



**DÜŞÜK SICAKLIK İZOTERMAL ISIL İŞLEMLERİNİN YÜKSEK
SİLİSYUMLU ÇELİĞİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ
ÜZERİNE ETKİSİ**

Ömer Faruk MURATHAN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAYIS 2015

Ömer Faruk MURATHAN tarafından hazırlanan “DÜŞÜK SICAKLIK İZOTERMAL ISIL İŞLEMLERİNİN YÜKSEK SİLİSYUMLU ÇELİĞİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Volkan KILIÇLI

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Başkan : Doç. Dr. Neşet AKAR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye : Yrd. Doç. Dr. Kemal DAVUT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Atılım Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Tez Savunma Tarihi: 25/05/2015

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Şeref SAĞIROĞLU

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Ömer Faruk MURATHAN

25.05.2015

DÜŞÜK SICAKLIK İZOTERMAL ISIL İŞLEMLERİN YÜKSEK SİLİSYUMLU ÇELİĞİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Ömer Faruk MURATHAN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Mayıs 2015

ÖZET

Bu çalışmada, düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemlerinin ticari olarak kullanılan yüksek silisyumlu AISI 9254 yay çeliğinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Numuneler 870°C'de 30 dakika östenitlemenin ardından M_s sıcaklığının altındaki üç farklı sıcaklıkta (275°C, 250°C ve 225°C) izotermal olarak 1 hafta bekletilmiştir. Mikroyapı ve mekanik özelliklerin kıyaslanması amacıyla üç farklı ısıt işlem (alt beynitik, üst beynitik ve su verilmiş + temperlenmiş) uygulanarak numuneler hazırlanmıştır. Numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak karakterize edilmiştir. Kalıntı östenit hacim oranı X ışınları kırınımı (X-RD) analizi ile tespit edilmiştir. Mekanik özelliklerin belirlenmesi amacıyla çekme ve sertlik testleri yapılmıştır. Deneysel sonuçlar, ticari olarak kullanılan yüksek silisyumlu yay çeliğinde uzun süreli düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemleri ile karbür içermeyen beynitik yapının elde edilebileceğini göstermiştir. Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemleri ile üretilen numunelerin mikroyapısı martensit, karbür içermeyen beynit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır. Azalan izotermal ısıt işlem sıcaklığı ile akma ve çekme dayanımları artarken, toplam % uzama değerinin azaldığı gözlenmiştir. En yüksek dayanım ve süneklik kombinasyonu 250°C'de izotermal ısıt işlem uygulanmış numuneden sağlanmıştır. Kırılma yüzeylerinin sünek kırılmanın göstergesi olan çukurcuklu (dimples) kırılma yüzeyine sahip olduğu belirlenmiştir. Farklı ısıt işlem uygulanmış diğer numuneler ile kıyaslandığında en yüksek mekanik özellikler karbür içermeyen beynitik mikroyapıya sahip numunelerde elde edilmiştir.

Bilim Kodu : 915. 3.022

Anahtar Kelimeler : Yüksek Silisyumlu Çelik, Karbür İçermeyen Beynitik Çelik, Düşük Sıcaklık İzotermal Isıl İşlem, Mikroyapı, Mekanik Özellikler.

Sayfa Adedi : 53

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Volkan KILIÇLI

EFFECT OF LOW TEMPERATURE ISOTHERMAL HEAT TREATMENTS ON
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH SILICON STEEL
(M. Sc. Thesis)

Ömer Faruk MURATHAN

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

May 2015

ABSTRACT

In this study, effect of low temperature isothermal heat treatments on microstructure and mechanical properties of AISI 9254 which is commercial high silicon steel was investigated. After austenitizing at 870°C for 30 minutes, at three different temperatures which were below M_s temperature (275°C, 250°C and 225°C), specimens isothermally heat treated for 1 week. In order to compare microstructure and mechanical properties, three different heat treated samples were prepared (lower bainitic, upper bainitic and quenched + tempered). Optical microscope and scanning electron microscope (SEM) were used in order to characterize microstructure of the specimens. Retained austenite volume fraction was calculated by X-ray diffraction (X-RD) analysis. Tensile and hardness tests were conducted in order to determine mechanical properties. Experimental results show that, carbide free bainitic microstructure can be obtained in a commercial high silicon spring steel with low temperature isothermal heat treatments. The microstructures of samples which were produced by low temperature isothermal heat treatments contain martensite, carbide free bainite and retained austenite. As the isothermal holding temperature decreases, yield and tensile strength increases where % uniform elongation decreases. The highest combination of strength and ductility was obtained at samples which were isothermally heat treated at 250°C. Dimples were observed on fractured surfaces. This is an evidence of ductile fracture. When compared with other heat treated specimens, the highest mechanical properties were observed on carbide free bainitic specimens.

Science Code : 915. 3.022

Key Words : High Silicon Steel, Carbide Free Bainitic Steel, Low Temperature Isothermal Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties.

Page Number : 53

Supervisor : Assist. Prof. Dr. Volkan KILIÇLI

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren, kıymetli tecrübelerinden faydalandığım danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Volkan KILIÇLI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım esnasında Isıl işlem, Metalografi ve Mekanik Testler laboratuvarlarının altyapısından faydalandığım Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanlığı'na teşekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalarda kullanılan AISI 9254 çeliğini sağlayan Kaan Kaplan Bıçakları Ltd. Şti.'den sayın Mücahit KAPLAN'a teşekkür ederim.

Kırık yüzey SEM çalışmalarındaki yardımlarından dolayı Uzman Dr. Meryem POLAT'a teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca numunelerin mikroyapılarının görüntülenmesinde SEM çalışmalarındaki yardımlarından dolayı Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezi'nden Yrd. Doç. Dr. Kemal DAVUT ve Arş. Müh. Ebru ARSLAN'a teşekkürlerimi sunarım.

X-RD analizlerini Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezi'nde gerçekleştiren Arş. Müh. Zeynep ÖZTÜRK ve Yrd. Doç. Dr. Caner ŞİMSİR'e teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR	xiv
1. GİRİŞ	1
2. BEYNİT	5
2.1. Beynit Oluşum Mekanizması	5
2.2. Beynit Türleri	6
2.2.1. Üst beynit	6
2.2.2. Alt beynit	8
2.3. Beynitin Mekanik Özellikleri	9
2.4. Ticari Beynitik Alaşımlar	10
3. KARBÜR İÇERMEYEN BEYNİT	13
3.1. Kimyasal Kompozisyon	14
3.2. Alaşım Elementlerinin Etkisi	15
3.3. Üretimi	16
3.3.1. Ms sıcaklığının altında beynit oluşumu	18
3.4. Mekanik Özellikler	19
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	23

	Sayfa
4.1. Malzeme	23
4.1.1. AISI 9254 çeliğinin martensit başlama sıcaklığının belirlenmesi	23
4.2. Isıl İşlemler	23
4.2.1. Östenitleme	23
4.2.2. Geleneksel östemperleme ısı işlemi	24
4.2.3. Su verme ve temperleme ısı işlemi	24
4.2.4. Düşük sıcaklık izotermal ısı işlemi	25
4.3. Numune Kodlama	26
4.4. Metalografik Çalışmalar	26
4.5. X-RD Analizi	27
4.6. Mekanik Testler	27
4.6.1. Çekme testi	27
4.6.2. Sertlik testi	28
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	29
5.1. Mikroyapı Karakterizasyonu	29
5.1.1. İşlemsiz haldeki numunenin mikroyapısı	29
5.1.2. Düşük izotermal sıcaklıklarında ısı işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları	29
5.1.3. Geleneksel östemperleme ısı işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları	31
5.1.4. Su verme ve temperleme ısı işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları	32
5.2. X-RD Analiz Sonuçları	33
5.3. Martensit ve Beynit Hacim Oranı	37
5.4. Mekanik Test Sonuçları	38

	Sayfa
5.5. Numunelerin Çekme – Kırılma Davranışları	41
6. SONUÇ VE ÖNERİLER	45
6.1. Sonuçlar.....	45
6.2. Öneriler	46
KAYNAKLAR	47
ÖZGEÇMİŞ	52



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Farklı ısıt işlemler uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri	9
Çizelge 3.1. Literatür çalışmalarında kullanılan karbür içermeyen beynitik çeliklerin kimyasal kompozisyonları	15
Çizelge 3.2. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin mekanik özellikleri	21
Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan AISI 9254 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %).....	23
Çizelge 4.2. Numune adı ve uygulanan ısıt işlemler açıklamaları.....	26
Çizelge 5.1. Isıt işlemler sonrası X-RD ve optik mikroskopi ile belirlenen mikroyapı bileşenlerinin hacim oranları (V _{ab} : beynitik ferrit hacim oranı, V _γ : kalıntı östenit hacim oranı, VM: martensit hacim oranı)	33
Çizelge 5.2. Numunelerin mekanik test sonuçları	38

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Östenitten alt ve üst beynitik dönüşümün şematik gösterimi	8
Şekil 2.2. Ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar	11
Şekil 3.1. a) Fe–2Si–3Mn çeliği için karbon miktarına bağlı olarak hesaplanmış dönüşüm sıcaklıkları b) Beynitik dönüşümün tamamlanması için hesaplanmış sıcaklık grafiği	14
Şekil 3.2. Karbür içermeyen beynitik dönüşüm için ısıtım işlem çevrimi (α b: beynitik ferrit, γ : östenit)	17
Şekil 3.3. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin ticari olarak kullanılan yeni nesil ticari çelikler ile mekanik özelliklerinin kıyaslanması	20
Şekil 4.1. Geleneksel östempereleme ısıtım işlemlerinin AISI 9254 çeliğinin TTT diyagramında şematik olarak gösterimi	24
Şekil 4.2. Su verme ve temperleme ısıtım işleminin şematik olarak gösterimi	25
Şekil 4.3. Düşük sıcaklık izotermal ısıtım işlemlerinin AISI 9254 çeliğinin TTT diyagramında şematik olarak gösterimi	25
Şekil 4.4. Çekme numunesinin boyutları (boyutlar mm)	28
Şekil 5.1. Geleneksel östemperelenmiş numunelerin X-RD pikleri	34
Şekil 5.2. İşlemsiz numune ile su verilmiş + temperlenmiş numunelerin X-RD pikleri	34
Şekil 5.3. Düşük sıcaklık izotermal ısıtım işlem uygulanmış numunelerde a) Beynitik ferrit ve martensit, b) Kalıntı östenit hacim oranlarının değişimi	35
Şekil 5.4. Düşük sıcaklık izotermal ısıtım işlem uygulanmış numunelerin X-RD pikleri	36
Şekil 5.5. Endüstriyel çelik türleri ile bu çalışmada üretilen karbür içermeyen beynitik yapıya sahip numunelerin toplam uzama ve akma değerlerinin kıyaslanması (IF: arayer elementi içermeyen çelikler, MILD: düşük C'lu çelikler, BH: fırında sertleşebilir çelikler, HSLA: yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler, DP: çift fazlı çelikler CP: karmaşık fazlı çelikler, TRIP: dönüşümün neden olduğu plastiklik katkılı çelikler) ...	39
Şekil 5.6. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin dayanım değerlerindeki değişim	40

Sayfa

Şekil 5.7. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin sertlik değerlerindeki değişim	40
Şekil 5.8. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin, a) toplam uzama ve b) kırılma enerjilerinin değişimi	40
Şekil 5.9. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin PSE değerlerindeki değişimi	41



RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Ötektoid çelikte zaman sıcaklık dönüşüm diyagramında beynitik dönüşümün şematik gösterimi	5
Resim 2.2. İzotermal dönüşüm sonrası 4360 çeliğinde üst beynitin mikroyapısı; a) 495°C, b) 410°C’de dönüşüm, 750x, dağlama: pikral.....	7
Resim 2.3. İzotermal dönüşüm (300°C) sonrası 4360 çeliğinde alt beynitin mikroyapısı, 750x, dağlama: pikral	8
Resim 5.1. İşlemsiz numunenin; a) optik mikroskop b) SEM mikroyapı resimleri	29
Resim 5.2. 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası düşük sıcaklıkta 1 hafta işlem uygulanmış numunelerin optik ve SEM mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C, αb: beynitik ferrit, γR: kalıntı östenit, m: martensit.....	30
Resim 5.3. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin optik ve SEM mikroyapıları a) alt beynit, b) üst beynit, αb: beynitik ferrit, γR: kalıntı östenit	32
Resim 5.4. Su verilmiş + temperlenmiş numunenin optik ve SEM mikroyapıları, m: martensit.....	33
Resim 5.5. 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası düşük sıcaklıkta 1 hafta işlem uygulanmış numunelerin optik (500x) mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C, dağlama: %4 pikral + %10 sodyum metabisülfid	37
Resim 5.6. Numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları a) işlemsiz numune, b) su verilmiş + temperlenmiş numune (S+T)	42
Resim 5.7. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları; a) alt beynit (AB), b) üst beynit (ÜB).....	43
Resim 5.8. Düşük sıcaklıkta uzun süre izotermal ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C	44

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler

Açıklamalar

sn	Saniye
mm	Milimetre
cm	Santimetre
nm	Nanometre
µm	Mikrometre
dak	Dakika
J	Joule
kgf	Kilogramkuvvet
MPa	Mega Paskal
Ø	Çap
α_b	Beynitik ferrit
γ_R	Kalıntı östenit

Kısaltmalar

Açıklamalar

AB	Alt beynitik numune
AHSS	Advanced High Strength Steels
AISI	American Iron and Steel Institute
B_s	Beynit başlangıç sıcaklığı
B_f	Beynit bitiş sıcaklığı
DP	Dual Phase
EBSD	Electron Back Scatter Diffraction
HV	Vickers Sertlik
M	Martensit
M_s	Martensit başlangıç sıcaklığı
M_f	Martensit bitiş sıcaklığı
PSE	Product of Strength and Elongation

Kısaltmalar**Açıklamalar****SEM**

Tarama elektron mikroskobu

S+T

Su verilmiş + temperlenmiş numune

SAE

Society of Automotive Engineers

TEM

Transmission Electron Microscope

TRIP

Transformation Induced Plasticity

TTT

Time Temperature Transformation

ÜB

Üst beynitik numune

Q&P

Quench and Partitioning

X-RD

X Işınları Kırınımı

1. GİRİŞ

Çelikler, metal ve alaşımları içerisinde en yaygın kullanıma sahip olan demir karbon alaşımlarıdır [1-4]. Metalik malzemelerin mekanik özellikleri mikroyapılarını oluşturan faz veya bileşenlerin hacim oranları ve morfolojileri değiştirilerek kontrol edilebilmektedir [4-7]. Çeliklerde nihai mikroyapı, östenitin dönüşümünün kontrolü ile sağlanmaktadır. Yüzyılı aşkın bir süredir metalurjistler östenitten katı hal faz dönüşümleri ile çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini kontrol edebilmektedirler [1].

Bain ve Davenport [8], 1930 yılında daha önce tanımlanmamış martensitik dönüşüm başlama sıcaklığının üzerinde elde edilen, martensit ve perlitten farklı bir mikroyapı keşfettiler. İzotermal dönüşüm sonucu elde edilen bu yapı 1934 yılında Edgar C. Bain onuruna meslektaşları tarafından “beynit” olarak adlandırıldı. Beynit morfolojisi, izotermal ısıtılma sıcaklığı ile değişmekte olup, üst beynit ve alt beynit olarak iki farklı beynit türünün varlığı yıllardan beri bilinmektedir [8].

Alt beynit düşük izotermal ısıtılma sıcaklıklarda elde edilen ince bir yapıya ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahiptir. Bu sebeple, alt beynitin mekanik özellikleri üst beynit ile kıyaslandığında daha yüksektir. Üst beynit, yüksek izotermal ısıtılma sıcaklıklarında elde edilmektedir ve alt beynite düşük mekanik özellikler sergilemektedir. Karbür oluşumu, geleneksel beynit mikroyapısında görülmektedir. Bu nedenle beynit türleri karbür dağılımı ile ayırt edilebilmektedir. Üst beynitte, karbürler çita sınırları arasında çökelirken, alt beynitte ise beynitik ferrit plakalarının içine çökelmektedirler [8].

Beyniten yeni bir türü olan “karbür içermeyen beynit” ilk olarak 1960 yılında bir araştırmada öne sürüldü [9]. Daha sonra Sandvik ve Bhadeshia [8], tarafından 1980 yılında detaylı olarak araştırıldı. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin mikroyapısı alt ve üst beynitten farklı olarak karbonca zengin kalıntı östenit ve karbür içermeyen ince beynitik ferrit çitalarının diziliminden oluşmaktadır [2, 3]. Mikroyapılarında Fe_xC türü karbür barındırmazlar. Karbür içermeyen beynitik çelikler oldukça yüksek dayanım ve yüksek tokluk sergilemektedir [8]. Karbür içermeyen beynitik çelikler, yüksek mekanik özelliklerin gerek duyulduğu alanlarda (otomobil ve zırh çeliği yapım endüstrilerinde) kullanıma uygundur [2, 8, 10-13]. Uygun alaşım elementleri içeren çeliklerin

östenitleme sonrası düşük sıcaklıklarda izotermal ısıtma işlemi sonucu karbür içermeyen beynitik çelikler üretilmektedirler [11-14].

Mikroyapıda bulunan ince film şeklinde karbonca zengin kalıntı östenit ve karbür içermeyen ince beynitik ferrit çataları, bu çeliklerin mekanik özelliklerinde önemli rol oynamaktadır. Yüksek karbonlu çeliklerin ($> \% 0,5$ ağırlıkça) düşük sıcaklıklarda izotermal ısıtma işlemi ile beynitik dönüşüm sonucu ince beynitik ferrit plakaları oluşmaktadır. Yüksek karbon miktarı beynitik dönüşüm sıcaklığını düşürmekle beraber, beynitik dönüşüm sonucu dönüşmemiş östeniti dengede tutar. Karbür içermeyen beynitik çeliklerde silisyum miktarı yüksektir ($> \text{ağırlıkça } \% 1,5$). Çelik içerisinde bulunan silisyum kırılma emilimi düşürmesinin baskılanmasında büyük rol oynamaktadır [2, 3-8, 13, 15-30]. Silisyum çökmesi engellendiği için, karbür içermeyen mikroyapı elde edilir. Yapıda kırılma emilimi düşürülmesi için çeliğin tokluğu artmaktadır. Yüksek tokluk ve yüksek dayanıma sahip olan bu çelikler, düşük sıcaklıklarda izotermal ısıtma işlemi sonrası oluşan ince beynitik ferrit çataları ve film şeklinde yüksek karbonlu kalıntı östenit ile sağlamaktadırlar [11, 15-19].

Yüksek silisyumlu çeliklerin düşük sıcaklık izotermal ısıtma işlemi ile üretilen karbür içermeyen beynitik çelikler mükemmel dayanım, sertlik ve tokluğa sahip olması sebebiyle günümüzde yüksek mekanik özellik gerektiren alanlarda kullanılan çeliklere alternatif olarak geliştirilmektedirler. Yüksek dayanım ve tokluğun yanı sıra, yüksek sünekliğe sahip bu çelikler, pahalı alaşım elementleri ve mekanik işlemlere gerek kalmadan üretilmektedir. Bu nedenle zırh çeliği ve mar-yaşlandırma (maraging) çeliklerinin yerine alternatif malzeme olarak kullanılması öngörülmektedir [13].

Araştırmacılar [11, 13-30], yüksek silisyumlu özel kimyasal kompozisyona sahip çeliklerin izotermal ısıtma işlemleri ile karbür içermeyen beynitik çeliklerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Birkaç çalışmada [31-33], yüksek silisyumlu yay çeliğine (AISI 92XX serisi) östemperleme ısıtma işlemlerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Paez ve arkadaşları [31], AISI 9260 çeliğine geleneksel östemperleme ısıtma işlemlerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmış olup, östemperleme ısıtma işlemlerinin mekanik özellikleri önemli ölçüde geliştirdiğini belirtmişlerdir. Cruz Junior ve arkadaşları [32], SAE 9254 çeliğinde kısa süreli düşük sıcaklık izotermal ısıtma işlemlerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini

araştırmış olup, diğerk çalışmalara benzer şekilde bu ısııl işlemlerin mekanik özellikleri önemli ölçüde geliştirdiğini belirtmişlerdir.

