



T.C.
KONYA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ



KARBÜR İÇERMEYEN BEYNİTİK
ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE
KARAKTERİZASYONU

Fatıma KENDİRCİ
YÜKSEK LİSANS

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim
Dalı

Şubat-2024
KONYA
Her Hakkı Saklıdır

TEZ KABUL VE ONAYI

Fatıma KENDİRCİ tarafından hazırlanan “Karbür İçermeyen Beynitik eliklerin Üretimi ve Karakterizasyonu” adlı tez çalışması 16/02/2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Konya Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

İmza

Başkan

Prof. Dr. Mustafa ACARER

.....

Danışman

Doç. Dr. Mehmet YILDIRIM

.....

Üye

Prof. Dr. Volkan KALEM

.....

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Mevlüt UYAN
Enstitü Müdürü

Bu tez alışması Konya Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü tarafından 221019049 nolu proje ile desteklenmiştir.

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

İmza

Fatıma KENDİRCİ

Tarih:16.02.2024

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

KARBÜR İÇERMİYEN BEYİNİTİK ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE KAREKTERİZASYONU

Fatıma KENDİRCİ

**Konya Teknik Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

Danışman: Doç. Dr. Mehmet YILDIRIM

2024, 74 Sayfa

Jüri

**Doç. Dr. Mehmet YILDIRIM
Prof. Dr. Mustafa ACARER
Prof. Dr. Volkan KALEM**

Beynitik yapıda farklı morfolojiye sahip çelikler son yıllarda önemli araştırma konularından birisi olmuştur. Beynitik morfolojiye sahip çelikler otomotiv, rulman, dişli ve demiryolu endüstrilerinde geniş uygulama alanlarına sahiptir. Dönüşüm sıcaklığı ve alaşım elementi ilavesi beynit morfolojisini yakından etkileyen bileşenlerdir. Nispeten düşük sıcaklıklarda oluşan alt beynit (lower bainite, LB) beynitik ferrit plakaları içerisinde çökelen karbürlerle karakterize edilirken, yüksek sıcaklıklarda oluşan üst beynit ise (UB) ise beynitik ferrit plakaları içerisinde çökelen karbürlerle karakterize edilmektedir. Karbür içermeyen çok ince beynitik ferritten ve kalıntı östenitten meydana gelen beynit yeni bir tip olarak bilinmekte ve çeliğe Al ve/veya Si alaşım elementi ilavesi sonucu oluşmaktadır. Si ve Al sementit içerisinde çok düşük çözünürlük sergilemekte olup böylelikle büyümesini önemli ölçüde geciktirmektedir. Bu nedenle, Si ilavesi faz dönüşümü sırasında kırılğan sementitin çökmesini baskılamada önemli bir rol oynamakta olup, karbürsüz beynitik mikroyapının oluşumunu sağlamaktadır. Diğer bir yandan, beynitik mikroyapının sahip olduğu ince morfolojiden kaynaklı martenzitik ve perlitik mikroyapılara kıyasla daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu bilinmektedir.

Bu çalışmada geleneksel rulman çeliklerine alternatif karbür içermeyen beynitik morfolojiye sahip çeliklerin üretimi ile yapısal, mekanik ve aşınma özellikleri detaylı biçimde incelenmiştir. Hesaplamalı malzeme mühendisliği analizleri ile dört farklı bileşime sahip çeliklerin faz diyagramları, soğuma eğrileri ve dönüşüm sıcaklıkları hesap edilmiştir. Bu bileşimlerden iki tanesi geleneksel kum kalıba döküm yöntemi ile üretilmiştir ve takiben sırasıyla östemperleme ve sıfır-altı ısı işlemleri uygulanmıştır. Isıl işlem sıcaklıkları JMatPro yazılımı ile çizilen izotermal ve sürekli soğuma eğrilerinden belirlenmiştir. Östemperleme ısı işlemi sonrası üst düzey mekanik özelliklere (~60 HRC sertlik) ve yüksek aşınma direncine sahip eser miktarda karbür içeren beynitik çelikler elde edilmiştir. Östemperleme sonrası beynitik çeliklerin mikro

yapısında bulunan kalıntı östenit östemperlenmiş numunelere uygulanan sıfır-altı ısı işlemi ile büyük oranda giderilmiştir. Sıfır-altı ısı işlemi sonrası gözlemlenen mekanik ve aşınma özellikleri östemperleme sonrası ortaya çıkan özelliklere benzerlik göstermektedir. Ayrıca bey nitelik çeliklerin mekanik ve aşınma özellikleri hali hazırda rulman çeliği olarak kullanılan 100Cr6 (SAE 52100) ticari çeliğin mekanik ve aşınma özellikleri ile kıyaslanmıştır. Araştırılan çelikler arasında temperlenmiş rulman çeliği en düşük aşınma kaybı ile en yüksek aşınma direncine sahiptir. Östemperlenmiş ve sıfır-altı ısı işlem görmüş çeliklerin aşınma kaybı temperlenmiş vaziyetteki rulman çeliğine yakın olsa da az miktar fazladır.

Anahtar Kelimeler: Bey nitelik Çelik, Rulman Çeliği, Östemperleme, Mikroyapı, Mekanik Özellikler, Aşınma



ABSTRACT

MS THESIS

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF CARBIDE FREE BAINITIC STEELS

Fatıma KENDİRCİ

**Konya Technical University
Institute of Graduate Studies
Department of Metallurgical and Materials Engineering**

Advisor: Assoc. Prof. Dr. Mehmet YILDIRIM

2024, 74 Pages

Jury

**Assoc. Prof. Dr. Mehmet YILDIRIM
Prof. Dr. Mustafa ACARER
Prof. Dr. Volkan KALEM**

Bainite structure with varying morphologies in steel has attracted considerable research attention. It has been designed and manufactured in automotive, bearing, gear and railway industries. Bainite morphology is closely related to the transformation temperature and alloying elements component. Lower bainite (LB), which is obtained at a low temperature range, is characterized by the precipitation of carbide within the bainitic ferrite plate. Upper bainite (UB), which is obtained at a high temperature range, is characterised by the distribution of carbide between bainitic ferrite plates.³ The carbide-free bainite as a new type is composed of superfine bainitic ferrite plate and retained austenite, which is generally obtained in steel alloyed with silicon (Si) and/or aluminum (Al). Si and Al exhibit very low solubility in cementite, which significantly retards its growth. Hence, the addition of Si plays a key role in suppressing the precipitation of brittle cementite during phase transformation, thereby producing a carbide-free bainitic microstructure and improving the toughness of the steels.

In this study, the production of carbide-free steels with bainitic morphology, which are alternative to traditional bearing steels, and their structural, mechanical and wear properties were examined in detail. Phase diagrams, cooling curves and transformation temperatures of steels with four different compositions were calculated with computational material engineering analyses. Two of these compositions were produced by the traditional sand mold casting method, followed by austempering and subzero heat treatments, respectively. Thermal treatment temperatures were determined from isothermal and continuous cooling curves drawn with JMatPro software. After the austempering heat treatment, bainitic steels containing trace amounts of carbide with superior mechanical properties (~60 HRC hardness) and high wear resistance were obtained. Residual austenite in the microstructure of bainitic steels after austempering was largely removed by subzero heat treatment applied to austempered samples. The mechanical and wear properties observed after subzero heat treatment are similar to

those observed after austempering. In addition, the mechanical and wear properties of bainitic steels were compared with the mechanical and wear properties of 100Cr6 (SAE 52100) commercial steel, which is currently used as bearing steel. Among the steels investigated, tempered bearing steel has the highest wear resistance with the lowest wear loss. Although the wear loss of austempered and subzero heat treated steels is close to that of tempered bearing steel, it is slightly higher.

Keywords: Bainitic Steel, Bearing Steel, Austempering, Microstructure, Mechanical Properties, Wear



ÖNSÖZ

Başından beri rehberliğiyle beni destekleyen sevgili danışmanım Doç. Dr. Mehmet YILDIRIM'a derin bir teşekkürü borç bilirim. Hiç tereddüt etmeden bana rehberlik etti, cesaretlendirdi ve yenilikçi bir yaklaşımla problemleri çözmeme yardımcı oldu. Çalışmamız boyunca akademik gelişimime sağlamış olduğu katkılarından dolayı kendisine minnettarım.

Tez kapsamında döküm çalışmalarını gerçekleştirdiğim ve laboratuvarlarını kullandığım Kulvar Döküm Gıda ve İnşaat Ticaret Limited Şirketi'ne, döküm proseslerinde ve numunelerin hazırlanmasında sağladıkları maddi ve manevi destek için Fehmi KENDİRCİ ve Hüseyin KENDİRCİ'ye içten bir teşekkür ederim.

Deneylerde kullanılan 100Cr6 çeliğinin temin edilmesindeki desteği için Rabia CENGİZ'e teşekkür ederim.

Döksan Isıl İşlem Ar-Ge Merkezi A.Ş.'den proses mühendisi Fatma Bayram'a, ısıl işlem çalışmalarındaki değerli desteği için teşekkür ederim.

Test numunelerimin işlenmesinde yardımcı olan MD İnovasyon Otomotiv Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. sahibi Hasan Hüseyin DEMİREL'e desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Sevgili kardeşim ve en iyi dostum Esra Ennur KENDİRCİ, sen bu hayatta her zaman benim için bir ışık oldun. Her zaman benimle olduğun için sana çok minnettarım.

Son olarak, en büyük teşekkürü ebeveynlerime etmek istiyorum. Annem Kübra KENDİRCİ ve hem babam hem patronum olan, bu bölümü seçmemdeki yol göstericim olan Ali KENDİRCİ, sizleri çok seviyorum. Her zaman, her koşulda maddi ve manevi olarak yanımda olup desteklerinizi gösterdiğiniz için size minnettarım. Hem kişisel hem akademik gelişimimde en güzel rehberlerim olduğunuz için çok şanslıyım. İyi ki varsınız, siz olmadan bunların gerçekleşmesi mümkün olamazdı.

Fatıma KENDİRCİ
KONYA-2024

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
ÖNSÖZ	viii
İÇİNDEKİLER	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR	xi
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	4
2.1. Beynit.....	4
2.1.1. Beynit mikroyapısı.....	5
2.1.1.1. Üst ve Alt Beynit	6
2.1.2. Alaşım elementlerinin beyinitik çelikler üzerindeki etkileri	9
2.2. Karbür İçermeyen Beynit.....	11
2.2.1.Karbür içermeyen beyinitik çelikte alaşım elementlerinin etkisi	12
2.2.1.1. Karbon (C)	12
2.2.1.2. Silisyum	13
2.2.1.3. Mangan	14
2.2.1.4. Alüminyum	14
2.2.1.5. Krom	15
2.2.1.6. Molibden.....	15
2.2.1.7. Kobalt.....	16
2.2.2. Karbür içermeyen beynit mikroyapısı	16
2.2.2.2. Kalıntı östenit (γ_R)	17
3. MATERYAL VE YÖNTEM	20
3.1.Termodinamik Hesaplamalar	20
3.2. Malzeme.....	20
3.2.1. Kimyasal analiz.....	21
3.3.Üretim	22
3.4.Dilatometre testi.....	24
3.5 Isıl İşlem Prosedürleri	25
3.5.1. 100Cr6 rulman çeliğine uygulanan ısıl işlemler	25
3.5.2. Östemperleme ısıl işlemi	26
3.5.3.Kriyojenik ısıl işlem.....	27
3.6.Mikroyapı Karakterizasyonu	30
3.6.1.XRD analizi	30
3.6.2. SEM analizi.....	31
3.6.3. EDS analizi	32
3.7.Mekanik Testler	32
3.7.1.Sertlik testi	32
3.7.2.Çekme testi	32

3.7.3. Darbe testi	33
3.7.4. Aşınma testi	33
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	35
4.1. Termodinamik Hesaplamaların Sonuçları	35
4.1.1. JMatPro yazılımı kullanılarak oluşturulan faz diyagramları	36
4.1.2. JMatPro tarafından hesaplanan TTT diyagramları	38
4.2. Kimyasal Analiz Sonuçları	41
4.2.1. Döküm halindeki analizler	41
4.2.2. 100Cr6 rulman çeliği	42
4.3. Dilatometre Test Sonuçları	42
4.4. Faz Analizleri	44
4.4.1. Beynitik çelik numuneler	45
4.4.2. 100Cr6 rulman çeliği	46
4.5. SEM ve EDS Analizleri	47
4.5.1. Beynitik çelik numuneler	47
4.5.2. 100Cr6 rulman çeliği	57
4.5. Mekanik Karakterizasyon	61
4.5.1. Sertlik testleri	61
4.5.2. Çekme testleri	63
4.5.3. Darbe testleri	64
4.5.4. Aşınma testleri	64
4.5.4.1. Beynitik çelik numuneleri	65
4.5.4.2. 100Cr6 rulman çeliği	67
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	70
5.1 Sonuçlar	70
5.2 Öneriler	71
KAYNAKLAR	72
EKLER	Hata! Yer işareti tanımlanmamış.

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

%	:Yüzde
% ağı.	:Ağırlıkça yüzde
°	:Derece
°C	:Santigrat derece
°F	:Fahrenheit derece
°K	:Kelvin derece
μ	:Mikron
μm	:Mikrometre
2D	:2 Boyutlu
Å	:Angstrom
Ac ₁	: Isıtma Sırasında Östenitin Oluştığı Sıcaklık, (°C)
Ac ₃	: Isıtma Sırasında Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Sıcaklık, (°C)
Al	:Alüminyum
B _s	:Pratik beynit başlatma sıcaklığı, (°C)
C	:Karbon
Co	:Kobalt
Cr	:Krom
Cu	:Bakır
dk	:Dakika
Fe	:Demir
Fe ₃ C	:Sementit
HB	:Brinell Sertlik
HRC	:Rockwell C Sertlik
kg	:Kilogram
kN	:Kilonewton
KNO ₃	:Potasyum Nitrat
m	:Metre
mm	:Milimetre
mm ²	:Milimetrekare
mm ³	:Milimetreküp
Mn	:Mangan
Mo	:Molibden
Mo ₂ C	:Molibden Karbür
MPa	:Megapaskal
M _s	:Pratik martenzit başlatma sıcaklığı, (°C)
N	:Newton
NaNO ₃	:Sodyum Nitrat
Ni	:Nikel
s	:Saniye
Si	:Silisyum
Ti	:Titanyum
V	:Vanadyum
W	:Tungsten

WC	:Tungsten karbür
α	:Ferrit
γ	:Östenit
γ_B	:Bloklu kalıntı östenit
γ_i	:İnce film kalıntı östenit
γ_R	:Kalıntı östenit
θ	:Kırınım açısı

Kısaltmalar

AFS	:American Foundry Society
ASTM	:American Society for Testing Materials (Amerika Test Materyalleri Topluluğu)
B	:Beynit
CCT	: Continuous Cooling Transformation (Sürekli Soğutma Dönüşüm)
DIN	:German Institute for Standardization (Alman Standart Enstitüsü)
EDS	:Enerji Dağılımlı X-Işınları Spektroskopisi
EN	:European Standard (Avrupa Standardı)
FESEM	:Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu
ISO	:International Organization for Standardization (Uluslararası Standartlar Organizasyonu)
İ.P.	:İnce Perlit
K.P.	:Kaba Perlit
M	:Martenzit
OES	:Optik Emisyon Spektrometresi
Ö	:Östenit
P	:Perlit
SEM	:Taramalı Elektron Mikroskobu
T.M.	:Temper Martenzit
TRIP	:Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastisite)
TTT	:Time-Temperature-Transformation (Zaman- Sıcaklık-Dönüşüm)
U.C.	:Undissolved Carbide (Çözünmemiş karbür)
UTS	:Ultimate Tensile Strength (Nihai Çekme Dayanımı)
XRD	:X-Işınları Difraktometresi

1. GİRİŞ

Çeliğin geniş kullanım alanı ve çeşitli özellikleri, bileşimi, mikroyapısı ve üretim yöntemlerine bağlıdır. Bu malzemenin endüstriyel uygulamalardaki önemi, geri dönüştürülebilirliği ve mukavemet-süneklik dengesiyle belirlenirken, demir alaşımlarının bu dengeyi sağlamadaki rolü önemlidir. Günümüzde, beynitik çelikler, yüksek mukavemet ve süneklik gibi zıt özellikleri aynı anda sağlama potansiyeline sahip olarak endüstriyel alanda dikkat çekmektedir.

Beynitik çelikler, otomotivden havacılığa, enerjiden denizcilik sektörüne kadar farklı endüstrilerde kullanılan parçaların imalatında önemli bir rol oynar. Örneğin, otomotiv endüstrisinde şanzıman dişlileri, havacılıkta motor parçaları, enerji sektöründe boru hatları ve denizcilikte gemi yapıları gibi çeşitli parçalar beynitik çeliklerden üretilir. Bu çelikler, yüksek mukavemet, süneklik ve dayanıklılık gibi özellikleriyle öne çıkar ve her bir parça, belirli sektörlerdeki özel gereksinimlere göre özelleştirilir. Rulman endüstrisi de beynitik çeliklerin etkileyici performansından faydalanır; yüksek hassasiyet gerektiren rulman yatakları, bu çeliklerin aşınma direnci ve uzun süreli kullanım sağlama kabiliyeti sayesinde tercih edilir.

Beynitik mikroyapı, endüstriyel alanda yaygın bir şekilde benimsenmiş ve teknolojinin ilerlemesiyle malzemelere olan talep artmıştır. Bu sebeple, beynit dönüşümünün kinetiği hakkında detaylı bir anlayış geliştirmek, yeni alaşımların endüstri standartlarını aşan yüksek performanslı malzemelerin tasarlanmasında önemli bir rol oynamaktadır. Bu yaklaşım daha da ileri götürülerek, beklenenden üstün özelliklere sahip çelikler oluşturulabilir ve yeni uygulama alanları için potansiyel yaratılabilir.

Beynit, östenitin ayrışması sonucu oluşan bir mikroyapıdır. İlk keşfedildiğinde "asiküler ferrit" olarak adlandırılmıştır. Çeliklerdeki beynit fazının oluşumu üzerine uzun süredir devam eden tartışmalar, 1930'da beynitin net bir şekilde tanımlanmasının ardından belli özellikler etrafında yoğunlaşmıştır. Beynitin mikroyapısı, dönüşüm sıcaklığı ve alaşım elementlerinin bileşimi ile yakından ilişkilidir (Fielding, 2013). Alt beynit, genellikle düşük sıcaklıklarda oluşur ve beynitik ferrit levhaları içindeki karbür çökelmeleri ile özellikle karakterizedir. Üst beynit ise yüksek sıcaklıklarda meydana gelir ve beynitik ferrit plakaları arasındaki karbür dağılımıyla tanımlanır.

Beynit dönüşümü, karbonun östenit ve ferrit arasında bölündüğü ve beynitik ferrit kasnaklarının östenit taneciklerine doğru büyüdüğü bir süreçtir. Ferrit yapısında

karbon çok az çözünür, bu nedenle karbon, beynitik ferrit kasnaklarında ince sementit (karbür) olarak çökeler. Ancak bu çökeltmiş sementit, bazen çatlakların başlamasına neden olabilir ve beynitin dayanıklılığını kısıtlayabilir. Bu çatlaklar, malzeme içinde oluşan zayıf bölgelerdir ve beynitin genel dayanıklılığını etkiler (Yurtseven, 2019).

1980'lerde Bhadeshia ve Caballero, karbürsüz beynit mikroyapılarını geliştirdi. Karbürsüz beynit elde etmek, beynit dönüşümü sırasında sementit oluşumunu engelleyerek gerçekleşir ve bunun için silisyum ve/veya alüminyum gibi belirli elementlerin eklenmesi gerekir. Bu elementler, sementitte çok az çözünürlüğe sahip olup beynit oluşumuna uygun sıcaklıkta hareketleri sınırlıdır (Kafadar, 2021). Silisyum, bu çökeltilerin oluşumunu engelleyerek bu özelliği sağlar. Genellikle, ince beynitik ferrit plakaları ile çevrili kalıntı östenit filmlerinden oluşan bir yapı gözlemlenir. Bu süreç, çatlak oluşumuna karşı direnci artırır ve sonuç olarak malzemenin tokluğunu iyileştirir.

Düşük sıcaklıkta izotermal ısıl işleme üretilen, karbür içermeyen beynitik yapılarıyla dikkat çeken çelikler, günümüzde yüksek mekanik özelliklere ihtiyaç duyulan alanlarda geleneksel çeliklere alternatif olarak geliştirilmektedir. Bu özel çelik türleri, mükemmel dayanım, sertlik ve tokluğun yanı sıra yüksek süneklik sunmaktadır. Üstelik, pahalı alaşım elementlerine başvurmadan ve karmaşık mekanik işlemlere gerek duymadan üretilebilmektedir.

Aşınma direnci, bir malzemenin performansını belirlemede kritik bir faktördür. Yapılan araştırmalar, beynitik çeliklerin perlitik, martenzitik ve ferritik çeliklere kıyasla daha yüksek bir aşınma direncine sahip olduğunu göstermiştir. Özellikle karbür içermeyen beynitik çeliklerin olağanüstü aşınma direncine sahip olduğu sonucuna varılmıştır (Gahm ve diğ., 2016)

Beynitik çelikteki kalıntı östenit, genellikle ince film ve bloklu olmak üzere iki farklı yapıda bulunur. Yüksek karbon içeren östenit filmleri, düşük karbonlu blok yapıya göre daha karardır. Ferrit plakaları arasındaki film benzeri kalıntı östenit, çeliğin sünekliğine katkıda bulunur ve gerilme altında, Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (Transformation-Induced Plasticity (TRIP)) etkisiyle martenzite dönüşerek iş sertleşmesini artırır. Hem film benzeri hem de blok yapıdaki kalıntı östenit, östenitteki hidrojen difüzyonunun düşüklüğü nedeniyle gerilim korozyon çatlama direncini artırır. Bu özellikler, çeşitli çalışmalarda gözlemlenmiştir ve beynitik çeliklerin mekanik özelliklerini ve korozyon direncini artırmada önemli bir rol oynarlar (Zorgani, 2021).

Karbür içermeyen beynitik çelikler, endüstriyel kullanımlarda tercih edilen malzemelerdir. Özel ısıl işlem teknikleri ve düşük üretim maliyetleriyle elde edilen bu çelik türü, geleneksel beynitik çeliklere kıyasla yüksek dayanıklılık, aşınma ve korozyon direnci gibi önemli mekanik özellikler sunar. Bu nedenle birçok sektörde, özellikle endüstriyel uygulamalarda geleneksel beynitik çeliklerin yerini almıştır. Otomotiv endüstrisinde motor parçaları, şanzıman bileşenleri ve süspansiyon sistemleri gibi parçalarda tercih edilirken, ağır mühendislikte inşaat ekipmanları, madencilik makineleri ve vinçler gibi yapısal parçalarda ideal çözümler sunar (Long, 2017).

Raylı ulaşım sektöründe dayanıklı ve uzun ömürlü demiryolu rayları, vagon yapıları ve lokomotif parçaları için kullanılırken (Long, 2017), endüstriyel ekipmanlar, makineler, dişliler ve yataklar gibi parçalarda yüksek performans gereksinimlerini karşılamak amacıyla kullanılır. Ayrıca, enerji sektöründe rüzgâr türbinleri, hidroelektrik tesisler ve enerji iletiminde kullanılan parçalarda tercih edilir.

Hava-uzay endüstrisinde de önemli bir rol oynayan bu çelik türü, uçak ve uzay araçlarının yapısal parçalarında hafif olması ve yüksek mukavemeti ile avantaj sağlar. Rulman çeşitleri arasında bilyeli, makaralı ve iğneli rulmanlar da beynitik çeliklerden üretilir ve yüksek mukavemet, aşınma direnci ve uzun ömür gibi önemli özellikleri bu rulmanlara kazandırır. Bu çelikler, geniş kullanım alanları ve sağladıkları mekanik özelliklerle endüstriyel talebi karşılamada önemli bir rol oynar.

