

14323

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERDE BAKIR MİKTARI MİKROYAPI İLİŞKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Met. Müh. Yılmaz YALÇIN

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih :21 Ocak 1991

Tezin Savunulduğu Tarih :08 Şubat 1991

Tez Danışmanı :Prof.Dr.Ş.Ergin KISAKÜREK

Diğer Jüri Üyeleri :Prof.Dr.E.Sabri KAYALI

Prof.Dr.Emel GEÇKİNLİ

ŞUBAT—1991

ÖNSÖZ

Tezimin hazırlanmasında, deneylerimin yapılabilmesi için her türlü imkanı sağlayan İTÜ Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanlığına teşekkür ederim.

Deneylerde kullandığım malzemelerin temininde sunmuş oldukları yardımlar için DÖKTAŞ A.Ş. Fabrika Genel Müdürü sayın Mehmet Ali BERKMAN ve Fabrika Müdürü sayın Hamdi DOĞRU ve mikroyapı incelemelerinde her türlü yardımcı esirgemeyen Laboratuvar Kısım Şefi Can DEMİR'i şükranla anmak isterim.

Deneysel numunelerin hazırlanmasında temin etmiş oldukları yardımlar için TÜVASAŞ A.Ş. Genel Müdürü sayın Metin YEREBAKAN ve imalat Baş Mühendisi Gültekin ÇAPANOGU'na teşekkürü bir borç bilirim.

X-ışınları çalışmalarımı yapabilmem için gerekli imkanları sağlayan İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Malzeme Anabilim Dalı Başkanı sayın Prof.Dr. Erman TULGAR ve analizleri yapmada yardımlarını esirgemeyen Metalurji Mühendisi Suat CANOĞULLARI'na teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca, çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Metalurji Yüksek Mühendisi Cuma BİNDAL, Ahmet ÖZEL, Ahmet TÜRK, Hatem AKBULUT ve Sayed MOHAMMED'i hatırlamayı bir borç bilirim.

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

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖZET	V
SUMMARY.....	VI
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. LİTERATÜR TARAMASI.....	3
2.1. GİRİŞ.....	3
2.2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER.....	3
2.3. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER.....	12
2.3.1. Östemperleme Isıl İşlemi.....	14
2.3.2. ÖKGDD'lerin Mikrovapı ve Mekanik Özel- liklerini Etkileyen Faktörler.....	18
2.3.2.1. Östenitleme Sıcaklık ve Süresi.....	18
2.3.2.2. Östemperleme Sıcaklık ve Süresi.....	22
2.3.2.3. Kimyasal Bileşim.....	26
2.3.3. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Kalıntı Östenit ve Tayini...	32
2.3.3.1. Kalıntı Östenit.....	32
2.3.3.2. Kalıntı Östenit Tayini.....	34
2.3.4. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Sınıflandırılması.....	37
2.3.5. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Kullanım Alanları.....	37
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	40
3.1. ÇALIŞMA PROGRAMI.....	40
3.2. DENEYSEL MALZEMELER.....	41
3.2.1. Keel Bloklar.....	41
3.2.2. Östemperleme Deney Numuneleri.....	42

3.3. DENEYSEL CİHAZLAR.....	43
3.3.1. Östenitleme ve östemperleme Fırını.....	43
3.3.2. X-ışını Difraktometresi.....	43
3.3.3. Görüntü Analiz Cihazı.....	43
3.4. DENEYSEL YÖNTEM.....	43
3.4.1. Östemperleme Isıl işlemi.....	43
3.4.2. Metalografik Çalışma.....	44
3.4.3. Kalıntı Östenit Tayini Çalışması.....	45
BÖLÜM 4. DENEYSEL VERİLER VE İRDELENMESİ.....	47
4.1. Giriş.....	47
4.2. ÖSTEMPERLENMEMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN YAPISAL ÖZELLİKLERİ.....	47
4.3. ÖKGDD'LERDE YAPISAL ÖZELLİKLER.....	55
4.3.1. ÖKGDD'lerde Küre Sayısı ve Küresellik..	55
4.3.2. ÖKGDD'lerde Matriks Yapısı.....	58
4.3.3. ÖKGDD'LERDE Kalıntı Östenit.....	63
BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	96
5.1. SONUÇLAR.....	96
5.2. ÖNERİLER.....	97
REFERANSLAR.....	98
EK 1.....	104
ÖZGEÇMİŞ.....	106

ÖZET

3 ayrı bileşimde dökülmüş küresel grafitli dökme demir keel bloklardan hazırlanan deney numunelerine östemperleme ısısal işlemi uygulanmıştır. Numuneler, 850 °C ve 900 °C lerde 60 dakika östenitlemeyi takiben, 250, 300, 350 ve 400 °C sıcaklıklarda 10, 25, 50, 75 ve 100 dakika olmak üzere beş farklı sürede östemperleme ısısal işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu işlem sonucunda bakır alaşım elementinin ve temel ısısal işlem parametrelerinin mikroyapı üzerine etkileri incelenmeye çalışılmıştır.

Küresel grafitli dökme demirlerin östemperlenmesi sonucunda, başlangıca göre küre sayısında önemli oranlarda azalmalar gözlenmiştir. Küre boyut ve dağılımında kullanılan görüntü analiz cihazının ise, küre sayısındaki değişimin östemperleme parametrelerine bağımlılığının belirlenmesinde yetersiz bir ölçme yöntemi olduğu sonucuna varılmıştır.

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde östenitleme sıcaklığının artması kalıntı östenit miktarını arttırmaktadır. Östemperleme sıcaklığında meydana gelen artış ise, genelde kalıntı östenit miktarını arttırmakta ancak, 350 °C den sonra ani düşüslere sebep olmaktadır. Kalıntı östenit miktarının östemperleme zamanı ile tutarlı bir ilişkisi kurulamamıştır.

Bakır içeriğinin artmasının alt beynit yapısında kalıntı östenit miktarını arttırdığı gözlenmiştir. Ayrıca bakırın, yüksek östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarında malzemenin sertliğini kayda değer derecede arttırdığı anlaşılmıştır.

Östemperleme şartlarının değişmesiyle beynitik matrisin de değiştiği görülmüştür. Düşük östemperleme sıcaklıklarında, sertliği yüksek ve kalıntı östenit miktarı nisbeten düşük alt beynit yapısı oluşurken, yüksek östemperleme sıcaklıklarında sertliği düşük ve % 50 lere varan oranlarda kalıntı östenit içerebilen üst beynit yapısı oluşmaktadır.

THE RELATIONSHIP BETWEEN COPPER CONTENT AND MICROSTRUCTURE IN ADI

SUMMARY

Austempering is an isothermal heat treatment process involving two main stages as shown schematically in Figure. The first stage (austenitising) involves heating castings in the range 850-900°C, followed by rapid quenching to a lower temperature in the range 235-450°C and austempering at this temperature for between 0.5 and 4 hours. During the holding period austenite transforms isothermally to give a bainitic structure with varying proportions of retained austenite and martensite.

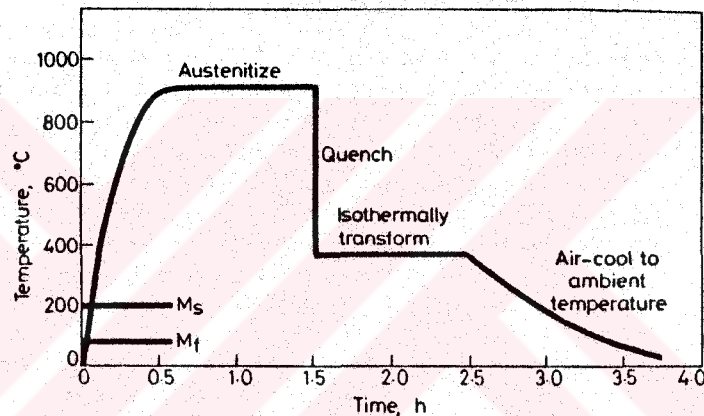


Fig. : Schematic of a typical austempering heat treatment cycle

A qualitative understanding of the transformation of austenite to bainite in austempered ductile iron (ADI) has been achieved although the mechanism has not been widely studied.

Transformation in the austempering temperature range (235-450°C) starts by the nucleation of bainitic ferrite at interphase and grain boundaries. Iron carbide precipitation does not necessarily occur immediately, as is the case in bainitic steels owing to the high silicon content of the cast iron. At isothermal temperatures below about 330°C growth rates in the ferritic needles are high, and, as the rate of carbon diffusion is relatively low this results in high carbon contents in the bainitic ferrite which can, initially have a distorted tetragonal crystal structure. At an early stage of

austempering treatment this carbon is rejected from the ferrite and precipitates as ϵ -carbide ($\text{Fe}_2.4\text{C}$) in ferrite needles and this is often referred to as "bainitic carbide". Transformation can proceed so long as this carbon is rejected from bainitic carbide into residual austenite and, depending upon to temperature, it may take from 0.5 to 3 hours for the reaction to be completed. At the end only a small quantity of austenite is retained and this is maintained even after cooling to the room temperature. This structure is referred to as lower bainite. Lower bainite consists of fine acicular structure of ferrite and very fine carbides. Ductile irons having a lower bainite matrix structure have high hardness values (much than 400 HB), high tensile strengths in the range 1,200 N/mm² to 1,600 N/mm², but only limited ductility (1-3 % at failure).

At temperatures above about 330°C a different transformation mechanism operates resulting in the formation of upper bainite. Carbon diffusion is more rapid so most of the carbon is able to diffuse out of the growing bainitic ferrite plates in surrounding austenite. If the austempering process is insufficiently long the martensite (M_s) temperature will still be above ambient temperature and the residual austenite will transform at least briefly to martensite during cooling. As the austempering time is prolonged, the carbon content of the residual austenite will increase and eventually reach a level (approx. 1.5-1.7 %C) where the bainitic transformation is inhibited. Furthermore the high carbon content depresses the M_s temperature resulting in austenite being retained after cooling to ambient temperature. This retained austenite can be stable down to at least -120 °C. The structure of upper bainite in ductile irons after austempering treatments consists of relatively coarse ferrite plates and up to 40 % retained austenite. Ductile irons austempered to produce an upper bainitic matrix structure have a lower hardness (280-320 HB), and a tensile strength in the range 900 to 1,050 N/mm² and considerably higher ductility with elongations at failure in the range 6-12 %.

The transformation of austenite to the upper bainite structure of ferrite in austenite in ductile iron and in high silicon steels generally occurs in two stages.

The first stage (stage I) involves nucleation and growth of ferrite platelets at austenite grain boundaries or near graphite nodules. Growth of these ferrite plates, which appear to occur in microscopic bunches or colonies, continues until impingement occurs with other plates and rejection of carbon into the austenite reduc-

ed the driving force for further growth. (The austenite phase is a rather passive participant in the transformation, being reduced in amount while simultaneously undergoing an increase in carbon content). At the end of stage I, the austenite is sufficiently stabilized not to transform into martensite on cooling to room temperature and a "fully austempered" ductile iron structure results. It is this structure which is desired for optimum properties.

The second stage (stage II) is the time period when slow ferrite plate thickening occurs together with nucleation and growth of the iron carbide at the expense of the austenite, a result which markedly deteriorates ductility. Transformation to lower bainite is similar to that of upper bainite, except that iron carbides form with the ferrite in stage I.

The optimum physical properties are achieved when stage I is completed and before stage II starts. In an actual casting, an overlap between stage I and stage II may be unavoidable, however if stage I is not completed there will be volumes of unreacted retained austenite in the matrix. This austenite will most likely transform to martensite when the part is cooled to room temperature. Relatively small amounts of martensite (less than 2 %) may cause severe embrittlement in the casting. For this reason, it is important that stage I should be completed.

In an actual casting, significant solute segregation occurs. The segregation influences the local rate of reaction and the austenite decomposition is inhomogeneous. Much of the overlap between stage I and stage II stems from the solute segregation in the casting.

The aim of the present work is to investigate the effect of copper content and basic heat treatment parameters (i.e. austenitizing temperature, austempering temperature and time) on the microstructure of different grades of spheroidal graphitic iron. For this purpose three different classes of ductile iron with chemical compositions as is given below have been used.

CLASS	%C	%Si	%Mn	%Mg	%P	%S	%Cr	%Cu
A GGG 50	3.75	2.73	0.41	0.056	0.042	0.007	0.04	0.22
B GGG 60	3.74	2.74	0.42	0.054	0.047	0.008	0.06	0.63
C GGG 60+Cu	3.74	2.74	0.42	0.054	0.047	0.008	0.06	1.27

The casting were produced in the form of keel blocks in DOKTAŞ A.Ş. (Orhangazi) and experiments were carried out in Sakarya, Department of Metallurgy. The hardness and microstructural properties of castings used in experiments are given below.

CLASS	Hardness (Rc)	Nodularity (%)	Nodul Count (Nodul/mm ²)	Microstructure
A	24.6	84.5	171.67	Pearlite+Ferrite
B	29.2	84.55	146.1	Pearlite+Ferrite
C	31.5	85.32	135.5	Perlit

Experimental specimens in the form of 15x10x5 mm pieces were cut and machined.

Heat treatments of these specimens involved austenitization at 850 °C and 900 °C for one hour. All specimens were heat treated under a cover of cast iron chips to minimize decarburization. Austempering was accomplished at temperatures 250 °C, 300 °C, 350 °C and 400°C by quenching into salt bath and holding at selected temperature for varying times from 10 to 100 minutes. After austempering, samples were followed cool at room temperature.

Retained austenite content of the austempered structures was measured using x-ray diffraction spectra obtained from a diffractometer with Mo K α radiation at 40 KV and 18 Ma. The angular 2 θ was from 30° 2 θ to 40° 2 θ , which includes bcc ferrite (211), and fcc austenite (220), (311) peaks. Measurement of the integrated areas under the these peaks allowed estimates of the volume fraction of retained austenite X to be made.

As a result of austempering treatments carried out on experimental materials, the average nodule count has decreased by 19 % in class A, by 16 % class B and C materials. The nodularity, however, were found to have improved slightly.

In class A material the maximum amount of retained austenite was found to be about 49 %, after austenitizing at 900 °C for 60 min. followed by austempering 350 °C for 50 minutes. In class B and C materials, this was 31% and 47 %, respectively, after 75 minutes of austempering under the same conditions.

Maximum hardness values, for all three classes of materials have reached after 60 minutes of austenitizing at 900°C and 10 minutes of austempering at 300°C. These values were 55 Rc, 56 Rc and 56 Rc for classes A,B and C respectively.

The amount of retained austenite has increased with increasing austempering temperature and reached a maximum at 350 °C. Above that temperature, the amount of retained austenite has sharply decreased. However, at 300 C, a decrease in the amount of retained austenite has been observed (especially for class A and B).

The retained austenite has increased with increasing austenitizing temperature. Unfortunately, a correlation between the percentage of austenite retained in matrix and austempering time could not have been established.

With increasing copper content amount of retained austenite observed to increase in especially lower bainitic structures. Moreover, hardness values increased with increasing Cu percentage in higher austenitizing and austempering temperatures.

As a result, whilst, some aspects of the problem have been clarified, some other aspects, particularly, the ones contradicting the previous views, remains as topics for further investigations.

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÖKGDD) küresel grafitli dökme demirin modifiye edilmiş halidir. Böyle bir ısıtma işlem sonucu elde edilen beynitlik matriks sayesinde yüksek mukavemet, süneklik, tokluk, yorulma ve aşınma direnci gibi arzu edilen birçok özelliği birarada elde etmek mümkün olmaktadır. Ancak, böyle üstün özelliklere sahip bu malzemeler üzerine son on yıla kadar çok az sayıda araştırma yapılmıştır.

1970 yılında ilk kez ticari olarak kullanılan ÖKGDD adeta o sene doğmuştur denilebilir. Birçok teknik ve ticari üstünlüklere sahip olması ile bir anda tüm dikkatleri üzerine çekmiş ve çalışmaların bu konu üzerine yoğunlaşmasına sebep olmuştur. Araştırmalar genel olarak mikroyapı ve mekanik özelliklerin östemperleme parametrelerine bağımlılığı noktasında odaklanmış, bununla birlikte küre boyut ve dağılımı ile alaşım elementlerinin malzeme özellikleri üzerine etkileri konusunda ise yeterli çalışma yapılmamıştır.

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde ısıtma işlem sonucu mikroyapıda ferrit ve kalıntı östenit fazları bulunmaktadır. Kalıntı östenit bazı durumlarda istenen bir faz iken, bazı durumlarda yapıda bulunması arzu edilmemektedir. Örneğin, yüksek süneklik ve tokluk arzu edildiğinde kalıntı östenit istenir iken, yüksek mukavemet ve sertlik gerektiğinde istenmemektedir. Kalıntı östenit miktarı ise östemperleme parametreleri ve alaşım elementlerine doğrudan bağlıdır. Bakır ÖKGDD'lerde yaygın olarak kullanılan bir alaşım elementi olmasına rağmen malzeme özelliklerine ve bilhassa kalıntı

Östenit miktarına olan etkisi hakkında tatmin edici bilgi bulunmamaktadır. Bununla birlikte, bakır miktarının, malzemenin süneklik, tokluk, yorulma ve aşınma direnci gibi özelliklerini, ayrıca alt beynitik yapıda kalıntı Östenit miktarını arttıracakları sanılmaktadır.

Bu tez çalışması, bakır alaşım elementinin mikroyapıya olan etkilerini araştırmak, konu hakkında bulunan bilgi eksikliğini bir ölçüde de olsa gidermeye çalışmak ve araştırmacıların tahminlerini değerlendirmek amacına yöneliktir. Bu amaca ulaşabilmek için aynı şartlar altında fakat üç farklı bileşimde dökülmüş keel bloklardan hazırlanan numuneler, Östemperleme ısı işlemine tabi tutulmuşlardır. Östemperleme ısı işlemi, 850°C ve 900°C lerde Östenitlemeyi takiben 250°C-400°C sıcaklıklarda 10-100 dakika Östemperleme zaman aralığında tuz banyosunda tutularak yapılmıştır.

Östemperleme ısı işlemi sonucunda küre sayısının başlangıca göre önemli ölçüde azaldığı, küreselliğin ise daha iyi olduğu gözlenmiştir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla kalıntı Östenit miktarının artması literatürde kaydedilen bulgularla paralellik arzederken, Östemperleme süresi ile kalıntı Östenit arasında literatürde belirtilen şekilde bir ilişkinin bu çalışma şartlarında kurulamadığı görülmüştür. Ayrıca, 300°C Östemperleme sıcaklığında kalıntı Östenit miktarında görülen düşüş hakkında literatürde bir bilgi bulunmamaktadır.

Sonuç olarak, bu çalışma bir taraftan bazı noktalara açıklık getirirken, diğer taraftan incelenmesi gereken yeni sahalara açmıştır. Elde edilen sonuçlardan literatürle çelişen noktaların, bu çalışmada yapılan hatalardan mı? yoksa diğer araştırmacıların yaptıkları hatalardan mı? kaynaklandığı, yapılacak yeni çalışmalarla giderilebilecek bir konu olarak temayüz etmektedir.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR TARAMASI

2.1. GİRİŞ

Dökme demir alanında geçen son on yıl içinde belki de en önemli gelişme östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin (ÖKGDD) elde edilmesi olmuştur. Östemperlenmiş KGDD'lerin mükemmel mekanik özellikler göstermesi, birçok teknik ve ticari üstünlüklere sahip olması bu malzemeye olan ilgiyi sürekli arttırmıştır. Ve son yıllarda araştırmacılar çalışmalarını bu konu üzerinde yoğunlaştırmışlardır.

ÖKGDD, küresel grafitli dökme demirin östemperleme ısıtma işlemiyle modifiye edilmiş halidir ve dökme demir ailesine yeni bir sınıf olarak katılmıştır. Östemperleme, uzun zamandan beri çeliklere de uygulandığı bilinen izotermal bir ısıtma işlemidir. Fakat çeliklerde östemperleme sonucunda beynitik ferrit ve karbür oluşurken ÖKGDD'lerde beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit oluşmaktadır. Bu nedenle östemperleme; aynı işlemi fakat iki ayrı yapıyı tanımlayan bir kavram olarak ortaya çıkmaktadır.

2.2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

Küresel grafitli dökme demir(KGDD) ilk kez Amerikan Dökümcüler Cemiyetinin 7 Mayıs 1948'deki yıllık toplantısında H.Morrogh tarafından döküm endüstrisi için yeni bir malzeme olarak tanıtılmıştır. Birbirinden bağımsız olarak İngiltere'de British Cast Iron Research Association (BCIRA) Seryum (Ce) kullanarak, Amerika'da International Nickel Company ise Magnezyum (Mg) kullanarak KGDD elde etmeyi başarmışlardır [1, 2, 3, 4].

KGDD üretmek için ilk lisans 1948'in sonunda Cooper-Bessemer Corporation'a verilmiş ve 1949'un sonunda Amerika'da lisanslı üretici sayısı 50 yi bulmuştu[1, 2]. İyi dökülebilirliği yanında özelliklerinin çeliğe yakın ve bazı durumlarda üstün olması nedeni ile bugün demir esaslı döküm malzemelerinin en önemlisi durumuna gelmiştir. Üretimi 1951 yılında 7000 ton iken, 1984 yılında 7 milyon tona ulaşmış [5] ve 1988'de 8.5 milyon tonu geçmiştir [6]. Ülkemizin üretimi ise 1984'de 18.500 ton iken, 1988'de 46.000 tona ulaşmıştır [5, 6].

KGDD'nin üretimindeki bu artışın nedenleri arasında üretimi ile ilgili geniş çalışmaların yapılması, döküm tekniğindeki gelişmeler ve çok geniş kullanım alanlarına sahip olması sayılabilir. Madencilik ve metalurji, otomotiv, endüstri, sanayi ve tarım, inşaat, enerji ve diğer alanlarda olmak üzere 600 den fazla kullanma alanına sahiptir [7]. Bilhassa otomotiv ve tarım aletleri endüstrisi en çok kullanılan alanları oluşturmaktadır [3].

Üretimi sürekli artan KGDD'i üretmek için çelik, gri veya temper dökme demirin ergitildiği her ünite kullanılabilir. En genel ergitme ünitesi olarak asit kupol ocağı kullanılmaktadır. Aynı amaç için elektrik ark ve endüksiyon fırınları da kullanılabilir [2, 8].

KGDD üretiminde kükürt giderme, aşılama ve küreleştirme olmak üzere üç önemli işlem vardır;

(i) Kükürt giderme işlemi, grafitin küreleşebilmesi için kükürt içeriğini % 0.02'nin altına indirmek amacıyla yapılır. Çünkü Mg ve diğer küreleştirici elementler kükürtle bileşik yaparak fazla küreleştirici kullanılmasına neden olurlar. En iyi kükürt giderici manganezdır. Fakat maliyeti yüksek ve KGDD'in Mn içeriğini arttırdığı için daha çok NaOH, Na_2CO_3 , CaO, CaCO_3 , CaC_2 ve CaCN_2 gibi Na ve Ca bazlı malzemeler kullanılmaktadır[8]

(ii) Aşılama, katılaşma esnasında katı fazın üzerinde büyüyeceği çekirdekleri sağlamak için yapılır. Aşılamanın amacı, çekirdek sayısını arttırmak ve karbür oluşumunu önleyerek mekanik özellikleri iyileştirmektir. Aşılama olarak en çok bilinen ve en verimli olanları ferro-silisyum alaşımlarıdır. FeSi alaşımları oldukça düşük miktarlarda Ca, Ba, Al, Sr ve B gibi aktif aşılama maddeleri de içerebilmektedir [2]. Aşılama için uygulanan başlıca metotlar; potada aşılama [2], oluk aşılama [2], kalıp aşılama [9] ve sonradan(post) aşılama [10] olarak sıralanabilir.

(iii) Küreleştirme işleminin amacı; eriyiğin kimyasal bileşimini ve fiziksel koşulunu değiştirerek aşılama sonrası sonra grafiti küresel şekilde çöktürmektir. Bu amaca ulaşmak için başta Mg, Ce, Ca olmak üzere; Na, Sc, Y, K, Be ve bazı nadir toprak elementleri küreleştirici olarak kullanılmaktadır [2, 11]. Yapılan araştırmalara göre Mg bir miktar Ca, Ce ve bazı nadir toprak elementleriyle birlikte kullanılırsa en aktif ve en ekonomik küreleştirici olmaktadır. Küreleştirme işlemi için çok değişik metotlar kullanılmaktadır. Başlıcaları; açık pota metodu, sandivich metodu, daldırma metodu, eğmeli reaktör metodu, enjeksiyon metodu, gözenekli tapan metodu, basınç odası ve basınç potası metodu [12], kalıp içi metodu [12, 13], Mg çubuk veya teliyle işlem metodu [8] olarak sıralanabilir.

KGDD'lerin bileşimi gri dökme demirinkiyle aynıdır. Yapı açısından gri dökme demirden yegane ayrıcalığı grafitlerin şeklidir. KGDD, çeliğinkine benzer bir matriks içinde dağılmış küre şekilli grafitlerden oluşan bir yapıya sahiptir.

Alaşımsız KGDD'lerin bileşimi yaklaşık olarak aşağıdaki sınırlar içindedir [14].

Toplam karbon(TK):% 3.20-4.10

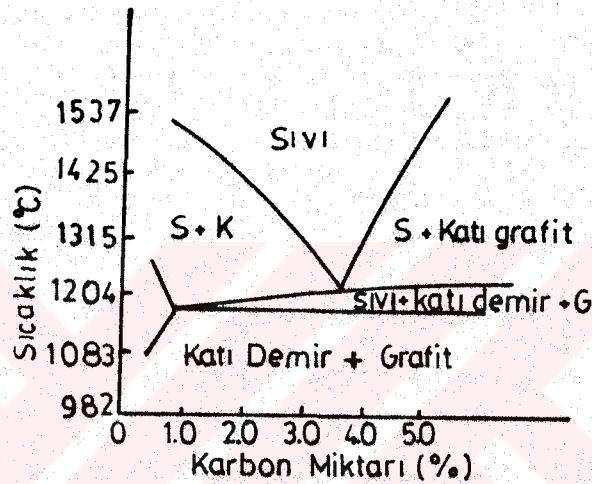
Si :% 1.80-2.80

Mn :% 0.10-0.80

P :Max % 0.10

S :Max % 0.03

Bütün KGDD'ler bir ötektik alaşımdır. Ötektik nokta katılaşmanın başladığı en düşük sıcaklığı göstermektedir (Şekil 2-1).



Şekil 2-1: Fe-C-Si Denge Diyagramının Yüksek Sıcaklık Bölgesi(% 2.5 Si) [2].

Ötektik noktayı etkileyen en önemli iki elemente göre hesaplanan karbon eşdeğeri aşağıdaki şekilde formüle edilmektedir.

$$KE = TK(\text{Toplam karbon})\% + \% 0.31 \text{ Si}$$

KE=4.30 ise alaşım ötektik, KE<4.30 ise ötektik altı KE>4.30 ise ötektik üstü olarak isimlendirilmektedir. Fakat KE'nın 4.30 olması çok nadir bir olaydır. Çok az miktarda da olsa kaçınılmaz olan bir aşırı soğuma bu noktayı değiştirir. Bu nedenle KGDD'in ötektik katılaşması iki kısımda incelenmektedir [8].

(i) Ötektik altı katılaşma: Ötektik altı KGDD'ler katılaşmaya dendirit olarak adlandırılan katı demirin dallanmış kristaller şeklinde çökmesiyle başlar. Ötektiğin katılaşması kısmen östenit dendiritlerinin sürekli büyümesiyle kısmen de hem östenit hem de grafitin eşli büyümesiyle karakterize edilmektedir.

(ii) Ötektik üstü katılaşma: Ötektik altı katılaşmaya benzer mekanizmaya sahiptir. İlk çökelen faz küreler şeklindeki grafittir. Başlangıçta, sıvı ötektik sıcaklığın altına soğutulur. Takiben hem demir hem de grafit ötektik altı KGDD'in katılaşmasına benzer şekilde oluşmaya başlar. İşlem yine, kısmen grafitten serbest östenitin çökmesi kısmen de küreciklerin çökmesiyle devam etmektedir [8].

Grafitin kristalizasyonu hakkında çok değişik görüşler vardır. Hemen hemen bu konuda çalışan her araştırmacı bir görüş sunmuştur [2, 8, 15, 16].

KGDD'lerin sınıflandırılmasında dikkate alınan değerler mekanik özelliklerdir. Östenitik KGDD'ler hariç tüm küresel grafitli dökme demirler beş grupta toplanabilir [7].

- 1- Çok yüksek mukavemetli KGDD'ler,
- 2- Yüksek mukavemetli KGDD'ler,
- 3- Orta mukavemetli KGDD'ler,
- 4- Yumuşak KGDD'ler ve
- 5- Çok yumuşak KGDD'ler.

KGDD'lerin Türk Standartları Enstitüsüne (TSE) göre sınıflandırılması Tablo 2-1 de verilmiştir. KGDD sembolü "Dökme Demir Küresel Grafitli" anlamına gelmektedir.

Standart sınıflandırma çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve %uzama değeri gözönüne alınarak yapılmaktadır. Sınıflandırma bu üç değerden (i) yalnız minimum çekme

mukavemet değeri yazılarak (Tablo 2-1), (ii) minimum çekme veya akma mukavemetiyle %-uzama değeri yazılarak (Tablo 2-2) veya (iii) her üç değer beraber yazılarak (Tablo 2-3) yapılmaktadır [2].

Tablo 2-1: TSE'ne Göre KGDD'lerin sınıflandırılması (TS 526/1977) [17].

KISA GÖSTERİLİŞİ	ÇEKME MUK. Kg/mm ²	AKMA MUK. Kg/mm ²	% UZAMA	SERTLİK HB	MİKROYAPI
DDK 40	42	28	12	140-201	daha çok ferritik
DDK 50	50	35	7	170-241	ferrit + perlit
DDK 60	60	40	3	192-269	perlit + ferrit
DDK 70	70	45	2	229-302	daha çok perlitik
DDK 80	80	50	2	248-352	perlitik
DDK 35.3	35	22	22	-	ferritik
DDK 40.3	40	25	18	-	ferritik

Tablo 2-2: Uluslararası ISO R 1083 [2,7].

SINIF	ÇEKME MUK. Kg/mm ²	AKMA MUK. Kg/mm ²	% UZAMA
70-2	70	45	2
60-2	60	40	2
50-7	50	35	7
42-12	42	28	12
38-17	38	24	17

İstenilen mekanik özellikleri elde etmek için ya alaşımlama yapılmakta ya da ısıtma işlemi uygulanmaktadır. Küresel grafitli dökme demirler periyodik cetveldeki 50'ye yakın elementi bileşimlerinde bulundurabilirler.

Alaşım elementleri malzeme özelliklerine (1) karbür oluşturarak, (2) grafit şekil ve dağılımını

Tablo 2-3: ASTM A 536-70 [2, 7].

SINIF	ÇEKME MUK. (psi)	AKMA MUK. (psi)	% UZAMA
60-40-18	60.000	40.000	18
65-45-12	65.000	45.000	12
80-55-06	80.000	55.000	6
100-70-03	100.000	70.000	3
120-90-02*	120.000	90.000	2

etkileyerek,(3) matriks yapısını değiştirerek etki etmektedir[8]. Önemli elementlerin etkisi kısaca aşağıdaki şekilde açıklanabilir.

Karbon: KGDD yapısındaki en önemli elementlerden biridir. Karbon % si arttıkça grafit küre sayısı ve küresellik artar, karbon artışı ayrıca akışkanlık ve beslenme özelliklerini de iyileştirerek dökülebilirlik kabiliyetini arttırır. Karbon oranının daha fazla artması grafitlerin küresellikten sapmasına ve kalın kesitlerde grafitlerin yüzmesine sebep olur. Bu da mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler [8, 18].

Silisyum: KGDD yapısındaki diğer önemli bir element de silisyumdur. Si miktarının artması küre sayısı ve küreselliği arttırır. Diğer taraftan chunk tipi grafitlerin oluşmasını teşvik eder. Ferrit oluşumunu ve sertliğini, akma mukavemetini, %-uzamayı ve kesit daralmasını arttırır fakat çekme mukavemetini düşürür. % 4.25 in üzerinde Si katı eriyik sertleşmesinden dolayı çekme mukavemetinin artmasına neden olur. Ayrıca karbür oluşumunu engeller, darbe geçiş sıcaklığını arttırır, darbe test enerjisini ve termal iletkenliği düşürür [8, 19].

* Su verme temperleme ısıtma işlemi

Manganez: C ve Si'dan sonra en önemli alaşım elementidir. Perlit ve karbür yapıcıdır. Mn miktarı arttıkça küre sayısı ve küresellik azalır. Mn miktarı % 0.4'ü aştığında hücrelerarası karbürün miktarı artar[20]. Tamamen perlitik yapı elde etmek için yaygın olarak bakır kullanılmasına rağmen % 1'e kadar Mn ilavesi ile bu amaç daha kolay ulaşılabilmektedir. % 1 Mn-% 1 Cu ile alaşımlama yapılarak mükemmel çekme mukavemeti ve sertlik değerleri elde edilebilir [21]. Yüksek Mn segregasyona sebep olur, fakat diğer taraftan chunk tipi grafit oluşumunu önler [8, 18].

Bakır: Bakır yüksek kalitede perlitik yapı sağlar. Küre sayısı ve küreselliği perlit mikrosertliğini, döküm sertliğini, çekme ve akma mukavemetini ve geçiş sıcaklığını arttırır, darbe direnci ve %-uzamayı düşürür[20,21].

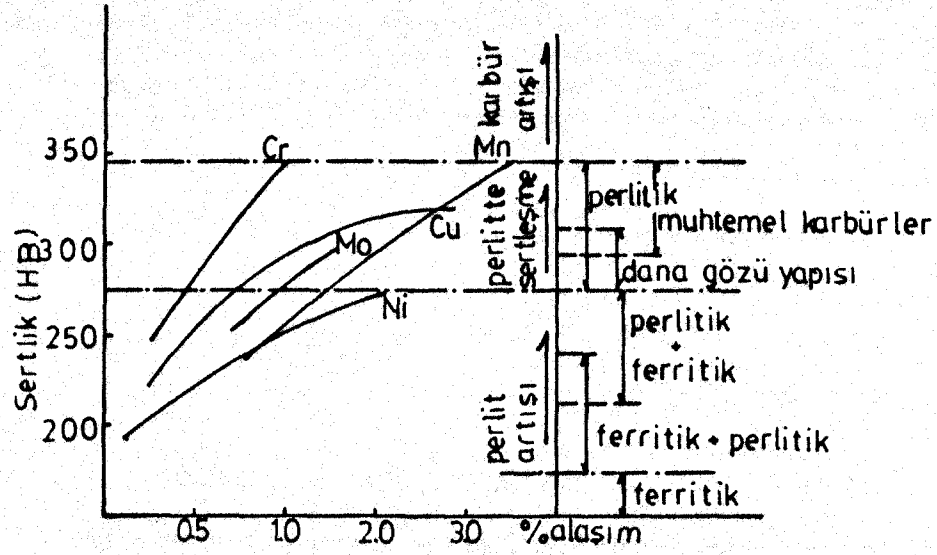
Nikel: Nikel perlit ve beynit yapıcıdır. Sertleşebilirliği[7], çekme ve akma mukavemetini arttırır, darbe direnci ve %-uzamayı düşürür [22].

Molibden: Sertleşebilirliği, beynit yapısını ve yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikleri geliştirir.

Diğer elementler: Alaşım elementlerinin bir kısmı belirli oranlarda kullanıldığında mekanik özelliklerde iyileşme görülür. Bunun yanında Sn, Pb, Bi, As, Te, Se, Al gibi elementler zararlıdır ve % 0.05'in üstüne çıkması istenir [23]. B, V, Zr, Cr gibi elementler az miktarda kullanıldıklarında çok az karbür çökelmesine neden olmalarına rağmen yüksek süneklik ve tokluk sağlarlar.

En çok kullanılan alaşım elementlerinin sertlik ve mikroyapı üzerine etkileri şekil 2-2'de görülmektedir.

Arzu edilen mekanik özelliklerin elde edilmesinin bir diğer yolu ısıtıl işlem uygulamaktır. Bu özellikler matriks yapısına doğrudan bağlıdır. Bu nedenle matriks



Şekil 2-2: Alaşım elementlerinin sertlik ve mikroyapı üzerine etkisi [21]

yapısı tamamen ferrit, ferrit-perlit, tamamen perlit, beynit, martensit veya tamamen östenit olabilmektedir. KKGD'lere uygulanan ısıt işlemler şöyle sıralanabilir:

(1) **Boyutsal kararlılığı arttırma ısıt işlemi:** Bu amaç için gerilim giderme ısıt işlemi yapılmaktadır; özellikle yüksek sıcaklıklarda boyut değişiminin istenmemesi durumunda gerekir [2, 7, 14].

(2) **Yumuşatma ısıt işlemi:** Bu ısıt işlem, döküm durumunda bulunan karbürleri parçalamak ve ferritik yapıda matriks oluşturmak için uygulanır. Bunun için tam ve kritik sıcaklık altında tavlama yapılmaktadır [7].

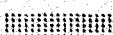
(3) **Sertleştirme ısıt işlemi:** Genellikle malzemenin mukavemetini arttırmak için uygulanır. Normalleştirme, çift normalleştirme, su verme ve temperleme, martemperleme ve östemperleme gibi ısıt işlemler bu amaç için uygulanmaktadır [7, 14].

(4) **Yüzey sertleştirme ısıt işlemi:** Yüzeyin aşınma ve oksitlenmeye karşı direncini arttırmak için uygulanır. Bu işlem ile parçaların dış yüzeylerinde belirli bir

kalınlıkta sert bir tabaka elde edilir. Bunun için yüzeye su verme veya nitrasyon işlemi tatbik edilebilir.

Görülmektedir ki, KGDD'lerin teknolojiye yaygın olarak kullanılmasını sağlayacak birçok özelliklere sahiptir. Alaşımama veya ısıtma işlemi istenilen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi yanında dökülebilirlik özelliğide çok iyidir. Kanicki [24] hazırladığı tabloda bu malzemelerin genel özellikleri hakkında iyi bir bilgi vermektedir (Tablo 2-4).