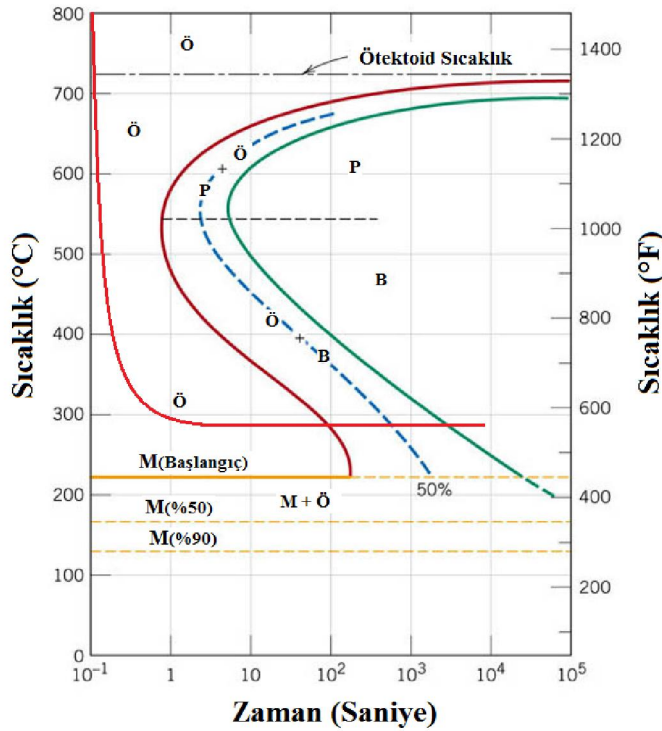
Bu çalışmada, düşük maliyetli, yüksek silisyumlu bir elik olan ve ticari yay eliğı olarak kullanılan AISI 9254 eliğinde uzun süreli düşük sıcaklık izotermal ısııl işlemlerin, geleneksel östemperleme ısııl işlemelerinin ve su verme + temperleme ısııl işlemlerinin bu çeliğinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır.





2. BEYNİT

Beynit tanım olarak, ferrit ve lamelli olmayan sementitin (Fe_3C) karışımından oluşan oldukça tok ve sünek bir yapıdır [4]. Beynit, perlit burnunun altında izotermal sıcaklıkta östenitin dönüşümü sonucu oluşan bir yapıdır. Östenitin dönüşümü sırasında soğuma difüzyon kontrollüdür ve bu esnada perlitin oluşmasına imkân yoktur. Ayrıca soğuma yeterli miktarda yavaş olduğu için martensit oluşumunu da engellemektedir [11]. Resim 2.1.'de verilen Zaman Sıcaklık Dönüşüm (TTT) diyagramında perlit ve martensit oluşum sıcaklıkları arasında beynit oluşumu için gerekli olan soğutma ve izotermal ısıtım işlem koşulları görülmektedir [3].



Resim 2.1. Ötektoid çelikte zaman sıcaklık dönüşüm diyagramında beynitik dönüşümün şematik gösterimi [5]

2.1. Beynit Oluşum Mekanizması

Literatürde, östenitten beynite dönüşüm esnasında ferrit çekirdeklenmesi iki farklı teori ile açıklanmaktadır [3]. Bu teorilerden birincisinde, ilk oluşan ferrit difüzyonsuz kayma (diffusionless shear) veya martensitik dönüşüm ile oluştuğu varsayılmaktadır. İkinci teoride ise ilk oluşmuş ferrit çıkıntı tipinde (ledge type) çekirdeklenir ve büyür. Bu esnada

kısa mesafeli karbon atomu ferrit östenit çıkıntıları arasında yeniden düzenlenir [3]. Fakat düşük sıcaklıklarda beynit oluşumu sırasında demir atomlarının difüzyonu sınırlandırılmaktadır.

Alaşım elementlerinin beynit başlangıç sıcaklığını (B_s) önemli ölçüde etkilediği ampirik formül ile gösterilmiştir. Çeliklerin ısıtılmasında beynitik dönüşüm büyük önem arz etmektedir. Alaşımlı çeliklerde perlitik ve beynitik dönüşümleri birbirinden ayrılmaktadır. Bu durum TTT diyagramında körfez bölgesi (bay region) oluşumuna neden olmaktadır. Alaşım elementleri ferrit veya ferrit-östenit ara yüzeylerini ayırarak beynitik ferrit oluşumunu yavaşlatmaktadır [3].

Eş. 2.1 ve Eş. 2.2’de beynit başlangıç sıcaklığının (B_s) alaşım elementlerine bağlı ampirik formülü verilmiştir [3]. Karbon östenit içinde yüksek çözünürlüğe sahiptir ve güçlü bir östenit dengeleyicidir ve bu nedenle reaksiyon kinetiğini yavaşlatmaktadır. Çelikte içerisindeki karbon miktarının artması ile karbürlerinde arttığı tespit edilmiştir [2].

Sertleştirilebilir ve düşük alaşımlı 0,1 - 0,55 % C içeren çelikler için;

$$B_s(^{\circ}\text{C}) = 830 - 270\text{C} - 90\text{Mn} - 37\text{Ni} - 70\text{Cr} - 83\text{Mo} \quad (2.1)$$

Düşük karbonlu ve alaşımlı 0,15 - 0,29 % C içeren çelikler için;

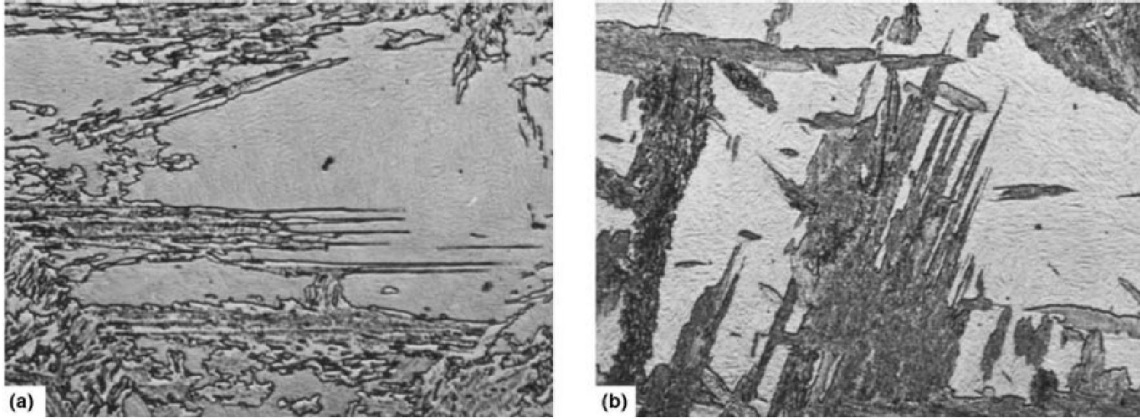
$$B_s(^{\circ}\text{C}) = 844 - 597\text{C} - 63\text{Mn} - 16\text{Ni} - 78\text{Cr} \quad (2.2)$$

2.2. Beynit Türleri

2.2.1. Üst beynit

Ötektoid çeliklerde üst beynit $350^{\circ}\text{C} - 550^{\circ}\text{C}$ arasında izotermal ısıtılma sonucu elde edilmektedir [2]. Resim 2.2’de üst beynitin optik mikroskopta gözlenen tipik mikroyapısı verilmektedir. Üst beynit kalınlığı $0,2 \mu\text{m}$ ve uzunlukları yaklaşık $10 \mu\text{m}$ olan ince ferrit plakalarından oluşmaktadır. Plakalar kümeler halinde oluşmaktadır ve bu yapı demet olarak bilinmektedir. Her bir demette plakalar birbirine paraleldir ve her bir plakanın kendine has kristal dizilimi vardır. Demet içerisinde ayrı bulunan plakalar beynitin alt

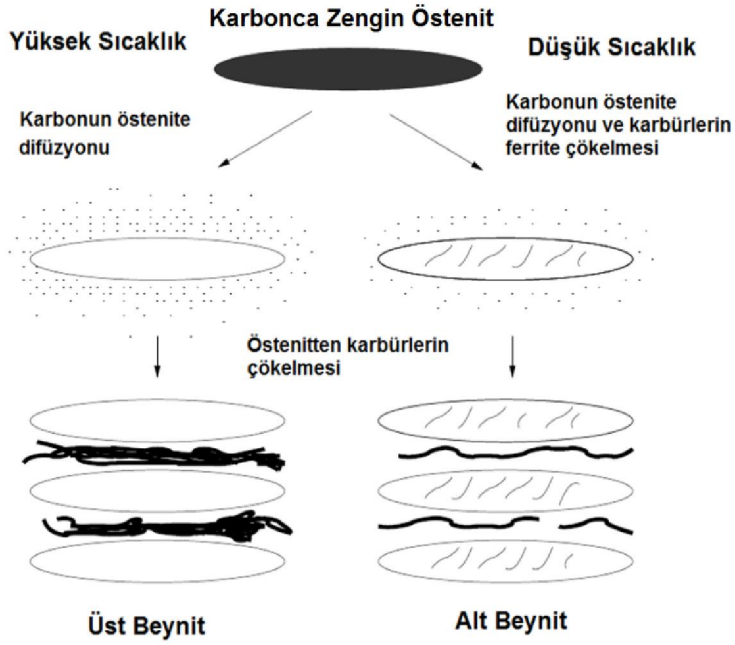
birimi olarak adlandırılır. Beynit alt birimleri genellikle sementit parçacıkları veya düşük düzensiz sınırlar tarafından ayrılır.



Resim 2.2. İzotermal dönüşüm sonrası 4360 çeliğinde üst beynitin mikroyapısı; a) 495°C, b) 410°C'de dönüşüm, 750x, dağlama: pikral [3]

Üst beynit birbirinden farklı iki aşamada oluşur. İlk aşamada, karbon çözünürlüğünün çok düşük olduğu (ağırlıkça % 0,02) beynitik ferrit oluşur. Ferrit oluşuktan sonra kalan östenit karbonca zenginleşir ve sonunda sementit parçacıkları geri kalan östenit katmanlarındaki ferrit alt birimlerine çökelirler. Sementit miktarı alaşımdaki karbon miktarına bağlıdır. Yüksek karbon miktarı ile oluşan sementit tabakaları artar. Yeterli miktarda alaşım elementleri (Si, Al) eklenmesi sonucu, çelik içerisinde sementit oluşumu baskılanmaktadır [3].

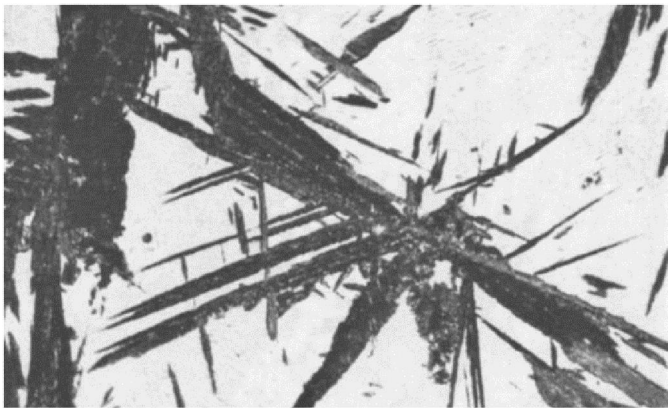
Şekil 2.1'de alt ve üst beynitin karbonca zengin östenitten dönüşümü şematik olarak verilmiştir. Düşük izotermal ısıtma işlem sıcaklıklarda ferrit içerisinde ince karbürler çökelirken yüksek izotermal ısıtma işlem sıcaklıklarda ferrit içerisinde karbür gözlenmez. Yüksek östempereleme sıcaklıklarında üst beynit oluşmaktadır. İlk aşamada oluşan beynitik ferrit karbonca fakirdir. Ferrit oluşumu tamamlandıktan sonra karbon dönüşmemiş östenite difüze olur, östenit karbonca zenginleşir ve karbür oluşturur. Karbürler ferrit katmanları arasında çöker. Düşük östempereleme sıcaklıklarında alt beynit oluşmaktadır. Her iki yapı arasındaki en büyük fark, üst beynitten farklı olarak alt beynitte sementit parçacıklarının ferrit içine çökelmiş olmasıdır [2].



Şekil 2.1. Östenitten alt ve üst beynitik dönüşümün şematik gösterimi [12]

2.2.2. Alt beynit

Ötektoid çelikte $250^{\circ}\text{C} - 350^{\circ}\text{C}$ arasında izotermal ısıtım sonucu oluşan alt beynit mikroyapı oluşmaktadır ve kristalografik olarak üst beynite çok benzemektedir. Her iki yapı arasındaki en büyük fark, üst beynitten farklı olarak alt beynitte sementit parçacıkları ferrit içine çökelmiş olmasıdır. Bu nedenle iki farklı sementit çökmesi olmaktadır, beynitik ferrit plakalarını ayıran; karbonca zengin östenitten çökelen sementit ve aşırı doymuş ferritten çökelen sementit olarak çökeler [2]. Resim 2.3'te optik mikroskopta gözlenen alt beynitin tipik mikroyapısı görülmektedir.



Resim 2.3. İzotermal dönüşüm (300°C) sonrası 4360 çeliğinde alt beynitin mikroyapısı, 750x, dağlama: pikral [3]

Ferrit içerisinde oluşan karbürler her zaman sementit olmak zorunda değildir, buna kimyasal kompozisyon ve dönüşüm sıcaklıkları etki etmektedir. Örneğin, silisyumca zengin (>ağırlıkça %1,5) yüksek karbonlu çeliklerde sementit çökmesi yüksek silisyumdan dolayı yavaşlamaktadır bu nedenle beynitik ferrit içinde Fe_2C türü karbür sıklıkla çökelebilmektedir.

Alt beynitteki karbürler aşırı incedirler ve yaklaşık 500 nm uzunluğundadırlar. Üst beynitik mikroyapı ile kıyaslandığında, daha az ve daha ince sementit parçacıkları ferrit plakaları arasında çöker. Sonuç olarak alt beynitik mikroyapı, üst beynitik mikroyapıya göre daha yüksek tokluk sergilemektedir. Bunun nedeni; üst beynitteki kaba sementit parçacıkları düzgün yüzey kırılması (cleavage fracture) ve mikro boşluklara (micro voids) neden olmaktadır [2].

2.3. Beynitin Mekanik Özellikleri

Çeliklerde beynitik yapılar, yüksek dayanım ve süneklik sunmaktadırlar. Yüksek karbonlu alt beynitik mikroyapıya sahip bir çelik; 1400 MPa çekme dayanımına ve 55 HRC sertliğe ulaşabilmektedir. Bu mekanik özellikler, ince ferrit plakaları, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve ince sementit dağılımları ile elde edilir. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe, beynitik ferrit daha ince karbür dağılımına sahip olur. Bu durumda beynitik ferrit daha yüksek sertlik ve dayanım sağlamaktadır. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ile kıyaslandığında, östemperlenmiş çelikler benzer sertlik değerlerine sahiptirler ancak daha yüksek tokluk sergilemektedir. Su verme sonrası oluşan martensit oldukça sert ve kırılgandır. Bu nedenle su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin tokluğu östemperlenmiş çeliklere göre oldukça düşüktür (Çizelge 2.1).

Çizelge 2.1. Farklı ısı işlemler uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [34]

Isıl İşlem	Sertlik (Rockwell C)	Tokluk (J)	Toplam Uzama (%)
Su verme + temperleme	53,3	16,43	0
Su verme + temperleme	52,5	19,17	0
Martemperleme	53,0	31,50	0
Martemperleme	52,8	32,87	0
Östemperleme	52,0	61,64	11
Östemperleme	52,5	54,79	8

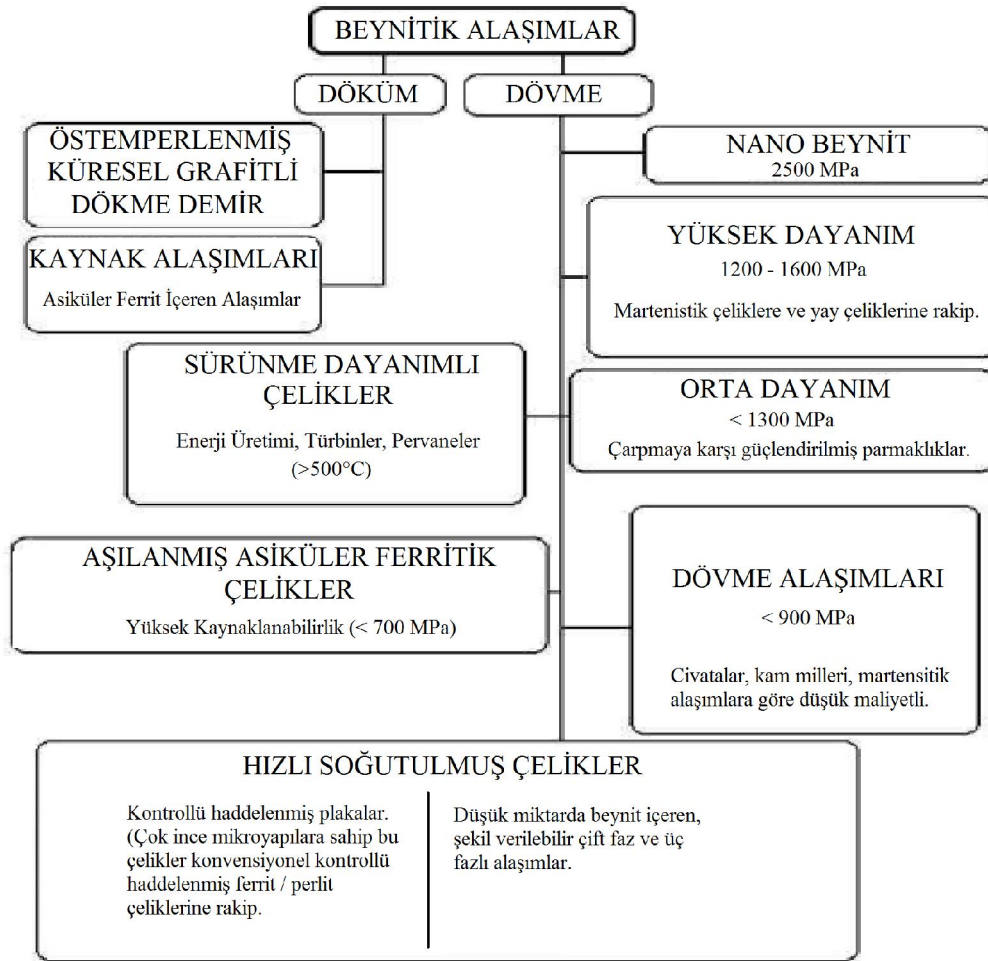
Beynitik çeliğin mikroyapısı, çeliğin mekanik özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Araştırmacılar [2-4, 8, 10], üst beynitik mikroyapıya sahip bir çeliğin alt beynitik çelik ile kıyaslandığında daha düşük tokluk ve sertliğe sahip olduğunu bildirmektedir.

2.4. Ticari Beynitik Alaşımlar

Ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar Şekil 2.2’de gösterilmiştir [2]. Çok yüksek dayanıma sahip çeliklerde (Ultra High Strength Steels) beynitik ferrit, martensit ve kalıntı östenit bulunmaktadır. Yüksek dayanımlı bu çeliklerin yapısında bulunan Mn, Cr ve Ni bu çeliklerin sertleşebilirliğini arttırmaktadır. Yapıda bulunan yüksek silisyum (> ağırlıkça % 1,5) sementit çökmesini engellemektedir. Yüksek dayanıma sahip çeliklerde kirlilik (impurity) ve metalik olmayan kalıntılar (inclusions) oldukça düşüktür. Bu sebeple sementit oluşumu için bir engel bulunmamaktadır.