Bu tez çalışmasının temel amacı, ticari yöntemlerle karbür içermeyen bir beynitik çelik üretmek ve karakterizasyon işlemleri yapmaktır. Bu hedeflere ulaşmak için literatür araştırmaları yapıldı ve kimyasal alaşımlar belirlendi. Daha sonra JMatPro yazılımı kullanılarak, karbürsüz bir beynitik çelik üretilebilirliği belirlendi. Ardından, Mn içeriği değişen iki farklı analize döküm işlemi ile üretimi gerçekleştirildi. Uygun ısıl işlem sıcaklıklarını belirlemek için dilatometrik analizler yapıldı. Belirlenen sıcaklıklara göre östemperleme ısıl işlemi gerçekleştirildi.

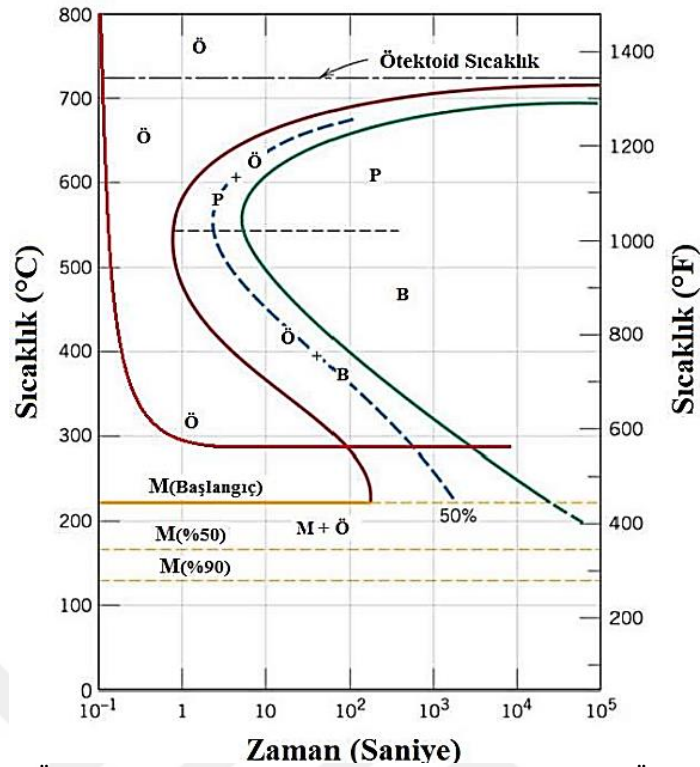
Çalışma kapsamında, karbon içeren ve içermeyen beynitik çeliklerin karşılaştırılabilmesi amacıyla 100Cr6 rulman çeliği de temin edildi. İki döküm analizi ve 100Cr6 için mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonlar yapıldı. Mikroyapısal analizler için XRD, SEM ve EDS analizleri kullanıldı. Dayanıklılık ve performans özelliklerini incelemek için sertlik, çekme, darbe ve aşınma testleri yapıldı ve özellikler karşılaştırıldı.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Beynit

Beynit, çeliklerin dönüşüm dönemlerinden biri olarak kabul edilir. Standart koşullar altında, beynit ferrit (α -Fe) ve sementit (Fe_3C) fazlarından oluşur. Bu iki fazın mikroskobik birleşimi, çeliklerin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Davenport ve Bain, 1930'larda martenzit dönüşüm sıcaklığının üzerinde elde edilen tabakalaşmamış bir mikroyapı keşfettiler. Bulunan bu yapı, temperlenmiş martenzite benzeyen bir yapıydı ve "martensite-troostite" adı verildi. Ancak yapılan incelemeler, temperlenmiş martenzite kıyasla daha tok bir yapı olduğunu gösterdi. Bu nedenle, çalışma arkadaşlarından biri olan Dr. Edgar Collins Bain'in onuruna bu yapıya "Bainite" adını verdi (Bhadesia, 2001).

Beyninin mikroyapısı ferrit ve sementit fazlarından oluşur ve perlit yapısının oluşumunda olduğu gibi sıcaklık ve zaman beynit dönüşümünde de önemli bir rol oynar. Şekil 2.1'de gösterilen Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (Time-Temperature-Transformation (TTT)) diyagramı, çeliklerin belirli sıcaklık ve zaman koşullarında hangi mikroyapının oluşacağını gösteren bir grafiktir. Beyninin oluşumunu gösteren TTT diyagramı, burun adı verilen üç dönüşüm çizgisine sahiptir. Bu çizgiler, belirli sıcaklık ve sürelerde çelikteki mikroyapının nasıl değişeceğini gösterir. Burun bölgesinin üzerinde kalan $540^{\circ}C$ ile $727^{\circ}C$ arasındaki sıcaklıkları içeren bölgede perlit dönüşümü, $540^{\circ}C$ ile $215^{\circ}C$ arasındaki sıcaklıklarda ise beynit dönüşümü gerçekleşir (Callister,2013). Bu sıcaklıklar ötektoid bileşime sahip çelikler için geçerlidir. Alaşım elementlerinin değişimiyle birlikte dönüşüm burnunun ve dönüşüm sıcaklıklarının değişebilmektedir.



Şekil 2.1. TTT diyagramı; Ötektoid bileşime sahip bir demir-karbon alaşımına ait, Östenit-perlit (Ö-P) ve Östenit-beynit (Ö-B) (Callister,2013)

Beynitin oluşumu zamanla değişen bir süreçtir. İzotermal beynit dönüşüm sıcaklığının altında, beynit fazının hacim oranı zamana bağlı olarak artar. Bu, beynit fazının östenit matris içinde büyümesini ve gelişmesini temsil eder. Bu süreç, çelik malzemesinin sıcaklığa ne kadar uzun süre maruz kaldığına bağlıdır. Sonuç olarak, beynit dönüşümü izotermal sıcaklıkta gerçekleşen ve zamanla değişen bir süreçtir ve çelik malzemenin son mekanik özelliklerini büyük ölçüde etkileyebilmektedir.

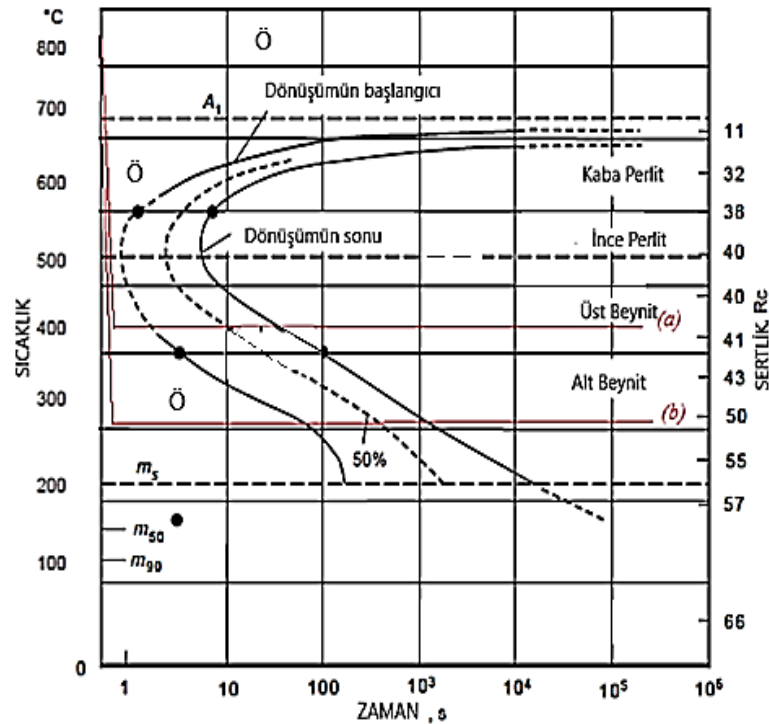
2.1.1. Beynit mikroyapısı

Beynit, östenitleme işlemi sırasında östenit fazının belirli bir sıcaklık aralığında dönüşmesi sonucu ortaya çıkan bir mikroyapıdır. Beynit mikroyapısı, sementit ve dislokasyon bakımından zengin ferrit içerir. Bu yapı ince ve lamelsizdir, yani levha şeklinde değildir. Beynitin oluşumu ve morfolojisi çeliklerin kimyasal bileşimine, soğutma hızına ve dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak değişebilir.

Beynit mikroyapısı, mikroskopik incelemeler altında farklı biçimlerde sınıflandırılabilir. En yaygın sınıflandırma biçimi, dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak ortaya çıkan alt beynit ve üst beynit sınıflandırmasıdır.

2.1.1.1. Üst ve Alt Beynit

Üst ve alt beynit, farklı dönüşüm sıcaklık aralıklarında oluşan fazlardaki morfolojik farklılıklara dayalı olarak sınıflandırılırlar. Bu farklılıklar, alt birimlerin boyutu, şekli ve karbür dağılımındaki değişimleri içerir. Şekil 2.2'de gösterilen TTT diyagramına baktığımızda, üst beynit dönüşüm sıcaklığı, perlit yapısının dönüşüm aralığının hemen altında başlar (Öztürk, 2018).



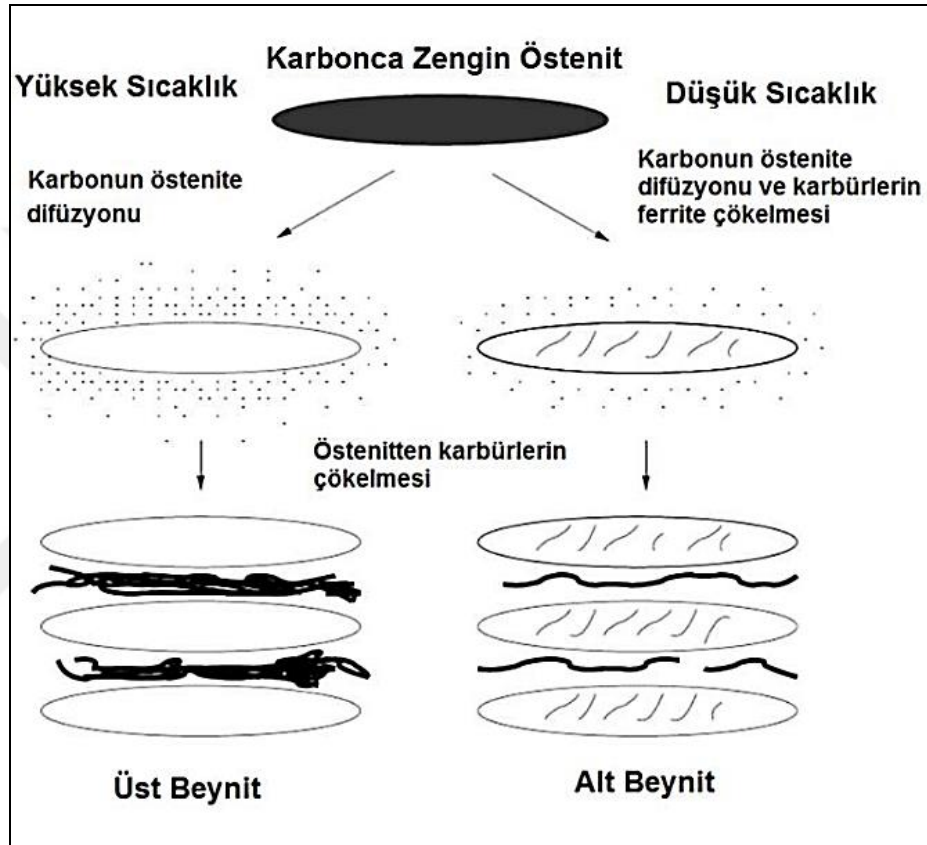
Şekil 2.2. 1080 çelik için TTT, perlit ve beynit bölgeleri, mukavemetleri ve sertlikleri gösterilmiştir. Ayrıca üst beynit elde etmek için (a) alt beynit elde etmek için (b) gösterilmiştir (Campbell, 2008).

Üst beynit yapısını elde etmek için Şekil 2.2'de gösterilen grafikte (a) dikkatlice incelediğimizde, östenitlendirilmiş 1080 çeliğini yaklaşık olarak 400 ila 550°C arasında perlit dönüşüm sıcaklığını aşmayacak şekilde hızlı bir şekilde soğutarak ve numuneyi izotermal olarak yeterli süre boyunca bekletmek, üst beynit yapısını oluşturmak için kullanabileceğimiz yöntemdir.

Alt beynit yapısı, üst beynite kıyasla daha düşük sıcaklıklarda oluşur. Şekil 2.2'de (b) görülen soğuma yolu, alt beynit yapısının nasıl oluştuğunu göstermektedir. Alt beynit, M_s başlangıç sıcaklığının hemen üzerindeki bir sıcaklık aralığında meydana gelir. Alt beynit yapısını elde etmek için, perlit oluşumunu engellemek amacıyla östenitlendirilmiş çeliği 200 ila 400°C arasındaki sıcaklıklara yeterince hızlı bir şekilde

soğutmalı ve beynitik yapının oluşması için numuneyi yeterince uzun süre izotermal olarak tutmalısınız (Campbell, 2008).

Hem üst beynit hem de alt beynit, asiküler bir morfolojiye sahiptir, ancak yüksek sıcaklıklar, üst beynitik ferritlerin daha büyük olmasına yol açar, çünkü yüksek sıcaklıklar difüzyon kinetiğini artırır. Üst ve alt beynit arasındaki morfolojik fark Şekil 3'te gösterilmiştir (Parmaksızoğlu, 2022).



Şekil 2.3. Alt ve üst beynit oluşumu (Parmaksızoğlu, 2022).

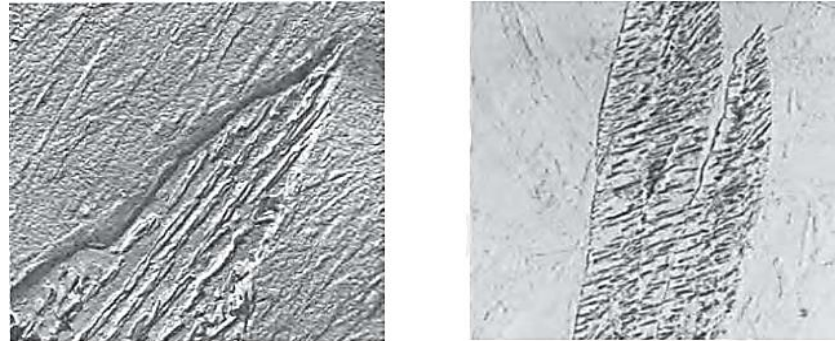
Üst beynit oluşurken, ilk beynitik ferrit östenitin tane sınırında heterojen olarak çekirdeklenir ve yaklaşık olarak birbirine paralel büyür. Ferrit, düşük karbon çözünürlüğüne sahip olduğundan, büyüme sırasında bu aşırı doymuş ferrit karbonu çıkarmaya başlar. Bu karbonun difüzyonu nedeniyle östenit karbon açısından zenginleşir ve sonunda östenit ile ferrit arasındaki ara yüzeyde sementit oluşmaya başlar ve zorunlu olarak ferrit ile aynı yönde büyür. Yüksek sıcaklıklarda difüzyon tercih edildiğinden, tüm aşırı karbon ferritten dışarı atılabilir ve üst beynit morfolojisinde karbür çökmesi görülmez. Bu nedenle, dönüşümün sonunda ortaya çıkan morfoloji, yaklaşık olarak aynı kristalografik yönde karbür içermeyen ferrit tabakalarından oluşan

kümelerdir (Furuhara ve diğ., 2006). Sementit partikülleri genellikle ferrit plakaları boyunca uzanır ve miktarı ile sürekliliği çeliğin karbon içeriğine göre değişir.

Üst ve alt beynit arasındaki en büyük fark, alt beynitte ferrit plakalarının içinde çöken sementit parçacıklarıdır. Ayrıca, ferrit çıtalarında daha yüksek miktarda çözülmüş karbon ve karbürlerin daha düzgün dağılımı nedeniyle, alt beynit daha iyi mekanik özelliklere sahiptir (Tezgör, 2019).

Alt beynitte karbürler hem alt birimler arasında (çıtalar arası karbür) hem de tek tek ferrit alt birimleri içinde çöker. Şekil 2.3'te görüldüğü gibi, alt beynitte lamel içi karbürlerin oluşmasına yol açar (Singh, 2012). Alt beynitte daha fazla ferrit tanesi çekirdeklenir. Bunun ana nedeni, alt beynitin daha ince bir mikroyapıya sahip olmasıdır. Aşırı doymuş ferrit olarak büyüdükçe, komşu östenit aşırı karbon atmaya başlar. Ancak, dönüşüm sıcaklıkları daha düşüktür ve bu nedenle karbon difüzyonu üst beynitte olduğu kadar tercih edilmez. Bu nedenle, karbonun sadece bir kısmı östenite girebilir ve bir kısmı hala karbonca zengin olduğu için sementit olarak çöker.

Dönüşüm sıcaklığı daha düşük olduğundan, ferritten östenite karbon difüzyonu daha yavaş gerçekleşir ve ferrit plakaları karbonca zenginleşerek ferritik plakaların içinde sementit çökmesine neden olur (Campbell, 2008).



(a)



Üst Beynit

Alt Beynit

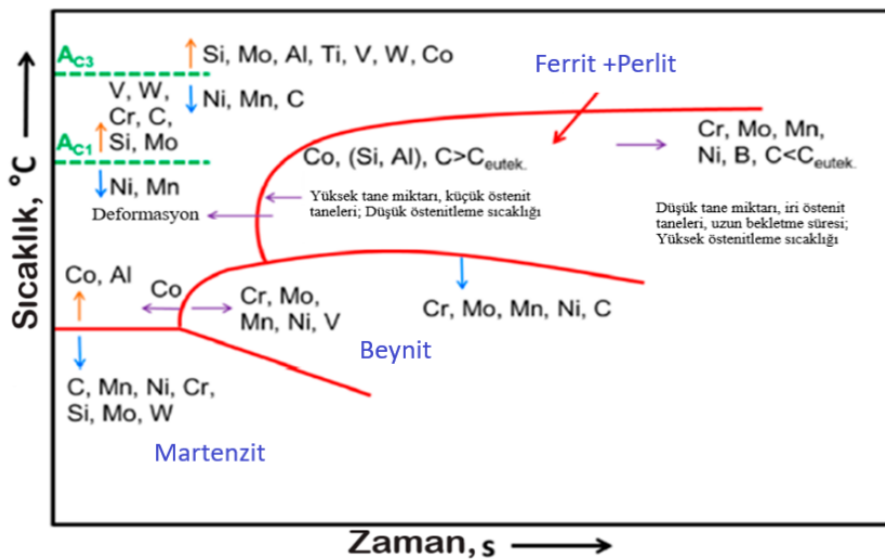
(b)

Şekil 2.4. : (a) Üst ve alt beynit mikroyapılarının elektron mikroskobu görüntüleri ve (b) üst ve alt beynit mikroyapılarının çizimi ve karbürlerin ve çökeltme alanlarının konumu. (Öztürk, 2018)

Şekil 2.4 incelendiğinde; östenitten ayrılan karbür miktarı çok azdır, bu nedenle östenit içindeki karbür çökeltileri alt beynitte oldukça küçük boyuttadır. Üst beynit ise daha büyük sementit parçacıklarına sahiptir ve büyük karbürler çatlak başlangıcı için kaynak oluşturur (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017). Alt beynitteki ince beynitik ferritler farklı yönelimlere sahiptir ve yüksek açılı tane sınırları onları ayırırken, üst beynitte düşük açılı tane sınırları mevcuttur ve ferritler neredeyse birbirine paraleldir (Costin ve diğ., 2016). Bu iki durum, alt beynitin neden üst beynite göre daha fazla mukavemet ve tokluğa sahip olduğunu açıklamaktadır.

2.1.2. Alaşım elementlerinin beynitik çelikler üzerindeki etkileri

Çelik alaşımlarının tasarımı ve özellikleri üzerindeki etkisi oldukça karmaşıktır. Farklı alaşım elementlerinin bileşimi, faz dönüşümleri üzerinde çeşitli etkilere sahiptir. Ana alaşım elementleri olan karbon, mangan ve silisyum gibi unsurlar, çeliğin temel özelliklerini şekillendirmede önemli rol oynar. Bu elementlerin yanı sıra molibden, nikel, krom gibi diğer elementler de çeliklerin yapısal özelliklerini belirleyen faz dönüşüm sıcaklıklarını etkilerler (Parmaksızoğlu, 2022). Şekil 2.5'te, alaşım elementlerinin TTT diyagramı üzerindeki etkileri gösterilmektedir. TTT diyagramında gösterilen A_{C1} , çelikteki östenit fazının perlit ve ferrit gibi diğer fazlara dönüşmeye başladığı bir sıcaklık noktasını ifade ederken, A_{C3} ise tamamen östenit fazının perlit ve ferrit gibi diğer fazlara dönüştüğü sıcaklık noktasını ifade eder.



Şekil 2.5. Alaşım elementlerinin TTT diyagramı üzerindeki etkileri

Faz dönüşüm sıcaklıkları, çeliklerin hangi yapısal formlarda olacağını, bu yapıların ne kadar dayanıklı olacağını belirler. Çelik alaşımlarının tasarımı, istenilen özellikleri elde etmek için bu faz dönüşümlerini kontrol etmeyi içerir. Bu, özellikle çeliğin kullanılacağı ortama bağlı olarak belirli mekanik özelliklerin sağlanmasını içerir. Bu süreçte, çeşitli alaşım elementlerinin miktarı, işleme yöntemleri, soğutma hızı ve bileşimin dönüşümler üzerindeki etkisi gibi faktörler dikkate alınır. Bu sayede, istenen dayanıklılık, sertlik, tokluk gibi özellikler elde edilebilir.

Uygun alaşım elementlerinin eklenmesi, faz dönüşüm bölgesini izole edebilir ve sadece beynit veya beynit ile birlikte martenzit oluşumunu sağlayabilir. Çizelge 2.1'de alaşım elementlerinin beynit oluşum sıcaklığına (B_s) ve beynit dönüşüm kinetiği üzerindeki etkileri özetlenmiştir (Zhu, 2019). Eklenen bu kimyasal elementler, beynit dönüşüm kinetiğini etkileyebilir. Örneğin, silisyum, alaşımlı çelikte sementit oluşumunu bastırabilir ve uzun, ince beynitik ferrit plakalarının oluşumunu destekleyebilir.

Çizelge 2.1. Alaşım elementlerinin beynit dönüşüm kinetiği üzerindeki etkisinin özeti

Elementler	B_s Etkisi	Kinetik Fonksiyonu
Karbon (C)	Karbon miktarı arttıkça, genellikle B_s azalır. Ancak karbon miktarı yeterince yüksek olduğunda, B_s üzerindeki etkisi azalabilir veya neredeyse hiç olmayabilir.	Az miktarda karbon, C difüzyonunu kolaylaştırır ve karbürsüz beynit oluşumuna yol açabilir. Fazla miktarda karbon ise dönüşümü hızlandırır; kritik karbon içeriği ise beynit dönüşümünün duracağı zamanı belirler.
Silisyum (Si)		Sementit oluşumunu engeller ve tamamlanmamış beynit reaksiyonuna yol açabilir.
Mangan (Mn)	B_s sıcaklığını düşürür.	Çelikteki erime sıcaklığını, ötektoid sıcaklığını ve M_s sıcaklığını düşürürken, aynı zamanda beynit dönüşümünü geciktirir. Bu durum, beynit reaksiyonunun hızını yavaşlatır ve bazen tamamlanmamış bir beynit dönüşümüne yol açabilir.
Krom (Cr)	B_s sıcaklığını düşürür.	Artan içerik, beynit dönüşümünü engelleyebilir ve/veya itici gücü ile oranını azaltabilir.
Nikel (Ni)	B_s sıcaklığını düşürür.	Beynit reaksiyonunu geciktirir.
Alüminyum (Al)		Düşük sıcaklıktaki etkisi nedeniyle dönüşümü hızlandırır
Molibden (Mo)	B_s sıcaklığını düşürür.	Hızı yavaşlatır/dengeleyebilir.
Kobalt (Co)		Düşük sıcaklıklarda dönüşümü hızlandırır
Bakır (Cu)		Beynit reaksiyonunda yer değiştirme mekanizması, bakırın çökmesine neden olabilir.

