692 (1991).
6. Karsay, S.I., "Ductile iron production and practices", *A.F.S.*, USA, 133-141 (1979).
7. Elliot, R., "Cast iron technology", *Butterworths&Co.*, London, 136-150 (1988).
8. Elliot, R., "Cast irons", Constitution and properties of steels, 7th, ed. Pickering F. B., *Materials Science and Technology*, Weinheim, 692-737 (1992).
9. Kovacs, B.V., Keough, J.R., "ADI an engineering materials", *Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings*, Chicago, Illinois, 91-98 (1988).
10. ISO 1083 standard, "Spheroidal graphite cast iron-Classification", *ISO*, 1-13 (1987).
11. ASTM A-536 standard, "Standard specification for ductile iron castings", *ASTM*, 1-17 (1999).
12. TS 526 EN 1563 standardı, "Dökümler- Küresel grafitli dökme demirler", *TSE*, 1-19 (2000).
13. Walton C.F., "Mechanical properties of ductile iron", Iron casting handbook, *Iron Casting Society*, 323-378 (1981).
14. Rauch, A.H., "Physical and Corrosion Properties", Source book on ductile iron, *A.S.M.*, Ohio, 333-372 (1977).
15. Barton, R., "Nodular cast iron", Cast iron: Physical and engineering properties, ed. Angus, H.T., *Butterworths&Co.*, London, 199-223 (1976).

16. Rundman, K.B., Rouns, T.N., On the effects of molybdenum on the kinetics of the secondary graphitization in quenched and tempered ductile irons, *A.F.S. Transactions*, 90:487-497 (1982).
17. Hayrynen, K.L., Keough, J.R., Kovacs, B.V., "Determination of mechanical properties in various ductile irons after subjecting them to long term elevated temperatures", *DIS Project No: 28 Final Report*, North Olmsted, Ohio, 1-56: (1999).
18. Kovacs, B.V., "On the terminology and structure of ADI", *A.F.S. Transactions*, 102:417-420 (1994).
19. Janowak, J.F., Gundlach, R.B., "Development of a ductile iron for commercial austempering", *A.F.S. Transactions*, 91:377-388 (1983).
20. Moore, D.J., Rouns, T.N., Rundman, K.B., "Effect of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: A process window concept", *A.F.S. Transactions*, 94:255-264(1986).
21. Moore, D.J., Rouns, T.N., Rundman, K.B., "The relationship between microstructure and tensile properties in austempered ductile irons", *A.F.S. Transactions*, 95:765-774 (1987).
22. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 1 Processing window", *Materials Science and Technology*, 9:572-585 (1993).
23. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 3 variation of mechanical properties with heat treatment conditions", *Materials Science and Technology*, 9:882-889 (1993).
24. Hamid Ali, A.S., Uzlov, K.I. Darwish, N., Elliot, R., "Austempering of low manganese ductile irons Part 4 Relationship between mechanical properties and microstructure", *Materials Science and Technology*, 10:34-40 (1994).
25. Yescas, M.A., Bhadeshia, H.K.D.H., MacKay, D.J., "Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks", *Materials Science and Engineering A*, A311: 162-173 (2001).
26. Yescas, M.A., Bhadeshia, H.K.D.H., "Model for the maximum fraction of retained austenite in austempered ductile cast iron", *Materials Science and Engineering A*, A333:60-66 (2002).
27. Bahmani, M., Elliot, R., Varahram, N., "The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed ductile iron", *Journal of Materials Science*, 32:4783-4791 (1997).