Tablo 2-4: KGDD özelliklerinin diğer dökme demirler ve dökme çelik ile karşılaştırılması [24].

Özellik	ÖKGDD	Temper D.D.	Gri D.D.	Dökme Çelik	Beyaz D.D.
Dökülebilirlik					
İşleme kolaylığı					
Güvenirlilik					
Titreşim sönümü					
Yüzey sertleşebil.					
Elastisite modülü					
Darbe direnci					
Korozyon direnci					
Mukavemet/Ağırlık					
Aşınma direnci					
Üretim maliyeti					

En iyi  ||||| En kötü

2.3. ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER

Östemperleme esas olarak çelikler için boyutsal kararlılığı ve sertliği arttırmak amacıyla uygulanan bir ısıtma işlemidir [25, 26]. Bugün östemperleme işlemi ile

elde edilen beynitik mikroyapı ilk kez 1930'lu yıllarda alaşım elementi ilavesiyle gri dökme demirde elde edilmiştir. Metalurjistler KGDD'lerin geliştirilmesinden sonra 1950'li yıllarda bir taraftan alaşımlama [27, 28] ile, diğer taraftan da ısıtma işlemi [29] ile bu demirlerde de beynitik yapı elde etmişlerdir.

Yaklaşık 20 yıl yüksek mukavemet ve yüksek tokluk gösteren ÖKGDD üzerine önemli bir gelişme kaydedilmemiştir. 1970'in ortasında Finlandiya'da Kymi Kymmene ve Amerika'da General Motors tarafından ticari olarak ilk kez dişli yapımında kullanılan ÖKGDD'in dövme çeliklerin yerini alacak potansiyele sahip olduğu gözlenmiştir [30].

Mükemmel mekanik özelliklerin yanında çok iyi işlenebilirlik, düşük üretim maliyeti, düşük ağırlık, az gürültü ve nihai parçaya yakın dökümlerin yapılabilmesi gibi birçok özellikleri birarada bulundurması 1978'den sonra bu malzemelere olan ilgiyi sürekli arttırmıştır [25, 31, 32, 33].

Bütün bu özellikleri birarada bulundurması ÖKGDD'in eşsiz mikroyapısından kaynaklanmaktadır. Östemperleme işleminin amacı da bu eşsiz mikroyapıyı elde etmektir. KGDD'lerin bilinen mikroyapıları ferrit (yumuşak) ve perlittir (sert). Östemperleme ile elde edilen mikroyapı ise beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenittir. Ferrit östenitten daha sert bir faz olmasına karşın östeniti deformasyon yolu ile sertleştirebilmek mümkün olabilmekte ve bu yolla malzemenin aşınma ve yorulma özellikleri önemli ölçüde arttırılabilmektedir [29, 34].

Östemperleme şartlarına göre iki farklı beynit yapısı oluşmaktadır. Düşük östemperleme sıcaklıklarında ortaya çıkan alt beynit yüksek mukavemet ve sertlik gösterirken, yüksek sıcaklıklarda oluşan üst beynit yüksek süneklik, yüksek aşınma ve yorulma direnci sergilemektedir. Mekanik özelliklerdeki bu değişimleri ısıtma işlemi

şartları ve bileşime bağlı olan; beynit morfolojisi, kalıntı östenit miktarı, muhtelif karbürlerin ve martensit fazının varlığı veya yokluğu etkilemektedir [35, 36].

Östemperlenmiş çeliklerle KGDD'ler aynı beynitik yapıda değildir ve çelikler ÖKGDD'lerin gösterdiği mükemmel özellikleri gösteremezler[31]. Östemperleme sonunda ÖKGDD'de beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit oluşur iken çeliklerde beynitik ferrit ve karbür oluşmaktadır[25, 37].

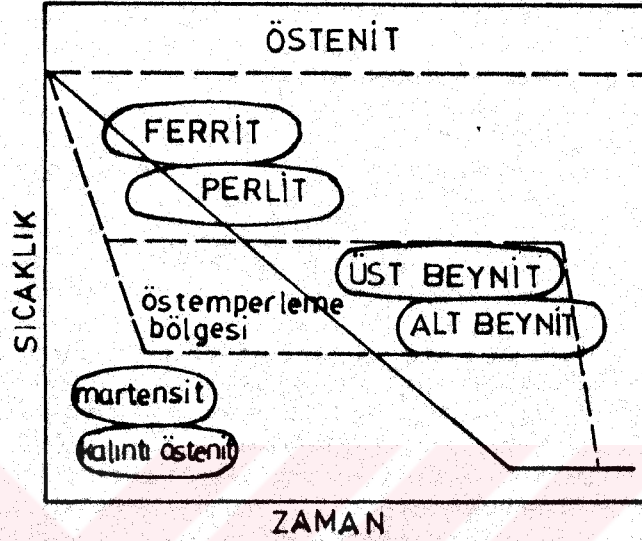
Dökme demir ile çelik arasında ki esas fark karbon içeriğidir. Çeliğin karbon içeriği genellikle % 0.80'in altında iken dökme demirler % 2-4 C içerirler. Çeliğin karbon içeriği ana fazlar içinde çözünmüş halde bulunmaktadır. Buna karşılık dökme demirde karbon en az iki yerde bulunur; 1) metal matriks içinde (çelikte olduğu gibi ve 2) metal matriks içinde dağılmış karbonca zengin partiküller (grafit, karbür veya her iki şekilde) halindedir [26]. Karbon ister grafit küresi, isterse demir matriksinde bulunsun soğuma esnasında karbür oluşturmaya engellenmelidir. Dökme demirlerde bulunan yüksek silisyum içeriği karbür oluşumunu bastırarak östenitin -120 °C'ye kadar kararlı kalmasına sebep olur[38].

2.3.1. Östemperleme Isıl işlemi

Östemperleme; östenitleme ve östemperleme kademesini kapsayan izotermal bir ısıtma işlemidir. Malzeme uygun bir östenitleme sıcaklığına (816-950 °C) ısıtılır. Buradan hızla östemperleme sıcaklığına (205-450°C) su verilir ve dönüşümün tamamlanması için belirli bir süre(0.5-4 saat) bu sıcaklıkta tutulduktan sonra havada soğumaya terk edilir (Şekil 2-3) [14, 32, 39, 40, 41].

Östemperleme sıcaklığına su verme işlemi perlitik ve ferritik dönüşüme meydan vermeyecek derecede hızlı olmalı, fakat Ms sıcaklığına varmadan kesilmelidir[41].

Östemperleme sıcaklık aralığında dönüşüm, arayüzey ve tane sınırlarında beynitik ferritin çekirdeklenmesi ile başlar. Büyüyen ferrit iğneciklerinden atılan karbon



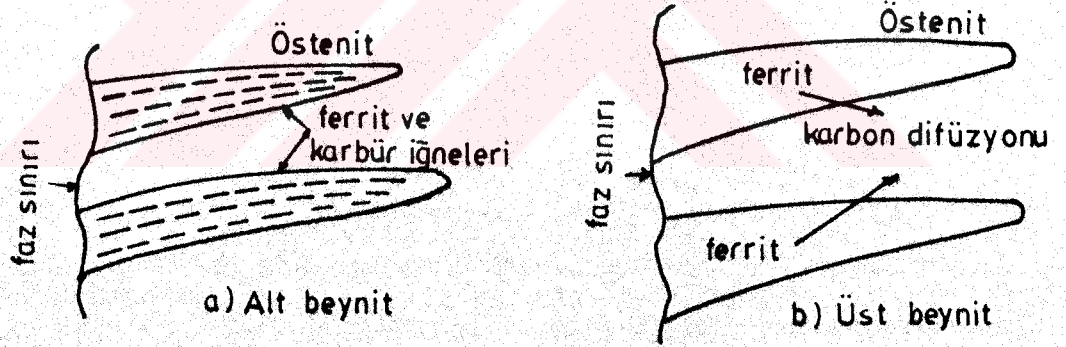
Şekil 2-3: Östemperleme bölgesi ve sürekli soğuma çizgisini gösteren şematik CCT diyagramı [41].

östenit içinde birikir. Östenit içinde biriken bu karbonun karbür olarak çökmesi KGDD'lerde bulunan yüksek silisyum tarafından engellenir. Bu nedenle beynit reaksiyonu devam ederken kalan östenit karbon reaksiyonunu sürdürür ve sonuçta östemperleme sıcaklığına bağlı olarak iki tür mikroyapı ortaya çıkar [40, 42, 43].

Düşük östemperleme sıcaklıklarında (235-330 °C) ferritik iğnelerin büyüme hızı yüksek ve karbon difüzyon hızı nisbeten düşüktür. Beynitik ferritteki yüksek karbon içeriği distorsiyona uğramış tetragonal bir kristal yapı oluşturur. Östemperleme işleminin erken bir kademesinde karbon ferritten atılır ve ferrit iğneleri içinde ϵ karbür ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) olarak çöker. Bu genellikle beynitik karbür olarak isimlendirilir. Beynitik karbürden kalıntı östenite az bir karbon atılması ile östenitin ferrite dönüşümü devam eder ve oda sıcaklığına soğumayı takiben geriye, yapıda çok az miktarda kalıntı östenit

kalır. Beynitik ferrit ve % 10'a kadar kalıntı östenit içeren bu yapı alt beynit olarak isimlendirilmektedir (Şekil 2-4a).

Yüksek östemperleme sıcaklıklarında (330-450 °C) farklı bir dönüşüm mekanizması gelişir ve üst beynit oluşumuyla sonuçlanır (Şekil 2-4b). Karbon difüzyonu daha hızlıdır, bunun için karbonun çoğu büyüyen ferrit levhaları arasındaki kalıntı östenite atılır. Östenit böylece karbonca zenginleşirken kararlı hale gelir ve ferrit fazına dönüşümü önlenir. Sonuçta kaba ferrit tabakcıkları ve östenit-beynit dönüşümünün engellenmesi nedeni ile % 40'a kadar kalıntı östenit içerebilen bir mikroyapı oluşur. Östemperleme zamanının daha fazla uzatılması durumunda ise kalıntı östenitten demir karbür (Fe₃C) çökelir ve bu da kalıntı östenitin karbon içeriğini azaltır [32,40]. Bu olay yüksek Si içeren alaşımlı çeliklerde de gözlenmiştir [44].



Şekil 2-4: Alt ve üst beynitin oluşum mekanizması [32].

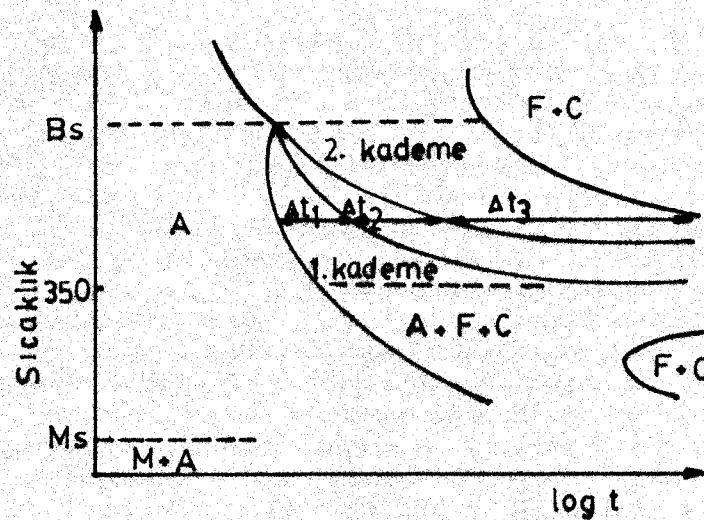
Sonuç olarak KGDD'lerde beynit dönüşümü iki kademeli bir reaksiyon olarak tanımlanabilir [37, 38, 42, 43, 45].

1. KADEME, östenitin beynitik ferrit ve karbonca zengin östenite ayrışması ($\gamma \longrightarrow \alpha + \gamma_k$)
2. KADEME, yüksek karbonlu östenitin ferrit ve karbüre ayrışması ($\gamma_k \longrightarrow \alpha + \text{karbür}$), olarak ortaya çıkar.

1. kademe, ferrit tabakçıkları östenit tane sınırında veya grafit kürelerinin etrafında çekirdeklesir ve büyür. Demetler veya koloniler şeklinde görülen bu ferrit tabakçıklarının büyümesi diğer ferrit tabakçıkları ile karşılaşınca kadar devam eder. Karbonun östenit içine atılması daha fazla büyüme için gerekli itici gücü azaltır. Yani, yüksek karbonlu östenitin ferrite dönüşmesi için gerekli serbest enerji düşer. 1. kademenin sonuçlanmasında östenit oda sıcaklığına soğutma esnasında martensite dönüşmeyecek kadar kararlıdır. Ferrit ve karbonca zengin östenitten meydana gelen bu yapı tam östemperlenmiş KGDD yapısıdır. 1. kademe reaksiyon tokluğu arttırdığı için tokluk reaksiyonu olarak da bilinir ve istenen bir olaydır.

2. kademe reaksiyonda, dönüşüm süresinin uzaması nedeniyle yüksek karbonlu östenit, ferrit ve karbüre ayrışır. Alt beynitin dönüşümü üst beynitin dönüşümüne benzer, fakat 1. kademe reaksiyonda üst beynitte hiç karbür oluşmazken alt beynitte ferrit dilimleri arasında muhtelif karbürler gözlenmiştir [38].

2. kademe reaksiyon 1. kademe reaksiyon ile aynı zamanda başlar (Şekil 2-5), fakat reaksiyon hızı daha



Şekil 2-5: Beynitik reaksiyonda (Fe-C-Si çeliğinde) iki kademenin şematik gösterilmesi [44].

yavaştır. 2. reaksiyonda karbür oluşması nedeniyle matriks sertliği artar fakat süneklik ve darbe direnci önemli ölçüde azalır. Bu nedenle 2. reaksiyon aynı zamanda kırılgenlik reaksiyonu olarak bilinir ve istenmez. Optimum özelliklerin elde edildiği bir proses aralığı mevcuttur. Bu aralık Şekil 2-5'de görüldüğü gibi 1. reaksiyonun bittiği fakat 2. reaksiyonun henüz başlamadığı t_2 aralığıdır [33,45].

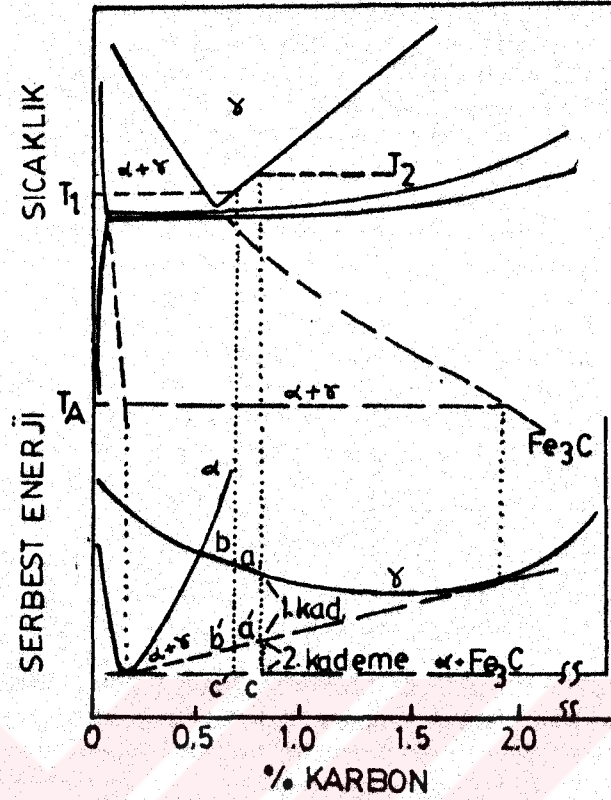
2.3.2. ÖKGDD'lerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerini Etkileyen Faktörler

ÖKGDD'lerin mekanik özellikleri mikroyapıya bağlı olarak geniş bir aralıkta değişim göstermektedir. Bu nedenle mikroyapıyı ve dolayısıyla mekanik özellikleri etkileyen faktörler östemperleme şartları (östenitleme sıcaklık ve süresi, östemperleme sıcaklık ve süresi) ve kimyasal bileşimdir. Bu faktörler aşağıda detaylı olarak ele alınmıştır.

2.3.2.1. Östenitleme Sıcaklık ve Süresi

Östenitleme sıcaklık ve süresi ÖKGDD'in mikroyapı ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Östenitleme sıcaklığı esas itibariyle östenit matriksindeki karbon miktarını belirler. Şekil 2-6'dan görülebileceği gibi T_2 'nin T_1 sıcaklığına azalmasıyla matriks karbon içeriği azalır, östenitten yarı kararlı ferrit + yüksek karbonlu östenite itici güç artar ($b-b' > a-a'$). itici gücün yüksek olması daha fazla ferrit çekirdeklerinin oluşmasına ve böylece 1. kademe reaksiyonun hızlanmasına sebep olur [38, 45, 46].

Östenit matriksinin karbon içeriğini sadece östenitleme sıcaklığı etkilemez, aynı zamanda östenitleme süresi ve alaşım elementi de etkiler. Östenitleme süresinin artmasıyla matriks karbon içeriği bir maksimuma kadar artmakta ve sonra o seviyede sabit kalmaktadır [43, 47].



Şekil 2-6: Östemperleme sıcaklığında şematik serbest enerji diyagramı ile faz diyagramının Fe-C-Si bölgesi [46].

Alaşım elementleri Fe-C denge diyagramını etkiledikleri için karbon çözünürlüğü, hem alaşım elementleri hem de östenitleme sıcaklığının bir fonksiyonudur. Bunlardan en önemlisi silisyumdur ve karbon çözünürlüğünü azaltır. Matriks karbon içeriği silisyum ve östenitleme sıcaklığına bağlı olarak aşağıdaki bağıntıyla hesaplanabilir.

$$\%C = \frac{T}{420} - 0.17(\%Si) - 0.95 \dots\dots\dots (2-1)$$

Burada T °C olarak östenitleme sıcaklığını göstermektedir. Bu bağıntıda diğer alaşım elementlerinin etkisi dikkate alınmadığı için yaklaşık bir hesaplamadır [48].

Östenitleme sıcaklığının artması matriks karbon içeriğini ve östenit tane boyutunu arttırır. Böylece martensitik dönüşümün başlama sıcaklığını düşürerek östenitin kararlılığının artmasına sebep olur. Bu ise birinci

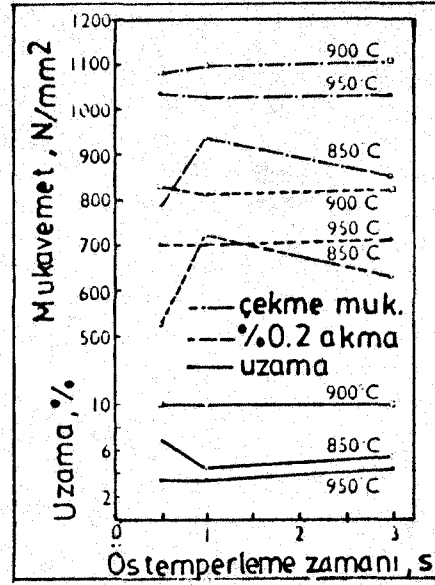
reaksiyonu yavaşlatır ve yapıda çok miktarda kalıntı östenit kalmasını sağlar [38, 42, 43].

Östenitleme sıcaklığının yanı sıra östenitleme süresinin de kalıntı östenit miktarını arttırdığı kaydedilmektedir [47]. Son çalışmada Grech ve Young [49] östenitleme sıcaklığının artmasıyla östenit tanesi için de martensit miktarının arttığını gözlemişlerdir.

Östenitleme sıcaklık ve süresinin ikinci reaksiyonu ve grafit kürelerine nasıl etki ettiği açıkça belli değildir. Moore ve arkadaşları [50] 2. kademenin başlangıcının östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının kuvvetli bir fonksiyonu olmadığını, fakat alaşım elementi ile doğrudan ilişkili olduğunu kaydetmelerine rağmen yeni çalışmalar yapılmalıdır. Aynı şekilde östenitleme sıcaklık ve süresinin küre boyut ve dağılımını birinci derecede etkilediğini Akbulut [51] yaptığı çalışmalarda tesbit etmiştir. Fakat bu etkinin ne derecede olduğu ve mekanik özelliklerin bundan ne derece etkilendiği açık değildir.

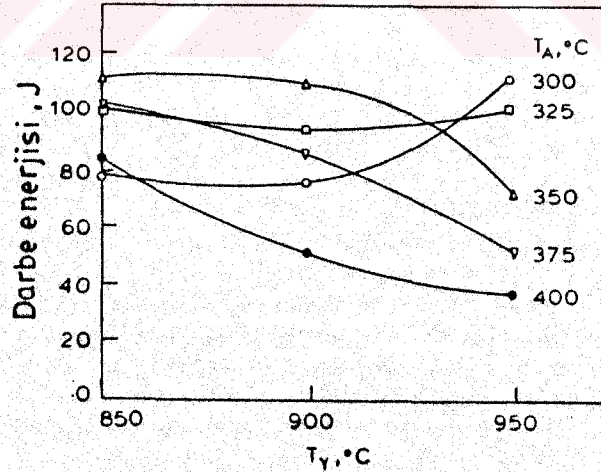
Östenitleme sıcaklık ve süresi mekanik özellikleri de etkilemektedir. Östenitleme sıcaklık ve süresinin çekme mukavemeti ve %-uzama özellikleri üzerine etkisi Şekil 2-7'de verilmektedir. Şekilden de görülebileceği gibi maksimum çekme ve %-uzama değerleri 900 °C'de elde edilmektedir. Yalnız 850 °C'de 1 saat östenitleme sonunda akma mukavemeti maksimum değere ulaşmakta ve sonra azalmaktadır. Bu düşüşün nedenleri ise anlaşılamamıştır [52].

Yapılan diğer çalışmalardan birinde [49] benzer sonuçlar elde edilirken diğerinde [48] östenitleme sıcaklığının bu özelliklere önemli bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir.



Sekil 2-7: Östenitleme sıcaklık ve süresinin çekme ve %-uzama özelliklerine etkisi [52].

Östenitleme sıcaklığının artmasıyla darbe direncinde azalmalar olmaktadır (Şekil 2-8). Yüksek östempirleme sıcaklıklarında östenitleme sıcaklığı ile darbe enerjisi azalırken düşük östempirleme sıcaklıklarında artmaktadır [49]. Özel [53] yaptığı çalışmada benzer sonuçlar elde etmiştir.



Şekil 2-8: Östenitleme sıcaklığının değişik östempirleme sıcaklıklarında darbe enerjisine etkisi [49].

Östenitleme zamanındaki artış ise Özel'in yaptığı çalışmalarda darbe direncini arttırırken Shea ve Ryntz'in [47] yaptıkları çalışmalarda önemli ölçüde azaltmaktadır.

Yapılan çalışmalar sonunda sertlik değerlerinde de farklı sonuçlar elde edilmiştir. Bir çalışmada [53] östenitleme sıcaklık ve zamanının artması sertliği azaltır iken diğer çalışmada [49] östenitleme sıcaklığı sertliği arttırmaktadır.

Östenitleme sıcaklık ve zamanının kırılma tokluğu, yorulma ve aşınma direnci özelliklerine etkisi hakkında literatürde tatminkar bilgi bulunmamaktadır.

2.3.2.2. Östemperleme Sıcaklık ve Süresi

Matriks karbon içeriğini östenitleme sıcaklık ve süresinin belirlediği gibi kalıntı östenit karbon içeriğini de östemperleme sıcaklık ve süresi belirlemektedir (Şekil 2.6). Östemperleme sıcaklığının düşmesiyle kalıntı östenitin karbon içeriği artmaktadır. Bu $\alpha+\gamma/\gamma$ faz sınırında karbon çözünürlüğünün düşük sıcaklıklarda yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Böylece karbon gradyanı artarak 1. reaksiyonu hızlandırmaktadır[45,50].

Östemperleme sıcaklığının düşmesiyle ferritin çekirdeklenme ve büyüme hızı artarken karbon difüzyon hızı azalır. Bu ise beynitik ferritteki karbon miktarını arttırır. Östemperlemenin erken bir kademesinde bu karbon ferritten atılır ve ϵ -karbür olarak ferrit iğneleri içinde çöker. Ferritten az bir karbonun kalıntı östenite atılmasıyla dönüşüm sürekli olarak ilerler ve yapıda az bir miktar kalıntı östenit kalır.

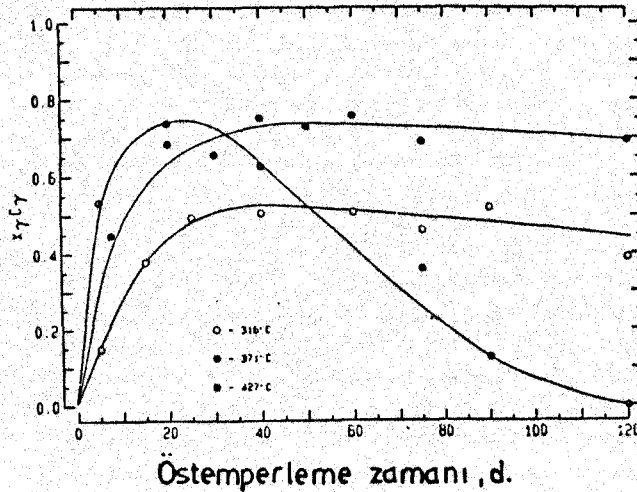
Yüksek östemperleme sıcaklıklarında ise karbon difüzyon hızı hızlı fakat ferrit iğnelerinin büyümesi yavaştır. Bu nedenle karbonun çoğu büyüyen ferrit iğnelerinden östenit içine atılır ve sonuçta yüksek miktarda kalıntı östenit içeren bir mikroyapı elde edilir. Alt beynitte ferrit iğneleri tabak şeklinde, uzun ve birbirine yakın iken üst beynitte tüylü görünümde, kaba ve aralarındaki mesafe daha fazladır [32, 52].

Alt ve üst beynit arasındaki yapısal farklılık olarak üst beynitte karbürlerin bulunmaması söylenmektedir. Sandvik[55], Bhadeshia ve Edmonds[37] alt beynitte karbür gözlerlerken üst beynitte herhangi bir karbüre rastlamamışlardır. Buna karşılık Dorazil, Huang ve Thomas[35,37], Dubensky ve Rundman[37] üst beynitte de karbür oluştuğunu tesbit etmişlerdir.

Oluşan karbür tipleri hakkında da araştırmacılar bir görüş birliğine varamamışlardır. Fakat yapılan çalışmalarda Sementit (Fe_3C), ϵ -karbür (Fe_2C) ve Hägg karbür (Fe_5C_2) tipleri gözlenmiştir. Karbürlerin çok küçük boyutlarda olması tesbit edilmelerini zorlaştırmaktadır. En iyi tesbit yöntemi TEM olmakla birlikte x-ışınları ile de $X_{\gamma}\text{C}_{\gamma}$ değerlerinden dolaylı olarak karbür oluşup oluşmadığı hakkında bilgi edinilebilmektedir [38, 45]. $X_{\gamma}\text{C}_{\gamma}$ değerinin östemperleme sıcaklık ve zamanıyla değişimi Şekil 2-9'da görülmektedir. Matriks fazındaki karbon miktarı ise;

$$C_0 = X_{\alpha}C_{\alpha} + X_{\gamma}C_{\gamma} + X_{\epsilon}C_{\epsilon} + X_mC_m \quad \dots\dots\dots (2-2)$$

bağıntısıyla hesaplanabilir. Burada; X, fazların hacim oranlarını; C, fazların % karbon miktarlarını; α , ferit



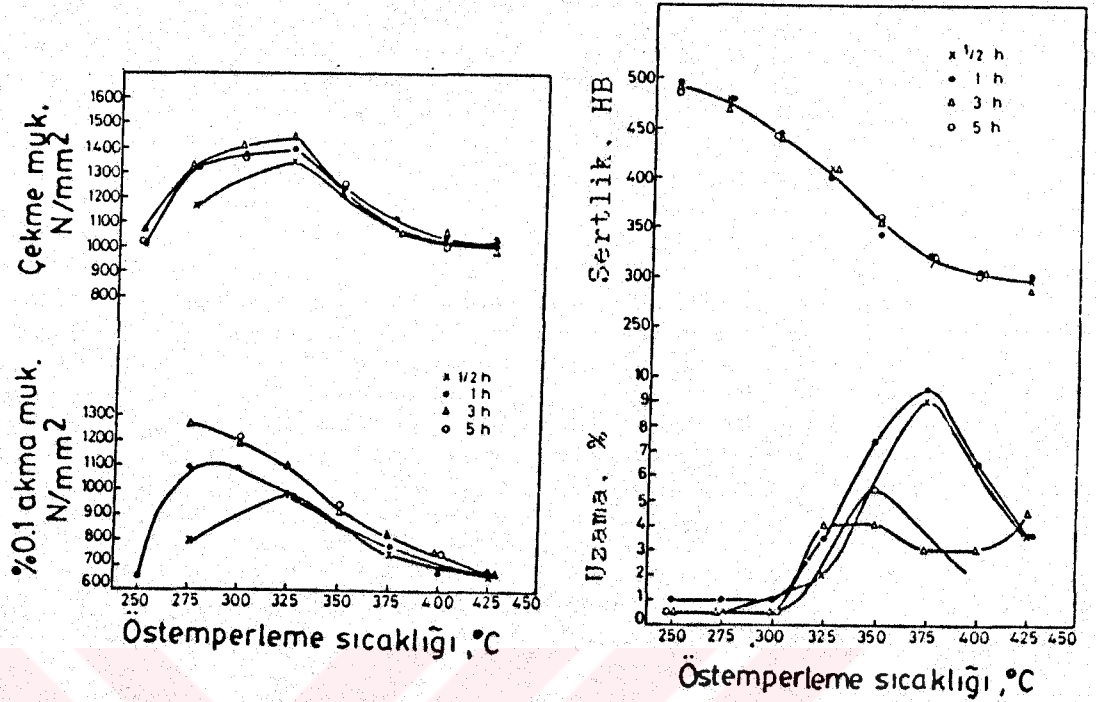
Şekil 2-9: 927°C de östenitlenmiş bir dökme demirin çeşitli sıcaklıklardaki östemperleme süresi ile $X_{\gamma}\text{C}_{\gamma}$ ilişkisi [38,46].

γ ,östenit; c, karbür ve m, martensit fazlarını göstermektedir. Matriks karbonunun tamamının östenitte oluşması halinde ortalama matriks kompozisyonu Co'a eşit olmalıdır. Fakat karbonun bir kısmı östenit dışında başka bir formda ise bu değerin daha küçük olması beklenir. Ferrit fazında karbon çözünürlüğünün çok az olduğu düşünülürse karbür oluşumundan sözedilebilir[38, 45, 46].

Östemperleme süresi de mikroyapıyı etkileyen faktörlerden biridir. Süre çok kısa olduğunda, dönüşmemiş östenit düşük karbon içeriğinden dolayı soğuma esnasında kısmen martensite dönüşür ve kalıntı östenit miktarı bu nedenden dolayı azdır. Süre biraz daha uzatılırsa dönüşmemiş östenitin karbon içeriği artar ve sonuç olarak büyük miktarda östenit martensite dönüşmeksizin yapıda kalır. Östemperleme süresinin çok fazla uzatılması ise yüksek karbonlu östenitin ferrit ve karbüre ayrışmasına sebep olur. Şekil 2-9'da $X_{\gamma}C_{\gamma}$ değerlerinin bir maksimum ulaştıktan sonra azalma göstermesi bu sebepten kaynaklanmaktadır [56].

Alaşımız küresel grafitli dökme demirlerde östemperleme sıcaklık ve süresinin muhtelif mekanik özelliklere etkisi Şekil 2-10'da verilmiştir. Şekilden görüleceği gibi maksimum çekme mukavemeti 325°C de elde edilir iken % 0.1 akma mukavemeti 275°C-325°C aralığında elde edilmektedir. Sertlikte ise östemperleme sıcaklığı ile sürekli bir düşüş gözlenirken maksimum %-uzama'ya 375°C de ulaşılmaktadır. Benzer sonuçlar Yoshino [57] tarafından yapılan çalışmalarda da elde edilmiştir.

Östemperleme sıcaklığının darbe mukavemetine etkisi 375°C ye kadar olumludur, fakat sıcaklığı daha fazla arttırmak darbe direncini düşürmektedir [56]. Türk [58] ise yaptığı çalışmada maksimum darbe direncini 350°C de elde etmiştir.



Şekil 2-10: Östemperleme sıcaklık ve süresinin alşımaz KGDD'lerin mekanik özelliklerine etkileri [40, 52].

Yorulma mukavemeti üzerine detaylı bir bilgi bulunmamaktadır. Yalnız, kalıntı östenit miktarının artması ile yorulma mukavemetinin artacağı sanılmaktadır. Yoshino'nun yaptığı çalışmada maksimum yorulma mukavemetini 375°C de elde etmesi bu görüşü doğrulamaktadır. Harding [59] dişliler üzerine yaptığı bir çalışmada östemperleme sıcaklığı ile değme yorulma mukavemetinin azaldığını, buna karşılık eğme yorulma mukavemetinin arttığını, ayrıca bilya püskürtme işlemi uygulanan malzemede ise bu işlemin eğme yorulma mukavemetini arttırdığı halde değme yorulma mukavemetini etkilemediğini tesbit etmiştir.

Östemperleme süresi düşük sıcaklıklarda çekme mukavemeti özelliklerini, yüksek sıcaklıklarda ise %-uzama ve darbe direncini etkilemekte, oysa sertliği önemli ölçüde etkilememektedir [52, 57, 60].

Sonuç olarak en yüksek mukavemet düşük sıcaklıklarda

ve nisbeten uzun östemperleme zamanlarında elde edilirken en iyi süneklik ve darbe direnci yüksek sıcaklık ve nisbeten kısa zamanlarda elde edilmektedir [31, 61].

Östemperleme sıcaklık ve süresinin kırılma tokluğu ve yorulma özelliklerine etkisi hakkında literatürde bilgi eksikliği bulunmaktadır [52].

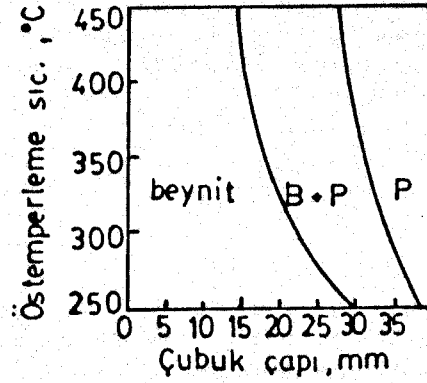
2.3.2.3. Kimyasal Bileşim

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir üretiminde en kısa ısıtma işlem çevriminde optimum özellikleri elde etmek için uygun metal bileşiminin seçimi ve kontrolü çok önemlidir. Bu nedenle dikkat edilmesi gereken üç önemli husus vardır [40]. Bunlar ;

1. Perlit oluşumundan kaçınmak,
2. Yapının hücrelerarası karbür ve fosfürler içermemesine dikkat etmek,
3. Farklı alaşım elementlerinin segregasyon etkilerini azaltmaktır.

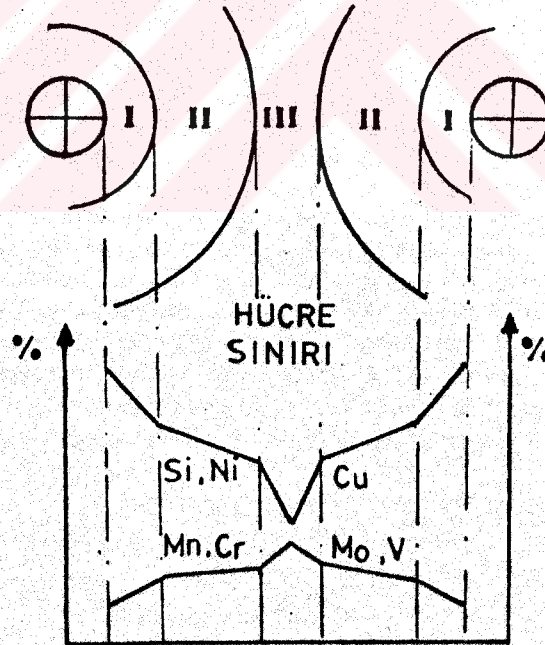
Döküm kesit kalınlığı uygulanabilecek maksimum soğutma hızını etkiler ve bu, malzemenin nihai mikroyapısını belirler. Kesit kalınlığı arttığında uygulanabilen en yüksek soğutma hızı perlit oluşumunu engellemek için yeterli olmayabilir (Şekil 2-11). Böyle bir durumda alaşım elementi ilavesi kaçınılmazdır[31]. Kalın kesitlerde yavaş soğuma hızı aynı zamanda soğuma esnasında segregasyona da sebep olabilir.

Alaşım elementlerinden Si, Cu ve Ni grafit küreleri etrafında birikme eğiliminde iken, Mn, Mo, Cr ve V gibi karbür yapıcı elementler hücre sınırlarında toplanırlar (Şekil 2-12). Alaşım elementi segregasyonu bölgesel karbon çözünürlüğünü ve difüzyon hızını etkileyerek homojen olmayan bir matriks bileşimi meydana getirir [29, 33, 43, 48]. Böyle bir yapıda ise Şekil 2-12 de



Şekil 2-11: Numune merkezinde östemperleme sıcaklığı ve numune kesitinin mikroyapıya etkisi [52].

görüldüğü gibi farklı bölgeler ortaya çıkar. Bu bölgelerin herbirinin reaksiyon hızı farklıdır. Hücre sınırlarına toplanan elementler östenitin dönüşümünü geciktirirler. Bu nedenle III. bölgede reaksiyonun tamamlanması beklenirken I. bölgede kırılgenlik reaksiyonu başlayabilir [44]. Hücre sınırlarında beynit reaksiyonunun



Şekil 2-12: Dökme demirlerde bazı alaşım elementlerinin segregasyonu [29, 43, 44].

bastırılmasıyla martensit ve/veya dönüşmemiş östenit oluşur. Bu ise mekanik özelliklerde ve işlenebilirlikte azalmalara neden olur. Bu sebeplerden dolayı segregasyon

etkisi minimuma indirilmelidir. Segregasyonu azaltmanın en etkili yolu dökme demirlerde küre sayısını arttırmak [29, 42, 48] veya alaşım elementlerini sınırlamaktır [29, 33]. Alaşım elementlerinin ÖKGDD'ler üzerine etkileri aşağıda detaylı incelenmiştir.