2.2. Karbür İçermeyen Beynit

Beynitik çeliklerin mekanik performansı, geleneksel su verilmiş ve temperlenmiş martenzitik çeliklerin performansına ulaşamadığına dair 1960'larda Irvine ve Pickering'in (1963) yaptığı çalışmalar tarafından ortaya konmuştur. Beynit morfolojisi, dönüşüm sıcaklığı ve element bileşenine bağlı olarak değişmektedir. Alt beynit, düşük sıcaklık aralığında oluşur ve genellikle beynitik ferrit levhaları içinde karbür çökmesi ile oluşur. Üst beynit ise nispeten yüksek sıcaklıkta oluşur ve beynitik ferrit plakaları arasındaki karbür dağılımı ile oluşur. Beynitin nispeten zayıf kırılma davranışı, mikroyapıda kırılğan sementit veya karbürün varlığından kaynaklanmaktadır. Karbürler, yüksek sertlikleri ve sertleştirilmiş yapıları nedeniyle son derece kırılğan bileşiklerdir (Averbach ve diğ., 1959). Karbürlerin kırılğanlığı nedeniyle, onları mikroyapıdan çıkarmak, malzemenin daha tok ve dayanıklı olmasına katkı sağlar.

1970 yılında, çeliğe silisyum eklenmesinin karbür oluşumunu yavaşlattığı hatta engelleyebildiği keşfedildi. 1980'lerde ise Bhadeshia ve Edmonds (1983), silisyumun beynitik çelikler üzerindeki etkisini inceleyen çalışmalar yapmıştır. Yaptıkları çalışmalarda silisyum içeren çeliklerde östenitik dönüşümün, beynit dönüşümüyle ultra ince taneli bir mikroyapı oluşturduğunu; bu yapı sayesinde yüksek mukavemet ve tokluk sağlayarak potansiyel çatlakların hem ince aralıklı ara faz arayüzlerini hem de farklı kristal yapıları aşması gereken bir yapı olduğu sonucuna ulaşmışlardır (Bhadeshia ve Edmonds, 1983). Bu özellikleri, geleneksel temperlenmiş martenzit bazlı mikroyapılara göre daha üstün mekanik özellikler sunar.

Çelikte silisyum ($Si > \%1,0$) ve/veya alüminyum gibi alaşım elementlerinin ilavesi, beynit dönüşümü sırasında sementitte oluşan karbürlerin çökmesini engeller. Bu sayede, östenit fazı karbon bakımından zengin bir şekilde korunur ve sonunda kararlı bir yapı oluşturur (Timokhina ve diğ., 2016).

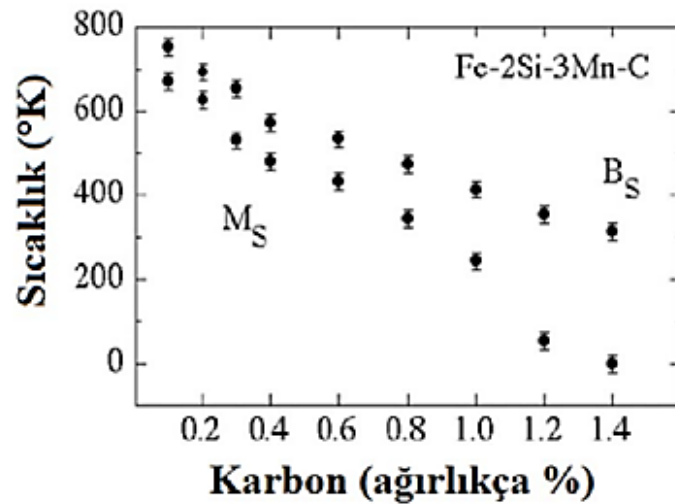
Karbür içermeyen beynitik çeliğin yapısında, karbon bakımından zengin kalıntı östenit ve çok ince beynitik ferrit plakalarının dizilimi bulunur. Östenitik filmlerle çevrili olan bu ince ferritik çitalar, yüksek sertlik seviyelerine olanak sağlarlar (Yang ve diğ., 2012). Bu yapılar, aşınma sırasında gerilme ve gerinimlere maruz kalarak östenitin dönüşümüne neden olabilir. Bu dönüşüm, mikroyapının martenzite dönüşmesine ve dolayısıyla ekstra bir sertlik artışına yol açabilir.

2.2.1.Karbür içermeyen beynitik çelikte alaşım elementlerinin etkisi

Karbür içermeyen beynitik çeliklerin üretimi için, çelikte karbon, mangan ve silisyum gibi belirli alaşım elementlerinin varlığı önemlidir. Bunların yanı sıra, mikroyapıyı ve mekanik özellikleri etkileyen başka alaşım elementleri de bulunmaktadır. Bu elementler arasında alüminyum, krom, molibden, kobalt gibi elementler bulunmaktadır. Bu elementlerin çelik üzerindeki etkileri, farklı oranlarda kullanılmaları ve diğer alaşım elementleriyle birleştirilmeleriyle çeşitli mekanik özellikler elde etmeyi sağlar. Her bir elementin belirli özelliklere olan etkisi, istenen özellikler doğrultusunda dengelenir ve uygun kombinasyonlarla kullanılır.

2.2.1.1. Karbon (C)

Karbon, çelikteki ana arayer çözünen atomdur; malzemenin katı çözelti mukavemetine önemli bir katkı sağlar. Bir malzemenin mukavemeti, dislokasyon hareketi engellendiğinde veya sınırlı hale getirildiğinde artar. Karbonun güçlendirme mekanizması, kayan dislokasyonlar ile komşu karbon atomları arasındaki çekici veya itici enerjiden kaynaklanır. Bu enerji etkileşimi, dislokasyonların hareketliliğini engeller. Daha yüksek mukavemetli çelik, karbon içeriğinin artırılmasıyla elde edilebilir (Bouaziz ve diğ., 2014).



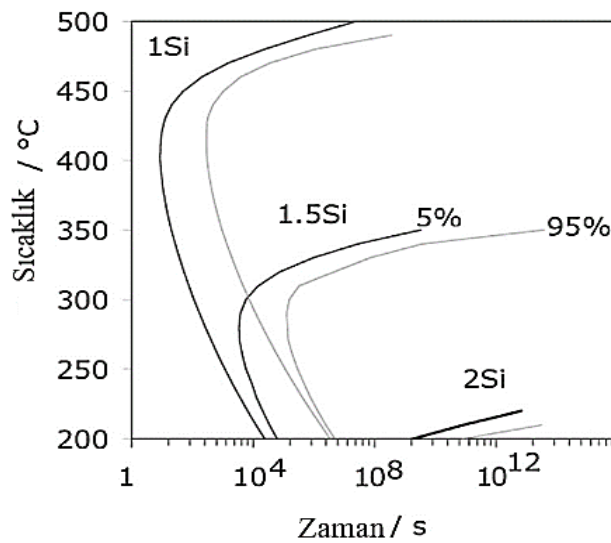
Şekil 2.6. Karbon içeriğinin değişmesiyle dönüşüm sıcaklıklarındaki değişim.

Karbon, çelik üzerinde temel bir etkiye sahiptir: konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklığını değiştirir. Karbon miktarının artması, M_s (martenzit-başlangıç) sıcaklığının düşmesine yol açarak beynitik dönüşümün daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesine olanak tanır. Şekil 2.6, karbon içeriğinin artmasıyla birlikte M_s sıcaklığının belirgin bir biçimde düştüğünü ve B_s ile M_s arasındaki mesafenin arttığını gösterir. Bu durum, düşük sıcaklıklarda beynit oluşumunu destekler (Tezgör, 2019).

2.2.1.2. Silisyum

Silisyum, alaşım tasarımında önemli bir elementtir. Silisyumun karbür içindeki çözünürlüğü çok düşüktür; bu da karbür çökmesiyle ilişkili serbest enerji değişimini büyük ölçüde azaltır ve karbür çökmesini termodinamik olarak daha az elverişli hale getirir. Aynı zamanda, faz dönüşümü sırasında karbürün çözünmesi ve kararlılığı üzerinde de önemli bir etkisi vardır.

Bhadeshia ve Kozeschnik (2008), "Influence of silicon on cementite precipitation in steels" başlıklı çalışmalarında, ağırlıkça %1,2C içeren çelikte silisyum miktarının sementit çökmesine etkisini incelemişlerdir. Yaptıkları hesaplamalarda, Si içeriğinin artmasıyla sementitin çökme yüzdesinin azaldığı sonucuna ulaşmışlardır. Şekil 2.7'de zaman-sıcaklık-çökme diyagramı verilmiştir (Palkowski ve Soliman, 2016). Sementit fazının azalması durumunda, karbürsüz bir mikroyapı elde edilebilir. Bu karbürsüz yapı, sementit fazının oluşmaması nedeniyle karbon östenit fazı içinde birikir ve bu, M_s değerini düşürür (Bhadeshia ve Kozeschnik, 2008).



Şekil 2.7. Ağırlıkça %1.2C içeren çelikte farklı silisyum içeriği ile sementit çökmesi için öngörülen zaman- sıcaklık- çökme diyagramı (Tezgör, 2019)

Bu durumda, beynitik dönüşüm sonrasında bir miktar östenit fazı, ferrit fazına dönüşmeden kalır. Bu durumda, karbürsüz beynit, beynitik ferrit ile dönüşmemiş östenitten oluşur ve kalıntı östenit olarak adlandırılır. Silisyum konsantrasyonu arttıkça, kalıntı östenit yüzdesi artar ve bu da beynitik dönüşümün genel kinetiğini geciktirir (Tezgör, 2019).

2.2.1.3. Mangan

Mangan, çelik üretiminde kritik bir alaşım elementidir ve genellikle çeliklerin özelliklerini geliştirmek için eklenir. Öncelikle, deoksitleme sürecinde oksijeni azaltarak rol oynar, istenmeyen oksitlerin oluşumunu engeller ve çatlakların meydana gelmesini önler. Ayrıca, mangan çeliğin sertleşebilirlik özelliğini arttırmak için kullanılır. Alaşım elementleri, östenit ayrışmasını geciktirerek veya erteleyerek östeniti stabilize eder. İyi bir sertleşebilirlik, östenitlenmiş çeliğin yavaş bir şekilde soğutulmasına izin verir ve perlit oluşumunu önleyerek beynit oluşturabilir. Bu etki, düşük sıcaklıklarda beynit plakalarının oluşmasına neden olabilir (Tezgör, 2019).

Mangan ilavesinin bir dezavantajı, katılaşma sırasında döküm malzemesindeki ayrışma sürecinde ortaya çıkabilir. Katılaşma sırasında, katı fazdaki çözünenin hızlı soğuma hızına adapte olamayabilir ve katı/sıvı ara yüzeyindeki bileşimi değişebilir. Bu durum, döküm malzemesinde alaşım elementlerinin heterojen bir dağılımına yol açabilir (Bouaziz ve diğ., 2014). Ayrıca, Mn ilavesi kalıntı östenitin termal kararlılığını düşürerek dönüşüm hızını artırır (Tezgör, 2019).

2.2.1.4. Alüminyum

Karbür içermeyen beynitik çelik üretiminde önemli olan alaşım elementleri silisyum ve alüminyumdur. Bu elementlerin çelikteki düşük çözünürlüğü, karbür oluşumunu engelleyebilir veya geciktirebilir. Çelikte bulunan bu elementler, karbür içermeyen bir beynitik yapı oluşumunu mümkün kılar. Yüksek silisyum içeriği (%1,5'ten fazla) çeliğin termal kararlılığını artırabilirken, östeniti stabil hale getirebilir, ancak yüzey işlemlerinde sorunlara yol açabilir. Bununla birlikte, silisyum miktarının azaltılması ve alüminyum miktarının artırılması yüksek sıcaklıklarda kararlılık sağlarken yüzey işlemlerine engel olmamaktadır (Murathan, 2015).

Farahat ve ekibinin (2017) orta karbonlu çelikte alüminyum miktarının etkilerini inceledikleri çalışmalarında çeşitli alüminyum miktarları ile döküm deneyleri gerçekleştirdi. Çeliklerin kimyasal bileşimi ağırlıkça %0,42 C, %1,73 Si, %1,22 Mn, %0,97 Cr, %0,29 Mo ve %0 ile %1,67 arasında değişen 6 farklı alüminyum miktarını içeriyordu. Yaptıkları çalışma, alüminyum içeriğinin artırılmasının çeliklerin uzama yüzdesini ve darbe tokluğunu önemli ölçüde artırdığını ortaya koymaktadır (Farahat ve diğ., 2017).

Bu bulgular, çelik alaşımlarındaki silisyum ve alüminyum içeriğinin dikkatlice ayarlanmasının, çeliklerin termal özelliklerinin optimize edilmesinde kritik bir rol oynadığını göstermektedir.

2.2.1.5. Krom

Krom, çelikteki M_s sıcaklığını düşürerek etkili olur. Bu, çelikte daha düşük bir beynit dönüşüm sıcaklığına izin verir. Daha düşük bir sıcaklık, daha ince bir yapı oluşturulmasını sağlar ve malzemenin daha yüksek mukavemet ve dayanıklılık kazanmasına yardımcı olur (Yurtseven, 2019).

Tian ve ekibinin 2017'de yayınladığı çalışmada, %0,22 karbon içeren bir beynitik çeliğe %1 krom ilavesinin etkisi incelemiştir. Yapılan deneylerde, krom ilavesinin çelikte beynit ve kalıntı östenit miktarını artırdığı gözlemlenmiş ve bu durum çeliğin dayanım ve uzama özelliklerinde artışa neden olmuştur. Kromun ilavesi, östenitin sertleşebilirliğini artırarak çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirirken, aynı zamanda ferrit stabilitesini de artırır. Bu durum, çeliğin daha dayanıklı ve mukavemeti yüksek bir yapıya sahip olmasına olanak tanır. Araştırma, krom ilavesinin çeliklerin mekanik özelliklerini artırıcı etkilerini vurgulayarak, bu tür alaşımların kullanımını ve performansını iyileştirebileceğini göstermektedir (Tian ve diğ., 2017).

2.2.1.6. Molibden

Molibdenin en dikkat çekici özelliklerinden biri, çelik alaşımlarının sertleşebilirliğini artırma yeteneğidir. Bu özellik, molibdenin karbür oluşturma kabiliyeti ile yakından ilişkilidir. Özellikle, sert ve kararlı karbür Mo_2C 'nin oluşumu, çeliklerin mekanik dayanıklılığını artırmak için önemli bir faktördür. Ayrıca, Fe_4Mo_2C

veya $Fe_{21}MoC_6$ gibi çift karbürlerin oluşumu da molibdenin etkinliğini gösterir (Bhadeshia ve diğ., 2003).

Karbür içermeyen beynitik çeliklerde, molibdenin sertleşme özelliklerini artırmak ve istenmeyen fazların oluşumunu geciktirmek için belirli bir düzeyde tutulması önemlidir. Bu çelik türünde molibdenin %0,25'in üzerine çıkması, istenmeyen karbürlerin veya diğer fazların oluşmasına neden olarak çelik özelliklerini istenmeyen şekilde etkileyebilir (Bhadeshia ve diğ., 2009).

Molibdenin etkinliği, bor veya niyobyum gibi diğer elementlerle birlikte kullanıldığında daha da artırılabilir. Özellikle bor alaşımlarında, molibdenin etkinliği büyük olasılıkla gereklidir. Niyobyum da benzer şekilde molibden gibi davranabilir ve bu elementlerin bir arada kullanılması, çelik alaşımlarının istenen özelliklerini maksimum seviyeye çıkarmak için avantajlı olabilir (Asahi ve diğ., 2004).

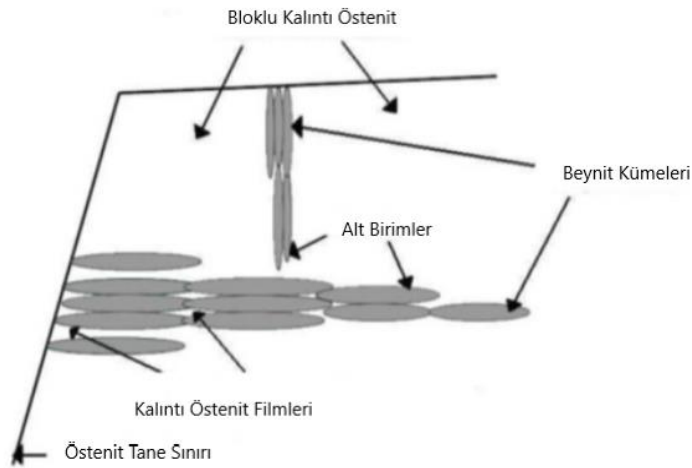
2.2.1.7. Kobalt

Kobaltın çeliklere eklenmesi, beynitik dönüşüm sürecini hızlandırabilir ve çeliklerin mekanik özelliklerini iyileştirebilir. Co ve Al gibi elementlerin, beynitik dönüşümü hızlandırdığı ve çeliklerin mekanik özelliklerini artırdığı bilinmektedir. Mn'nin azaltılmasının, beynit reaksiyonunun hızlandırılması açısından Co miktarının artırılmasından daha büyük bir etkiye sahiptir.

Kobaltın beynit dönüşümü üzerindeki etkisi çeliklerin mekanik özelliklerini iyileştirebilir ve süneklik ile mukavemet kazandırabilir. Ancak, maliyeti düşürmek için kobalt miktarının azaltılması, Mn ve Al gibi diğer elementler ile dengelenerek alaşım tasarımı yapılmalıdır (Bhadeshia ve diğ., 2003; Murathan, 2015).

2.2.2. Karbür içermeyen beynit mikroyapısı

Alaşım elementlerinin eklenmesi, karbür çökmesini baskılar. Si ve/veya Al gibi alaşım elementleri, karbonun ferrit ile dönüşmemiş östenit arasında bölünmesine neden olurken, aynı zamanda martenzit oluşumunun başlangıç sıcaklığını düşürür ve östenitin mikroyapıda kalmasını sağlayarak sementit oluşumunu engeller (Kaderli, 2023).



Şekil 2.8. Beynit mikroyapısındaki kalıntı östenitin farklı yapısal formlarının şematik gösterimi (Kaderli, 2023).

İzotermal beynit ısı işlemi sırasında, östenitin mikroyapıdaki şekli; blok halinde ya da ince film şeklinde olabilir. Şekil 2.8’de şematik olarak gösterilmiştir. Blok şeklindeki kalıntı östenit, beynit alt birimlerinin arasında konumlanırken, ince film şeklindeki kalıntı östenit, her bir beynitik ferrit çitası içinde yer alır. Karbürün değiştirilmesiyle, beynitik ferrit çitaları arasındaki östenit filmleri, karbür içermeyen beynit içindeki karbonla zenginleştirilir. İnce filmdeki bu karbonla zenginleşmiş östenit oda sıcaklığında stabilize olur. Deformasyon altında, mikroyapıdaki daha yumuşak östenit, tokluğu artırırken karbür içermeyen beynitin mukavemetini azaltabilir. Beynitin kararlılık derecesine bağlı olarak, östenitin şekli, malzemenin mukavemeti ve tokluğu üzerindeki etkiler TRIP etkisi ile daha da geliştirilebilir (Bouaziz ve diğ., 2014; Kaderli, 2023).

Beynitik ferrit plakanın veya çitanın kalınlığı, beynit dönüşümüne karşılık gelen sıcaklıkla ilişkilidir. Beynit çita veya plaka kalınlığı, dönüşümün azaldığı sıcaklıklarda azalır. Yüksek karbonlu çelikte beynit dönüşüm sıcaklığının düşük olması, daha ince beynit oluşturmak için daha fazla soğuma gerektirir. Düşük karbon içeriğine sahip çeliklerde ise beynit trombositleri daha kaba morfolojide oluşur (Nevalainen ve Sandvik, 1981).

2.2.2.2. Kalıntı östenit (γ_R)

Östenit (γ), bir demir-karbon alaşımı fazıdır ve genellikle yüksek sıcaklıklarda (özellikle 727°C 'nin üzerinde) bulunur. Karbon içeriği arttıkça östenitin sıcaklık aralığı

genellikle genişler. Düşük karbonlu çeliklerde östenit, genellikle yüksek sıcaklıklarda elde edilen bir faz olabilirken, yüksek karbonlu çeliklerde daha düşük sıcaklıklarda dahi bulunabilir.

Östenitin dönüşüm sıcaklığı olan M_s , yani martenzit oluşumu için kritik sıcaklık, karbon içeriği arttıkça düşer ve bu durumda östenit fazı daha uzun süre stabil kalabilir. Ancak, yüksek karbon içeriğiyle birlikte martenzit ve kalıntı östenit karışımı oluşabilir. Bu karışım genellikle istenmeyen bir durum olarak kabul edilir çünkü mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir. Bazı çalışmalar, kalıntı östenitin çatlak oluşumunu geciktirebileceğini ve kırılma tokluğunu artırabileceğini göstermektedir (Chen ve diğ., 2015; Mondal ve diğ. 2011; Palkowski ve diğ., 2016).

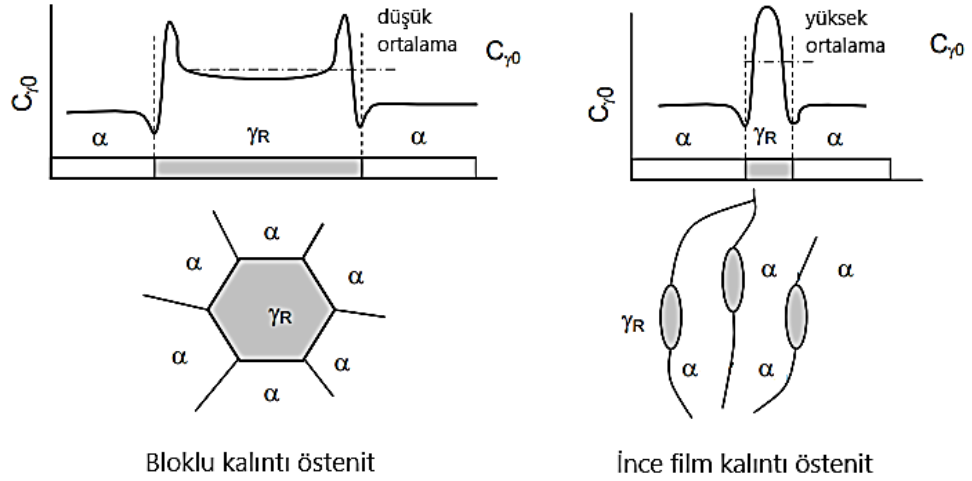
Östenit tanelerinin stabilitesi çeşitli faktörlere bağlıdır. Östenitin morfolojisi, çelik alaşımlarının kimyasal bileşimi (özellikle karbon, silisyum ve manganez içeriği), çelik ürünlerinin servis koşulları ve işleme detayları önemli rol oynar. Örneğin, silisyumun yüksek oranda bulunması, kalıntı östenitin stabilitesini artırabilir ve karbür oluşumunu engelleyebilir. Aynı şekilde, iç gerilim seviyeleri ve çevreleyen matrisin östenitin stabilitesini etkileyebilir (Kaderli, 2023).

Östenit tanelerinin boyutu ve konumu da stabilite üzerinde etkili olabilir. Östenit taneleri küçüldükçe ve östenit, ferritik matrisin yakınına yerleştiğinde, stabilitesi artabilir. Bu durumda, çelikte istenilen mekanik özellikler elde edilebilir. Çeliklerin östenitik yapılarının bu çeşitliliği ve faktörler arasındaki ilişki, çeliklerin özelliklerini anlamak için önemli bir noktadır (Dikic ve diğ., 2021).

Kalıntı östenit, yumuşaklığın yanı sıra, TRIP etkisiyle martenzit dönüşümü esnasında süneklige ve gerilim sertleşmesine de katkıda bulunur.

Kalıntı östenitin oluşumu, östenit taneleri arasında blok şeklinde veya beynitik ferrit çıtalaları arasında film benzeri olarak gerçekleşebilir (Dikic ve diğ., 2021). Bloklü östenitin, inceltilmiş film yapıdaki östenite göre belirgin şekilde daha düşük bir karbon içeriği vardır. Şekil 2.9'da kalıntı östenitteki karbon konsantrasyonu dağılımının, kalıntı östenit türüne etkisi şematik gösterim olarak verilmiştir. Bu karbon içeriği farkı, bloklü östenitin termal ve mekanik kararlılığını, inceltilmiş film östenitinden daha düşük seviyede tutar. Martenzit, kırılma tokluğu ve genel süneklik için zararlı olan bir yapıdır. Bu sebeple, kalıntı östenitin yerine martenzit oluşumu, istenmeyen bir durumdur. Bloklü yapıdaki östenitin, inceltilmiş film yapıya kıyasla oda sıcaklığında veya deformasyonun erken evrelerinde martenzite dönüşümüne daha yatkın olduğu

gözlemlenmiştir. Bu durum, tercih edilmesini zorlaştırır çünkü martenzit, istenmeyen bir sertlik ve kırılmalık getirebilir (Iida ve diğ., 2000; Sugimoto, 2009).