Orta dayanıma sahip çelikler benzer mikroyapıya sahip olup, alaşım elementleri oranı bir miktar düşüktür. Otomobil endüstrisinde kullanılan bu çelikler, çarpmaya karşı güçlendirilmiş parçaların yapımında kullanılmaktadır [2].

Benzer şekilde, beynitik dövme alaşımlar otomobil sektöründe kam milleri yapımında kullanılmaktadır. Sürünme dayanımlı çelikler 1940’lı yılların başından itibaren enerji jeneratörlerinde kullanılmaktadır. Cr, Mo içeren bu çeliklerin sertliği yüksektir. İçerisindeki alaşım elementleri ve ısıt işlemlerle karbürler çökmektedir. Bu karbürler sürünme direncini arttırmaktadır. Asiküler ferrit içeren çelikler yüksek kaynaklanabilirliğe sahip olup petrol boru hatlarında ve olumsuz hava şartlarında kullanılmaktadır. Haddeme sonrası hızlı soğutulan beynitik çelikler, iyi şekillendirilebilirliğe sahiptir [2].



Şekil 2.2. Ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar [2]

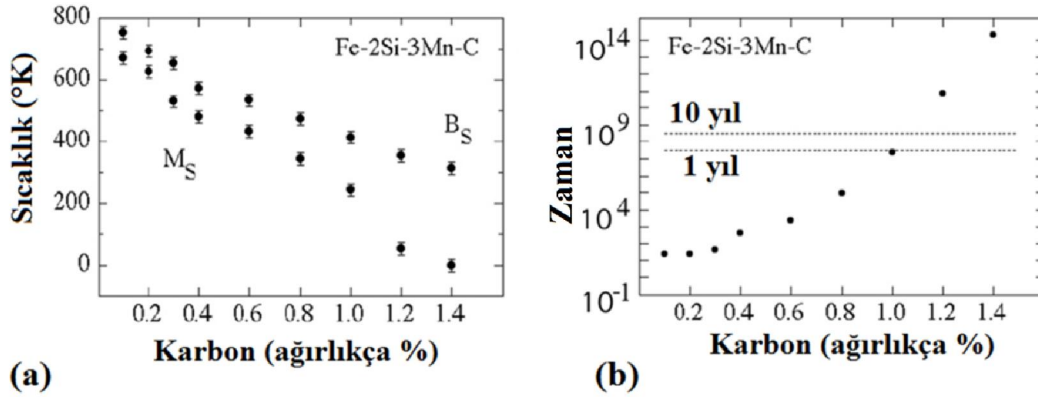
3. KARBÜR İÇERMEYEN BEYİNİT

Yüksek karbonlu östenit ve çok ince beynitik ferrit plakalarının diziliminden oluşan yapılar karbür içermeyen beynit olarak adlandırılmaktadır. Karbür içermeyen beynitik çelikler yüksek dayanım ve tokluğun yanı sıra, kabul edilebilir süneklik sergilemektedirler [11, 15-17].

1980 yılında Bhadeshia ve Edmonds [8], “The bainite transformation in a silicon steel” başlıklı çalışmada karbür içermeyen beynitik çelik elde etmişlerdir. Orta karbon ve yüksek silisyum içeren bir çelikte östenitleme sonrası izotermal ısıt işlemler ile üst beynit ve alt beynit elde etmişlerdir. Yapıda bulunan yüksek miktardaki silisyum, karbür çökmesini engellerken, mangan kalıntı östeniti oda sıcaklığında kararlı olarak bulunmasını sağlamaktadır.

2002 yılında Caballero ve Bhadeshia [11], düşük sıcaklıklarda izotermal ısıt işlemlerle karbür içermeyen beynitik çeliğin üretilebileceğini bildirmişlerdir. Yaptıkları çalışmada, beynit oluşumu, dönüşüm sıcaklığı minimum 125°C’de yüksek karbon ve yüksek silisyum içeren bir çelikte elde edilmiştir. Oluşan beynit tabakaları çok ince yapıda olmakla beraber yüksek dayanım ve kabul edilebilir bir süneklik göstermektedir. Oluşan aşırı ince beynit yapısı maraging çelikleri ile kıyaslandığında 19 kat daha düşük maliyetli olması ve benzer oranlarda tokluk ve dayanım göstermesiyle dikkat çekmektedir [11].

Beynit ve martensit oluşumu östenitin yer değiştirme mekanizması (displacive) ile oluşur [17]. Dönüşüm sırasında çözünen alaşım elementleri hapsolür ve yüksek gerinim söz konusudur. Bu sebeple dönüşüm ısısı düşmektedir. Bağımsız plakaların oluşumu her iki dönüşümde de hızlıdır fakat martensite nazaran beynitin oluşumu sırasında toplam reaksiyon hızı daha küçüktür. Bunun nedeni beynit oluşumu sırasında dönüşüm alt birim mekanizması ile yayınır, yayınım hızı çekirdeklenme tarafından kontrol edilir ve bu da yeniden ısınmayı tetikler [18].



Şekil 3.1. a) Fe-2Si-3Mn çeliği için karbon miktarına bağlı olarak hesaplanmış dönüşüm sıcaklıkları b) Beynitik dönüşümün tamamlanması için hesaplanmış sıcaklık grafiği [18]

Beynit oluşumu için alt sıcaklık limiti bulunmamaktadır. Hatta oda sıcaklığında bile beynit elde edilebilir, fakat bunun için binlerce yıl gerekmektedir. Pratik açıdan 10 günlük bir süre kabul edilebilir (Şekil 3.1). Dönüşüm sıcaklığı düştükçe beynitik ferrit plaka kalınlığı azalmaktadır. Bunun sonucunda mekanik özellikler artmaktadır. Karbonca zengin östenitte dağılan ince beynitik ferrit plakaları çatlak ilerlemesini engellemektedirler [18].

Karbür içermeyen beynitik çeliklerde, beynit oluşumu çıta şeklinde olan alt beynitten oluşmaktadır. Yapıda birbirine paralel ve çıta şeklinde bulunan ferrit daha yüksek darbe tokluğuna sahip olup, taneli beynit içinde bulunan eş eksenli ferrit ve birbirinden ayrı adacıklar şeklinde martensit ve östenitli mikroyapıya göre daha yüksek olduğu görülmüştür [19].

3.1. Kimyasal Kompozisyon

Karbür içermeyen beynitik çelik üretmek için, çelik içerisinde C (0,2 – 1.00 %), Mn (0.67 – 2.00 %) ve Si (1,5 – 3,00 %) bulunması gerekmektedir. Çelik içerisindeki Si oranı, karbür içermeyen beynitik çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir. İçerisinde ağırlıkça % > 1,5 silisyum içeren çeliklerde izotermal ısıtım sırasında sementit çökmesi baskılanır ve bu sebeple karbür çökmesi neredeyse hiç gözlenmez [2-4, 8, 10-11, 13-26]. Çelik içerisindeki silisyum miktarı östenit içindeki karbon miktarının zenginleştirilmesinde de rol oynamaktadır.

Çizelge 3.1’de literatürde karbür içermeyen beynitik mikroyapı elde edilen çeliklerin kimyasal kompozisyon aralıkları verilmiştir [8-11, 14-30, 32, 38-49, 51].

Çizelge 3.1. Literatür çalışmalarında kullanılan karbür içermeyen beynitik çeliklerin kimyasal kompozisyonları

Alaşım Elementi	Miktar (ağırlıkça %)
C	0,2 - 1,00
Mn	0,67 - 2,00
Si	1,5 - 3,00
Cr	0,9 - 1,50
Mo	0,25 - 1,48
Al	0,03 - 0,97
Co	1,37 – 1,60
V	0,09

3.2. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Yüksek miktarda Si ve C içeren karbür içermeyen beynitik çeliklerde, beynit plaka kalınlığı ve kalıntı östenitin hacim oranının akma dayanımını etkilediği tespit edilmiştir. Yüksek karbonlu kalıntı östenit hacim oranındaki artış, sünekliği de arttırmaktadır [20]. Belirli bir miktarda Si bulunması karbür (Fe_3C) çökmesini engelleyerek mekanik özellikler açısından fayda sağlamaktadır. Çelikte bir miktar Cr bulunması malzemenin sertliğini arttırmaktadır [21].

Çeliklerde silisyum miktarının artırılması, çeliğin termal kararlılığını arttırdığı görülmüştür. Yüksek Si miktarı (> ağırlıkça % 1,5) yüksek sıcaklıklarda ($\sim 500^\circ C$) sementit çökmesini geciktirdiği için östeniti kararlı hale getirmektedir. Ancak yüksek Si miktarı yüzey işlemlerinde (galvaniz kaplama gibi) sorun oluşturmaktadır. Bu yüzden Si miktarının azaltılması ve Al miktarının artırılması yüksek sıcaklıklarda kararlılık sağlarken, yüzey işlemlerine engel olmamaktadır [22].

Karbür içermeyen beynitik çeliğe süneklik ve dayanım kazandırmak ve beynitik dönüşümü hızlandırmak için Co ve Al eklenmesi, araştırmalarda uygulanan yollardan birisidir [35, 39]. Östenit tane boyutunun küçültülmesi de aynı etkiyi yaratmaktadır. Yapılan bu değişiklikler daha ince taneli mikroyapı, beynitik ferrit hacim oranını ve sertliği arttırdığı görülmüştür [23]. Fakat Co ve Al içeren çelikler endüstriyel olarak pek tercih edilmemektedir. Co ve Al eksikliğini kapatmak için çelik içindeki Mn ve Cr miktarını

azaltmak gerekmektedir. Bu yöntemler yerine, karbür içermeyen beynitik çelik üretimi için minimum gerekli olan %1,5 Si miktarını %3 olacak şekilde Si eklendiğinde, kalıntı östenitin hacim oranını azaltmaktadır [24].

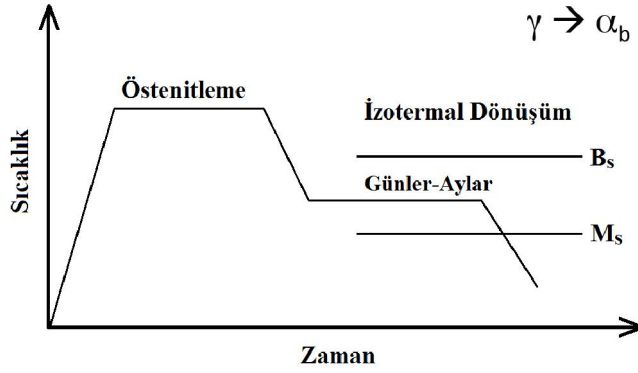
Düşük sıcaklıkta östemperlenmiş yüksek karbonlu Si ve Al bakımından zengin bir çeliğe Co yerine Al eklenmesi sonucunda, beynitik dönüşümü hızlandırmakla birlikte karbür çökmesini engellemektedir [25].

V ilavesi sonucunda birincil östenit tane boyutu inceltiilerek, beynit için daha çok çekirdeklenme bölgeleri oluşturulmaktadır. Mikroyapıda daha ince beynitik yapının bulunması sonucunda toklukta artış görülmüştür. Bunun nedeni ise bu yapıda kırılma esnasında oluşan çatlak yönünü değiştirmesidir [26].

3.3. Üretimi

Sıcaklık ve izotermal ısıt işlem süresi faz dönüşümlerini ve kalıntı östenitte bulunan karbon miktarını doğrudan etkilemektedir. Bunun sonucunda da mekanik özellikler doğrudan etkilenmektedir. Çok uzun süreli izotermal ısıt işlem, karbür çökmesine neden olmaktadır. Dönüşüm sıcaklığının arttırılmasıyla, kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarı azalmaktadır ve bu da akma dayanımını düşürmektedir [27].

İçerisinde minimum ağırlıkça %1,5 Si içeren orta-yüksek karbonlu çeliklerde karbür içermeyen beynit üretimi basit ısıt işlem çevrimleri ile mümkündür. Her çelik için farklı ısıt işlem çevrimlerine gerek duyulsa da ortalama olarak 950°C’de östenitleme sonrası $B_s - M_f$ arasında izotermal ısıt işlem sonucunda istenilen mikroyapı elde edilmektedir (Şekil 3.2).



Şekil 3.2. Karbür içermeyen beynitik dönüşüm için ısıtılma ve soğutma süreci (α_b : beynitik ferrit, γ : östenit) [28]

Isıl işlem sonrası soğuma hızının ve kalıntı östenit hacim oranı, çarpılma (distortion) üzerine belirgin etkisi olduğunu tespit edilmiştir. Özellikle mikroyapısı martensit ve yüksek hacim oranında kalıntı östenitten meydana gelen çeliklerde ısıtılma sonrası yüksek oranda çarpılma görülmektedir. Soğuma hızı çarpılmayı önemli derecede etkilemektedir. Isıl işlem sonrası soğuma hızı düşürülürse çarpılma göz ardı edilebilecek kadar azalmaktadır. Beynitik dönüşüm sırasında oluşan çarpılma ihmal edilecek kadar düşüktür [29].

İnce beynitik ferrit ve karbonca zengin kalıntı östenite sahip çeliğin çok uzun süreli izotermal ısıtılma sonucu karbonca zengin östenitten sementit çökmesi meydana gelmiştir [30].

Yüksek sıcaklıklarda östemperleme sırasında veya düşük sıcaklıklarda uzun süreli bekletilmesi sonucu östenitin ferrit ve karbürlere dönüşümü söz konusudur. Dönüşüm sonrası tokluk ve dayanım düşmektedir [40].

Östemperleme sırasında 350°C altında, reaksiyon hızı yavaş olmasına rağmen, içinde aşırı doymuş karbon çözeltisi beynitik ferrit oluşumuna neden olmaktadır. Dönüşüm sıcaklığı yükseltildiğinde, karbon difüzyonu hızlanmakta ve buda karbonca aşırı doymuş ferrit içerisinde bulunan karbon miktarını azaltmaktadır. Açığa çıkan karbon yapıdaki östenite veya ferrit içinde karbür oluşturmak sureti ile çökmektedir. Karbon miktarındaki süreksizlikler yüksek veya düşük sıcaklıklarda beynit oluşturma mekanizmasını etkilememiştir. Beynit oluşumu aslında martensit oluşumunun doğası ile aynı olduğu gözlemlenmiştir [41].

Östenitin hacimsel oranı ve östenit içindeki karbon miktarı beynitik dönüşüm sıcaklığı ile değişmektedir. Düşük östemperleme sıcaklıklarında belirli bir süre tutulduktan sonra östenit dönüşümü tamamlanmaktadır. Östemperleme sıcaklığı arttırıldığında beynitik ferrit hacim oranı azalmaktadır ve buda beynitik ferrit içindeki karbon miktarını azaltmaktadır. X ışını kırınım sonuçlarında beynitik ferrit oluşumu sırasında karbon heterojen olarak dağıldığı için iki tür östenit oluşmaktadır; düşük karbonlu östenit (birincil östenit) ve yüksek karbonlu östenit olarak (beynitik ferritin alt birimi ve çıta aralarında) oluşmaktadır [42].

Östenitleme sıcaklığının arttırılması yüksek karbon ve düşük alaşımlı çeliklerde beynit oluşturma sıcaklığını düşürmüştür ve daha kısa süreler izotermal ısıtım işlemi imkânı sağlamıştır. 980°C östenitleme sonrası en yoğun beynit hacim oranı elde edilmiştir. Bunun sonucunda en yüksek sertlik elde edilmiştir (810 HV). Beynitik plakalar 10 nanometre kalınlığa sahip olup ince ferrit plakalar içermektedir [43].

3.3.1. M_s sıcaklığının altında beynit oluşumu

Karbür içermeyen beynitik çelikler beynit başlangıç (B_s) ve martensit başlangıç (M_s) sıcaklıkları arasında izotermal ısıtım işlemi sonucu elde edilmektedir. Yapılan çalışmalarda, martensit başlangıç (M_s) sıcaklığı altında üretilen karbür içermeyen beynitik çeliklerin morfoloji ve mekanik özelliklerinde farklılıklar olduğu görülmüştür.

Cruz Junior ve arkadaşları [33], ticari yay çeliği olan AISI 9254 çeliğinde M_s sıcaklığının (M_s : 278°C) altında üç farklı izotermal sıcaklıkta (200°C, 220°C ve 270°C) ısıtım işlemi sonucu bu çeliğin mikroyapısında martensit, beynitik ferrit ve kalıntı östenit varlığı tespit etmiştir. İzotermal bekleme sıcaklığı M_s sıcaklığına yaklaştıkça, beynitik ferrit ve kalıntı östenit hacim oranlarında artış görülmekteyken, martensit hacim oranında azalma görülmektedir. Mikroyapı farklılıklarının yanı sıra, izotermal ısıtım işlemi sıcaklığı arttıkça çeliklerin sertlikleri azalmaktadır [15].

Östenitleme sonrası, 200 - 300°C'de izotermal ısıtım işlemi sonrası, M_s sıcaklığı 264°C olan 0,66 C ve 0,69 Mn içeren çelikte, M_s sıcaklığının altında martensit oluşumunun engellendiği SEM ve dilatometrik analiz ile tespit edilmiştir. Martensit oluşumunun engellenmesi, M_s sıcaklığı altında östenitin izotermal olarak dönüşüme devam etmesi

neden gösterilmektedir. Beynit oluşumu, M_s sıcaklığı üstünde östenitin dönüşmesi ile gerçekleşmektedir. Bu çalışmada M_s sıcaklığı altında östenit, beynite dönüşebildiği gösterilmektedir [35].

X ışını kırınımı analizleri sonucu, M_s sıcaklığı altında izotermal ısıtım sırasında beynit oluşumu görülmektedir. İzotermal dönüşüm sırasında yavaş gelişen birimler beynitik ferrit, hızlı oluşan birimler martensit olarak belirlenmiştir [36].

Düşük karbonlu çeliğin M_s sıcaklığı altında izotermal ısıtım sonrası mikroyapıda beynit ve temperlenmiş martensit varlığı dilatometre ile tespit edilmiştir [37].

3.4. Mekanik Özellikler

Karbür içermeyen beynitik çelikler mukavim, sünek ve hatta kabul edilebilir tokluk değerlerine sahip olabilmektedirler [15]. Ortalama olarak çekme dayanımı 1600-2500 MPa, % 5-30 süneklik, 30-40 MPa.m^{1/2}, dan fazla kırılma tokluğu ve 700HV sertliğe sahiptirler [17]. Düşük sıcaklıklarda göz ardı edilemeyecek kadar yüksek tokluk değerleri vermesi dikkat çekmektedir [18].

Karbür içermeyen beynitik çeliklerde, beynitik ferrit ve kalıntı östenit hacim oranı, çeliğin dayanımını ve sünekliğini etkilemektedir. Beynitik ferrit hacim oranı dayanım ile kalıntı östenit hacim oranı süneklik ile doğru orantılıdır. Östenitin gerilme ve gerinme altında martensite dönüşme eğilimi (TRIP etkisi), malzemenin sünekliğini sınırlamaktadır [38].

Karbür içermeyen beynitik çeliklerin tokluk ve sünekliğini etkileyen parametreler; kimyasal kompozisyon, dönüşüm sıcaklığı, mikroyapıda bulunan fazların (beynitik ferrit, yüksek karbonlu kalıntı östenit) hacim oranı ve morfolojisi olarak belirlenmiştir. Yüksek miktardaki “adacık” şeklinde östenit yerine “çita” gibi film şeklinde östenit bulunması sonucunda, malzemenin kırılma tokluğu yüksek olmaktadır. Mikroyapıda daha ince beynitik yapının bulunması sonucunda toklukta artış görülmüştür. Bunun nedeni ise bu yapının kırılma esnasında oluşan çatlak yönünü değiştirmesidir [26].