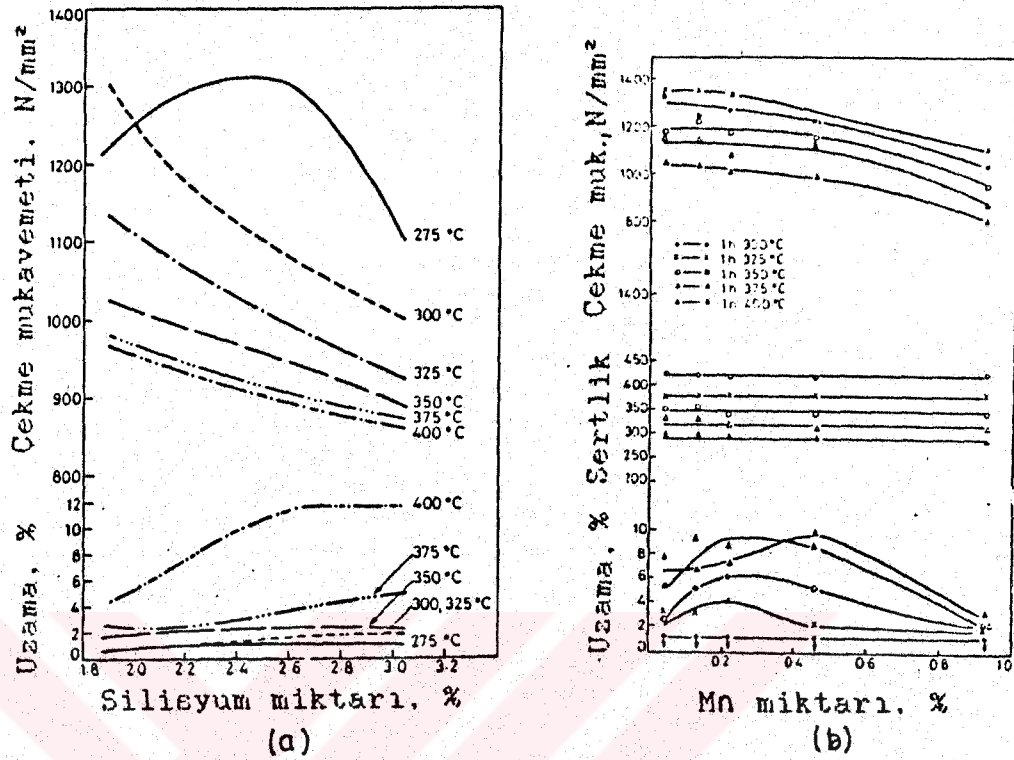
Karbon: BCIRA [32] da yapılan sistematik bir araştırmada karbonun % 3'den % 4'e artması herhangi bir östemperleme işleminden sonra çekme ve akma mukavemetinde sürekli bir düşüşe sebep olurken, %-uzama ve sertliği hemen hemen etkilemediği görülmüştür. Karbonun malzemenin diğer özelliklerine olan etkisi ise bilinmemektedir.

Silisyum: Silisyum öncelikle grafit kürelerinin etrafında toplanır ve karbon çözünürlüğünü azaltarak reaksiyon hızını yükseltir. Karbür çökelesine engel olan silisyum, kalıntı östenit miktarını arttırır [33, 56]. Yaklaşık silisyum içeriği % 2.8-3 seviyesinde tutulur.

Yapılan bir çalışmada [52] silisyum miktarının % 2'den % 2.9'a artmasının çekme özelliklerini önemli ölçüde etkilemediği saptanmıştır. Dorazil ve Luyendijk benzer sonuçlar elde etmekle birlikte, çok düşük veya çok yüksek Si içeriğinde sünekliğin azaldığını kaydetmektedirler. Buna karşılık BCIRA'da yapılan bir çalışmada [40] Si içeriğinin artması ile çekme özelliklerinde sürekli bir azalmanın olduğu, oysa %-uzamanın gittikçe arttığı ve sertliğin hemen hemen değişmediği tesbit edilmiştir (Şekil 2-13a).

Silisyumun, kırılma tokluğu, yorulma [32] ve darbe direncini [47] arttırdığı söylenmekte ise de bu konuda halen bilgi eksikliği mevcuttur.

Manganez: Mn östemperleme esnasında hücre sınırlarına birikerek bu bölgelerde karbon çözünürlüğünü arttırır ve östeniti kararlı kılar. Bu ise beynit reaksiyonunu yavaşlattığından ısıtma işlem zamanını arttırır. Böylece,



Şekil 2-13: Si(a) ve Mn(b) içeriğinin ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerine etkisi [52].

sonuçta hücrelerarasında çok miktarda dönüşmemiş östenit kalır. Kalıntı östenitin bu şekli karbonca fakirdir ve termal olarak kararlı olmadığından soğuma esnasında martensite dönüşebilir. Bu da mekanik özellikleri önemli ölçüde etkiler [33, 42, 43, 45, 62].

BCIRA'da yapılan çalışmalarda [32, 40] Mn miktarındaki artışın herhangi bir östemperleme sıcaklığında çekme özelliklerini sürekli azalttığı fakat sertliği etkilemediği tesbit edilmiştir (Şekil 2-13b). Mn segregasyonu sonucu oluşan kalıntı östenitin martensite dönüşmesinden dolayı darbe direnci, süneklik, yorulma mukavemeti ve kırılma tokluğunun düşeceği birçok araştırmacı tarafından kaydedilmiştir [40, 42, 54]. Buna karşılık son yapılan bir çalışmada [63] en iyi kırılma tokluğu Mn-Ni alaşımlı malzemede elde edilmiştir. Mn genellikle % 0.3 ile sınırlandırılır [62].

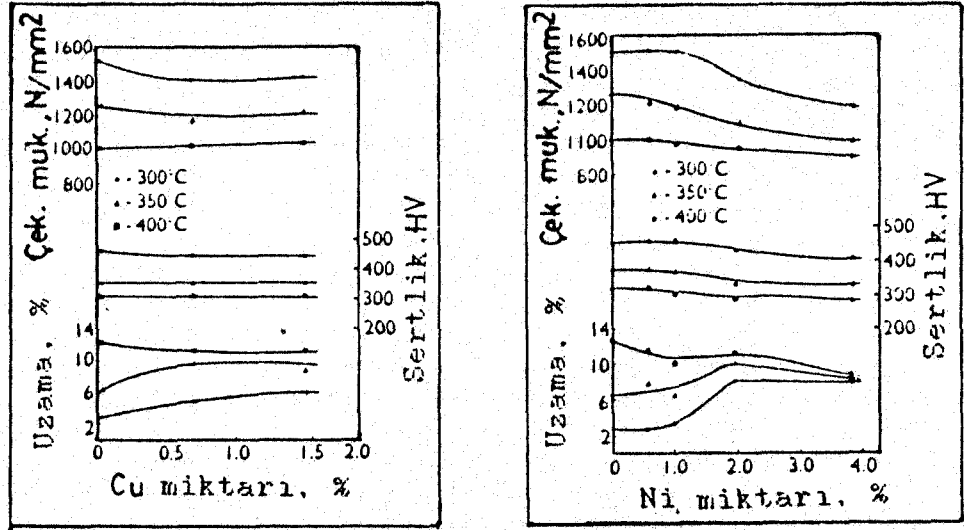
Bakır: Bakır genellikle % 1 dolayında kullanılır. Ferrit içinde çözünürlüğünün sınırlı olmasından dolayı ancak ender olarak % 1.5'e kadar ilave edilir. Ayrıca, Cu'nun sertleşebilirliği azaltma etkisi vardır ve kuvvetli perlit oluşturmucu bir elementtir [62, 64].

% 1.5'e kadar bakır ilavesi 300-400°C östemperleme sıcaklık aralığında çekme özellikleri ve sertlik üzerine çok az etki etmektedir. Bununla birlikte 350°C ve altında %-uzama değeri bakır miktarıyla artmaktadır (Şekil 2-14a). Bakır miktarının kalıntı östenit miktarına etkisi üzerine herhangi bir çalışma henüz yapılmamıştır. Fakat Cu ilavesinin alt beynitte karbür oluşumunu bastırarak sünekliği arttıracak tahmin edilmektedir.

Nikel: Nikelin aşırı segregasyon eğilimi yoktur, bunun için östenitin dönüşümünü geciktirmek amacıyla istenen miktarda ilave edilebilir. Ni tokluğu azaltmaksızın östemperleme sıcaklığında daha uzun tutma süresine izin vererek yüksek karbonlu östeniti kararlı kılar. Ni ile Mo'nin beraber kullanılması sertleşebilirliği arttırır [62].

% 1'e kadar Ni ilavesi çekme mukavemeti, sertlik ve süneklik üzerine önemli bir etki göstermemektedir. Bununla birlikte, Ni içeriğinin % 1'den % 4'e çıkarılması çekme mukavemetini, özellikle, 350°C ve altında önemli ölçüde azaltmaktadır. Sertlik bütün östemperleme sıcaklıklarında artan Ni miktarıyla azalırken süneklik % 2 Ni'e kadar artmakta ve nikelin % 2 den daha fazla arttırılmasıyla yavaşça azalma göstermektedir (Şekil 2-14b).

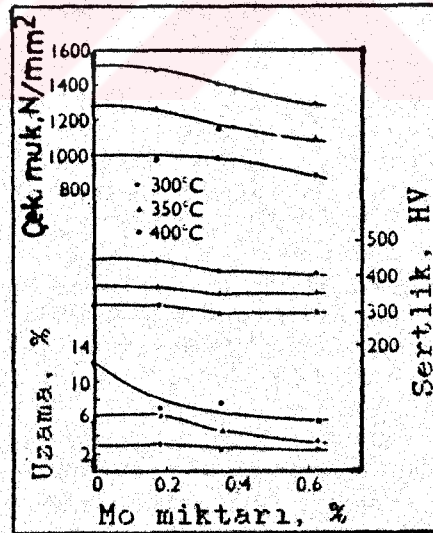
Molibden: Molibden eşsiz sertleşebilirlik sağlayarak ferrit ve özellikle perlit oluşumunu geciktirir. Bunun yanında beynitik ferritin başlangıç süresini önemli derecede etkilemez. Bu durum, Mn ile Mo arasındaki en büyük farktır. Yüksek seviyelerde kullanılması halinde ise Mo segregasyona yol açar ve bilhassa kalın kesitlerde



Şekil 2-14: Cu(a) ve Ni(b) miktarının ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerine etkisi [32, 52].

molibdenkarbür oluşabilir. Bu nedenle Mo miktarının % 0.2 yi aşmaması istenir [62].

Molibden miktarının artmasıyla çekme mukavemeti, sertlik ve süneklik düşmektedir ve bu düşüş % 0.2 ve üzerindeki Mo içeriğinde daha şiddetlidir(Şekil 2-15).



Şekil 2-15 : Molibden miktarının ÖKGDD'lerin mekanik özelliklerine etkisi [32, 52].

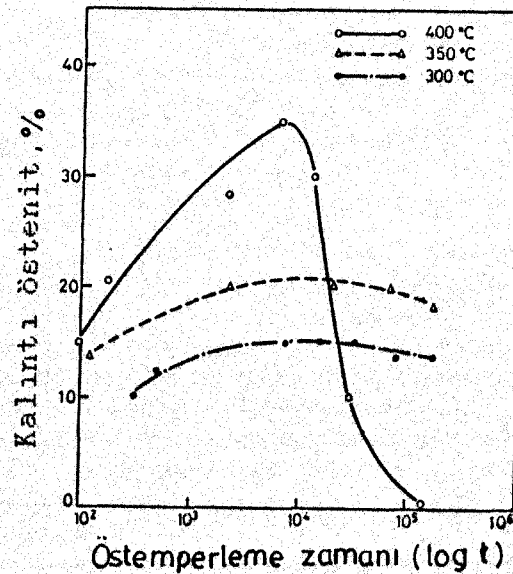
Cu, Ni ve Mo'nin, darbe direnci, kırılma tokluğu ve yorulma mukavemeti gibi malzemenin diğer özelliklerine olan etkileri hakkında literatürde bilgi eksikliği bulunmaktadır. [32, 40, 52].

2.3.3. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Kalıntı Östenit ve Tayini

2.3.3.1. Kalıntı Östenit

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerini mikroyapı doğrudan etkilemektedir. Beynit morfolojisi, kalıntı östenit, martensit ve karbür miktarı özellikleri etkileyen mikroyapı değişkenleridir [35, 36]. Kalıntı östenit miktarı bu değişkenlerden belki de en önemlisidir. Çünkü, süneklik ve tokluğun maksimum olduğu üst beynitte kalıntı östenit miktarı maksimum iken, mukavemet ve sertliğin maksimum olduğu alt beynitte minimumdur. Buradan kalıntı östenit miktarının kontrolü ile mekanik özelliklerin önemli ölçüde kontrol edilebileceği söylenebilir.

Kalıntı östenit miktarını, daha önce de değinildiği gibi östemperleme sıcaklık ve süresi, östenitleme sıcaklık ve süresi ile alaşım elementleri etkilemektedir. Şekil 2-16 da kalıntı östenit miktarının östemperleme



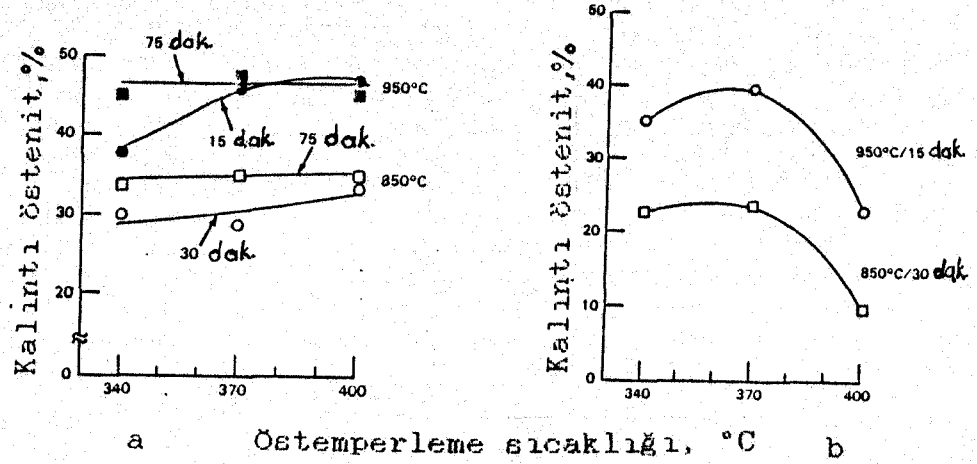
Şekil 2-16: Kalıntı östenit miktarının östemperleme sıcaklık ve süresiyle değişimi [40, 52].

sıcaklık ve süresine göre değişimi verilmektedir. Şekilden görülebileceği gibi kalıntı östenit miktarı östemperleme sıcaklığının artmasıyla artmaktadır. Östemperleme süresi ise östemperleme sıcaklığına bağlı olarak farklı etki gösterir. Östemperleme süresinin artmasıyla kalıntı östenit önce bir maksimuma ulaşır daha sonra azalmaya başlar. Bu davranışın 2. reaksiyon sonucunda oluşan karbürlerden kaynaklandığı söylenmektedir. Şekilden anlaşıldığına göre maksimum kalıntı östenit miktarı östemperleme sıcaklığının artmasıyla daha kısa sürelerde elde edilmektedir [40, 48, 52].

Kalıntı östenit miktarı östenitleme sıcaklığının artmasıyla da artmaktadır (Şekil 2-17a). Bu mümkündür, çünkü östenitleme sıcaklığının artması östenit matrisindeki karbon çözünürlüğünü arttırır. Böylece 1. reaksiyonun yavaşlamasına sebep olarak östeniti kararlı kılar. Kalıntı östenit miktarını aynı zamanda östenitleme süresi de arttırır. Şekil 2-17a dan net olarak şu sonuç çıkarılabilir: Maksimum kalıntı östenit, yüksek östenitleme sıcaklığı ve süresiyle düşük östemperleme sıcaklığında veya yüksek östenitleme ve östemperleme sıcaklığı ile kısa östenitleme sürelerinde elde edilmektedir [47].

Alaşım elementlerinin kalıntı östenit miktarı üzerine etkileri hakkında detaylı bilgi olmamakla beraber bazı çalışmalar yapılmıştır. Silisyum miktarının artması, kalıntı östenit miktarını arttırır (Şekil 2-17). Si, karbon çözünürlüğünü azaltarak 1. reaksiyonu hızlandırır, oysa diğer taraftan kalıntı östenitin azalmasına sebep olan karbür çökelmesine engel olur[47, 56].

Mangenezin segregasyon etkisi yüzünden kalıntı östenit miktarını arttırdığına daha önce değinilmişti. Diğer alaşım elementlerinin kalıntı östenit miktarına etkileri hakkında çalışmalar yapılmamıştır.



Şekil 2-17: Kalıntı östenit miktarına, östenitleme sıcaklık ve süresi ile östempereleme sıcaklığı ve silisyumun (a-% 2.88 Si, b-% 1.57 Si) etkisi [47].

2.3.3.2. Kalıntı Östenit Tayini

Yukarıda yapılan açıklamalar göstermektedir ki, kalıntı östenit miktarının bilinmesi son derece önemlidir. Kalıntı östenit miktarı değişik tekniklerle tesbit edilebilmektedir. En doğru kalıntı östenit ölçme tekniği ise x-ışını difraksiyonu metodudur. Bu metot ile çok düşük kalıntı östenit miktarları bile kolayca ve doğru olarak ölçülebilmektedir [65]. X-ışını difraksiyon tekniğinin çelikler üzerinde uygulanması hakkında literatürde detaylı bilgi bulunmaktadır [65, 66, 67]. Yapılan sınırlı çalışmalar aynı tekniğin ÖKGDD'lerde de kullanılabileceğini göstermektedir [68].

Kristalin bir malzemeye x-ışınları uygulandığında, malzemede bulunan fazlar tarafından belirlenen karakteristik bir difraksiyon paterni elde edilir. ÖKGDD'ler difraksiyon paternlerinde ferrit (α) ve östenit (γ) fazlarını içerirler. Ferrit ve östenit hacim oranları bu pikler yardımıyla hesaplanmaktadır [65]. Çünkü, herhangi bir faz düzleminden yansıyan x-ışını şiddeti o fazın hacmi ile orantılıdır. Eğer kristaller malzeme içinde rasgele yönlendirilmiş iseler, hesaplama için birer östenit

ve ferrit piki yeterlidir. Fakat malzemede kristaller tercihli olarak yönelmiş iseler, piklerin şiddetleri değişeceğinden (Şekil 2-18) en az dörder pik almak gerekmektedir [65, 67].

Difraksiyon paterninden elde edilen bütün pikler kalıntı östenit miktarının hesaplanmasında kullanılmaya uygun değildir. Çünkü piklerin birçoğu karbürlerin ve diğer faktörlerin etkisiyle birbirleriyle çakışabilmektedir. Örneğin, 110α ile 111γ, 310α ile 400γ ve 222α ile 331γ pikleri çakışmaktadır [69]. Kalıntı östenitin hesaplanmasında kullanılan ferrit ve östenit pikleri ile bunların değişik radyasyonlarda elde edildikleri 2θ aralığı Tablo 2-5 'te verilmektedir.

Kalıntı östenitin hesaplanmasında Miller [70] tarafından geliştirilen aşağıdaki temel bağıntı kullanılır.

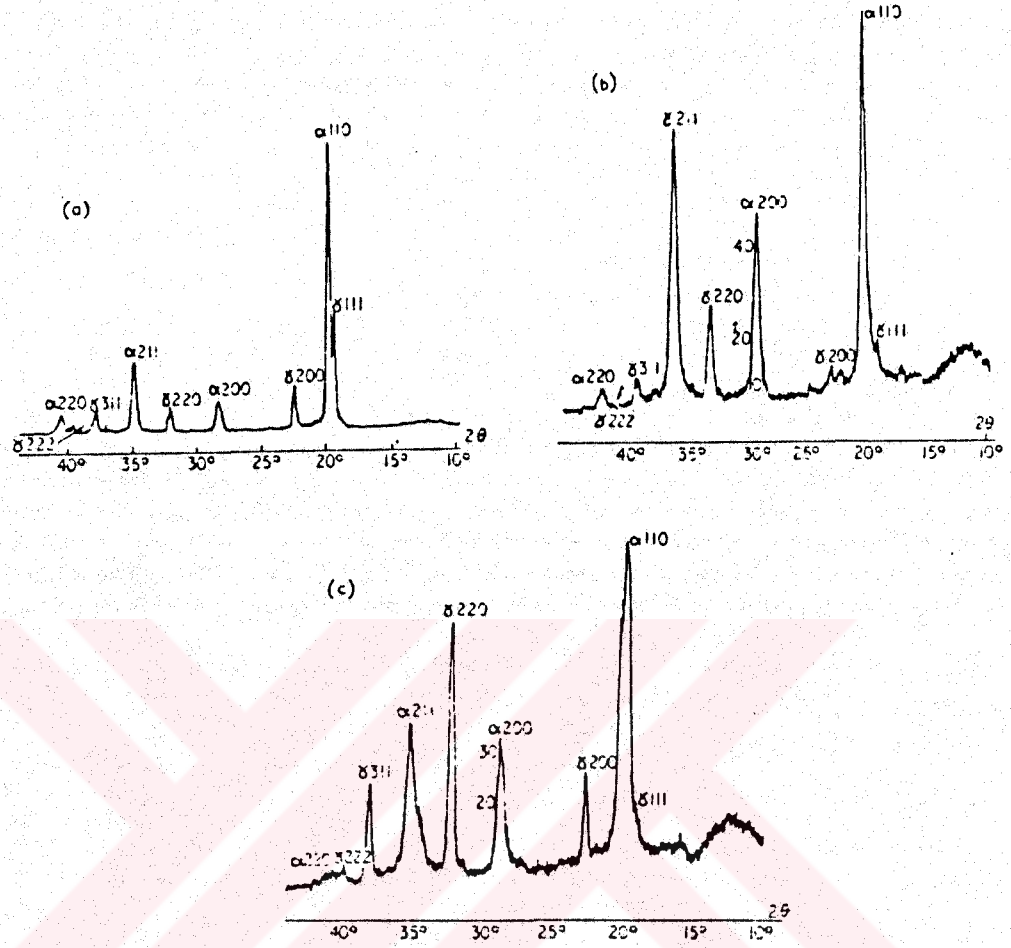
$$1.4 I_{\gamma}$$

$$X_{\gamma} = \frac{1.4 I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4 I_{\gamma}} \dots\dots\dots (2-3)$$

Burada X_{γ} ; Kalıntı östenit hacim oranı, I_{γ} ; (220)γ ve (311)γ piklerinin alanları ortalaması ve I_{α} ; (211)α pikinin alanını göstermektedir. Bu temel bağıntının çıkarılışı EK 1'de verilmiştir.

Tablo 2-5: Değişik radyasyonlar için ferrit ve östenit pikleri ile 2θ aralıkları[65].

Pik	Cr	Co	Mo	Cu
200γ	76°-82°	58°-62°	-	-
200α	97°-113°	72°-81°	-	-
220γ	123°-135°	86°-92°	31°-33.5°	72°-76°
211α	-	92°-104°	33.5°-37°	79°-85°
311γ	-	108°-115°	37°-39°	88°-92°



- a) izotropik %16-8Ni-Fe (% 27 kalıntı östenit)
 b) soğuk işlenmiş %1.25C lu çelik (%12 kalıntı östenit)
 c) soğuk işlenmiş %1.25C lu çelik (%27 kalıntı östenit)

Şekil 2-18: Tercihli yönelmenin östenit piklerine etkisi [67].

Kalıntı östenit tayininde kullanılan bir diğer yöntem kantitatif metalografidir [65, 66, 68, 71]. Yüksek kalıntı östenit miktarlarında genellikle iyi sonuç vermektedir. Östenit ve ferrit fazlarının ayırım zorluklarını gideren son çalışmalar [66, 71, 72] ile düşük oranlardaki kalıntı östenit miktarları da optik mikroskop altında kantitatif metalografi yöntemleri kullanılarak başarıyla saptanabilmektedir.

Kullanılan diğer teknikler; elektrik direnci, magnetik geçirgenlik, dilatometri ve termal analiz olarak sıralanabilir. Fakat bu tekniklerin hepsi mikroyapıda bulunan kalıntı östenitten ziyade dönüşüm esnasında bulunan östenitin ölçümünde kullanılırlar. Bununla birlikte yukarıdaki metodların bazıları tatmin edici kalıntı östenit sonuçları elde etmek için x-ışını veya optik metodla düzenlenebilirler, fakat bunlar genellikle kullanışlı değildir ve gayrete değmez. CCT diyagramlarının belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan dilatometri tekniği hariç diğerleri sık kullanılmazlar[65].

2.3.4. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Sınıflandırılması

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırılmasında değişik yaklaşımlar mevcuttur. KGDD'lerde olduğu gibi burada da malzemenin mekanik özellikleri gözönüne alınmaktadır. Amerika Birleşik Devletlerinde [40] dört türlü ÖKGDD esas alınmıştır. Bunlardan ADI 1 en düşük mukavemet ve en yüksek sünekliği gösterirken, ADI 4 en yüksek mukavemet ve en düşük sünekliği göstermektedir. George Fisher sınıflandırmasında [40] da 4 çeşit ÖKGDD bulunmakta olup genel olarak Amerikan sınıflandırmasına benzetilmektedir. BCIRA [39, 40] sınıflandırması ise deneme amacıyla yapılmıştır ve 3 çeşit ÖKGDD içermektedir. Amcast [73] sınıflandırmasında 4 çeşit ÖKGDD yer almakta olup tüm mekanik özellikleri de belirlenmiştir. Bu sınıflandırmalar Tablo 2-6'da toplu olarak görülmektedir.

2.3.5. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Kullanım Alanları

ÖKGDD'ler aynı mukavemete sahip standart dökme demirlerin tokluğundan iki kat daha fazladır ve aynı zamanda olağanüstü yorulma mukavemeti ve aşınma direnci

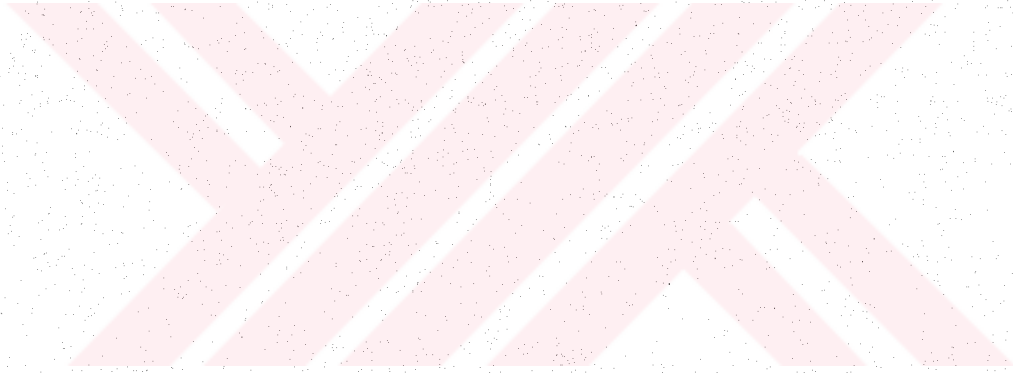
gösterirler. Bu nedenle birçok sanayi sektörünün ilgisini çekmiş ve önceden dökme demirlerin kullanılmasının uygun olmadığı sanılan birçok alanda kullanılmaya başlanmıştır. Kullanılan parçaların sektörlere göre dağılımı ise aşağıdaki gibi sıralanabilir [25, 27, 28,31,59].

1.Madencilik: pervane ve pompa karteri, maden vagon tekerleri, haddeler, zincir baklaları.

Tablo 2-6: ÖKGDD'lerin sınıflandırılması.

Amerikan Sınıflandırması	ADI 1	ADI 2	ADI 3	ADI 4
min. çekme muk., N/mm ²	862	1034	1207	1379
min. %0.2 akma muk., N/mm ²	586	689	827	965
min. %-uzama	10	7	4	2
George Fisher Sınıflandır.	GF 90	GF 120	GF 140	GF 100
min. çekme muk., N/mm ²	850	1200	1400	1000
min. %0.2 akma muk., N/mm ²	600	950	1200	-
min. %-uzama	5-12	2-5	1-2	-
BCIRA Sınıflandırması	ADI 950/6	ADI 1050/3	ADI 1200/1	
min. çekme muk., N/mm ²	950	1050	1200	
min. %-uzama	6	3	1	
Castuf Sınıfland.	Castuf 1	Castuf 2	Castuf 3	Castuf 4
çekme muk., ksi	120	140	160	180
%-uzama	9	6	4	3
kır.tok.Kıc(ksi/in)	83	76	68	47
yorulma sınırı, ksi	58	62	57	56
darbe dir., ft-lbs	105	85	80	55

- 2.Tarım ve Ormancılık: pulluk, pulluk bıçakları ve kepeçeler.
- 3.Makina:kılavuzlar, taşıyıcı silindirler, bıçaklar, türbin kanatları, kağıt makinaları,çeşitli hidrolik parça üretimi, konveyör merdaneleri.
- 4.Ulaşım: demiryollarında sürtünen parçalar ve lokomotif tekerleri.
- 5.Savunma sanayii: M1 tanklarının paletleri, tahrik dişlileri.
- 6.Otomotiv: dişli, krank mili, amortisör, kumanda mili çatalı, dingil, direksiyon parçaları, kardan milleri, göbek dişlisi, otomatik dişli kutuları, dizel motorlarının zamanlama dişlileri.



BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. ÇALIŞMA PROGRAMI

Literatürden de anlaşılacağı gibi östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler özellikle 1978 den sonra dikkatleri üzerine toplamıştır. Mükemmel mekanik özelliklere sahip olması, birçok teknik ve ticari üstünlükler taşıması ÖKGDD'lerin kullanım alanlarını günümüze değin sürekli genişletegelmiştir. Çok değişik alanlarda kullanılan ve daha birçok alanda da kullanılması düşünülen bu malzemelerin özellikleri üzerine son zamanlarda çok sayıda çalışma yapılmıştır. Buna rağmen değişkenlerin çok fazla olması yüzünden ÖKGDD'lerin bütün özelliklerini belirlemek mümkün olamamıştır. Birçok araştırmacı kalıntı östenitin mekanik özellikler üzerine önemli etkileri olabileceğini tahmin etmektedirler. Kalıntı östenitin yüksek olması süneklik ve tokluğun yanında yorulma ve aşınma direncini arttıracak buna karşılık çekme özelliklerini düşüreceği sanılmaktadır. Alaşım elementlerinin kalıntı östenit üzerine etkileri hakkında ise literatürde herhangi bir deneysel çalışmaya rastlanmamaktadır. Bakırın alt beyritte karbür oluşumunu bastırarak kalıntı östenit miktarını arttıracak tahmin edilmektedir. Bu nedenle çok sık olarak kullanılan bakır (Cu) alaşım elementinin östemperleme şartlarına bağlı olarak kalıntı östenit ve sertlik üzerine etkilerinin incelenmesi bu konudaki bilgi eksikliğini bir ölçüde de olsa gidereceği düşünülmüştür.

3.2. DENEYSEL MALZEMELER

3.2.1. Keel Bloklar

Deneyde kullanılan üç sınıf malzeme DÖKTAŞ A.Ş. den temin edilmiştir. Bileşimleri tablo 3-1 de verilmiştir.

Tablo 3-1: Deneysel malzemelerin bileşimleri

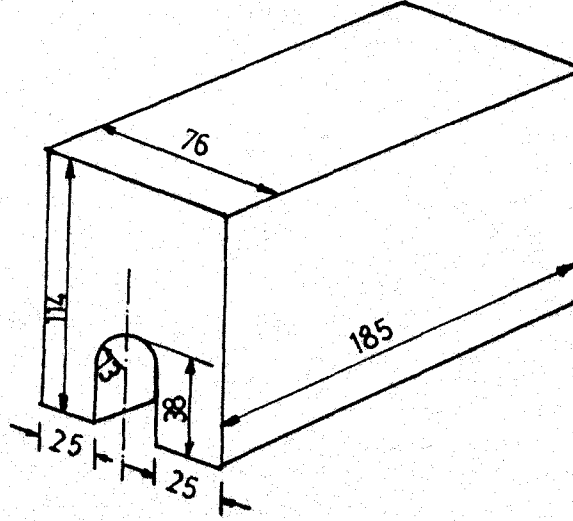
Döküm tipi	%C	%Si	%Mn	%Mg	%P	%S	%Cr	%Cu
A GGG 50	3.75	2.73	0.41	0.056	0.042	0.007	0.04	0.22
B GGG 60	3.74	2.74	0.42	0.054	0.047	0.008	0.06	0.63
C GGG 60+Cu	3.74	2.74	0.42	0.054	0.047	0.008	0.06	1.27

Deney malzemeleri standartlara uygun keel blok şeklinde (Şekil 3-1) 1400 °C sıcaklıkta kuru maça kalıplara A,B ve C tipi olarak üç değişik kalitede hazırlanmıştır.

A tipi malzeme normal GGG 50 sınıfına uygun olarak dökülmüş olup, B tipi malzeme GGG 60 sınıfı olarak ve C tipi malzeme ise B tipi malzemeye bakır ilave edilerek elde edilmiştir.

Döküm için, ark ocağında ergitilen malzeme daha sonra indüksiyon ocağına alınmış, burada Si ayarlaması yapıldıktan sonra, içine 14 Kg ferrosilismagnezyum ve 2 Kg aşılavıcı malzeme konan Mg işlem potasına boşaltılmıştır. Daha sonra döküm potasına boşaltılan malzemeye 4 Kg ferrosilis ilave edilmiştir. Kalıp içine 40 gr inokülan 90 koyularak A tipi malzeme dökülmüştür. B tipi malzeme aynı işlem sırası ile ve C tipi malzeme B tipine bakır ilave edilerek elde edilmiştir. Keel bloklar döküm

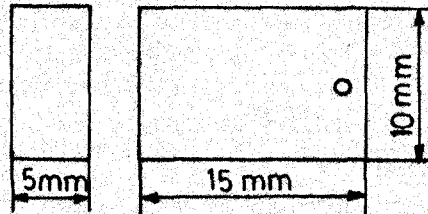
işleminde 100 dakika sonra kalıplardan alınarak havada soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 3-1: Keel blok deney malzemesi ve boyutları (mm).

3.2.2. Östempereleme Deney Numuneleri

Şekil 3-1 de görülen keel blokların ayakları şerit testerede dilimler halinde kesilmiş ve daha sonra x-ışını incelemelerinde de kullanma imkanı sağlayacak şekilde 5x10x15 mm boyutlarında planya tezgahında işlenmiştir. Ayrıca östempereleme ısı işleminde esnasında östernitleme fırınından tuz banyosuna en seri şekilde transfer edebilmek ve tuz banyosundan numuneyi kolayca alabilmek için bir ucuna açılmış 1.5 mm lik bir deliğe tel bağlanmıştır (Şekil 3-2).



Şekil 3-2: Deney numunesi

3.3. DENEYSEL CİHAZLAR

3.3.1. Östenitleme ve Östemperleme Fırını

Östenitleme ısıtıl işleminde 8 KW gücünde atmosferik şartlar altında çalışan Heraeus KR 260 E elektrikli direnç fırını kullanılmıştır.

Östemperleme fırını 4.5 KW gücünde olup laboratuvar-da imal edilmiştir. Fırın imalatında her biri 1.5 KW gücünde birbirinden bağımsız çalışabilen 3 ayrı rezistans kullanılmıştır. Banyo sıcaklığı ise bir termokupl yardımıyla kontrol edilmektedir.

3.3.2. X-Işını Difraktometresi

X-ışını difraksiyon analizleri 40 KV ve 16 Ma de Mo K α radyasyonu kullanılan bir Philips difraktometresiyle yapılmıştır. Kalıntı östenit tayini için gerekli pikler 30°-39° 2 θ aralığında elde edilmiştir.

3.3.3. Görüntü Analiz Cihazı

Isıl işlem görmeden önce ve sonra, numunelerde küresellik ve küre sayısı BUEHLER OMNIMET 2 marka görüntü analiz cihazı kullanılarak tesbit edilmiştir.

3.4. DENEYSEL YÖNTEM

3.4.1. Östemperleme Isıl İşlemi

Deney numuneleri iki ayrı sıcaklıkta 1 saat östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. İşlem esnasında oksitlenmeyi ve dekarbürizasyonu önlemek için numuneler kendi talaşlarına gömülmüşlerdir.

Östenitleme işlemi sonrasında deney numuneleri, 250, 300, 350 ve 400 °C lerde 10, 25, 50, 75 ve 100 dakika olmak üzere 5 ayrı sürede tuz banyosunda östemperleme işlemine tabi tutulmuştur. Tuz banyosu %50 NaNO₃ ve %50 KNO₃ içeren saf nitrat tuzlarının karışımından hazırlanmıştır. Östemperleme işleminin bitiminde numuneler tuz banyosundan alınarak havada soğumaya bırakılmışlardır.

3.4.2. Metalografik Çalışma

Deneyde, metalografik çalışmalar normal döküm malzemesi ve ısıtıl işlem görmüş deney numunelerinin küre sayısı ve küreselliğini tesbit etmek ve mikroyapısını incelemek amacıyla yapılmıştır.

Deney numuneleri ısıtıl işlem görmeden önce metalografik inceleme için hazırlanmıştır. İlk hazırlanan numunelerde yapılan incelemeler sonunda kürelerin homojen dağılmadığı gözlenmiş ve bu nedenle ısıtıl işlem uygulanacak her numunenin ayrı ayrı incelenme zorunluluğu doğmuştur.

Numunelerin bir yüzeyleri (deliksiz kısmın kesiti) önce planyada düzeltilmiştir. Sonra 220, 320, 500 ve 1000 numaralı zımpara kademelerinden geçirilmiş ve her kademeden sonra su ile iyice temizlenmiştir.

Parlatma işlemi üzeri keçe kaplı döner disklerde yapılmış ve parlatıcı olarak 0.25-1 µm lik alümina (Al₂O₃) pasta kullanılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler su ile iyice yıkanıp alkolle temizlendikten sonra sıcak hava ile kurutulmuştur.