Şekil 2.9. Bloklu ve ince film kalıntı östenitte konsantrasyon dağılımının şematik gösterimi (Sugimoto, 2009).

Nispeten daha yüksek bir kararlılığa sahip olan ince östenit filmleri, oda sıcaklığında sabit kalabilir ve deformasyon sırasında uygulanan stres veya gerilimle martenzit dönüşümünü tetikleyebilir (Dikic ve diğ., 2021). Bu durum, TRIP etkisine yol açar. TRIP etkisi, karbür içermeyen çeliklerin kırılma tokluğunu artırırken sünekliğini de geliştirir. Martenzit dönüşümü sırasında şekil değişiklikleriyle birlikte yerel gerilim ve gerilimin gevşemesine neden olarak boyun verme başlangıcını geciktirir. Deformasyon esnasında meydana gelen bu etki, daha yumuşak olan kalıntı östenitin kademeli olarak daha sert bir faz olan martenzite dönüşmesini sağlayarak malzemenin sünekliğini artırır. Kırılma tokluğu, boşluk oluşumu ve çatlak ilerlemesiyle ilişkilidir.

TRIP etkisi, çatlak ilerlemesini durdurmak için çatlak uçlarındaki gerilimi serbest bırakarak, boşluk başlangıcını ve çatlak büyümesini engelleyerek süneklik ve dayanıklılık için faydalı bir mekanizma olarak işlev görür (Bouaziz ve diğ., 2014).

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Termodinamik Hesaplamalar

Malzemelerin termodinamik özelliklerinin analizi ve bu özelliklerin farklı koşullar altında nasıl değişebileceğinin incelenmesi JMatPro yazılımı ile mümkündür. Bu yazılım belirli bileşimlere sahip alaşımların özelliklerini ve davranışlarını anlamak ve optimize etmek için kullanılabilir. Bu, özellikle malzeme mühendisliği ve metalürji alanında yeni alaşımların tasarımı için önemlidir (Temiz, 2019).

Tez kapsamındaki literatür çalışması, karbür içermeyen bey nitik çelik üretimine odaklanmak için yapılmıştır (Palkowski ve Soliman, 2016; Caballero ve diğ., 2011; Gahm ve diğ., 2016). Bu çalışmada, Çizelge 3.1'de sunulan analizler JMatPro yazılımıyla termodinamik hesaplamalara tabi tutulmuştur. JMatPro kullanılarak gerçekleştirilen termodinamik modelleme, alaşımın kimyasal bileşimine dayalı olarak faz oluşum sıcaklıklarını ve bu fazların miktarlarını belirlemek için kullanılmıştır. Ayrıca, bu modelleme sayesinde karbür içermeyen bir yapı elde edilip edilemeyeceği simüle edilmiştir. Bu simülasyonlar, çelikte istenen yapısal özelliklerin elde edilip edilemeyeceğini anlamak için yapılmıştır.

Çizelge 3.1. Termodinamik hesaplama yapılan analizler (% ağırlık)

Malzeme	C	Si	Mn	Al	Co	Cr	Mo
Analiz 1	0,8	1,5	1,4	1,0	0	1,0	0,25
Analiz 2	0,8	1,5	2,0	1,0	0	1,0	0,25
Analiz 3	0,8	1,5	1,4	1,0	1,5	1,0	0,25
Analiz 4	0,8	1,5	2,0	1,0	1,5	1,0	0,25

JMatPro yazılımıyla, alaşım elementlerini belirleyerek yapıdaki faz dağılımlarını, TTT diyagramlarını ve martenzit başlangıç sıcaklıklarını analiz edilmiştir. Bu analizler, malzemenin ısıl işlem sıcaklıklarıyla ilgili önemli bilgiler sağlamıştır.

3.2. Malzeme

Tez çalışması kapsamında Çizelge 3.2’de nominal bileşimleri verilen beynitik çelikler geleneksel kum kalıba döküm yöntemi ile üretilmiştir. Beynitik çelik bileşimleri literatürde bulunan çalışmalar esas alınarak belirlenmiştir.

Ayrıca tez kapsamında beynitik çeliklerin yapısal, mekanik ve aşınma özellikleri alternatifi olarak düşünüldükleri 100Cr6 (SAE 52100) (Yurtseven, 2019) rulman çeliğinin özellikleri ile kıyaslanmıştır. 100Cr6 rulman çeliği Konya Organize Sanayi Bölgesi’nde faaliyet gösteren Yıldız Pul Otomotiv Motor Parçaları San. Tic. A.Ş. şirketinden tedarik edilmiştir.

Çizelge 3.2. Çalışma kapsamında araştırılan beynitik çeliklerin nominal bileşimleri (% ağırlık)

Malzeme	C	Si	Mn	Al	Co	Cr	Mo
Analiz 1	0,8	1,5	1,4	1,0	0	1,0	0,25
Analiz 2	0,8	1,5	2,0	1,0	0	1,0	0,25

3.2.1. Kimyasal analiz

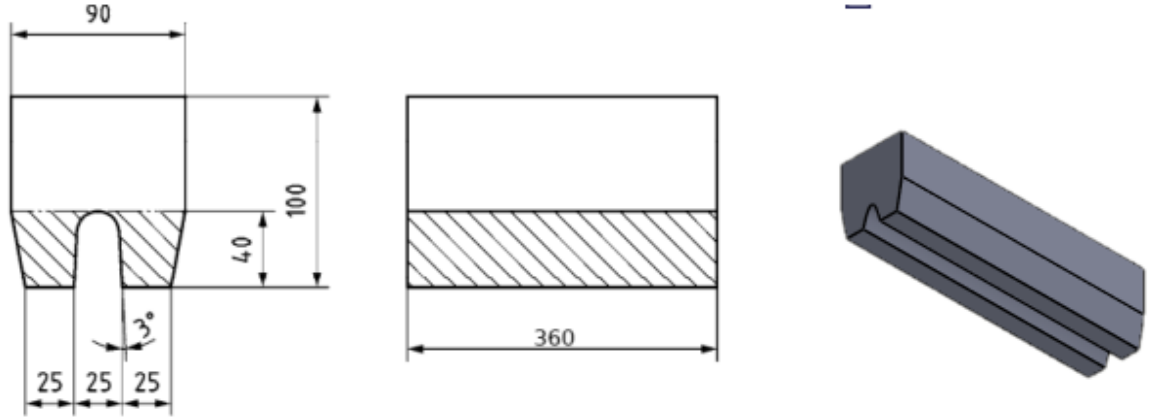
Tez kapsamında üretilen çeliklerin kimyasal bileşimlerinin bulunmuş elementlerin yüzdesini belirlemek amacıyla, Kulvar Döküm firmasında bulunan Thermo Fischer Scientific Arl Easy Spark Metal Analyzer model (Şekil 3.1) optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak belirlenmiştir. Her numune için minimum üç adet ölçüm alınmış ve bu ölçümlerin ortalaması cihaz tarafından otomatik olarak hesaplanmıştır.



Şekil 3.1. Optik emisyon spektrometresi

3.3.Üretim

Tez çalışması, Çizelge 3.2'de yer alan Analiz 1 ve Analiz 2 bileşimlerinde iki farklı alaşımın üretimini içermektedir. Belirlenen alaşımlar, Kulvar Döküm Gıda ve İnş. San. Ltd. Şti'nde geleneksel kum kalıba döküm yöntemi ile üretilmiştir. Çalışma, üretim sürecinin gerçek zamanlı olarak takip edildiği bir yapıda yürütülmüştür. Üretim aşamaları; kalıp hazırlama, ergitme, kum kalıba döküm, kalıbın açılması ve yüzey temizleme işlemlerini kapsamaktadır.



Şekil 3.2. U deney bloğu teknik resmi (Teknik resimde belirtilen ölçüler mm cinsindedir)

İki farklı alaşımın döküm işlemlerinde, Şekil 3.2'de görülen 'U' deney bloğu döküm modeli tercih edilmiştir. Kum kalıba döküm yöntemiyle gerçekleştirilen üretimde, 40-45 AFS boyutlarındaki silis (SiO_2) kumu kullanılmış ve bu kuma bağlayıcı olarak alfaset reçine ve katalizör ilave edilmiştir. Sonrasında Şekil 3.3'te gösterildiği gibi, parçanın kalıplama işlemi tamamlanmıştır. Çalışma kapsamında furan bağlayıcıya kıyasla daha üstün özelliklere sahip alfaset reçine kullanılmıştır. Alfaset reçinenin üstün özellikleri arasında daha az miktarda gaz hatası ve sıcak yırtılma damarları oluşumu söylenebilmektedir.



Şekil 3.3. U deney bloğunun kalıplanması

Bu çalışma kapsamında, ergitme işlemi 500 kg kapasiteli Inductotherm marka indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiştir. Analiz 1 ve Analiz 2 bileşimine (Çizelge 3.1) sahip çeliklerin üretimi için ocak şarjı hazırlanmıştır. Şarj malzemesi olarak karbon, ferro silisyum, ferro mangan, ferro molibden, alüminyum ve ferro krom gibi alyajlar kullanılmıştır. Kullanılan alyajların görselleri Şekil 3.4'te ve analizleri de Çizelge 3.3'te sunulmaktadır. Döküm işlemi iki aşamada gerçekleştirilmiştir. İlk olarak, Analiz 1 için ocak şarj edilmiştir, ardından, Analiz 2 için ergitme ve döküm işlemi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.4. Kullanılan alyajların görselleri

Çizelge 3.3. Kullanılan alyajların analizleri (% ağırlık)

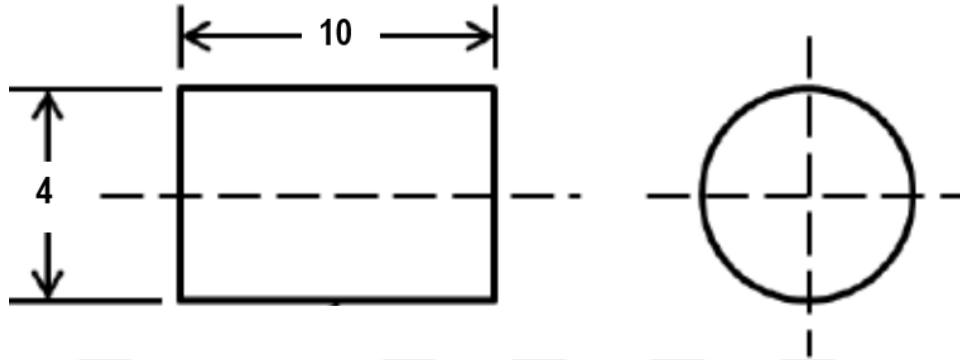
KARBON							
%C	%Kül	%S	%N	%H	Tane boyutu		
99,05	0,4	0,020-0,025	Maks. 0,015	Maks. 0,02	0,5-4 mm		
FERRO SİLİSYUM							
%Si	%Al	%C	%S	%P	Tane boyutu		
75	0,5-1	Maks. 0,15	Maks. 0,03	Maks. 0,03	3-10 mm		
FERRO MANGAN							
%Mn	%C	%Si	%S	%P	Tane boyutu		
76-78	6-8	0,25	Maks. 0,03	Maks. 0,10	10-50 mm		
FERRO KROM							
%Cr	%C	%Si	%S	%P	Tane boyutu		
60	6-8	2-4	Maks. 0,03	Maks. 0,03	10-80 mm		
FERRO MOLİBDEN							
%Mo	%C	%Si	%S	%P	Tane boyutu		
60-63	Maks. 0,1	Maks. 1	Maks. 0,05	Maks. 0,05	10-80 mm		
ALÜMİNYUM HURDA							
%Al	%Fe	%Si	%Mn	%Cr	%Cu	%Mg	%Sn
97,90	0,387	0,731	0,300	0,07	0,075	0,453	0,008

Döküm işleminden sonra parçalarının soğuması için yaklaşık 7 saat beklenmiş ve bu süreç, parçaların içerisindeki sıcaklığın homojen bir şekilde dağılmasını sağlamıştır. Soğuma tamamlandıktan sonra, kalıplar özenle açılmış ve U-bloklar dikkatlice çıkarılmıştır. Parçanın yolluk ve besleyicileri kesilmiştir. Ardından, U-bloklardan çubuk şeklinde numuneler kesilerek ayrılmıştır. Döküm işlemi tamamlanan U-blokların numuneleri, kumlama işlemiyle yüzeyleri temizlenmiş ve kenarlarındaki çapaklar taşlanmıştır.

3.4.Dilatometre testi

Dilatometre testleri, çeliklerin yapısal dönüşümlerini inceleyen ve belirli sıcaklık ve zaman koşullarında çeliklerin davranışlarını gösteren önemli testlerdir. Bu testler, dönüşüm diyagramlarını oluşturmak ve çeliklerin termal davranışlarını anlamak için kullanılmaktadır. Özellikle martenzit başlangıç sıcaklığı, A_{c1} ve A_{c3} sıcaklıkları

dilatometre deneyi ile belirlenebilmektedir. Çünkü bu dönüşümler genellikle belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşir ve bu dönüşüm genellikle bir hacim değişikliği ile ilişkilidir (Málek, M. ve diğ., 2021). Deney sonuçları, numune sıcaklığının değişimiyle ilişkilendirilerek martenzit dönüşümüne işaret eden bir dönüşüm pikini göstermektedir.



Şekil 3.5. Dilatometre test numunesinin teknik resmi (Zorgani, 2021) (teknik resimde belirtilen ölçüler mm cinsindedir).

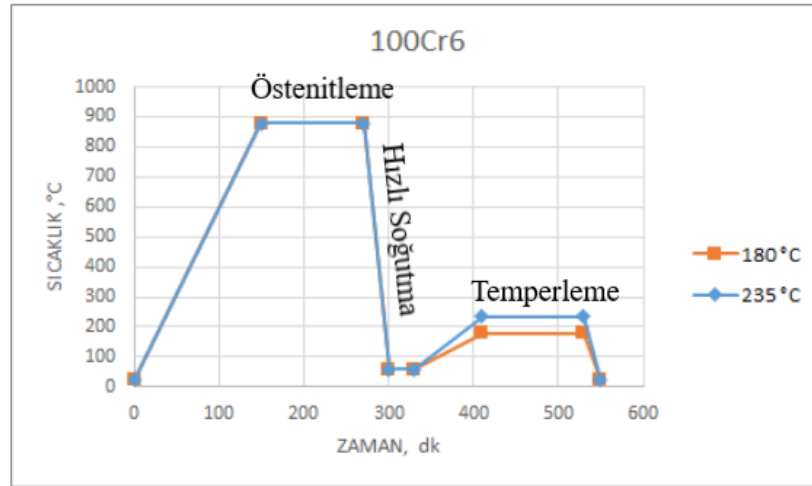
Çalışmada, dökümü yapılan her iki analiz için de Şekil 3.5'te gösterilen teknik resme göre deney numuneleri hazırlanmıştır (Zorgani, 2021). Dilatometre testleri, İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü (İYTE) Malzeme Araştırma Merkezi'nde bulunan Linseis L75 model dikey dilatometre cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

3.5 Isıl İşlem Prosedürleri

Tez çalışması kapsamında temin ettiğimiz 100Cr6 rulman çeliği ve üretimi yapılan döküm analizlerinden elde edilen numunelere, Döksan Isıl İşlem A.Ş. firmasında ısıl işlemler uygulanmıştır.

3.5.1. 100Cr6 rulman çeliğine uygulanan ısıl işlemler

100Cr6 çeliklerinin ısıl işlem süreci, Yurtseven'in "Characterization of bainitic and martensitic microstructures in bearing steels" adlı tez çalışmasına dayandırılarak gerçekleştirilmiştir. Öncelikle, 100Cr6 rulman çeliklerine 880°C'de 120 dakika süren östenitleme işlemi uygulanmıştır. Östenitleme işleminden sonra, numunelere 60°C'de yağda su verilmiştir. Ardından numuneler 180°C ve 235°C'de 90 dakika boyunca temperleme işlemine tabi tutulmuştur. Temperleme işlemi sonrasında numuneler hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuştur. 100Cr6 numunelere uygulanan ısıl işlemler Şekil 3.6'da gösterilmiştir.



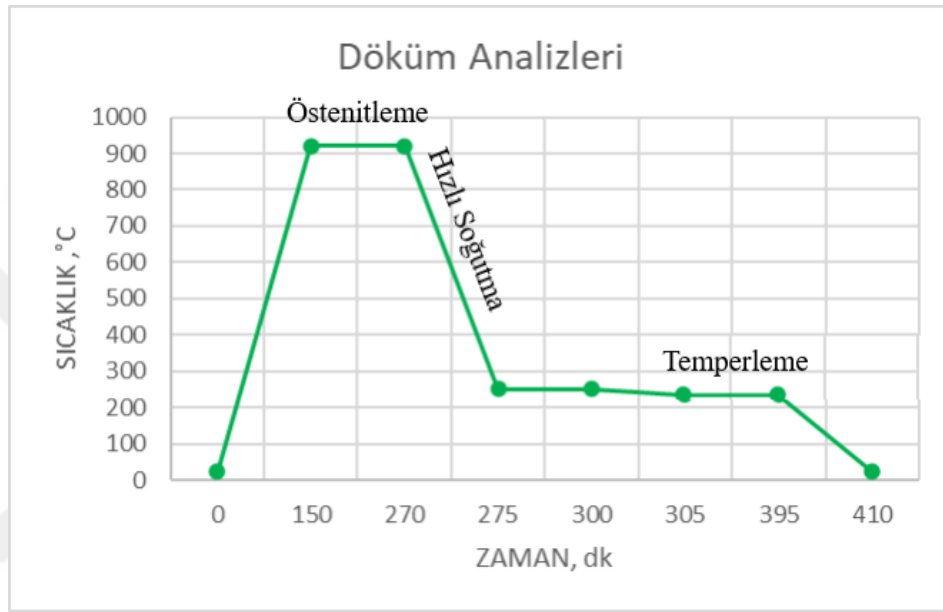
Şekil 3.6. 100Cr6 çelik numunelerine uygulanan ısıtım işlemlerin grafiği

3.5.2. Östemperleme ısıtım işlemi

Östemperleme ısıtım işlemi, östenitleme ile başlar; çelik belirli bir sıcaklığa ısıtılıp homojen östenit oluşturulmaktadır. Ardından hızlı bir şekilde östemperleme sıcaklığındaki tuz banyosuna soğutulmakta ve bu sıcaklıkta belirli süre tutulmaktadır. Östemperleme işlemi için, malzemenin TTT diyagramlarındaki kritik noktaların belirlenmesi gerekmektedir. TTT eğrisinin burnu, çeliğin belirli bir sıcaklıkta ne kadar hızlı soğutulması gerektiğini belirlerken, östemperleme sıcaklığında beynite tam dönüşüm için gereken süreyi ifade eden M_s sıcaklığının noktası, çeliğin istenen mikro yapısına ulaşması açısından büyük öneme sahiptir.

Çalışma kapsamında, JMatPro yazılımı kullanılarak gerçekleştirilen hesaplamalarda, seçilen alaşımların kimyasal bileşimine dayalı olarak TTT diyagramı ve teorik sürekli soğutma dönüşümü (CCT) diyagramının hesaplanması yapılmıştır. Ayrıca, üretimi yapılan analizlere dilatometre testi de uygulanarak östemperleme ısıtım işlem sıcaklıkları belirlenmiştir. Analiz 1 ve Analiz 2 kodlu parçalara aynı sıcaklıkta ve sürelerde östemperleme ısıtım işlemi uygulanmıştır. Öncelikli olarak numunelere 920°C'de 120 dakika süren östenitleme işlemi uygulanmıştır. Östenitleme işleminden sonra, 250°C'de tuzlu suya hızlı soğutma işlemi yapılmıştır. Tuzlu su, östemperleme işleminde tercih edilen bir soğutma ortamıdır. Bunun birkaç nedeni bulunmaktadır: Hızlı ısı transferi sağlanması, buhar fazı bariyeri problemini azaltmakta, düşük viskozitesi sayesinde geniş bir sıcaklık aralığında homojen kaplama yapabilmekte ve östemperleme

sıcaklıklarında düşük viskoziteyle sürüklenme kayıplarını minimize etmektedir. Kullanılan tuz banyosunun içeriği %50 NaNO₃-%50 KNO₃ oranındadır. Numunelere 250°C'de tuz banyosunda 90 dakika tutulup, ardından hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Temperleme işlemi ise 235°C'de 90 dakika süren bir işlemle gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem sonrası, numunelere özel bir solüsyon ile tuzdan arındırma işlemi uygulanarak östemperleme ısıl işlem prosesi (Şekil 3.7) tamamlanmıştır.

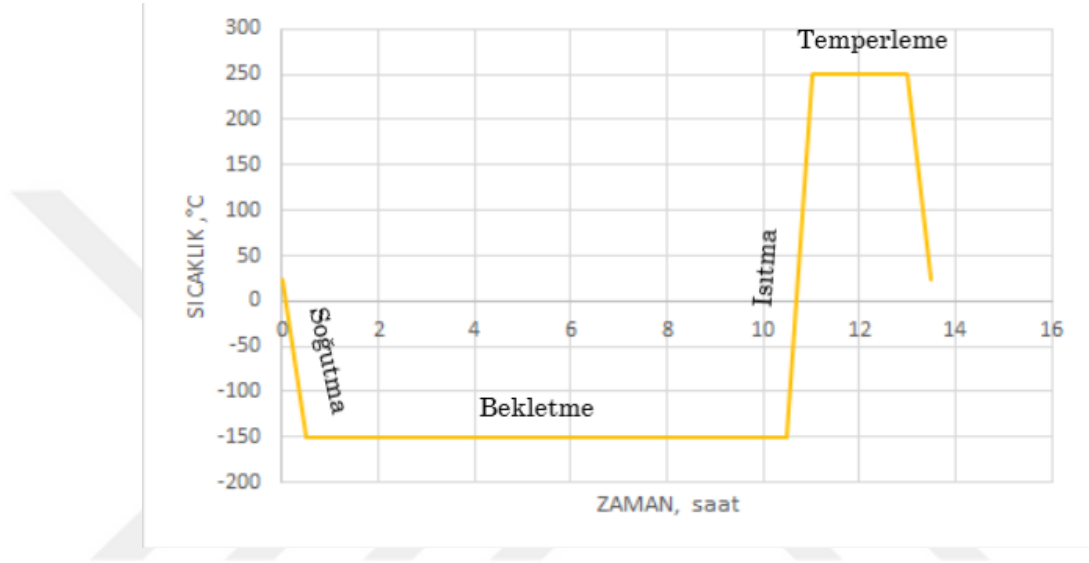


Şekil 3.7: Beynitik çeliklere uygulanan östemperleme ısıl işlem grafiği

3.5.3. Kriyojenik ısıl işlem

Kriyojenik ısıl işlem, malzemeyi sıfırın altındaki sıcaklıklara düşürerek belirli bir süre boyunca bu düşük sıcaklıkta muhafaza etmeyi içermektedir. Bu süreç, malzemenin mikro yapısında kalıcı değişiklikler yaparak istenen özelliklerin geliştirilmesini sağlamaktadır (Thornton ve diğ., 2011). Özellikle, bu işlem kalıntı östenit fazını azaltarak martenzit oranını artırabilir, bu da malzemenin dayanıklılığını ve sertliğini artırabilmektedir. Ayrıca, ince karbür dağılımı ve homojenlik sağlayarak malzemenin içindeki karbürlerin daha küçük ve homojen bir dağılım göstermesini destekleyebilir, bu da malzemenin daha dengeli bir yapıya sahip olmasına yardımcı olabilmektedir. Ayrıca çelik mikro yapısının daha ince ve düzenli hale gelmesini sağlayarak mekanik özelliklerde iyileşme sağlayabilmektedir (Ekmen, 2021).