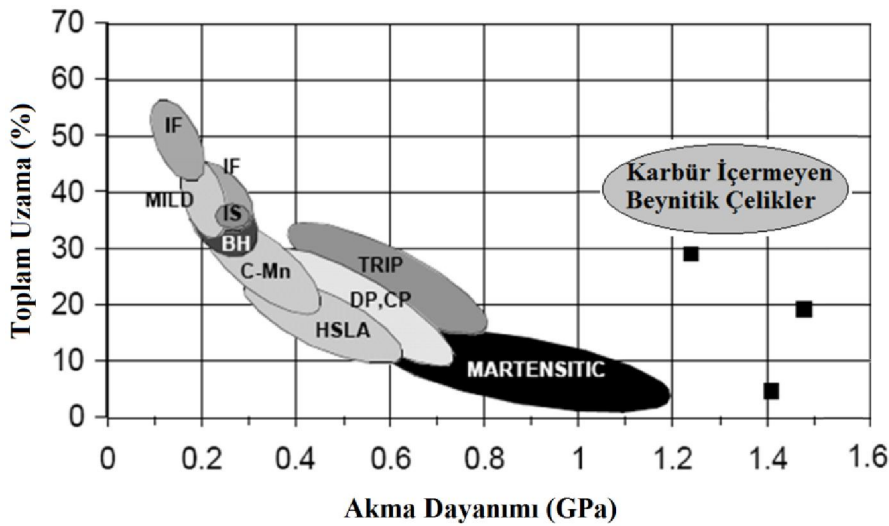
Sementit içermeyen beynitik çeliklerde beynit oluşumu, çita şeklinde olan alt beynitten oluşmaktadır. Tane şeklinde beynit, çatlak ilerleme hızına karşı düşük direnç

göstermektedir. Kaba martensit ve östenit taneleri erken çatlak çekirdeklenmesine neden olduğu düşünülmektedir [19].

Orta karbonlu çeliklere çok aşamalı izotermal beynitik dönüşüm sonucunda martensit, kalıntı östenit ve beynitin plaka boyutlarını küçültürken mekanik özellikler geliştirilmiştir [39].

Çizelge 3.2’de ısıtım işlem parametrelerine göre karbür içermeyen beynitik çeliklerin mekanik özellikleri (akma, çekme dayanımı ve sertlik değerleri) verilmiştir. Çalışmalarda kullanılan çeliklerde yüksek karbon (ağırlıkça % 0,77 – 1,02) ve yüksek silisyum (>ağırlıkça %1,5) oranına sahiptir. Yüksek mekanik özelliklere sahip karbür içermeyen beynitik çelikler; 1400 MPa – 2000 MPa aralığında akma dayanımı, 1700 MPa – 2500 MPa aralığında çekme dayanımı, 600 – 650 HV aralığında sertlik ve % 5-30 aralığında değişen toplam uzama değerlerine sahiptirler.

Şekil 3.3’te karbür içermeyen beynitik çelikler ile ticari olarak kullanılan yeni nesil çeliklerin akma ve toplam uzama değerleri kıyaslanmıştır. Akma dayanımı yükseldikçe, toplam uzama düşmektedir. Karbür içermeyen beynitik çeliklerde ise yüksek akma değerleri (1200-1500 MPa) ile birlikte yüksek toplam uzama elde edilmektedir. Yüksek mekanik özellikler, karbür içermeyen beynitik çeliklerin mikroyapısında bulunan ince beynitik ferrit ve film şeklindeki yüksek karbonlu kalıntı östenit çıtalarına atfedilmektedir.



Şekil 3.3. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin ticari olarak kullanılan yeni nesil ticari çelikler ile mekanik özelliklerinin kıyaslanması [49]

Çizelge 3.2. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin mekanik özellikleri

No	Kimyasal Kompozisyon	Isıl İşlem	Mekanik Özellikler	Kaynak
1	1,94 Mn – 1,59 Si – 1,33 Cr – 0,30 Mo – 0,02 Ni – 0,11 V	1000°C 15 dak östenitleme, 190°C 2 hafta izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1959 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2500 MPa Sertlik: 648 (HV30)	11
2	0,98 C – 1,89 Mn – 1,46 Si – 1,26 Cr – 0,26 Mo – 0,09 V	950°C östenitleme, 200°C 10 gün izotermal ısıtıl işlem	$\sigma_{Çekme}$: 2500 MPa Sertlik: 700 HV	12
3	0,25 C – 2,50 Mn – 1,50 Si – 1,50 Cr	400°C 40 dak izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1097 MPa $\sigma_{Çekme}$: 1758 MPa Sertlik: 505 (HV5)	19
4	0,99 C – 0,76 Mn – 1,58 Si – 0,46 Cr – 0,02 Mo	250°C 16 saat izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1834 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2205 MPa Sertlik: 652 (HV30)	20
5	1,02 C – 0,76 Mn – 1,53 Si – 0,46 Cr – 0,02 Mo – 0,02 Nb	^a 220°C 22 saat izotermal ısıtıl işlem	^a σ_{Akma} : 1798 MPa ^a Sertlik: 714 (HV30) ^a $\sigma_{Çekme}$: 2278 MPa	20
6	0,61 C – 0,76 Mn – 1,45 Si – 2,42 Cr	250°C 12 izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1582 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2030 MPa Sertlik: 589 (HV30)	20
7	0,98 C – 0,77 Mn – 2,90 Si – 0,016 P – 0,014 S – 0,45 Cr – 0,16 Ni – 0,21 Cu	^a 950°C 60 dak östenitleme, 250°C 16 saat izotermal ısıtıl işlem ^b 950°C 60 dak östenitleme, 220°C 22 saat izotermal ısıtıl işlem	^a σ_{Akma} : 1698 MPa ^a $\sigma_{Çekme}$: 2068 MPa ^a Sertlik: 613 (HV10) ^b σ_{Akma} : 1704 MPa ^b $\sigma_{Çekme}$: 2287 MPa ^b Sertlik: 664 (HV10)	24
8	0,9 C – 0,94 Mn – 1,51 Si – 1,14 Cr – 0,25 Mo – 2,61 Ni 0,09 V – 1,37 Co – 0,59 Al – 0,01 Cu	900°C 30 dak östenitleme, 200°C 72 saat izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 2000 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2200 MPa	26
9	0,90 C – 0,79 Mn – 1,65 Si – 0,48 Cr – 0,01 Mo	^a 220°C 40 saat izotermal ısıtıl işlem ^b 250°C 22 saat izotermal ısıtıl işlem	^a σ_{Akma} : 1931 MPa ^a $\sigma_{Çekme}$: 2329 MPa ^a Sertlik: 710 (HV30) ^b σ_{Akma} : 1910 MPa ^b $\sigma_{Çekme}$: 2213 MPa ^b Sertlik: 659 (HV30)	28
10	0,56 C – 0,58 Mn – 1,43 Si – 0,47 Cr	^a 900°C 5 dak östenitleme, 200°C 1 gün izotermal ısıtıl işlem ^b 900°C 5 dak östenitleme 270°C 1 gün izotermal ısıtıl işlem	^a σ_{Akma} : 1900 MPa ^a $\sigma_{Çekme}$: 2100 MPa ^a Sertlik: 685 HV ^b σ_{Akma} : 1600 MPa ^b $\sigma_{Çekme}$: 1500 MPa ^b Sertlik: 510 HV	32 33
11	0.79C–1.98Mn– 1.56Si –1.01Cr– 0.24Mo -1.51Co–1.01Al	200°C 'de izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1410 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2260 MPa Sertlik: 690 HV	44
12	0,22 C – 0,28 Mn – 1,57 Si – 0,01 Mo – 2,95 Ni	^a 900°C 300 sn östenitleme, 400°C 198 sn izotermal ısıtıl işlem ^b 900°C 300 sn östenitleme, 475°C 72 sn izotermal ısıtıl işlem	^a σ_{Akma} : 934 MPa ^a $\sigma_{Çekme}$: 1095 MPa ^b σ_{Akma} : 587 MPa ^b $\sigma_{Çekme}$: 827 MPa	45
13	0,99 C – 0,74 Mn – 2,47 Si – 0,97 Cr – 0,03 Mo – 0,12 Ni – 0,17 Cu – 0,02 Al	250°C 6 saat izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1646 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2072 MPa Sertlik: 658 (HV30)	46
14	0,53 C – 0,79 Mn – 1,64 Si – 0,18 Cr – 0,08 Ni – 0,1 Cu – 0,016 Al – 0,024 P – 0,027 S	850°C 30 dak östenitleme, 350°C izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1500 MPa Sertlik: 48-50 HRC	47
15	0,78 C – 2,02 Mn – 1,6 Si – 1,01 Cr – 0,25 Mo – 1,37 Al – 3,83 Co	950°C 30 dak östenitleme, 220°C 3 gün izotermal ısıtıl işlem	σ_{Akma} : 1775 MPa $\sigma_{Çekme}$: 2210 MPa Sertlik: 636 (HV50)	48



4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme

Çalışmalarda kullanılan AISI 9254 çeliğinin kimyasal kompozisyonu Çizelge 4.1’de verilmiştir. Kimyasal kompozisyonun belirlenmesinde Spectrolab marka optik emisyon spektrometresi kullanılmıştır.

Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan AISI 9254 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Co
0,581	1,548	0,687	0,63	0,022	0,009	0,018	0,016	0,001
Pb	Cu	V	B	Ti	Al	W	N	Fe
0,001	0,010	0,001	0,0001	0,001	0,002	0,045	0,001	Kalan

4.1.1. AISI 9254 çeliğinin martensit başlama sıcaklığının belirlenmesi

Ampirik Formül

Martensit başlama (M_s) sıcaklığı yaygın olarak kullanılan ve Eş. 4.1’de verilen ampirik formülle belirlendi [50].

$$M_s (^\circ\text{C}) = 512 - 453C - 16,9\text{Ni} + 15\text{Cr} - 9,5\text{Mo} + 217C^2 - 71,5 C.\text{Mn} - 67,5 C.\text{Cr} \quad (4.1)$$

Alaşım elementlerinin ağırlıkça % değerleri eşitlikte yerine yazıldığında M_s sıcaklığı 278°C olarak hesaplandı.

4.2. Isıl İşlemler

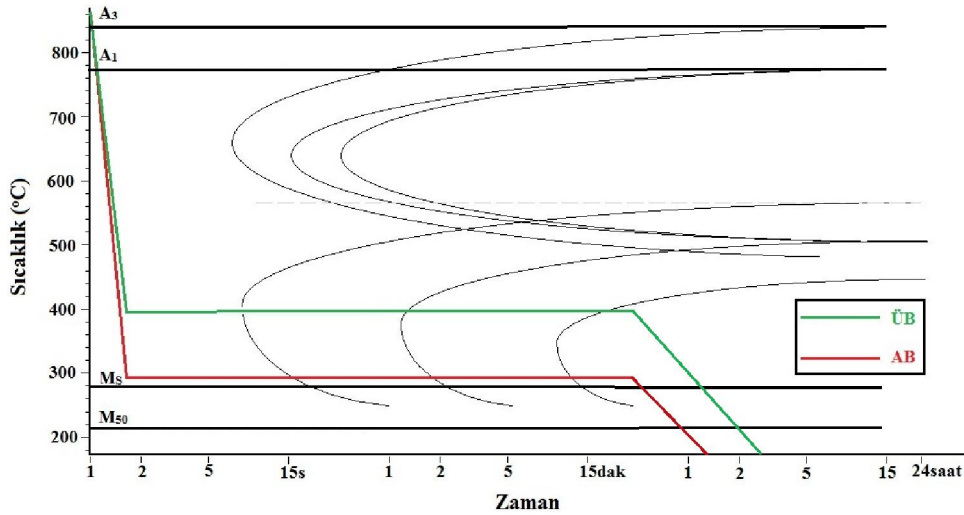
4.2.1. Östenitleme

Östenitleme işlemleri Heraeus marka 1150°C ’ye kadar tavlama için yapılabildiği elektrik direnciyle çalışan ve $\pm 1^\circ\text{C}$ duyarlılığa sahip atmosfer kontrolü olmayan laboratuvar tipi ısıtım fırınında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemler esnasında numunelerin yüzeyinde meydana gelebilecek dekarburizasyonu önleme amacıyla numunelerin yüzeyi $40\text{ }\mu\text{m}$ kalınlığında

elektrolitik kaplama yöntemiyle bakır kaplama yapıldı. AISI 9254 çeliğinden hazırlanan çekme numuneleri 870°C’de 30 dakika östenitlenmiştir.

4.2.2. Geleneksel östempereleme ısıl işlemi

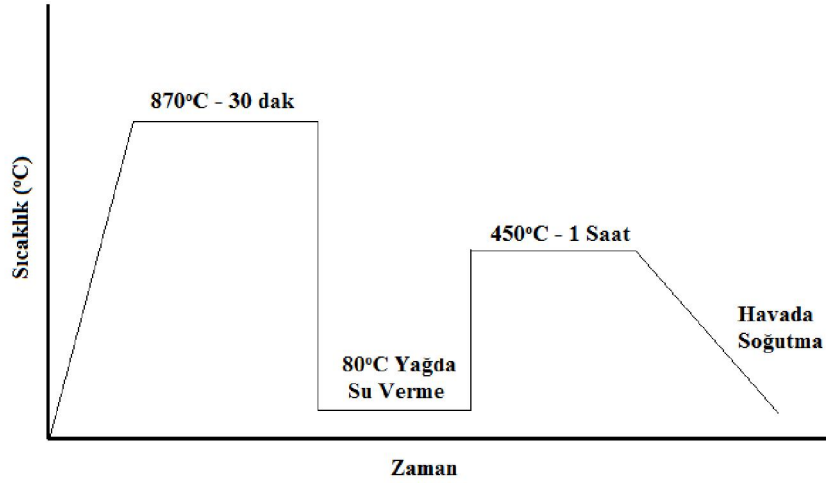
Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitlendikten sonra alt beynitik yapı elde etmek amacıyla 300°C’de ve üst beynitik yapı elde etmek amacıyla 400°C’deki %50 KNO₃ + %50 NaNO₃ karışımından oluşan tuz banyosunda 30 dakika östemperelemiştir. Daha sonra numuneler havada soğumaya bırakılmıştır. Şekil 4.1’de numunelere uygulanan geleneksel östempereleme ısıl işlemleri TTT diyagramında şematik olarak gösterilmiştir. AISI 9254 çeliğinin TTT diyagramı SteCal V3 programı kullanılarak elde edilmiştir [51].



Şekil 4.1. Geleneksel östempereleme ısıl işlemlerinin AISI 9254 çeliğinin TTT diyagramında şematik olarak gösterimi

4.2.3. Su verme ve temperleme ısıl işlemi

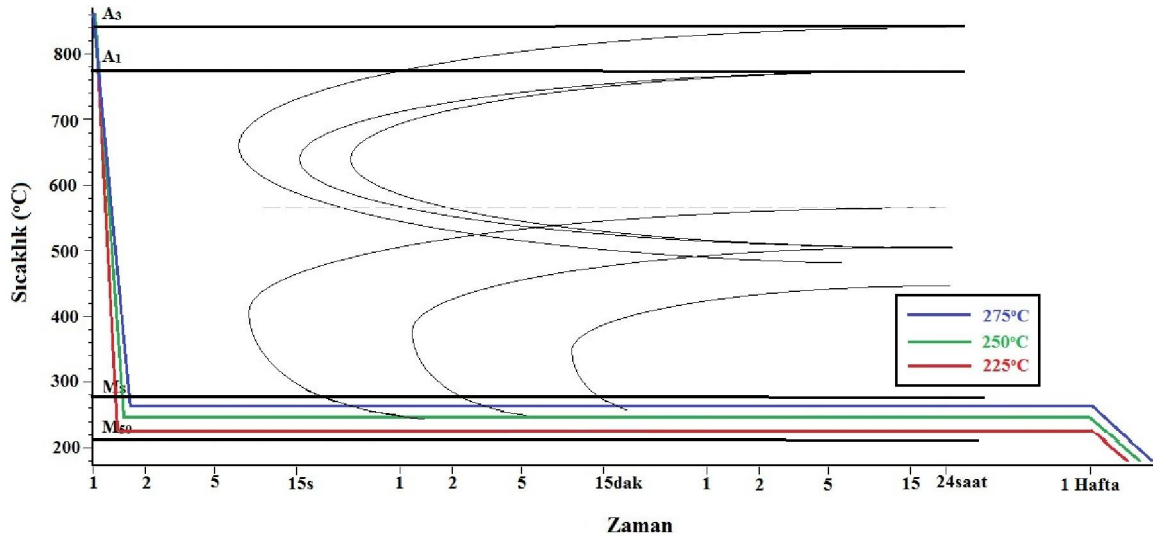
Numuneler 870°C’ de 30 dakika östenitlendikten sonra sıcaklığı 80°C olan yağda su verildi. Daha sonra numuneler 450°C’de 1 saat temperlendi. Şekil 4.2’de su verme ve temperleme ısıl işlem süreci şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.2. Su verme ve temperleme ısıl işleminin şematik olarak gösterimi

4.2.4. Düşük sıcaklık izotermal ısıl işlemi

Numuneler 870°C' de 30 dakika östenitlemenin ardından, martensit başlama sıcaklığının (M_s) altında üç farklı sıcaklıktaki (275°C, 250°C ve 225°C) tuz banyosunda izotermal olarak 1 hafta bekletilmiştir. Şekil 4.3'te düşük sıcaklık izotermal ısıl işlemleri TTT diyagramında şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.3. Düşük sıcaklık izotermal ısıl işlemlerin AISI 9254 çeliğinin TTT diyagramında şematik olarak gösterimi

4.3. Numune Kodlama

Çizelge 4.2’de numune adlarının kısaltması ve numunelere uygulanan ısıt işlem açıklamaları verilmiştir.

Çizelge 4.2. Numune adı ve uygulanan ısıt işlem açıklamaları

Numune Adı	Isıt İşlem Açıklaması
AB	Alt beyrit; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası 300°C’deki tuz banyosunda 30 dakika östemperlendi. Östemperleme sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.
ÜB	Üst beyrit; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası 400°C’deki tuz banyosunda 30 dakika östemperlendi. Östemperleme sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.
S+T	Su verme ve temperleme; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası sıcaklığı 80°C olan yağda su verildi. Su verilmiş numuneler 250°C’de 1 saat temperlendi. Temperleme sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.
225°C	Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlem; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası sıcaklığı 225°C olan tuz banyosunda 1 hafta izotermal olarak bekletildi. İzotermal işlem sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.
250°C	Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlem; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası sıcaklığı 250°C olan tuz banyosunda 1 hafta izotermal olarak bekletildi. İzotermal işlem sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.
275°C	Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlem; Numuneler 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası sıcaklığı 275°C olan tuz banyosunda 1 hafta izotermal olarak bekletildi. İzotermal işlem sonrası numuneler havada soğumaya bırakıldı.

4.4. Metalografik Çalışmalar

Mikroyapı karakterizasyon çalışmaları, optik mikroskop ve tarama elektron mikroskobu (SEM) aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. Numunelerin metalografik hazırlığında, çekme numunelerinin deforme olmayan bölgeleri kullanılmıştır. Numuneler aşındırmayla kesme yapan cihaz kullanılarak kesilmiştir. Sırasıyla 120, 220, 400, 500, 800 ve 1200 numaralı su zımparaları ile zımparalamanın ardından 6 µm, 3 µm ve 1 µm elmas süspansiyonlar kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Dağlayıcı olarak %2 Nital (%2 HNO₃ + %98 CH₃OH) çözeltisi kullanılmıştır.