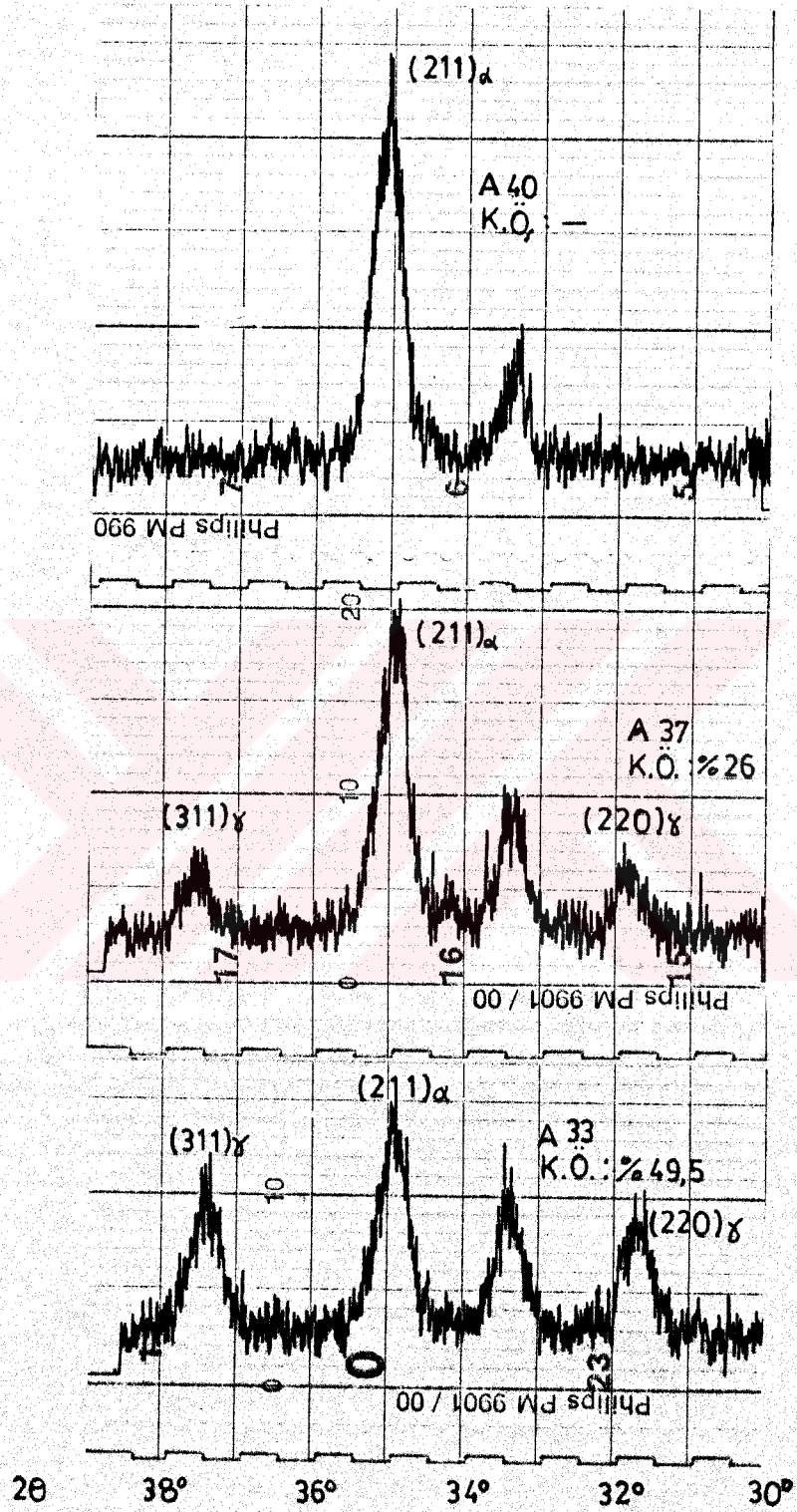
Isıl işlem için hazırlanan numuneler bu şekilde hazırlandıktan sonra görüntü analiz cihazında incelenmiş küresellik ve küre sayısı tesbit edilmiştir. Bu işlemleri takiben mikroyapıyı incelemek için numuneler %2 nital (2 ml HNO₃, 98 ml etil alkol) ile dağlanmıştır. Sonra döküm malzemelerinin faz yüzdeleri yine görüntü analiz cihazında tesbit edilmiştir. Isıl işlem görmüş numuneler ise optik mikroskop altında incelenip fotoğrafları alınmıştır.

3.4.3. Kalıntı Östenit Tayini Çalışması

Kalıntı Östenit tayini x-ışını difraksiyon tekniği kullanılarak yapılmıştır. Hesaplamada kullanılacak piklerin elde edilmesinde çalışma koşulları en iyi şekilde ayarlanmaya çalışılmıştır. Çünkü piklerin şiddeti, genişliği ve şekli çalışma koşulları tarafından belirlenmektedir.

En yüksek şiddeti elde edebilmek için düşük tüp voltajı ve yüksek akım şiddeti (40 KV, 18 Ma) seçilmiştir. Pik şekillerinin yeterince düzgün olması için gerekli yüksek zaman sabiti sağlanabilmiş, fakat uygun tarama hızı ayarlanamamıştır.

Piklerin elde edilmesinde denenen Cu K α radyasyonu başarılı olmamıştır. Bu nedenle daha kısa dalga boyuna sahip Mo K α radyasyonu kullanılarak gerekli ferrit ve Östenit pikleri beklenen 2 θ değerlerinde elde edilmiştir. Kalıntı Östenit hacim oranı Miller bağıntısı kullanılarak hesaplanmıştır. Bu bağıntıdaki I γ (220, 311) ve I α (211 α) piklerinin alanları planometre ile ölçülmüştür. Elde edilen difraksiyon paternlerinden bazıları Şekil 3-3 de verilmiştir.



Şekil 3-3 : Ferrit ve östenit piklerini içeren difraksiyon paternlerinden bazıları

BÖLÜM 4

DENEYSKEL VERİLER VE İRDELENMESİ

4.1. GİRİŞ

A, B ve C serisi küresel grafitli dökme demirler üzerinde yapılan östemperleme çalışması sonucu elde edilen kalıntı östenit miktarı ve sertlik değerleri sırasıyla Tablo 4-1, Tablo 4-2 ve Tablo 4-3'de verilmiştir. Ayrıca küre sayısı ve küresellik değerleri A serisi malzeme için Tablo 4-4, B serisi malzeme için Tablo 4-5 ve C serisi malzeme için Tablo 4-6'da görülmektedir.

Bu bölümde, her sınıf malzeme için değişkenler arasındaki ilişkiler grafikler yardımıyla incelenmeye çalışılmış ve elde edilen sonuçlar diğer araştırmacıların bulguları da göz önüne alınarak değerlendirilmeye çalışılmıştır.

4.2. ÖSTEMPERLENMEMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN YAPISAL ÖZELLİKLERİ

Östemperleme ısı işlemi uygulamadan önce A, B ve C sınıfı deney malzemelerinin mekanik ve yapısal özellikleri Tablo 4-7'de görülmektedir.

Kimyasal bileşim yönünden üç döküm tipi arasındaki en önemli fark bakır miktarıdır. Bakır miktarı A tipi malzemede % 0.22, B tipi malzemede % 0.63 ve C tipi malzemede % 1.27 dir.

Tablodan da anlaşılacağı gibi bakır, perlit yapıcı bir elementtir. A sınıfı malzemede mikroyapı perlit + ferrit iken yüksek bakırlı C sınıfı malzeme tamamen perlitiktir. Perlit ferritten daha sert bir faz

Tablo 4-1: A sınıfı malzemede ısıtma işlem sonucu elde edilen kalıntı östenit ve sertlik değerleri.

NO	T _Y	T _A	t _A	I _Y	I _A	%X _Y	HRC
A 1	850	250	10	24	140	19.35	52.57
A 2	850	250	25	62	194	30.91	46.08
A 3	850	250	50	52	207	26.01	45.42
A 4	850	250	75	62	257	25.24	45.57
A 5	850	250	100	60	221	27.54	44.7
A 6	850	300	10	56	191	29.1	48.52
A 7	850	300	25	44	193	24.19	40.87
A 8	850	300	50	50	112	24.82	41
A 9	850	300	75	55	254	23.26	42.26
A 10	850	300	100	28	163	19.38	39.72
A 11	850	350	10	74	186	35.77	42.27
A 12	850	350	25	75	172	37.9	36.21
A 13	850	350	50	72	174	36.68	35.85
A 14	850	350	75	85	225	34.59	34.3
A 15	850	350	100	71	194	33.87	34.25
A 16	850	400	10	28	128	23.44	36
A 17	850	400	25	28	208	15.85	30.97
A 18	850	400	50	28	220	15.12	29.02
A 19	850	400	75	38	280	15.96	33.57
A 20	850	400	100	0	248	0	33.42
A 21	900	250	10	114	255	38.49	51.15
A 22	900	250	25	116	257	38.72	43.37
A 23	900	250	50	155	288	42.97	40.42
A 24	900	250	75	126	192	47.88	41.45
A 25	900	250	100	117	237	40.86	42
A 26	900	300	10	58	264	23.52	55.1
A 27	900	300	25	94	288	31.36	45.6
A 28	900	300	50	130	251	42.03	41.65
A 29	900	300	75	99	225	38.11	41.62
A 30	900	300	100	117	274	37.41	41
A 31	900	350	10	98	220	38.4	52.92
A 32	900	350	25	89	152	45.04	40.4
A 33	900	350	50	156	223	49.47	30.7
A 34	900	350	75	132	194	48.78	29.35
A 35	900	350	100	153	228	48.43	30
A 36	900	400	10	87	251	32.67	49.5
A 37	900	400	25	72	287	25.99	39.1
A 38	900	400	50	58	384	17.45	35.32
A 39	900	400	75	72	290	25.79	35.72
A 40	900	400	100	0	327	0	32.75

T_Y = ÖSTENİTLEME SICAKLIĞI(°C)

T_A = ÖSTEMPERLEME SICAKLIĞI(°C)

t_A = ÖSTEMPERLEME ZAMANI(dakika)

I_A = (211) MARTENSİT PİKİNİN ALANI(mm²)

I_Y = (311) ve (220) ÖSTENİT PİKLERİNİN ALANLARI(mm²)

%X_Y = KALINTI ÖSTENİT HACİM ORANI

HRC = SERTLİK

Tablo 4-2: B sınıfı malzemede ısıtılma işlem sonucu elde edilen kalıntı östenit ve sertlik değerleri.

NO	T _γ	T _A	t _A	I _γ	I _α	%X _γ	HRC
B 1	850	250	10	40	188	22.95	52.52
B 2	850	250	25	70	195	33.44	47.15
B 3	850	250	50	55	209	26.92	44.62
B 4	850	250	75	54	220	25.57	46.05
B 5	850	250	100	58	234	25.76	43.06
B 6	850	300	10	45	162	28	49.45
B 7	850	300	25	62	189	31.47	41.75
B 8	850	300	50	46	216	22.96	41.4
B 9	850	300	75	81	266	29.88	41.92
B 10	850	300	100	28	186	17.4	40.92
B 11	850	350	10	69	168	36.5	43.76
B 12	850	350	25	77	166	39.37	38.55
B 13	850	350	50	65	139	39.56	36.1
B 14	850	350	75	81	220	34	37.95
B 15	850	350	100	64	168	34.78	34.42
B 16	850	400	10	46	233	21.65	38.6
B 17	850	400	25	35	239	17	32.12
B 18	850	400	50	30	205	17	30.72
B 19	850	400	75	57	243	24.72	33
B 20	850	400	100	0	270	0	34.32
B 21	900	250	10	83	295	28.25	54.67
B 22	900	250	25	72	160	38.65	42.62
B 23	900	250	50	116	222	42.24	42.92
B 24	900	250	75	99	189	42.3	43.37
B 25	900	250	100	130	238	43.33	42.25
B 26	900	300	10	81	289	28.18	56.22
B 27	900	300	25	75	178	37.1	45.25
B 28	900	300	50	123	235	42.28	43.6
B 29	900	300	75	87	214	36.27	40.92
B 30	900	300	100	103	252	36.39	41.77
B 31	900	350	10	95	263	33.58	53.9
B 32	900	350	25	56	123	38.92	44.15
B 33	900	350	50	136	211	47.43	33.87
B 34	900	350	75	126	167	51.36	29.07
B 35	900	350	100	137	229	45.57	30.87
B 36	900	400	10	100	249	35.98	52.45
B 37	900	400	25	61	191	30.89	48
B 38	900	400	50	50	290	19.44	43.27
B 39	900	400	75	50	222	23.97	41.82
B 40	900	400	100	40	328	14.58	42

T_γ = ÖSTENİTLEME SICAKLIĞI(°C)

T_A = ÖSTEMPERLEME SICAKLIĞI(°C)

t_A = ÖSTEMPERLEME ZAMANI(dakika)

I_α = (211) MARTENSİT PİKİNİN ALANI(mm²)

I_γ = (311) ve (220) ÖSTENİT PİKLERİNİN ALANLARI(mm²)

%X_γ = KALINTI ÖSTENİT HACİM ORANI

HRC = SERTLİK

Tablo 4-3: C sınıfı malzemede ısıtıl işlem sonucu elde edilen kalıntı östenit ve sertlik değerleri.

NO	T _Y	T _A	t _A	I _Y	I _α	%X _Y	HRc
C 1	850	250	10	39	227	19.38	52.56
C 2	850	250	25	62	244	26.22	46.63
C 3	850	250	50	52	209	25.83	45.1
C 4	850	250	75	72	218	31.61	44.7
C 5	850	250	100	48	208	24.41	43.6
C 6	850	300	10	45	177	26.25	50.32
C 7	850	300	25	65	190	32.38	40.62
C 8	850	300	50	34	148	24.33	41.62
C 9	850	300	75	64	233	27.77	40.22
C 10	850	300	100	50	202	25.73	41.37
C 11	850	350	10	63	170	34.15	50.17
C 12	850	350	25	87	181	40.22	37.65
C 13	850	350	50	75	160	39.62	35.45
C 14	850	350	75	107	230	39.44	34.25
C 15	850	350	100	74	188	35.52	35.2
C 16	850	400	10	38	231	18.71	41.87
C 17	850	400	25	41	228	20.11	37.75
C 18	850	400	50	29	232	14.89	37.45
C 19	850	400	75	57	256	23.76	37.35
C 20	850	400	100	0	248	0	40.12
C 21	900	250	10	70	309	24.07	55.12
C 22	900	250	25	50	147	32.25	48.12
C 23	900	250	50	138	242	44.39	43.52
C 24	900	250	75	126	236	42.77	42.57
C 25	900	250	100	109	246	38.28	44
C 26	900	300	10	74	294	26.05	56.25
C 27	900	300	25	59	147	35.97	48.87
C 28	900	300	50	133	241	43.58	43.55
C 29	900	300	75	118	220	42.88	42.4
C 30	900	300	100	127	228	43.81	40.75
C 31	900	350	10	81	250	31.2	54.87
C 32	900	350	25	58	130	38.44	49.4
C 33	900	350	50	153	241	47.05	37.75
C 34	900	350	75	126	195	47.49	33.67
C 35	900	350	100	138	216	47.21	32.25
C 36	900	400	10	112	311	33.51	54.42
C 37	900	400	25	59	177	31.81	49.97
C 38	900	400	50	78	291	27.28	45.5
C 39	900	400	75	71	220	31.12	45.05
C 40	900	400	100	62	295	22.73	44

T_Y = ÖSTENİTLEME SICAKLIĞI(°C)

T_A = ÖSTEMPERLEME SICAKLIĞI(°C)

t_A = ÖSTEMPERLEME ZAMANI(dakika)

I_α = (211) MARTENSİT PİKİNİN ALANI(mm²)

I_Y = (311) ve (220) ÖSTENİT PİKLERİNİN ALANLARI(mm²)

%X_Y = KALINTI ÖSTENİT HACİM ORANI

HRc = SERTLİK

Tablo 4-4: A sınıfı malzemede ısıtıl işlem öncesi ve sonrası küre sayısı ve küresellik değerleri

NO	T _İ	T _A	t _A	KRB	KRS	%KRAR	KSB	KSS	%KSAZ
A 1	850	250	10	86	85	-1	181	147	23.12925
A 2	850	250	25	85	85	0	169	144	17.36111
A 3	850	250	50	86	86	0	162	129	25.5814
A 4	850	250	75	84	86	2	171	153	11.76471
A 5	850	250	100	86	84	-2	166	160	3.75
A 6	850	300	10	85	84	-1	128	92	39.13043
A 7	850	300	25	87	85	-2	133	96	38.54167
A 8	850	300	50	86	85	-1	133	119	11.76471
A 9	850	300	75	87	86	-1	149	123	21.13821
A 10	850	300	100	87	85	-2	160	131	22.13741
A 11	850	350	10	88	89	1	145	147	-1.360544
A 12	850	350	25	89	89	0	151	150	.6666667
A 13	850	350	50	88	88	0	157	152	3.289474
A 14	850	350	75	87	87	0	120	110	9.090909
A 15	850	350	100	88	89	1	157	158	-.6329114
A 16	850	400	10	78	78	0	290	202	43.56436
A 17	850	400	25	85	85	0	217	148	46.62162
A 18	850	400	50	83	86	3	292	197	48.22335
A 19	850	400	75	83	86	3	297	195	52.3077
A 20	850	400	100	84	85	1	224	150	49.33334
A 21	900	250	10	82	88	6	156	151	3.311258
A 22	900	250	25	84	87	3	142	121	17.35537
A 23	900	250	50	85	86	1	129	121	6.61157
A 24	900	250	75	82	85	3	159	124	28.22581
A 25	900	250	100	83	86	3	129	124	4.032258
A 26	900	300	10	83	83	0	151	138	9.42029
A 27	900	300	25	84	83	-1	109	99	10.10101
A 28	900	300	50	84	83	-1	122	101	20.79208
A 29	900	300	75	83	82	-1	115	107	7.476636
A 30	900	300	100	85	82	-3	135	124	8.870968
A 31	900	350	10	86	89	3	174	148	17.56757
A 32	900	350	25	86	87	1	165	120	37.5
A 33	900	350	50	86	86	0	165	140	17.85714
A 34	900	350	75	82	83	1	313	234	33.76069
A 35	900	350	100	86	85	-1	193	160	20.625
A 36	900	400	10	80	84	4	174	117	48.71795
A 37	900	400	25	82	85	3	172	135	27.40741
A 38	900	400	50	80	85	5	155	140	10.71429
A 39	900	400	75	82	79	-3	209	127	64.56693
A 40	900	400	100	83	84	1	198	120	65

KRB: BAŞLANGIÇ KÜRESELLİK (%)

KRS: İŞLEM SONU KÜRESELLİK (%)

%KRAR: KÜRESELLİKTEKİ ARTIŞ

KSB: BAŞLANGIÇ KÜRE SAYISI (küre/mm)

KSS: İŞLEM SONU KÜRE SAYISI (küre/mm)

%KSAZ: KÜRE SAYISINDAKİ AZALMA

Tablo 4-5: B sınıfı malzemede ısıt. işlem öncesi ve sonrası küre sayısı ve küresellik değerleri

NO	T _Y	T _A	t _A	KRB	KRS	%KRAR	KSB	KSS	%KSAZ
B 1	850	250	10	83	85	2	152	115	32.17391
B 2	850	250	25	83	85	2	138	102	35.29412
B 3	850	250	50	83	87	4	109	99	10.10101
B 4	850	250	75	82	86	4	108	101	6.930693
B 5	850	250	100	81	86	5	107	97	10.30928
B 6	850	300	10	83	85	2	126	127	- .7874016
B 7	850	300	25	85	85	0	129	120	7.500001
B 8	850	300	50	85	86	1	126	134	-5.970149
B 9	850	300	75	85	86	1	129	117	10.25641
B 10	850	300	100	87	87	0	134	140	-4.285714
B 11	850	350	10	86	90	4	149	116	28.44828
B 12	850	350	25	86	90	4	110	106	3.773585
B 13	850	350	50	84	89	5	116	123	-5.691057
B 14	850	350	75	87	88	1	145	115	26.08696
B 15	850	350	100	86	89	3	117	123	-4.878049
B 16	850	400	10	83	81	-2	115	81	41.97531
B 17	850	400	25	85	83	-2	123	93	32.25807
B 18	850	400	50	81	79	-2	117	102	14.70588
B 19	850	400	75	83	82	-1	113	87	29.88506
B 20	850	400	100	84	82	-2	119	90	32.22222
B 21	900	250	10	84	87	3	240	166	44.57832
B 22	900	250	25	85	86	1	216	206	4.854369
B 23	900	250	50	85	87	2	160	150	6.666667
B 24	900	250	75	84	87	3	236	162	45.67901
B 25	900	250	100	79	87	8	171	142	20.42254
B 26	900	300	10	83	84	1	108	100	8
B 27	900	300	25	84	84	0	100	90	11.11111
B 28	900	300	50	84	82	-2	114	107	6.542056
B 29	900	300	75	83	84	1	116	85	36.47059
B 30	900	300	100	83	88	5	95	74	28.37838
B 31	900	350	10	89	89	0	155	129	20.15504
B 32	900	350	25	88	84	-4	216	153	41.17647
B 33	900	350	50	89	82	-7	198	160	23.75
B 34	900	350	75	88	82	-6	215	184	16.84783
B 35	900	350	100	87	83	-4	179	147	21.76871
B 36	900	400	10	84	81	-3	148	109	35.77982
B 37	900	400	25	85	85	0	176	150	17.33333
B 38	900	400	50	86	87	1	185	169	9.467456
B 39	900	400	75	84	82	-2	162	137	18.24818
B 40	900	400	100	86	84	-2	172	108	59.25926

KRB: BAŞLANGIÇ KÜRESELLİK (%)

KRS: İŞLEM SONU KÜRESELLİK (%)

%KRAR: KÜRESELLİKTEKİ ARTIŞ

KSB: BAŞLANGIÇ KÜRE SAYISI (küre/mm)

KSS: İŞLEM SONU KÜRE SAYISI (küre/mm)

%KSAZ: KÜRE SAYISINDAKİ AZALMA

Tablo 4-6: C sınıfı malzemede ısıtıl işlem öncesi ve sonrası küre sayısı ve küresellik değerleri

NO	T _Y	T _A	t _A	KRB	KRS	%KRAR	KSB	KSS	%KSAZ
C 1	850	250	10	85	85	0	128	112	14.28572
C 2	850	250	25	85	85	0	120	97	23.71134
C 3	850	250	50	83	82	-1	116	95	22.10526
C 4	850	250	75	83	83	0	119	116	2.586207
C 5	850	250	100	86	80	-6	116	103	12.62136
C 6	850	300	10	87	87	0	171	153	11.76471
C 7	850	300	25	87	86	-1	210	199	5.527639
C 8	850	300	50	87	88	1	166	157	5.732485
C 9	850	300	75	87	86	-1	162	134	20.89552
C 10	850	300	100	86	87	1	155	142	9.154929
C 11	850	350	10	86	88	2	95	92	3.26087
C 12	850	350	25	86	88	2	103	86	19.76744
C 13	850	350	50	88	89	1	159	160	-.625
C 14	850	350	75	85	87	2	93	84	10.71429
C 15	850	350	100	85	89	4	91	82	10.97561
C 16	850	400	10	85	82	-3	115	79	45.56962
C 17	850	400	25	83	81	-2	115	80	43.75
C 18	850	400	50	82	82	0	145	99	46.46465
C 19	850	400	75	84	81	-3	123	82	50
C 20	850	400	100	83	81	-2	109	75	45.33334
C 21	900	250	10	81	84	3	135	112	20.53572
C 22	900	250	25	86	84	-2	152	114	33.33334
C 23	900	250	50	84	84	0	142	121	17.35537
C 24	900	250	75	87	85	-2	187	151	23.84106
C 25	900	250	100	83	85	2	171	140	22.14286
C 26	900	300	10	86	89	3	100	98	2.040816
C 27	900	300	25	87	88	1	103	101	1.980198
C 28	900	300	50	84	88	4	94	92	2.173913
C 29	900	300	75	85	88	3	105	98	7.142858
C 30	900	300	100	85	89	4	100	102	-1.960784
C 31	900	350	10	88	90	2	140	128	9.375
C 32	900	350	25	89	90	1	137	126	8.730159
C 33	900	350	50	89	88	-1	173	167	3.592815
C 34	900	350	75	87	88	1	108	101	6.930693
C 35	900	350	100	89	88	-1	149	134	11.19403
C 36	900	400	10	84	81	-3	173	110	57.27273
C 37	900	400	25	85	82	-3	173	121	42.97521
C 38	900	400	50	85	82	-3	183	119	53.78152
C 39	900	400	75	81	83	2	142	97	46.39176
C 40	900	400	100	85	82	-3	142	88	61.36364

KRB: BAŞLANGIÇ KÜRESELLİK (%)

KRS: İŞLEM SONU KÜRESELLİK (%)

%KRAR: KÜRESELLİKTEKİ ARTIŞ

KSB: BAŞLANGIÇ KÜRE SAYISI (küre/mm)

KSS: İŞLEM SONU KÜRE SAYISI (küre/mm)

%KSAZ: KÜRE SAYISINDAKİ AZALMA

olduğundan bakır miktarının artışı dolaylı olarak döküm sertliğini de arttırmaktadır. A sınıfı malzemede sertlik 24.6 Rc* olarak elde edilirken B sınıfı malzemede 29.2 Rc ve C sınıfı malzemede 31.5 Rc elde edilmiştir.

Tablo 4-7: Deney malzemelerinin özellikleri

Döküm tipi	Sertlik (Rc)	Küresellik (%)	Küre sayısı (Küre/mm ²)	Mikroyapı
A	24.6	84.5	171.67	Perlit + Ferrit
B	29.2	84.55	146.1	Perlit + Ferrit
C	31.5	85.32	135.5	Perlit

Bu çalışmada küre sayısı ve küresellik görüntü analiz cihazı ile tesbit edilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre bakır miktarının artması, küresellikte az da olsa bir artışa neden olurken küre sayısında azalmalar göstermektedir. Literatürden elde edilen bilgiler bakır miktarının artması ile küre sayısı ve küreselliğin artacağı yönündedir [20, 21]. Bu çalışmada küresellikteki artışın literatürle uyum içinde olmasına karşın küre sayısındaki değişim konusunda bir çelişki doğmaktadır. Çalışmada kullanılan deney malzemelerinde yapılan metalografik incelemelerde küre dağılımının bir keel blokta bir bölgeden diğer bölgeye, hatta her bir numune içinde bile homojen dağılmadığı gözlemlenmiştir. Bu nedenledir ki; elde edilen sonuçlara bakarak bakır miktarının artmasının küre sayısını arttıracaklarını söylemek yanıltıcı olabileceği gibi diğer taraftan literatürde kaydedilen bulguların da bu çalışma sonuçlarına göre geçersiz addedilemeyeceğine işaret etmekte fayda bulunmaktadır. Küre

* Sertlik değerleri, mevcut Brinell sertlik cihazının ölçüm kapasitesi 400 HB'ye kadar olduğundan bu değerlerin üzerinde sertliğe sahip numunelerin ölçümünü almak mümkün olamamıştır. Bu nedenle sertlik ölçümleri Rockwell sertlik ölçme cihazında yapılmıştır.

boyut ve dağılımını yakından ilgilendiren alaşım elementlerinin segregasyon analizleri ise imkan olmamasından dolayı yapılamamıştır. Her üç numuneden elde edilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 4-1a ve b'de görülmektedir.

4.3. ÖKGDD'LERDE YAPISAL ÖZELLİKLER

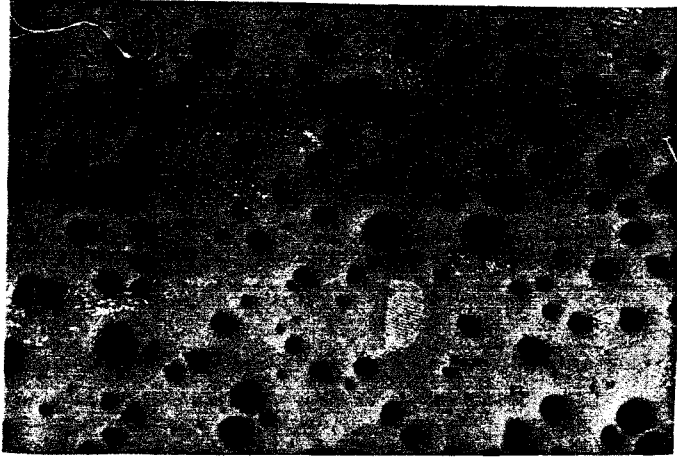
4.3.1. ÖKGDD'lerde Küre Sayısı ve Küresellik

Östemperleme ısııl işleminden sonra A, B ve C sınıfı malzemelerde elde edilen küre sayısı ve küresellik değerleri ile östemperleme parametreleri arasında bir ilişki kurmak oldukça güç görünmektedir.

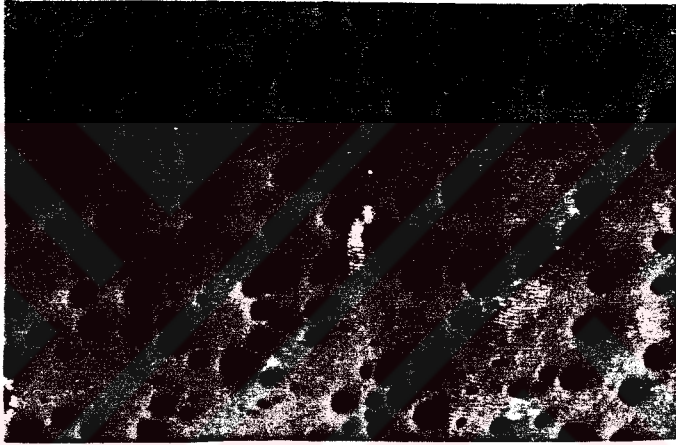
Tablo 4-4, 4-5 ve 4-6'nın incelenmesiyle östemperleme ısııl işleminden sonra her üç sınıf malzemede de küre sayısının azaldığı görülmektedir. Isıl işlem görmüş 40 numunenin küre sayısındaki ortalama azalma* gözönüne alındığında A sınıfı malzemede %19, B ve C sınıfı malzemelerde % 16 azalma olduğu görülmüştür. Östenitleme sıcaklığındaki artış A sınıfı malzemede küre sayısındaki azalmayı fazla etkilemezken B ve C sınıfı malzemelerde arttırmaktadır. B sınıfı malzemede küre sayısındaki azalma 850 °C de % 12.16 iken 900 °C de % 18.85, C sınıfı malzemede 850 °C de % 14.7 iken 900 °C de % 17.4 olmaktadır. Düşük ve yüksek östemperleme sıcaklıklıklarında üç sınıf malzemede de küre sayısındaki azalmanın yüksek olması dikkat çekmektedir. A sınıfı malzemede 350°C de, B ve C sınıfı malzemelerde 300 ve 350 °C lerde östemperleme sonucunda küre sayısındaki azalma oldukça düşük seviyelerde kalmaktadır.

Östemperleme süresinin küre sayısındaki azalmayı etkilediği Tablo 4-4, 4-5 ve 4-6'dan anlaşılmaktadır.

* Aynı östenitleme ve östemperleme şartlarında ısııl işlem görmüş aynı sınıf malzemede 40 numunenin ortalaması alınarak değerlendirme yapılmıştır.



A

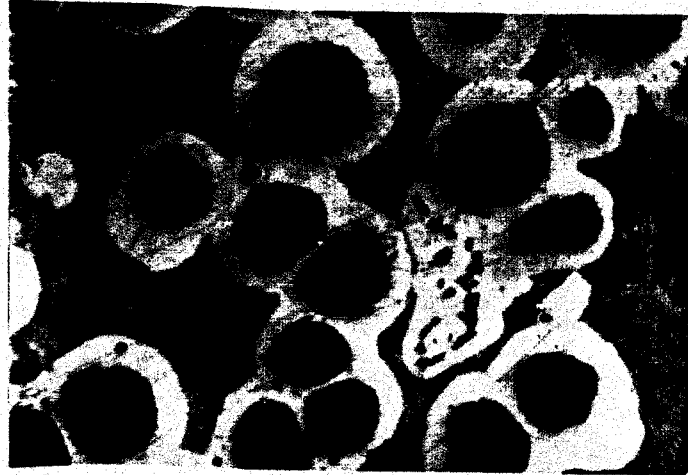


B



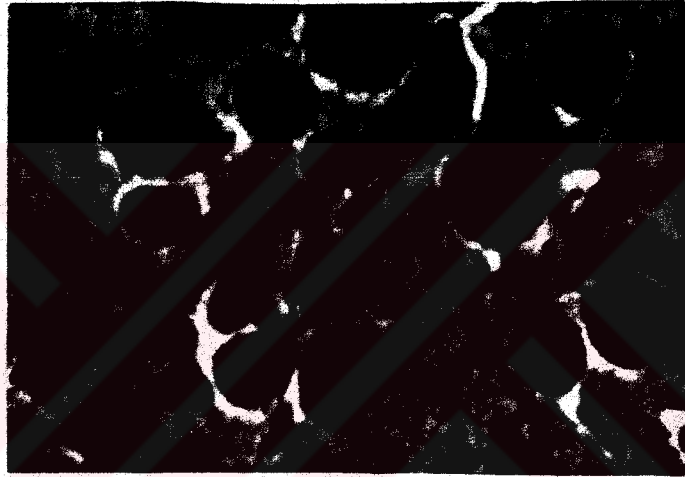
C

Şekil 4-1a: A,B ve C sınıfı döküm malzemelerinin dağılanmamış mikroyapı fotoğrafları(100X).



A

200X



B

200X



C

400X

Şekil 4-1b: A,B ve C sınıfı döküm malzemelerinin %2 Nital ile dağlanmış mikroyapı fotoğrafları

Fakat sürenin artmasıyla küre sayısındaki azalmanın arttığını veya azaldığını söylemek oldukça güçtür.

Östemperleme ısısal işlemi sonucunda görüntü analiz cihazı ile küre sayısındaki azalmanın östemperleme parametreleriyle olan ilişkisinin doğru olarak tesbit edilebildiğini ileri sürmek sakıncalı görülmektedir. Bu çalışmada küre sayısındaki azalmanın düşük östemperleme sıcaklıklarında oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Ayrıca diğer şartlar sabit tutulmak kaydıyla östenitleme sıcaklığının değiştirilmesiyle aynı östemperleme sıcaklık ve zamanında farklı küre sayısı azalmaları elde edilebilmektedir. Oysa Akbulut'un[51] sistematik olarak yaptığı çalışmada küre sayısındaki azalmanın östemperleme kademesinden ziyade östenitleme sürecinden kaynaklandığı tesbit edilmiştir. Bu açıklamalardan sonra küre boyut ve dağılımının görüntü analiz cihazı ile tesbitinin bazı sakıncalar taşıdığı anlaşılmaktadır. Bu nedenle burada aktarılan verilerin bu gerçeğin gözönünde bulundurulması yararlı olacaktır.

Östemperleme ısısal işleminin küreselliği az da olsa arttırdığı söylenebilir. Isısal işlem sonucunda A sınıfı malzemede ortalama küresellik % 84.5'den % 85.12'ye, B sınıfı malzemede % 84.55'den 85.15'e ve C sınıfı malzemede % 85.32'den % 85.37'e artmıştır. Bakır miktarının östemperleme sürecinde küreselliği etkilemediği gözlenmiştir.

Östemperleme sıcaklığının küresellik üzerine etkisi ele alındığında A sınıfı malzemede 300 °C de, B ve C sınıfı malzemelerde ise yüksek sıcaklıklarda küresellikte bir miktar bozulma görülmektedir.

4.3.2. ÖKGDD'lerde Matriks Yapısı

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde östemperleme sıcaklığına bağlı olarak, alt ve üst beynit

olmak üzere iki tür yapı oluşmaktadır. Mikroanalizler, 250°C ve 300 °C östemperleme sıcaklıklarında alt beynit yapısı oluşurken, 350°C ve 400°C östemperleme sıcaklıklarında üst beynit yapısı oluştuğunu göstermektedir, (Şekil 4-2a, b, c, d). Şekillerden görülebileceği gibi alt beynit yapısı ince ve uzun ferrit iğnecikleri ve kalıntı östenitten meydana gelirken, üst beynit yapısı daha kaba ve tüylü görünümde ferrit tabakçıkları ve yüksek oranda kalıntı östenitten oluşmaktadır.

Aynı östemperleme süresi için daha yüksek östemperleme sıcaklığında beynitik dönüşümün düşük sıcaklığa göre daha fazla tamamlandığı görülmektedir(Şekil 4-2e, f). Tam östemperlenmiş bir alt beynit yapısında ince, uzun ve sık beynitik ferrit iğnecikleri ve az miktarda kalıntı östenit oluşmaktadır (Şekil 4-2f). 350 °C de oluşan üst beynit yapısında ise ferrit tabakçıklarının daha kaba olduğu ve hücre sınırlarında geniş alanlar halinde segregasyon bölgelerinin olduğu gözlenmektedir (Şekil 4-2 c, d).

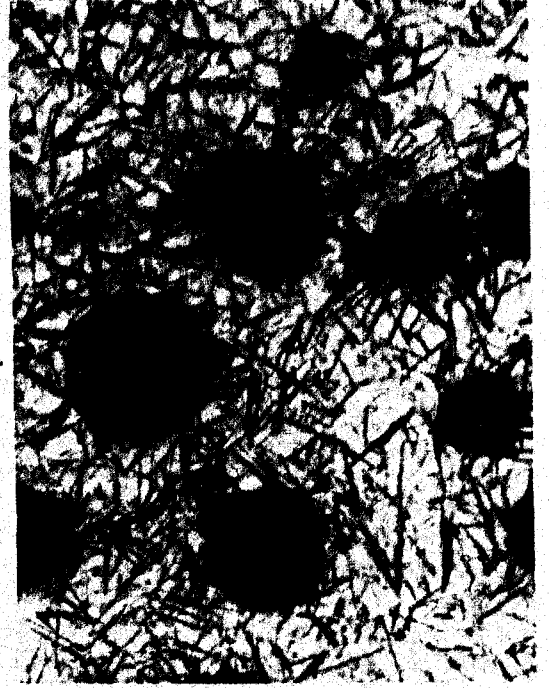
Östemperleme süresi beynit reaksiyonunun tamamlanma derecesi hakkında bir bilgi verebilmektedir. Şekil 4-2e de görüldüğü gibi beynitik ferrit, grafit küreleri etrafında çekirdeklenmekte ve östenit içinde büyümektedir. Östemperleme süresinin ilerlemesiyle beynitik dönüşüm de devam etmekte ve beynitik ferrit iğneciklerinin birbirleriyle karşılaşmalarına kadar sürmektedir (Şekil 4-2f).