Östempereleme işlemleri sonrasında Analiz 1 ve Analiz 2 olarak adlandırılan çeliklerde, kalıntı östenit fazını gidermek ve martenzit oluşumunu teşvik etmek amacıyla kriyojenik ısı işlem uygulanmıştır. Numuneler termal olarak yalıtılmış bir kabın içine yerleştirilerek sıvı azot içerisinde $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 saat bekletilmiştir. Bu süre boyunca düşük sıcaklıkta tutulmaları, istenen östenit fazının azaltılması ve istenilen mikroyapı değişikliklerinin oluşturulması için gereken ortamı sağlamaktadır. Daha sonra $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 2 saat boyunca temperleme işlemi (Şekil 3.8) yapılmıştır.



Şekil 3.8. Östemperelenmiş bey nitik çeliklere uygulanan kriyojenik ısı işlem grafiği

Numunelere uygulanan ısı işlem operasyonları Çizelge 3.4'de özetlenmiştir.

Çizelge 3.4. Analizler ve uygulanan ısı işlemlere göre numune kodları

Döküm Analizleri	
Numune Kodu	Uygulanan Isıl İşlem
Analiz 1-D	Analiz 1'e ait alaşımlamanın sadece ham döküm hali, herhangi bir ısı işlem uygulanmamıştır.
Analiz 2-D	Analiz 2'ye ait alaşımlamanın sadece ham döküm hali, herhangi bir ısı işlem uygulanmamıştır.
Analiz 1-Ö	Analiz 1'e ait alaşımlamanın 920 °C'de 120 dakika süreyle östenitlenmesi, ardından 250°C'lik tuz banyosunda hızlı soğutulması ve son olarak 235°C'de 100 dakika süreyle temperleme işlemine tabi tutulup, havada soğutulması yapılmıştır.
Analiz 2-Ö	Analiz 2'ye ait alaşımlamanın 920 °C'de 120 dakika süreyle östenitlenmesi, ardından 250°C'lik tuz banyosunda hızlı soğutulması ve son olarak 235°C'de 100 dakika süreyle temperleme işlemine tabi tutulup, havada soğutulması yapılmıştır.
Analiz 1-K	Analiz 1'e ait alaşımlamanın östemperleme işleminden sonra, sıvı azotta -150°C'de bekletilmiştir.
Analiz 2-K	Analiz 2'ye ait alaşımlamanın östemperleme işleminden sonra, sıvı azotta -150°C'de bekletilmiştir.
Analiz 1-KT	Analiz 1'e ait alaşımlamanın sıvı azotta bekletilme işleminden sonra, 250 °C'de temperlenmiş halidir.
Analiz 2-KT	Analiz 2'ye ait alaşımlamanın sıvı azotta bekletilme işleminden sonra, 250 °C'de temperlenmiş halidir.
100Cr6 Rulman Çeliği	
100Cr6-H	Herhangi bir ısı işlem uygulanmamış tedarik edildiği halidir.
100Cr6-Q	880 °C'de 120 dakika süreyle östenitlenmiş ve ardından yağda (60 °C) hızlı bir şekilde su verilmiş halidir.
100Cr6-180T	880 °C'de 120 dakika süreyle östenitlenmiş, ardından yağda (60 °C) hızlı su verilmiş, 180°C'de 90 dakika süre ile temperlenmiş ve son olarak havada soğutulmuş halidir.
100Cr6-235T	880 °C'de 120 dakika süreyle östenitlenmiş, ardından yağda (60 °C) hızlı su verilmiş, 235°C'de 90 dakika süre ile temperlenmiş ve son olarak havada soğutulmuş halidir.

3.6.Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı evriminin tam bir tanımını elde etmek için malzeme, X-ışını Kırınımı (XRD), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS) gibi yöntemler kullanılarak karakterize edilmiştir.

3.6.1.XRD analizi

XRD analizi, her bir durumdaki örneklerin kristal yapısını ve içerdikleri fazları belirlemek amacıyla uygulanmıştır. Bu, özellikle östenit kalıntılarının tespit edilmesi ve potansiyel karbür fazlarının varlığının belirlenmesi için önemlidir. Analiz sonuçları, çeşitli işlemlere tabi tutulan çelik örneklerinin yapısal özellikleri ve içerdikleri fazlar hakkında bilgi sağlamıştır. Özellikle, bu analiz parçalarda kalıntı östenit ve potansiyel karbürlerin varlığını belirlemek için gerçekleştirilmiştir. Ayrıca XRD analizleri; 100Cr6 rulman çeliği ve döküm analizlerinin ham ve farklı ısıl işlem durumları için de gerçekleştirilmiştir.

XRD analizleri, ASTM E975-13 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Örnekler, standart metalografik numune hazırlama yöntemleri kullanılarak zımparalama ve parlatma adımlarına tabi tutulmuştur. Bu deney, Bruker D8 Advance model X-ışını difraktometresi (Şekil 3.9) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. XRD desenleri, 1.5406 Å dalga boyuna sahip Cu-K α radyasyonu kullanılarak 2°/dakika tarama hızında, 2 θ =30-100° aralığında elde edilmiştir.



Şekil 3.9. X-ışını difraktometresi

3.6.2. SEM analizi

SEM, çok yüksek çözünürlüklü görüntüler elde etmek için kullanılan bir tür elektron mikroskobudur. Geleneksel optik mikroskoplar ışık kullanırken, SEM elektron demetleri kullanarak çalışmaktadır. SEM'in çalışma prensibi şu şekildedir: Bir elektron tabancası, numuneye odaklanmış bir demet elektron yaymaktadır. Numuneyle etkileşime giren bu elektronlar, numuneden geri saçılmakta veya numuneden yansımaktadır. Bu etkileşim sonucunda, detektörler tarafından toplanan sinyallerle oluşturulan yüksek çözünürlüklü bir yüzey görüntüsü elde edilmektedir.

SEM analizi, 100Cr6 rulman çeliği ve döküm analizlerinin ham ve farklı ısıtım işlem durumları için gerçekleştirilmiştir. Numune hazırlama süreci, optik mikroskop incelemesi için kullanılan aşamaları içermiştir ve metalografik yöntemler uygulanmıştır. Bu aşamalarda kesme, zımparalama, parlatma ve dağlama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Parlatmada Diamax Poly 1 µm elmas süspansiyonu kullanılmış, mikroyapısal gözlem için numuneler %2 nital çözeltisi ile dağlanmıştır. SEM analizleri, Zeiss Gemini 500 model SEM cihazı (Şekil 3.10) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.10. Zeiss Gemini 500 model SEM cihazı

3.6.3. EDS analizi

EDS analizi elektron mikroskopuna bağlı bir detektör ile numunenin kimyasal bileşimini belirlemek için kullanılan bir yöntemdir. Bu teknik, numunenin yüzeyinden saçılan X-ışınlarını izleyerek elementlerin belirlenmesini sağlamaktadır. X-ışınları, numunenin içinde bulunan elementlerin özgül enerji seviyelerine bağlı olarak belirli dalga boylarında yayılmaktadır. EDS dedektörü bu yayılımları toplar ve her bir elementin kendine özgü X-ışını spektrumunu oluşturarak numunenin içerdęi elementleri tanımlar. Bu özellik, numunenin elementel bileşimini belirlemede sıklıkla kullanılmaktadır.

3.7.Mekanik Testler

3.7.1.Sertlik testi

100Cr6 rulman çeliği ve bey nitelik çelikler için Rockwell-C (HRC) sertlik testi yapılmıştır. Sadece 100Cr6 rulman çeliğinin ham haline ise Brinell (HB) sertlik testi uygulanmıştır. Rockwell sertlik testi, Mutitoyo HR-530 model sertlik cihazında 150 kg yük 15 saniye süre ile uygulayarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik testi, standart metalografik numune hazırlama teknikleri ile hazırlanmış ve parlatılmış ancak dağlama yapılmamış numune yüzeyine uygulanmıştır.

3.7.2.Çekme testi

Çekme testi için numuneler, ASTM E8/E8M-16a standardına uygun olarak hazırlanmıştır. Deney numuneleri, Şekil 3.11'de gösterildiği şekilde tasarlanmıştır. Numuneler, 5 mm iç yarıçaplı ve 30 mm uzunluğunda deney parçası olarak işlenmiştir. Çekme testleri Zwick Roell 8594 model 250 kN kapasiteye sahip üniversal test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.11. Çekme testi numunesi

3.7.3. Darbe testi

Charpy darbe deneyi için hazırlanan tüm numuneler, DIN EN ISO 148-1 standardına uygun olarak işlenmiştir. Bu numunelerin standart boyutları 55 mm uzunluk, 10 mm genişlik ve 10 mm kalınlık ölçülerine sahiptir. Ayrıca numunelerin üzerinde V şeklinde çentikler bulunmakta olup çentik derinliği 2 mm olarak belirlenmiştir. Çentik darbe testleri Hardway Jbs 300B model darbe cihazı (Şekil 3.12) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

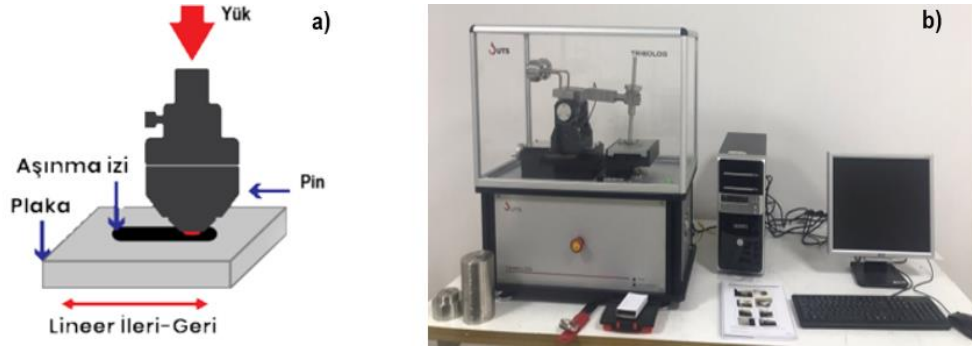


Şekil 3.12. Darbe test cihazı

Darbe testleri farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir; her numune için oda sıcaklığında, -25°C 'de ve -45°C 'de testler yapılmıştır. Bu testler, malzemenin darbe dayanıklılığının farklı sıcaklık koşullarında nasıl değiştiğini ve performansının nasıl etkilendiğini anlamak amacıyla gerçekleştirilmiştir.

3.7.4. Aşınma testi

100Cr6 rulman çeliği ve beynitik çelik numunelerin aşınma davranışını belirlemek amacıyla abrasif aşınma testleri gerçekleştirilmiştir. Abrasif aşınma testleri KTUN Merkezi Laboratuvar Araştırma ve Uygulama Merkezi'nde bulunan UTS Tribolog model tribometre cihazında gidip-gelme (reciprocating) modulünde gerçekleştirilmiştir. Deney metodunun şematik gösterimi ve test cihazı Şekil 3.13'de gösterilmiştir. Bu deney için numuneler, metalografik numune hazırlama süreçlerinden geçirilmiş ve parlatılmış yüzeylerine deney uygulanmıştır.



Şekil 3.13. Aşınma deney metodunun şematik gösterimi (a) ve cihazı (b)

Aşınma testleri, ASTM G-133 (Lineer kayma aşınması için standart test yöntemi) standartlarına uygun olarak oda sıcaklığında ve kuru ortam koşullarında gerçekleştirilmiştir. 6 mm çaplı Tungsten Karbür (WC) bilye kullanılarak 10 N yük altında 10 mm gidip gelme mesafesinde, 5 Hz frekans ile toplam 100 m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Deney sırasında sürtünme katsayısı verileri elde edilmiş ve ayrıca aşınma izleri NanoMap 2boyutlu (2D) Stylus marka profilometre cihazında incelenerek aşınma izi derinliği ve genişliği hesaplanmıştır.

Elde edilen veriler, hacim kaybı hesaplamalarında kullanılmış ve hesaplanan hacim kaybı sonuçları, malzemelerin aşınma karakteristiklerinin karşılaştırılmasına yönelik olarak incelenmiştir. Bu deney, malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını belirlemek için kapsamlı bir yöntemle gerçekleştirilmiştir.

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. Termodinamik Hesaplamaların Sonuçları

Çalışma kapsamında, karbür içermeyen beynitik çelik üretmek için C miktarı, alaşım elementlerinin etkisi, Si ilavesi, Mn ve Co ilavesinin etkileri üzerine detaylı bir literatür çalışması yapılmıştır. Yüksek C içeriği, M_s düşürürken, düşük C içeriği ise daha kalın beynitik yapıları teşvik etmektedir (Tezgör, 2019). Yapılan çalışmada optimum C içeriği yaklaşık olarak %0,8 C olarak belirlenmiştir. C miktarı ince bir beynitik çelik yapısı elde etmek ve beynitik çelik başlangıç sıcaklığını kontrol altında tutmak için kritik bir öneme sahiptir.

Si ilavesi, karbür oluşumunu önlemek için önemli bir parametre olarak bilinmektedir (Bhadeshia ve Edmonds, 1983). Yüksek Si miktarları karbür oluşumunu engellerken, aynı zamanda beynitik çelik dönüşüm hızını geciktirmektedir. Bu nedenle, çalışmada Si içeriği yaklaşık olarak %1,5 olarak ayarlanmıştır.

Mn, ince bir yapı elde etmek için M_s sıcaklığını düşürmede etkili bir alaşım elementidir. Ancak, belirli bir miktarın üzerinde Mn eklenmesi, beynitik çelik reaksiyonlarını yavaşlatabilmektedir (Palkowski ve Soliman, 2016). Bu çalışmada, farklı Mn içeriklerinin (% 1,4 Mn ve % 2,0 Mn) etkileri incelemiştir.

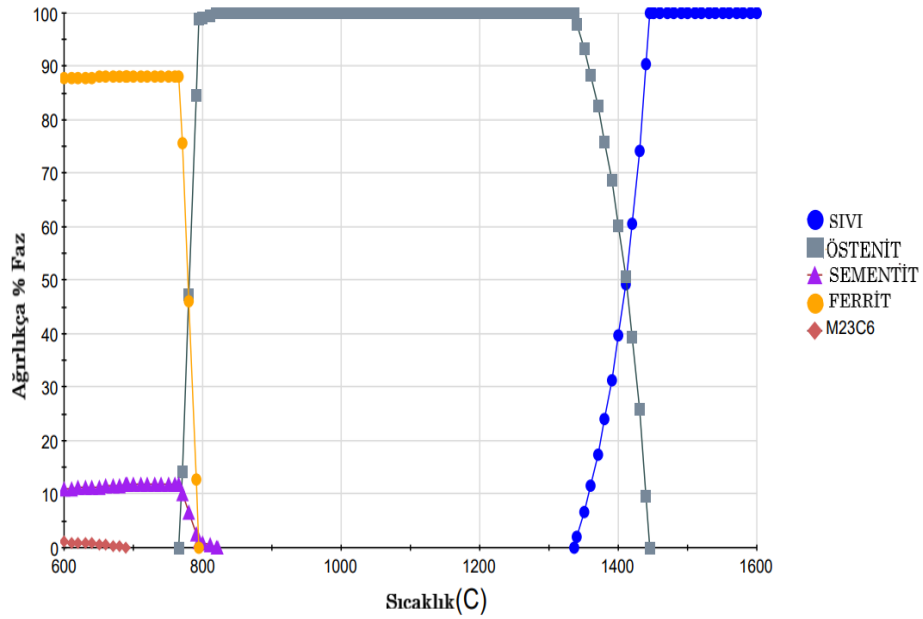
Cr ilavesinin sertleşebilirliği artırması, Al ilavesinin de karbür oluşumunu engellemesinden ötürü her iki alaşım elementi %1 olarak belirlenmiştir (Murathan, 2015; Farahat ve diğ., 2017). Mo sertleşebilirlik etkisini arttırmak için % 0,25 oranında ilave edilmiştir (Bhadeshia ve diğ., 2009). Co beynitik çelik dönüşümünü hızlandırmak için ilave edilmektedir. Literatürde Co içermeyen karbürsüz beynitik çelik üretilebileceğine dair bulgular da mevcuttur (Bhadeshia ve diğ., 2003; Murathan, 2015). Bu nedenle, maliyet etkileri de değerlendirilerek Co içeren ve içermeyen Beynitik çeliklerin JMatPro yazılımı ile teorik hesaplamaları yapılmıştır.

Çalışma kapsamında, Mn ve Co ilavesinin dönüşüm sıcaklıklarına etkisini gözlemlemek için JMatPro yazılımı kullanılarak çeşitli hesaplamalar yapılmıştır. Tablo 3.2'de verilen 4 analize göre faz diyagramları, CCT ve TTT diyagramları oluşturularak A_1 , A_3 ve M_s sıcaklıkları gibi önemli dönüşüm sıcaklıkları hesap edilmiştir.

4.1.1. JMatPro yazılımı kullanılarak oluşturulan faz diyagramları

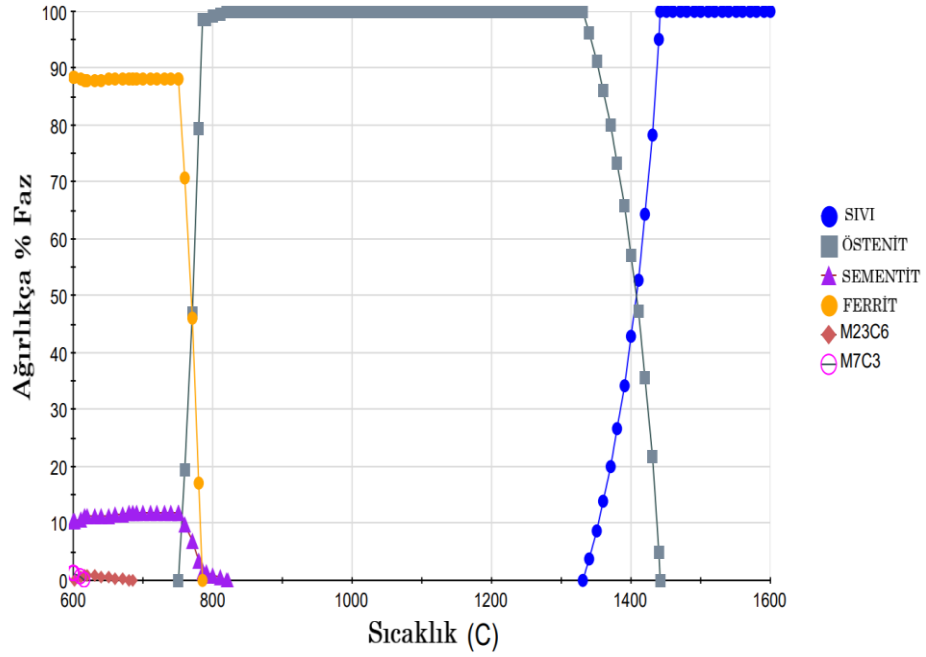
Literatür araştırmasından elde edilen veriler ışığında belirlenen analizlere göre, beynitik çelikler için JMatPro yazılımı kullanılarak faz diyagramları hesap edilmiştir. Çelik bileşiminde bulunan alaşım elementi miktarının değişimi, karbür oluşumunu tetikleyebilmektedir. Alaşım elementi miktarlarındaki değişiklik, olası fazları doğrudan etkileyebilmekte, bu yüzden de ek faz diyagramları gerekli olmaktadır. Bu çalışmada dört farklı analiz (Tablo 3.2) seçilmiştir. Her kimyasal analiz için elde edilen faz diyagramları Şekil 4.1'den Şekil 4.4'e kadar sunulmuştur. Bu diyagramlar, belirtilen sıcaklıklarda çelikteki dönüşüm özelliklerini ve zaman içinde oluşan farklı fazları temsil etmektedir. Bu durum kimyasal analiz belirleme sürecinin optimizasyonu için önemli bir kaynak sağlamaktadır.

Analiz 1: Fe-1Al-1Cr-1.4Mn-0.25Mo-1.5Si-0.8C



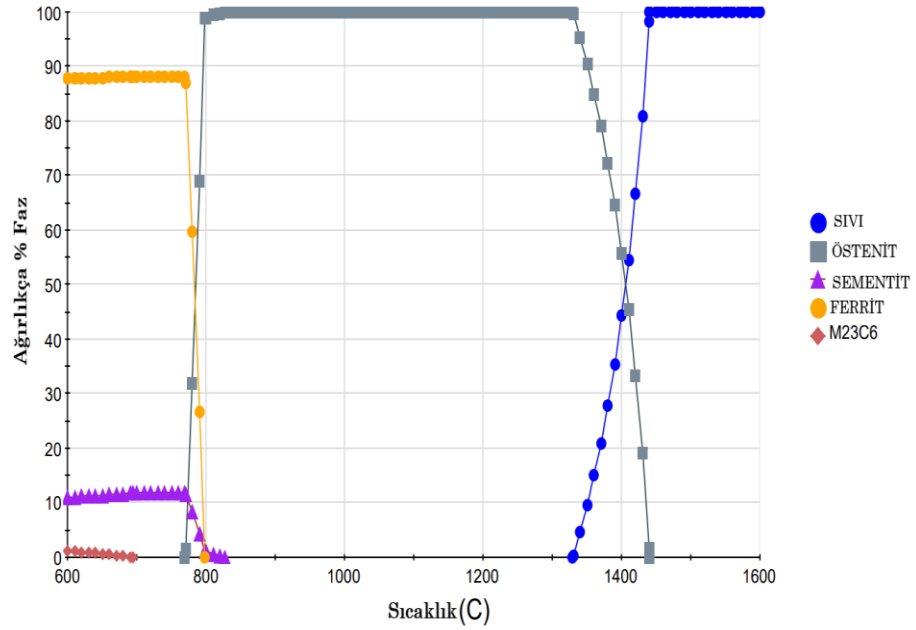
Şekil 4.1. Analiz 1 için Jmat Pro yazılımı ile hesaplanmış faz diyagramı

Analiz 2: Fe-1Al-1Cr-2Mn-0.25Mo-1.5Si-0.8C



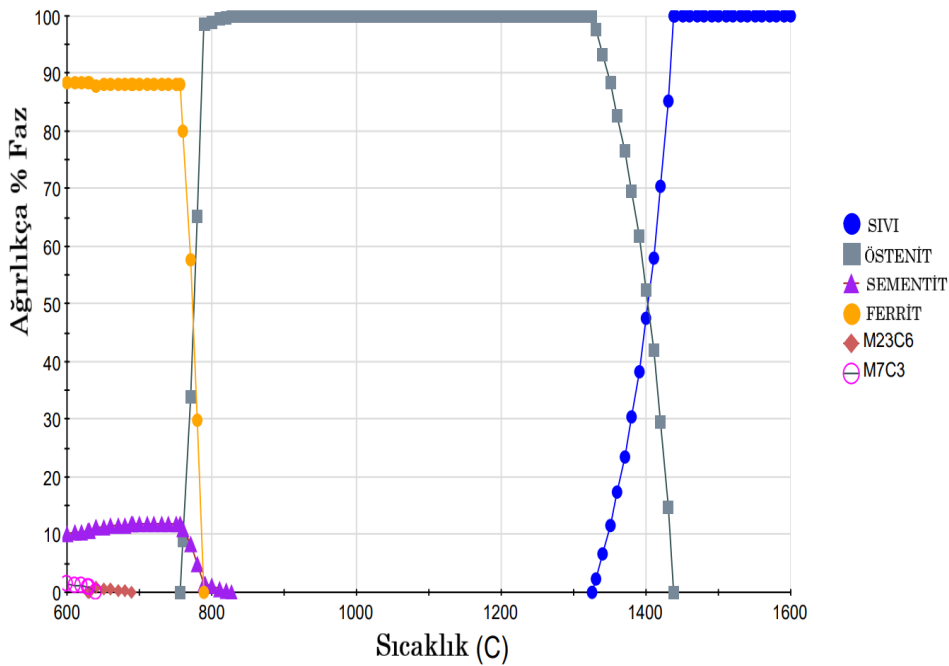
Şekil 4.2. Analiz 2 için Jmat Pro yazılımı ile hesaplanmış faz diyagramı

Analiz 3: Fe-1Al-1Cr-1.5Co-1.4Mn-0.25Mo-1.5Si-0.8C



Şekil 4.3. Analiz 3 için JmatPro yazılımı ile hesaplanmış faz diyagramı

Analiz 4: Fe-1Al-1Cr-1.5Co-2Mn-0.25Mo-1.5Si-0.8C



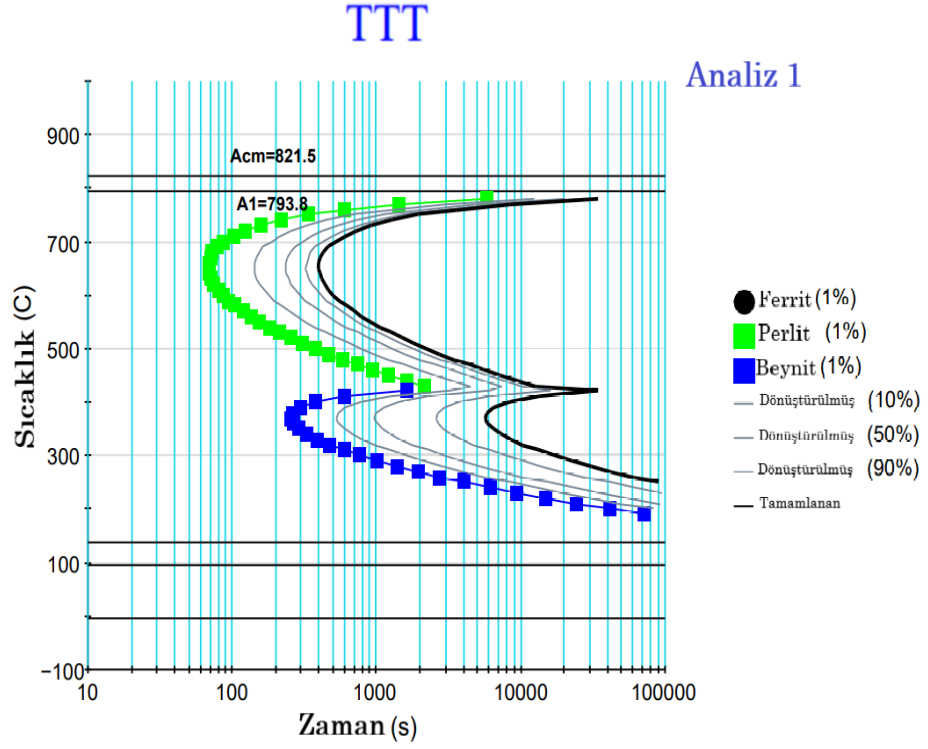
Şekil 4.4. Analiz 4 için JmatPro yazılımı ile hesaplanmış faz diyagramı

JMatPro yazılımı ile hesaplanan faz diyagramları incelendiğinde, dört çelik bileşiminin de mikro yapısında, yüksek oranda α -Fe ve sementit Fe_3C fazlarının bulunduğu, eser miktarda da $M_{23}C_6$ tipi karbür bulunduğu görülmüştür. Ayrıca, nispeten daha yüksek oranda Mn (% 2) içeren çeliklerde $M_{23}C_6$ tipi karbürün yanı sıra yine eser miktarda M_7C_3 tipi karbür varlığı da görülmüştür. Analiz edilen çeliklerin bileşimi incelendiğinde yüksek C'lu ve alaşımlı oldukları bilinmektedir. % 0,8 C oranından ötürü, ötektoid bileşime yakın bir C miktarına sahiptirler. Bu yüzden perlitik mikro yapıya (ferrit + perlit) sahip olmaları beklenmektedir.