Mikroyapıların görüntülenmesinde Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı ve Leica DM 4000 M model optik mikroskop kullanılmıştır. Ayrıca mikroyapıların görüntülenmesinde ZEISS EVO LS tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Çekme testi sonrası kırık yüzeylerin karakterizasyonu Jeol JSM 6060 LV tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

M_s sıcaklığının altında uzun süreli izotermal ısıtma işlemi uygulanan numunelerde martensit ve beynit fazları modifiye edilmiş Le Pera çözeltisi ile ayırt edilmiştir [57]. Bunun için, %4 Pikral ($4g (C_6H_2(NO_2)_3OH) + 100ml CH_3OH$) ile 13 saniye dağlama sonrası, %10 sodyum metabisülfid çözeltisi ($10g Na_2S_2O_5 + 100ml$ saf su) ile 6 saniye dağlama yapılmıştır. Dağlama sonrası martensit kahverengi tonlarında, beynit ise mavi tonlarında gözlenmiştir [33]. Martensit ve beynitik ferritin hacim oranları “Leica Application Suite V 4.6” görüntü analiz programı aracılığıyla ölçülmüştür.

4.5. X-RD Analizi

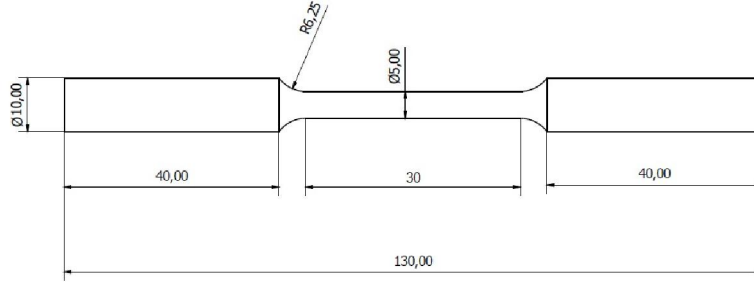
Çekme numunelerinin deforme olmayan bölgelerinden kesilen, $\varnothing 10mm \times 10mm$ boyunda silindirik numuneler sırasıyla 120, 220, 400, 500, 800 ve 1200 numaralı su zımparaları zımparalamaştır. $6 \mu m$ ve $3 \mu m$ elmas pasta süspansiyonları kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Numuneler %2 Nital ($\%2 HNO_3 + \%98 CH_3OH$) çözeltisi ile dağlanarak X-RD analizi için hazırlanmıştır. Isıl işlem uygulanmış numunelerdeki kalıntı östenitin hacim oranı X-ışınları difraktometresi kullanılarak ölçülmüştür. X-RD pikleri, GE Seifert X-RD 3003 PTS model X-ışınları difraktometresinde 30 kV ve 55 mA monokromatik Cr- $K\alpha$ ışını kullanılarak elde edilmiştir. Dağlanmış numune yüzeylerinden iki teta (2θ) $63^\circ - 134^\circ$ aralığında $0.05^\circ/sn$ hızla tarama yapılmıştır. Kalıntı östenit ve ferritin hacim oranları doğrudan karşılaştırma metodu kullanılarak belirlenmiştir [59]. Kalıntı östenit hacim oranının hesaplanmasında (111), (200) ve (220) pikleri, ferrit hacim oranının hesaplanmasında (110) ve (200) pikleri kullanılmıştır.

4.6. Mekanik Testler

4.6.1. Çekme testi

Çekme testleri için kullanılan numune boyutları Şekil 4.4’de verilmiştir. Çekme numuneleri boyutları ASTM E 8M [62] standardına göre hazırlanmıştır. Çekme testleri Instron 3369 model 50 kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazında oda sıcaklığında yapılmıştır. Testlerde hareketli başlık hızı $1 mm/dak$ ve ilk ölçü boyu uzunluğu 30 mm olarak seçilmiştir. Gerilme ve % uzama değerleri deney sırasında çekme cihazına bağlı bilgisayardan grafik olarak elde edilmiştir. Aynı grup ısıtma işlemi uygulanmış numunelerden en az üç numune deneye tabi tutulmuş ve deney sonuçlarının ortalama

değerleri alınmıştır. Numunelerin kırılma enerjileri çekme eğrisinin altında kalan alan dikkate alınarak Instron BlueHill 2 yazılımı aracılığıyla hesaplanmıştır.



Şekil 4.4. Çekme numunesinin boyutları (boyutlar mm)

4.6.2. Sertlik testi

Metalografik inceleme için hazırlanan numunelere sertlik testi uygulanmıştır. Sertlik ölçümleri Emco marka DuraVision 200 model sertlik ölçme cihazında Vickers yöntemiyle 10 kgf yükleme kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aynı numune için 5 farklı noktadan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır.

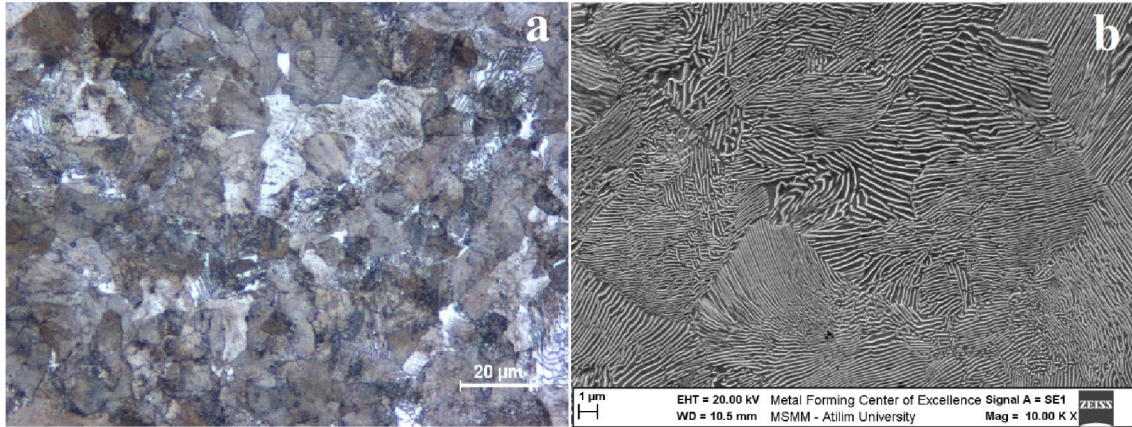
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Mikroyapı Karakterizasyonu

İşlemsiz numune ve ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve SEM aracılığıyla karakterize edilmiştir.

5.1.1. İşlemsiz haldeki numunenin mikroyapısı

İşlemsiz haldeki numunenin optik ve SEM mikroyapıları Resim 5.1’de verilmiştir. Mikroyapılardan görüleceği üzere işlemsiz haldeki numunenin mikroyapısı ince perlitik yapıdan oluşmaktadır.

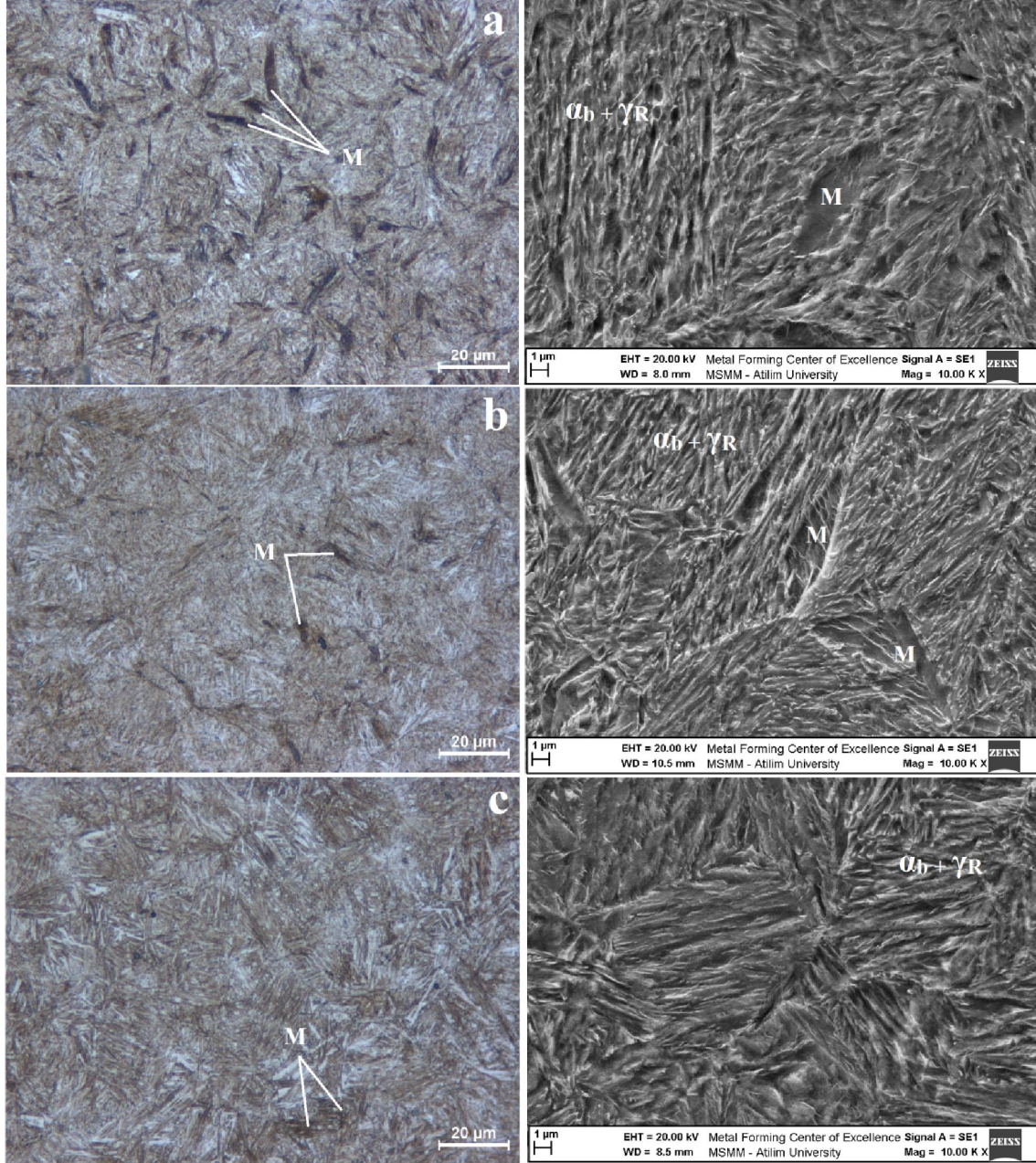


Resim 5.1. İşlemsiz numunenin; a) optik mikroskop b) SEM mikroyapı resimleri

5.1.2. Düşük izotermal sıcaklıklarında ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları

Resim 5.2’de M_s sıcaklığı altında üç farklı sıcaklıklarda; a) 225°C, b) 250°C ve c) 275°C 1 hafta (168 saat) izotermal ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin optik ve SEM mikroyapıları verilmiştir. Optik ve SEM mikroyapı resimlerinde karbür gözlenmemiştir. Her üç numunenin mikroyapıları martensit, beynitik ferrit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır. Numuneler içerisinde bulunan yüksek miktardaki silisyum, karbür çökmesini engellemiştir. Bunun sonucunda karbür içermeyen beynitik mikroyapıya sahip çelik elde edilmiştir. Benzer şekilde, Cruz Junior ve arkadaşları [32], AISI 9254 çeliğinde

düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemleri sonrası numunelerin mikroyapısında martensit, beynitik ferrit ve kalıntı östenit gözlemlenmiştir. Araştırmacılar [8-11, 13-30], B_s ile M_s sıcaklıkları arasında izotermal ısıt işlem sonrası yüksek silisyumlu çeliklerde karbür içermeyen beynitik ferrit ve yüksek karbonlu kalıntı östenit varlığı tespit etmişlerdir.



Resim 5.2. 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası düşük sıcaklıkta 1 hafta işlem uygulanmış numunelerin optik ve SEM mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C, α_b : beynitik ferrit, γ_R : kalıntı östenit, m: martensit

SEM mikroyapı resimlerinde (Resim 5.2) plaka şeklinde olan siyah bölgeler martensit ve koyu renkli matrisi oluşturan bölgeler ise beynitik ferrit (α_b) + kalıntı östenit (γ_R)

karışımından oluşan karbür içermeyen beynit olarak belirlenmiştir. M_s sıcaklığı altında izotermal ısıtıl işlem gören numunelerde beynitik ferrit ve kalıntı östenitin yanı sıra, martensit içermektedir. Optik mikroyapı resimlerinde siyah çıtaların martensit olduğu düşünülmektedir (Resim 5.2).

Çeliğin mikroyapısındaki martensit ve kalıntı östeniti birbirinden ayırmak zor olduğu için bazı araştırmacılar [19, 52] bu yapıları, martensit/östenit (M/A) bileşeni olarak adlandırılmıştır. Bu nedenle ısıtıl işlem sonrası karmaşık mikroyapıda; beynitik ferrit, kalıntı östenitin farklı ve kararlı morfolojileri, martensit/östenit (M/A) bileşeni oluşmaktadır.

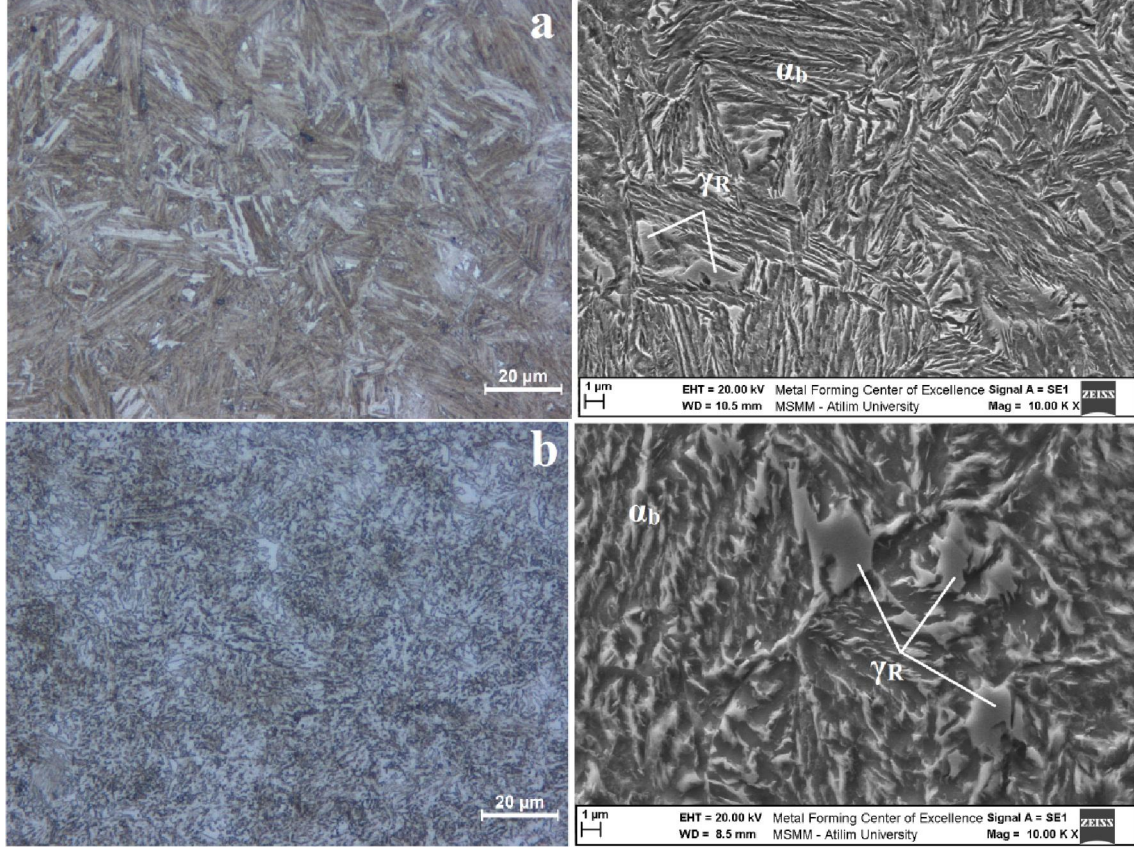
Artan izotermal ısıtıl işlem sıcaklığı ile martensit, beynitik ferrit ve kalıntı östenit hacim oranları değişmektedir (Resim 5.2). Numuneler içerisindeki fazların morfolojisi ve miktarı mekanik özellikleri doğrudan etkilemektedir [11, 15, 19, 26]. Ayrıca artan izotermal sıcaklıkla matris yapının kabalaştığı belirgin bir şekilde görülmektedir (Resim 5.2).

5.1.3. Geleneksel östemperleme ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları

Resim 5.3'te geleneksel östemperleme ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin optik ve SEM mikroyapıları verilmiştir. 300°C 'de östemperlenmiş numunede alt beynitik mikroyapı elde edilmiştir. Östemperleme sıcaklığı düştükçe ($<316^{\circ}\text{C}$), daha az karbür dağılımı, daha ince ferrit çıtaları ve mikroyapıda bulunan çıtalar düzensizleşir. Bu yapıya alt beynit adı verilmektedir [2]. Orta alaşımlı çeliklerde yüksek silisyum ($>$ ağırlıkça % 1,5), kalıntı östenit içerisinde sementit veya karbür çökmesi belirgin olarak yavaşlatmaktadır [2, 3, 8, 10, 11, 13-30, 32]. Alt beynitik mikroyapıya sahip numunede optik ve SEM mikroyapı resimlerinde sementit veya herhangi bir karbür çökmesi görülmemektedir (Resim 5.3-a).

400°C 'de östemperlenmiş numunede üst beynitik mikroyapı elde edilmiştir (Resim 5.3-b). Östemperleme sıcaklığı yükseldikçe ($>316^{\circ}\text{C}$) çita veya plaka şeklinde düzenlenen birimler çita arasında karbür bulundurmaktadır. Bu yapıya üst beynit olarak adlandırılmaktadır [4]. Bu yapının alt beynitik yapıya göre daha kaba olduğu gözlemlenmiştir. Üst beynitin mikroyapısı $0,2\ \mu\text{m}$ kalınlığında ve $10\ \mu\text{m}$ uzunlunda ferrit bulundurmaktadır [2]. İzotermal bekleme sıcaklığı yükseldikçe kalıntı östenitin arttığı, bunun sonucunda ise mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği bilinmektedir [53].

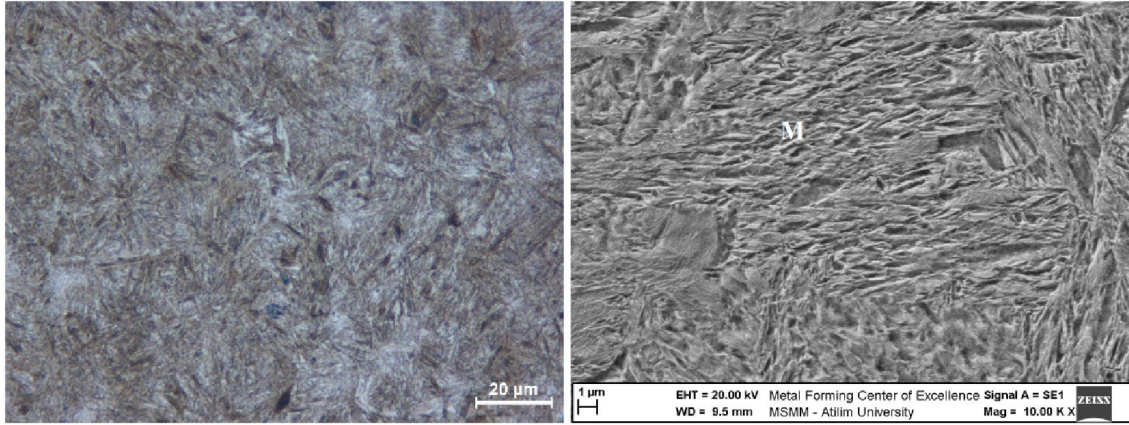
Östempereleme sıcaklığı arttıkça ferrit çıtalarının kalınlaştığı belirlenmiştir (Resim 5.3). Yüksek östempereleme sıcaklığından dolayı kalıntı östenit hacim oranı artmaktadır. Mikroyapıda bulunan kalıntı östenitin hacim oranı arttıkça mekanik özellikler olumsuz olarak etkilemiştir.