28. Blackmore, P.A., Harding, R.A., "The effects of metallurgical process variables on the properties of austempered ductile irons", *Journal of Heat Treating*, 3:310-325 (1984).
29. Voigt, R.C., Loper, C.R., "Austempered ductile iron-Process control and quality assurance", *Journal of Heat Treating*, 3:291-309 (1984).
30. Aranzabal, J., Gutierrez I., Rodrguez-Ibabe, J.M., Urcola, J.J., "Influence of heat treatments on microstructure and toughness of austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, 8:263-273 (1992).
31. Aranzabal, J., Gutierrez I., Urcola, J.J., "Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron" *Materials Science and Technology*, 10:728-737 (1994).
32. Mallia, J., Grech, M., Smallman, R.E., "Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, 14:452-460 (1998).
33. Prasad Rao, P., Putatunda, S.K., "Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different austenitizing temperatures", *Materials Science and Engineering A*, A349:136-149(2003).
34. Grech, M., Young, J.M., "Effect of austenitizing temperature on tensile properties of Cu-Ni austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, 6:415-421 (1990).
35. Bayati, H., Elliot, R., Lorimer, G.W., "Influence of austenitising temperature on austempering kinetics of high manganese alloyed ductile cast iron", *Materials Science and Technology*, 11: 776-786 (1995).
36. Bayati, H., Elliot, R., Lorimer, G.W., "Stepped heat treatment for austempering of high manganese alloyed ductile iron", *Materials Science and Technology*, 11:1007-1013 (1995).
37. Bayati, H., Elliot, R., "Austempering process in high manganese alloyed ductile iron", *Materials Science and Technology*, 11: 118-129 (1995).
38. Bayati, H., Elliot, R., "Relationship between structure and mechanical properties in high manganese alloyed ductile iron", *Materials Science and Technology*, 11:284-293 (1995).
39. Nazarboland, A., Elliot R., "Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0.37% Mn-Mo-Cu ductile iron", *Materials Science and Technology*, 13:223-232 (1997).

40. Bayati, H., Elliot, R., "Stepped austempering heat treatment of a 0.67 % Mn-Mo-Cu ductile iron", *Materials Science and Technology*, 13:117-124 (1997).
41. Hamid Ali, A.S., Elliot R., "Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron, Part 2 Mechanical properties", *Materials Science and Technology*, 13:24-30 (1997).
42. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron Part 1- Austempering kinetics and mechanical properties of ductile iron containing 0.13 % Mo", *Materials Science and Technology*, 15:531-540 (1999).
43. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron Part 2- Influence of austenitising temperature on austempering kinetics, mechanical properties and hardenability of ductile iron 0.13 % Mo", *Materials Science and Technology*, 15:541-546 (1999).
44. Wen, D.C., Lei, T.S., "The mechanical properties of a low alloyed austempered ductile iron in upper ausferrite region", *I.S.I.J. International*, 39:493-500 (2000).
45. Achary, J., Venugopalan, D., "Microstructural development and austempering kinetics of ductile iron during thermomechanical processing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31A:2575-2585 (2000).
46. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behavior of ductile iron, Part 3 Austempering kinetics, mechanical properties and hardenability of ductile iron containing 0.25 % Mo", *Materials Science and Technology*, 15:885-895 (1999).
47. Yazdani, S., Elliot, R., "Influence of molybdenum on austempering behavior of ductile iron, Part 4 Austempering behaviour of ductile iron containing 0.45 % Mo", *Materials Science and Technology*, 15:896-902 (1999).
48. Mallia, J., Grech, M., "Effect of silicon content on impact properties of austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, 13:408-414 (1997).
49. Hafiz, M., "Mechanical properties of SG-iron subjected to variable and isothermal austempering temperatures heat treatment", *Materials Science and Engineering A*, A340:1-7 (2003).
50. Guo, X.L., Su, H.Q., Wu, B.Y., Liu, Z.G., "Characterization of microstructural morphology of austempered ductile iron by electron microscopy", *Microscopy Research and Technique*, 40:336-340 (1998).

