

**GS17CrMo5-5 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM
ÖNCESİNDE VE SONRASINDA MİKROYAPI
VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**2012
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

ELİF ÖZTUYAK

**GS17CrMo5-5 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM
ÖNCESİNDE VE SONRASINDA MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Elif ÖZTUYAK

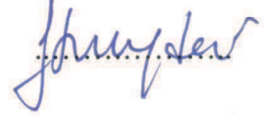
**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2012**

Elif ÖZTUYAK tarafından hazırlanan “GS17CrMo5-5 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM ÖNCESİNDE VE SONRASINDA MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı

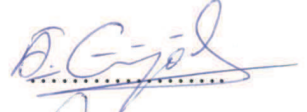


Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Bilimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 29/06/2012

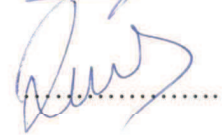
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

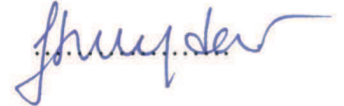
Başkan : Doç. Dr. Ali GÜNGÖR (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Gökhan SUR (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ (KBÜ)

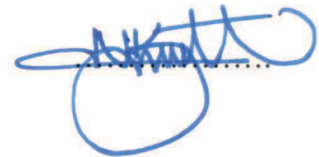


.../...../2012

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Elif ÖZTUYAK

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

GS17CrMo5-5 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM ÖNCESİNDE VE SONRASINDA MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Elif ÖZTUYAK

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ

Haziran 2012, 55 sayfa

Bu çalışmada, düşük karbonlu GS17CrMo5-5 ferritik çeliğinin iki farklı bileşimde dökümleri yapılarak, her bileşimden beşer adet numunenin ısıl işleme bağlı olarak mekanik özellikleri iyileştirilmeye çalışılmıştır. Ayrıca bu ısıl işlemlerin mikroyapıya etkileri araştırılmıştır. Normalizasyon işlemi 920 °C ve 960 °C' lerde yapılmış, sonrasında numuneler yağ ve su ortamında soğutulmuştur. Daha sonra numunede oluşan gerilimi almak ve istenilen sertlik değerlerine ulaşmak için 680 - 730 °C' de temperleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemi tamamlanan numunelerden sertlik ölçümü yapılmış ve sonrasında numunelerin mekanik testleri incelenmek üzere talaşlı imalatı gerçekleştirilmiştir. Talaşlı imalat ile çekme ve çentik-darbe test çubukları hazırlanmış ve bu test çubuklarından tahribatlı muayene işlemi tamamlanmıştır. Çentik-darbe numunelerinden optik mikroskop ve SEM görüntüleri alınmıştır.

Yapılan A grubu numunelerin sertlik testleri sonucunda, en yüksek sertlik değerleri A2 numunesinden ölçülmüştür onu sırasıyla A3, A5, A4 ve A1 takip etmiştir. Çekme testleri sonucunda ise 920 °C' den su verilerek soğutulan A2 numunesi en yüksek çekme gerilmesine sahip iken en düşük çekme gerilmesi ısıl işlem görmemiş A1 numunesidir. Çentik darbe deney sonuçlarına göre 960 °C' de yağda soğutulan A5 numunesi en yüksek tokluk değerine sahip olduğu tespit edilmiştir. A grubu numunelerin % uzama değerleri incelendiğinde su verilen A2 ve A4 numunelerinin en yüksek uzama değeri verdiği tespit edilmiştir.

B grubu numunelerin sertlik ölçümleri sonucuna göre en düşük sertlik değeri ısıl işlem yapılmayan B1 numunesinden ölçülmüştür ve bunu sırasıyla B2, B3, B4 ve B5 takip etmiştir. Çekme deneyi sonucunda ise B grubu numunelerinin tamamında amaçlanan akma ve çekme gerilmesi değerlerine ulaşılmıştır. Sadece % uzama değeri istenen değere ulaşamamıştır. Çentik darbe deneyi sonucuna göre ise en yüksek tokluk değerinin 960 °C yağda soğutulan B3 numunesinin verdiği görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : GS17CrMo5-5 ferritik çelik, ısıl işlem, çekme testi, çentik-darbe testi, mikroyapı.

Bilim Kodu : 915. 1. 092

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION of THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES at HEAT TREATMENT BEFORE AND AFTER of GS17CrMo5-5 STEEL

Elif ÖZTUYAK

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy and Materials Engineering Education

Thesis Advisor:

Assist. Prof. Dr. Fatma MEYDANERİ

June 2012, 55 pages

Made castings in composition of two different of GS17CrMo5-5 ferritic steel with low-carbon , improvements of mechanical properties depending on heat treatment of five samples from each of composition were studied. In addition, the effects of heat treatments on microstructure were investigated. The process of normalization has been youth at 920 °C and 960 °C temperatures. After, the samples were cooled in the oil and water. Then, the tempering process to take the stress of the sample and to achieve the desired hardness values has been accomplished at 680-730 ° C. Hardness measurements of samples with completed thermal process was completed, and Machining to examined mechanical tests of samples was carried out. Notch-impact test bars and tensile test bars were prepared by machining, and non-destructive examination was completed from the bars. Optical microscopy and SEM images were taken from notch-impact samples.

As a result of the hardness tests of A group of samples, the most high hardness value was measured from A2 sample, and it was followed by A3, A5, A4 and A1 samples, respectively. As a result of tensile tests, while A2 sample cooled giving water from 920 ° C has the highest tensile stress, A1 specimen with non-thermal process has the lowest tensile stress. According to notch-impact test results, A5 sample cooled in oil at 960 ° C was determined to have the highest toughness value. When % elongation values of A group of samples was investigated, A2 and A4 samples cooled giving water were determined to have highest elongation values.

According to the results of hardness measurements of B group samples, the lowest hardness value were calculated from B1 sample without heat treatment, and it was followed by B2, B3, B4 and B5 samples, respectively. As a result of tensile test, all of the B group specimens reached to desired values of yield and tensile stress. Only the value of % elongation did not reach the desired value. According to the notch-impact test results, the B3 specimen cooled in oil at 960 ° C has been found that have the highest toughness value.

Key Words : GS17CrMo5-5 ferritic steel, heat treatment, tensile test, notch-impact test, microstructure.

Science Code : 915. 1. 092

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ'ne sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışmasının hazırlanmasında, döküm işlemlerinin gerçekleştirilmesinde, çekme ve çentik-darbe deneylerinin yapılmasında yardımlarını esirgemeyen KARDÖKMAK A.Ş. Şirket Müdürü Muharrem BOSTANCI, Şirket Müdür Yardımcısı Fikret ŞENOCAK, Dökümhane İmalat Başmühendisi Özgür AYKUT, Dökümhane Laboratuvar Teknik Uzmanı Cihan DEĞİRMENCI' ye teşekkür ederim.

Ayrıca bu tez çalışması Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri kapsamında KBÜ-BAP-11/2-YL-014 nolu proje ile desteklenmiştir. Finansal desteklerinden dolayı KBÜ-BAP birimine teşekkür ederiz.

Çalışmam süresince her zaman yanımda olan ve manevi desteklerini esirgemeyen canım aileme, sevgili eşim Ünal ve biricik kızım Ekin'e tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiv
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	4
TEMEL KAVRAMLAR ve LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	4
2.1. ALAŞIMLAR.....	4
2.2. DEMİR KARBON ALAŞIMLARI.....	6
2.2.1. Demir Sementit Faz Diyagramı	8
2.3. ÇELİKLER.....	10
2.4. ÇELİKLERDE OLUŞAN İÇYAPILAR.....	11
2.5. ÇELİKLERDE ISIL İŞLEM VE MEKANİK ÖZELLİKLER	15
2.6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	17
BÖLÜM 3.	23
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	23
3.1. GİRİŞ.....	23
3.2. NUMUNELERİN HAZIRLANMASI	23
3.2.1. Model Yapımı	23
3.2.2. Kalıplama.....	24
3.2.3. Eritme ve Döküm.....	25

	<u>Sayfa</u>
3.2.4. Döküm Numunelerinin Temizlenmesi	27
3.2.5. Numunelere Uygulanan Isıl İşlemler	28
3.2.6. Numunelere Uygulanan Mekanik Testler	30
3.3. MİKROYAPI ANALİZİ	32
BÖLÜM 4.	34
4.1. DENEYSSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	34
4.2. MEKANİK TESTLER VE SONUÇLAR	34
4.3. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	40
4.3.1. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ	40
4.3.2. SEM ANALİZİ	44
BÖLÜM 5.	50
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	50
KAYNAKLAR	52
ÖZGEÇMİŞ	55

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Katı eriyiklerin ana kafes içerisinde yerleşim konumu.....	5
Şekil 2.2. Saf demir için ideal ısıtma eğrisi.....	7
Şekil 2.3. Demir-sementit faz diyagramı.....	9
Şekil 2.4. Ötektoid çeliğin mikro yapı dönüşümü.....	12
Şekil 2.5. Ötektoid altı çeliğin mikro yapı dönüşümü.....	13
Şekil 2.6. Ötektoid üstü çeliğin mikro yapı dönüşüm	14
Şekil 2.7. Isıl işlemden sıcaklık-zaman diyagramı.....	17
Şekil 2.8. Alaşımız çeliklere uygulanan yumuşatma, normalizasyon, küreselleştirme ve sertleştirme işlemleri için tavlama sıcaklık aralıkları	18
Şekil 2.9. Martenzit fazının sertliği üzerine karbon konsantrasyonunun etkisi	19
Şekil 3.1. Numunenin model resmi	24
Şekil 3.2. Numunenin kalıplanması	25
Şekil 3.3. Bir tonluk indüksiyon ocağı	26
Şekil 3.4. OBLF marka spektral analiz cihazı.....	27
Şekil 3.5. Sistek marka ısıl işlem fırını	28
Şekil 3.6. Torna tezgahı.....	30
Şekil 3.7. Çekme numunesi ölçüleri.....	30
Şekil 3.8. Alşa marka çekme test cihazı.....	30
Şekil 3.9. Freze tezgahı	31
Şekil 3.10. Çentik numunesi ölçüleri	31
Şekil 3.11. Alşa marka çentik cihazı.....	31
Şekil 3.12 Sertlik ölçme cihazı.....	32
Şekil 3.13 Metalografik numune zımparalama ve parlatma cihazı.....	32
Şekil 4.1. A ve B grubu numunelerinin akma ve çekme gerilmelerinin karşılaştırılması	37
Şekil 4.2. A ve B grubu numunelerin çentik değerleri.....	38
Şekil 4.3. A ve B grubu numunelerinin % uzama değerlerinin karşılaştırılması.....	38
Şekil 4.4. A ve B grubu numunelerinin karşılaştırılmalı sertlik değerleri.	40

Sayfa

Şekil 4.5. Isıl işlemsiz numunelerin optik mikroskop görüntüleri	41
Şekil 4.6. 920 °C, 960 °C’ de suda ve yağda soğutulan A2, B3, B4 ve B5 numuneleri.....	42
Şekil 4.7. 920 °C , 960 °C’ de suda ve yağda soğutulan B2 , B3, B4 ve B5 numuneleri.....	44
Şekil 4.8. Isıl işlem uygulanmamış numunelerin SEM görüntüleri	46
Şekil 4.9. 920 °C’ de su ve yağ ortamında soğutulan A numuneleri.....	47
Şekil 4.10. 960 °C’ de su ve yağ ortamında soğutulan A numuneleri.....	48
Şekil 4.11. 960 °C’ de su ve yağ ortamında soğutulan B numuneleri.....	49
Şekil 4.12. 920 °C’ de su ve yağ ortamında soğutulan B numuneleri.....	50

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 3.1. Deneysel çelik numunelerinin kimyasal içeriği.....	27
Çizelge 3.2. A grubu numunelerine uygulanan ısıtım işlem tablosu	29
Çizelge 3.3. B grubu numunelere uygulanan ısıtım işlem tablosu.....	29
Çizelge 4.1. GS17CrMo5-5 çeliğinin DIN EN 10293 Standartında verilen kimyasal kompozisyon değerleri	34
Çizelge 4.2. GS17CrMo5-5 çeliğinin DIN EN 10293 Standardında verilen mekanik özellikler.....	35
Çizelge 4.3. A grubu numunelerine ait mekanik değerler	35
Çizelge 4.4. B grubu numunelerine ait mekanik değerler.....	36
Çizelge 4.5. A grubu numunelerine ait sertlik değerleri	39
Çizelge 4.6. B grubu numunelerine ait sertlik değerleri	39

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

C	: Karbon
Si	: Silisyum
Mn	: Mangan
Mo	: Molibden
Al	: Alüminyum
Ar	: Argon
Au	: Altın
Cu	: Bakır
H ₂	: Hidrojen
Mo	: Molibden
Ni	: Nikel

KISALTMALAR

DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	: Avrupa Normu
TS	: Türk Standardı

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Tarih boyunca tüm medeniyetler, malzemeleri enerji ile birlikte insanın yaşama standardını yükseltmek için kullanmışlardır. İçinde bulunduğumuz bilgi çağında teknolojik gelişmelerin de getirdiği gereksinimlerden dolayı, malzemelerin her türlü özelliğinin anlaşılması ve geliştirilmesi için birçok araştırma yapılmıştır. Her dönemin teknoloji düzeyi ve bir anlamda uygarlığı, o dönemde kullanılan malzemelerle ölçülmüştür. Diğer taraftan teknolojik ilerlemeler malzeme bilimindeki gelişmelere bağlı olarak gerçekleştirilmiştir. Örneğin; raylı taşımacılıktaki ilerlemeler çelik sektöründeki gelişmelerle, elektronikte atılan büyük adımlar ise yarı iletkenlerin keşfedilmesi ile gerçekleştirilmiştir [1].

Teknolojideki gelişmelerle birlikte, mühendislik malzemelerinden beklentiler de artmıştır. Mühendislik ve tıp alanlarında yapılan bilim ve uygulama çalışmalarının gerçekleştirilmesi ve geliştirilmesi, mühendislik malzemelerinin geliştirilmesine ve bunun için uygulanan muayene yöntemlerine dayanmaktadır [2]. Bugünkü ekonomimizin önemli bir kısmını malzemelerin üretilmesi ve kullanım amacına uygun hale getirilmesi oluşturmaktadır. Malzemeler ve bunların üretilmeleri için gerekli yöntemler mühendisler tarafından tasarlanmaktadır. Malzemelerin üretilmesinde, her bir amaç için en uygun malzemenin seçilebilmesi ve bu üretimlerde en uygun yöntemin belirlenebilmesi, mühendislerin malzemelerin içyapısı ve gerekli özellikleri hakkında bilgi sahibi olmalarını gerektirmektedir [3].

Öte yandan, yüksek dayanımlı malzemelere olan talebin artması, daha iyi mekanik özelliklere sahip yeni malzemelerin üretimine olan ilginin artmasına neden olmuştur.

Çelik, günümüz dünyasında geniş çapta kullanılan bir malzemedir. Bu özelliğinin nedeni, sadece kolay ve ucuz üretiminden değil; aynı zamanda onu kullanılabilir kılan özelliklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Bazı çeliklerin, yüksek

mukavemet göstermeleri, onları birçok uygulama için tek alternatif kılmaktadır. Mukavemeti azalan bir malzemenin yük taşıma kapasitesi sifıra kadar iner ve eğer kırılma olayı tamamen gerçekleşirse, malzeme birkaç parçaya ayrılabilir. Bunu sadece yapı kusurları veya çatlaklarla meydana gelen beklenmedik hasarlar olarak değil, aynı zamanda bu kavramların yanında malzemelerin tokluğu üzerine içyapıların ve temel mekanik özelliklerin etkisinin de ele alındığı bir kavram olarak değerlendirmek gerekmektedir.

Son zamanlarda birçok bilim adamı, içyapı, temel mekanik özellikler ve deformasyon tavrı arasındaki bağıntı üzerine yoğunlaşmaktadır. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), auger elektron spektroskopisi, optik mikroskop gibi mikro yapısal analiz teknikleriyle bu ilişkiler araştırılmaya çalışılmış, fakat henüz genel bir bağıntı bulunamamıştır. Bu alanda esasen kabul edilmiş bir bağıntıyı başarmadaki zorluklar, çelik malzeme içerisinde istenilen içyapıyı sağlamadaki zorlukla paraleldir. Örneğin; ötektoid altı bir çeliğe olumlu yönde etki edecek birtakım mekanik özellikleri kazandırmak için genellikle demir - sementit faz diyagramında, östenitleştirme bölgesi olarak ifade edilen aralıkta, ısıl işlemler uygulanmaktadır. Fakat artan östenitleştirme sıcaklığıyla çelik malzeme içerisindeki tane boyutunun artması veya su verme esnasında dönüşmeyen kalıntı östenitlerin oranının yüksek olması, tokluk açısından istenilen içyapı ve mekanik özelliklerin sağlanamaması demektir. Arzu edilen, içyapıyı değiştirmeden, sadece istenmeyen bir yapıyı malzemedan uzaklaştırmak ise neredeyse imkânsız sayılabilecek zorluktur. Bilim adamları ve araştırmacılar, bahsedilen bu kavramlar üzerine sayısız çalışmalar yapmışlardır ve bu çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle içyapı, mekanik özellikler ve tokluk arasındaki ilişkiyi sağlam temellere ve sabit verilere oturtmak, çelikler üzerine yapılan yorumları daha kolay kılacaktır.

Bu nedenle bu çalışmada, farklı iki bileşimde düşük karbonlu GS17CrMo5-5 ferritik çeliğini üretmek ve üretilen bu çeliklerin termik santrallerde, çimento fabrikalarında vb. kullanım alanına bağlı olarak ısıl işleme mekanik özelliklerini iyileştirmek ve ısıl işlemin mikroyapıya etkisini araştırmaktır. Bu kapsamda önce düşük karbonlu GS17CrMo5-5 ferritik çeliklerinin dökümleri yapılmıştır. Daha sonra bu çeliğin sınıfına göre DIN EN 10293 standartları kapsamında ısıl işleme tabi tutulmuştur.

Isıl işleme tabi tutulan ve tutulmayan numunelerin sertliği, çekme ve çentik-darbe testleri yapılmıştır. Son olarak numuneler parlatılmış, hem optik mikroskop hem de SEM görüntüleri alınarak mikroyapı analizleri yapılmıştır.

Bu çalışma, konu ile ilgili temel kavramlar, literatür taraması, deneysel çalışma ve deneysel sonuçlar bölümlerinden oluşmaktadır.