Östenitleme sıcaklığının artmasıyla daha kaba bir yapı elde edilmekte ve ferrit iğneciklerinin birbirine olan uzaklığı artarak kalıntı östenit oranı yükselmektedir (Şekil 4 g, h).

Bakır miktarının artmasıyla elde bulunan imkanlar çerçevesinde beyit morfolojisinde fazla bir değişiklik gözlenememiştir (Şekil 4-2 i,j,k).



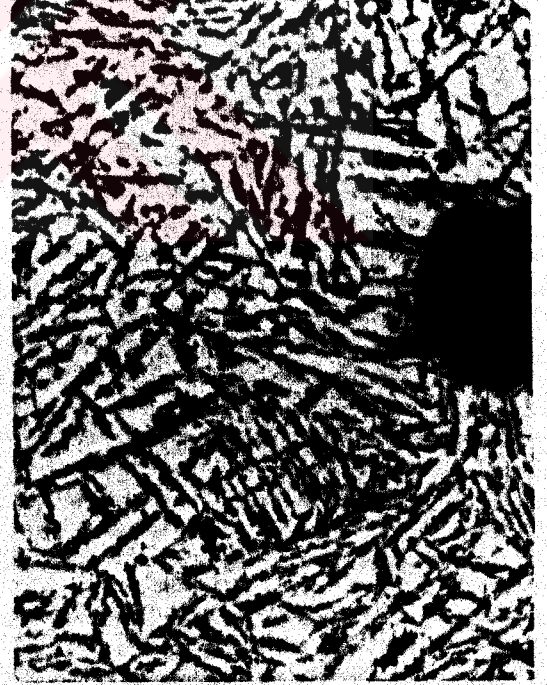
a) C sınıfı x 800
850-60-250-10



b) A sınıfı x 400
900-60-300-10



c) C sınıfı x 400
900-60-350-75



d) C sınıfı x 400
900-60-400-100

Şekil 4-2 : A,B ve C sınıfı döküm malzemelerinin %2
Nital ile boyanmış mikroyapı fotoğrafları



e) A sınıfı x 400
850-60-250-10



f) A sınıfı x 400
850-60-300-10



g) A sınıfı x 800
850-60-400-100



h) A sınıfı x 400
900-60-400-100

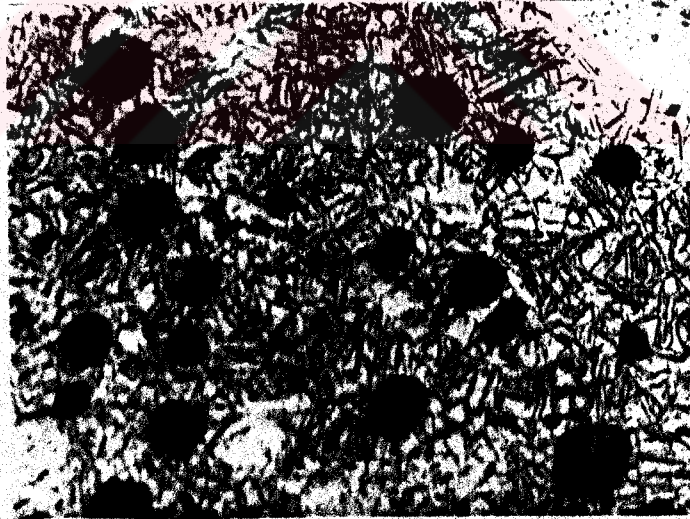
Şekil 4-2 : A,B ve C sınıfı döküm malzemelerinin %2
Nital ile dağlanmış mikroyapı fotoğrafları



1) A sınıfı x 400
900-60-350-50



2) B sınıfı x 400
900-60-350-75



3) C sınıfı x 200
900-60-350-75

Sekil 4-2: A,B ve C sınıfı döküm malzemelerinin %2 Nital ile boyanmış mikroyapı fotoğrafları

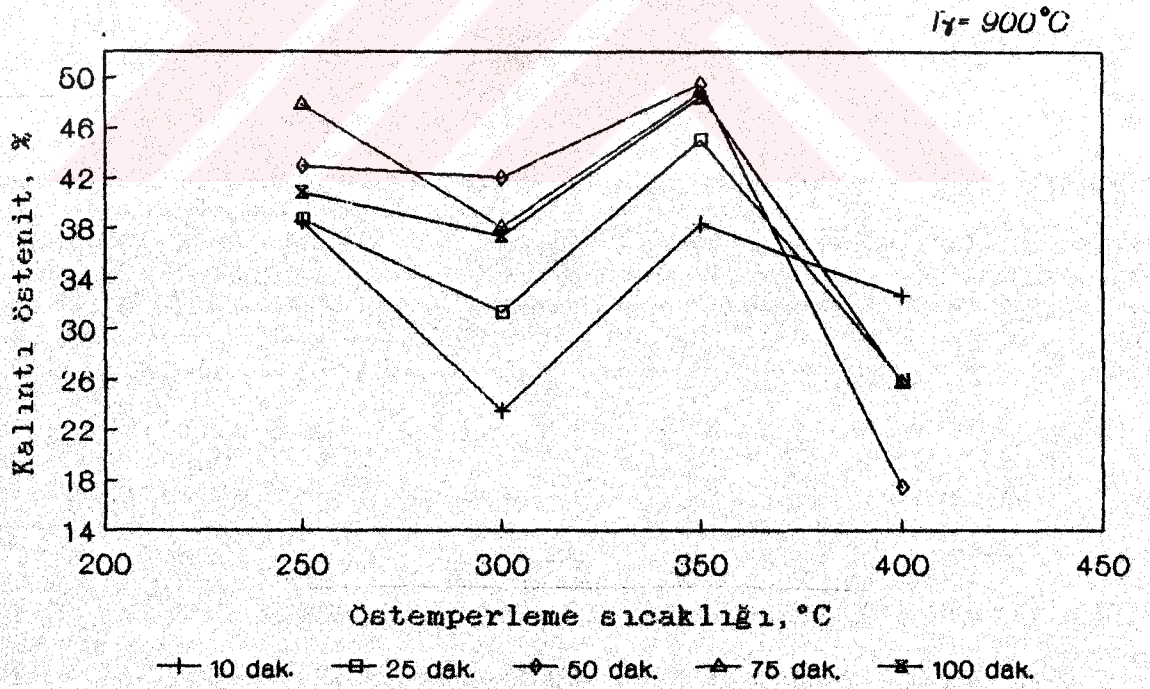
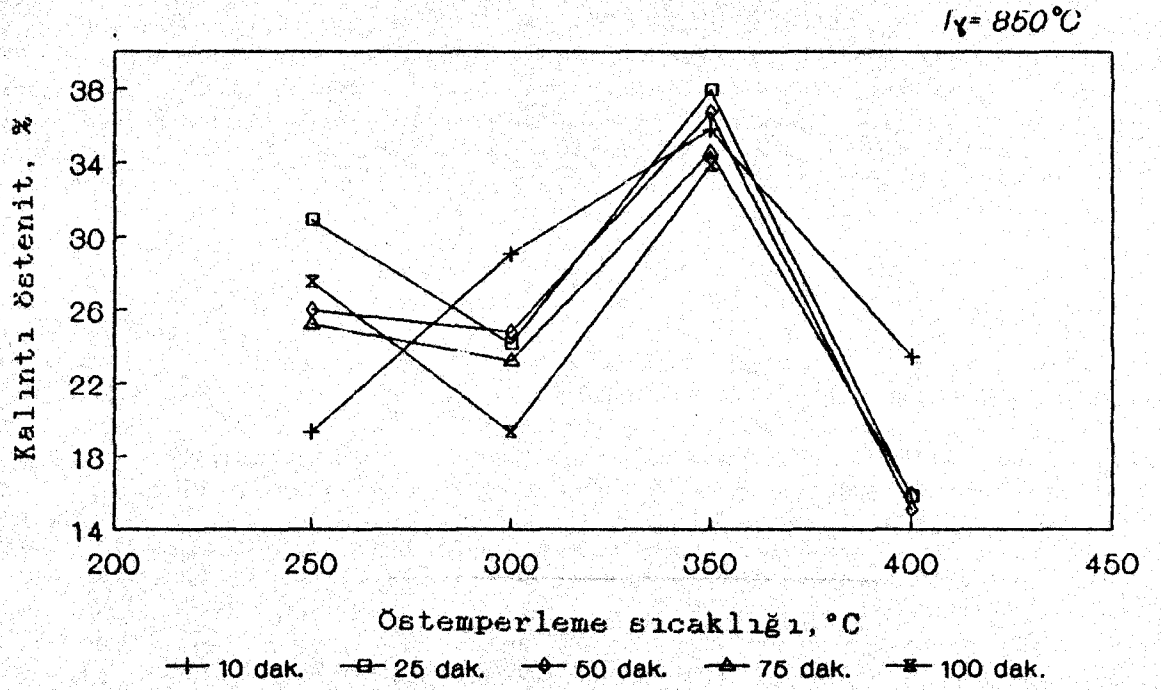
4.3.3. ÖKGDD'lerde Kalıntı Östenit

Veriler, her üç sınıf malzemede kalıntı östenit miktarının östenitleme sıcaklığı ile östemperleme sıcaklığı ve zamanına bağımlılık gösterdiğine işaret etmektedir. Ancak bağımlılığın ölçüsü malzemenin bileşiminde bulunan bakır % si ile de değişmektedir. Bu nedenledir ki, her sınıf malzemenin davranışlarını önce ayrı ayrı olarak, daha sonra da malzemeler arasında genel bir ilişki araştırmasına yönelerek inceleme yöntemi tercih edilmiştir.

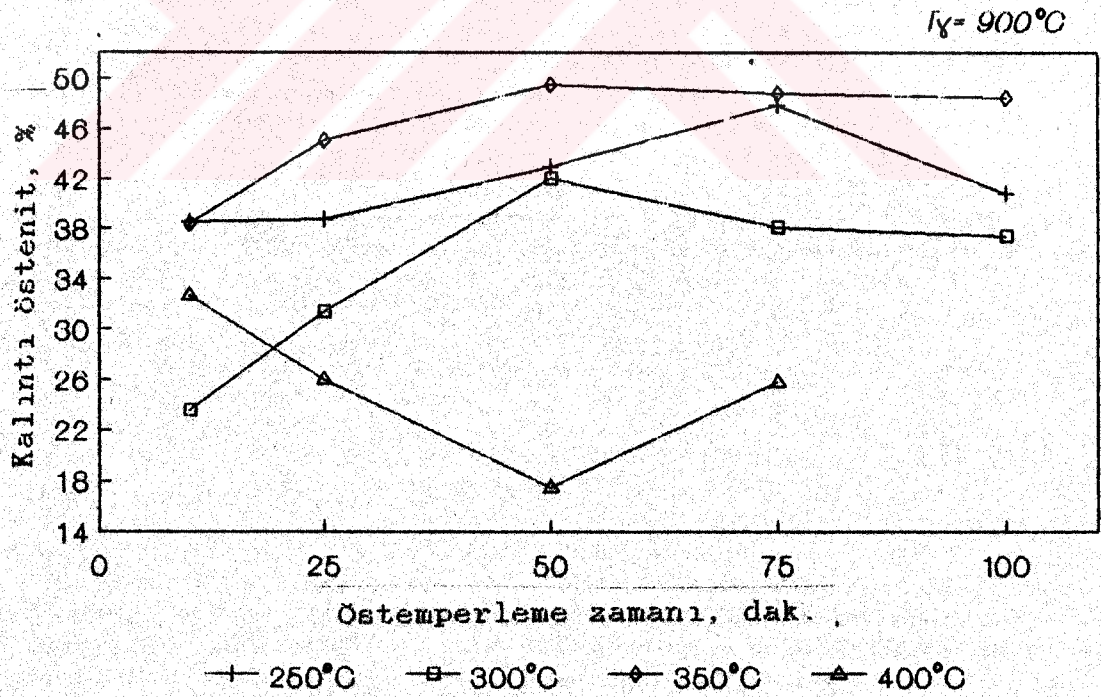
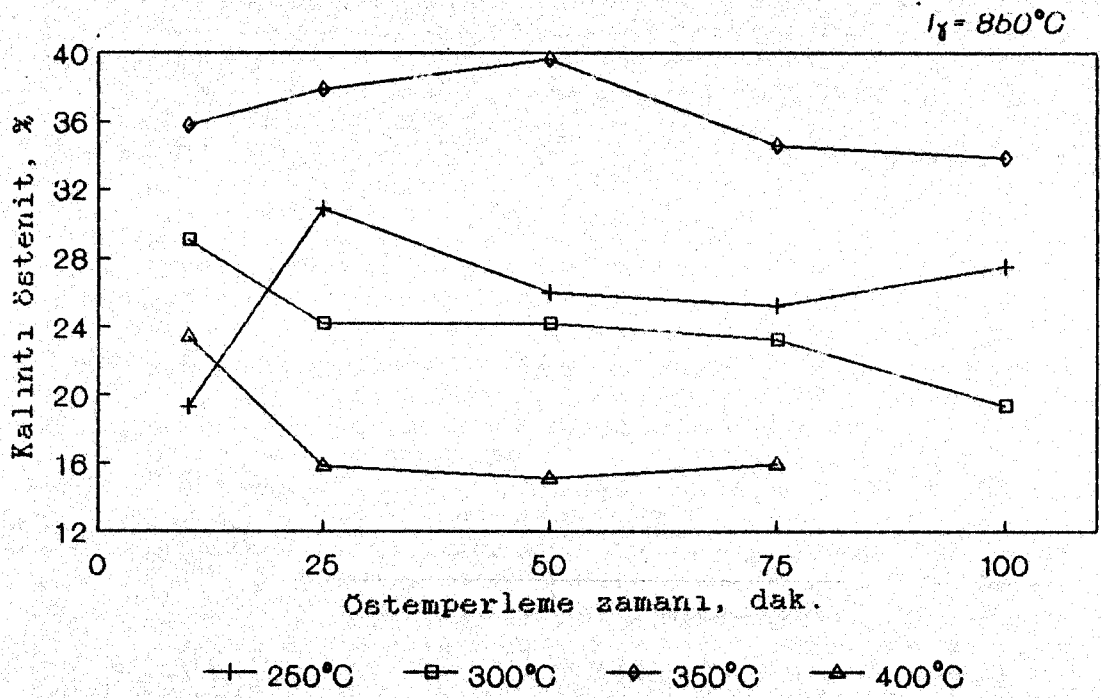
A sınıfı (Şekil 4-3a,b): Kalıntı östenit %'si-östemperleme sıcaklığı ilişkisinin genel davranışı 850 °C ve 900 °C östenitleme durumları için benzerlikler arz etmektedir. Şöyle ki; hemen hemen her östemperleme zamanı için, kalıntı östenit miktarı 300 °C de bir minimum değere düşmekte ve daha sonra ise östemperleme sıcaklığıyla birlikte artışa geçerek 350 °C östemperleme sıcaklığında bir maksimum değere ulaşmaktadır. Östemperleme sıcaklığının daha da arttırılması karşısında ise kalıntı östenit %'sinin ani bir şekilde azaldığı gözlenmektedir.

Ayrıca herhangi bir şart altında ölçülen kalıntı östenit miktarının östenitleme sıcaklığına da bağlı olduğu anlaşılmaktadır. Östenitleme sıcaklığının 850°C den 900 °C ye yükseltilmesiyle birlikte, kalıntı östenit miktarında da önemli oranda artış ölçülmektedir. Örneğin, 850 °C de östenitlenmiş ve 250 °C ve 350 °C de östemperlenmiş bir malzemenin kalıntı östenit miktarı zamana bağlı olarak sırasıyla, % 19-31 ve % 34-38 aralıklarında değişmekte iken 900 °C de östenitlenmiş ve 250 °C ile 350 °C de östemperlenmiş demirin kalıntı östenit miktarının ise sırasıyla, % 38-48 ve % 38-50 aralıklarında değiştiği gözlemlenmektedir.

Kalıntı östenit oranının östemperleme zamanına olan bağımlılığı ise net bir tablo arz etmemektedir.



Şekil 4-3a: A sınıfı malzemede kalıntı östenit-östemplendirme sıcaklığı ilişkisi



Sekil 4-3b: A sınıfı malzemede kalıntı östenit-östemperleme zamanı ilişkisi

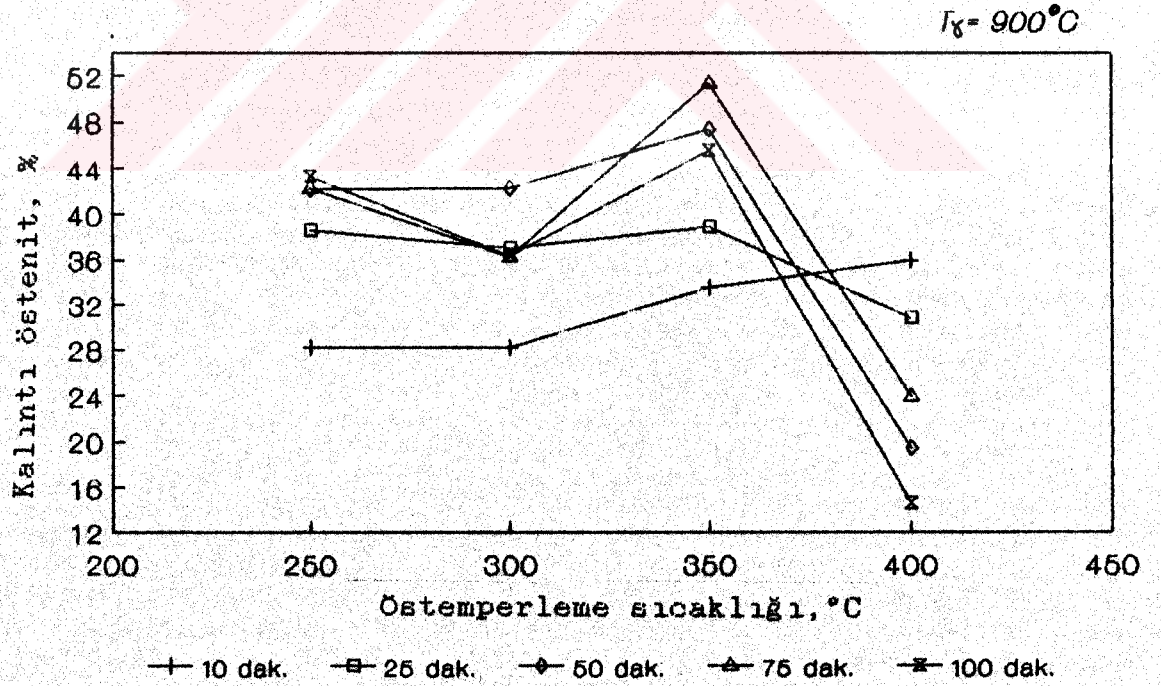
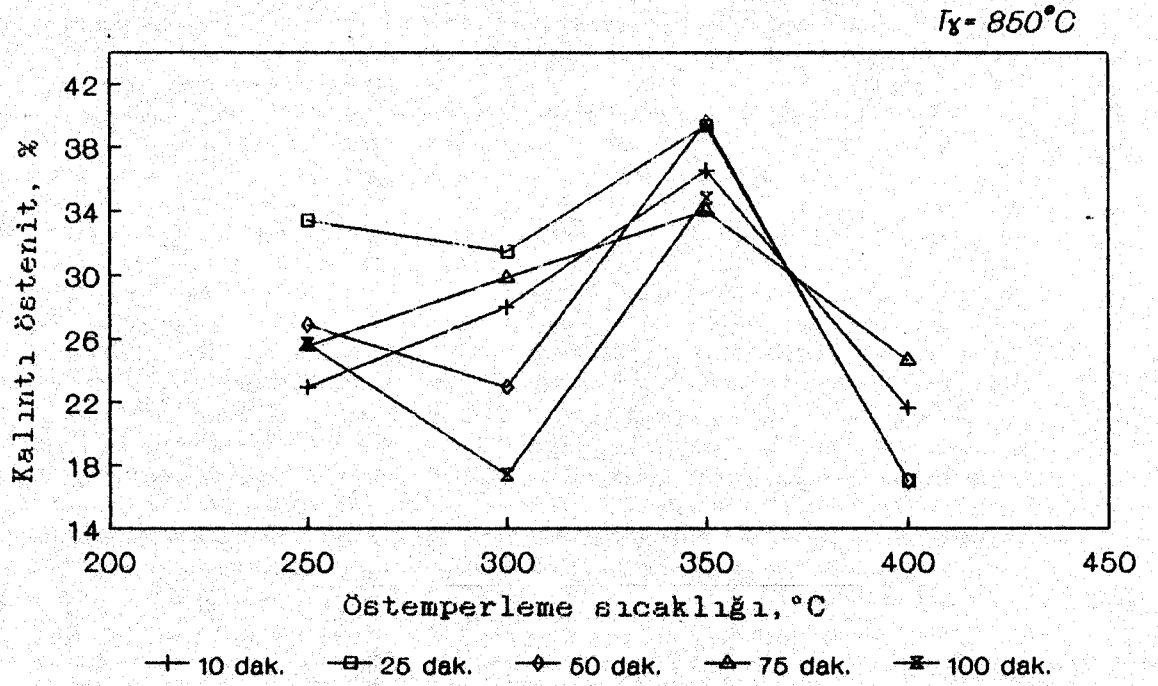
(Şekil 4-3b). Kalıntı östenit-östemperleme zamanı ilişkisi sabit östenitleme ve östemperleme sıcaklıkları için farklı davranışlar gösterebilmektedir. Örneğin, 850 °C de östenitlenmiş olan bir numune 400°C de östemperlendiğinde kalıntı östenit %'si ilk 25 dakikalık süre içinde zamanla birlikte azalma gösteriyor ise de, östemperlemenin 25. dakikasından itibaren zamandan bağımsız kalabilmektedir. Buna karşın 900 °C de östenitlenmiş ve 400 °C de östemperlenmiş numunenin kalıntı östenit miktarının ise önce zamanla birlikte azaldığı, 50 dakikadan itibaren yine zamanla birlikte artmakta olduğu görülmektedir.

Benzer durumlar diğer östemperleme sıcaklıklarında da göze çarpmaktadır. 850 °C de östenitlenen ve 300 °C de östemperlenen kütlenin kalıntı östenit miktarı zamanla birlikte sürekli azalmaktadır. 900 °C de östenitlenen 300 °C de östemperlenen malzemenin kalıntı östenit miktarı ise 50. dakikada bir maksimuma ulaşmakta ve daha sonra zamanla birlikte azalma eğilimi göstermektedir.

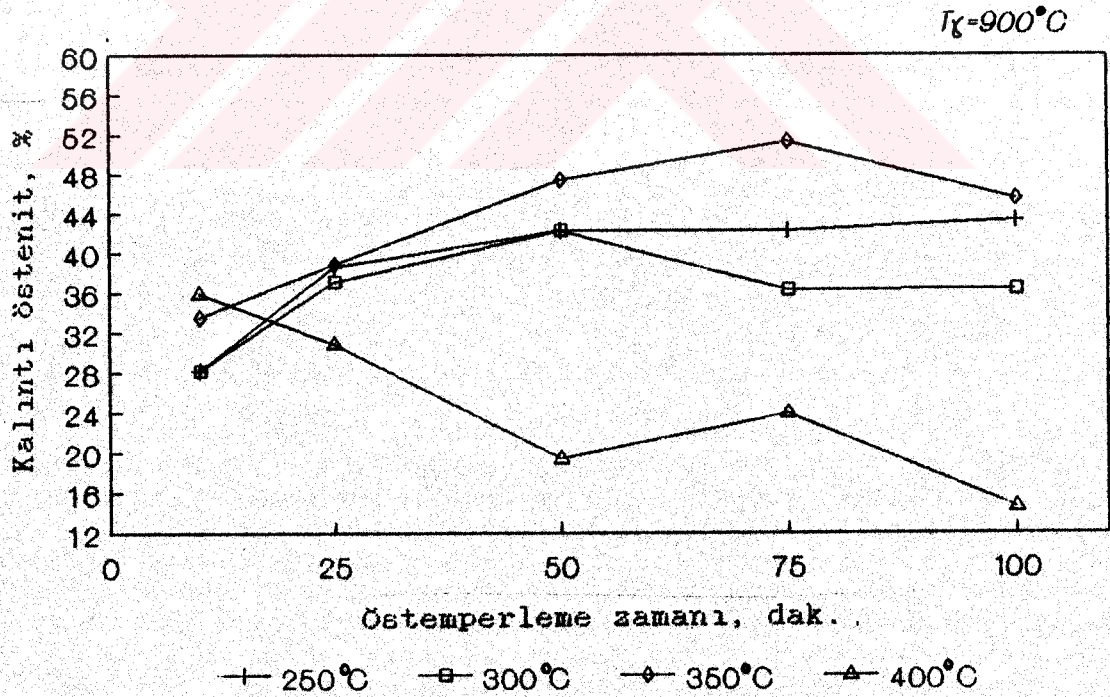
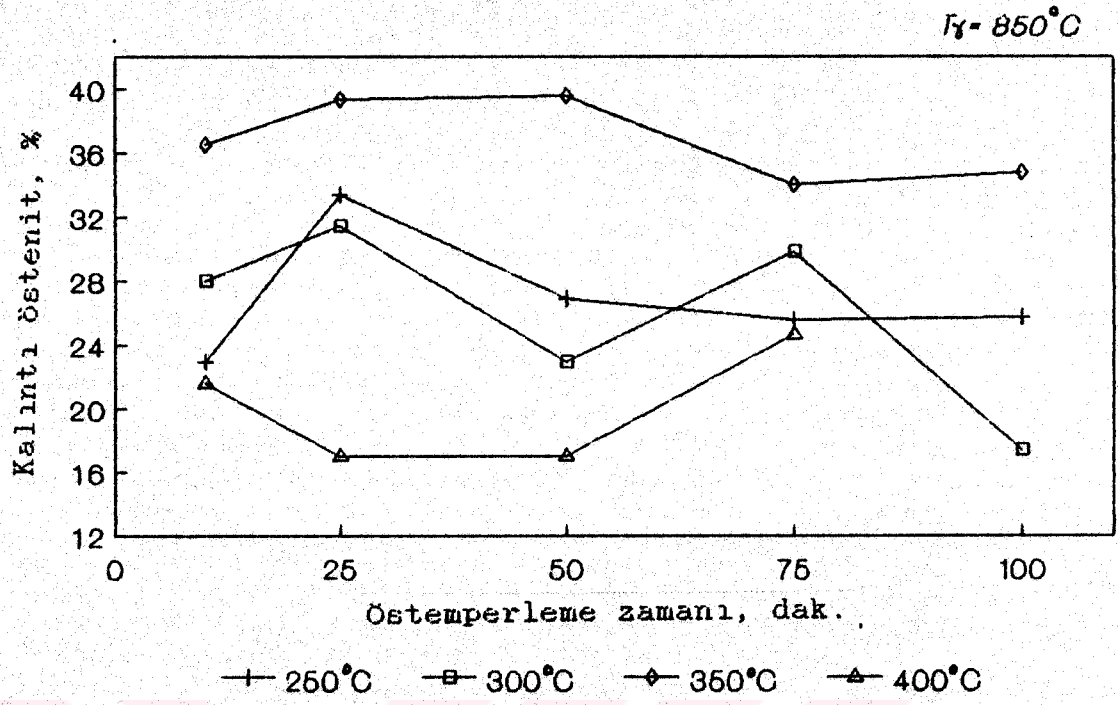
250 °C de davranışlar ele alındığında kalıntı östenit %'si-östemperleme zamanı grafiği her iki östenitleme sıcaklığı için bir maksimum içermekte, ancak bu maksimuma erişilmesi için gerekli zaman östenitleme sıcaklığının 850 °C den 900 °C ye yükseltilmesiyle birlikte 25 dakikadan 75 dakikaya artmaktadır.

350 °C östemperleme sonucunda her iki östenitleme sıcaklığı için benzer davranışların sergilendiği ve maksimum kalıntı östenit değerine 50 dakika östemperleme süresinde ulaşıldığı görülmektedir.

B sınıfı (4-4a,b): B sınıfı malzemede kalıntı östenit miktarı-östemperleme sıcaklığı değişimi genel hatlarıyla A sınıfı malzemeye benzerlik göstermektedir. Yine, maksimum kalıntı östenit değerleri tüm östemperleme süreleri için her iki östenitleme sıcaklığında 350 °C östemperleme sıcaklığında elde edilmektedir. Aynı şekilde



Şekil 4-4a: B sınıfı malzemede kalıntı östenit-östempereleme sıcaklığı ilişkisi



Sekil 4-4b: B sınıfı malzemede kalıntı östenit-östempereleme zamanı ilişkisi

A sınıfı malzemede 300 °C östemperleme sıcaklığında kalıntı östenit miktarında görülen düşüş, bazı zamanlar için B sınıfı malzemede de sözkonusu olmaktadır. Östenitleme sıcaklığının 850 °C den 900 °C ye çıkartılması durumunda ise bu iki sınıf malzeme arasında bazı davranış farklılıkları göze çarpmaktadır. A sınıfı malzemede 300°C deki düşüş ve akabinde gelen artış bütün östemperleme zamanları için sözkonusu iken, B sınıfı malzemede 300 °C östemperleme sıcaklığında meydana gelen azalma yalnızca uzayan östemperleme şartlarında ortaya çıkmaktadır. Bir başka ayrılık noktası ise 10 dakikalık östemperleme süresinde A sınıfı malzemede 350 °C östemperleme sıcaklığından sonra kalıntı östenit %'si azalırken, B sınıfı malzemede artış devam etmektedir.

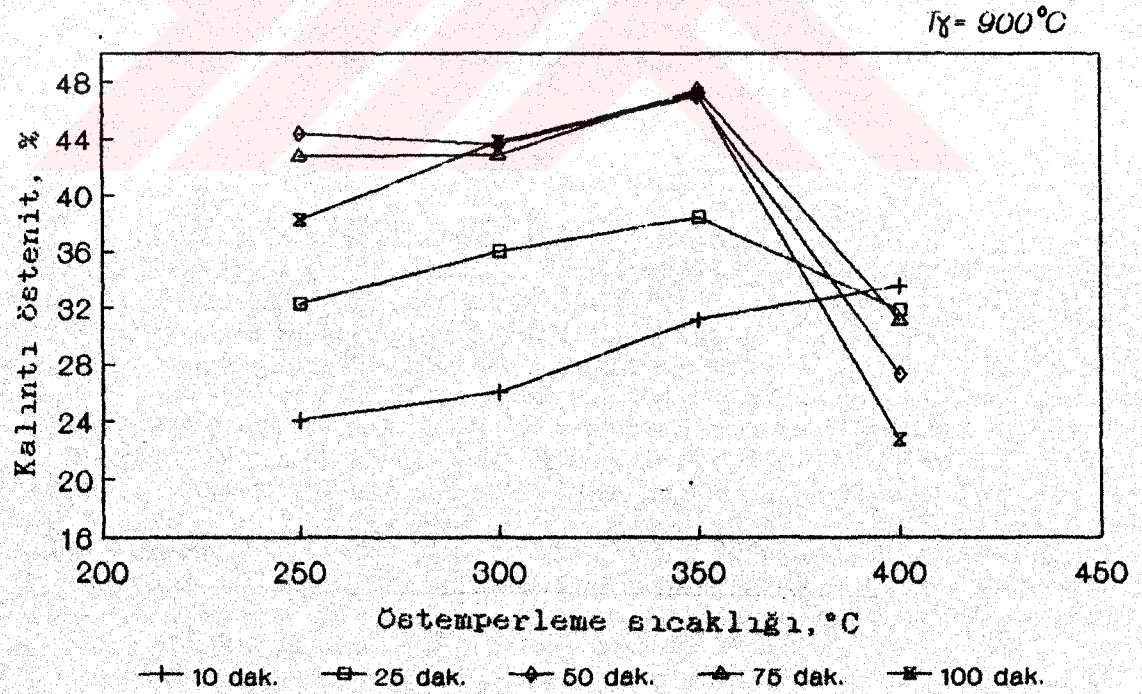
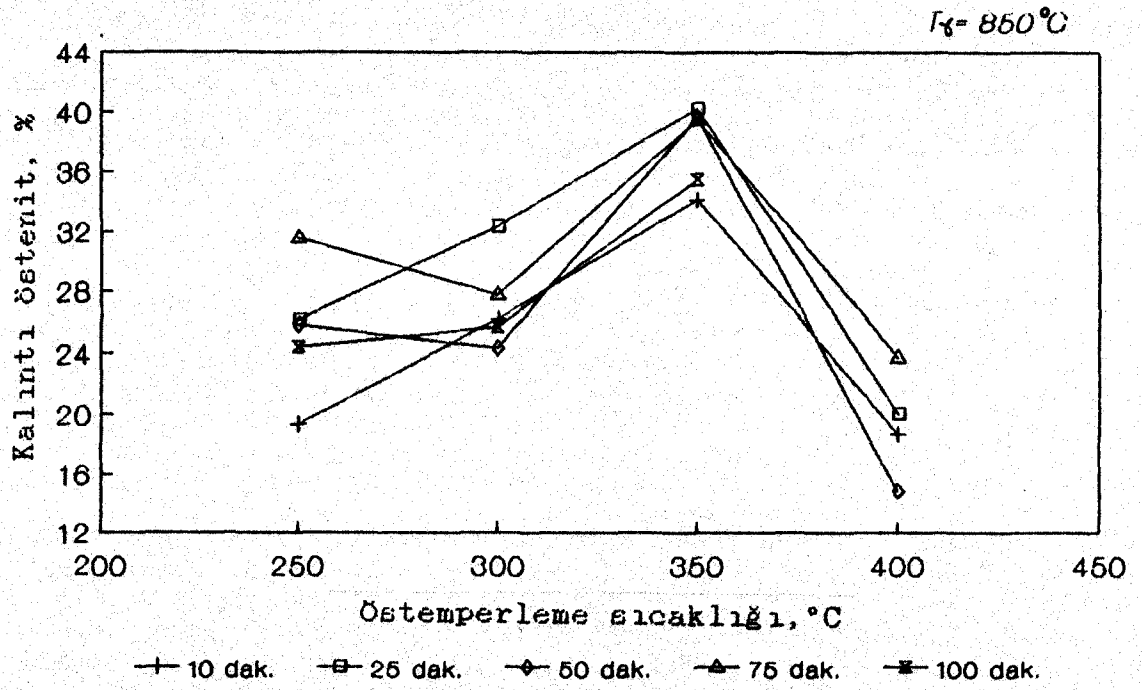
B sınıfı demirde kalıntı östenit-östemperleme zamanı grafiğine bakıldığında ise (Şekil 4-4b) A sınıfı demirden çok az farklılık gösterdiği anlaşılmaktadır. İki sınıf arasında göze çarpan farklılardan birisi, 850 °C de östenitlemeyi takiben 300 °C de östemperleme durumunda görülmektedir. Bu şartlar altında A sınıfında östemperleme zamanı ile sürekli azalan kalıntı östenit B sınıfında inişli çıkışlı bir değişim sunmaktadır. İkinci bir fark ise 400°C östemperleme sıcaklığında 50. dakikadan sonra kalıntı östenit miktarında meydana gelen artışın B sınıfında daha fazla olması söylenebilir.

Östenitleme sıcaklığının 900 °C ye yükseltilmesi halinde 300 °C ve 350 °C de A sınıfına benzer bir ilişki gözlenir iken, 250 °C ve 400 °C biraz farklılık arz etmektedir. Şöyle ki; 250 °C östemperleme sürecinde A sınıfında kalıntı östenit miktarının bir maksimuma ulaştığı gözlenirken, B sınıfında kalıntı östenit zamanla sürekli artmaktadır. 400 °C de östemperleme ile A sınıfı kütlede 100 dakikalık östemperleme zamanı için kalıntı östenit tesbit edilemezken, B sınıfı malzemede az miktarda kalıntı östenit gözlenmektedir.