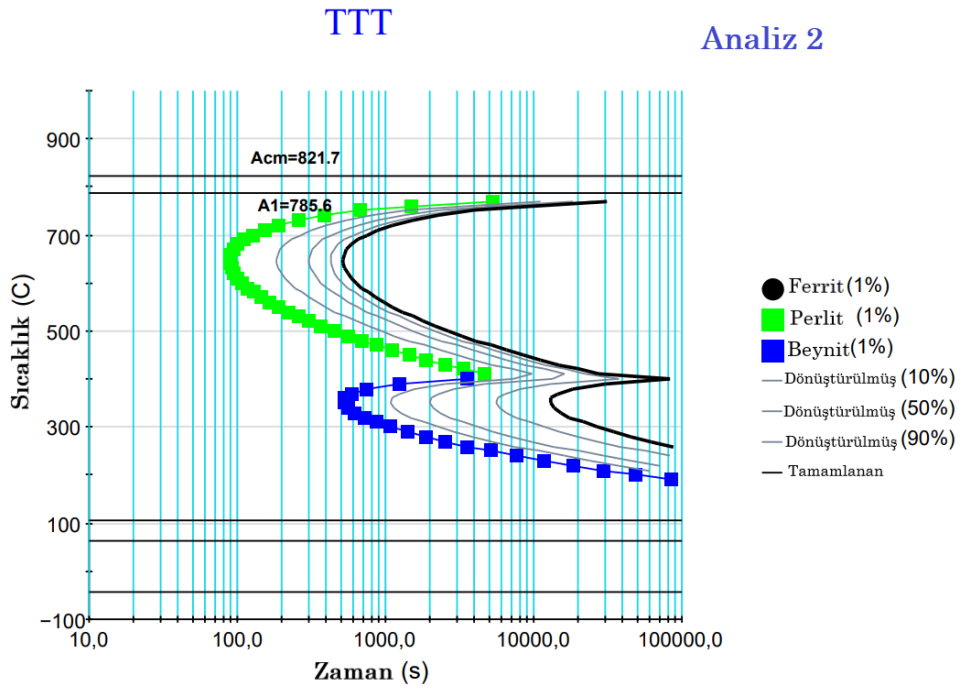
4.1.2. JMatPro tarafından hesaplanan TTT diyagramları

Çelik bileşiminde bulunan alaşım elementlerinin miktarı ve türü, genellikle çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını etkilemektedir. Bu elementler, dönüşüm sıcaklıklarını değiştirerek belirli fazların oluşumunu hızlandırabilir veya geciktirebilirler. Özellikle çelikteki ötektoid dönüşüm sıcaklığını artırarak farklı fazların oluşumunu geciktirebilirler. Bu nedenle, belirlenen her analiz için TTT diyagramları hesaplanmıştır. TTT diyagramlarının simülasyonunda östenitleme sıcaklığı $880^\circ C$ olarak seçilmiştir ve bu sıcaklıkta çeliğin dönüşüm süreçleri üzerindeki etkileri

değerlendirilmiştir. JmatPro kullanılarak hesaplanan TTT diyagramları Şekil 4.5'den Şekil 4.8'e kadar sunulmuştur.



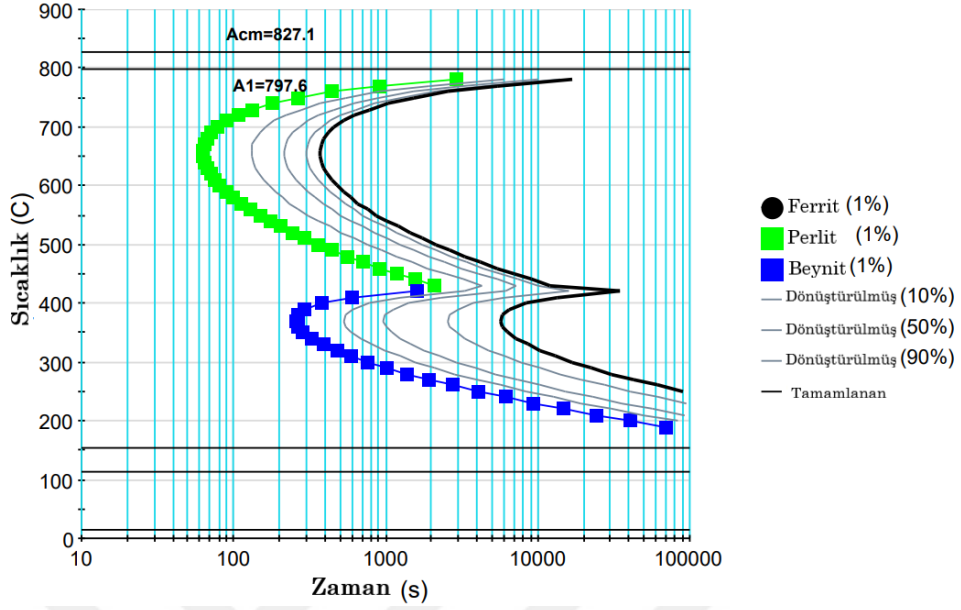
Şekil 4.5. JMatPro kullanılarak Analiz 1 için simüle edilmiş TTT diyagramı



Şekil 4.6. JMatPro kullanılarak Analiz 2 için simüle edilmiş TTT diyagramı

TTT

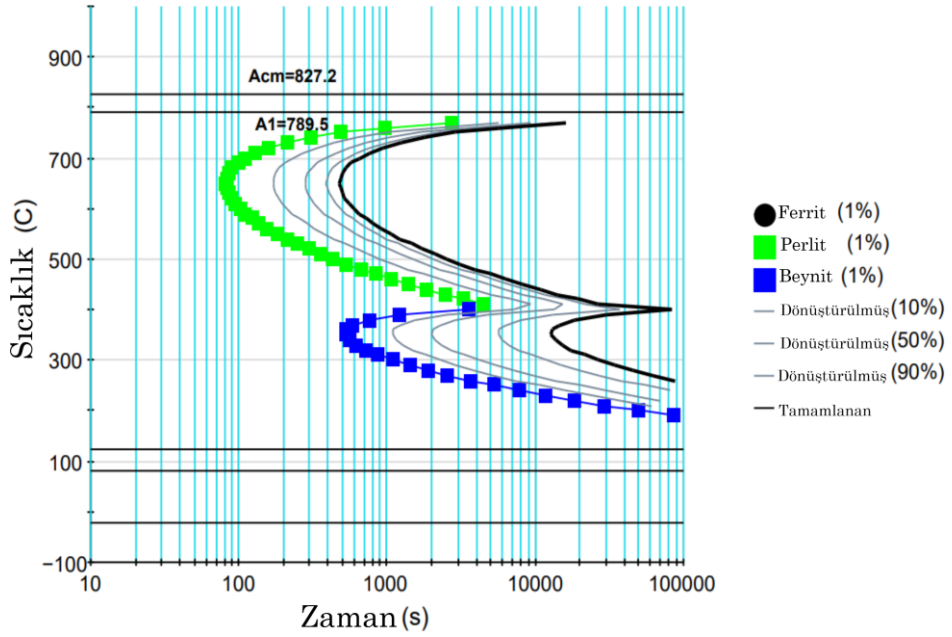
Analiz 3



Şekil 4.7. JMatPro kullanılarak Analiz 3 için simüle edilmiş TTT diyagramı

TTT

Analiz 4



Şekil 4.8. JMatPro kullanılarak Analiz 4 için simüle edilmiş TTT diyagramı

Çizelge 4.1. JMatPro tarafından oluşturulan diyagramlarından elde edilen bilgiler

Alaşım	A ₁ (°C)	A ₃ (°C)	Katılaşma (°C)	Sıvılaşma (°C)	M _s (°C)
Analiz 1	793,8	821,5	1335,6	1445	136
Analiz 2	785,6	821,7	1331,1	1442,5	106
Analiz 3	797,6	827,1	1329,2	1440,9	154
Analiz 4	789,5	827,2	1324,7	1438,4	124

Oluşturulan TTT diyagramlarından A₁, A₃ ve M_s, katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıkları hesap edilmiştir ve Çizelge 4.1' de listelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, Co ilavesi erime sıcaklığını düşürmekte, ötektoid sıcaklığını artırmakta ve M_s sıcaklığını yükseltmektedir. Mn ilavesi ise erime sıcaklığını düşürmekte, ötektoid sıcaklığını düşürmekte, M_s sıcaklığını azaltmakta ve beynit dönüşümünü geciktirmektedir.

Çalışma kapsamında yapılan simülasyon çalışmaları ile literatür verileri kıyaslandığında sonuçların birbirlerini doğruladığı görülmektedir. Literatürde Mn miktarındaki artışın sertleşebilirliği arttırdığını, ancak aynı zamanda beynitik dönüşümü yavaşlattığını verilmektedir. Co gibi çözücülerin eklenmesinin temel nedeni ise beynitik dönüşümü hızlandırmaktır. Literatür araştırmalarının Mn içeriğinin azaltılmasının Co eklenmesinden daha etkili bir strateji olduğunu savunmaktadır (Palkowski ve Soliman, 2016; Huang ve diğ.,2013).

4.2. Kimyasal Analiz Sonuçları

4.2.1. Döküm halindeki analizler

Jmatpro analizlerinden elde edilen sonuçlar ve üretim maliyeti göz önünde bulundurularak Co içermeyen Analiz 1 ve Analiz 2 bileşimlerinin üretilmesine karar verilmiştir. Geleneksel kum kalıba döküm yöntemi ile üretilen numunelere ait kimyasal analiz sonuçları Çizelge 4.2'de gösterilmektedir.

Çizelge 4.2. Döküm kimyasal analizleri

Malzeme	C	Mn	Si	Al	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co
Analiz 1	0,796	1,704	1,866	0,968	0,021	0,013	1,371	0,050	0,247	0,091	0,009
Analiz 2	0,849	2,339	1,672	0,860	0,022	0,013	1,217	0,050	0,228	0,092	0,010

Dökümü yapılan çeliklerin ölçülen kimyasal analizleri ile teorik hesaplamalardaki nominal analizleri arasında bir miktar sapma bulunmaktadır. Bu sapmaların, ocak şarjında kullanılan hammaddeler, karıştırma ve erime süreci gibi faktörlerden kaynaklandığı düşünülmektedir.

4.2.2. 100Cr6 rulman çeliği

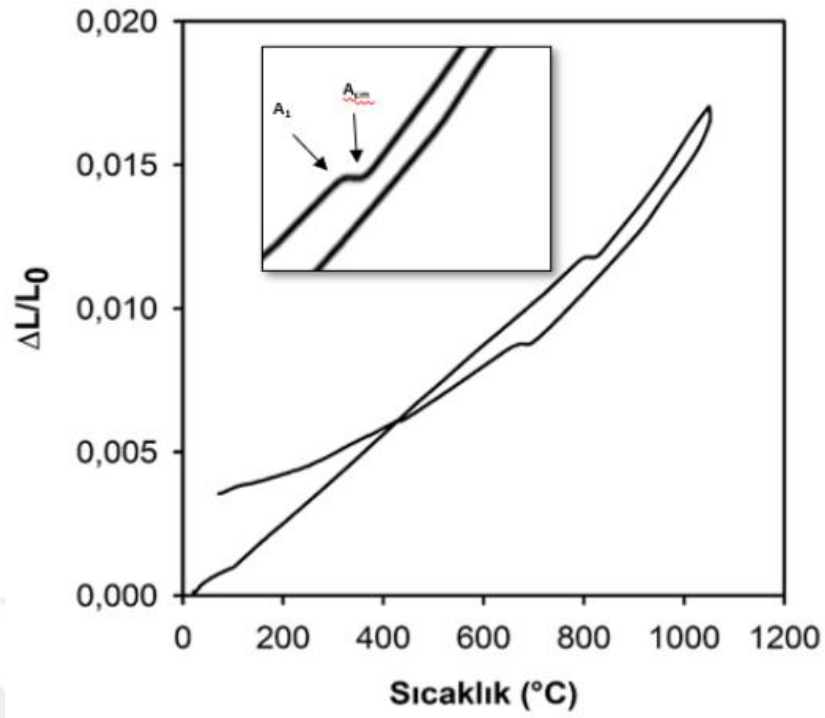
Tez çalışmasında, kıyaslama yapmak amacıyla temin edilen 100Cr6 rulman çeliğinin kimyasal analizi Çizelge 4.3'te gösterilmiştir. 100Cr6 çeliği yüksek C'lu düşük alaşımlı ötektoid bir çelik tipi olarak bilinmektedir.

Çizelge 4.3. 100Cr6 rulman çeliği kimyasal analizi

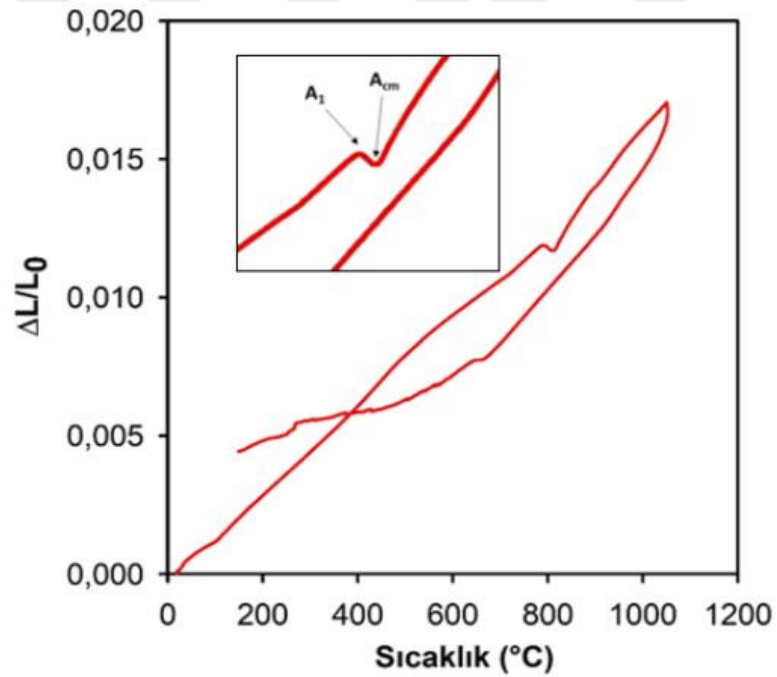
Malzeme	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
100Cr6	0,996	0,317	0,292	0,009	0,016	1,490	0,115	0,040	0,211

4.3.Dilatometre Test Sonuçları

Belirlenen kimyasal analizlere dayanarak, JmatPro yazılımı kullanarak uygun dönüşüm sıcaklıkları hesaplanmıştır. Ancak, teorik olarak belirlenen değerleri deneysel olarak doğrulamak amacıyla, döküm numunelere dilatometre testi uygulanarak A_{C1} , A_{C3} ve M_s sıcaklıkları belirlenmeye çalışılmıştır. Dilatometre testi teorik hesaplamaların pratik uygulamadaki doğruluğunu kontrol etmek ve elde edilen sonuçları teyit etmek için gerçekleştirilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 4.9. Döküm analizlerin (a) Analiz1-D kodlu parça (b) Analiz2-D kodlu parça ait dilatometre grafikleri

Dökümü yapılan çelik numunelere ait dilatometre eğrileri Şekil 4.9'da gösterilmiştir. Eğrilerde, dikey eksen termal genişleme nedeniyle oluşan dilatasyonu; yatay eksen ise ($^{\circ}\text{C}$) cinsinden sıcaklığı göstermektedir. Dilatometre testi ile numunelerin A_{C1} ve A_{C3} dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir, M_s sıcaklığı ise dilatometrenin yüksek sıcaklığa hassas olması sebebi ile belirlenememiştir. Dilatometre testi ile belirlenen A_{C1} ve A_{C3} dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 4.4'te gösterilmiştir ve Jmatpro yazılımı ile hesaplanan sıcaklıklar ile kıyaslanmıştır.

Çizelge 4.4:Analiz 1 ve Analiz 2 için hesaplanan A_1 ve A_3 sıcaklıkları

Malzeme	Hesaplama	$A_{C1}(^{\circ}\text{C})$	$A_{C3}(^{\circ}\text{C})$
Analiz 1	J Mat Pro	793,8	821,5
	Dilatometre	801	826
Analiz 2	J Mat Pro	785,6	821,7
	Dilatometre	791	812

Çizelge 4.4'te listelenen sıcaklık değerlerini incelediğinde, JmatPro yazılımı ile hesaplanan ve dilatometre testi ile elde edilen dönüşüm sıcaklıklarının birbirine yakın olduğu açıkça gözlemlenmektedir. Teorik ve deneysel sıcaklıklar arasındaki çok az farkın sebebi olarak, çeliklerin nominal kimyasal analizler ile döküm kimyasal analizleri arasındaki farktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Dilatometre test sonuçları teorik hesaplamaları doğruladığı için beynitik çeliklerin östemperleme sıcaklığı teorik hesaplamalarda elde edilen M_s sıcaklığı baz alınarak belirlenmiştir.

4.4. Faz Analizleri

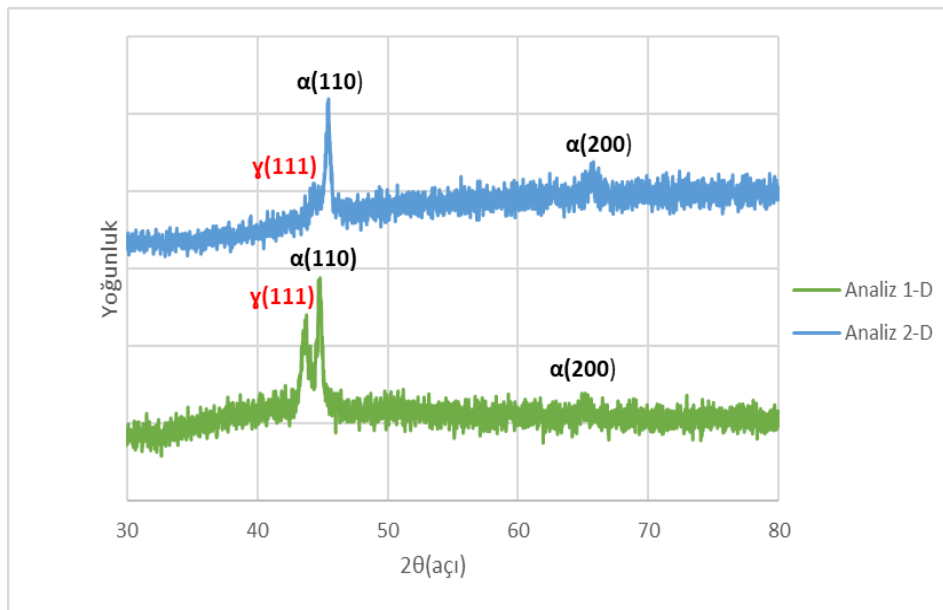
İncelenen numunelerin faz analizinin yapılması ve olası kalıntı östenit ve potansiyel karbür fazlarının varlığının belirlenmesi için XRD analizleri gerçekleştirilmiştir. Çizelge 4.5'te, ferrit ve östenit piklerine ait kristal düzlemleri ve karşılık gelen 2θ kırınım açıları verilmiştir.