BÖLÜM 2

TEMEL KAVRAMLAR ve LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. ALAŞIMLAR

Farklı özelliklere sahip elementlerin bir araya getirilmesiyle, üstün özelliklerin uygun bir şekilde tek bir malzemede elde edilmesi için uygulanan işleme *alaşımlama* denir. Tek tip element içeren bir metale belirli bir özellik katmak amacıyla en az bir başka elementin katılmasıyla ortaya çıkan ve metalik karakter gösteren yeni yapıya ise *alaşım* denir. Ayrıca alaşımlarda katkı elemanı metal ya da ametal olabilir [4].

Bir alaşım sistemi, mümkün olan bütün kimyasal bileşimlere sahip alaşımları içerir. İki elementten oluşan sisteme ikili alaşım sistemi, üç elementten oluşan sisteme ise üçlü alaşım sistemi denilmektedir. Doğada yaygın olarak bulunan 45 adet metal 990 tane ikili, 14000 tane de üçlü sistem oluşturur ve kimyasal bileşim % 1 oranında değiştirildiğinde, her bir ikili sistem için 100 adet farklı alaşım elde edilir. Ticari alaşımların çoğu, çok sayıda element içerdiğinden mevcut elementlerle neredeyse sonsuz sayıda alaşım yapılabileceği sonucu çıkarılabilir [5].

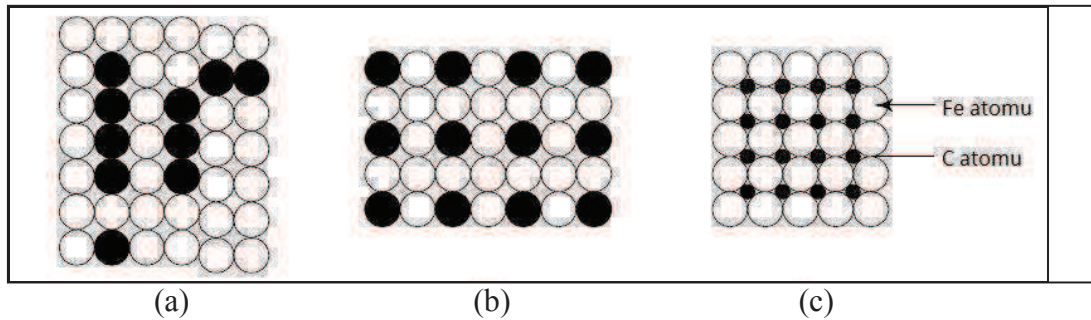
Bir A metaline bir B metali alaşım yapacak şekilde ilave edildiğinde, ilave edilen B elementinin miktarına ve alaşımın bulunduğu sıcaklığa bağlı olarak birçok yapı ve düzen ortaya çıkabilir. Bu elementlerden çok azı tamamıyla bir katı çözeltili oluşturacak şekilde davranır [4]. Yani ilave edilen element kristal içinde katı çözeltili veya bileşik olarak bulunur.

Katı çözeltiler bazen katı eriyik olarak da adlandırılmaktadır. Bir çözeltili, çözen ve çözünen olmak üzere iki kısım veya bileşenden oluşur. Çözeltinin yüzde oranı yüksek olan bileşenine çözen veya çözücü, oranı düşük olan bileşenine de çözünen adı verilir [5]. W. Hume-Rothery ve arkadaşları büyük ölçüde katı eriyik oluşumunu

önceden belirleyen bazı kurallar ortaya koymuşlardır. İki eleman arasında bir katı eriyik oluşumunun var olabilmesi için bazı koşulların sağlanabilmesi gerekmektedir. İki elementin yüksek konsantrasyonlarda katı eriyik oluşturabilmesi için kafes sisteminin aynı veya benzer olması gerekir. Diğer yandan metal atomlarının yarıçap farklarının % 15'den büyük olması durumunda ise katı eriyik oluşması zordur. Alaşım sistemlerinde elementlerden birinin yüksek elektropozitif, diğerinin yüksek elektronegatif olması katı eriyik oluşumundan çok bileşik yapılar oluşturur. Bu durum farklı valanslara sahip elementlerin oluşturduğu alaşım sistemlerinde de ortaya çıkar [4,6].

Alaşım eriyik haldeyken genellikle homojendirler, yani tek bir sıvı çözültiden oluşurlar. Katı halde ise yalnız bir katı çözülti içererek homojen veya çok sayıda katı çözülti, ara bileşik, saf metal kristali içererek heterojen bir içyapıya sahip olabilmektedirler [7]. Diğer taraftan farklı türdeki atomlar sıvı halde homojen sıvı eriyik oluştururlar. Katılaşma sırasında yabancı elemanlar kafes yapıda varlığını korursa katı eriyik elde edilir. Yani iki bileşen katı halde birbiri içerisinde tamamen çözünerek ortak bir kafes meydana getirirler [8].

Katı eriyikler katkı elementinin ana kafes içerisinde yerleşim konumlarına göre ikiye ayrılır. Eriyen atomlar, eriten atomların yerine geçtiğinde yer alan katı eriyik, kafesteki boşluklara yerleştiğinde ise ara yer katı eriyiği oluşmaktadır (Şekil 2. 1).



Yer alan katı eriyik, çözünen B bileşenin bir miktar atomunun ana kafesteki çözen A bileşenin atomlarının yerlerine geçmesiyle oluşur [10]. Ara yer katı eriyik ise, atom çapı oranı daha küçük olduğunda, çözünen atomların ana kafeste ara yerlere yerleşmesiyle oluşur [7].

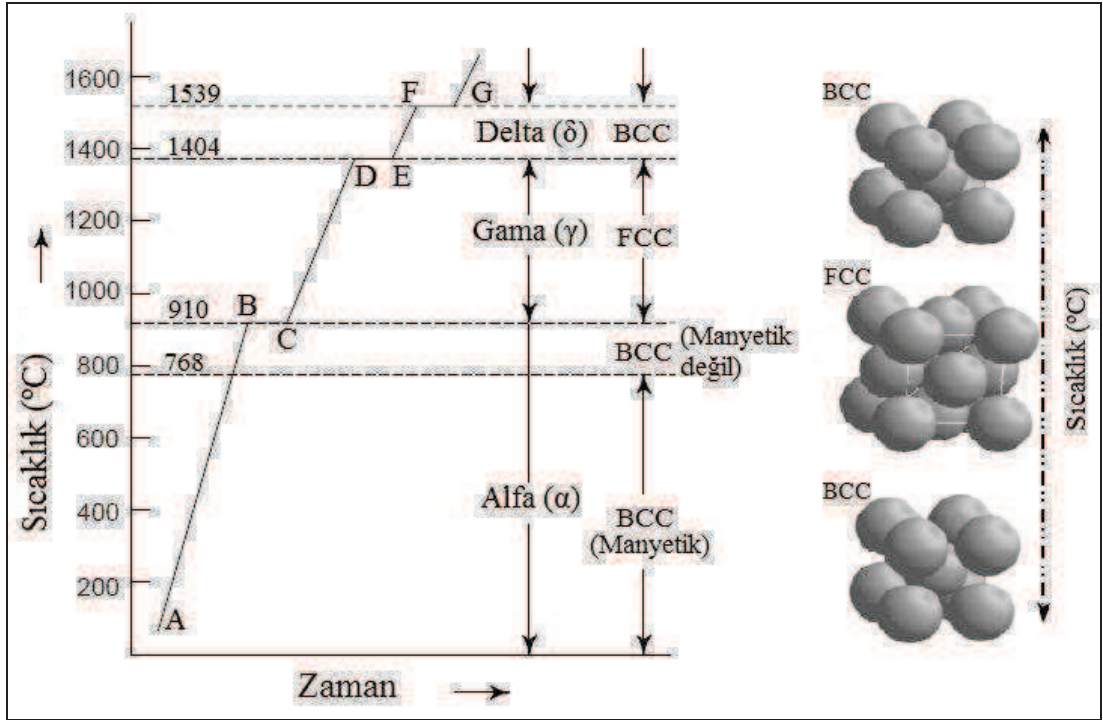
Alaşımdaki iki atom türü arasındaki çekme kuvvetleri aynı türdeki atomların birbirleri arasındaki çekme kuvvetlerinden farklı değilse, yani farklı atomlar birbirlerine tarafsız davranıyorlarsa, düzensiz bir yapı meydana gelir. Fakat farklı türdeki atomlar arasındaki çekme kuvveti aynı tür atomlar arasındakine göre daha kuvvetli ise, süper kafes denilen düzenli bir yapı meydana gelir. Ayrıca belirli bir düzenin oluşabilmesi yer değişimleri için gerekli zamanın sağlanmasına bağlıdır. Dolayısıyla bahsedilen süper kafes düzeninin gerçekleştirilmesi, uygun katı eriyiklerin yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutulmasıyla elde edilebilir. Hızlı soğumalarda ise düzenli bir yapı elde edilemez [7].

2.2. DEMİR-KARBON ALAŞIMLARI

Metaller ve alaşımlar iyi dayanım, tokluk ve süneklik, nispeten düşük maliyet gibi faydalı mühendislik özelliklerine sahip olduklarından mühendislik tasarımlarında yaygın bir uygulama alanına sahiptir. Birçok özelliği bir arada bulundukları için demir esaslı alaşımlar (çoğunlukla çelikler) dünya metal üretiminin % 90'ını oluşturmaktadır [3].

Demir esaslı metallerde ana eleman demirdir ve bunun yanında karbon daima bir alaşım elemanı olarak bulunur [8]. Saf demire başka alaşım elemanları ilave edildiğinde bile eriyik halden oda sıcaklığına kadar soğutulması veya oda sıcaklığından eriyik hale kadar ısıtılması işlemleri sırasında dönüşümler gözlenir. Fakat bu dönüşümler farklı sıcaklık değerlerinde meydana gelir. Ayrıca demirin kafes yapısındaki yabancı atomların sayısı arttığında, dönüşüm sıcaklıklarındaki ötelenmeler de o oranda değişir. Diğer taraftan saf demir için en önemli alaşım elemanı karbondur ve küçük miktarlardaki karbon ilaveleri bile alaşımın mekanik özelliklerinde saf demire nazaran önemli ve büyük değişiklikler meydana getirir [11].

Saf demir alfa (α), gama (γ) ve delta (δ) olmak üzere üç allotropik yapı sergilemektedir. Şekil 2. 2' de gösterilen saf demirin soğuma eğrileri bu kristolografik yapıların her birinin dengede olduğu sıcaklık aralıklarını göstermektedir. Demir oda sıcaklığından 910 °C' ye kadar hacim merkezli kübik yapıya sahiptir ve bu yapı α demiri olarak adlandırılır. (α) demiri 910 °C' ye ısıtıldığında yüzey merkezli kübik γ demire dönüşür. 1404 °C' ye kadar ısıtıldığında ise γ demiri tekrar hacim merkezli kübik δ demire dönüşür [12].



Şekil 2.2. Saf demir için ideal ısıtma eğrisi [9, 13].

Demir ve alaşımlarında, bu dönüşümler oldukça önemlidir. Çünkü Bravais örgüsünün değişimi ile farklı atom aralıkları ve değişik kristal yapıları, mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir [10].

Demir, kristal yapısına ve bulunduğu sıcaklığına bağlı olarak farklı oranlarda karbon içerebilir. Örneğin (α) demiri en fazla 723 °C' de % 0,025 mertebesinde karbon içerirken oda sıcaklığında karbon içerme yeteneği yoktur. Yüksek sıcaklıklarda bulunan γ demiri ise 1147 °C' de % 2 ve 723 °C' de % 0,8 mertebesinde karbon içermektedir [2].

Sıcaklığın düşmesine ve karbon oranının artmasına bağlı olarak ortaya çıkan fazla karbon atomlarının yalnız başlarına veya demir atomlarıyla beraber oluşturabildikleri kristal cinslerine göre iki temel katılma söz konusudur. Karbon atomları bir araya gelerek kendi kristallerinden oluşan hekzagonal kafesli grafit kristali oluşturabilirler. Bu şekilde bir toplanma için katı ortamda, her bir karbon atomunun uzun yol kat etmesi gerekir. Ancak bunun sağlanabilmesi için uzun bir difüzyon zamanı ve yüksek sıcaklık gereklidir. Bu katılma türüne *stabil katılma* denir. Diğer taraftan karbon atomları bir araya gelerek grafit oluşturmaya zaman bulamadıklarında, demir atomlarıyla beraber, Fe_3C kristalini oluştururlar ve bu bileşik *sementit* olarak adlandırılır. Bu tür katılmaya ise *metastabil katılma* denir [2].

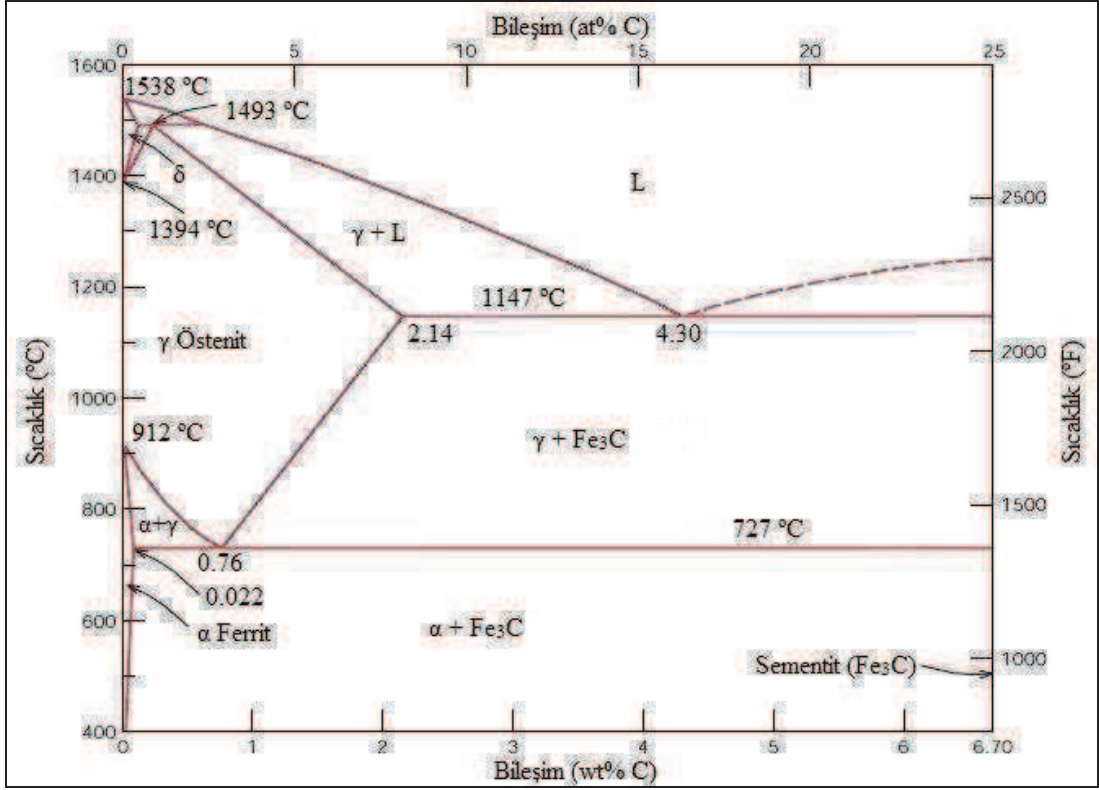
2.2.1. Demir-Sementit Faz Diyagramı

Alaşım termodinamik sistem olarak düşünüldüğünde, durumu sıcaklık, basınç ve bileşim büyüklükleri ile saptanabilir. Yani sıcaklık, basınç ve bileşim büyüklüklerine bağlı olarak fazların varlığı ancak incelenen sistemin termodinamik denge halinde olmasıyla belirlenebilir. Elde edilen sonuçlar faz diyagramları yardımıyla toplu olarak belirtilmektedir [10].

Karbon demir içerisinde çözünerek farklı ara yer katı çözeltileri oluşturur. Katı çözeltili dışında kalan karbonun demirle bir ara yer bileşiği (Fe_3C) oluşturması durumunda demir-sementit faz diyagramı, tamamen serbest yani grafit (C) halinde bulunması durumunda ise demir-grafit faz diyagramı geçerli olur. Bu faz diyagramlarından çelik ve dökme demirlerin incelenmesinde oldukça yararlanılmaktadır. Ayrıca bu diyagramlar arasında sementitin yerini grafitin alması ve bazı küçük değişiklikler dışında, temel reaksiyonlar açısından ciddi bir fark yoktur. Çelikler genellikle grafitleşme göstermezler [5].

Demir-karbon ikili alaşımının metastabil katılma ve katı hal dönüşümü sürecinde, sıcaklığa ve karbon oranına bağlı olarak, hangi fazların oluşabileceği Şekil 2. 3' de verilen demir-sementit faz diyagramında gösterilmektedir. Diyagramda faz dönüşümlerinin başlama ve tamamlanma sıcaklıklarının, sıvı halde veya demir kristalleri içerisinde erimiş halde bulunan karbon oranına bağlı olarak değiştiği

görülmektedir. Öyle ki karbon bileşimine bağlı olarak değişen dönüşüm sıcaklıkları diyagramdaki faz bölgelerinin sınır çizgilerini oluşturmaktadır. Dolayısıyla demir-karbon faz diyagramı demir-karbon alaşımlarının gösterdiği yapı dönüşmelerini ortaya koyması açısından oldukça önemlidir [2].



Şekil 2.3. Demir-sementit faz diyagramı [14].

Demir-sementit faz diyagramlarında karşılaştığımız farklı katı fazlar vardır. Bunlar ferrit (α), östenit (γ), ferrit (δ) ve sementittir. Bunlara ilaveten dengesiz bir faz olan martenzit hızlı soğutmayla oluşturulabilir [6].

Ferrit (α), hacim merkezli kübik demir kristal kafesinde, karbonun ara yer katı çözeltilisidir. (α) fazında karbon çok az miktarda çözünmektedir. 727 °C' de maksimum % 0,022 oranında karbon çözünür. Ferrit, demir-karbon sistemindeki en yumuşak fazdır. Ferrit (δ) ise, α fazı gibi bir katı çökelti olup sadece oluştuğu sıcaklık aralığı α ferritten farklıdır. (δ) ferrit fazı nispeten yüksek sıcaklıklarda kararlı olup, teknolojik bir öneme sahip değildir. Hacim merkezli kübik yapıya sahip bu faz, karbonun en yüksek katı çözünürlüğü 1495 °C' de % 0,09'dur [15].