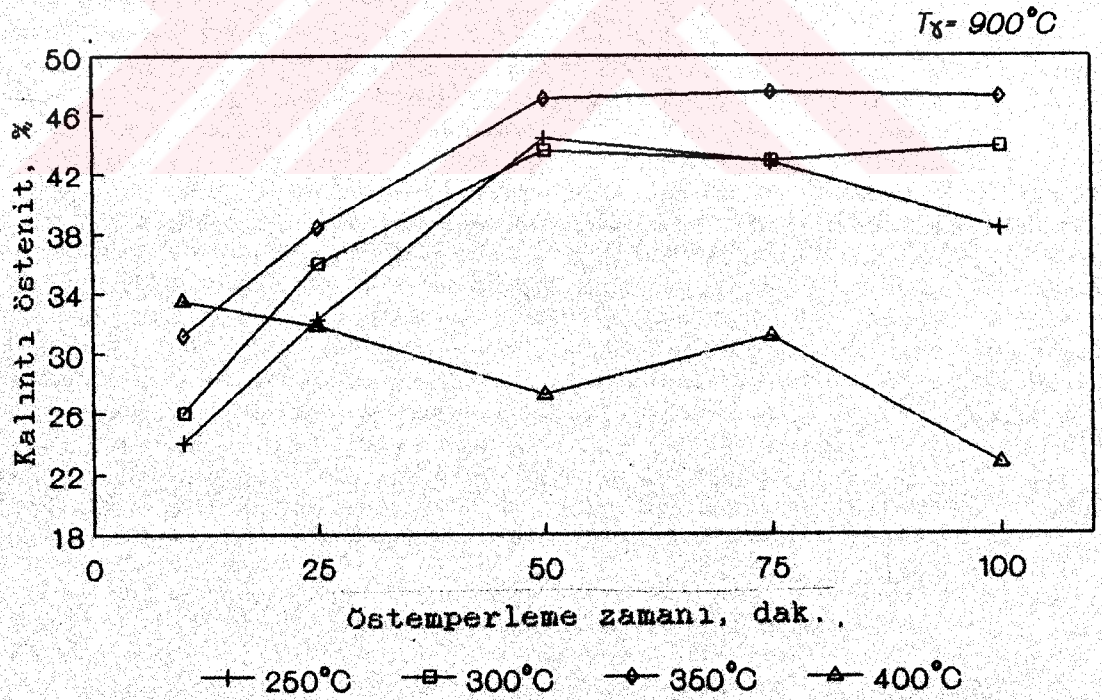
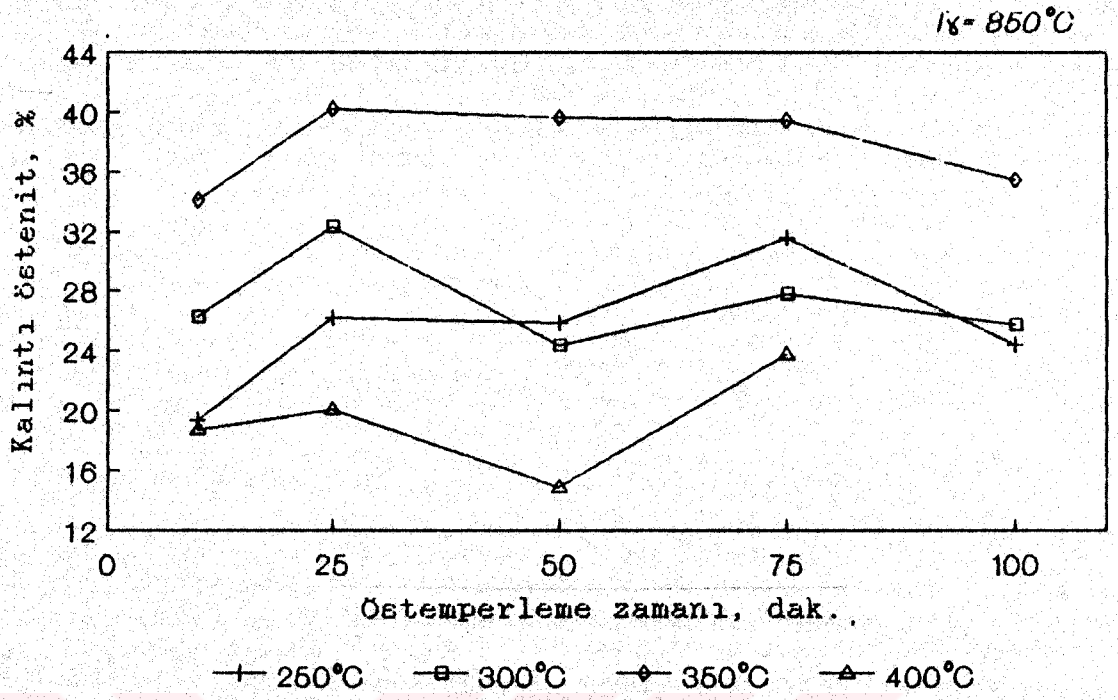
C sınıfı (Şekil 4-5a,b):Yüksek bakırlı C sınıfı malzemedede kalıntı östenit-östemperleme sıcaklığı değişimi değerlendirmeye alındığında, östemperleme sıcaklığının artışıyla kalıntı östenit %'sinin artarak bir maksimuma ulaştığı ve sıcaklığın daha da artmasıyla ise azaldığı genel bir davranış olarak gözükmemektedir.

850 °C östenitleme sıcaklığı için, kalıntı östenit %'sinde daha önce A ve B sınıflarında görülen 300 °C östemperleme sıcaklığındaki düşüş C sınıfı malzemedede yalnız 50 ve 75 dakikalarda ortaya çıkmaktadır. Östenitleme sıcaklığının 900 °C ye çıkartılması durumunda ise kalıntı östenit-östemperleme sıcaklığı grafiği B sınıfına çok benzer bir davranış sergilemektedir. Tek fark C sınıfında 300 °C de kalıntı östenit miktarında bir düşüşün gözlenmemesi olmaktadır.

Kalıntı östenit %'sinin östemperleme zamanı ile olan değişimine gelince (Şekil 4-5b) B sınıfında görülen davranışların hemen hemen aynısı C sınıfında sergilenmektedir. Yalnız, östemperleme sıcaklığına bağlı olarak maksimum kalıntı östenitin elde edildiği östemperleme sürelerinin değiştiği dikkat çekmektedir. Örneğin, 850 °C östenitlemeyi takiben 250°C de östemperlemenin izlediği durumlarda B sınıfı için maksimum kalıntı östenit 25 dakika östemperleme zamanında elde edilirken, C sınıfı malzemedede maksimum değere 75 dakikada ulaşılmaktadır. Östenitleme sıcaklığının 850 °C den 900 °C ye yükseltilmesi durumunda ise yine 250 °C östemperleme sıcaklığı için, B sınıfı malzemedede bir maksimum gözlenmez iken, C sınıfında kalıntı östenit miktarı 50 dakikada maksimuma ulaşmaktadır. Diğer taraftan 300°C ve 350°C östemperleme şartlarında B sınıfı kütlede kalıntı östenit miktarında zamanla bir maksimum değere ulaştıktan sonra azalma gözlenirken C sınıfında bu iki östemperleme sıcaklığı için kalıntı östenit %'sinin 50 dakikadan sonra süreden bağımsız kaldığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4-5a: C sınıfı malzemede kalıntı östenit-östempereleme sıcaklığı ilişkisi



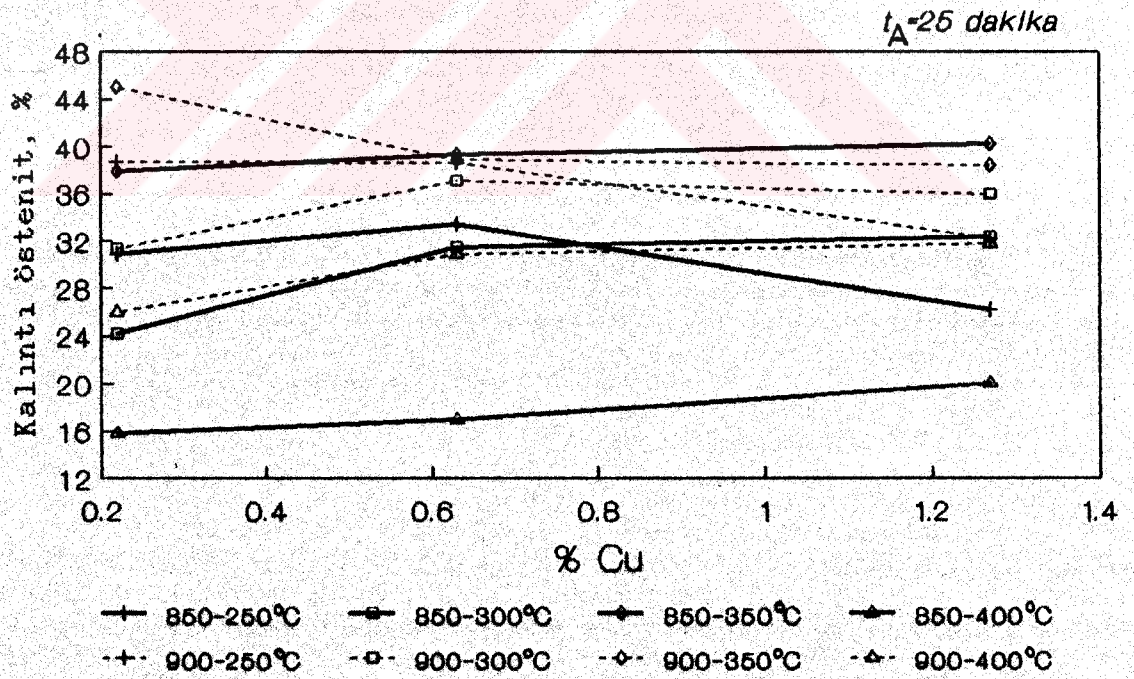
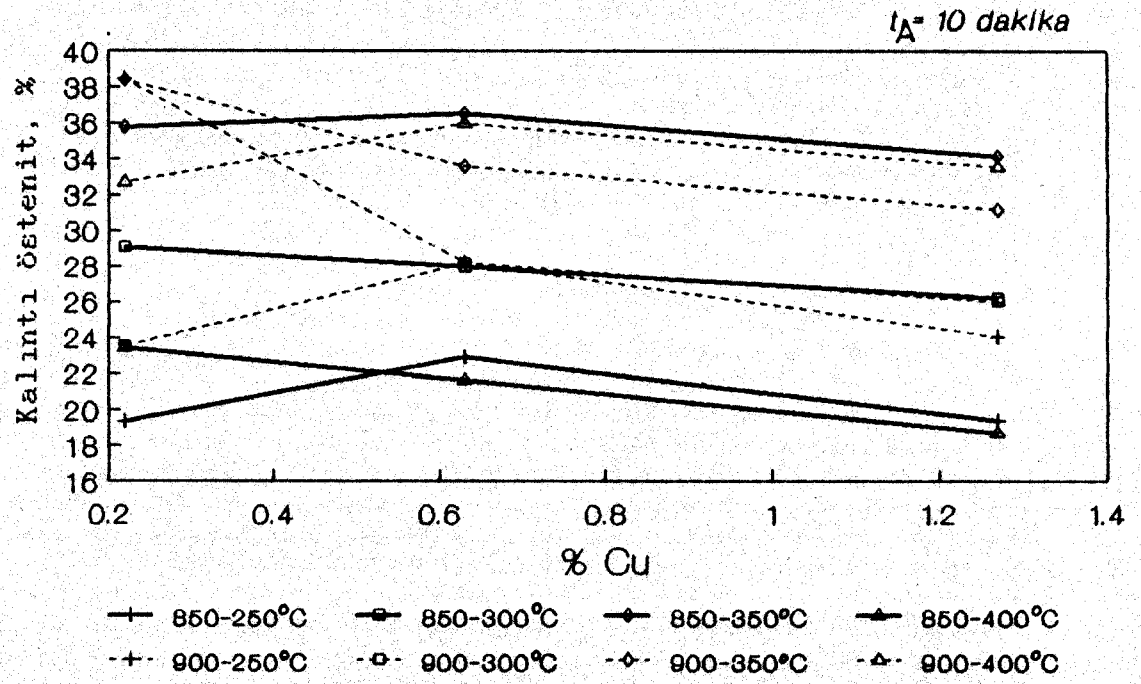
Şekil 4-5b: C sınıfı malzemede kalıntı östenit-östempereleme zamanı ilişkisi

Kalıntı östenit miktarında meydana gelen değişimin yalnızca östemperleme şartlarıyla ilgili olmadığını aynı zamanda bakır miktarının da bu değişimde etkin olduğu daha önce kaydedilmişti. Bu aşamada, kalıntı östenit %'sinin östemperleme parametrelerine bağlı olarak bakır miktarıyla olan değişiminin incelenmesi uygun olacaktır.

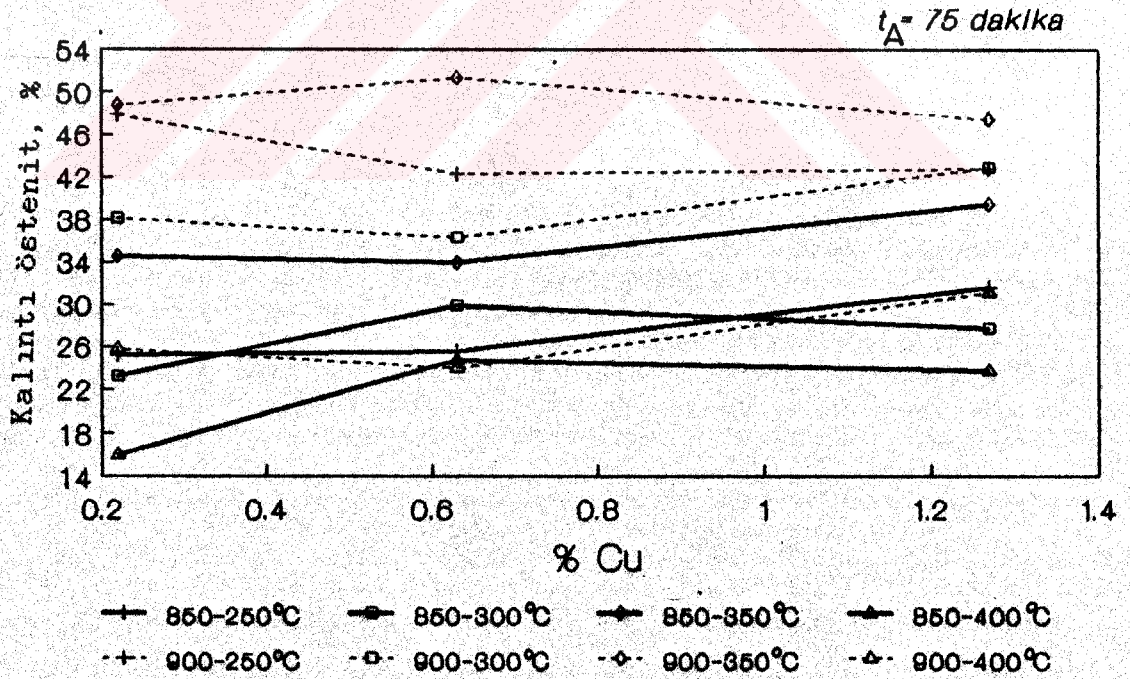
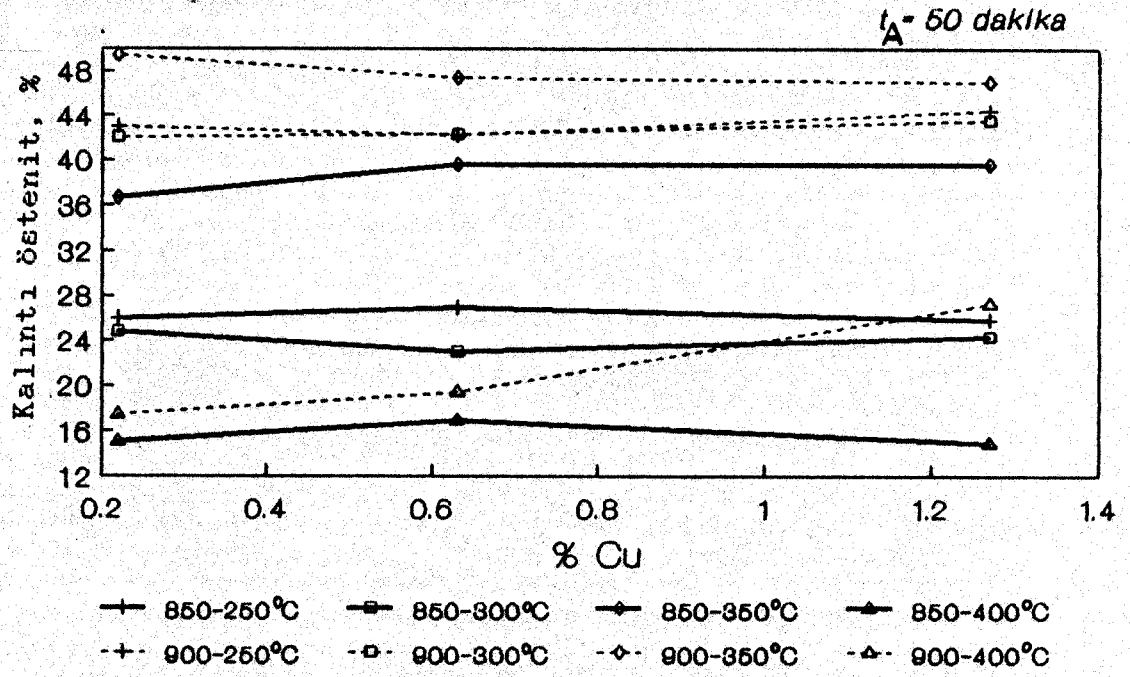
Değişik östemperleme zamanlarında kalıntı östenit-bakır miktarı grafiği östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarına göre incelendiğinde farklı davranışların sergilendiği gözlenmektedir (Şekil 4-6a).

Bu çalışmada kullanılan en düşük östemperleme süresi (10 dk.) dikkate alındığında, bakır miktarının yüksek oranlarda kullanılmasının kalıntı östenit miktarını bütün östemperleme sıcaklıklarında düşürdüğü görülmektedir. 900 °C östenitleme sürecinde 250°C ve 350°C lerde östemperleme sonucu kalıntı östenit miktarındaki düşüş süreklilik arzederken, 300 °C ve 400 °C östemperleme sıcaklıklarında kalıntı östenit miktarının % bakır miktarına göre değişimi bir maksimum nokta içermektedir. Östenitleme sıcaklığının 850 °C olması durumunda da benzer davranışlar izlenirken, bu kez sürekli düşüş 300 °C ve 400 °C östemperleme kademelerinde meydana gelmekte, buna karşın kalıntı östenit miktarının bakır yüzdesiyle değişiminde bir maksimum nokta yinede, ancak, yalnızca 250° C ve 350 °C östemperleme sıcaklıklarında görülmektedir.

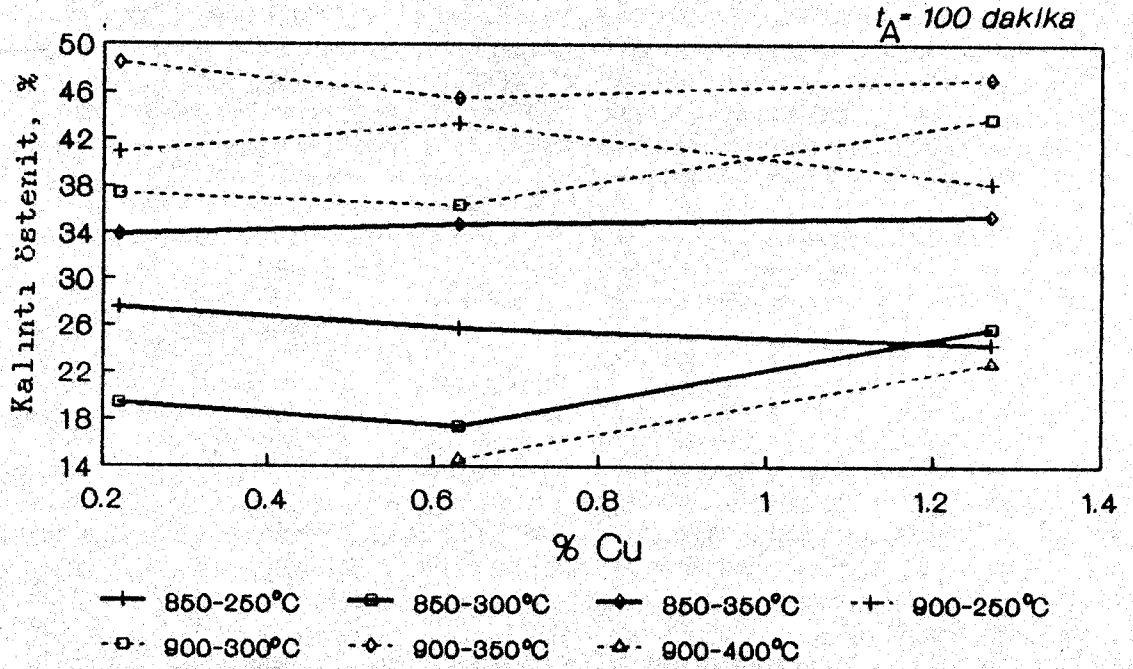
Östemperleme süresinin biraz daha ileri bir kademesinde (25 dk.) 900 °C de östenitleme için 10 dakika östemperleme süresine benzer davranışlar izlenirken 850 °C östenitleme sürecinde biraz farklılık göze çarpmaktadır. Şöyle ki, 250 °C nin üzerindeki östemperleme sıcaklıklarında 10 dakika östemperleme zamanı için görülen bir maksimum değerden geçme durumu sözkonusu değildir ve kalıntı östenit yüzdesi artan bakır miktarıyla sürekli artmaktadır.



Şekil 4-6a: Kalıntı östenit-bakır miktarı ilişkisi



Sekil 4-6a: Kalıntı östenit-bakır miktarı ilişkisi



Östempereleme süresinin 50 dakika olması durumunda kalıntı östenit miktarı-bakır %'si değişiminin genel olarak östenitleme ve östempereleme sıcaklıklarından bağımsız kaldığı gözlenmektedir. Ancak 900 °C de östenitleme ve 400 °C de östempereleme neticesinde kalıntı östenitin bakır miktarıyla arttığı dikkat çekmektedir.

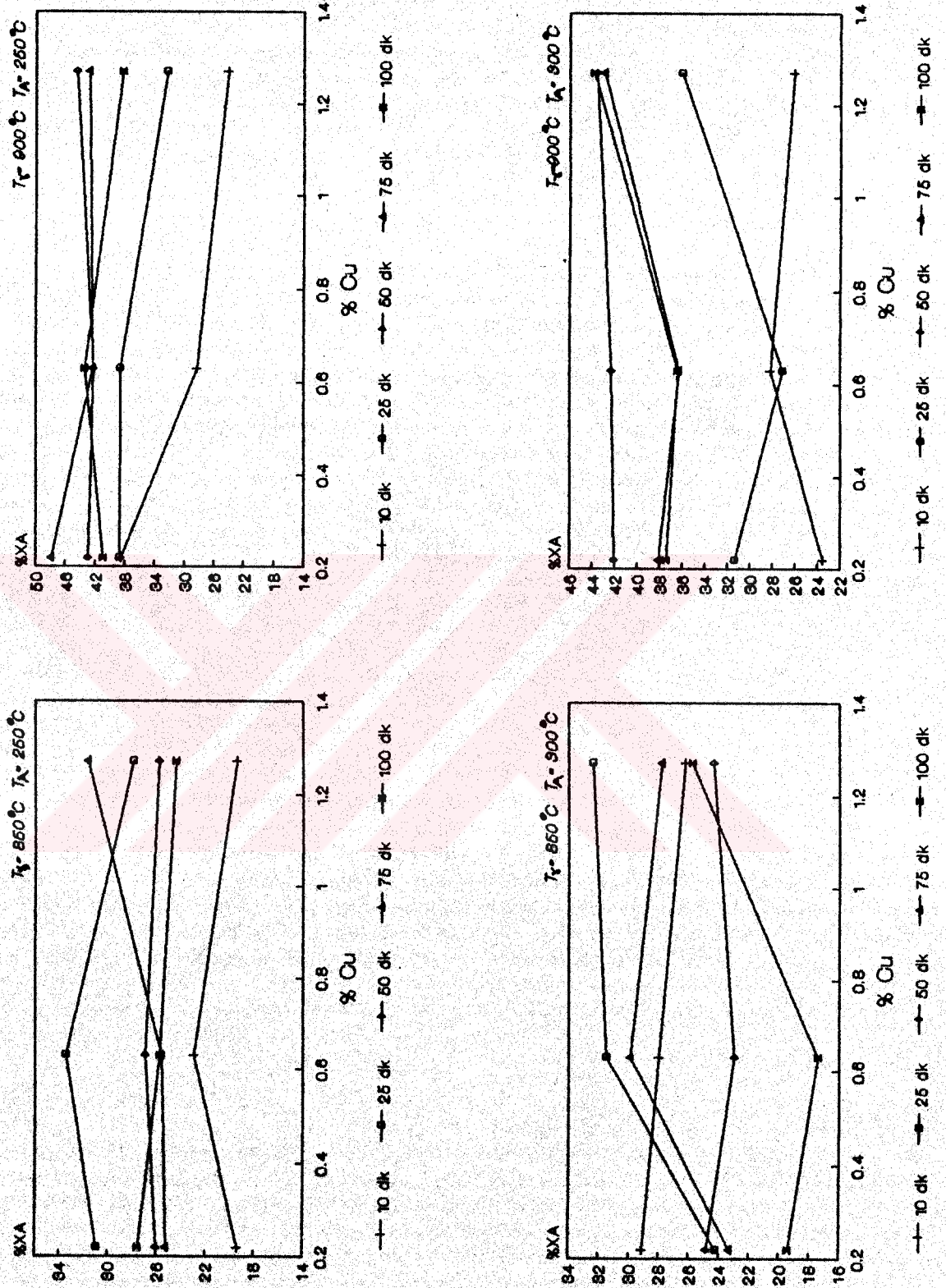
İlişkiler 75 dakika için ele alındığında diğer zamanlarında görülen farklı davranışlar yine gözlenmektedir. 850 °C östenitleme sıcaklığında 300 °C ve 400 °C östempereleme sıcaklıklarında bir maksimum söz konusu iken 250 °C ve 350 °C de kalıntı östenitin bakır miktarıyla sürekli bir artışı izlenmektedir. Östenitleme sıcaklığının 900°C ye çıkartılması durumunda ise 350°C de yine bir maksimum gözlenirken diğer östempereleme sıcaklıklarında bu davranış tamamen tersine dönmektedir.

Çalışmada uygulanan en uzun östempereleme süresi (100 dk.) ele alındığında her iki östenitleme sıcaklığı için genel eğilimin bakır miktarının artmasıyla kalıntı östenit %'sinin arttığı yönündedir. Buna karşın 850 °C

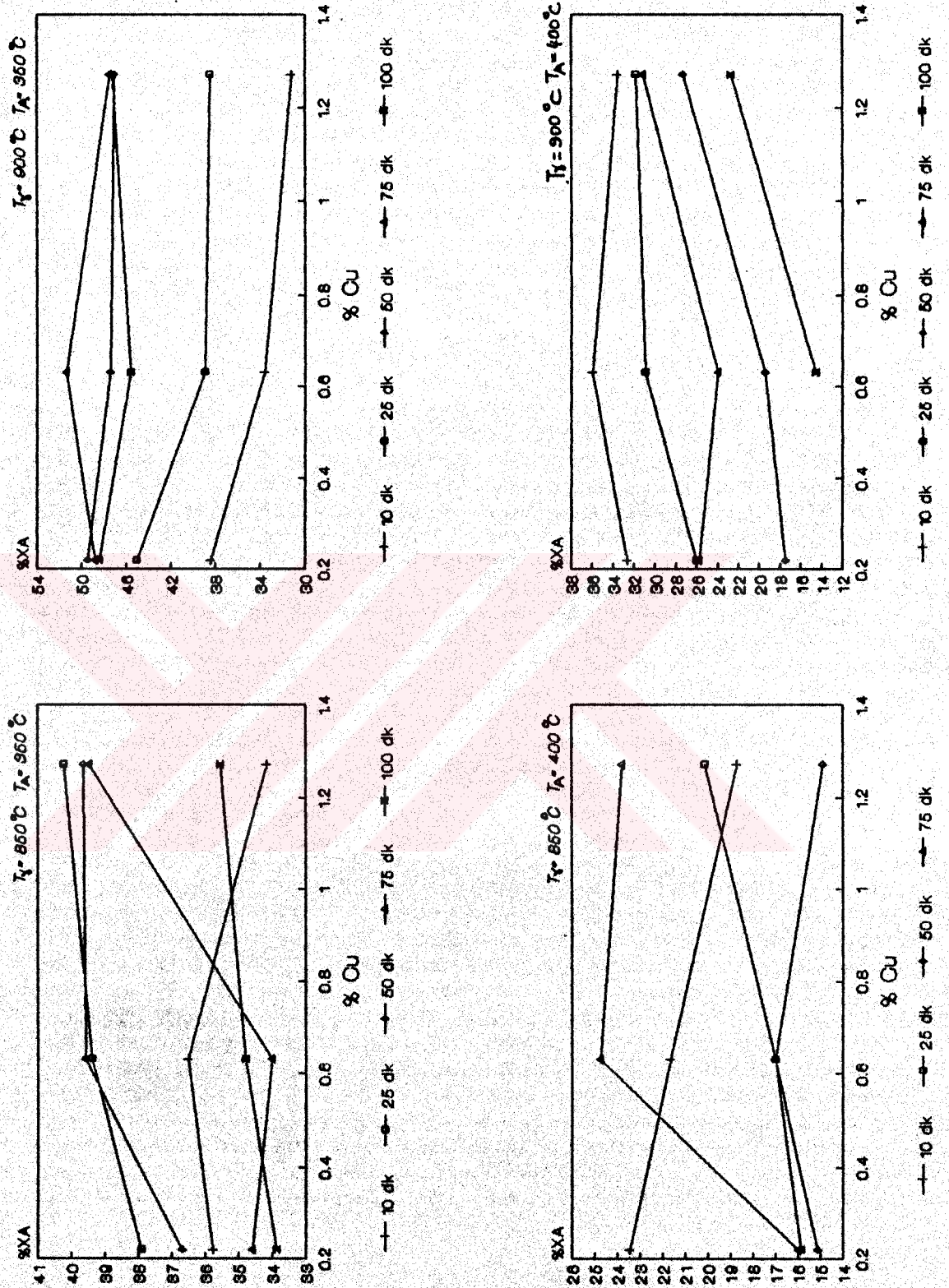
ve 900 °C östenitleme sıcaklıkları için 250 °C de östemperleme sonucu kalıntı östenitte bir azalma yinede söz konusu olabilmektedir.

Östenitleme ve östemperleme sıcaklıkları sabit tutularak kalıntı östenit miktarı-bakır %'si grafiği östemperleme zamanına bağlı olarak incelenirse farklı davranışlarla karşılaşilmektedir (Şekil 4-6b). Yüksek östenitleme sıcaklığında kalıntı östenit-bakır miktarı değişiminin genel bir eğilim sergilediği, buna karşılık düşük östenitleme sıcaklığında her östemperleme zamanı için değişik grafikler çizdiği anlaşılmaktadır. Örneğin, 850 °C östenitlemeyi takiben 250 °C östemperleme şartlarında 50 ve 75 dakika östemperleme kalıntı östenit-bakır miktarı değişimini etkilemez iken, 10 ve 25 dakikalarda bu değişim bir maksimum nokta içermektedir. Oysa aynı şartlarda 900 °C östenitleme durumuna bakılınca kalıntı östenit miktarının artan bakır yüzdesiyle tüm östemperleme zamanlarında azaldığı görülmektedir.

Yukarıda yapılmaya çalışılan açıklamalar göstermektedir ki kalıntı östenit miktarını her değişken belirli oranlarda etkilemektedir. Ancak kalıntı östenit miktarının A, B ve C sınıfı malzemeler için östemperleme süresiyle birlikte net değişim göstermediği anlaşılmaktadır. Bu birkaç sebepten ileri geliyor olabilir. Birinci sebep olarak başlangıç numunelerin eşit özelliklere sahip olmaması söylenebilir. Östemperleme ısıl işleminin önce yapılan incelemelerde küre dağılımının homojen olmadığına gözlemlendiği daha önce kaydedilmişti. Isıl işlem sonunda yapılan incelemelerde yine küre sayısındaki % azalma ile östemperleme süresi arasında tutarlı bir ilişkinin kurulamadığı gözlenmiştir. Bu durumda kalıntı östenit-östemperleme zamanı ilişkisinde de bir tutarsızlık bulunması ihtimal dahilinde görülmektedir.



Şekil 4-6b: Kalıntı östenit-bakır miktarı ilişkisine östempereleme zamanının etkisi.



Şekil 4-6b: Kalıntı östenit-bakır miktarı ilişkisine östemperleme zamanının etkisi.

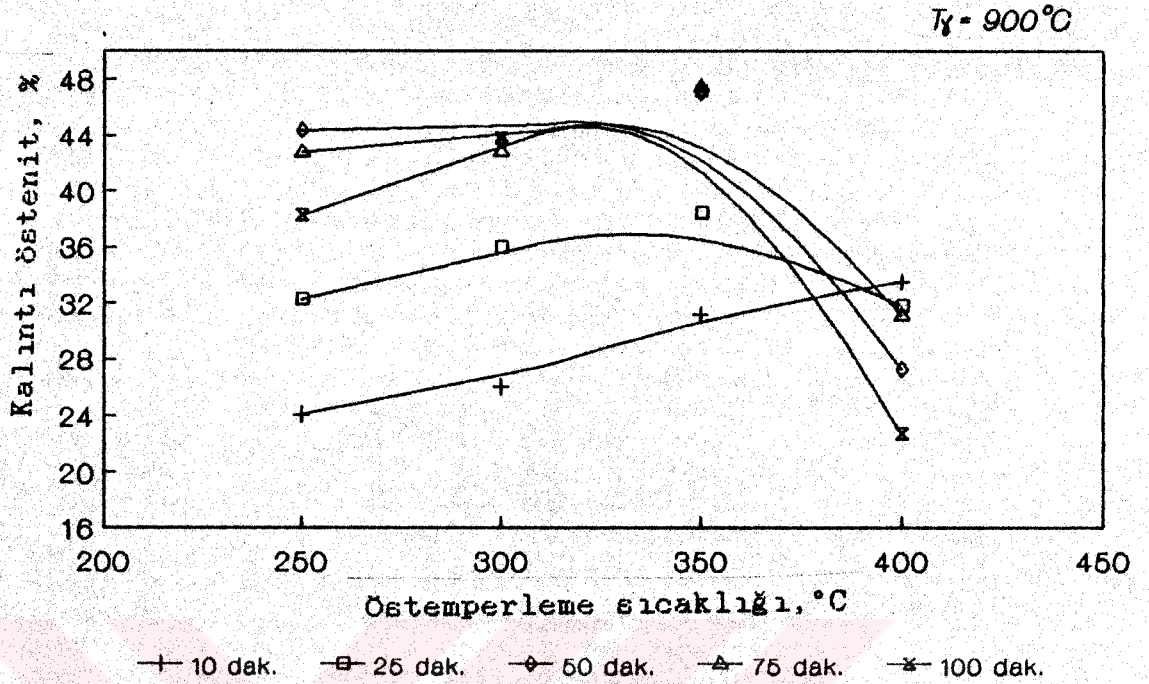
ikinci olarak, literatürde kaydedildiği [40, 48, 52] gibi maksimum kalıntı östenitin 1. reaksiyon sonunda elde edildiği kabul edilirse bu çalışma şartlarında 350 °C nin altındaki östemperleme sıcaklıklarında 1. reaksiyonun tamamlanmadığı ortaya çıkar. Bu durumda ise kalıntı östenitin östemperleme zamanına olan değişimi gerçek davranıştan farklı grafikler sergileyebilir. Buna rağmen eldeki verilere dayanarak kalıntı östenit miktarının östemperleme süresi ile bir maksimum gösterdiği söylenebilir. Fakat bu maksimum değer in hangi sıcaklık için hangi sürede elde edileceği yolunda bir netlik kazandırmak, uygulanan çalışma şartlarında mümkün olamamıştır.

Bu sebeplerden dolayı kalıntı östenitin östemperleme süresiyle ilişkisinden ziyade diğer parametrelere olan bağımlılığı ele alınarak, irdelemeyi bu noktada yoğunlaştırmamızın daha isabetli olacağı düşünülmelidir.

Kalıntı östenit miktarının östenitleme sıcaklığı ile olan değişimine bakıldığında, bu çalışmada elde edilen sonuçların literatür [47] ile uyum içinde olduğu görülmektedir. Östenitleme sıcaklığının artması kalıntı östenit miktarını arttırmaktadır.

Kalıntı östenit %'si östemperleme sıcaklığı ilişkisine gelince bu çalışmada elde edilen verilerin bir noktada literatürden farklılık arzettiği görülmektedir. Kaynaklar [40, 48, 52] kalıntı östenitin östemperleme sıcaklığının yükselmesiyle arttığını ve daha sonra azaldığını kaydetmektedir. 300 °C östemperleme sıcaklığında bu çalışmada görüldüğü gibi bir azalmaya işaret edilmemiştir.

Burada elde edilen kalıntı östenit miktarı östemperleme sıcaklığı eğrisi noktalara en yakın geçecek şekilde çizilecek olduğunda (Şekil 4-7) literatürdeki türden bir grafik elde edilebilmektedir. Fakat bu durumda şekilden de takip edilebileceği gibi bu tarz bir eğrinin maksimum kalıntı östenit miktarının daha düşük seviyede elde



Şekil 4-7: Kalıntı Östenit-Östempereleme sıcaklığı ilişkisi.

edileceğine işaret ettiği gibi bu maksimum değerlere daha düşük östempereleme sıcaklıklarında ulaşılacağı izlenimini de vermektedir.

Bu şartlar altında 300 °C de kalıntı östenit miktarında meydana gelen azalmaya ne gibi etkenlerin sebep olabileceği araştırılmalıdır.