51. Voigt, R.C., Loper, C.R., *Proceedings 1st International Conference Austempered Ductile Iron*, Ohio, USA, 83 (1984).
52. Dorazil, E., Barta, B., Munsterova, E., Stransky, L., Havar, A., "High strength bainitic ductile cast iron", *A.F.S. International Cast Metals Research* 7:52-60 (1982).
53. Baydoğan, M., Çimenoglu, H., "The effect of austempering time on mechanical properties of a ductile cast iron", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 30:391-395 (2001).
54. Bak, C., Schissler, J.S., Chabaut, J., Gouvenel, D., "Stability of ADI structures at room temperatures" *2nd International Conference on Austempered Ductile Iron*, Ann Arbor, USA, 149-155 (1986).
55. Schissler, J.M., Saverna, J., "The effect of segregation on the formation of austempered ductile iron", *Journal of Heat Treating*, 4:167-176 (1985).
56. Park, Y.J., Morton, D.A., Gagne, M., Goller, R., "Continuous cooling transformation and austempering behaviour of Cu-Mo ductile irons", *A.F.S. Transactions*, 92:395-404 (1984).
57. Hayrynen, K.L., Brandenburg, K.R., Keough, J.R., "Application of austempered cast irons" *A.F.S. Transactions*, 92:1-10 (1984).
58. Kovacs, B.V., "Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts", *Journal of Heat Treating*, 5:55-60 (1987).
59. Csonka, J.M., Woods, J.E., Muratore, E.C., "Ductile iron Trends: Reducing costs, improving quality", *Modern Casting*, 92:27-29 (2002).
60. Voigt, R.C., Eldoky, L.M., Chiou, H.S., "Fracture of ductile cast irons with dual matrix structure", *A.F.S. Transactions*, 94:645-656 (1986).
61. Sugiyama, Y., Katsutoshi, A., Matsuoka, S. "Improvement of static strength and fatigue crack propagation resistance in ductile cast iron by austempering from (α + γ) phase region", *Journal of the Society of Materials Science*, 40:675-681 (1991).
62. Rashidi, A.M., Moshrefi-Torbati, M., "Dual matrix structure (DMS) ductile cast iron: The effect of heat treating variables on the mechanical properties", *International Journal of Cast Metals Research*, 13:293-297 (2001).
63. Rashidi, A.M., Moshrefi-Torbati, M., "Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ductile cast iron with dual matrix structure (DMS)", *Materials Letters*, 45:203-207 (2000).

64. He, Z.R., Lin, G.X., Ji, S., "Deformation and fracture behaviour of cast iron with optimized microstructure", *Materials Characterization*, 38:251-258 (1997).
65. Hafiz, M., "Tensile properties and fracture of ferritic SG-iron having different-shell structure", *Zeitschrift Fur Metallkunde*, 11:1258-1261 (2001).
66. Kobayashi T., Yamamoto H., "Development of high toughness in austempered type ductile cast iron and evaluation of its properties", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 19A:319-327 (1988).
67. Kobayashi T., Yamada, S., "Effect of holding time in the ($\alpha+\gamma$) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A:1961-1971 (1996).
68. Kazerooni, R., Nazarboland, A., Elliot, R., "Use of austenitising temperature in control of austempering of a Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron", *Materials Science and Technology*, 13:1007-1015 (1997).
69. Wen, D.C., Lei, T.S., "The mechanical properties of a low alloyed austempered ductile iron in upper ausferrite region", *I.S.I.J. International*, 39:493-500(2000).
70. Zhou, R., Jiang, Y., Lu, D., Zhou, R., Li, Z., "Development and characterization of a wear resistant bainite/martensite ductile iron by combination of alloying and a controlled cooling heat treatment", *Wear*, 250:529-534 (2001).
71. Erdogan, M., "Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel", *Scripta Materialia*, 48:501-506 (2003).
72. Vander Voort, G.F., "Metallography principle and practice", *McGraw-Hill*, New York, 410-508 (1984).
73. Gifkins, R.C., "Optical microscopy of metals", *Pitman*, London, 171-184 (1970).
74. Pickering, F.B., "The basis of quantitative metallography", *The Chameleon Press* London, 3-8 (1975).
75. ASTM E 8M Standard, "Standard test methods for tension testing of metallic materials (metric)", *ASTM*, 77-98 (2000).
76. Sarosiek, A.M., Owen W.S., "On the importance of extrinsic transformation accommodation hardening in dual-phase steels", *Scripta Metallurgica*, 17:227-231 (1983).
77. Priestner, R., Aw, C.L., "On initial yielding in dual-phase steel", *Scripta Metallurgica*, 17:133-136 (1984).