Östenit (γ), yüzey merkezli kübik demir kafesinde karbonun ara yer katı çözeltilisidir. Karbonun katı çözünlüğü östenit fazında daha yüksektir. 1148 °C’de % 2,11 oranında karbon çözümlenirken, bu oran 727 °C’ de % 0,77 ye düşmektedir. Östenit fazdan başlayarak meydana gelen faz dönüşümleri, çeliklerin ısı işleme için oldukça önemlidir [15].

Sementit (Fe_3C), karbonun demirle oluşturduğu metaller arası bileşiğe verilen isimdir. Sementitin bileşimi % 6,67 karbon ve % 93,3 demirdir. Sementit; sert, gevrek ve kırılmalı bir yapıya sahiptir. Ayrıca ortorombik kristal yapıya sahip olan bu sementit fazının varlığı ile bazı çeliklerin mukavemetinin arttığı belirtilmektedir [5,15].

Demir-sementit faz diyagramı her biri sabit sıcaklıkta olan ve üç fazı gerektiren, değişmeyen reaksiyonlara sahiptir. Bunlar peritektik, ötektik ve ötektoid reaksiyonlardır [12]. 1495 °C’ de, peritektik tepkime noktasında % 0,53 karbon içeren sıvı, % 0,09 karbon içeren δ ferritle birleşerek, % 0,17 karbon içeren γ östeniti oluşturur. 1148 °C’ de, ötektik tepkime noktasında % 4,3 karbonlu sıvı, % 2,08 karbonlu γ östenitini ve % 6,67 karbon içeren sementit (Fe_3C) bileşimini oluşturur. 723 °C’ de, ötektoid tepkime noktasında ise % 0,8 karbonlu katı östenit, % 0,02 karbonlu α ferrit ve % 6,67 karbonlu sementit (Fe_3C) oluşturur. Tamamen katı halde meydana gelen bu tepkime bazı çeliklerin ısı işleminde oldukça önemlidir [3].

2.3. ÇELİKLER

Çelikler % 0,02 ile % 2 arasındaki oranlarda karbon içerirler. Genel anlamda çelikler içerdikleri karbon oranına göre üç kısma ayrılır. % 0,25’e kadar karbon içerenler düşük karbonlu, % 0,25~0,55 arasında karbon içerenler orta karbonlu ve % 0,55~2 arasında karbon içerenler ise yüksek karbonlu çelikler olarak sınıflandırılırlar. Diğer yandan % 0,8 karbon içeren çelikler ötektoid çelik adını alır ve bunun nedeni, bu bileşimdeki östenitin yavaşça ötektoid sıcaklığın altına soğutulması halinde tamamı α ferrit ve sementitten oluşan bir yapının meydana gelmesidir. Çeliğin % 0,8’ den az % 12 karbonu olması halinde ötektoid altı çelik, % 0,8’ den fazla karbonlu olması halinde ötektoid üstü çelik adını alır [3].

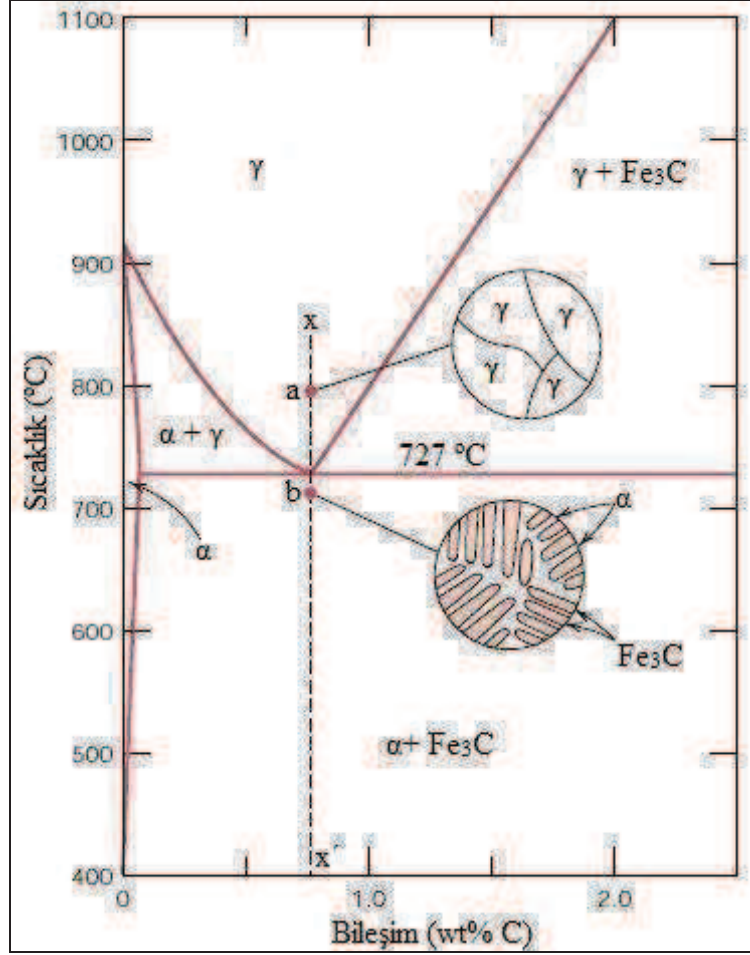
Demir esaslı metaller demir-karbon alaşımları ve alaşımlı çelikler olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Demir-karbon alaşımlarında sadece demir ve karbon bulunurken, alaşımlı çeliklerde demir ve karbonun yanı sıra ilaveten mangan, krom, nikel, silisyum, molibden gibi diğer alaşım elementleri de vardır. Ayrıca alaşımlı çelikler alaşım elemanlarının oranına göre az alaşımlı ve yüksek alaşımlı çelikler olmak üzere iki sınıfa ayrılırlar. % 5' den az alaşım elemanı içeren az alaşımlı çelikler çoğunlukla yüksek mukavemetli yapı elemanları ve makine parçaları üretiminde kullanılırlar [8].

2.4. ÇELİKLEDE OLUŞAN İÇ YAPILAR

Çeliklerin içyapısının sıcaklık diğer bir deyişle soğuma hızı ile değiştiği geniş biçimde araştırılmıştır. O çalışmalarda gösterilmiştir ki; % 0,8 mertebesinde karbon içeren bir çelik numunesi yaklaşık 750 °C' ye kadar ısıtılır ve yeterli bir süre bekletilirse çeliğin yapısı homojen östenit olacaktır. Bu işleme östenitleme adı verilir. Bu ötektoid çelik, ötektoid sıcaklığının hemen üzerine kadar yavaşça soğutulduğunda, Şekil 2. 4' de a noktasıyla gösterildiği gibi östenitli yapı kalacaktır. Ötektoid sıcaklığına veya hemen bunun altına kadar soğutulduğunda yapının tamamı, östenitten, sementit (Fe_3C) ve ferritin üst üste levhalarından oluşan lamelli bir yapıya dönüşecektir. Ötektoid sıcaklığın hemen altında ise, Şekil 2. 4' deki b noktasında, lamelli bir yapı görünüşünü alacaktır. Bu ötektoid yapıya, incinin yapısına benzediğinden dolayı perlit adı verilmiştir. Karbonun α ferrit ve sementitteki çözünürlüğü, 723 °C' den oda sıcaklığına çok az değiştiğinden, perlit yapısı da esas olarak bu sıcaklık aralığında değişmemektedir [3].

Çeliklere katılan alaşım elementleri ferrit içerisinde küçük miktarlarda çözünerek karışım kristalleri oluştururlar. Yabancı atomların yapıya girmesi ile kristal kafesi gerilir ve kalıcı şekil değişimine karşı daha güçlü bir direnç gösterir. Dolayısıyla mukavemet ve akma sınırı artar. Yüksek sıcaklıklarda alaşım elementleri östenit içerisinde çözünürler ve kristal kafesin dönüşümü sırasında karbon difüzyonunu zorlaştırırlar. Bu nedenle karbon ancak kısa mesafeler kat edebilir ve östenitin parçalanması ile ince lamelli perlit oluşur. Normal soğuma sonucu oluşan bu ince perlit, alaşımsız çeliklerin hızlı soğuması sonucunda oluşan ince perlit ile

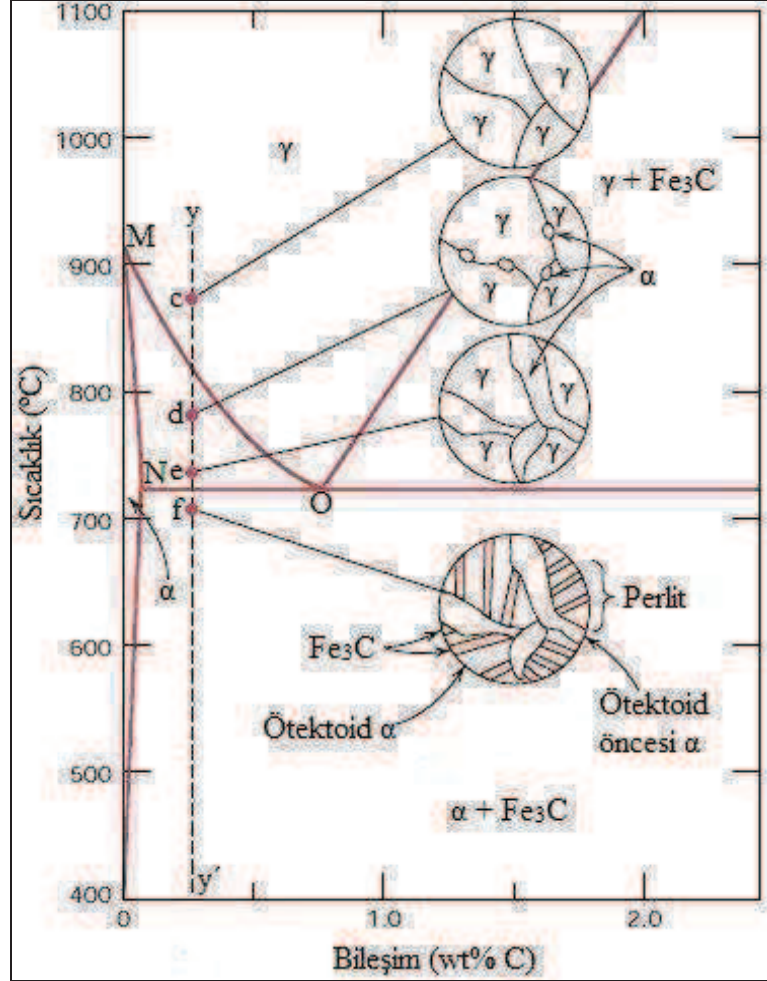
kıyaslanabilir. Böyle bir durumda alaşımlı çelik % 0,8' den daha az karbon ihtiva etse bile saf perlitik bir yapı meydana gelir [19].



Şekil 2.4. Ötektoid çeliğin mikroyapı dönüşümü [14].

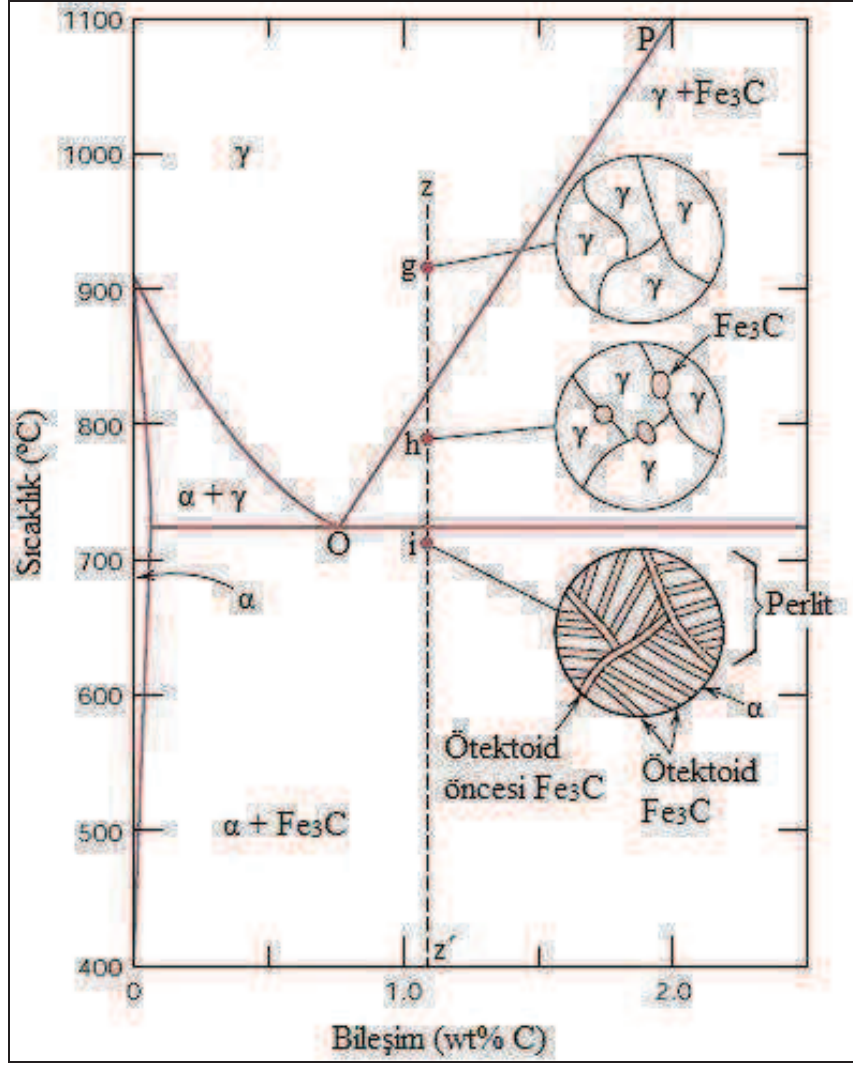
Diğer yandan, % 0,8' den daha düşük karbonlu bir çelik numunesi yaklaşık 900 °C' ye kadar ısıtılırsa (Şekil 2. 5' deki 'c' noktası) mikroyapısı daha önce bahsedilen ötektoid çeliğin durumunda olduğu gibi homojen östenit olur. Bu çelik yavaşça 'd' noktasına soğutulacak olursa (yaklaşık 775 °C) ötektoid öncesi ferrit oluşacak ve çoğunlukla östenit tane sınırlarında çekirdeklenmeye başlayacaktır. Bu alaşım, Şekil 2.5' deki 'd' sıcaklığından 'e' sıcaklığına kadar yavaşça soğutulduğunda, ötektoid öncesi ferritin miktarı östenitin % 50' si dönüşüncüye kadar artar. Adı geçen çelik 'd' noktasından 'e' noktasına kadar soğurken, arta kalan östenitin karbon miktarı % 0,8' e yükselecektir. 723 °C' de yavaş soğuma koşulları devam ediyorsa kalan östenit, ötektoid reaksiyonla perlitte dönüşecektir. Perlitteki ferrit, onu

ilk oluşan ötektoid öncesi ferritten ayırmak için ötektoid ferrit olarak adlandırılır [3,12].



Şekil 2.5. Ötektoid altı çeliğin mikroyapı dönüşümü [14].

% 0,8' den fazla karbon içeren ötektoid üstü çelik 950 °C' ye kadar ısıtılıp yeterli süre bekletildiğinde yapısı tümüyle östenit olur (Şekil 2. 6' da 'g' noktası). Bu çelik Şekil 2. 6' daki h noktasına yavaşça soğutulduğunda ise ötektoid öncesi sementit, östenit tane sınırlarında çekirdeklenmeye başlayacaktır. Sıcaklık 723 °C' ye veya bunun biraz altına düşürüldüğünde, Şekil 2.6' da i noktasında gösterildiği gibi, kalan östenit ötektoid tepkimeyle perlite dönüşecektir. Ötektoid tepkimeyle meydana gelen sementite, 723 °C' nin üzerinde oluşan ötektoid öncesi sementitten ayırmak için, ötektoid sementit adı verilir. Aynı şekilde ötektoid tepkimeyle oluşan ferrite de ötektoid ferrit adı verilir [3].



Şekil 2.6. Ötektoid üstü çeliğin mikroyapı dönüşümü [14].

Demir-karbon diyagramında belirtilen dönüşüm sıcaklıkları ve oluşan içyapılar, sadece düşük soğuma hızları sonucunda (yavaş soğutmalarda) belirlenirler. Soğuma hızları değiştikçe aynı çelik malzeme için elde edilecek içyapılar ve buna bağlı olarak elde edilen özellikler oldukça farklıdır. Bu durum bahsedilen demir-karbon denge diyagramlarından okunamaz [2]. Çünkü katı halde atomların hareket yetenekleri çok kısıtlı olduğundan dönüşümlerin tamamlanması için belirli bir süreye ihtiyaç vardır. Öyle ki bir dönüşüm olayı atomsal yayılım sonucu oluşur ve önce atomların çevresi ile bağları kopar, daha sonra hareket ederek daha düşük enerjili konumlarına geçerler ve son olarak da yeni fazı oluştururlar. Özellikle yeni faza ait sınırların oluşması için oldukça büyük enerjiye ihtiyaç vardır. Tüm bu olayların tamamlanması için geçen süre t ise bunun tersi $R=1/t$ dönüşüm veya reaksiyon hızı

olur ve bu reaksiyon hızı R dönüşüm hızından fazla ise dönüşüm kısmen veya tamamen önlenir. Yavaş soğuma ile elde edilmesi beklenen kararlı denge yapısının yerini başka yarı kararlı denge yapısı alabilir. Öte yandan elde edilen bu yeni yarı kararlı yapı üstün özellikler gösterebilir. Böyle bir durum çeliklerde uygun bir soğuma hızında martenzit adı verilen yapının oluşmasıyla gerçekleşir. Östenitleştirilmiş alaşımsız bir karbon çeliği numunesi su verilerek hızla oda sıcaklığına soğutulduğunda yapısı östenitten martenzite dönüşecektir. Alaşımsız karbon çeliklerindeki martenzit, hacim merkezli kübik veya hacim merkezli tetragonal demir içinde karbonun aşırı doymuş ara yer katı çözültisi oluşturduğu yarı kararlı bir fazdır. Buradaki tetragonallık hacim merkezli kübik birim hücrenin çarpılmasıyla oluşmaktadır [3, 8].