Resim 5.3. Geleneksel östemperelemiş numunelerin optik ve SEM mikroyapıları
a) alt beyrit, b) üst beyrit, α_b : beyritik ferrit, γ_R : kalıntı östenit

5.1.4. Su verme ve temperleme ısı işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları

Resim 5.4'te su verilmiş + temperlenmiş numunenin mikroyapısı verilmiştir. Martensitin temperlenmesi sırasında yapıda bulunan fazla karbon atılır. Temperleme sonrasında martensitik matriste karbürler mikroyapıda dağılmış olarak bulunur [2]. Su verilmiş + temperlenmiş numunede; temperlenmiş martensit ve kalıntı östenit bulunmaktadır. Yüksek silisyum miktarı karbür çökmesini engellemiştir. Optik ve SEM mikroyapılarında karbür gözlenmemiştir.



Resim 5.4. Su verilmiş + temperlenmiş numunenin optik ve SEM mikroyapıları,
m: martensit

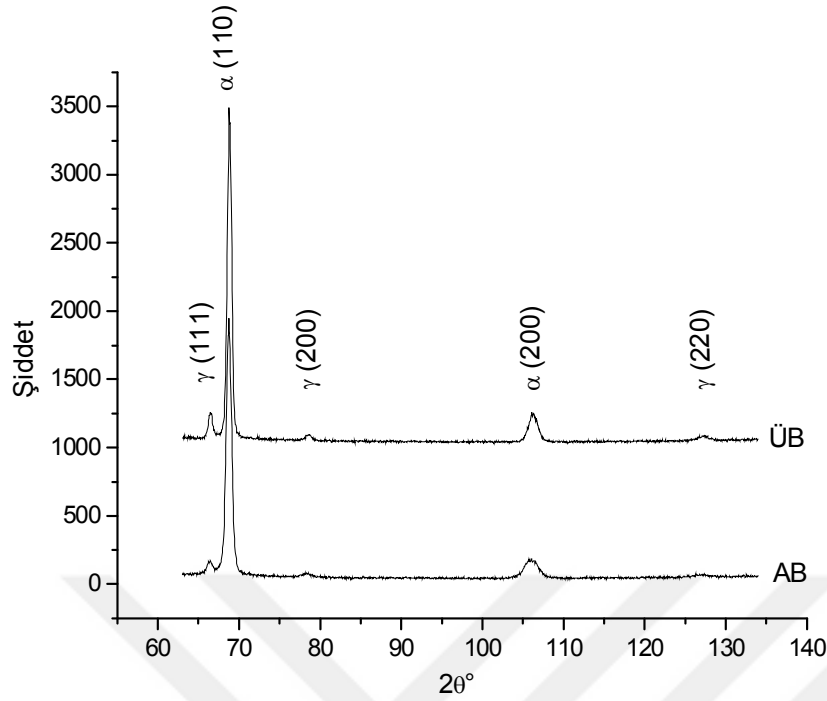
5.2. X-RD Analiz Sonuçları

Çizelge 5.1’de ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin X-RD ile elde edilen mikroyapı bileşenlerinin hacim oranları verilmiştir.

Çizelge 5.1. Isıl işlemler sonrası X-RD ve optik mikroskopi ile belirlenen mikroyapı bileşenlerinin hacim oranları (V_{α_b} : beynitik ferrit hacim oranı, V_{γ} : kalıntı östenit hacim oranı, V_M : martensit hacim oranı)

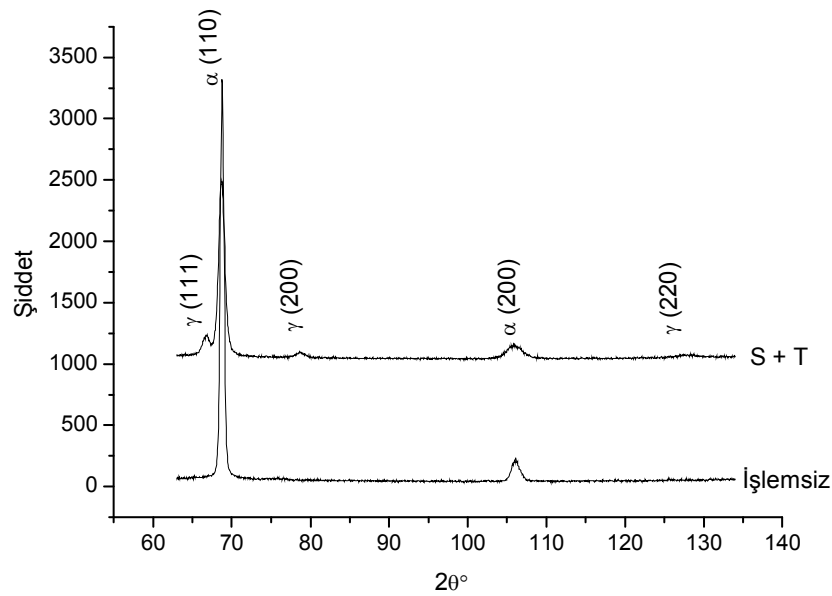
Numune Adı	V_{α_b} (%)	V_{γ} (%)	V_M (%)
AB	$92,2 \pm 0,7$	$7,8 \pm 0,7$	-
ÜB	$90,4 \pm 0,5$	$9,6 \pm 0,5$	-
S+T	-	$13,6 \pm 0,8$	$86,4 \pm 0,8$
225°C	$30,6 \pm 7,1$	$3,6 \pm 0,8$	$65,8 \pm 7,9$
250°C	$64,5 \pm 6,9$	$3,7 \pm 0,9$	$31,8 \pm 7,8$
275°C	$65,3 \pm 6,6$	$4,5 \pm 0,8$	$30,2 \pm 7,4$

Geleneksel östemperlenmiş numunelerde; üst beynitik numune, alt beynitik numune ile kıyaslandığında; üst beynitik numunede ferrit hacim oranı azalırken, kalıntı östenit hacim oranı artmıştır (Çizelge 5.1). Şekil 5.1’de geleneksel östemperlenmiş numunelerin X-RD pikleri verilmiştir. Piklerde ferrit ve östenit pikleri dışında karbür piklerine rastlanmamıştır. Araştırmacılar [53-56], östemperleme sıcaklığının yükselmesi ile beynitik ferrit miktarı azalırken, kalıntı östenit miktarının artışına neden olduğunu belirtmektedirler.



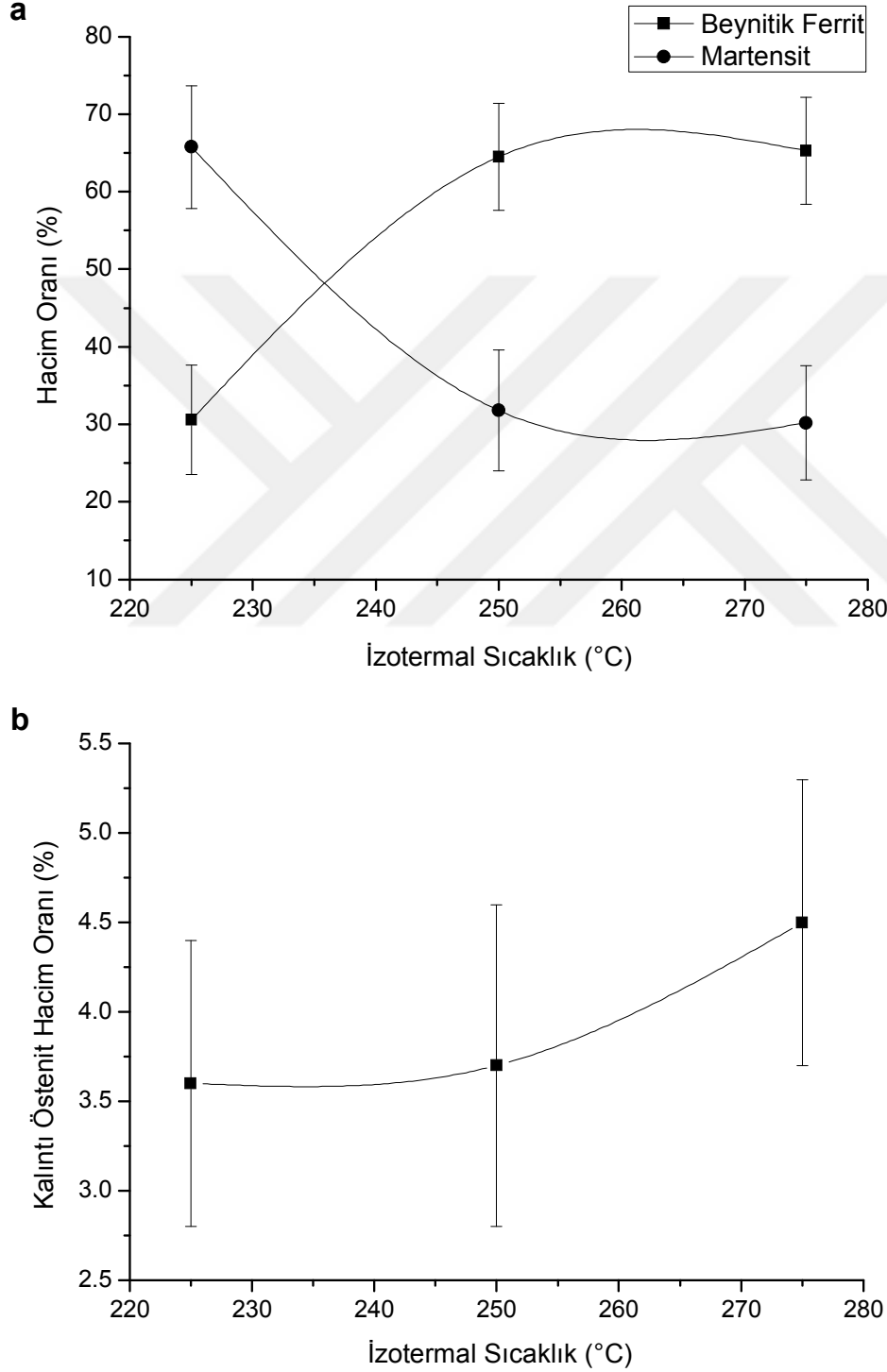
Şekil 5.1. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin X-RD pikleri

Su verilmiş + temperlenmiş çeliğin martensit oranı en fazladır (Çizelge 5.1). Isıl işlem sonrası, zaman kaybetmeden su verme sırasında difüzyon için zaman olmadığından östenit martensite dönüşmektedir. Martensitin yanı sıra, hacimce % 13,6 kalıntı östenit tespit edilmiştir. Şekil 5.2’de işlemsiz numune ve su verilmiş + temperlenmiş numunelerin X-RD pikleri verilmiştir.



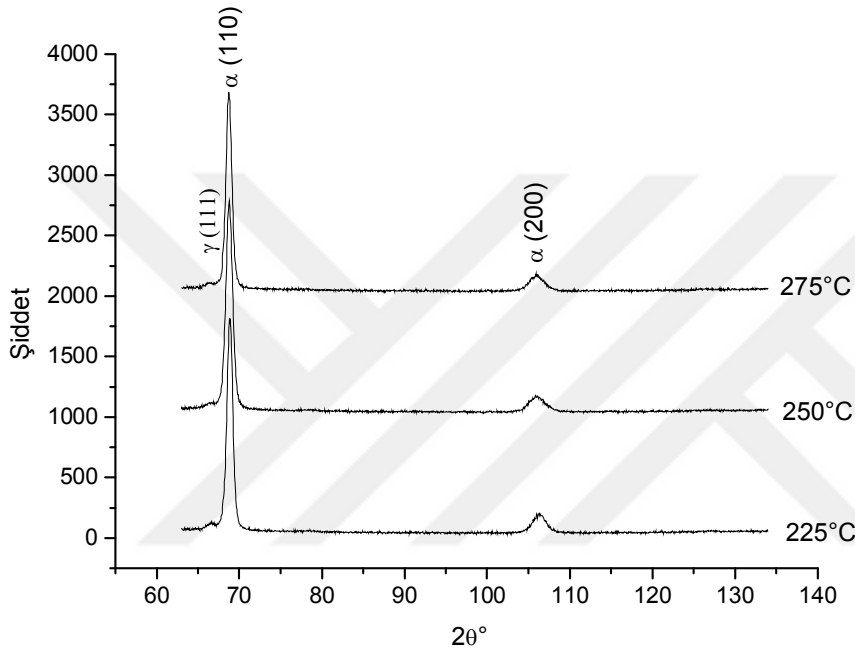
Şekil 5.2. İşlemsiz numune ile su verilmiş + temperlenmiş numunelerin X-RD pikleri

İzotermal bekleme sıcaklığı azaldıkça, beynitik ferrit ve kalıntı östenit hacim oranı azalırken, martensit hacim oranı artmaktadır (Şekil 5.3). Isıl işlem sıcaklıklarındaki değişim, mikroyapı bileşenlerini (beynitik ferrit, kalıntı östenit ve martensit) hacim oranlarını ve morfolojilerini değiştirmektedir.



Şekil 5.3. Düşük sıcaklık izotermal ısıl işlem uygulanmış numunelerde a) beynitik ferrit ve martensit, b) kalıntı östenit hacim oranlarının değişimi

Şekil 5.4'te uzun süreli düşük sıcaklık izotermal ısıt işlem uygulanmış numunelerin X-RD pikleri verilmiştir. Piklerde geleneksel östemperlenmiş numunelerde olduğu gibi ferrit ve östenit pikleri dışında karbür piklerine rastlanmamıştır. Bu durum karbür içermeyen beynitik ferrit oluşumunu desteklemektedir. Benzer şekilde araştırmacılar [8, 10, 14, 16, 24, 33, 48], düşük sıcaklıkta izotermal ısıt işlem uygulanan numunelerin X-RD desenlerinde karbür piki tespit etmemişlerdir.



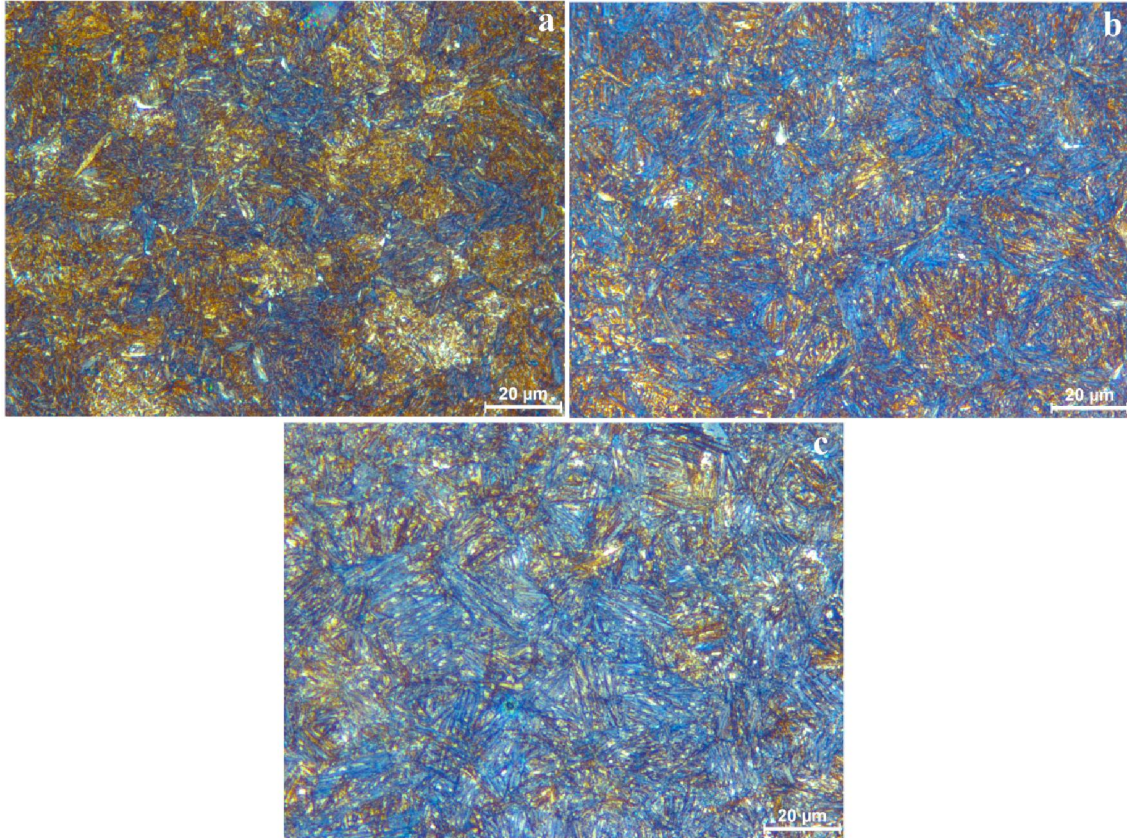
Şekil 5.4. Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlem uygulanmış numunelerin X-RD pikleri

Literatür çalışmalarındaki bulgular [8, 10, 11, 21, 23, 25, 27, 33], azalan izotermal ısıt işlem sıcaklığı ile beynitik ferrit hacim oranının arttığını, kalıntı östenit hacim oranının ise azaldığını belirtmektedir. Araştırmalarda izotermal ısıt işlem sıcaklıkları genel olarak B_s ile M_s sıcaklıkları arasında yapılmıştır [11, 13-30, 48, 52].

Bu çalışmada ısıt işlem sıcaklığı M_s sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılmıştır. Östenitleme sonrası numuneler tuz banyosuna aktarılırken su verme etkisi ile ilk aşamada belirli bir miktar martensit oluşmaktadır. Su verme sıcaklığının düşmesi ile martensit hacim oranı artmaktadır. En düşük sıcaklıkta izotermal ısıt işlem uygulanmış numune hacimce en yüksek martensit oranına sahiptir (Bkz Çizelge 5.1).

5.3. Martensit ve Beynit Hacim Oranı

Düşük sıcaklık izotermal ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin, martensit ve beynit hacim oranları Çizelge 5.1’de verilmiştir. Resim 5.5’te düşük sıcaklık izotermal ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin iki aşamalı dağlama sonrası mikroyapı resimleri verilmiştir. 13 saniye % 4 Pikral, 6 saniye %10 sodyum metabisülfid dağlama sonrası koyu kahverengi bölgeler martensit, mavi bölgeler beynitik ferrit ve geriye kalan beyaz bölgeler kalıntı östenit olarak tespit edilmiştir [57]. Mikroyapı resimlerinde, 275°C numunesinde daha fazla beynitik ferrit hacim oranı ve daha az martensit hacim oranı varlığı, 225°C numunesinde ise daha fazla martensit hacim oranı ve daha az beynitik ferrit hacim oranı varlığı dikkati çekmektedir. Bu bulgular X-RD analizleri ile de örtüşmektedir. En düşük izotermal sıcaklıktaki daha fazla martensit hacim oranı varlığı, azalan izotermal sıcaklıkla martensit hacim oranının artışına bağlanmaktadır [32, 33].



Resim 5.5. 870°C’de 30 dakika östenitleme sonrası düşük sıcaklıkta 1 hafta işlem uygulanmış numunelerin optik (500x) mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C, dağlama: %4 pikral + %10 sodyum metabisülfid

5.4. Mekanik Test Sonuçları

Çizelge 5.2’de numunelerin çekme ve sertlik testi sonucu elde edilen mekanik özellikleri verilmiştir. İşlemsiz numune ile kıyaslandığında su verilmiş + temperlenmiş numunede çekme dayanımı ve sertlikte önemli ölçüde bir artış görülmektedir (Çizelge 5.2). Dayanım ve sertlikteki bu artış, temperlenmiş martensite atfedilmektedir [32].