78. Thomas, G., Koo, J.Y., "Developments in strong, ductile duplex ferritic-martensitic steels", *Fundamentals of dual phase steels*, ed. Kot, R.A., Bramfitt B.L., *AIME*, Warren dale, 183– 201 (1981).
78. Erdogan, M., Priestner, R., "Effect of epitaxial ferrite on yielding and plastic flow in dual phase steel in tension and compression", *Materials Science and Technology*, 15:1273-1284 (1999).
79. Erdogan, M., Priestner, R., "Effect of martensite content, its dispersion, and epitaxial ferrite content on Bauschinger behaviour of dual phase steel", *Materials Science and Technology*, 18:369-376 (2002).
80. Sarwar, M., Priestner, R., "Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel", *Journal of Materials Science*, 31:2091-2095 (1996).
81. Powell, G.W., Cheng S.H., Mobley, C.E., "A fractography atlas of casting alloys", *Battelle Press*, Columbus, Ohio, IV 1-V 2 (1992).
82. Dai, P.Q., He, Z.R., Zheng, C.M., Mao, Z.Y., "In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron", *Materials Science and Engineering A*, A319-321:531-534 (2001).
83. Sidjanin, L., Smallman, R.E., Boutorabi, S. M., "Microstructure and fracture of aluminum austempered ductile iron investigated using electron microscopy", *Materials Science and Technology*, 10:711-720 (1994).
84. Dai, P.Q., He, Z.R., Wu, W.Q., Mao, Z.Y., "Mechanical behaviour of graphite in fracture of austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, 18:1052-5056 (2002).
85. Refaey, A., Fatahalla, N., "Effect of microstructure on properties of ADI and low alloyed ductile iron", *Journal of Materials Science*, 38:351-362 (2003).
86. Putatunda, S.K., Gadicheria, P.K., "Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as-cast structure", *Materials Science and Engineering A*, A268:15-31 (1999).
87. Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J.M., "Urcola, J.J., Influence of amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28A: 1143-1156 (1997).
88. Lee, S.C., Hsu, C.H., Chang, C.C., Feng, H.P., "Influence of casting size and graphite nodule refinement on fracture toughness of austempered ductile iron", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A:2511-2521 (1998).

89. Fan, Z.K., Smallman, R.E., "Some observations on the fracture of austempered ductile iron", *Scripta Metalurgica and et Materialia*, 31:137-142 (1994).
90. Bosnjak, B., Radulovic, B., Tonev, K.P., Asanvic, V., "Microstructural and mechanical characteristics of low alloyed Ni-Mo-Cu austempered ductile iron", *I.S.I.J. International*, 40:1246-1252 (2000).



ÖZGEÇMİŞ

Volkan KILIÇLI, 1980 yılında Isparta' nın Yalvaç ilçesinde doğdu. 1983 yılında Ankara' nın Polatlı ilçesine yerleşti. İlk, Orta ve Lise öğrenimini burada tamamladı. 1997 yılında Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Öğretmenliği bölümünde lisans eğitime başladı. 2001 yılında bu bölümden onur listesine geçerek mezun oldu. Aynı yıl Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Bölümünde Yüksek Lisansa başladı. 2002 yılında lisans eğitimini tamamladığı bölümünde, Malzeme Bilimi Eğitimi Ana Bilim Dalına Araştırma Görevlisi olarak atandı. Halen bu görevine devam etmektedir.