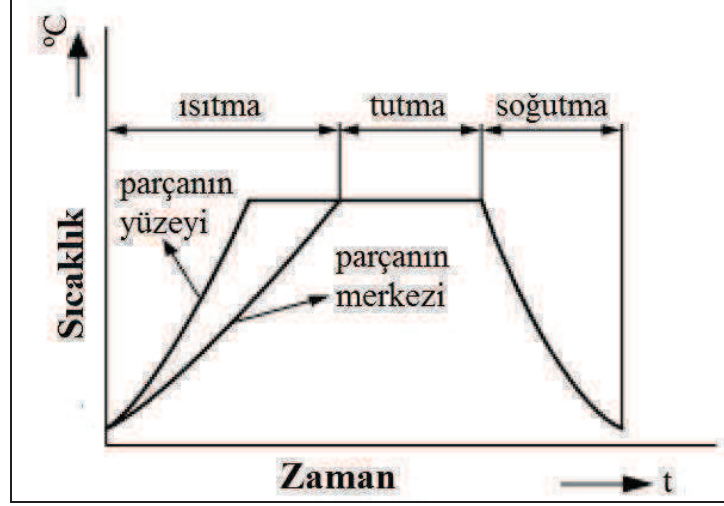
2.5. ÇELİKLERDE ISIL İŞLEM VE MEKANİK ÖZELLİKLER

Bir malzemenin uygulanan kuvvetlere karşı gösterdiği tepki, mekaniksel davranış olarak tanımlanır. Bu davranış değişik tür zorlanmalar altında oluşan gerilme ve şekil değiştirmeleri ölçülerek veya gözlenerek saptanır. Elastiklik, süneklik, mukavemet, sertlik ve tokluk gibi özellikler malzemelerin mekanik özellikleri adını alır. Bunlardan her birisi malzemenin mekanik kuvvetlere dayanıklılığı ile ilişkilidir. Malzemeler artan dış kuvvetler altında önce şekil değiştirirler, sonra dayanımını yitirerek kırılırlar. Düşük kuvvetler altında şekil değiştirmeler elastik yani tersinirdir. Uygulanan dış kuvvet elastiklik sınırını aşarsa kalıcı yani plastik şekil değişimi ortaya çıkar. Elastiklik, şekil değiştirmeye karşı direnç veya malzemenin esneklik modülü ile belirlenir. Tokluk, bir malzemeyi koparmak için gereken enerjinin bir ölçüsüdür. Süneklik ise malzemenin kopmaksızın dayanabileceği şekil değiştirme miktarıdır. [16-18]. Tüm bu mekanik özellikler çeliklerin ısı işlemleri sonucunda ortaya çıkan yapıların her birinde farklı değerler alır. Çoğu zaman oldukça karmaşık görüntü de sergileyen faz-mekanik özellikler ilişkisi birçok araştırmacının dikkatini çekmiştir.

Ayrıca, sertlik bir malzemenin dislokasyon hareketine veya plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç ile ifade edilir ve bir anlamda mukavemet anlamına gelir. Uygun yüzey iyileştirme yöntemlerinin (borlama, nitrüleme vb.) malzemedeki

sertliği oldukça yüksek değerlere çıkarılabildiği bilinmektedir [10, 16, 18]. Tüm bu çalışmalarda gösterilmiştir ki, malzemelerin mekanik özellikleri büyük lde bileşim elemanlarına, bunların konsantrasyonuna ve malzeme geçmişine sıkı sıkıya bağlıdır. Sıcaklık ya da başka işlemler ile içyapıda meydana getirilebilecek değişimler sertlik, mukavemet, süneklik, ısıl ve elektriksel iletkenlikleri önemli lde değiştirilebilir. İçyapıda değiştirilmesi mümkün olan etkenler tanelerin büyüklüğü ve biçimi, fazların türü ve dağılımı, içyapı kusurlarının türü ve miktarıdır [8].

Belirli bir kullanım amacı ile seçilen, kompozisyonu belli bir elik malzemenin, belli oranlarda karbon ve diğer alaşım elementleri içermesi, istenen ve beklenen özelliklere sahip olduğu anlamına gelmez. Başka bir deyişle bir elik malzemenin kompozisyonunun belli olması, o malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi için yeterli değildir. Bilindiği üzere metallerde dengeli bir soğuma süreci ile oluşan yapılar kararlı olup belirli özelliklere sahiptirler. Benzer şekilde kullanılan denge diyagramları da bileşim ve sıcaklığa bağlı olarak oluşan kararlı fazları ve faz dönüşüm sıcaklıklarını gösterirler. Bu durumda soğuma süresinde faz dönüşümleri kendiliğinden tamamlanır. Ancak aşırı koşullar altında ısıtma ve soğutma işlemleri ile denge hali faz dönüşümleri kısmen veya tamamen nlenebilir. Bu ilkelere dayanarak endüstride çeşitli ısıl işlemler geliştirilmiştir. Bütün ısıl işlem yöntemlerinin amacı, malzemelerin özelliklerini istenilen şekilde değiştirmektir. Özellik değişimleri ise ancak içyapı göz önüne alınarak açıklanabilir. Bu ısıl işlemler çeliğin katı haldeki dönüşümleri sonucu gerçekleşmektedir. eliklere uygulanan su verme sertleşmesi buna bir örnek olarak gösterilebilir [2, 8, 19].



Şekil 2.7. Isıl işlemde sıcaklık-zaman diyagramı [20].

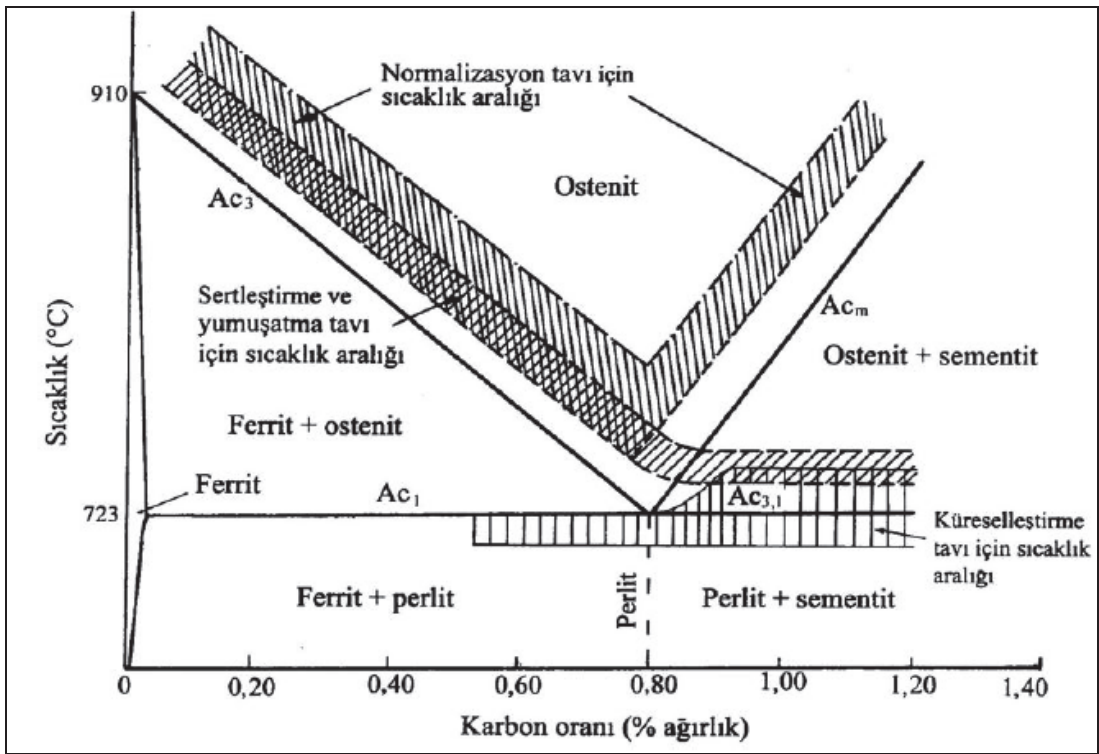
Isıl işlem teriminden, malzemelerin katı haldeki sıcaklık değişimleri ile bir veya ardi ardına birkaç işlemle, amaca uygun özellik elde etmek anlaşılır. Isıl işlemler, en genel anlamda, parçaların belirli bir sıcaklığa ısıtılması (ısıtma), bu sıcaklıkta uygun süre tutulması (bekleme) ve belirli bir usule uygun olarak sıcaklığın oda sıcaklığına düşürülmesi (soğutma) ile üç aşamada uygulanır (Şekil 2. 7) ve böylece istenilen özellik değişimleri elde edilir [10].

2.6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Mekanik metalurjide, içyapı ve kırılma tokluğu arasındaki bağıntı, diğer mekanik özellikler kadar önem taşımaktadır. Fakat bu bağıntı, bazen çelik içerisindeki elementlerin ve ısıl işlemin etkisiyle meydana gelen karmaşık içyapılardan dolayı kolay değildir. Endüstride, geniş bir alanda kullanılan karbon çeliklerine, kullanım amaçlarına göre, alaşım elementlerinin eklenmesi başta mukavemet olmak üzere diğer mekanik özelliklerini de etkilemektedir.

Literatürde çeliklerin ısıl işlemleri esnasında ortaya çıkan fazlar ile mekanik özellikler arasında bir ilişki den bahsedilmektedir. Aşağıdaki grafikte (Şekil 2. 8) karbon oranına bağlı olarak ve istenilen özelliklere göre uygulanabilecek ısıl işlem (tavlama) sıcaklıkları gösterilmektedir.

Çeliklere uygulanan ısı işlemlerin tamamı östenit fazının dönüşümü ile ilgilidir. Dönüşüm ürünlerinin türü, bileşimi ve metalografik yapısı çeliğin fiziksel ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Östenitleştirme; çeliğin Ac_1 sıcaklık çizgisinin üzerindeki uygun bir sıcaklığa kadar ısıtılması ve yapısının tamamen östenite dönüşmesine kadar bekletilmesi anlamına gelir. Ötektoid altı çeliklerde östenitleştirme işlemi üst kritik sıcaklık çizgisinin (Ac_3) 40-60 °C üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Bu çeliklerin Ac_1 ile Ac_3 arasındaki sıcaklıklarda tavlama ile ferrit ve östenitten oluşan bir yapı elde edilir [5].

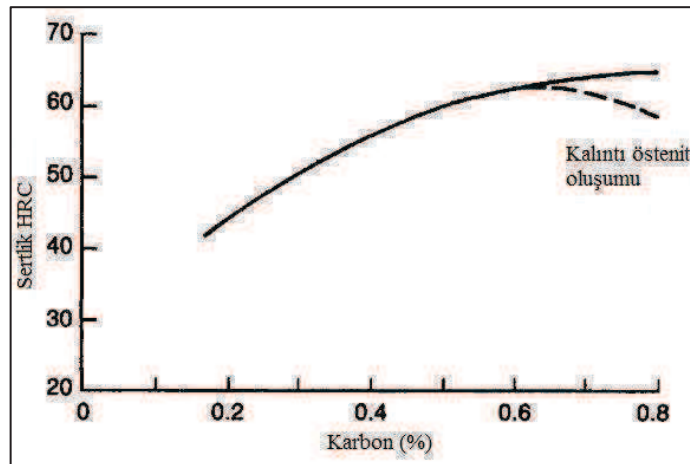


Şekil 2.8. Alaşımsız çeliklere uygulanan yumuşatma, normalizasyon, küreselleştirme ve sertleştirme işlemleri için tavlama sıcaklık değerleri [21].

Tavlama işleminin ardından, çelikler nispeten daha yavaş soğuma hızlarında soğutulduklarında, östenit içerisinde çözülmüş karbon atomları difüzyon ile östenit yapıdan ayrılırlar. Daha sonra, demir atomları konumlarını biraz değiştirerek yeni bir hacim merkezli kübik yapıyı oluştururlar. Burada östenit (γ)-ferrit (α) dönüşümü, zamana bağlı bir çekirdeklenme ve büyüme olayı şeklinde gerçekleşir. Soğuma hızı arttırıldığında, karbon atomları difüzyon ile östenit yapıdan ayrılmak için yeterli zamanı bulamazlar. Demir atomları bir miktar hareket etseler bile, karbon

atomlarının yapı içerisinde hapsedilmelerinden dolayı hacim merkezli kübik yapıya dönüşüm gerçekleşmez ve farklı bir yapı oluşur. Hızlı soğuma sonucunda meydana gelen bu yapıya martenzit adı verilir [5]. Ayrıca çeliğe katılan nikel, krom ve mangan gibi alaşım elementleri, soğuma sırasında karbon atomlarının difüzyonunu yavaşlatır, dolayısıyla daha mutedil bir soğuma hızı karbonun kafes yapıda kalmasını ve martenzit oluşmasını sağlar. Yüzey merkezli kübik östenit katı eriyiği hacim merkezli tetragonal martenzite dönüşürken % 5,4 oranında hacim artışı meydana gelmektedir. Bu kristal kafesi sürekli (kesiksiz) kayma düzlemleri içermediği için şekil değiştirmesi oldukça zorlaşmış olur. Böylece oluşan yapı her türlü şekil değişimine karşı yüksek bir mukavemet (yüksek bir sertlik) gösterir [8].

Martenzitin en önemli özelliği, çok sert bir faz olmasıdır. Nitekim çeliklerde sementitten sonra gelen en sert faz martenzittir. Martenzit sertliğinin asıl nedeni ise karbon atomlarının demir kafes yapısında zorla hapsedilebilmeleridir. Dolayısıyla yüksek sertlik değerleri ancak yeterli oranda karbon içeren çeliklerde elde edilir. Başka bir deyişle; su verme işleminden sonra elde edilen sertlik değeri çeliklerin karbon oranına bağlıdır (Şekil 2. 9). Ayrıca grafikte de görüleceği üzere karbonun % 1 oranına yaklaşması durumunda sertliğin fazla değişmediği belirtilmektedir. Bunun nedeni, artan karbon oranı ile meydana gelen artık östenittir [5, 11]. Martenzitin sertliği ile karbon konsantrasyonu arasındaki ilişki Şekil 2. 9' da gösterilmektedir [22].



Şekil 2.9. Martenzit fazının sertliği üzerine karbon konsantrasyonunun etkisi [22].

Çeliklerde martenzitik dönüşüm M_s olarak adlandırılan belirli bir sıcaklıkta başlar. Çeliklerin soğutulması sonucu sıcaklık M_s 'ye eriştiğinde martenzit oluşmaya başlar. Soğutma sırasında östenitin çoğu martenzitin bitiş sıcaklığı olan M_f 'ye erişinceye kadar martenzite dönüşür. Ancak çeliklerde östenit tamamen martenzite dönüşemez ve çelik içerisinde düşük sıcaklıklarda bile çok düşük oranlarda da olsa kalıntı östenit bulunur [6, 12].

Duruçe, yaptığı bir çalışmada, yüksek saflıktaki bir Mn Mo Ni (0.24 C, 1.37 Mn, 0.51 Mo, 0.54 Ni, 0.26 Si) çeliğine, östenitleştirme sıcaklığının, kırılma açısından etkisini araştırmıştır. Artan östenitleştirme sıcaklığıyla, sünek gevrek geçiş sıcaklığının arttığını belirlemiştir [23].

Son yıllarda, su verilmiş ve düşük hızda temperlenmiş, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerin kırılma tokluğu, artan östenitleştirme sıcaklığıyla, çekme geriliminde herhangi bir kayıp olmaksızın artırılabilir. Fakat bu durumu gerçekleştirmek çeliğin kimyasal kompozisyonuna oldukça bağlıdır [24 - 27]. Ancak, süneklilik ve darbe enerjisi gibi tokluğun diğer unsurları, östenitleştirme sıcaklığının artmasıyla azalmaktadır.

Eryürek ve Akat'ın bir çalışmalarında, % 0.4 C' lu çeliğin kırılma tokluğunun, su verme sonrası temperleme ilişkileri incelenmiş ve temperleme sıcaklığı arttıkça δ_i değerini arttırdığı buna karşılık J_i değerinin temperleme sıcaklığına bağlı olmadığını ifade etmişlerdir [28].

Aydın yaptığı bir çalışmada, düşük alaşımlı Cr - V çeliğinin ısı işlemler sonucu kırılma tokluğunun değişimini incelemiştir. 850 °C de östenitleştirilmiş, yağda soğutulmuş ve daha sonra değişik sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin, özellikle 400 °C üzerindeki temperleme sıcaklıklarında, tokluk ve darbe enerjilerinde önemli bir artış olduğunu ifade etmiştir [29].

Hertzberg ise bir çalışmasında, Ni-Cr-Mo çeliğinin 150 °C'den 550°C ye kadar artan temperleme sıcaklıklarıyla darbe enerjisinin 3,4 kat arttığını saptamış, karbürlerin

küreselleştiğini ve bunun yanında martensitin mukavemetinin azaldığını belirlemiştir [30].

Klepaczko ve Solecky ise, 5140 çeliği üzerine (0.44 C, 0.61 Mn, 0.9 Cr, 0.27 Si, 0.1 Ni, 0.065 Mo, 0.0145 S, 0.025 P) yaptıkları bir çalışmada nispeten yüksek temperleme sıcaklığıyla kırılma tokluğunun arttığını tespit etmişler ancak kalıntı östenitin söz konusu çeliğin kırılma tokluğuna etkisini tartışmaya açık bırakmışlardır [31].

Wood, 4130, 4330, 4140, 4340 ve 3140 çelikleri üzerine yaptığı bir çalışmada östenitleştirme sıcaklığı ve soğutma ortamları arasındaki ilişkiyi araştırmıştır. Hazırlanan numuneler farklı ortamlarda soğutulmuş ve 390°C üzerinde temperlenmiştir. 870°C den 1200°C ye kadar östenitleştirme sıcaklığının artmasıyla bu alaşımların kırılma tokluğunda belirgin bir artışı tespit etmiştir. Aynı zamanda Wood, 1200°C den yaptığı östenitleştirmeden sonra, 870°C ye kadar fırında soğutma işlemini 1 saatte gerçekleştirmiş ve bu sıcaklıkta numuneleri yarım saat bekletmiş ve tekrar soğutma işlemine devam etmiştir. 1200°C' dan yaptığı doğrudan soğutmaya göre kırılma tokluklarında artış tespit etmiştir. Wood, 1200°C de östenitleştirmeden sonra 200°C üzerindeki temperlemenin taneler arası kırılma tokluğuna sebep olduğunu yaptığı mikro yapı çalışmasıyla araştırmıştır [32].