Çizelge 4.5. Ferrit ve östenit piklerinin düzlemleri ve pik açıları

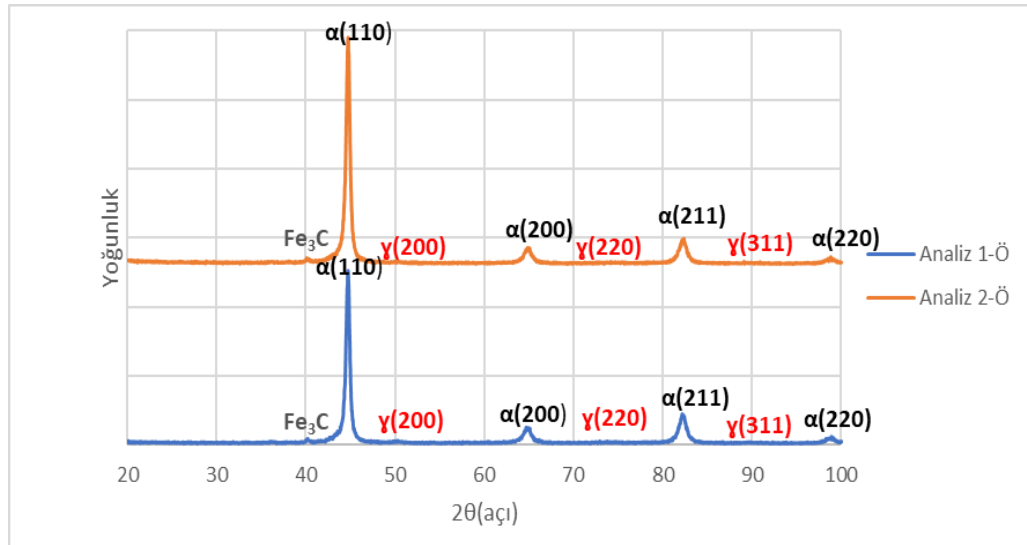
α -Fe (ferrit) Pikleri (JCPDS Kart No: 89-4186)		γ -Fe (Östenit) Pikleri (JCPDS Kart No: 31-0619)	
Düzlem	2 θ	Düzlem	2 θ
(110)	44.66	(111)	43.58
(200)	65.01	(200)	50.79
(211)	82.31	(220)	74.69
(220)	98.91	(311)	90.70
(310)	116.35	(222)	95.96
(222)	137.09	(100)	118.16

4.4.1. Beynitik çelik numuneler

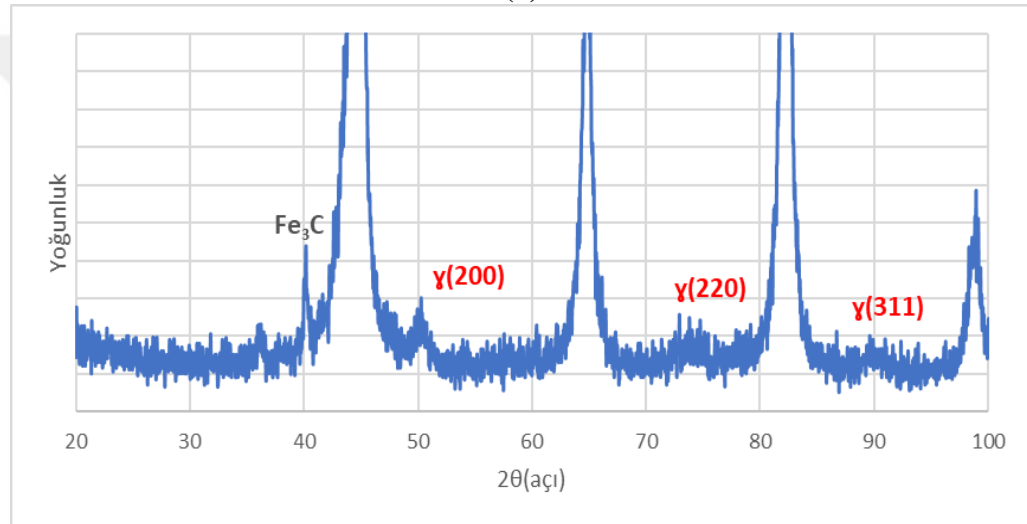
Tez kapsamında, Analiz 1 ve Analiz 2 olarak adlandırılan döküm parçaların ve sonrasında östemperleme ısıl işlemi uygulanan numunelerin faz analizlerini gerçekleştirmek için XRD analizi uygulanmıştır. Bu şekilde, ısıl işlemin yapıdaki fazlar üzerindeki etkisi karşılaştırılabilir hale getirilmiştir. Ham döküm hallerine ait XRD verileri Şekil 4.10'da, östemperleme ısıl işleminden sonraki XRD verileri ise Şekil 4.11'de gösterilmiştir. Döküm numunelerin XRD analizinde α -Fe fazına ait (110) ve (200) pikleri ile γ -Fe fazına ait (111) kırınım pikleri bulunmaktadır. Herhangi bir karbür fazına ait kırınım pikine rastlanılmamıştır.



Şekil 4.10. Ham döküm hallerine ait XRD verileri



(a)



(b)

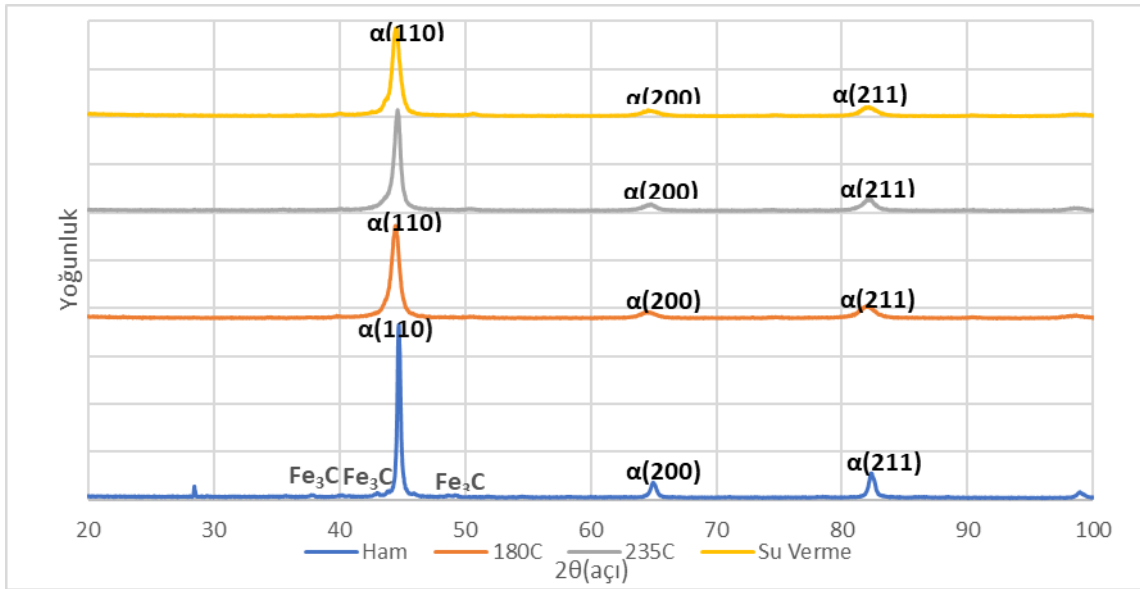
Şekil 4.11. (a) Döküm analizlerinin östemperleme ısıl işleminden sonraki XRD verileri, (b) analiz 1'e ait kırınım deseninin ayrıntılı gösterimi.

Östemperleme sonrası numunelerin XRD analizleri incelendiğinde her iki numunede de kalıntı östenit varlığı tespit edilmiştir. Şekil 4.11(a)'da verilen büyütülmüş kırınım deseninde 50.79° , 74.69° ve 90.79° 'de bulunan pikler sırasıyla γ -Fe (östenit) fazına ait (200), (220) ve (311) düzlemlerine aittir. Yine her iki numunenin kırınım desenlerinde α -Fe ve Fe_3C karbür fazlarına ait pikler de mevcuttur.

4.4.2. 100Cr6 rulman çeliği

Tez çalışması kapsamında, ham, su verilmiş ve farklı sıcaklıkta temperlenmiş 100Cr6 çelik numunelerin faz analizlerini karşılaştırmak amacıyla XRD analizi gerçekleştirilmiştir ve elde edilen kırınım desenleri Şekil 4.12'de gösterilmiştir. Isıl

işlem görmemiş ham 100Cr6 numunenin XRD analizi incelediğinde α -Fe (ferrit) (JCPDS Kart No: 89-4186) ve Fe_3C karbür (JCPDS Kart No: 35-0772) fazlarına ait piklerin bulunduğu görülmüştür. Su verme sonrası Fe_3C karbüre ait pik şiddetlerinin azaldığı, temperleme sonrasında ise sadece α -Fe (ferrit) fazına ait pikler ((110), (200) ve (211)) bulunmaktadır.



Şekil 4.12. 100Cr6 çeliğine uygulanan farklı ısıl işlemlerin XRD verileri

4.5. SEM ve EDS Analizleri

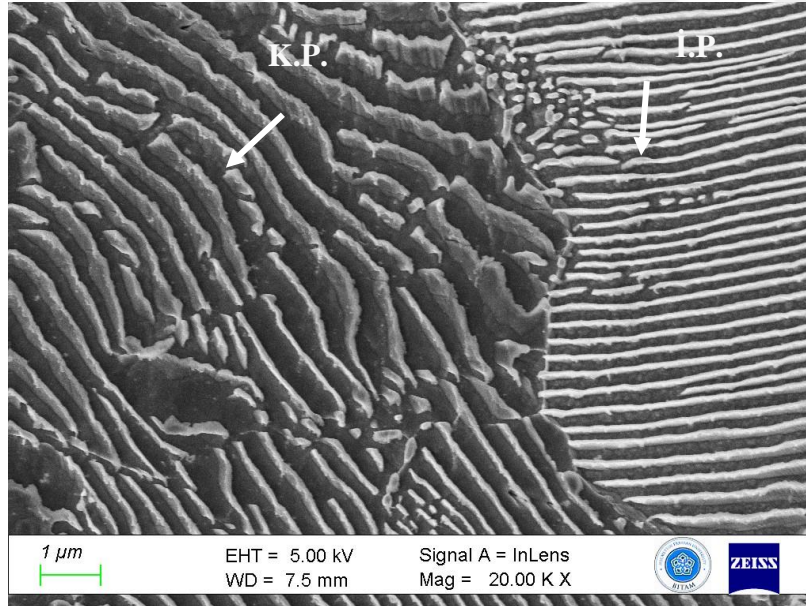
4.5.1. Beynitik çelik numuneler

Tez kapsamında, Analiz 1 ve Analiz 2 olarak adlandırılan döküm parçaların ve sonrasında östemperleme ısıl işlemi uygulanan numunelerin mikro yapı analizleri SEM-EDS teknikleri uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Analiz 1 alaşımına ait, dökülmüş durumda ve herhangi bir ısıl işlem görmemiş olan SEM mikroyapı fotoğrafları, farklı büyütme oranlarıyla Şekil 4.13'te sunulmuştur. İncelenen numunenin perlitik yapıya sahip olduğu görülmüştür. Numunede, hem kaba perlitik (K.P) yapı hem de ince perlitik (İ.P.) yapı mevcuttur. Perlit kolonileri arasında kalıntı östenit fazlarına da rastlanılmıştır. Isıl işlem yapılmamış Analiz 1'e ait EDS sonuçları ise de Şekil 4.14'te verilmiştir. EDS sonuçlarında perlitik yapıda bulunan açık renkli fazın perlitik mikro yapının temel bileşenlerinden Fe_3C fazına ait olduğu belirlenmiştir. Perlitik mikro yapının diğer temel bileşeni α -Fe fazının EDS analizleri ile sementitin EDS analizleri

kıyaslandığında ferrit fazının sementit fazına kıyasla nispeten daha yüksek oranda Fe ve daha düşük oranda C içerdiği görülmüştür. Sementitin Fe oranı EDS analizi ile % 78,9 \pm 1 olarak belirlenmiştir. Bu oran Fe₃C (sementit) fazının stokiometrisi 75 Fe-25 C ile çok benzerlik göstermektedir.

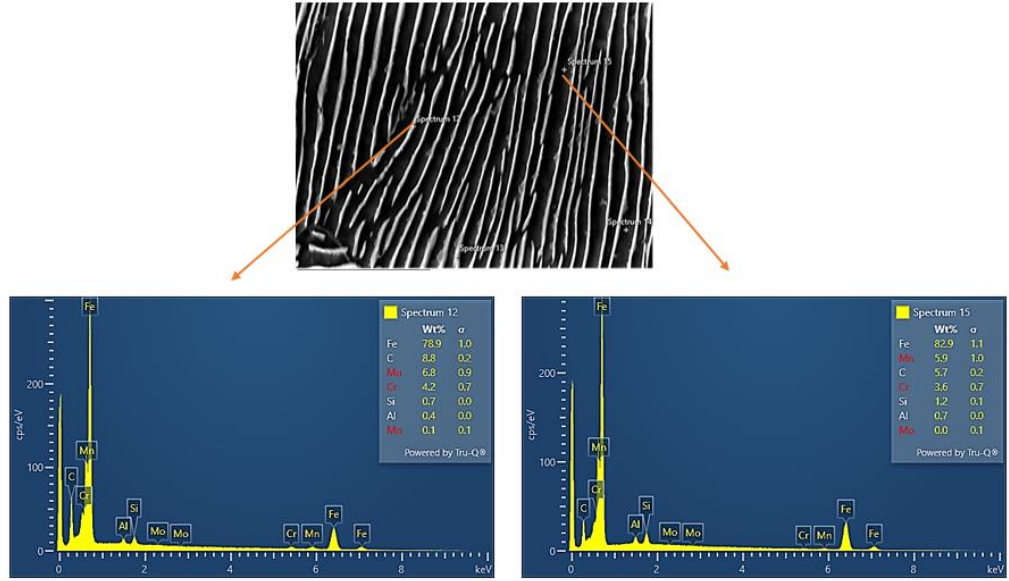


(a)



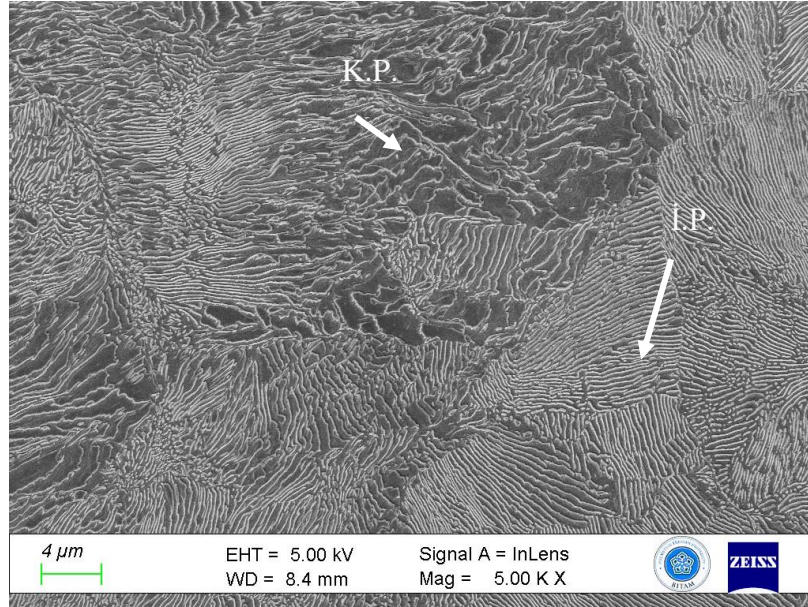
(b)

Şekil 4.13. Isıl işlem uygulanmamış Analiz 1-D'ye ait a) düşük büyütmede b)yüksek büyütmede SEM görüntüleri

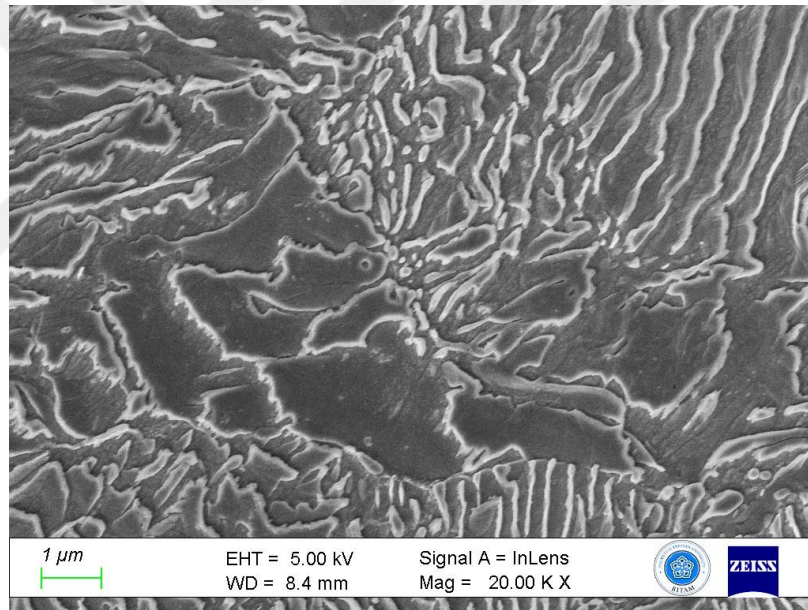


Şekil 4.14. Analiz 1-D'ye ait EDS analizleri

Benzer şekilde, Analiz 2-D numunesine ait farklı büyütme oranlarındaki SEM mikro yapı fotoğrafları Şekil 4.15'te sunulmuştur. Analiz 1'deki gibi, Analiz 2'de de perlitik mikro yapının varlığı tespit edilmiştir. Isıl işlem uygulanmamış Analiz 2'ye ait EDS sonuçları ise de Şekil 4.16'da verilmiştir. Analiz 1-D'ye çok benzer şekilde perlitik mikro yapı α -Fe ve Fe_3C fazlarından meydana gelmektedir. Sementit fazının Fe oranı yaklaşık % 76,1 \pm 1 olarak belirlenmiştir. Döküm numunelerin kimyasal analizlerinde bulunan % 0,8 C oranından ötürü perlitik mikro yapıya sahip olmaları beklenmektedir. Yapılan SEM-EDS analizleri sonucunda her iki bileşim için de perlitik mikro yapının varlığı ispat edilmiştir. Ayrıca SEM-EDS analiz sonuçları XRD analiz sonuçlarını da doğrulamaktadır.

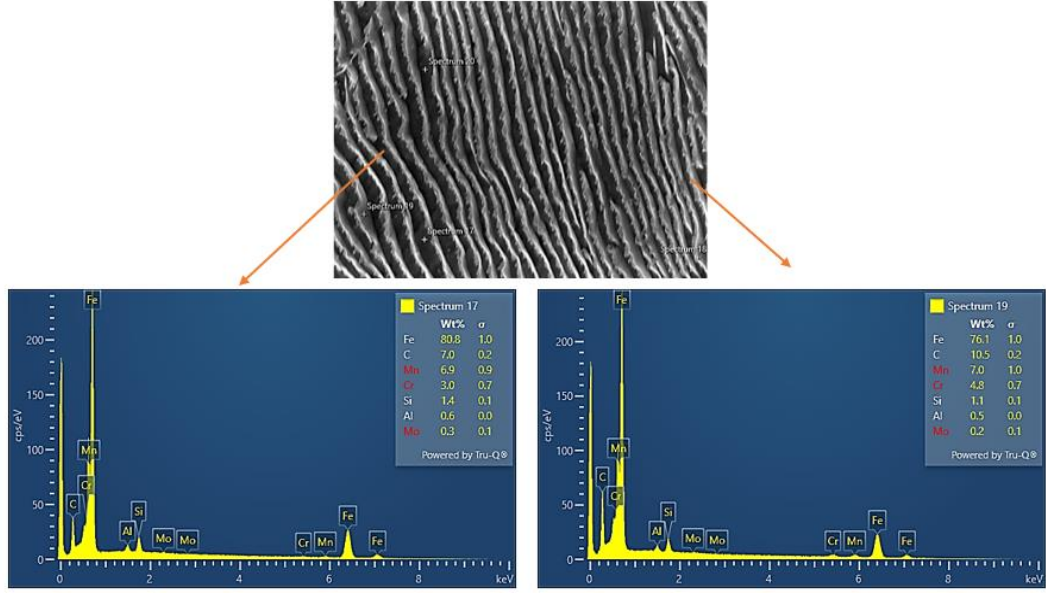


(a)



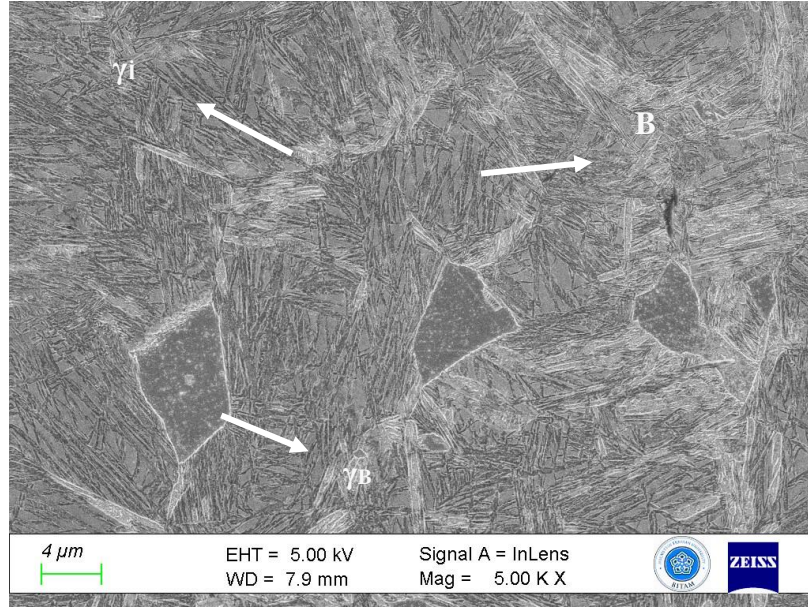
(b)

Şekil 4.15. Analiz 2-D'ye ait a) düşük büyütmede b)yüksek büyütmede SEM görüntüleri

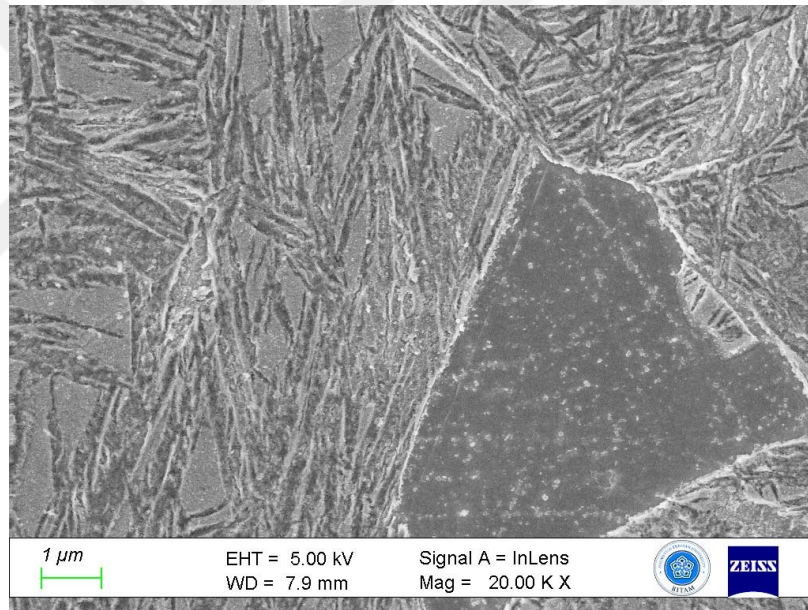


Şekil 4.16. Analiz 2-D'ye ait EDS analizleri

Döküm parçalara yapılan östemperleme ısıl işlemi sonrası Analiz 1 bileşimine ait 5000X ve 20000X büyütme SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 4.17'de yer almaktadır. Mikroyapıları incelendiğinde, döküm parçalardaki perlitik mikro yapının tamamen değiştiği, östemperleme sonrası beynit (B) ve kalıntı östenitten oluşan mikro yapının oluştuğu görülmüştür. Analiz 1-Ö'ye ait SEM görüntüsünde bloklu kalıntı östenit yapısı (γ_B) (koyu renkli köşeli fazlar) net şekilde bellidir. Yapıda ince film şeklinde kalıntı östenit te bulunmaktadır (γ_i). Numune üzerinde yapılan ve Şekil 4.18'de sunulan EDS analizlerinde kalıntı östenit ve beynitin kimyasal bileşimleri birbirine yakın olduğu görülmektedir. Kalıntı östenit varlığı XRD analizleri esas alınarak tespit edilmiştir. Yapıda bulunan kalıntı östenit kriyojenik ısıl işlem uygulanarak martenzite dönüşmüştür. Analiz 1-K'ye ait SEM görüntüsü, Şekil 4.21'de verilmiştir. Sıfır-altı ısıl işlemi, özellikle martenzit oluşumunu teşvik etmektedir.