İlk akla gelen sebep kalıntı östenit ölçümlerinde hata yapılabileceğidir. Gayet titiz çalışılmasına rağmen böyle bir ihtimal gözönüne alınarak sözü geçen östempereleme sıcaklığında, numunelerin yeniden x-ışını difraksiyon analizlerinin yapılması düşünülmüş ise de imkan bulunamaması nedeniyle böyle bir yol izlenememiştir. Ancak, östempereleme ısı işlemi görmüş bütün

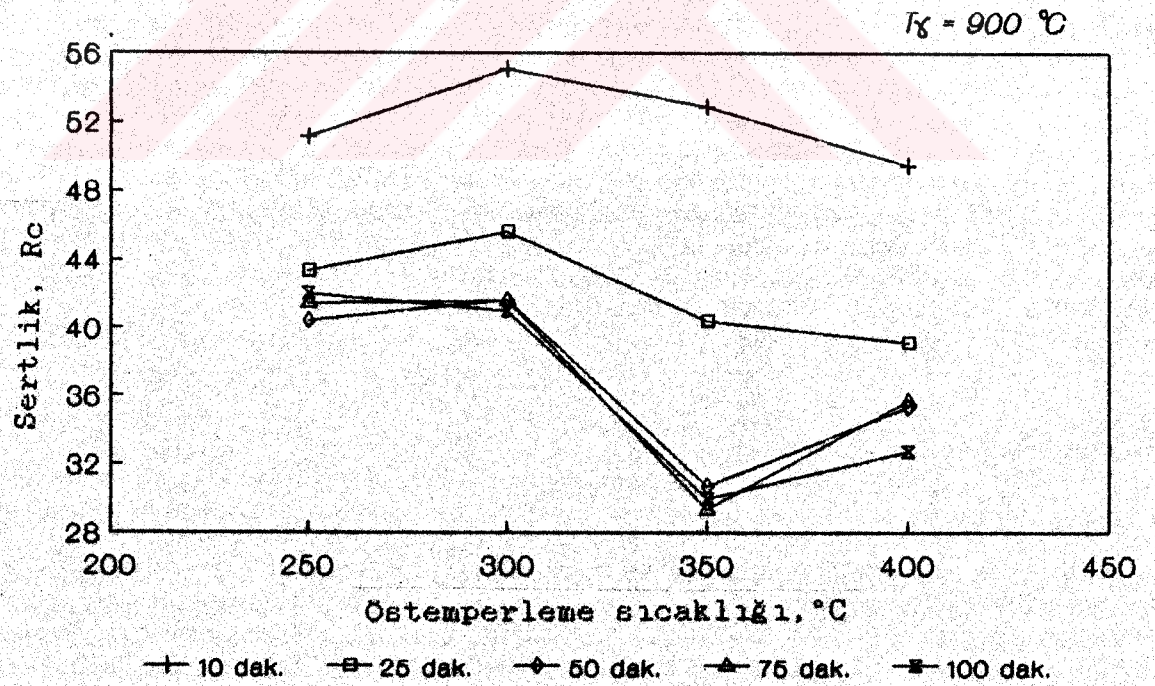
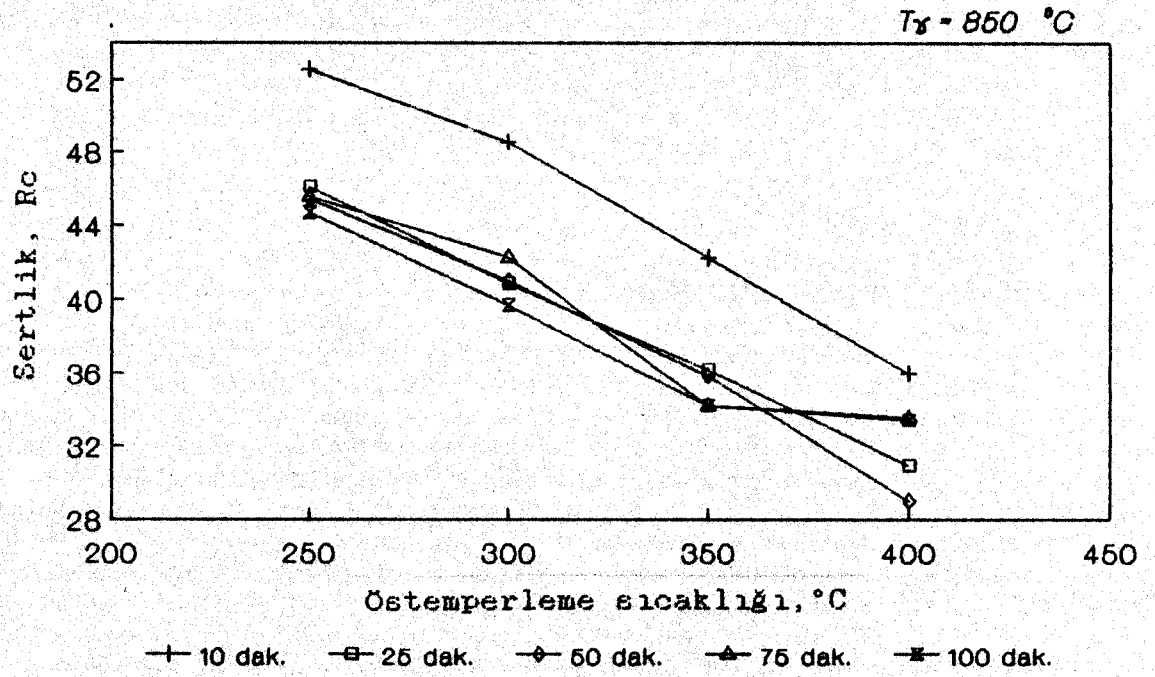
numunelerin sertlik değerleri alınarak bir yaklaşımda bulunulmaya çalışılmıştır.

Bu nedenle, önce elde edilen sertlik değerlerinin östemperleme parametrelerine bağlı olarak değişimlerini incelemenin yararlı olacağı düşünülmüştür. Sertlik değerlerinin östemperleme parametrelerine bağlı olarak değişimi A, B ve C sınıfları için sırasıyla şekil 4-8, 4-9 ve 4-10 da verilmiştir.

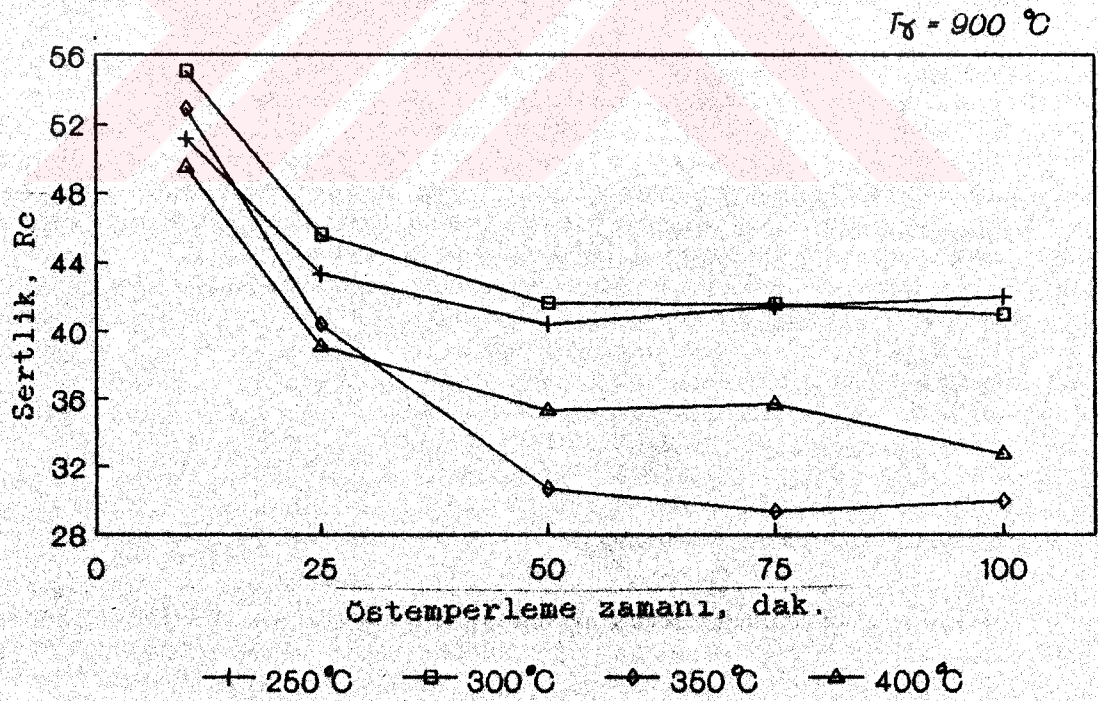
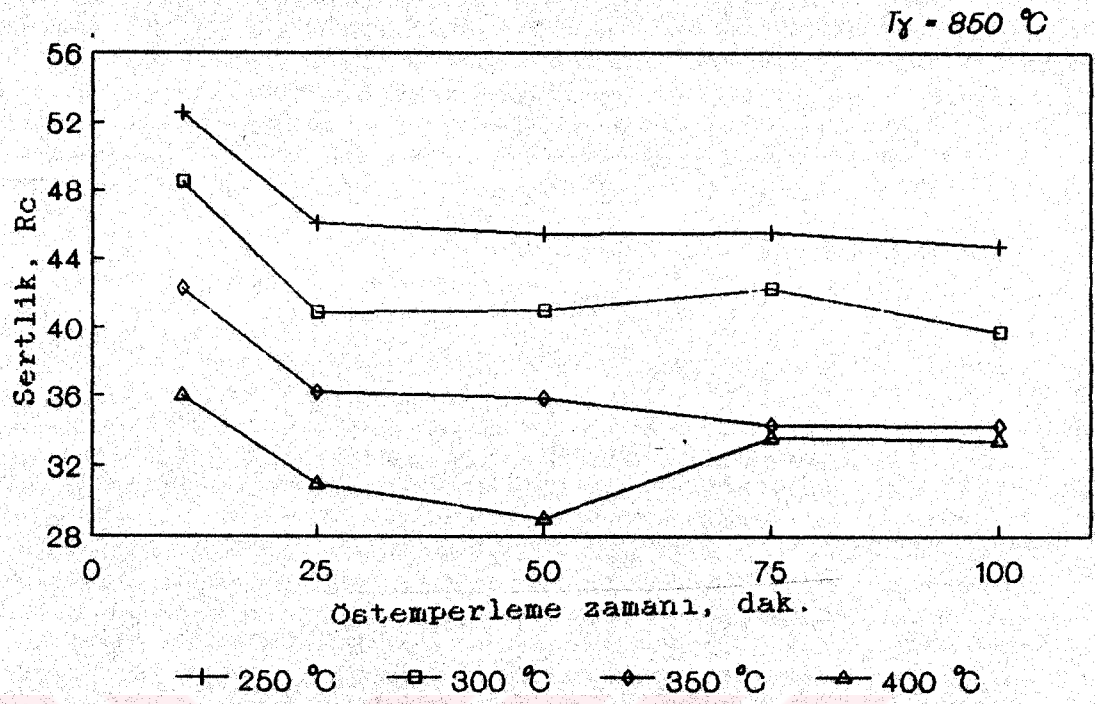
Sertliğin stemperleme sıcaklığı ile değişimi göz önüne alındığında A ve B sınıfı malzemelerde benzer davranışların sergilendiği gözlenmektedir. Her iki sınıf demirde 850 C de östenitleme sonucu bütün zamanlar için sertliğin östemperleme sıcaklığı ile sürekli azaldığı görülmektedir. Östenitleme sıcaklığının 900 C ye çıkartılması durumunda ise, sertlik-östemperleme sıcaklığı ilişkisinde bariz bir farklılık dikkat çekmektedir. Uzun stemperleme sürelerinde östemperleme sıcaklığının 250 C den 300 C ye çıkarılmasıyla sertlik değişmez iken, 350 C de minimuma inmekte ve sonra artmaktadır. Kısa stemperleme zamanlarında ise sertlik 300 C de bir maksimum göstermektedir. B sınıfı malzemede A sınıfından farklı olarak 25 dakika için, artan östemperleme sıcaklığı ile sertlik de artmaktadır.

C sınıfı malzemede 850 C de östenitleme durumunda sertlik 10 dakika östemperleme süresinde östemperleme sıcaklığı ile sürekli azalırken diğer zamanlarda 350 C ye kadar azalmakta ve sıcaklığın daha da yükseltilmesiyle artma göstermektedir. 900 C de östenitleme ele alındığında, B sınıfında 900 C de gözlenen davranışların aynen burada da geçerli olduğu görülmektedir.

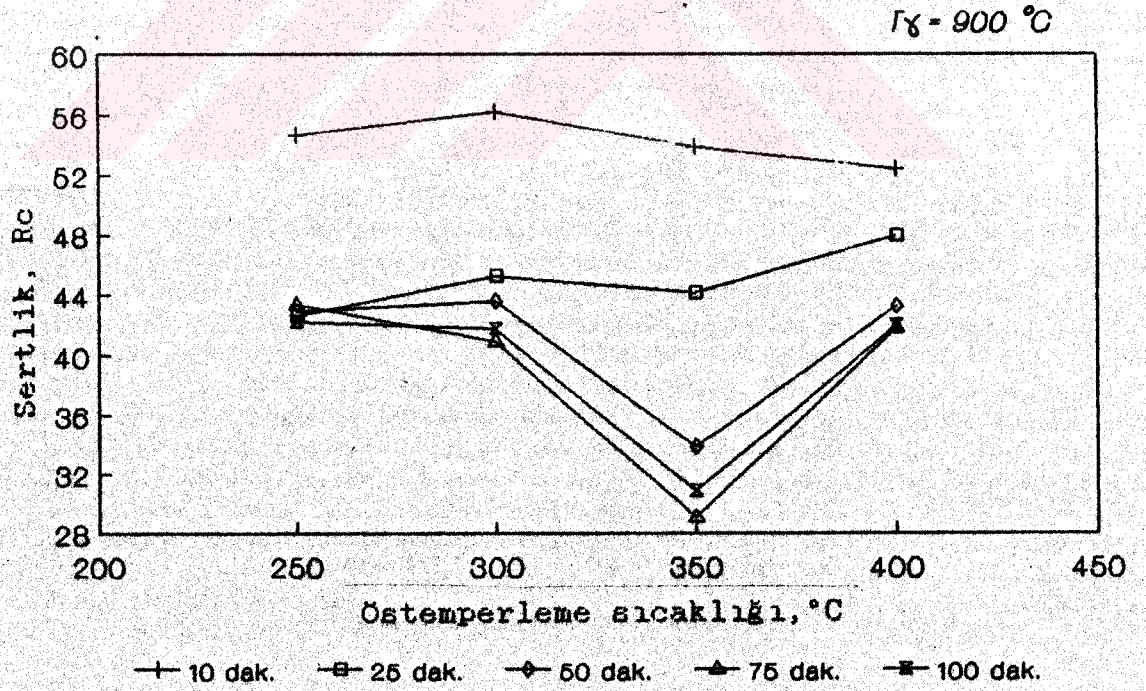
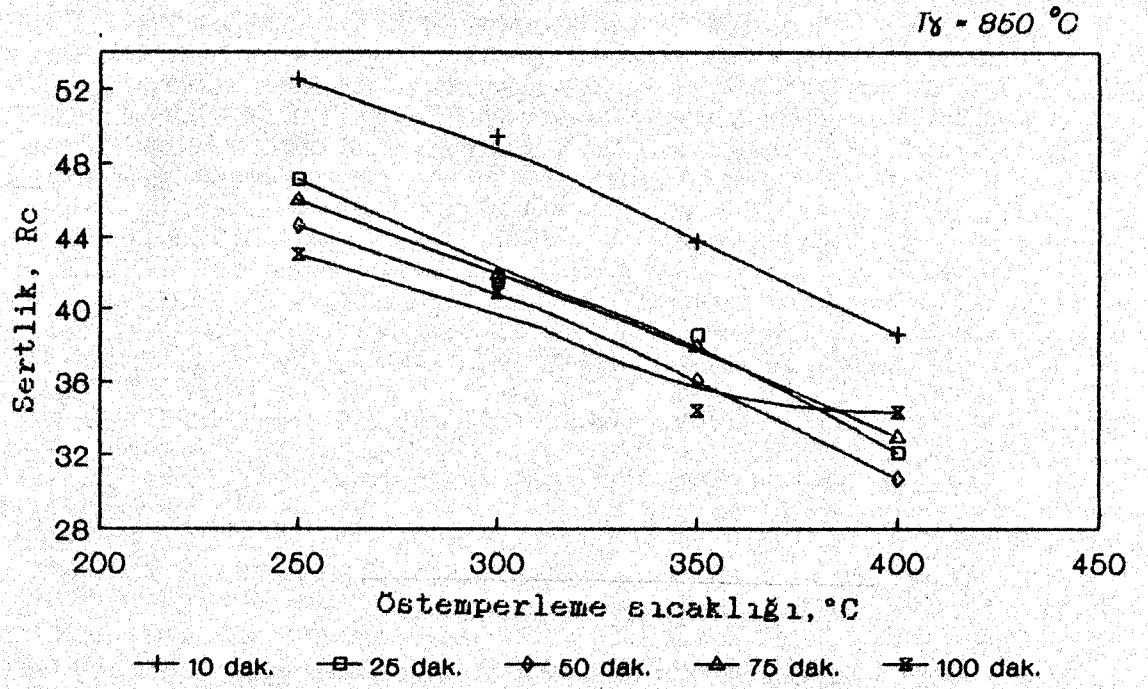
Sertlik değerlerinin östemperleme süresi ile değişimi A, B ve C sınıfları için sırasıyla şekil 4-8b, 4-9b ve 4-10b de verilmiştir. şekillerden de takip edilebileceği gibi her üç sınıf demir için sertlik-östemperleme



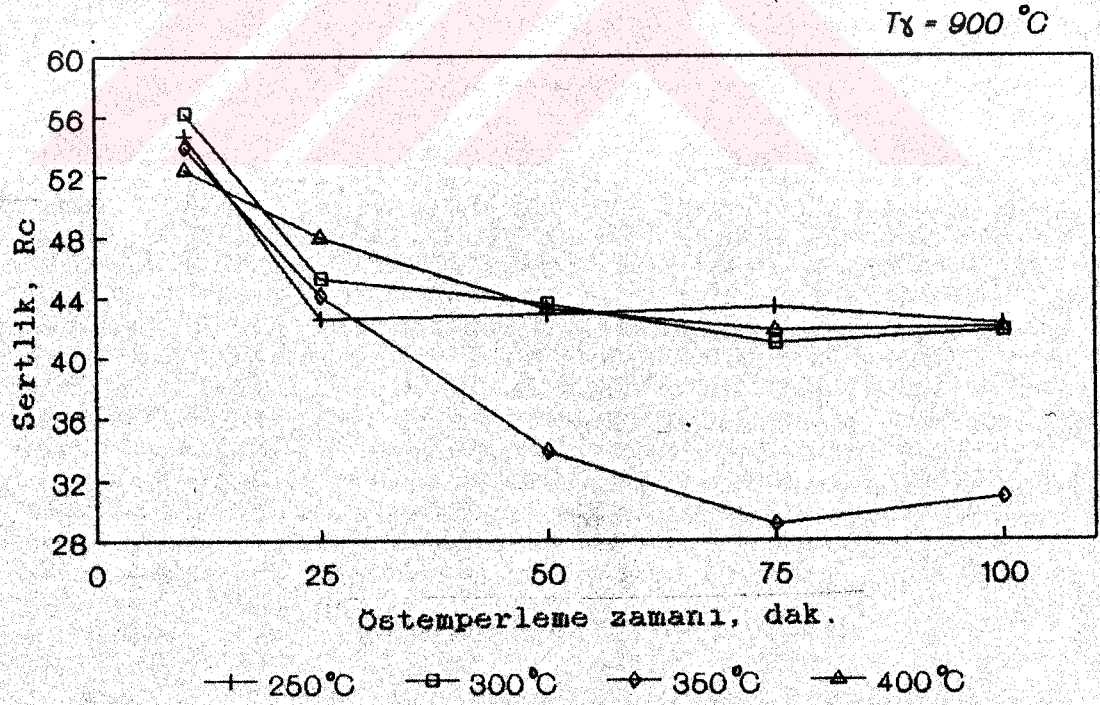
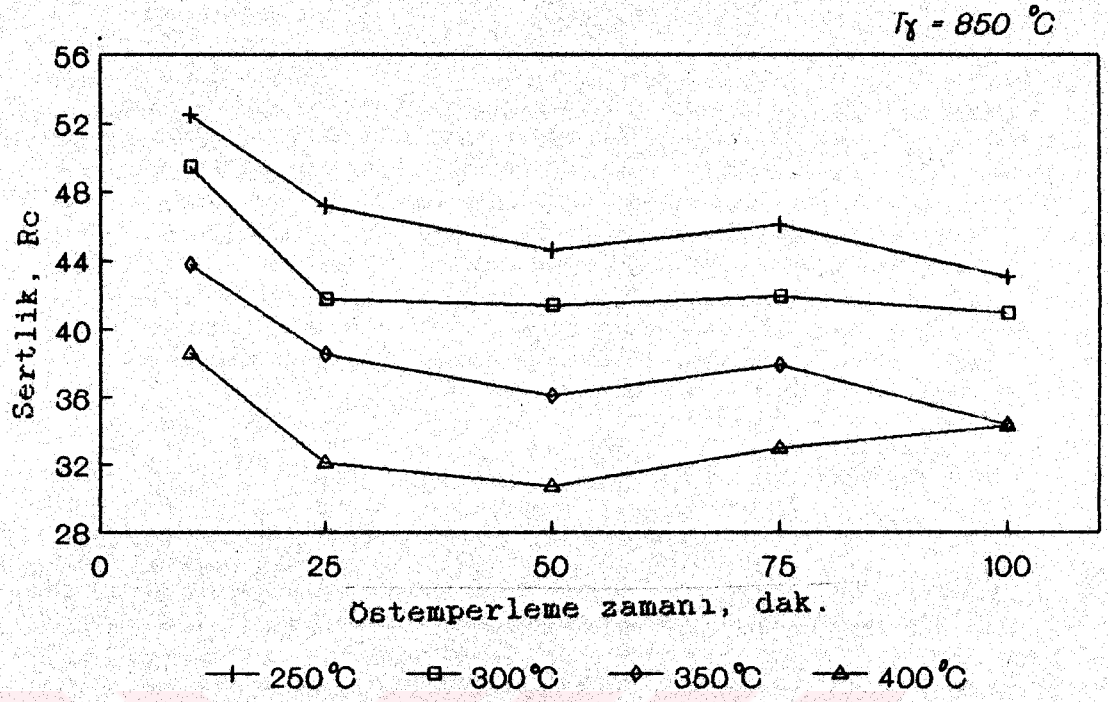
Şekil 4-8a: A sınıfı malzemede Sertlik-Östempirleme sıcaklığı ilişkisi.



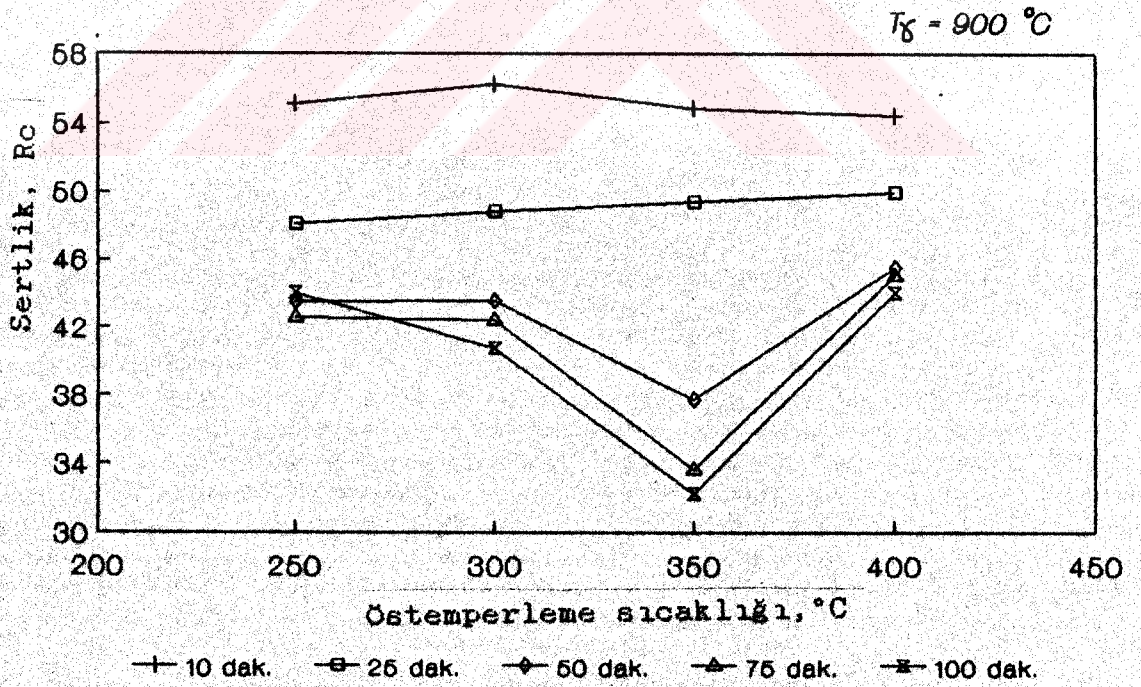
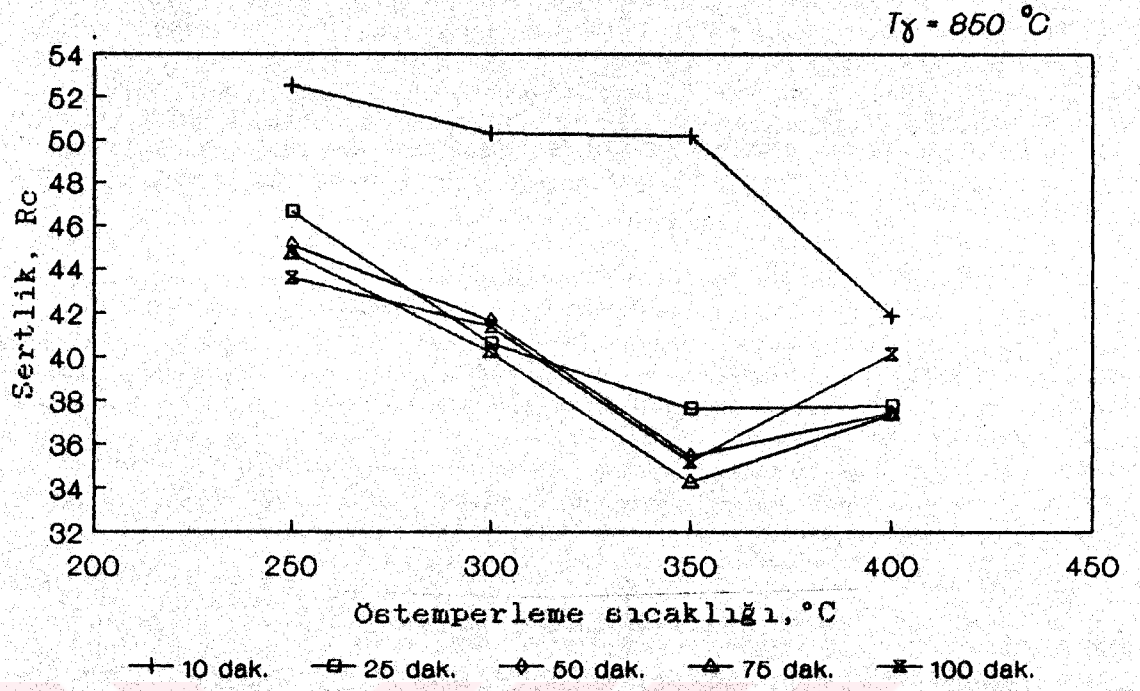
Şekil 4-8b: A sınıfı malzemede Sertlik-Östemerleme zamanı ilişkisi.



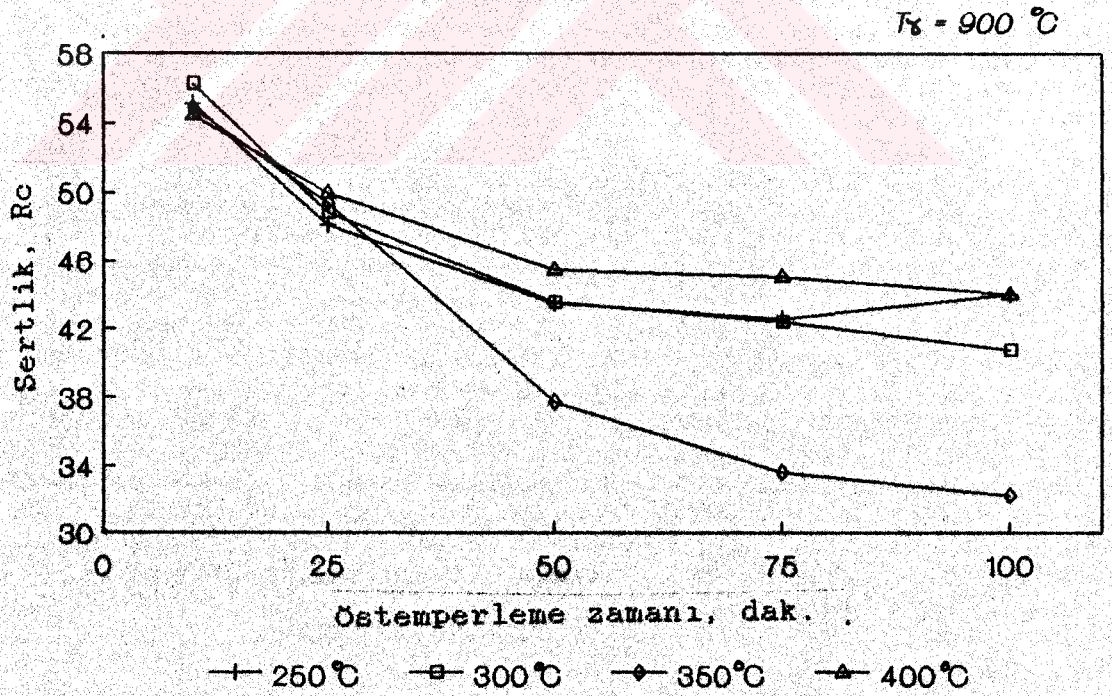
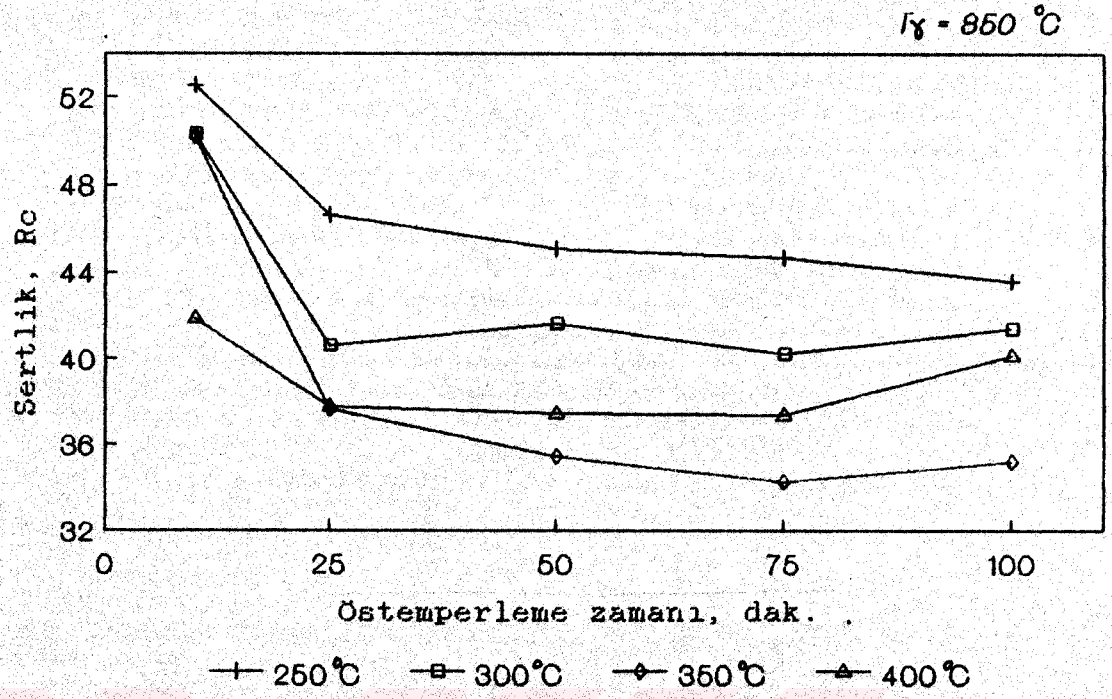
Sekil 4-9a: B sınıfı malzemede Sertlik-östemerleme sıcaklığı ilişkisi.



Şekil 4-9b: B sınıfı malzemede Sertlik-östemperleme zamanı ilişkisi.



Şekil 4-10a: C sınıfı malzemede Sertlik-östemperleme sıcaklığı ilişkisi.



Şekil 4-10b: C sınıfı malzemede Sertlik-östemperleme zamanı ilişkisi.

ilişkisi benzer davranışlar göstermektedir.

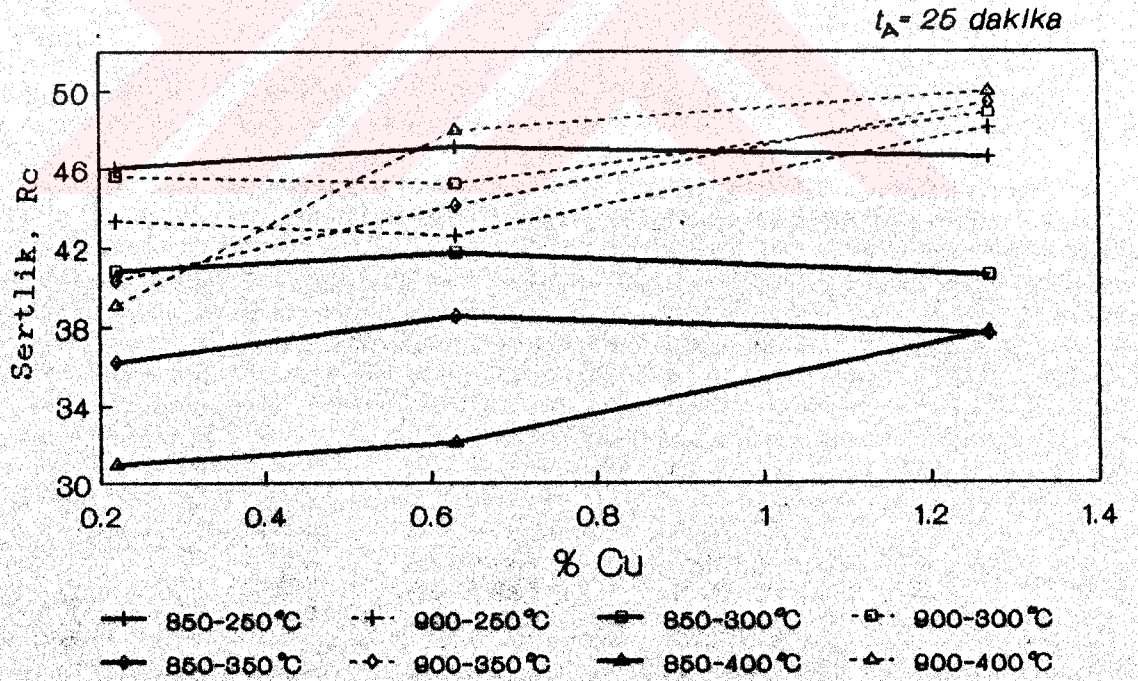
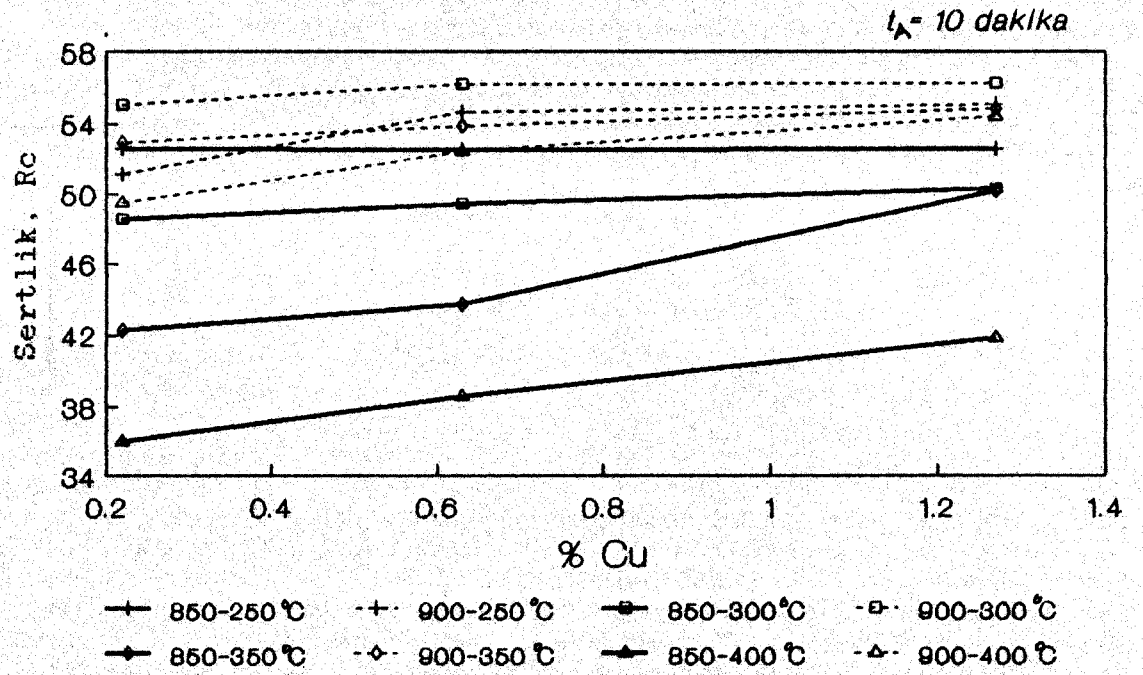
850 °C östenitleme sıcaklığında östemperlemenin erken bir zamanında her üç sınıf malzeme için sertlik bir minimum değere inmekte ve daha sonra süreden bağımsız kalmaktadır. Yalnız 75 dakika östemperleme süresinde A ve B sınıfı malzemelerde 50 dakikadan sonra C sınıfı malzemede ise 75 dakikadan sonra sertlikte bir artış görülmektedir.

Östenitleme sıcaklığının 900 °C ye çıkartılması durumunda sertlikteki düşüşün biraz daha uzun zaman aldığı görülmektedir. Minimum sertlik değerleri düşük östemperleme sıcaklıklarında ve kısa östemperleme zamanlarında elde edilirken yüksek sıcaklıklarda zaman daha uzun olmaktadır. Dikkat çeken bir nokta ise en düşük sertlik değerlerinin 350 °C de östemperleme ile uzun zamanlarda elde edilmiş olmasıdır.