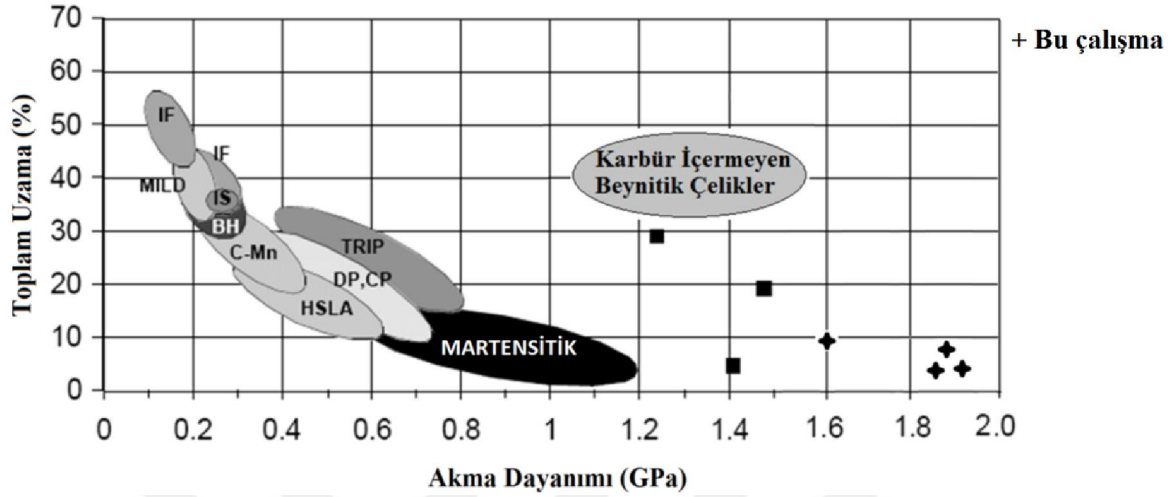
300°C’de östemperleme sonucu elde edilen alt beynitik numunede sertlik ve dayanımda belirgin bir artış olmuştur (Çizelge 5.2). Yüksek mekanik özellikler, östemperleme sonrası elde edilen çok ince alt beynitik mikroyapıya atfedilmektedir [56]. Üst beynitik çeliğin dayanım ve sertliği alt beynitik çeliğe göre oldukça düşüktür [2, 58]. Östemperleme sıcaklığı arttıkça, beynitik ferrit ve kalıntı östenit kaba bir hal alır ve daha az östenit beynitik ferrite dönüşür bu nedenle kalıntı östenit hacim oranı artar [2]. Üst beynitik numunede kalıntı östenit hacim oranı fazla olduğu için alt beynitik numune ile kıyaslandığında dayanım ve sertliği oldukça düşüktür.

Çizelge 5.2. Numunelerin mekanik test sonuçları

Numune Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Dayanımı (MPa)	Uniform Uzama (%)	Toplam Uzama (%)	Kırılma Enerjisi (J)	Sertlik (HV 10)
İşlemsiz	1019,0 ± 14	1085,6 ± 15	823 ± 42	5,8 ± 0,3	8,02 ± 0,8	64,9 ± 8,4	328 ± 6
AB	1553,2 ± 31	1775,6 ± 11	1248,0 ± 40	7,67 ± 0,3	10,68 ± 0,2	119,1 ± 4,3	536 ± 4
ÜB	1113,0 ± 15	1150,6 ± 18	1045,0 ± 49	8,88 ± 0,4	10,94 ± 0,3	90,8 ± 4,5	367 ± 1
S+T	1181,6 ± 2	1317,7 ± 20,5	1080,03 ± 13	6,04 ± 0,3	8,43 ± 0,3	83,2 ± 4,2	441,2 ± 3,7
225°C	1841,3 ± 43	2144,4 ± 8,6	1779,4 ± 24	6,43 ± 0,3	7,98 ± 0,35	127,4 ± 2,6	654,6 ± 7,6
250°C	1809,2 ± 30	2046,4 ± 12,7	1738,3 ± 210	7,04 ± 0,9	8,49 ± 0,4	130,7 ± 2,5	639,6 ± 8,3
275°C	1664,1 ± 29	1935,5 ± 33,1	1382 ± 35	7,13 ± 0,6	8,69 ± 0,45	135 ± 3,3	600,0 ± 6,3

Endüstriyel alanda hali hazırda kullanılan çelik türlerinin toplam % uzama ve akma dayanım değerleri Şekil 5.5’de verilmiştir. Yüksek dayanım ve yüksek uzama değerlerine sahip karbür içermeyen beynitik çelikler ticari birçok çeliğe alternatif olarak geliştirilmektedirler. AISI 9254 çeliğinin M_s sıcaklığı altında uzun süreli izotermal ısıl işlem sonrası yüksek akma dayanımı (1665- 1850 MPa) ve kabul edilebilir uzama değerleri (% 8-9) elde edilmiştir. Şekil 5.5’te artı (+) işareti ile işaretlenmiş bölgeler bu çalışmada üretilmiş karbür içermeyen beynitik numuneleri göstermektedir. Pahalı alaşım elementleri ve mukavemetlendirme işlemlerine gerek duymadan basit ısıl işlem çevrimleri ile düşük

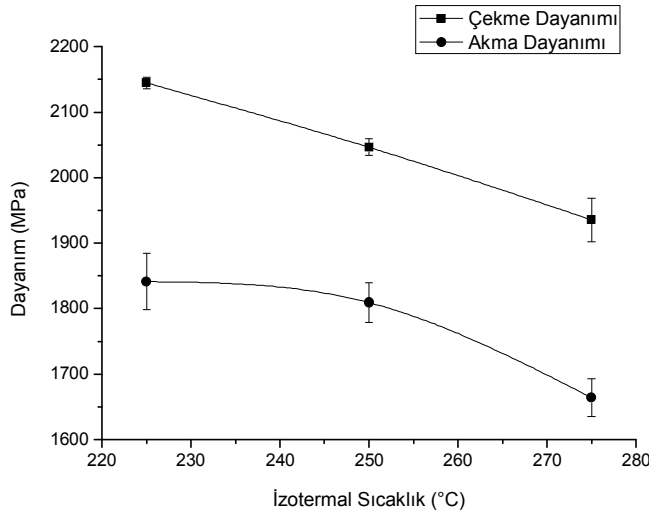
maliyetli yay çeliğinden üretilmiş karbür içermeyen beynitik mikroyapıya sahip numuneler bu özellikleri ile dikkat çekmektedirler.



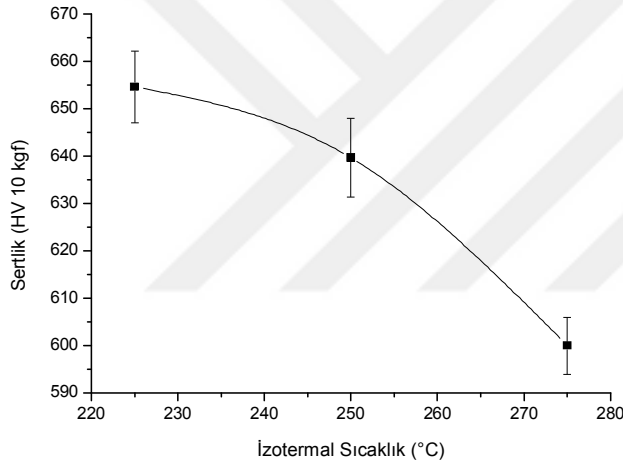
Şekil 5.5. Endüstriyel çelik türleri ile bu çalışmada üretilen karbür içermeyen beynitik yapıya sahip numunelerin toplam uzama ve akma değerlerinin kıyaslanması (IF: arayer elementi içermeyen çelikler, MILD: düşük C'lu çelikler, BH: fırında sertleşebilir çelikler, HSLA: yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler, DP: çift fazlı çelikler CP: karmaşık fazlı çelikler, TRIP: dönüşümün neden olduğu plastiklik katkılı çelikler)

M_s sıcaklığı altında yapılan izotermal ısıt işlemlerinde (225°C, 250°C ve 275°C) akma dayanımı yaklaşık 1665 – 1850 MPa, çekme dayanımı yaklaşık 1935 – 2150 MPa, toplam uzama % 8 – 9 ve sertlik yaklaşık 600 – 655 HV arasında değerler elde edilmiştir. Benzer şekilde araştırmacılar [11, 24, 28, 32, 33, 48], karbür içermeyen beynitik çeliklerde 1700-2000 MPa akma dayanımı, 1900-2500 MPa çekme dayanımı, % 6 - 12 toplam uzama ve 600 - 710 HV arasında sertlik değerleri elde etmişlerdir. İzotermal ısıt işlem sıcaklığının artması ile dayanım ve sertlikte azalma (Şekil 5.6, Şekil 5.7), toplam % uzama ve kırılma enerjisinde artış görülmüştür (Şekil 5.8).

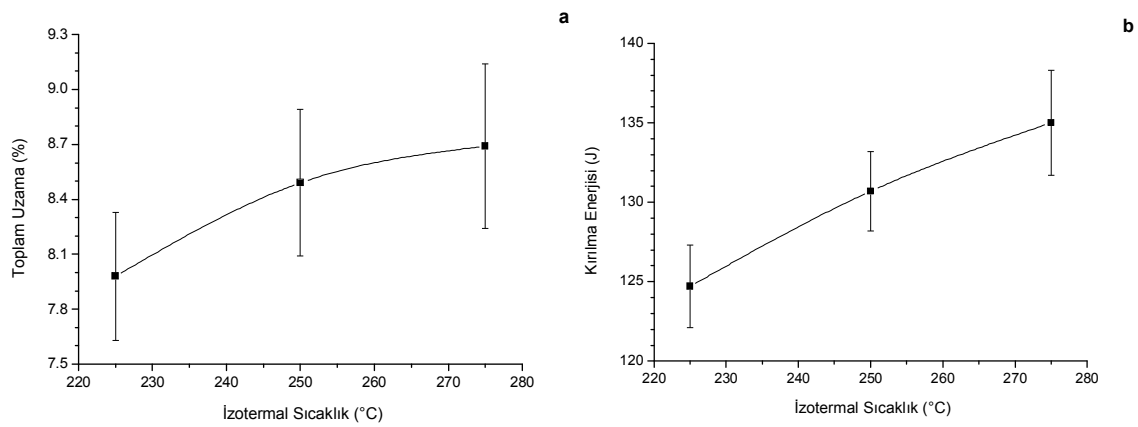
Artan izotermal ısıt işlem sıcaklığı ile sertlik ve dayanımdaki azalma, uzamadaki artış; artan beynitik ferrit hacim oranına bağlanmaktadır. İzotermal işlem sıcaklığı arttıkça, numunelerin mikroyapıları kaba bir hal almaktadır ve buda dayanım ve sertliği olumsuz olarak etkilemiştir. En düşük sıcaklıkta (225°C) yapılan izotermal ısıt işlemde dayanım ve sertlik değerlerinin en yüksek olması, yüksek martensit hacim oranına bağlanmaktadır [32]. İzotermal işlem sıcaklığı M_s sıcaklığına yaklaştıkça kırılma enerjileri ve toplam uzamada artış görülmektedir.



Şekil 5.6. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin dayanım değerlerindeki değişim

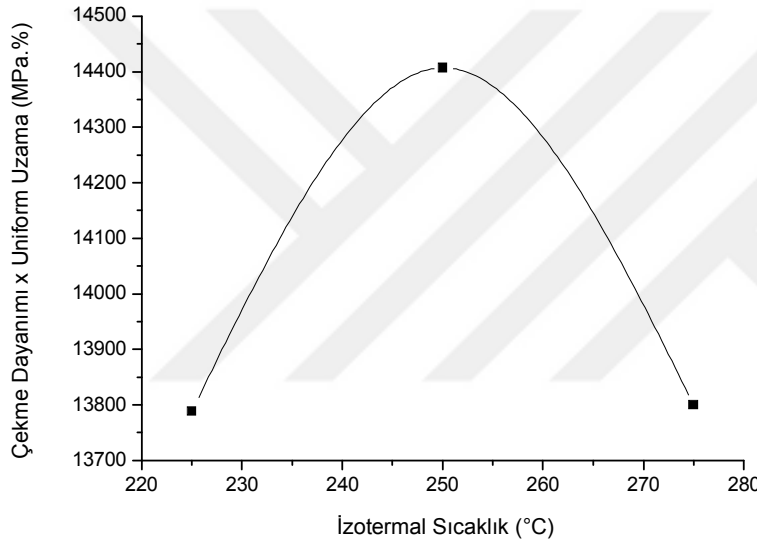


Şekil 5.7. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin sertlik değerlerindeki değişim



Şekil 5.8. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin, a) toplam uzama ve b) kırılma enerjilerinin değişimi

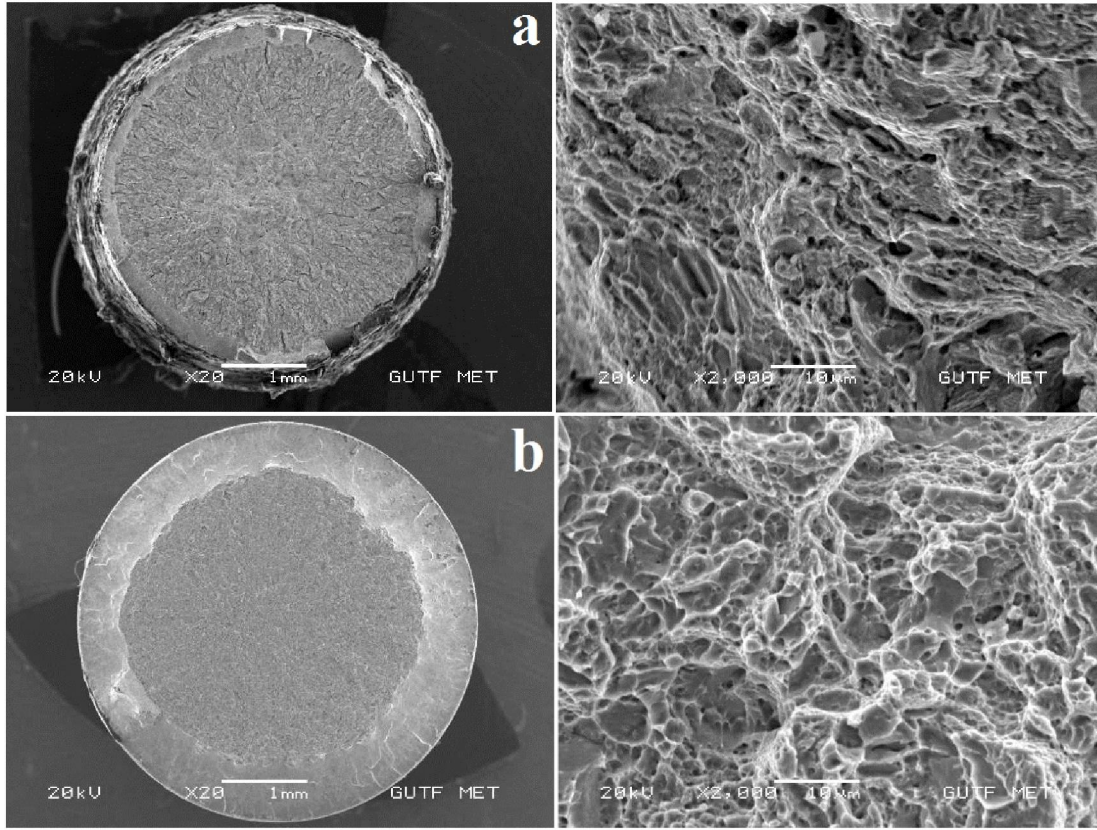
Gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerde (AHSS), mühendislik kullanım alanlarında çekme dayanımı ve uzama değerlerinin dengede olması önem arz etmektedir. Bunun için çekme dayanımı ve uniform uzama değerinin çarpımından oluşan dayanım-uzama çarpım faktörü (PSE) geliştirilmiştir. Gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerden, düşük karbonlu (0,05 – 2,0 ağırlıkça %) DP ve TRIP çelikleri yüksek dayanım ve yüksek uzama değerlerine sahiptir (PSE: 14 000 – 24 000 MPa.%) [60]. Düşük sıcaklık izotermal işlem uygulanmış numunelerin PSE değerleri 13 000 – 14 000 arasında değerler almıştır. En yüksek PSE değeri 250°C’de işlem uygulanmış numunede elde edilmiştir. Şekil 5.8’de izotermal ısıtıl işlem sıcaklığına bağlı olarak numunelerin PSE değerlerindeki değişim verilmiştir.



Şekil 5.9. İzotermal sıcaklığa bağlı olarak numunelerin PSE değerlerindeki değişimi

5.5. Numunelerin Çekme – Kırılma Davranışları

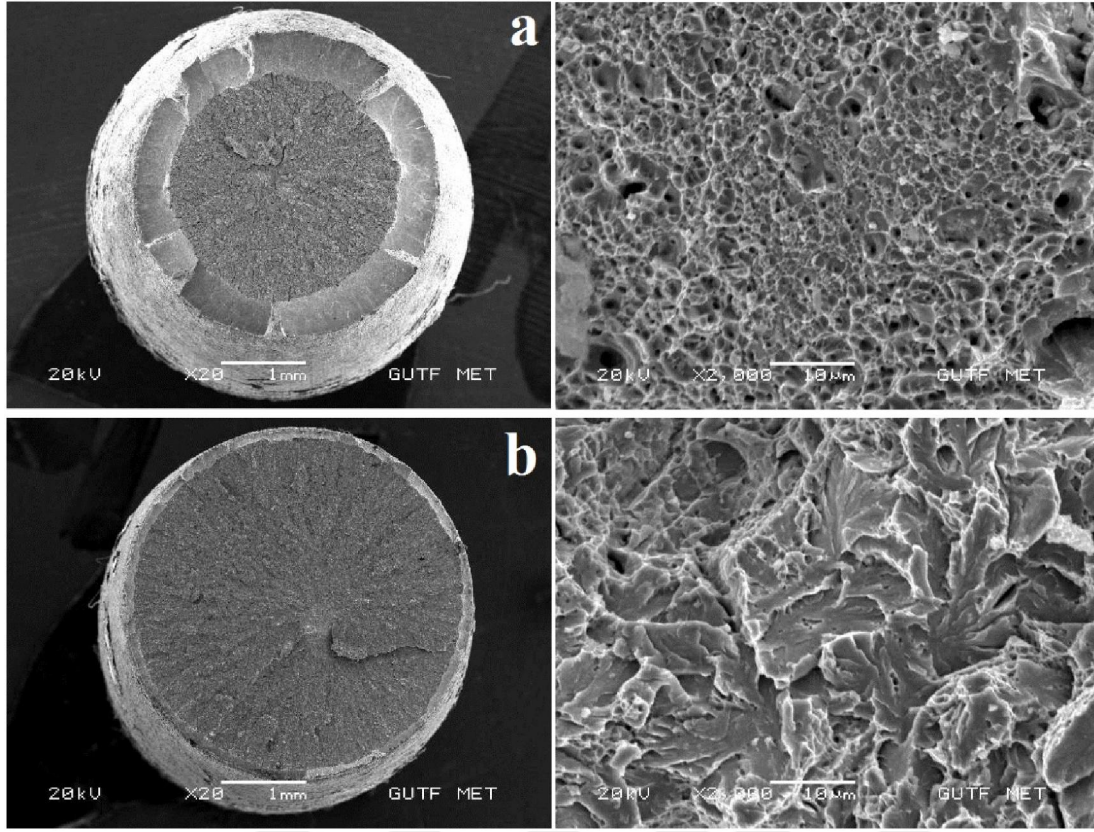
İşlemsiz haldeki numunenin (Resim 5.6-a), su verilmiş + temperlenmiş numunenin (Resim 5.6-b) kırık yüzey SEM mikroyapıları verilmiştir. Yarı gevrek (quasi-cleavage fracture) kırılma yüzeyi her iki numunede de gözlemlenmiştir. Resim 5.6-a’da görüleceği üzere, işlemsiz haldeki numunede sünek bölge oldukça azdır (shear lip zone), bu nedenle su verilmiş + temperlenmiş çeliğe göre toplam uzaması (%) ve kırılma enerjisi (J) daha düşük çıkmıştır (Bkz Çizelge 5.2).