Robinson ve Tuck, En 24 çeliği üzerine yaptıkları bir çalışmada birincil östenit tane boyutu ve temperleme sıcaklıklarının kırılma tokluğu üzerine etkisini incelemişler ve 350 °C ye kadar olan temperlemenin kırılma tokluğuna kayda değer bir etkisini olmadığını fakat 450 °C civarında yapılan temperlemenin ise kırılma tokluk değerini hemen hemen % 80 arttırdığını tespit etmişlerdir [33].

Literatürden de görüldüğü gibi yapılan çalışmalarda seçilen sıcaklık aralıkları genellikle östenit bölgesinde gerçekleşmektedir. Ayrıca ısıl işlem tipine, süresine ve koşullarına göre çekme, çentik-darbe, süneklik, kırılma tokluğu ve mikroyapı özellikleri incelenmiştir. Bu tez çalışmasında ise, farklı iki bileşimde düşük karbonlu GS17CrMo5-5 çeliğine uygulanan ısıl işlem uygulama koşullarına bağlı olarak

mekanik özellikleri etraflıca incelenmiştir. Ayrıca, uygulanan ısı işleme bağı olarak mikroyapı analizi gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. GİRİŞ

GS17CrMo5-5 çeliği genellikle çimento sanayi ve termik santrallerde öğütücü olarak kullanılmaktadır. Aşınmaya ve darbeye dayanıklı olmasından dolayı bu sektörlerde tercih sebebidir. GS17CrMo5-5 çeliğinde aranan mekanik özellikler yüksek uzama ve yüksek tokluk değerlerine sahip olmasıdır. Bu çalışmada, deney malzemesi olarak iki farklı bileşime sahip düşük karbonlu GS17CrMo5-5 çeliği üretilmiş ve iki farklı bileşimden beşer adet olmak üzere toplamda on adet numune kullanılmıştır. Çalışmalar;

- Numunelerin dökümü için model yapımı
- Yapılan modelin kalıplanması
- Numunelerin indüksiyon ocağında eritilmesi, bileşim analizi ve dökümü
- Numunenin kalıptan çıkarılması ve temizlenmesi
- Numunelere uygulanan ısı işlemler
- Üretilen malzemelerin bazı mekanik özelliklerinin incelenmesi
- Numunelerin mikroyapılarının analizi

olmak üzere 7 aşamada gerçekleştirilmiştir.

3.2. NUMUNELERİN HAZIRLANMASI

3.2.1. Model Yapımı

GS17CrMo5-5 çeliğinin dökümü için 80 x 80 x 200 mm ebatlarında ahşaptan yapılmış modeller kullanılmıştır. Döküm için bu ahşap modelden 5 blok

kullanılmıştır. Bu ahşap modeller Kardökmak A. Ş. laboratuvarlarında üretilmiştir. Modelin sıkıştırılmış kum kalıp içerisinde rahatça çıkarılabilmesi için modele 4° koniklik verilmiştir (Şekil 3. 1).



Şekil 3.1. Numunenin model resmi.

3.2.2. Kalıplama

Kalıp malzemesinin asıl görevi döküm boşluğunu oluşturmak ve bu şekli sıvı metal dökülüp katılaşıncaya kadar saklayabilmektir. Kalıp malzemesi başlıca üç bileşenden meydana gelir. Bunlar;

- Kum
- Kum içinde doğal olarak bulunan veya sonradan ilave edilen bağlayıcı (asit)
- Bağlayıcı etkisi ile kum tanelerinin birbirini tutmasına imkân veren ve dolayısı ile kumu uygun bir kalıp malzemesi haline getiren reçinedir.

Kalıp kumundan beklenen özellikler:

- Yaş mukavemet
- Gaz geçirgenliği
- Kuru mukavemet
- Nem miktarı
- Kil miktarı
- Tane inceliği ve dağılımı

Kalıplama iki kısımdan oluşmaktadır. Öncelikle alt dereceye oturtulan modeller, aralarında boşluk ve gözenek kalmayacak şekilde kum ve reçine karışımı içerisine iyice sıkıştırılır ve daha sonra üst derece hazırlanır. Üst derece de, yine aynı şekilde kum ve reçine karışımı içerisine iyice sıkıştırılır. Sonra iki derece yani üst ve alt derece içeride kalan modeli çıkarmak için birbirinden ayrılır. Yapılan bu kum kalıp, döküm sonrasında kum ile numune arasında sinterleşme meydana gelmemesi için alkollü boya ile boyanır ve kurutulur. Tekrar alt ve üst dereceler üst üste kapatılır ve numune boşluğu oluşturulmuş olur. (Şekil 3.2) Bu kalıplama aşamasında yaklaşık olarak 600 kg kum kullanılmıştır.



Şekil 3.2. Numunenin kalıplanması.

3.2.3. Eritme ve Döküm

Bu aşamada, şarj edilecek hurda malzemeler hazırlanmış ve numune dökümü için bir tonluk indüksiyon ocağı kullanılmıştır. Kardökmak A. Ş. laboratuvarında bulunan bir tonluk indüksiyon ocağı Şekil 3. 3' te verilmiştir.



Şekil 3.3. Bir tonluk indüksiyon ocağı.

A grubu numunelerin dökümü için ş arj edilecek malzemeler toplam eriyik 1000 kg olacak şekilde hazırlanmıştır. Numuneler için 17 kg Cr, 4.28 kg Si, 2 kg Mn, 1.16 kg demir tozu, 7.83 kg Mo ve 967.73 kg hurda malzeme kullanılmıştır. B grubu numunelerin dökümü için ise 1.4 kg Ni, 14.30 kg Cr, 1 kg Mn, 4.28 kg Si, 9.3 kg Mo ve 969.72 kg hurda kullanılmıştır. Sıvı eriyik numune yaklaşık 1600 °C' de Kardökmak A. Ş. dökümhanesinde bulunan 1 tonluk potaya alınmıştır. Potadaki eriyiğin yüzeyinde biriken safsızlıklar (curuf), curuf alma aparatı ile alınmıştır. Hedeflenen numune bileşimini elde etmek için Kardökmak A. Ş. Laboratuvarında bulunan OBLF marka spektral analiz cihazı ile numunenin bileşimi belirlenmiştir. Kardökmak A. Ş. Laboratuvarında bulunan OBLF marka spektral analiz cihazı Şekil 3. 4' de verilmiştir.



Şekil 3.4. OBLF marka spektral analiz cihazı.

Kardökmak A.Ş’ de üretilen GS17CrMo5-5 çeliğinin kimyasal içeriği Çizelge 3. 1. de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Deneysel çelik numunelerinin kimyasal içeriği.

Çelik Numunelerin Bileşimi	GS17CrMo5-5 Çeliğini Oluşturan Elementlerin Ağırlıkça Yüzdeleri							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
A	0.22	0.448	0.795	0.017	0.010	1.195	0.473	0.056
B	0.15	0.40	0.73	0.021	0.038	1.012	0.557	0.188

3.2.4. Döküm Numunelerinin Temizlenmesi

İndüksiyon ocağındaki safsızlığı alınmış eriyik, önceden hazırlanan kumdan kalıba dökülmüştür. Deneysel çalışmada kullanılan döküm numunesinin ölçüleri 80 x 80 x 200 mm’ dir. Döküm yapıldıktan 5 saat sonra numune ile kum, vibrasyonlu ayırıcı yardımı ile birbirinden ayrılmış ve temizleme aşamasına geçilmiştir. Temizleme aşamasında parçanın yollukları kesilerek numune yüzeyi spiral taş ile çapak ve kumdan temizlenmiştir.

3.2.5. Numunelere Uygulanan Isıl İşlemler

Döküm numuneleri temizlendikten sonra Sistek marka adım kontrollü ısıl işlem fırınında numuneler ısıl işleme tabi tutulmuştur. Kardökmak A. Ş. laboratuvarlarında bulunan Sistek marka ısıl işlem fırını Şekil 3. 5' te verilmiştir.



Şekil 3.5. Sistek marka ısıl işlem fırını.

Bu çalışmada karbon oranlarına göre A ve B olarak isimlendirilen çeliklerden iki farklı ısıl işlem ve iki farklı soğutma ortamı için toplam 10 adet numune hazırlanmıştır. İlk çalışma A grubu olarak, ikinci grup ise B grubu olarak adlandırılmıştır. A grubu ve B grubu numunelerden beşer adet hazırlanmış ve ısıl işlem şartlarına bağlı olarak deneyler yapılmıştır. A ve B grubundaki her bir numuneye farklı ısıl işlem uygulanmıştır. Sırasıyla A1 ve B1 numunesi ısıl işleme tabi tutulmayan döküm halindeki deneysel numunedir. A2 numunesi 920 °C' de suda soğutulan, A3 numunesi 920 °C' de yağda soğutulan, A4 numunesi 960 °C 'de suda soğutulan, A5 numunesi 960 °C' de yağda soğutulan numunedir. B2 numunesi 960 °C 'de suda soğutulan, B3 numunesi yine aynı sıcaklıkta yağda soğutulmuş numunedir. B4 numunesi 920 °C' de suda soğutulan, B5 numunesi ise yine aynı sıcaklıkta yağda soğutulan numunedir. A ve B grubu numunelerine uygulanan ısıl işlemler Çizelge 3. 2. ve Çizelge 3. 3' de verilmiştir.

Çizelge 3.2. A grubu numunelerine uygulanan ısı işlemler.

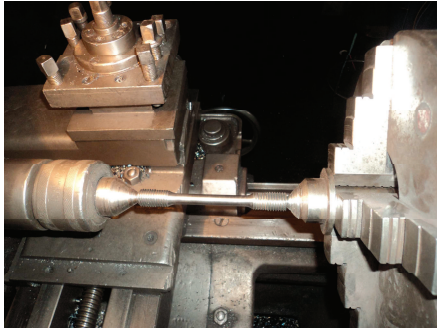
NUMUNE	ISIL İŞLEM SICAKLIĞI °C	ÇIKIŞ HIZI (°C /saat) ve BEKLEME SÜRESİ (dk)	SOĞUTMA ORTAMI	TEMPERLEME SICAKLIĞI °C	ÇIKIŞ HIZI °C /saat VE BEKLEME SÜRESİ dk	SOĞUTMA ORTAMI
A1	ISIL İŞLEMSİZ NUMUNE					
A2 SU	920	50 °C /saat 106 dk	SU	680	50 °C /saat 106 dk	FIRIN
A3YAĞ	920	50 °C /saat 106 dk	YAĞ	680	50 °C /saat 106 dk	FIRIN
A4SU	960	50 °C /saat 106 dk	SU	730	50 °C /saat 106 dk	FIRIN
A5YAĞ	960	50 °C /saat 106 dk	YAĞ	730	50 °C /saat 106 dk	FIRIN

Çizelge 3.3. B grubu numunelere uygulanan ısı işlemler.

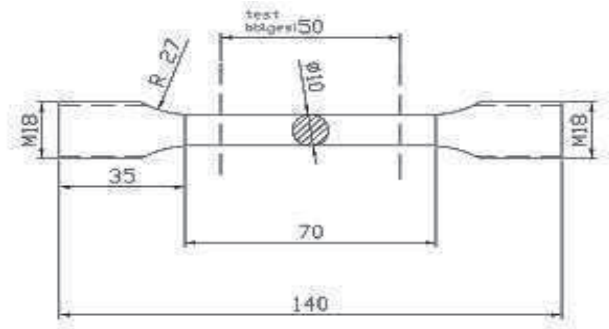
BLOK NO	SERTLEŞTİRME SICAKLIĞI (°C)	ÇIKIŞ HIZI °C /saat VE BEKLEME SÜRESİ dk	SOĞUTMA ORTAMI	TEMPERLEME SICAKLIĞI °C	ÇIKIŞ HIZI °C /saat VE BEKLEME SÜRESİ dk	SOĞUTMA ORTAMI
B1	ISIL İŞLEMSİZ NUMUNE					
B2SU	960	50 °C /saat - 120 dk	SU	730	50 °C /saat -106 dk	FIRIN
B3YAĞ	960	50 °C /saat - 120 dk	YAĞ	730	50 °C /saat -106 dk	FIRIN
B4SU	920	50 °C /saat - 120 dk	SU	680	50 °C /saat -106 dk	FIRIN
B5YAĞ	920	50 °C /saat - 120 dk	YAĞ	680	50 °C /saat -106 dk	FIRIN

3.2.6. Numunelere Uygulanan Mekanik Testler

Çekme ve çentik-darbe deneyleri için ısıl işlemleri biten numuneler testere yardımı ile kesilmiştir. Kesilen bu parça numunelerden, çekme deneyi için test çubukları DIN EN 10002 standardında verilen ölçülere göre Kardökmak A.Ş. atölyesinde bulunan Universal marka torna tezgâhında hazırlanmıştır (Şekil 3. 6). Standartta verilen ölçülere göre hazırlanmış çekme numunesinin ölçüleri Şekil 3. 7’ de verilmiştir.



Şekil 3.6. Torna tezgâhı.



Şekil 3.7. Çekme numunesi ölçüleri.

Bu çalışmada çekme testi deneyleri, Kardökmak A.Ş. laboratuvarında bulunan 50 tonluk kalibrasyonlu Alşa marka çekme test cihazında yapılmıştır. Çekme test cihazı Şekil 3. 8’ de verilmiştir.

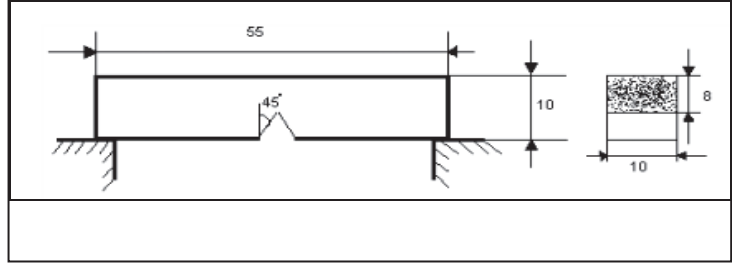


Şekil 3.8. Alşa marka çekme test cihazı.

Yine ısıtım işlem sonrasında kesilen bu parça numunelerden, çentik-darbe testi deneyi için test çubukları DIN EN 10045 standardında verilen ölçülere göre Kardökmak A.Ş. atölyesinde bulunan Alşa marka freze tezgâhında hazırlanmıştır (Şekil 3. 9). Standartta verilen ölçülere göre hazırlanmış çentik-darbe testi numunelerinin ölçüleri Şekil 3. 10’ da verilmiştir.



Şekil 3.9. Freze tezgâhı.



Şekil 3.10. Çentik numunesi ölçüleri .

Bu çalışmada çentik-darbe testi deneyleri, Kardökmak A.Ş. laboratuvarında bulunan 300 Joule enerjili Alşa marka darbe test cihazında yapılmıştır. Cihaz, vurucu başlık ağırlığıyla serbest salınım yaparak numuneleri kırmaktadır. Sonuçlar cihaz üzerindeki gösterge vasıtasıyla Joule cinsinden verilmektedir (Şekil 3.11).



Şekil 3.11. Alşa marka çentik cihazı.

Ayrıca bu çalışmada uygulanan ısıtım işlemlere göre numunelerin sertlik değerleri ölçülmüştür. Sertlik işlemi Kardökmak A.Ş. laboratuvarında bulunan Equotip 3 marka cihaz ile yapılmıştır. Cihazın fotoğrafı Şekil 3.12’ de verilmiştir.



Şekil 3.12. Sertlik ölçme cihazı.

3.3. MİKROYAPI ANALİZİ

Bu tez çalışmasında mikroyapısı incelenecek numuneler 10 x 10 x 10 mm boyutlarında kesilmiştir. Numunelerin yüzeyleri bir takım metalografik işlemlere tabi tutulmuştur. Bu metalografik işlemler Metkon marka zımparalama ve parlatma cihazı ile yapılmıştır. Bu cihaz, hareketli iki diski ile devir hızı ayarlanabilen zımparalama ve parlatma işlemlerini gerçekleştirebilmektedir. Zımparalama ve parlatma cihazının fotoğrafı Şekil 3. 13’ de verilmiştir.



Şekil 3.13. Metalografik numune zımparalama ve parlatma cihazı.

Zımparalama işlemi kaba ve ince olmak üzere ikiye ayrılır. Kaba zımparalama kademesinin amacı, ince zımparalama ve parlatma kademeleri için ilk düz yüzeyi elde etmektir. Bu kademede 80 ve 150 grid zımparalar kullanılmıştır. İnce zımparalamada 320, 400, 600, 800, 1200 grid zımparalar kullanılmıştır. Bir zımparadan diğerine geçerken el ve numune iyice yıkanmalıdır. Böylece kaba

zımpara tanelerinin bir üst kademeye geçmesi önlenmiş olur. Geçişlerde numune bir önceki zımparalama yönüne göre 90° çevrilirse, bir önceki kademedeki çiziklerin yok edilip edilmediği daha kolay anlaşılabilir. Zımparalama işlemi bir önceki zımparanın çiziklerinin yok edildiği sürenin iki katı olmalıdır.

Zımparalama işlemi sonunda numuneler parlatma disklerine tutularak ince parlatması yapılır. Disklerin üzeri parlatma kumaşlarıyla kaplıdır. Bu kademedede Al₂O₃, Elmas, SiC, Fe₂O₃, Cr₂O₃, MgO vb. aşındırıcılar kullanılmıştır ve numunenin yüzeyi ayna gibi parlatılmıştır.

Parlatılmış numunelerin mikroskopta incelenmesiyle yapı detayları nadiren ortaya çıkabilir. Parlatmadan sonra, metalik olmayan kalıntılar ve porozite, çatlak gibi yüzey kusurları görülebilir. Gerçek içyapı özelliklerini ortaya çıkarmak için numunenin uygun bir kimyasal reaktifle dağlanması gereklidir. Dağlama sonrası yapıdaki bazı fazlar dağlayıcıdan etkilenecek parlaklığı bozulur (çukurlaşır), böylece optik mikroskopta daha koyu renkli görünürler. Dağlama işleminin gereğinden uzun süre yapılması halinde numune yüzeyinin tamamı dağlayıcıdan etkilenecek kararabilir, bu durum aşırı dağlamadır. Aşırı dağlama, tekrar 1200 grid zımpara veya parlatma kademesine dönülerek dağlamanın etkisi giderilene kadar numunenin parlatılmasıyla giderilebilir. Dağlama ayırıcı olarak % 2 Nital solüsyonu kullanılarak 15-20 saniye süreyle dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir.

Numuneler Kardökmak A. Ş. laboratuvarında bulunan Olympus marka optik mikroskop ile fotoğraflanmıştır. Aynı zamanda bu numunelerin daha büyük büyütme oranına sahip SEM görüntüleri alınmıştır.