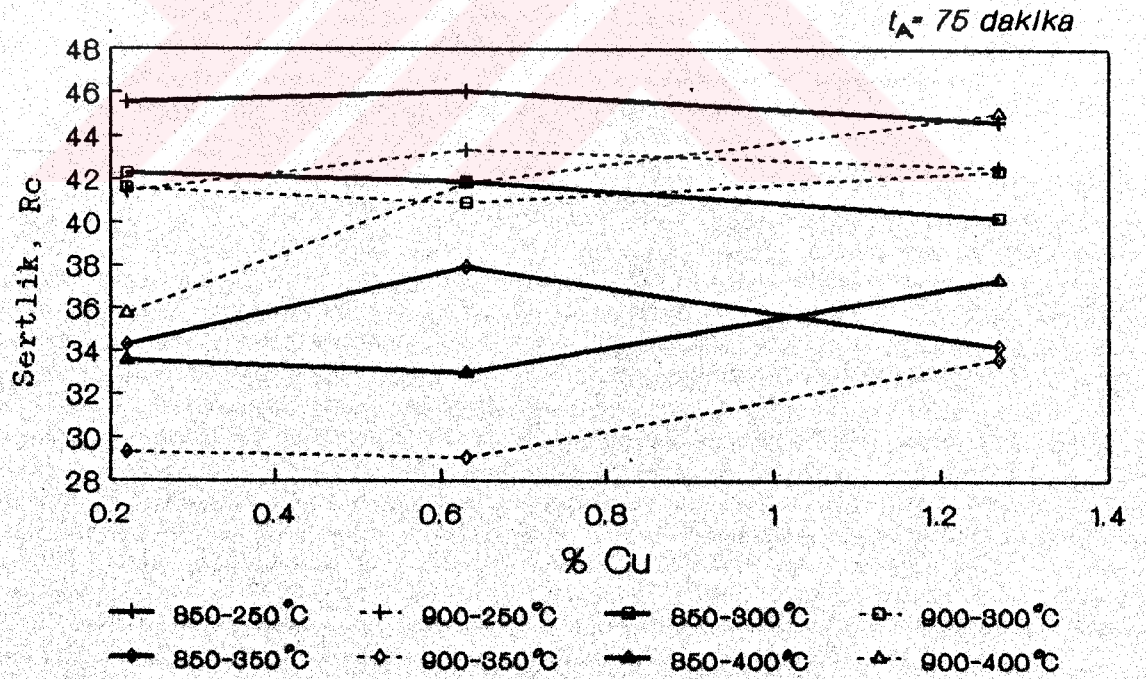
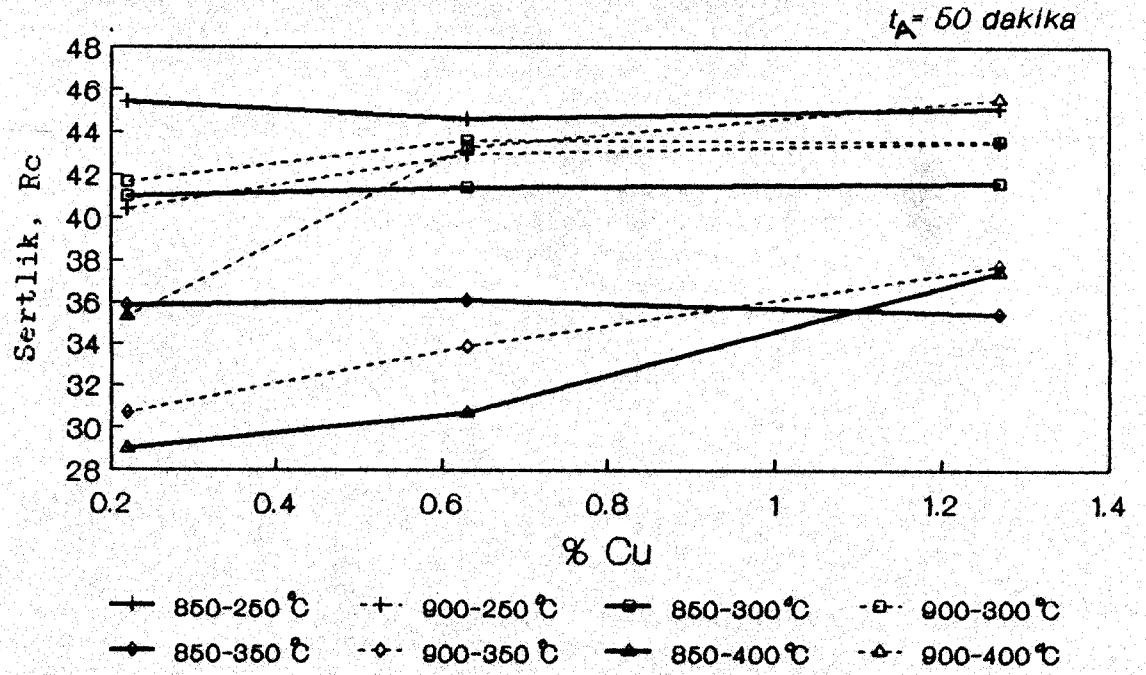
Sertlik değerlerinin bakır miktarıyla olan ilişkisi ise bir netlik arz etmektedir(Şekil 4-11). Bakır %'sinin artması genel olarak tüm östemperleme zamanlarında sertliği arttırmaktadır. Sertlikteki artış yüksek östemperleme sıcaklıklarında daha fazla olarak görülmektedir.

Sertlik-bakır %'si değişimi, östemperleme süresine bağlı olarak incelendiğinde (Şekil 4-11b) düşük östemperleme sıcaklıklarında, sertlik bakır miktarıyla fazla değişmez iken yüksek östemperleme sıcaklıklarında hissedilir derecede artmaktadır.

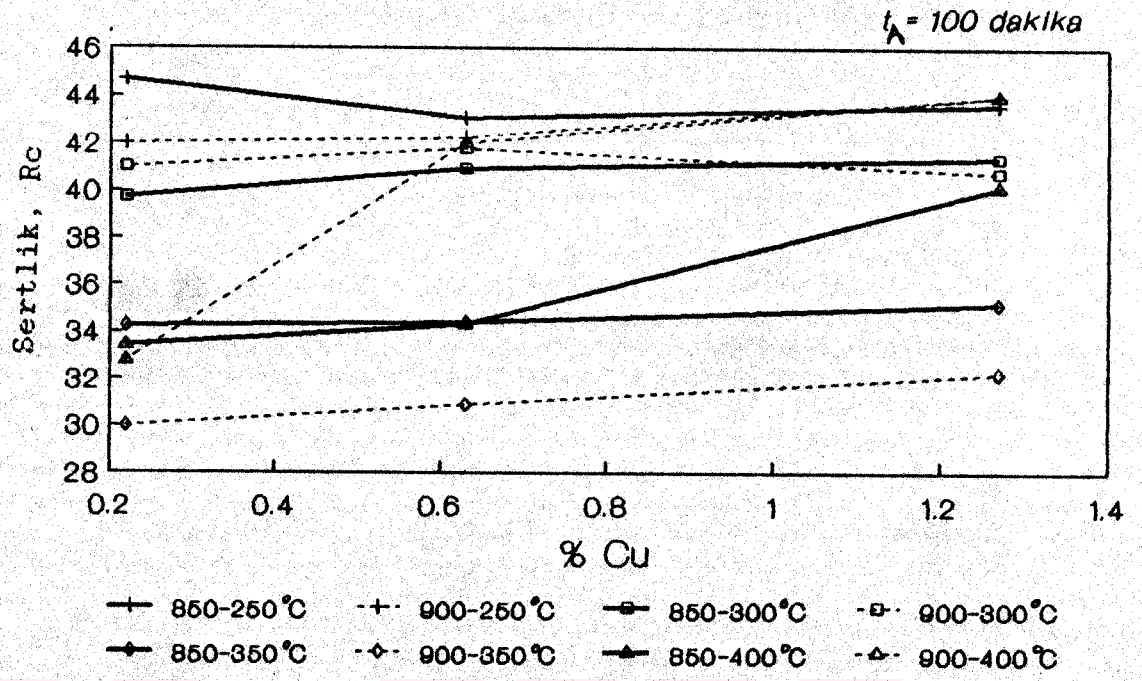
Yukarıda verilmeye çalışılan sertlik ile ilgili bilgilerden 300 °C östemperleme sıcaklığında kalıntı östenit miktarında görülen azalmanın ölçüm hatasından kaynaklanması düşük bir ihtimal olarak belirtmektedir. Çünkü kalıntı östenit miktarının fazla olmasının sertliği azaltması beklenir. Gerçekten de minimum sertlik değerleri maksimum kalıntı östenitin saptandığı 350 °C de



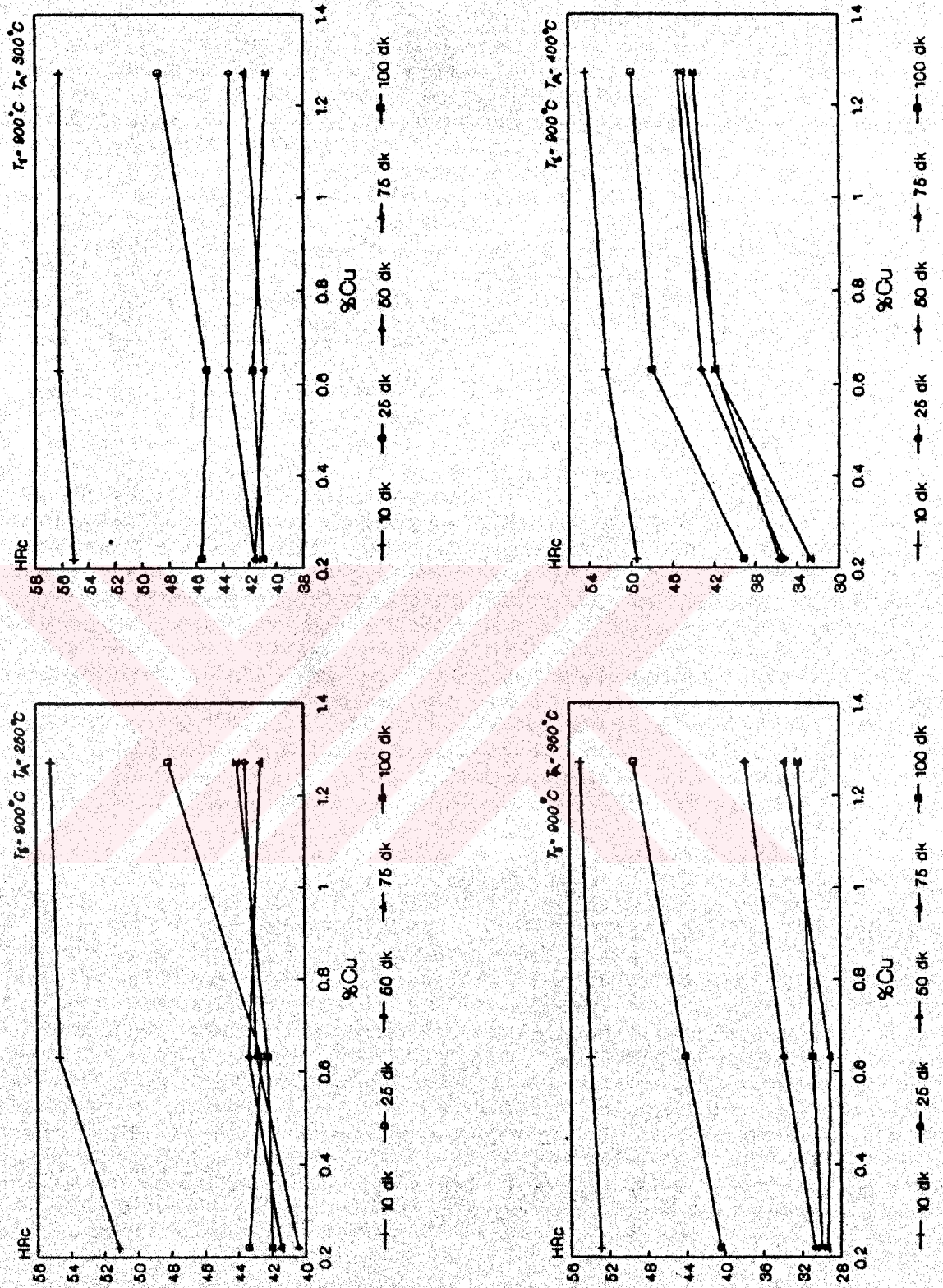
Şekil 4-11a: Sertlik-bakır miktarı ilişkisi.



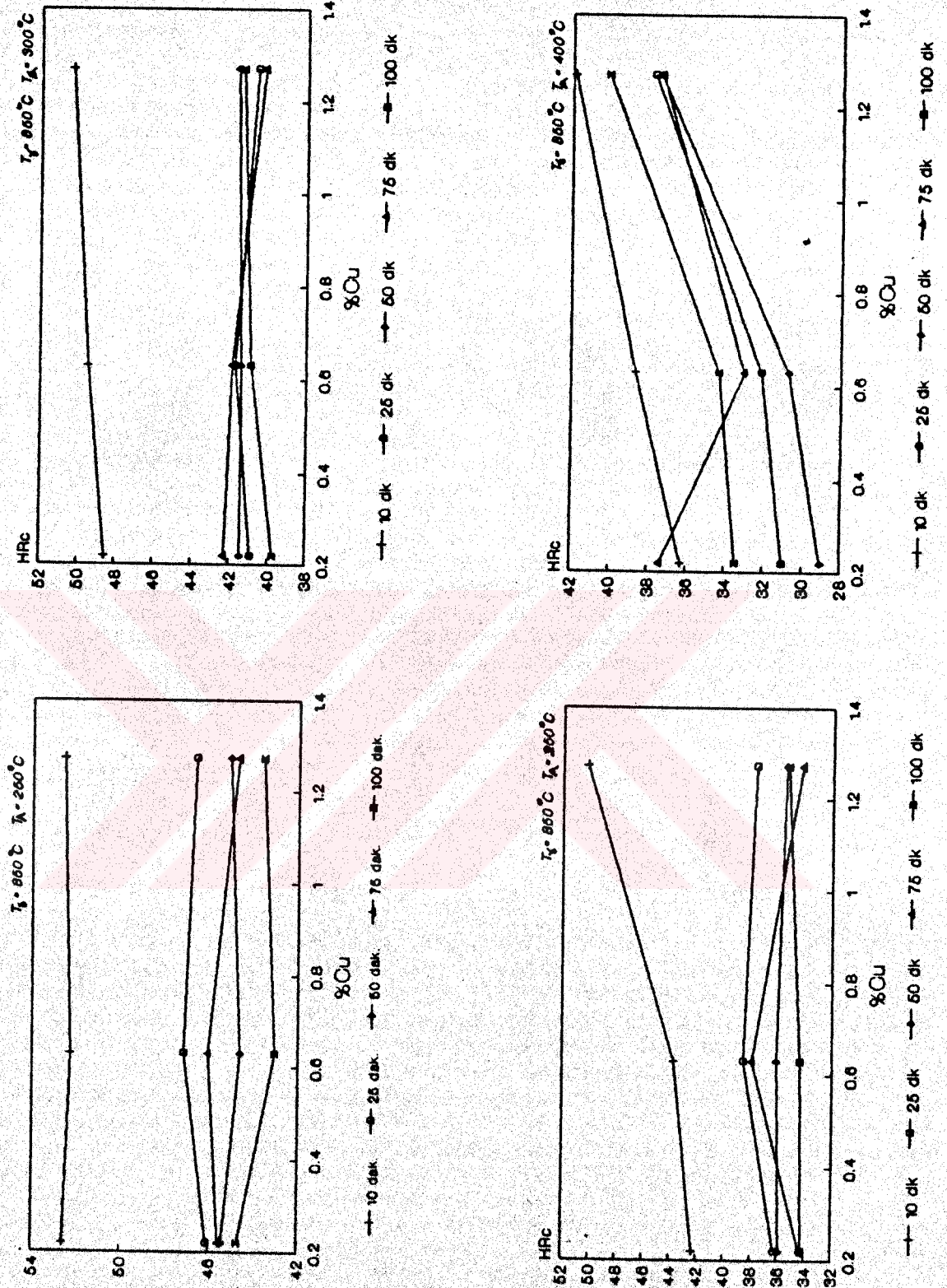
Şekil 4-11a: Sertlik-bakır miktarı ilişkisi.



Şekil 4-11a: Sertlik-bakır miktarı ilişkisi.



Sekil 4-11b: Sertlik-bakır miktarı ilişkisi üzerine östemplenme zamanının etkisi.



Sekil 4-11b: Sertlik-bakır miktarı ilişkisi üzerine östemperleme zamanının etkisi.

elde edilmiştir. Ayrıca 300 °C de sertlikte beklenen düşüş gözlenmemiştir.

Bir başka sebep de östemperlenmemiş numunelerin karakteristikleri olabilir. Başlangıç numunelerde kürelerin homojen dağılmamış olmasının böyle bir sonuca neden olabileceğine daha önce değinilmişti. Küre sayısındaki azalmanın 300 °C de az olması yapıda küre sayısının fazla olması anlamına gelmektedir. Yüksek küre sayısının ise kalıntı östenit miktarını azalttığı bilinmektedir [29, 42, 48]. Fakat diğer taraftan 350 °C de de küre sayısındaki azalma düşük olmasına rağmen kalıntı östenitin yüksek olması böyle bir ilişkinin sağlıklı olmadığı göstermektedir.

Yukarıdaki bütün ihtimaller bir yana, böyle bir düşüş gerçekten mevcut olabilir. Araştırmacılar bakır miktarının artmasıyla alt beynitte kalıntı östenit miktarının artacağını tahmin etmektedirler [32, 52]. Gerçekten de Şekil 4-2a, 4-3a ve 4-4a' nın incelenmesiyle 300 °C de bakır miktarının artmasıyla kalıntı östenitin arttığı görülmektedir. Bu sonuç elde edilen bulguları doğrular niteliktedir. Yine de 300 °C de görülen bu düşüşün kesin olarak sebebi şudur demek oldukça güç görünmekte ve incelenmesi gereken bir durum olarak temeyüz etmektedir.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. SONUÇLAR

A (GGG 50), B (GGG 60) ve C (GGG 60+Cu) sınıfı küresel grafitli dökme demirlerin 850°C ve 900°C'lerde 60 dakika östenitlemeyi takiben 250°C, 300°C, 350°C ve 400°C östemperleme sıcaklıklarında 10, 25, 50, 75 ve 100 dakika olmak üzere beş ayrı zamanda östemperlenmesi ile aşağıdaki sonuçlara varılmıştır.

- 1) Östemperleme ısı işlemleri sonucunda başlangıca göre küre sayısında ortalama olarak A sınıfında % 19 B sınıfında % 15.87 ve C sınıfında % 16.11 oranlarında azalma görülmüştür. Küreselliğin ise östemperleme işlemi sonunda başlangıca göre daha iyi olduğu gözlemlenmiştir.
- 2) Maksimum kalıntı östenit miktarı A sınıfı malzemede 900°C de 60 dakika östenitlemeyi takiben 350°C de 50 dakika östemperleme sonucunda % 49.47 olarak, B ve C sınıfı malzemelerde ise aynı şartlarda 75 dakika östemperleme sonucunda sırasıyla % 51.36 ve % 47.49 olarak elde edilmiştir.
- 3) Maksimum sertlik değerlerine ise her üç sınıf malzeme için 900°C de 60 dakika östenitleme ve 300°C de 10 dakika östemperleme sonucunda ulaşılmıştır ve sırası ile 55 Rc, 56.22 Rc ve 56.25 Rc olarak ölçülmüştür.

- 4) Kalıntı östenit miktarının artan östemperleme sıcaklığı ile bir maksimuma ulaştığı ve sıcaklığın daha fazla artmasıyla azaldığı görülmüştür. Ancak, özellikle A ve B sınıfı malzemelerde 300°C östemperleme sıcaklığında kalıntı östenit miktarında bir azalma gözlenmiştir.
- 5) Kalıntı östenit miktarının artan östenitleme sıcaklığı ile arttığı saptanmıştır. Bunun yanında kalıntı östenit %'sinin östemperleme zamanı ile tutarlı bir ilişkisi kurulamamıştır.
- 6) Bakır miktarının kalıntı östenit %'sini çok fazla etkilemediği, ancak alt beynit yapısında artışlara neden olduğu, bununla birlikte sertlik değerlerini, bilhassa yüksek östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarında önemli oranda arttırdığı gözlenmiştir.

5.2. ÖNERİLER

- 1) Yapılan bu çalışmada 300 °C östemperleme sıcaklığında kalıntı östenit miktarında görülen düşüşün nedenleri araştırılmalıdır.
- 2) Başlangıç küre sayısının ısıtma işlem sürecinde malzeme özelliklerine etkileri laboratuvar şartlarında çalışarak sistematik olarak incelenmelidir.
- 3) Kalıntı östenitin martensite dönüşebilirliği incelenmeli ve malzeme özelliklerini ne ölçüde etkilediği tetkik edilmelidir.
- 4) Bakır alaşım elementinin kırılma tokluğu, yorulma ve aşınma özelliklerine etkileri üzerine detaylı araştırmalar yapılmalıdır.

REFERANSLAR

- [1] MILLIS, K.D., "Spheroidal Graphite Cast Iron- Its Development and Future", The British Foundryman, Jan. 1972.
- [2] KARSAY, I.S., "Ductile Iron-Production Practices" AFS, Second Edition, America, 1979.
- [3] WARRICK, R.J., "Application of Ductile Iron Castings", ASM Source Book on Ductile Iron, June 1977.
- [4] WETTERFALL, S.E., FREDRIKSSON, H., HILLERT, M., "Solidification Process of Nodular Cast Iron", J. of the Iron and Steel Inst., May 1972.
- [5] ———— 19th Census of World Casting Production 1984, Modern Casting, Dec., 1985, p.28.
- [6] ———— 23rd Census of World Casting Production 1988, Modern Casting, Dec., 1989.
- [7] KARSAY, I.S., "Ductile Iron II-Engineering Design, Applications", Quebec Iron and Titanium Co., 1971.
- [8] KARSAY, I.S., "Ductile Iron I-Production", Quebec Iron and Titanium Co., 1971.
- [9] REMONDINO, M., PILASTRO, F., COSTA, P., PERETTI, G. "Inoculation and Spheroidizing Treatments Directly Inside the Mold", ASM Source Book on Ductile Iron, June, 1977.
- [10] PATTERSON, V.H., "Post Inoculation of Ductile Iron" ASM Source Book on Ductile Iron, Jun. 1977.
- [11] McCLUHAN, T.K., "Nodulizing Materials", ASM Source Book on Ductile Iron, June, 1977.
- [12] MATTER, D., "Nodulizing Methods", ASM Source Book on Ductile Iron, June, 1977.
- [13] DUNKS, C.M., HOBMAN, G., MANNION, G., "Mold Nodulizing and Continuous Stream Treatment Techniques as Operated in Europe", ASM Source Book on Ductile Iron, June, 1977.

- [14] ——— Metals Handbook, 8th Edition, ASM 1.
- [15] COLE, G.S., "Solidification of Ductile Iron", AFS Transaction, Vol.80, 1972.
- [16] MINKOFF, I., "The Physical Metallurgy of Cast Iron", Norwich, 1983.
- [17] ——— Küresel Grafitli Dökme Demir Standardı, TS 519, 1976.
- [18] HOOVER, H.W., "A Literature Survey Degenerate Graphite in Heavy Section Ductile Iron", AFS Transactions, 1986.
- [19] PELLEG, J., "Influence of Silicon on Ductile Cast Iron", AFS Transactions, Vol.71, 1963.
- [20] GUERIN, L., GAGNE, M., "Effect of Mn, Cu and Sn on the Microstructure and Properties of Ductile Iron Castings", The Foundryman, Aug./Sep. 1987.
- [21] SIKORA, S.A., DALL'O, H.A., BOERI, R.E., ORTIZ, H.R., "Use of Cu-Mn in Low Alloy Nodular Cast Irons", The British Foundryman, May 1986.
- [22] COX, G.T., "Developments in the Use of Various Low-Alloy S.G. Irons With Special Mechanical Properties", Foundry Trade J., Nov. 1974.
- [23] MORROGH, H., "Influence of Some Residual Elements and Their Neutralization in Magnesium-Treated Nodular Cast Iron", AFS Trans. vol.60, 1952.
- [24] KANICKI, P.D., "Marketing of Ductile Iron", Modern Casting, April, 1988.
- [25] CLIFFORD, F.L., "Austempered Ductile Iron Cast About for New Applications", Mater. Eng. 103 (2), Feb., 1986, p.45.
- [26] ——— "Cast Iron v.s. Steel: the Difference in Austempering", Heat Treat., May 1985.
- [27] HUGHES, I.C.H., "Austempered Ductile Irons-their Properties and Significance", Mater. & Design, Vol.6, No.3, June/July 1985, p.124.
- [28] FULLER, A.G., "Austempered Ductile Irons-Present Applications", Materials & Design, Vol.6, No.3, June/July 1985, p.127.

- [29] FORREST, R.D., "The Challenge and Opportunity Present to the SG Iron Industry by the Development of Austempered Ductile Iron", The Foundryman, April 1988, p.168.
- [30] JOHANSSON, M., "Properties and Applications of Austempered Austenitic-Bainitic Ductile Iron", 45th Int. Foundry Congress, 29 Sept.-2 Oct., 1978, Hungary.
- [31] KROHN, B.R., "Austempered Ductile Iron Emerging as a Structural Material", Modern Casting, July 1984, p.26.
- [32] HARDING, R.A., "Effect of Metallurgical Process Variables on Austempered Ductile Irons", Metals And Materials, Feb. 1986, p.65.
- [33] KOVACKS, B.V., "Development of Austempered Ductile Iron (ADI) For Autotomobile Crankshafts", J. Heat Treating, Vol.5, No.1, 1987, p.56.
- [34] ——— "ADI: Beyond the Metalurgical Mystique", Modern Casting, Jan. 1985, p.34.
- [35] FRANETOVIC, V., SACHDEV, A.K., RYNTZ, E.F., "A Transmission Electron Microscopy Study of Austempered Lower Bainitic Nodular Cast Iron", Metallography, 20: 15-36 1987.
- [36] ——— "Research Efforts Push Ductile Iron to Forefront", Modern Casting, July 1986, p.32.
- [37] DUBENSKY, W.C., ROUNDMAN K.B., "An Electron Microscope Study of Carbide Formation in Austempered Ductile Iron", AFS Trans. 85-64, p.389.
- [38] MOORE, D.J. ROUNS, T.N. and RUNDMAN K.B., "Effect of Heat Treatment Mechanical Deformation and Alloying Element Additions on the Rate Bainite Formation in Austempered Ductile Irons", J. Heat Treating, vol.4, No.1. - Jun. 1985 p.7.
- [39] HARDING, R.A., "Why the Properties of Austempered Ductile Irons Should Interest Engineers", The British Foundryman Dec. 1986, p.489.
- [40] MORGAN, H.L., "Introduction to Foundry Production and Control of Austempered Ductile Iron", The British Foundryman, Feb./March, 1987.

- [41] JANOWAK, J.F., GUDLANCH, R.B., "Approaching Austempered Ductile Iron Properties by Controlled Cooling in the Foundry", J.Heat Treating, Vol.4, No.1, June 1985.
- [42] GUDLANCH, R.B., JANOWAK, J.F., "Austempered Ductile Iron Combines Strength with Toughness and Ductility", Metal Progress, July 1985.
- [43] JANOWAK, J.F., GUDLANCH, R.B., "Development of Ductile Iron for Commercial Austempering", AFS Transactions, 1983, p.377.
- [44] SCHISSLER, J.M., SAVERNA, J., "The Effect of Segregation on the Formation of Austempered Ductile Iron", J.Heat Treating Vol.4, No.2, December 1985, p.167.
- [45] RUNDMAN, K.B., MOORE, D.J., HAYRYNEN, K.L., DUBENSKY, W.J., ROUNS, T.N., "The Micro-structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron", J.Heat Treating Vol.5, No.2, 1988, p.79.
- [46] ROUNS, T.N., RUNDMAN, K.B., MOORE, D.M., "On the Structure and Properties of Austempered Ductile Cast Iron", AFS Transactions 84-121 p.815.
- [47] SHEA, M.M., RYNTZ, E.F., "Austempering Nodular Iron for Optimum Toughness", AFS Transactions, 86-125, p.683.
- [48] VOIGT, R.C., LOPER, C.R., "Austempered Ductile Iron Process Control and Quality Assurance", J. Heat Treating, V.3, No.4, Dec. 1984,p.291.
- [49] GRECH, M., YOUNG, J.M., "Effect of Austenitizing Temperature on Tensile Properties of Cu-Ni Austempered Ductile Iron", Materials Science and Technology, V.6, May 1990.
- [50] MOORE, D.J., ROUNS, T.N., RUNDMAN, K.B., "Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron", AFS Transactions, 85-103.
- [51] AKBULUT, H., "OKGDD'de Mikro yapı-Darbe Enerjisi ve Sertlik ilişkisi", Yüksek lisans MMLS Tezi İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü,İstanbul 1990.
- [52] BLACKMORE, P.A., HARDING, R.A., "The Effect of Metallurgical Process Variables on the Properties of Austempered Ductile Iron", J. Heat Treating, V.3, No.4, Dec.1984.

- [53] ÖZEL, A., "Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Bir Ostemperleme Çalışması", Yüksek Lisans MMLS Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul 1988.
- [54] YICHENG, Z. and others, "Hypoid Pinion and Ring Bears of Bainitic Nodular Iron With Shell Moulded Cast Teeth", 46th Int. Foundry Congress, Madrid-Espania.
- [55] SANDVIK, P.B.J., "The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys: The Primary Stage", Metallurgical Transactions A, Vol.3A, May 1982, p.777.
- [56] UEDA, Y., TAKITA, M., "Impact Strenth and Isothermal Transformation Diagram of Austempered Ductilr Iron", in: ASME and AMAX inc. 2nd International Conference on ADI, University of Michigan, Ann Arbor, 17-19 March 1986.
- [57] YOSHINO, S., "Mechanical Properties and Fatigue of Austempered Ductile Cast Iron", in: ASME and AMAX inc. 2nd International Conference on ADI University of Michigan, Ann Arbor, 17-19 March 1986.
- [58] TURK, A., "OKGDD'lerde Çentiksiz Darbe Enerjisi-Yapı ilişkisi", Yüksek Lisans MMLS Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul 1990.
- [59] HARDING, R.A., "Austempered Ductile Irons-Gears", Materials & Design, Vol.VI, No.4, August/September 1985.
- [60] COX, G.J., "The Effect of Austempering Time on the Properties of High-Strength S.G. Iron", The British Foundryman, June 1986.
- [61] JANOWAK, J.F., MORTON, P.A., "A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempered 1.5%Ni-0.3Mo Ductile Iron", AFS T., 84-120.
- [62] ——— ADI Broşürü, AMAX Publications, 1986.
- [63] KOBAYASHI, T., YAMAMOTO, H., "Development of High Toughness in Austempered Type Ductile Cast Iron and Evaluation of its Properties", M. Transactions A, Vol.19A, Feb. 1988, p.319.
- [64] PARK, Y.J., MORTON, P.A., "Contunious Cooling Transformation and Austempered Behavior of Cu-Mo Ductile Irons", AFS T., 84-153, p.395.

- [65] JATCZAK, C.F., LARSON, J.A., SHIN, S.W., "Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction", Published by: Society of Automotive Engineers, January 1980.
- [66] ELDIS, G.T., "Correlation of Measurements of Retained Austenite in Carburized Steels by X-ray Diffraction and Quantitative Metallography", J.Heat Treating, Vol.1, No.3, June 1980.
- [67] DURNIN, T., RIDAL, K.A., "Determination of Retained Austenite in Steel by X-ray Diffraction", J. of The Iron and Steel Inst., Jan. 1968.
- [68] RUNDMAN, K.B., "An X-Ray and Metallographic Study of an Austempered Ductile Cast Iron", AFS Trans., 82-115, p.499.
- [69] KIM, C., "X-ray Method of Measuring Retained Austenite in Heat Treated White Cast Iron" J. Heat Treating, Vol.1, No.2, 1979.
- [70] MILLER, R.L., "A Rapid X-ray Method for the Determination Retained Austenite", Trans. of the ASM, Vol.57, 1964.
- [71] KLIMEK, E.J., "A Metallographic Method for Measuring of Retained Austenite", Metals Engineering Quarterly, February 1975.
- [72] GRAF, I., "Metallographic Detection of Deformation-Induced Martensite in Austempered Ductile Iron", Prakt. Met. 25, 1988.
- [73] NATH, J., TELANG, Y., "Spectrum of Engineering Properties and Performance of Cast Iron Materials", in: ASME and AMAX inc. 2nd International Conference on Austempered Ductile Iron, University of Michigan, Ann Arbor, 17-19 March 1986.

Ek 1 : Miller bağıntısının çıkarılışı

(2-3) temel bağıntısı aşağıdaki şekilde çıkarılmaktadır. Ferrit fazında bir (hkl) yansımasının şiddeti:

$$I_{\alpha}^{hkl} = \left(\frac{I_0 e^4}{m^2 c^4} \right) \left(\frac{\lambda^3 A}{32 \pi r} \right) \frac{1}{V^2} [|FF| p LP e^{-2\mu}] A(\theta) (V_{\alpha}) \quad (2-4)$$

olarak yazılabilir. Burada;

I_{α}^{hkl} = α fazında (hkl) difraksiyon çizgisinin şiddeti

I_0 = gelen ışının şiddeti

e, m = elektronun yükü ve kütlesi

r = yarıçap veya difraktometre

c = ışık hızı

λ = gelen ışının dalga boyu

V = birim hücrenin hacmi

A = gelen ışının kesit alanı

$|FF|$ = yapı faktörü

p = çokluluk faktörü

LP = Lorentz-polarizasyon faktörü

$e^{-2\mu}$ = sıcaklık faktörü

$A(\theta)$ = absorpsiyon faktörü

θ = difraksiyon açısı

V_{α} = α fazının hacim oranı

Denklem (2-4) aşağıdaki şekilde basitleştirilebilir.

$$I_{\alpha}^{hkl} = \frac{K \cdot R_{\alpha}^{hkl} \cdot V_{\alpha}}{2\mu} \quad (2-5)$$

Burada μ lineer absorpsiyon katsayısı,

$$K = \left(\frac{I_0 e^4}{m^2 c^4} \right) \left(\frac{\lambda^3 A}{32 \pi r} \right) \quad (2-6)$$

$$R_{\alpha}^{hkl} = 1/V^2 (|FF| p LP e^{-2\mu}) \quad (2-7)$$

K malzemenin yapısından bağımsız bir sabittir. R ise θ ,

hkl ve numunenin veya ölçülen fazın bileşimi ve kristal yapısına bağlı bir faktördür. (2-5) bağıntısına benzer şekilde östenitin şiddeti;

$$I_{\gamma} = \frac{K \cdot R^{hkl} \cdot X_{\gamma}}{2\mu} \quad (2-8)$$

dir. Herhangibir hkl çifti için 2-5 ile 2-8 bağıntısı

$$\frac{I_{\gamma}^{hkl}}{I_{\alpha}^{hkl}} = \frac{R_{\gamma}^{hkl} X_{\gamma}}{R_{\alpha}^{hkl} X_{\alpha}} \quad (2-9)$$

olarak düzenlenebilir. Eğer yapıda sadece ferrit ve östenit bulunursa

$$X_{\alpha} + X_{\gamma} = 1 = \%100 \quad (2-10)$$

olacaktır. Buradan 2-9 ile 2-10 bağıntısı birleştirilirse aşağıdaki eşitliği elde ederiz.

$$X_{\gamma} = \frac{(R_{\alpha}/R_{\gamma}) I_{\gamma}}{I_{\alpha} + (R_{\alpha}/R_{\gamma}) I_{\gamma}} \quad (2-11)$$

burada; X_{γ} = östenit hacim oranı

I_{α} = (211) α pikinin alanı

I_{γ} = (220) γ ve (311) γ piklerinin ortalama alanı

R faktörü (220) γ , (311) γ ve (211) α düzlemleri için hesaplanmış ve $R_{\alpha}/R_{\gamma} = 1.4$ bulunmuştur. Bu sabit denklem 2-11 de yerine konulursa 2-3 deki temel denklem elde edilir. Şayet yapıda karbür fazıda mevcutsa;

$$X_{\gamma} + X_{\alpha} + X_c = 1 = \%100 \quad (2-12)$$

olacaktır. Dolayısıyla kalıntı östenit miktarını veren bağıntı;

$$X_{\gamma} = \frac{1 - X_c}{1 + (R_{\gamma}/R_{\alpha})(I_{\alpha}/I_{\gamma})} \quad (2-13)$$

olarak elde edilir. Burada, X_c karbür hacim oranıdır.

ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE
BAKIR MİKTARI-MİKROYAPI İLİŞKİSİ

Yılmaz YALÇIN

Anahtar Kelimeler: KGDD, Östemperleme, ÖKGDD, Bakır
Miktarı, Kalıntı östenit, Sertlik

Özet: Bu çalışmada, KGDD'de östemperleme şartlarına bağlı olarak bakır alaşım elementinin sertlik ve mikroyapısal özelliklere etkisi incelenmiştir. Östemperleme ısı işlemi sonucunda, küre sayısının başlangıca göre önemli oranlarda azaldığı, buna karşılık küreselliğin az da olsa arttığı gözlenmiştir. Bakır alaşım elementinin, küre boyut ve dağılımı ile kalıntı östenit miktarını fazla etkilemediği, ancak, alt beynitik yapıda kalıntı östenit miktarını bir miktar arttırdığı tesbit edilmiştir. Buna karşılık bakırın, özellikle, yüksek östemperleme sıcaklıklarında sertliği önemli ölçüde arttırdığı görülmüştür.

THE RELATIONSHIP BETWEEN COPPER CONTENT AND
MICROSTRUCTURE IN ADI

Yılmaz YALÇIN

Keywords: SG, Austempering, ADI, Copper Content,
Retained Austenite, Hardness

Abstract: In this work, the effect of copper content on the hardness and microstructural properties has been investigated as a function of austempering conditions in ductile iron. At the end of the austempering, the numbers of nodules with respect to as-cast structure have been decreased significantly, whereas the nodularity have been improved slightly. It was observed that the copper content has not affected excessively the nodule size and distribution and the quantity of retained austenite, but increased the quantity of retained austenite in lower bainitic structure. However, it has been determined that copper content increases hardness, especially, in high austempering temperatures.

ÖZGEÇMİŞ

1963 yılında Muğla'da doğmuştur. İlk ve orta tahsilini tamamladıktan sonra Muğla Teknik Lisesini bitirmiştir. 1982 yılında girdiği Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümünden 1986 yılında iyi derece ile mezun olmuştur. 1987 yılında ODTÜ Fen Bilimleri Enstitüsüne girmeye hak kazanıp burada 1 yıl İngilizce hazırlık sınıfına devam ettikten sonra İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Kimya-Metalurji Anabilim Dalı Malzeme Programına devam etmiştir.

1989 yılında İTÜ Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümüne Araştırma Görevlisi olarak atanan Yılmaz YALÇIN halen bu görevini sürdürmektedir. Evlidir.