Resim 5.6. Numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları a) işlemsiz numune, b) su verilmiş + temperlenmiş numune (S+T)

Resim 5.7’de geleneksel östemperlenmiş numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları verilmiştir. Alt beynitik numunede (Resim 5.7-a) çukurcuklar (dimples) gözlemlenmiştir. Çukurcuk oluşumu sünek kırılmanın göstergesidir [61].

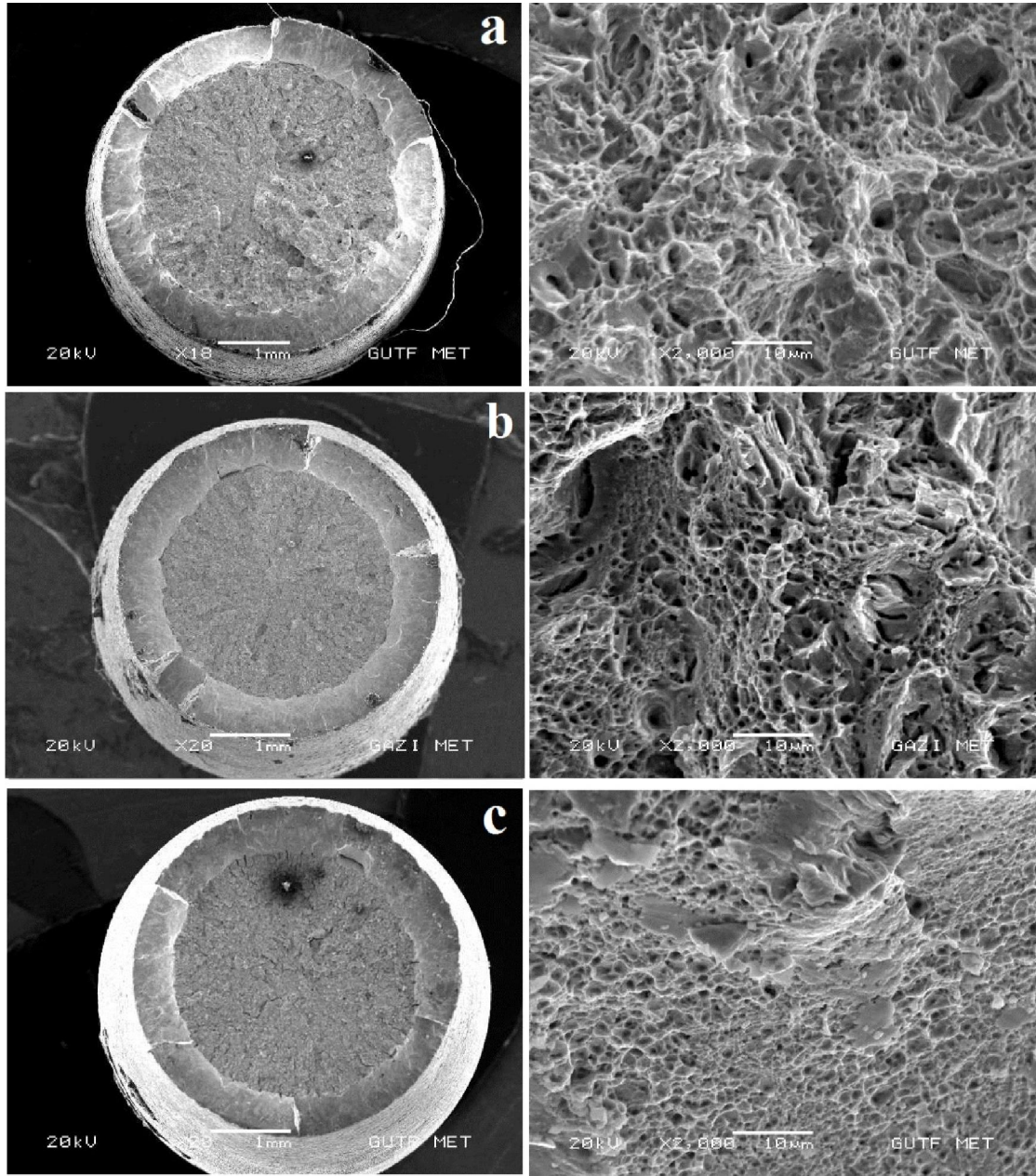
Yüksek sıcaklıkta östemperleme sonucu elde edilen üst beynitik numunede, düzgün yüzey ayrılma kırılması (cleavage fracture) gözlemlenmiştir (Resim 5.7-b). Düzgün yüzey ayrılma kırılması, gevrek kırılmanın göstergesidir [61]. Gevrek kırılmalarda sünek bölge (shear lip zone) nerdeyse oluşmamaktadır [61].



Resim 5.7. Geleneksel östemperlenmiş numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları;
a) alt beynit (AB), b) üst beynit (ÜB)

Resim 5.8’de düşük sıcaklıklarda uzun süre izotermal ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları verilmiştir. Karbür içermeyen beynitik mikroyapıya sahip numunelerde çukurcuklarla (dimples) birlikte düzgün yüzey ayrılma (cleavages) bölgeleri görülmektedir. Ayrıca kırılma yüzeylerinin en dışında meydana gelen sünek bölge (shear lip zone) sünek kırılmanın diğer bir kanıtıdır [61].

Cruz Junior [32], düşük sıcaklıklarda izotermal işlem sonrası numunelerin kırılma yüzeylerinde düzgün yüzey yarıma bölgeleri ve çukurcuklar gözlemlemiştir. Düşük sıcaklıkta izotermal ısıtma işlemi uygulanmış numunelerde gevrek kırılma görülmekteyken, izotermal ısıtma işlem sıcaklığı yükseldikçe sünek kırılmanın kanıtı olan çukurcuklar (dimples) gözlemlenmiştir.



Resim 5.8. Düşük sıcaklıkta uzun süre izotermal ısıtılma işlemi uygulanmış numunelerin kırık yüzey SEM mikroyapıları a) 225°C, b) 250°C, c) 275°C

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada yüksek silisyumlu bir çelik olan ve ticari olarak kullanılan AISI 9254 çeliğine düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemlerinin bu çeliğin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmış ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. Düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemleri ile AISI 9254 ticari yay çeliğinde karbür içermeyen beynitik mikroyapı üretilbileceği belirlenmiştir.
2. AISI 9254 ticari yay çeliğinde düşük sıcaklık izotermal ısıt işlemleri sonucunda martensit, karbür içermeyen beynitik ferrit ve kalıntı östenitten oluşan karmaşık mikroyapılar elde edilmiştir.
3. Azalan izotermal ısıt işlem sıcaklığı ile martensit hacim oranı artarken, beynitik ferrit ve kalıntı östenit hacim oranı azalmaktadır.
4. Azalan izotermal ısıt işlem sıcaklığı ile akma, çekme dayanımları ve sertlik artarken, toplam % uzama ve kırılma enerjisi değerlerinin azaldığı belirlenmiştir.
5. Geleneksel östempereleme sıcaklığının artması ile beynitik ferrit hacimce azalmakta, kalıntı östenit hacim oranı ise artmaktadır.
6. Geleneksel östemperelemiş numunelerde, kalıntı östenitin hacim oranının artması sonucu dayanım ve sertlikte azalma görülürken, toplam % uzama değerlerinin arttığı tespit edilmiştir.
7. Alt beynitik mikroyapıya sahip numunede sünek kırılmanın göstergesi olan çukurcuklar (dimples) kırılma yüzeyinde görülmektedir.
8. Üst beynitik mikroyapıya sahip numunede düzgün yüzey ayrılma kırılması (cleavage fracture) görülmektedir.
9. Su verilmiş + temperlenmiş numunede yarı düzgün yüzey ayrılma kırılması (quasi-cleavage fracture) gözlemlenmiştir.
10. Düşük sıcaklıkta izotermal ısıt işlem uygulanmış numunelerde, sünek kırılmanın göstergesi olan çukurcuklar (dimples) kırılma yüzeyinde görülmektedir.

6.2. Öneriler

1. Mikroyapı bileşenlerinin (östenit, ferrit, martensit) ileri karakterizasyonu için TEM (geçirimli elektron mikroskobu) çalışması yapılmalıdır.
2. SEM’de EBSD çalışması ile mikroyapı bileşenlerinin (östenit, ferrit, martensit) hacim oranları hesaplanabilir.
3. Bu çalışmada kullanılan AISI 9254 çeliğine Q&P ısıl işlemi uygulanarak mekanik özellikler karşılaştırılabilir.



KAYNAKLAR

1. Gouné, M., Danoix, F., Agren, J., Bréchet, Y., Hutchinson, C. R., Militzer, M., Zurob, H. (2015). Overview of the current issues in austenite to ferrite transformation and the role of migrating interfaces therein for low alloyed steels. *Materials Science and Engineering: R*, 92, 1-38.
2. Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R. (2006). *Steels: Microstructure and Properties*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, USA.
3. Krauss, G. (2005). *Steels: Processing, Structure, and Performance*. Asm International.
4. Smith W.F., (2000). *Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri*, (çev.: Erdoğan, M.), Nobel Yayın, Ankara, (Eserin orijinalini 1993'te McGraw-Hill yayımlandı).
5. Callister, W.D., Rethwisch, D.G. (2007). *Materials Science and Engineering: An Introduction*, Wiley, New York, USA.
6. Askeland, D., Fulay, P. (2005). *The Science & Engineering of Materials*. Cengage Learning.
7. Porter, D. A., Easterling, K. E., Sherif, M. (2011). *Phase Transformations in Metals and Alloys*, (Revised Reprint). CRC press.
8. Long, X. Y., Kang, J., Lv, B., Zhang, F. C. (2014). Carbide-free bainite in medium carbon steel. *Materials & Design*, 64, 237-245.
9. Edmonds, D., Matlock, D., Speer, J. (2011). The recent development of steels with carbide-free acicular microstructures containing retained austenite. *La Metallurgia Italiana*, (1).
10. Qian, L., Zhou, Q., Zhang, F., Meng, J., Zhang, M., Tian, Y. (2012). Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si. *Materials & Design*, 39, 264-268.
11. Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, K.J.A., Jones, D.G., Brown, P. (2002). Very Strong Low Temperature Bainite, *Materials Science and Technology*, 18(3), 279-284.
12. Bhadeshia, H.K.D.H. (1992). *Bainite in Steels*, Institute of Metals, UK.
13. Caballero, F. G., Bhadeshia, H. K. D. H. (2004). Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3), 251-257.
14. Long, X. Y., Zhang, F. C., Kang, J., Lv, B., Shi, X. B. (2014). Low-temperature bainite in low-carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 594, 344-351.
15. Bhadeshia, H. K. D. H. (2005). Hard bainite. *Solid-solid phase transformations*, 1, 469-484.

16. Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). Nanostructured bainite. In *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 466, 3-18.
17. Bhadeshia, H.K.D.H. (2005). Bulk nano crystalline steel, *Ironmaking & Steelmaking*, 32(5), 405-410.
18. Bhadeshia, H.K.D.H. (2013). The first bulk nano structured metal, *Science and Technology of Advanced Materials*, 14(1), 1-7.
19. Caballero, F.G., Allain, S., Cornide, J., Velásquez, J.P., Garcia-Mateo, C., Miller, M.K. (2013). Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application, *Materials & Design*, 49, 667-680.
20. Sourmail, T., Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C., Smanio, V., Ziegler, C. Kuntz, M., Elvira, R., Leiro, A., Vuorinen, E., Teeri, T., (2013). Evaluation of potential of high Si high C steel nano structured bainite for wear and fatigue applications, *Materials Science and Technology*, 29(10), 1166-1173.
21. Sidhu, G., Bhole, S.D., Essadiqi, E., Chen, D.L. (2013). Characterization of Isothermally Heat-Treated High Carbon Nano bainitic Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(10), 3070-3076.
22. Hulme-Smith, C.N., Lonardelli, I., Peet, M.J., Dippel, A.C., Bhadeshia, H.K.D.H. (2013). Enhanced thermal stability in nano structured bainitic steel, *Scripta Materialia*, 191-194.
23. Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H. (2003). Acceleration of low-temperature bainite, *ISIJ International*, 43(11), 1821-1825.
24. Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G., Sourmail, T., Kuntz, M., Cornide, J., Smanio, V., Elvira, R. (2012). Tensile behaviour of a nano crystalline bainitic steel containing 3wt% silicon, *Materials Science and Engineering A*, 549, 185-192.
25. Yang, J., Wang, T. S., Zhang, B., Zhang, F. C. (2012). Microstructure and mechanical properties of high-carbon Si–Al-rich steel by low-temperature austempering, *Materials & Design*, 35, 170-174.
26. Avishan, B., Yazdani, S., Nedjad, S.H. (2012). Toughness variations in nanostructured bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 548, 106-111.
27. Sherif, M. (2006). *Characterisation and development of nanostructured, ultrahigh strength, and ductile bainitic steels* (Doctoral dissertation, University of Cambridge, 2006).
28. Garcia-Mateo, C., Sourmail T., Caballero F.G., Smanio V., Kuntz M., Ziegler C., Leiro A., Vuorinen E., Elvira R., and Teeri T. (2014). Nanostructured Steel Industrialisation: Plausible Reality, *Materials Science and Technology*, 30(9), 1071-1078.
29. Amey, C.M., Huang H., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. (2012). Distortion in 100Cr6 and nano structured bainite. *Materials & Design*, 35, 66-71.

30. Avishan, B., Garcia-Mateo, C., Yazdani, S., Caballero, F.G. (2013). Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel, *Materials Characterization*, 81, 105-110.
31. Páez, J. L., Fuentes, F., Battagliese, A. (1996). Tratamiento isotérmico de los aceros aleados al silicio Tipo SAE 92XX. *Revista de Metalurgia*, 32(1), 3-9.
32. Cruz, J. A., Rodrigues, T. F. M., Viana, V. D. C., Abreu, H., Santos, D. B. (2012). Influence of temperature and time of austempering treatment on mechanical properties of SAE 9254 commercial steel. *Steel Research International*, 83(1), 22-31.
33. Cruz Junior, J.A., Santos, D.B. (2013). Effect of tempering temperature on isothermal decomposition product formed below Ms, *Journal of Materials Research and Technology*, 2(2), 93-99.
34. Handbook, A. S. M. (1990). Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys. *ASM international*, 1, 140-194.
35. Van Bohemen, S.M.C., Santofimia, M.J., Sietsma, J. (2008). Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe-0.66 C, *Scripta Materialia*, 58(6), 488-491.
36. Kolmskog, P., Borgenstam, A., Hillert, M., Hedström, P., Babu, S. S., Terasaki, H., Komizo, Y. I. (2012). Direct Observation that Bainite can Grow Below Ms, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(13), 4984-4988.
37. Silva, E.P., Xu, W., Föjer, C., Houbaert, Y., Sietsma, J., Petrov, R.H. (2014). Phase transformations during the decomposition of austenite below Ms in a low-carbon steel, *Materials Characterization*, 95, 85-93.
38. Avishan, B., Garcia-Mateo, C., Morales-Rivas, L., Yazdani, S., Caballero, F.G. (2013). Strengthening and mechanical stability mechanisms in nanostructured bainite. *Journal of Materials Science*, 48(18), 6121-6132.
39. Wang, X.L., Wu, K.M., Hu, F., Yu, L., Wan, X.L. (2014). Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel. *Scripta Materialia*, 74, 56-59.
40. Bhadeshia, H. K. D. H. (1992). High-strength steels. *The Institute of Materials, Future Developments of Metals and Ceramics (UK)*, 25-73.
41. Caballero, F.G., Miller, M.K., Garcia-Mateo, C., Cornide, J., Santofimia, M.J. (2012). Temperature dependence of carbon supersaturation of ferrite in bainitic Steels, *Scripta Materialia*, 67(10), 846-849.
42. Chen, X., Vuorinen, E. (2009). In situ x-ray observation of bainitic transformation of austempered silicon alloyed steel, *Journal of Materials Research*, 24(04), 1559-1566.
43. Kong, D., Liu, Q., and Yuan L. (2014). Effect of Austenitizing Temperature on Formation of Hard Bainite, *Metal Science and Heat Treatment*, 56(7-8), 444-448.

44. Bhadeshia, H.K.D.H. (2008). Properties of fine-grained steels generated by displacive transformation, *Materials Science and Engineering A*, 481, 36-39.
45. Bleck, W., and Florian G. (2011). Improved mechanical properties by control of bainite transformation, *Materials and Manufacturing Processes*, 43-50.
46. Rementeria, R., Morales-Rivas, L., Kuntz, M., Garcia-Mateo, C., Kerscher, E., Sourmail, T., Caballero, F.G. (2015). On the role of microstructure in governing the fatigue behaviour of nanostructured bainitic Steels, *Materials Science and Engineering A*, 630, 71-77.
47. Barbacki, A., Mikołajski, E. (1998). Optimization of heat treatment conditions for maximum toughness of high strength silicon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 78(1), 18-23.
48. Hasan, H. S., Peet, M. J., Avettand-Fènoël, M. N., Bhadeshia, H. K. D. H. (2014). Effect of tempering upon the tensile properties of a nanostructured bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 615, 340-347.
49. Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H. (2005). Mechanical properties of low-temperature bainite, *Materials Science Forum*, 500, 495-502.
50. Atkins, M. (1980). *Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels*. American Society for Metals, 260.
51. P. Tarin, J. Perez, 2004, SteCal 3.0 User Manual, *The Materials Society*, Materials Park, Ohio, USA.
52. Hofer, C., Leitner, H., Winkelhofer, F., Clemens, H., Primig, S. (2015). Structural characterization of carbide-free bainite in a Fe–0.2 C–1.5 Si–2.5 Mn steel, *Materials Characterization*, 102, 85-91.
53. Mandal, D., Ghosh, M., Pal, J., De, P. K., Chowdhury, S. G., Das, S. K., Ghosh, S. (2009). Effect of austempering treatment on microstructure and mechanical properties of high-Si steel. *Journal of Materials Science*, 44(4), 1069-1075.
54. Putatunda, S. K. (2001). Fracture toughness of a high carbon and high silicon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 297(1), 31-43.
55. Putatunda, S. K., Singar, A. V., Tackett, R., Lawes, G. (2009). Development of a high strength high toughness ausferritic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 513, 329-339.
56. Putatunda, S. K., Martis, C., Boileau, J. (2011). Influence of austempering temperature on the mechanical properties of a low carbon low alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*, 528(15), 5053-5059.
57. Zakerinia, H., Kermanpur, A., Najafizadeh, A. (2009). Color metallography; a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels. *International Journal of Iron and Steel Society of Iran*.

58. Murathan, O.F., Kılıçlı, V., Davut, K., “Effect of Austempering Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of AISI 9254 Commercial Spring Steel”, *2th International Iron & Steel Symposium (IISS’2015)*, pp.619-622, April 1-3, 2015, Karabük, Turkey.
59. Cullity, B. D., Stock, S. R. (2001). *Elements of X-ray Diffraction*. Pearson.
60. Zhou, S., Zhang, K., Wang, Y., Gu, J. F., Rong, Y. H. (2011). High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 528(27), 8006-8012.
61. Handbook, M. (1987). vol. 12 *Fractography*. ASM International Metals Park, Ohio, USA.
62. ASTM (1989). USA Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material-Metric. *E 8M*–13.



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, Adı : Murathan, Ömer Faruk
 Uyuğu : T.C.
 Doğum Tarihi ve Yeri :
 Medeni hali :
 Telefon :
 e-mail :

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü	Devam Ediyor
Lisans	Atılım Üniversitesi / Metalurji ve Malzeme Müh.	2013
Lise	Gazi Koleji	2007

YabancıDil

İngilizce

Yayınlar

1. Murathan, O.F., Kılıçlı, V., Davut, K., “Effect of Austempering Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of AISI 9254 Commercial Spring Steel”, 2th International Iron & Steel Symposium (IISS’2015), pp.619-622, April 1-3, 2015, Karabük, Turkey.

Hobiler

Bilgisayar teknolojileri, Sinema, Kitap okuma



GAZİ GELECEKTİR..