Bir ısıtma işlemi deneyinin yapılışı: Dökümü yapılan numune temizlendikten sonra ısıtma işlemi için DIN EN 10293 standardında belirtilen değerlere göre ısıtma işlemi sıcaklığı seçilmiştir. Isıtma işlemi fırını ile saatte 50 °C çıkış hızı ile 920 °C' ye kadar parçanın sıcaklığı yükseltip bu sıcaklıkta 106 dakika bekleme süresi verilmiştir. Daha sonra bu sıcaklıkta parça suda soğutulmuştur. Temperleme işlemine geçilerek yine aynı çıkış hızında 730 °C' ye çıkıldı ve bu sıcaklıkta 106 dakika bekleme verilerek numunenin ısıtma işlemi tamamlanmıştır.

BÖLÜM 4

4.1. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Çalışmada, iki farklı bileşime sahip GS17CrMo5-5 çeliğinin her birinden 5' er adet hazırlanan numunelerin bazı mekanik özellikleri (çekme, çentik-darbe dayanımları, sertlik) ve mikroyapıları analiz edilmiştir. Sonuçlar birbiri ile mukayese edilerek tablo ve grafikler halinde sunulmuştur.

4.2. MEKANİK TESTLER VE SONUÇLARI

İki farklı bileşimde dökümü yapılmış A ve B grubu numuneler için bileşim değerleri Bölüm 3' de verilmiştir. DIN EN 10293 standartına göre GS17CrMo5-5 çeliği için bileşim değerleri ise Çizelge 4. 1' de verilmiştir. Buna göre A grubu numuneler yüksek karbonlu, B grubu numuneler ise düşük karbonlu olarak adlandırılmıştır.

Çizelge 4.1. GS17CrMo5-5 çeliğinin DIN EN 10293'de verilen bileşim değerleri.

MALZEMENİN		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N i	V	Diğer
STANDART KODU	NO										
GS17CrMo5-5	1.7357	0.15- 0.20	Max.0.6 0	0.50- 1.00	Max. 0.025	Max. 0.020	1.00- 1.50	0.45- 0.60	-	-	-

Çekme numuneleri DIN EN 10002 standardına uygun ölçülerde hazırlanmış ve her numune için ikişer adet çekme testi gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyi sonucunda akma gerilmeleri, çekme gerilmeleri ve % uzama değerlerinin ortalamaları alınmıştır. DIN EN 10293 standartına göre GS17CrMo5-5 çeliği için mekanik özelliklerin değerleri Çizelge 4. 2' de verilmiştir.

Çizelge 4.2. GS17CrMo5-5çeliğinin DIN EN 10293 standardında verilen mekanik özellikleri.

MALZEME		ISIL İŞLEM			KALINLIK	MEKANİK ÖZELLİKLER				
						ODA SICAKLIĞINDA ÇEKME TESTİ			DARBE TESTİ	
İsim	Numara	Sembol	Normalizasyon veya Östenitleme	TEMPERLEME	t mm	R _{p0.2} MPa min.	R _m MPa min.	A % min.	KV J Min.	SICAKLIK °C
GS17CrMo5-5	1.7357	+QT	920-960 eg.	680 - 730	t≤100	315	490-690	20	27	R T ^f

Yüksek karbonlu A grubu numuneleri için mekanik özelliklerinin değerleri Çizelge 4.3' de verilmiştir.

Çizelge 4.3. A grubu numunelerine ait mekanik özellik değerleri.

A GRUBUNA AİT NUMUNELERİN SOĞUTMA ORTAMI	AKMA GERİLMESİ N/mm ²	ÇEKME GERİLMESİ N/mm ²	UZAMA (%)	ÇENTİK (J)
A1 DÖKÜM HALİ	384	570	10	6.92
A2 SU	672	793	18	105
A3 YAĞ	593	722	12	101.35
A4 SU	563	699	18	115.95
A5 YAĞ	520	660	16.6	121.9

Buna göre, Hall Petch bağıntısı ve mikroyapı analizlerinden yararlanarak, A2 ve A3 numuneleri aynı ısıl işleme tabi tutulup farklı ortamlarda soğutulması nedeniyle kıyaslanacak olursa; A3 numunesi daha ince taneli olması nedeniyle daha yüksek çekme değerine sahip olması beklenirken, A2 numunesi daha yüksek çekme değerine sahiptir. Sertlik değeri en yüksek olan A2 numunesi, en yüksek çekme

mukavemetine sahip olması gerekir. Çekme testine göre çekme diyagramının altında kalan alan tokluk değerini vereceğinden A grubu numuneler için en yüksek tokluk değerini A5 numunesi göstermiştir.

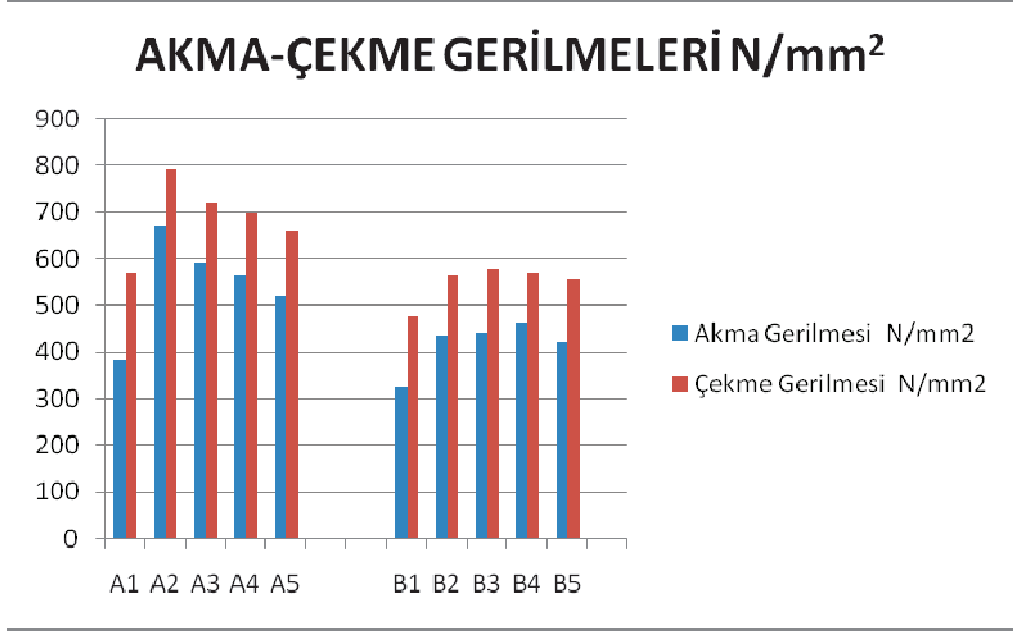
Tabloda verilen sonuçlara göre, A grubu numuneleri DIN EN 10293 standartına göre yüksek karbon içerdiğinden dolayı standartta beklenen değerler elde edilememiştir. Bu sonuçlarımızın mikroyapı analizleri ile de uygun olmadığı görülmektedir.

B grubunda hazırlanan numunelerin mekanik sonuçları Çizelge 4. 4' de verilmiştir.

Çizelge 4.4. B grubu numunelerine ait mekanik özellik değerleri.

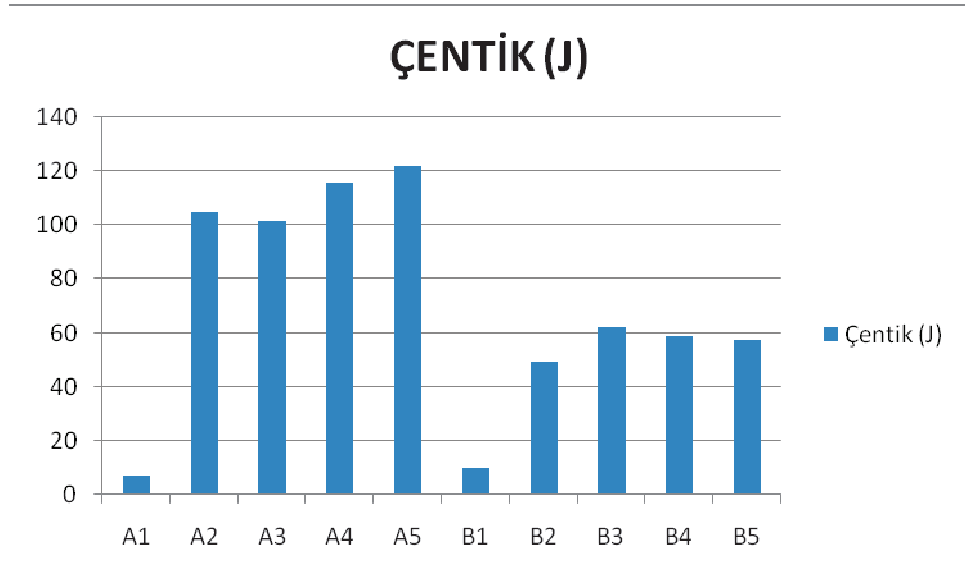
B GURUBUNA AİT NUMUNELER	AKMA GERİLMESİ N/mm ²	ÇEKME GERİLMESİ N/mm ²	UZAMA (%)	ÇENTİK (J)
B1 DÖKÜM HALİ	325.05	477.48	13.7	10.01
B2 SU	435.18	564.37	15.5	49.4
B3 YAĞ	440.52	579.23	18	62.3
B4 SU	462.24	570.46	14.4	58.96
B5 YAĞ	421.85	555.22	14.1	57.6

Burada, daha düşük karbon oranına sahip B gurubu numuneler için sertliğin biraz daha düşürülerek % uzama değerinin artması hedeflenmiştir. Buna göre en yüksek çekme gerilmesi ve en yüksek uzama değerine B3 numunesi sahiptir. Çekme diyagramı altında kalan alan tokluğu verdiği için en yüksek tokluk B3 numunesinde rastlanmıştır. Sertlik değeri yüksek olan B5 numunesi en düşük uzamaya sahiptir. Yüksek akma mukavemetine sahip olan numunenin daha düşük uzamaya sahip olması beklenir. Ancak tablodaki deneysel sonuçlara göre B grubu numunelerinin uzama değerleri dışında diğer ölçülen mekanik değerleri DIN EN 10293 standardı ile oldukça uyumludur. B grubu numunelerinde standartta verilen düşük karbonlu bileşim elde edildiğinden dolayı, mekanik değerler ile mikroyapı analizlerinin birbirleri ile de uyumlu olduğunu görmekteyiz. Şekil 4. 1' de A grubu ve B grubu numunelerin akma ve çekme gerilmeleri karşılaştırılmalı olarak verilmiştir.



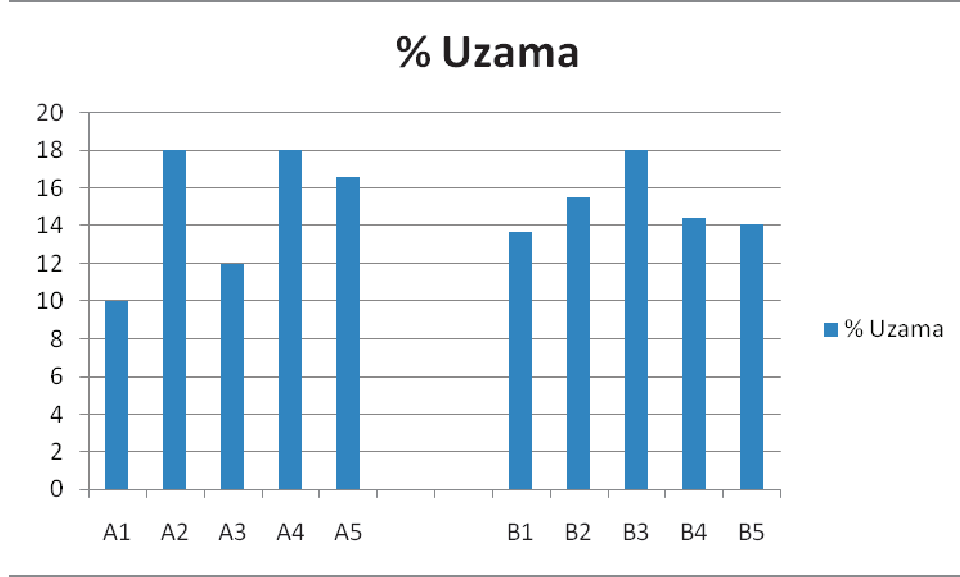
Şekil 4.1. A ve B grubu numunelerin akma ve çekme gerilmelerinin karşılaştırılması.

Çentik-darbe numuneleri DIN EN 10293 standartına uygun ölçülerde hazırlanmıştır ve her numune için 3 adet çentik testi yapılarak aritmetik ortalama değeri kullanılmıştır. Şekil 4.2’ de ise A ve B grubu numunelerin çentik-darbe değerlerinin karşılaştırılması verilmiştir.



Şekil 4.2. A ve B grubu numunelerinin çentik değerleri.

Şekil 4.3' de ise A ve B grubu numunelerinin % uzama değerleri karşılaştırılması verilmiştir.



Şekil 4.3. A ve B grubu numunelerinin % uzama değerlerinin karşılaştırılması.

A grubuna ait sertlik ölçüm sonuçları Çizelge 4. 5' de, B grubuna ait sertlik ölçüm sonuçları ise Çizelge 4. 6' da verilmiştir.

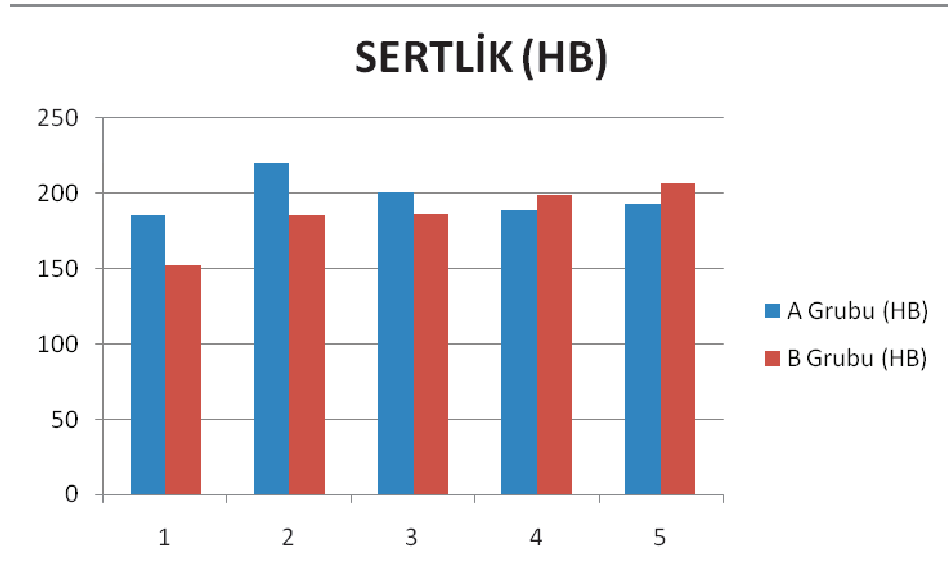
Çizelge 4.5. A grubu numunelerine ait sertlik değerleri.

NUMUNE İSMİ	NUMUNE YÜZEYİNDEN ALINAN DEĞERLER (HB)								Ortalama HB
	1	2	3	4	5	6	7	8	
A1 ISIL İŞLEMSİZ	194	195	181	176	180	184	179	191	185
A2 SU	232	237	218	212	216	211	214	231	220
A3 YAĞ	196	191	199	209	192	199	207	218	201
A4 SU	186	184	186	192	191	191	191	193	189
A5 YAĞ	199	193	193	197	186	188	197	192	193

Çizelge 4.6. B grubu numunelerine ait sertlik değerleri.

NUMUNE İSMİ	NUMUNE YÜZEYİNDEN ALINAN SERTLİK DEĞERLERİ (HB)					Ortalama HB
	1	2	3	4	5	
B1 ISIL İŞLEMSİZ	152	156	150	154	148	152
B2 SU	186	184	185	185	186	185
B3 YAĞ	187	185	183	184	191	186
B4 SU	201	200	193	196	205	199
B5 YAĞ	201	204	207	207	215	207

Şekil 4.4' de ise A ve B grubu numunelerin sertlik değerleri karşılaştırılmalı olarak verilmiştir. Numune yüzeyinden alınan sertlik değerlerinin ortalaması alınarak grafik haline getirilmiştir. 920 °C' de suda soğutulan A ve B grubu numunelerinin sertlikleri A2 numunesinin B4 numunesinden daha sert olduğu görülmektedir ve bu da % karbon miktarı ile ilişkilidir.

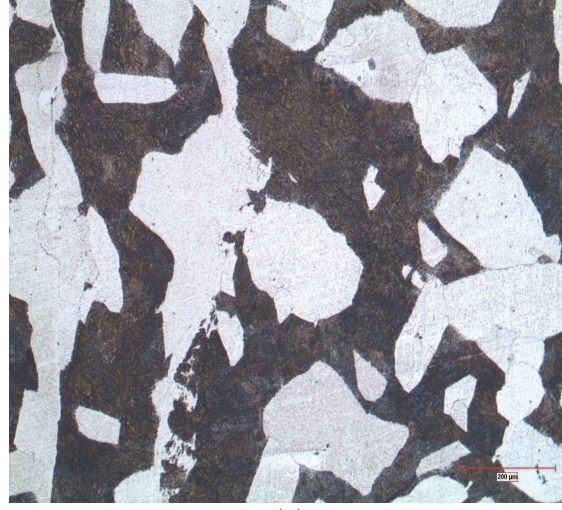


Şekil 4.4. A ve B grubu numunelerinin karşılaştırılmalı sertlik değerleri.

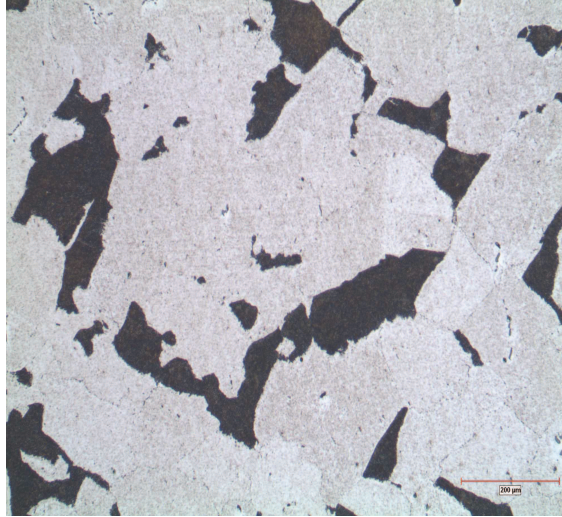
4.3. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

4.3.1. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Isıl işlemsiz A1 ve B1 numunelerinin optik mikroskop ile mikroyapıları incelendiğinde A1 numunesi % 50-60 perlit ve % 40-50 ferritten, B1 numunesi ise % 70-80 ferrit ve % 20-30 perlitten oluştuğu açıkça görülmektedir. (Şekil 4.5)



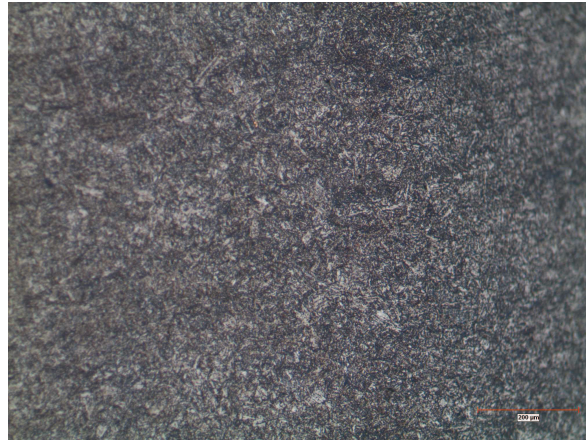
(a)



(b)

Şekil 4.5. Isıl işlemsiz numunelerin optik mikroskop görüntüleri a) A1 numunesi, b) B1 numunesi (Açık kontrast ferrit, koyu kontrast perlittir).

Isıl işlem sıcaklıkları DIN EN 10293 standartında verilen sıcaklık aralığında seçilmiştir. Bu işlem hem A grubu numunelerine hem de B grubu numunelerine uygulanmıştır. Burada, aynı kompozisyona sahip 4 numunenin DIN EN 10293 standardında belirtilen alt ve üst limit sıcaklıkları seçilerek yağ ve su ortamında soğutulan numuneler kıyaslanmıştır. A2, A3, A4 ve A5 numunelerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde soğutma ortamı ve ısıl işlem sıcaklıkları ile içyapının nasıl değiştiği ve sertliğe olan etkisi incelenmiştir. A2 numunesi 920 °C' de 106 dakika bekletilerek suda soğutulmuş ve 680 °C' de 106 dakika bekletilerek temperlenmiştir. Aynı şekilde A3 numunesine yine aynı ısıl işlem uygulanmış ve soğutma ortamı olarak yağ ortamı seçilmiştir. Bu işlemlerin sonucunda ortaya çıkan mikroyapı fotoğrafları Şekil 4.6' da verilmiştir.

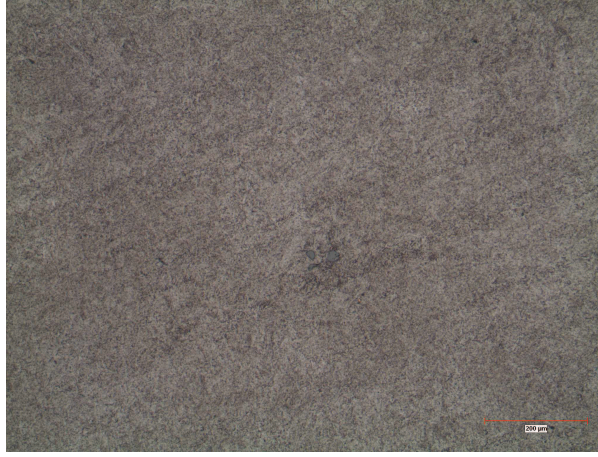


(a)

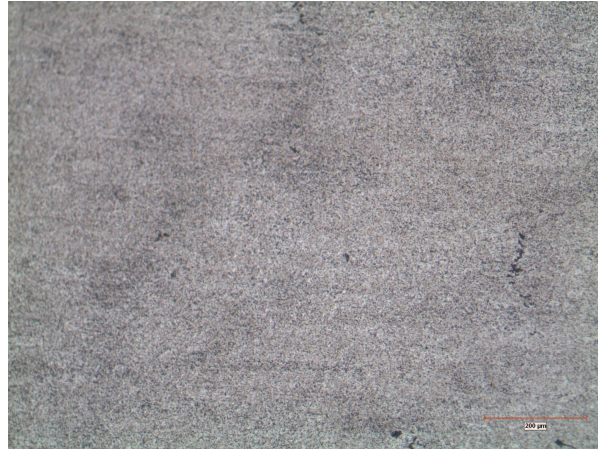


(b)

Şekil 4.6. a) 920 °C' de suda soğutulan A2 numunesi, b) 920 °C' de yağda soğutulan A3 numunesi, c) 960 °C' de Suda soğutulan A4 numunesi, d) 960 °C' de yağda soğutulan A5 numunesi.



(c)

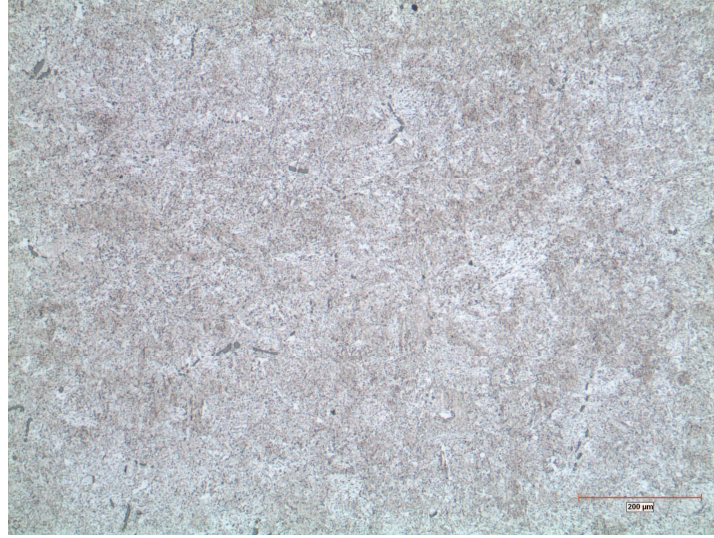


(d)

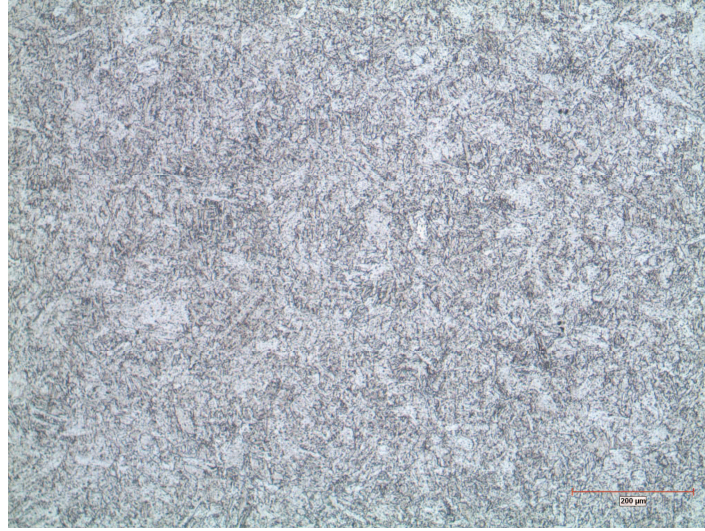
Şekil 4.6. (devam ediyor).

Aynı sıcaklıkta ısıtıl işlem yapılan ve soğutma ortamı değiştirilen A2 ve A3 numunelerinin mikroyapı ve tokluk değerlerinin birbirine çok yakın olduğu görülmüş ancak sertlik değeri A2 numunesinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ancak A2 numunesinin çekme mukavemeti A3' e göre daha yüksek çıkmıştır. % uzama değeri ise yine A3 numunesinin daha düşüktür. A4 numunesi çekme gerilmesi bakımından A5' e göre daha yüksek çıkmıştır. Aynı sıcaklıkta ısıtıl işlemleri yapılan ve soğutma ortamları su ve yağ ortamları seçilmiş olan A4 ve A5 numuneleri için, suda soğutulan A4 numunesinin yağda soğutulan A5 numunesine göre daha yüksek sertlik ve daha yüksek çekme gerilmesine sahip olduğunu görmekteyiz. Daha düşük sıcaklıkta hazırlanan numunelerin daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu yapılan çalışmalar sonucunda da görülmektedir.

Daha düşük karbon oranına sahip B grubu numunelerinin mikroyapı görüntüleri Şekil 4.7' de verilmiştir. Daha düşük karbon oranına sahip olduğu için çekme mukavemetleri A grubu numunelere göre düşük çıkmıştır. Bununla birlikte sertlikte de düşmeler meydana gelmiştir. Su ve yağ ortamında soğutulan ısıl işlemlere ve numuneler için mekanik deneylerin sonuçlarına göre içyapıda martenzit dönüşüme rastlanmamıştır.

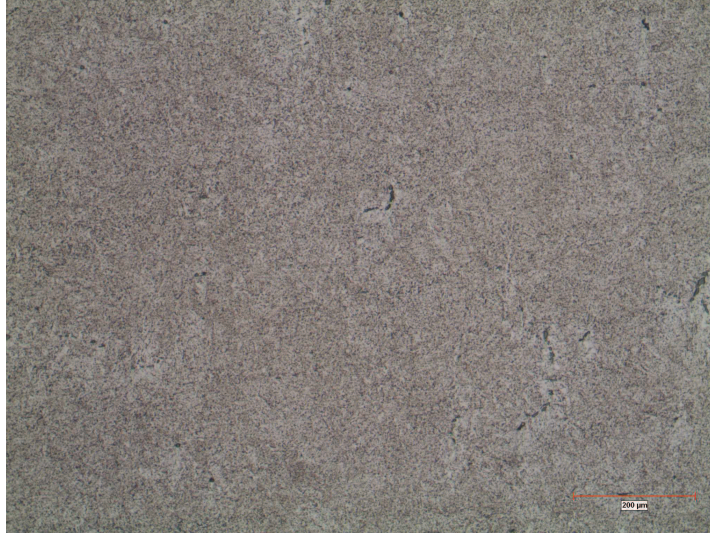


(a)

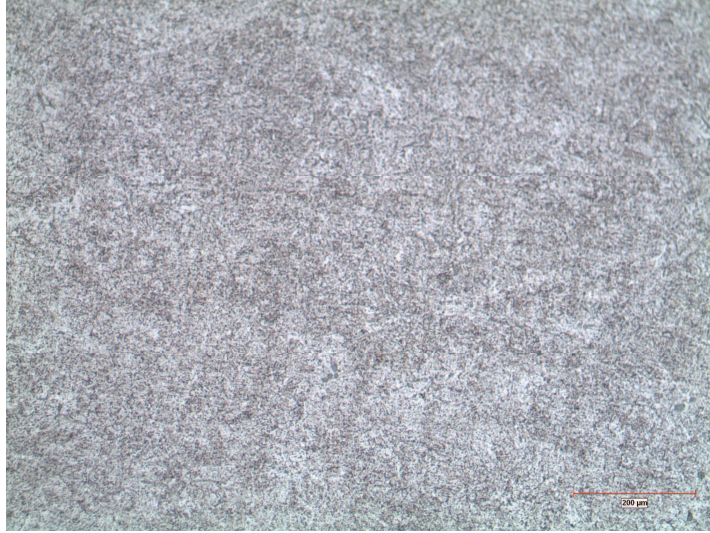


(b)

Şekil 4.7. a) 960 °C' de suda soğutulan B2 numunesi, b) 960 °C' de yağda soğutulan B3 numunesi, c) 920 °C' de suda soğutulan B4 numunesi, d) 920 °C' de yağda soğutulan B5 numunesi.



(c)

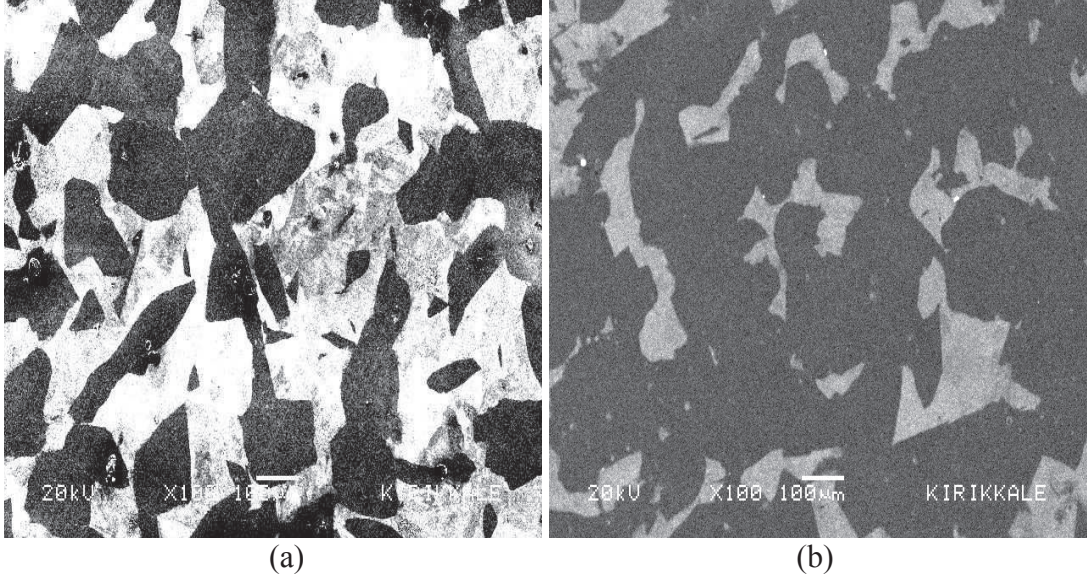


(d)

Şekil 4.7. (devam ediyor).

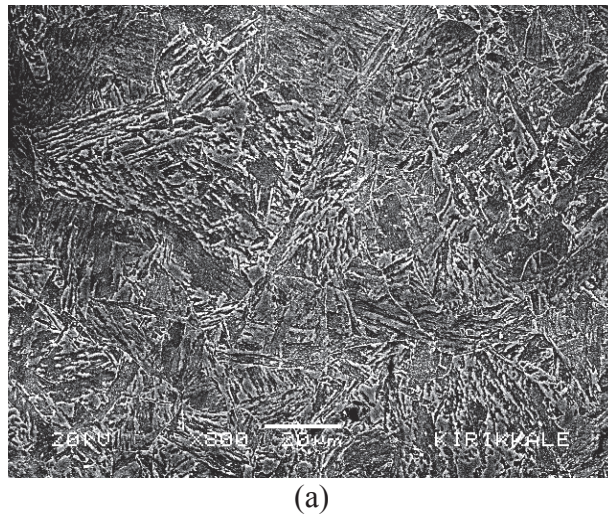
4.3.2. SEM ANALİZİ

Bu kısımda, 5 adet A grubundan ve 5 adet B grubundan olmak üzere toplam 10 adet taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü alınmıştır. Isıl işlemsiz A1 ve B1 numunelerinin SEM görüntüleri Şekil 4.8' de verilmiştir.

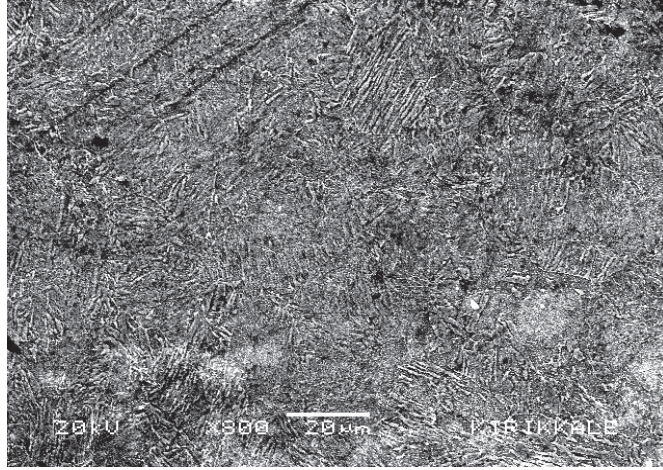


Şekil 4.8. Isıl işlemsiz numunelerin SEM görüntüleri a) A1 numunesinin SEM görüntüsü, b) B1 numunesinin SEM görüntüsü.

SEM görüntülerinden de anlaşılacağı gibi A1 numunesi B1 numunesine göre daha yüksek karbon oranına sahiptir. % 50-60 perlit ve % 40-50 ferrite yapıya sahiptir. B1 numunesi ise % 70-80 ferrit, %20-30 perlitten oluşmuştur. Şekil 4.9' da ise A2 ve A3 numunelerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Her iki numune de aynı sıcaklıkta aynı bekleme süresinde fakat farklı soğutma ortamında ısıl işleme tabi tutulmuştur. Bu mikroyapı görüntülerine göre, A2 numunesi A3 numunesine göre daha ince taneli olduğundan akma ve çekme mukavemetleri daha yüksektir.



Şekil 4.9. 920 °C' de su ve yağ ortamında soğutulan A grubu numuneleri a) Suda soğutulan A2 numunesi, b) Yağda soğutulan A3 numunesi.



(b)

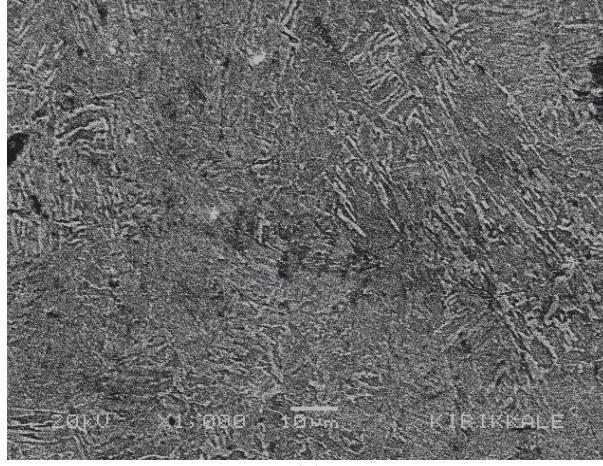
Şekil 4.9. (devam ediyor).

Hall-Petch eşitliğinden de bilindiği üzere tane boyutu ile mukavemet arasındaki ilişki bize bu görüntüler ile yorum yapmamızı sağlamıştır.

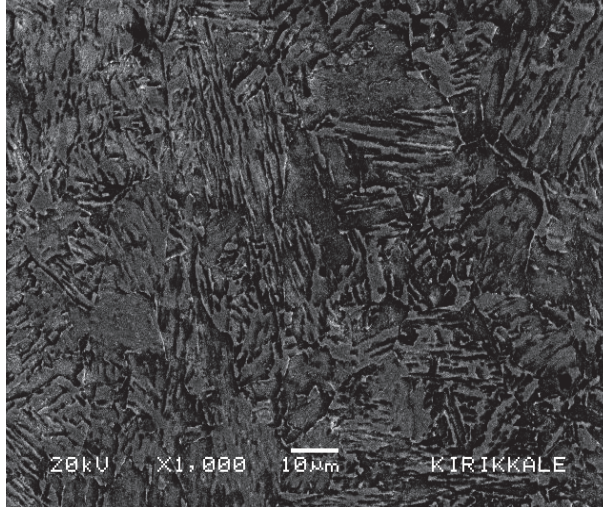
Denklem (4. 1) Hall Petch bağıntısını vermektedir.

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y \times d^{-1/2} \quad (4. 1)$$

Şekil 4.10.' da A4 ve A5 numunelerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Yine aynı şekilde soğutma ortamları farklıdır. A4 numunesi A5 numunesine göre daha ince tanelidir bunun sonucu olarak da A4 numunesinin akma ve çekme mukavemeti A5 numunesine göre daha yüksek çıkmıştır.



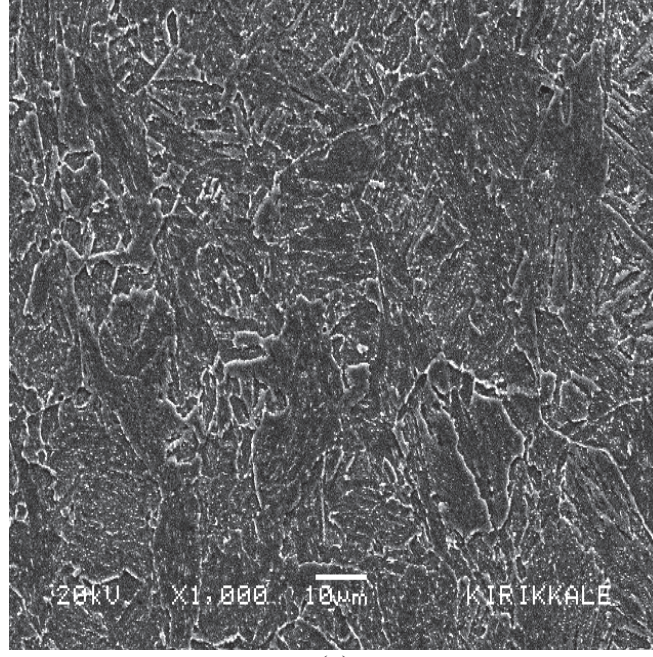
(a)



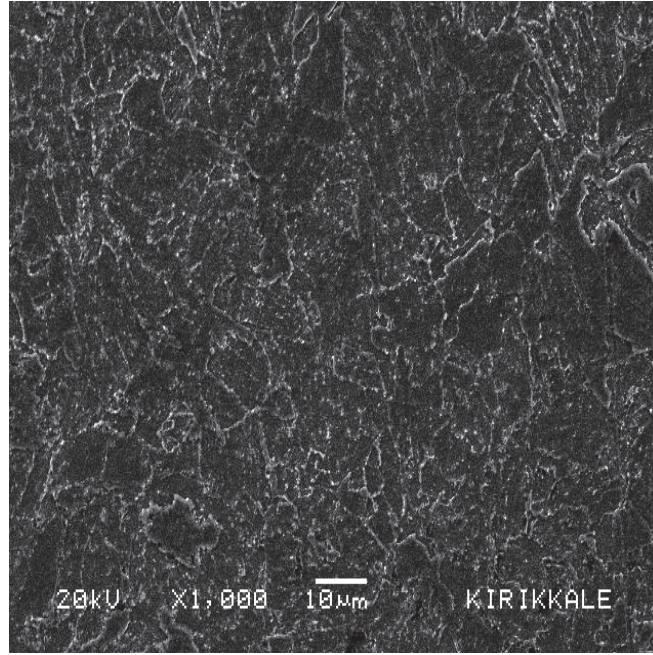
(b)

Şekil 4.10. 960 °C' de su ve yağ ortamında soğutulan A grubu numuneleri a) 960 °C' de suda soğutulan A4 numunesi, b) 960 °C' de yağda soğutulan A5 numunesi.

Şekil 4.11' de ise B2 ve B3 numunelerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Buna göre, B2 numunesi B3 numunesine göre daha kaba tanelidir, bu yüzden daha düşük akma ve çekme mukavemetine sahiptir.



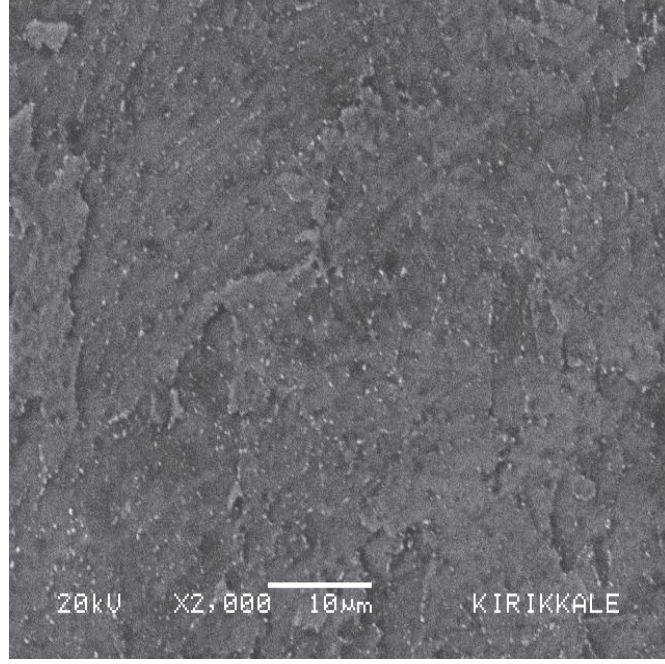
(a)



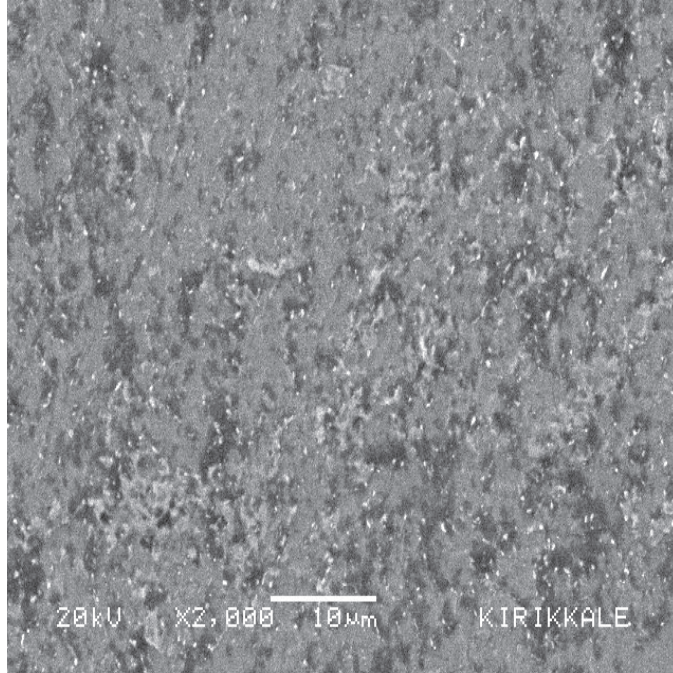
(b)

Şekil 4.11. 960 °C’ de su ve yağ ortamında soğutulan B grubu numuneleri a) Suda soğutulan B2 numunesi, b) Yağda soğutulan B3 numunesi.

Şekil 4.12’de B4 ve B5 numunesi için SEM görüntüleri verilmiştir. B5 numunesi B4 numunesine göre daha kaba tanelidir. Bu yüzden Hall-Petch bağıntısına göre daha düşük akma ve çekme mukavemetine sahip olduğu tespit edilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 4.12. 920°C’ de su ve yağda soğutulan B grubu numuneleri a) Suda soğutulan B4 numunesi, b) Yağda soğutulan B5 numunesi.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Çeliklerin mekanik özellikleri karbon oranı ve alaşım elementlerinin yanı sıra ısıtma işlemlere de bağlıdır. Isıtma işlemi ile akma noktasının daha aşağı değerlere çekilebildiği, yapının daha sünek bir hal aldığı bilinmektedir. Ancak ısıtma işlemi sonucunda malzemenin değişik soğutma ortamlarına bırakılması mevcut yapının yeniden düzenlenmesini gerektirdiği için çok değişik ve beklenilmeyen sertlik ya da süneklik değerleri oluşturulabilmekte ve beklenilmeyen sonuçlar ortaya çıkmaktadır. Bu çalışma, GS17CrMo5-5 ferritik çeliği için, iki farklı kompozisyona sahip on adet numune üzerinde soğutma şartları ve ısıtma işlem sıcaklıkları değiştirilerek tahribatsız muayene işlemlerini kapsamaktadır. On adet numunenin mukavemetlerini belirlemek için çekme ve çentik-darbe testleri uygulanmış ve ortalama değerleri alınmıştır. Isıtma işlemi öncesinde ve sonrasında numunelerin optik mikroskop ve SEM analizleri gerçekleştirilmiştir. Isıtma işlemi sonrasında numune kesme yüzeyinden sertlik ölçümleri yapılmıştır. GS17CrMo5-5 çeliğinin ısıtma şartlarının değiştirilmesiyle elde edilen mekanik özelliklerin, DIN EN 10293 standardında verilen değerlere uygun sonuçlar elde edilmesinin amaçlandığı bu çalışma sonucunda;

- Sertlik test sonuçlarına göre, yüksek karbonlu A grubu numunelerden sertliği en yüksek numune, suda soğutulan A2 numunesidir. B grubu numunelerde ise en yüksek sertlik değeri yağda soğutulan B5 numunedir. A2 numunesinin B5 numunesinden daha sert bir yapıda olmasının sebebi, hem karbon oranlarının farklı olması hem de aynı sıcaklıkta temperlenmelerine rağmen soğutma ortamlarının farklı olmasıdır.
- Sertlik test sonuçlarına göre genel değerlendirme yapılacak olursa, 920 °C' de suda soğutulan A2 numunesi en yüksek sertliğe sahiptir. Bunu, yine aynı sıcaklıkta yağda soğutulan A3 numunesi, 960 °C' de yağda soğutulan A5

numunesi, sonrasında ise aynı sıcaklıkta suda soğutulan A4 numunesi takip etmektedir. B grubu numunelerinden ise B5 numunesi en yüksek sertliğe sahiptir. Bunu, sırasıyla B4-B3-B2 numuneleri takip etmektedir.

- Yapılan çekme testleri değerlendirilecek olursa, en yüksek çekme mukavemetine A2 numunesi sahipken, onu sırasıyla A3-A4-A5 numuneleri takip etmektedir. Burada sertlik ile mukavemetin doğrudan ilişkisi olduğu sonucuna varılırken, A5 numunesinde bu durum görülmemektedir. A4 ve A5 numunelerinin sertlik değerleri birbirine çok yakındır ancak çekme testi değerleri arasında farklılıklar meydana gelmiştir. A grubu numunelerinden A2 ve B grubu numunelerinden B3 numuneleri en yüksek % uzama değerine sahiptirler.
- Yapılan çentik-darbe deneyleri incelendiğinde ise tokluğu en yüksek numune 960 °C’ de yağda soğutulan A5 numunesidir. Sertlik değeri en yüksek olan A2 numunesinin tokluğunun, diğer numunelerden daha düşük olması gerekirken, A3 numunesinin tokluğu en düşük çıkmıştır. Düşük karbonlu B grubu numunelerinin tokluk değerleri ise standartta verilen değerler arasında olup, oldukça uyumludur.
- Daha hızlı soğuyan numunenin tane boyutu küçük ve daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu bilinirken A2 numunesi bu özellikleri sağlamaktadır. Yapılan optik mikroskop ve SEM çalışmaları sonucunda ise A2 numunesinin daha küçük taneli olduğu görülmektedir.

Bundan sonraki aşamalarda GS17CrMo5-5 çeliğine standart dışında farklı alaşımlandırma yapılabilir. Alaşımlandırmaya ve kullanım alanlarına bağlı olarak bazı fiziksel özellikleri incelenebilir. Farklı ısı işlem sonrasında matrix faz, kalıntı östenit faz ve martensit faz daha iyi bir şekilde gözlenebilir ve mukavemeti gözden geçirilebilir. Ayrıca ısı işlemlere göre tane boyutları da incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Elieyioğlu, S., “Çeliklerin ısıı işlem altında gösterdiği yapısal değişikliklerin taramalı elektron mikroskobu (sem) ve mössbauer spektroskopisi ile incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale, 42 (2005).
2. Demirci, H., “Mühendislik Malzemeleri”, *Aktüel Yayınları*, İstanbul, 252 (2004)
3. Kınıkoğlu, N.G., “Malzeme Bilimi ve Mühendisliği”, *Yıldız Teknik Üniversitesi Yayını*, İstanbul 65, 855 (2001).
4. Yılmaz, F. ve Şen, U., “Alaşımların Yapı ve Özellikleri”, *Sakarya Üniversitesi Basımevi*, Adapazarı, 18, 114 (1996).
5. Savaşkan, T.,” Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Derya Kitabevi*, Trabzon, 284 (1999).
6. Erdoğan, M., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri”, *Nobel Yayınları*, Ankara, 1: 62, 364 (1998).
7. Güleç, Ş.ve Aran A.,. “Malzeme Bilgisi” *İstanbul Teknik Üniversitesi Yayını*, 1: 1521, 190 (1993).
8. Onaran, K., ” Malzeme Bilimi”, *Bilim Teknik Yayınevi*, İstanbul, 383 (2006).
9. Kakanı, S.L.and Kakanı, A., “Material Science”, *New Age International Publishers*, Bhilwara , Rajasthan, 640 (2004).
10. Topbaş, M.A., “Isıl İşlemler”, *Prestij Yayınevi*, İstanbul, 440 (1993).
11. Tükel, N., “Demir-Karbon Alaşımları”. *İ.D.M.M.A. Makine Fakültesi Yayını*, İstanbul, 383 (1981).
12. Erdoğan, M.,” Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri.” *Nobel Yayınları*, Ankara,1:105, 338 (2000).
13. Totten, G.E., “Steel Heat Treatment: Equipment and Process Design”. *CRC Press*, Oregon, USA, 696 (2006).
14. Callister, W.D., “Fundamentals of Materials Science and Engineering/ An Interactive”. *John Willey and Sons, Inc.*, USA, 524 (2000).

15. Uzun, H., Fındık, F. ve Salman, S., “Malzeme Biliminin Temelleri”, *Değişim Yayınları*, İstanbul, 288 (2008).
16. Safoğlu, R.A., “Malzeme Bilimine Giriş”, *Birsen Yayınevi*, İstanbul, 272 (1998).
17. Aytar, Ö.B., “Fe tabanlı bazı alaşımların mekanik davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, 39 (2004)
18. DüNDAR, S., “AISI 1117 Çeliğinin fiziksel özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale, 55 (2008).
19. Anık, S., Anık, E.S. ve Vural, M., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi” *Birsan Yayınevi*, İstanbul, 352 (1988).
20. Kesti, E., “Ç-4140 Çeliğinin, mikro yapı ve mekanik özelliklerine su verme ortamının etkilerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Konya, 91 (2009).
21. Ulu, S., “Karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin temel mekanik özelliklerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyon, 105 (2004).
22. Llewellyn, D.T., Hudd, R.C., “Steels Metallurgy and Applications”, *Butterworth Heinemann*, United Kingdom, 389 (2004).
23. Duruca, S. G., “Effects of astenitisation heat treatment on the fracture resistance and temper embrittlement of MnMoNi steels”, *Acta Metallurgica*, 24 (2): 219 – 232 (1986).
24. Ritchie, R. O., Francis, B. And Server, W. L., “Evaluation of toughness in AISI 4340 alloy steel austenized at low and high temperatures”, *Metallurgical Transaction A.*, 7 (6): 831-838 (1976).
25. Ritchie, R. O., and Horn, R. M., “Further consideration on the Inconsistency in Toughness Evaluation of AISI 4340 Steel Austenized at Increasing Temperatures”, *Metallurgical Transaction A.*, 9 (3): 332-341 (1978).
26. Lou, B. And Averbach, B. L., “The Effects of Heat Treatment on Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rates in 440C and BG 42 Steels”, *Metallurgical Transaction A.*, 14 (9): 1899-1905 (1983).
27. Lee, S., Manjo, L. and Asard, R. J., “Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in Two 4340 Steels”, *Metallurgical Transaction A.*, 6 (9): 1633-1648. (1995).

28. Eryürek, B. and Akata, E., “Effect of Tempering Treatment on Fracture Toughness of 0,4 C Steel”, *Proceeding of 8th European Conference on Fracture*, 368-371, Vienna, Austria (1990).
29. Aydın R., “Fracture behaviour of a low alloy Cr-V steel”, Thesis Ms. of Sc. *İstanbul Technical University, İnstitute Of Science And Technology*, 26, İstanbul (1992).
30. Hertzberg, R. W., “Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material”, *John Wiley-Sons*, Second Edition , Inc. New York, USA, (1976).
31. Klepaczko, J. R. and solecky, A., “Effect of tempering on quasi-static and impact fracture toughness and mechanical properties for 5140 steel”, *Metallurgical Transaction A.*, 15 (5): 901-910 (1984).
32. Wood, W., E., “Effect of heat treatment on the fracture toughness of low alloy steels”, *Engineering Fracture Mechanics*, 7 (2): 219-228 (1975).
33. Robinson, J., N. and Tuck, W., “The Relationship Between Microstructure and Fracture toughness for a Low-Alloy Steel”, 4 (2): 377-386 (1972).

ÖZGEÇMİŞ

Elif ÖZTUYAK 1983 yılında Karabük'te doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. Demir Çelik Yabancı Dil Ağırlıklı Lisesinden mezun oldu. 2001 yılında Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp, 2007 yılı Şubat ayında mezun oldu. 2010 yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisansa başladı. 2010 yılında Kardökmak A.Ş'de Kalite Yönetim Mühendisi olarak göreve başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Kardemir Fabrika Sahası Müdürler Bloğu Kat: 3
Kardökmak A.Ş / KARABÜK

Tel : (533) 443 0377

E-posta : eoztuyak@kardokmak.com.tr