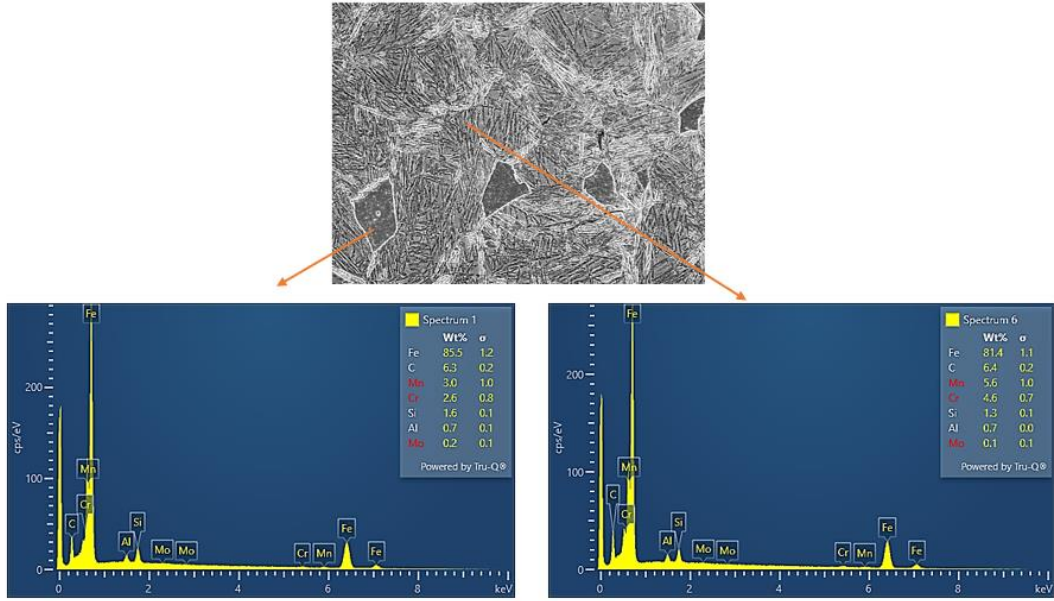


(a)



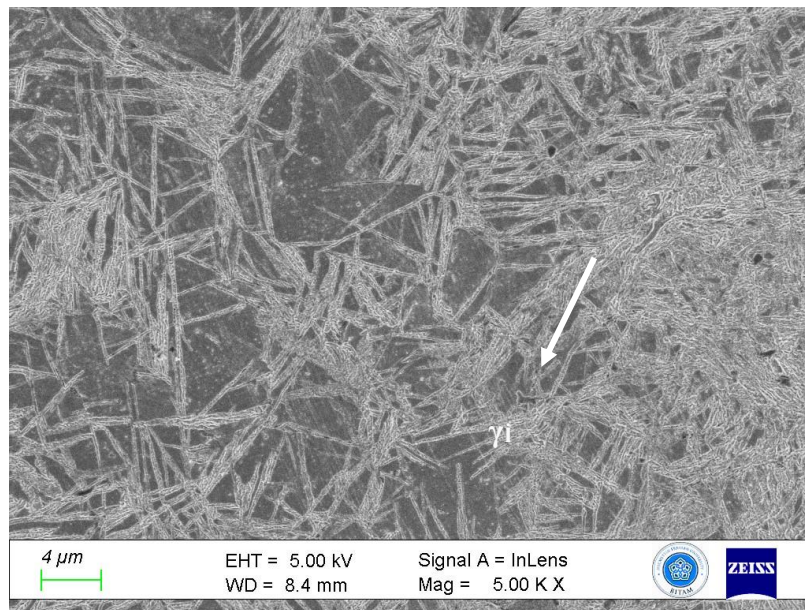
(b)

Şekil 4.17. Analiz 1-Ö'ye ait a) düşük büyütmede b)yüksek büyütmede SEM görüntüleri

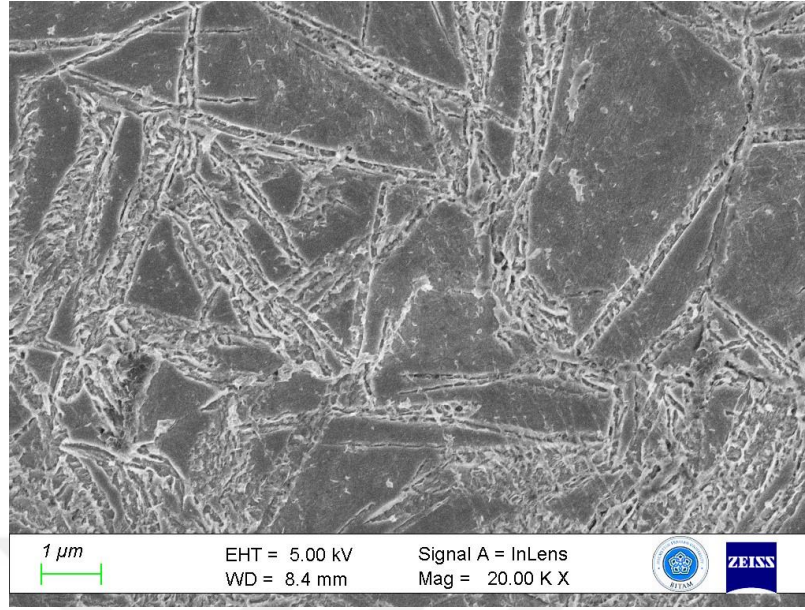


Şekil 4.18. Analiz 1-Ö'ye ait EDS analizi

Östempereleme ısıl işlemi uygulanmış Analiz 2 bileşimine sahip numunelerin 5000X ve 20000X büyütme oranlarına sahip SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 4.19'da yer almaktadır. Mikro yapılar incelendiğinde, Analiz 1'e ait mikroyapılara benzer biçimde beynit ve kalıntı östenitin varlığının tespit edildiği görülmüştür. Analiz 2 östempereleme numunesine de kriyojenik ısıl işlem uygulanmıştır. Analiz 2-K kodlu parçada martenzitik yapı ve kalıntı östenit yapısı tespit edilmiştir. Analiz 2'e ait SEM görüntüsünde kalıntı östenitin daha çok ince film yapısında olduğu belirlenmiştir. Şekil 4.20'de sunulan EDS sonuçları ise Analiz 1 bileşimine sahip numunenin EDS sonuçları ile neredeyse birebir örtüşmektedir.

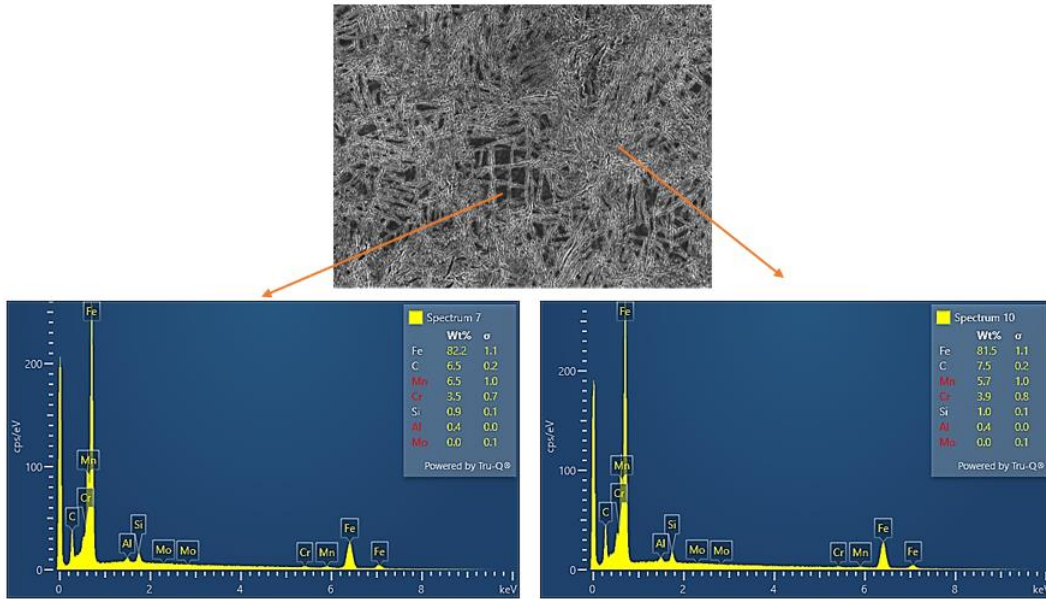


(a)



(b)

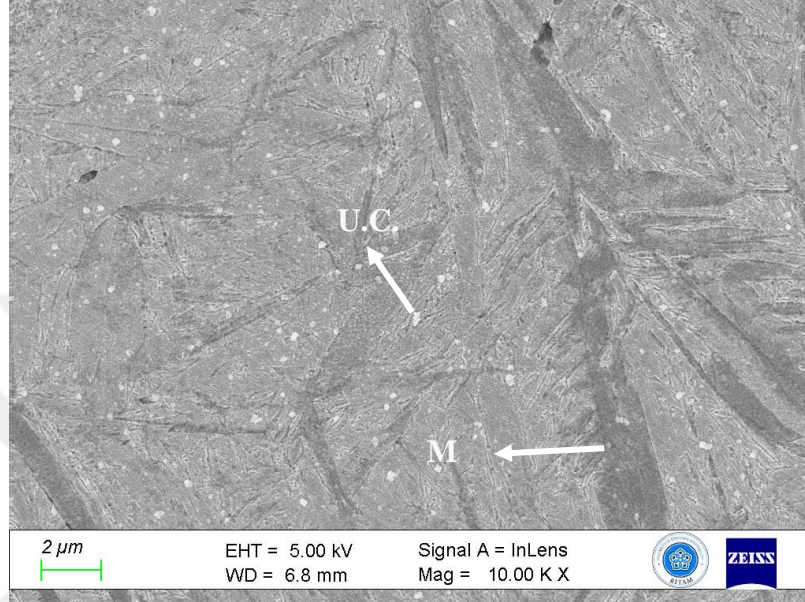
Şekil 4.19. Analiz 2-Ö'ye ait a) düşük büyütmeye b)yüksek büyütmeye SEM görüntüleri



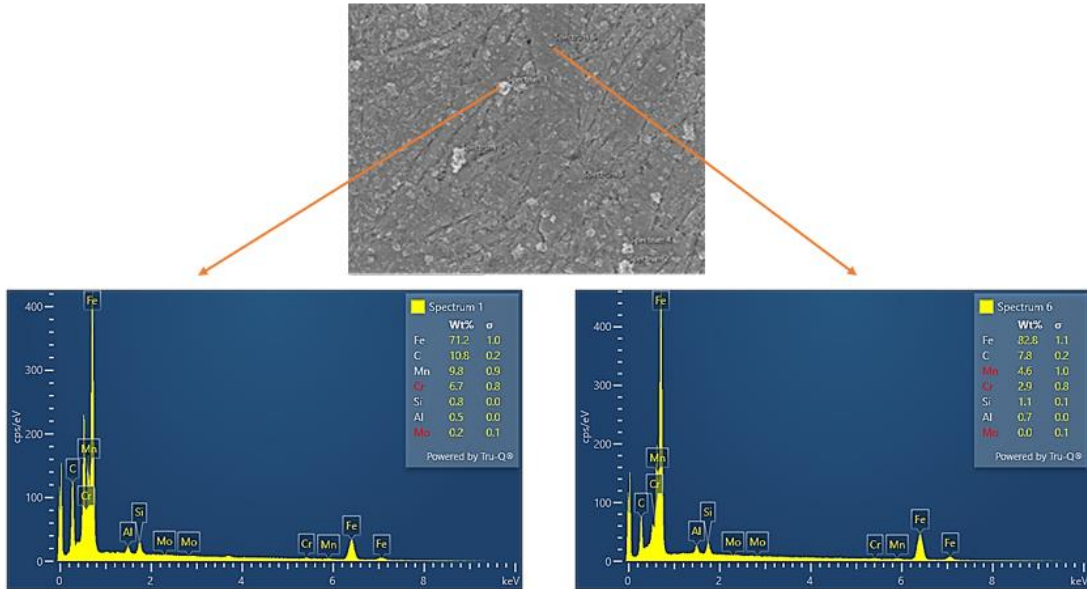
Şekil 4.20: Analiz 2-Ö'ye ait EDS analizi

Döküm analizlerimizde, östempereleme ısıl işlemi sonrasında yapıda bulunan kalıntı östeniti doğrulamak amacıyla kriyojenik ısıl işlem uygulayarak bu östeniti parçalamayı ve martenzit yapı oluşturma hedeflenmiştir. Analiz 1-K'ye ait parçanın SEM görüntüsü Şekil 4.21'de verilmiştir. SEM görüntüsünde, martenzit fazı (M) koyu blok adalar (düz alanlar) olarak belirgin bir şekilde görülmektedir. Ayrıca, mikro yapıda çözülmemiş alaşım karbürleri (U.C.) de tespit edilmiştir.

Şekil 4.22'de verilen EDS analizi sonuçlarına göre, Fe oranı %82,8 olarak belirlenmiştir. EDS analizi, çözülmemiş alaşım karbürlerini $Fe_3(C-Cr)$ olarak tanımlamıştır. Bu sonuçlar, kriyojenik ısıl işlem uygulanarak östemperleme sonrasındaki kalıntı östenitin parçalanarak martenzit yapıya dönüştüğünü ve aynı zamanda çözülmemiş alaşım karbürlerinin tespit edildiğini göstermektedir.



Şekil 4.21. Analiz 1-K'ye ait SEM görüntüsü

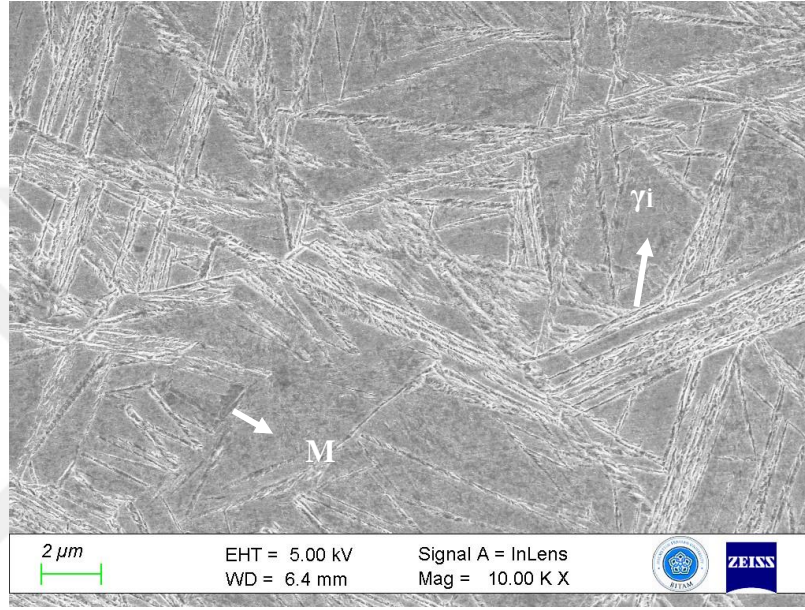


Şekil 4.22. Analiz 1-K'ye ait EDS analizi

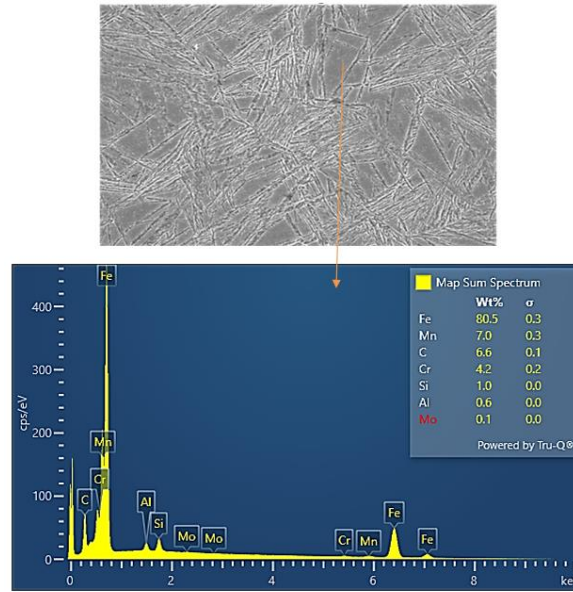
Analiz 2-K kodlu parçanın SEM görüntüsü Şekil 4.23'te verilmiştir. Bu görüntü, Analiz 1-K'ye ait parçanın SEM görüntüsüyle (Şekil 4.21) karşılaştırıldığında, yapıda

daha az miktarda martenzit fazının oluştuğunu gözlemliyoruz. Yapıda hem martenzit hem de ince film kalıntı östenit yapısı gözlemlenmektedir.

Analiz 2-Ö'ye ait numunesinde ise, Analiz 1-Ö'ye kıyasla daha az miktarda bloklu yapıda kalıntı östenit tespit edilmiştir. Blok yapıdaki kalıntı östenitin, ince film yapısına göre daha kolay çözünen bir yapı olduğu bilinmektedir. Şekil 4.24'te sunulan EDS analizi sonuçlarına göre, demir oranı %80,5 olarak belirlenmiştir.



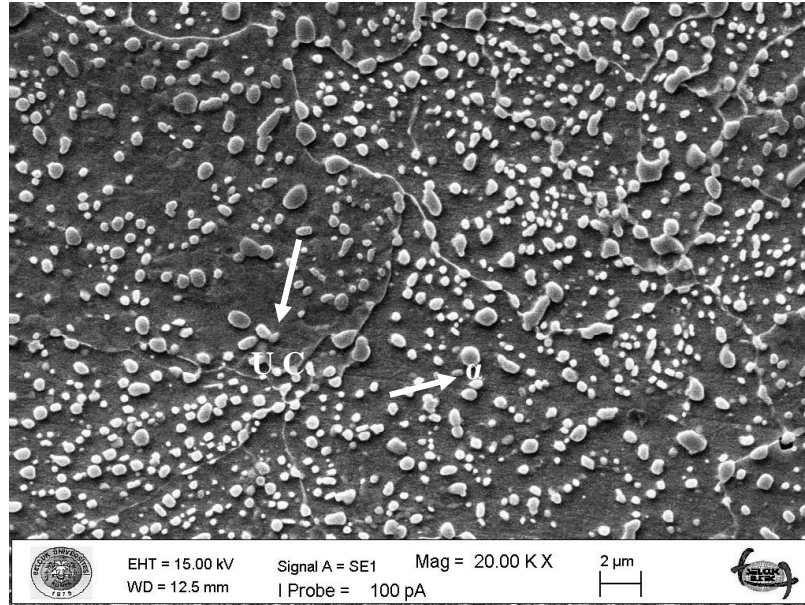
Şekil 4.23. Analiz 2-K'ye ait SEM görüntüsü



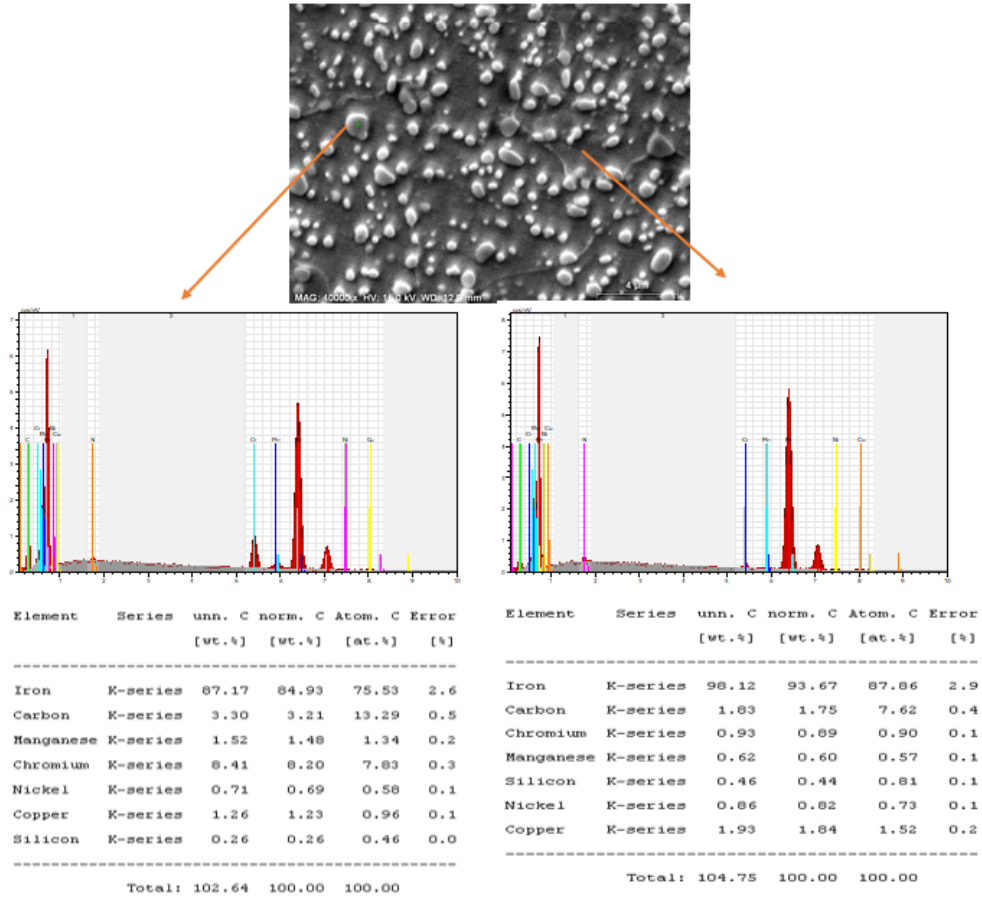
Şekil 4.24. Analiz 2-K'ye ait EDS analizi

4.5.2. 100Cr6 rulman çeliği

Tedarik edilen 100Cr6 rulman çeliğinin, herhangi bir ısıl işlem görmemiş, östenitleme sonrası hızla su verilmiş, 180°C ve 235°C'de temperleme yapılmış durumlarının 20000X büyütme SEM mikro yapı fotoğrafları ve EDS analizleri Şekil 4.25'den Şekil 4.28'e kadar gösterilmiştir. Gösterilen mikro yapılarda çözülememiş alaşım karbürleri, özellikle $Fe_3(C-Cr)$ içermektedir. 100Cr6'ya ait tm mikroyapılarda α -Fe matris fazı içerisine homojen dağılmış ince ve küresel, $Fe_3(C-Cr)$ karbür parçacıkları bulunmaktadır. Karbürlerin kimyasal bileşimleri EDS analizleri ile de doğrulanmıştır. Verilen EDS sonuçlarına göre karbürlerin Fe oranı % 75 civarındadır. Su verme sonrası mikro yapı (Şekil 4.26(a)), çoğunlukla martenzit fazından meydana gelirken az oranda da seyrek dağılmış karbür içermektedir. Su verme sonrası mikro yapıdaki karbürün kimyasal bileşimi EDS analizleri (Şekil (4.26(b)) ile doğrulanmıştır. Karbür parçacığı üzerinden alınan EDS analizinde Fe oranı yaklaşık % 75'tir. Martenzit üzerinden alınan EDS analizinde Fe oranı ise yaklaşık % 82,5'tir. 180°C ve 235°C'de temperleme sonrası mikro yapıda ise çoğunlukla temper martenzit (T.M.) ve az miktarda karbür parçacıkları gözlemlenmektedir. Karbürler, beyaz küresel tanecikler olarak belirginleşmektedir. Temperleme sonrası karbürlerin kimyasal analizleri (Şekil 4.27(b) ve Şekil 4.28 (b)) diğer 100Cr6 numunelerin analizlerine benzerlik göstermektedir.

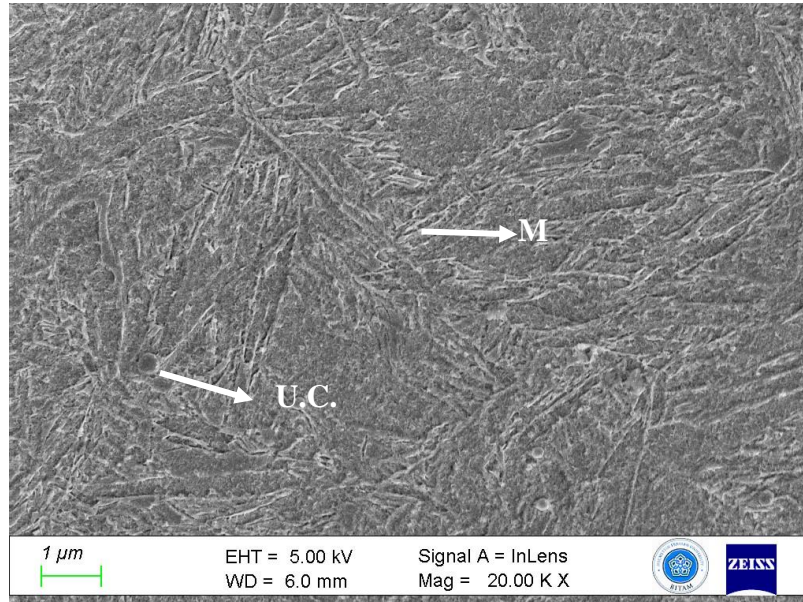


(a)

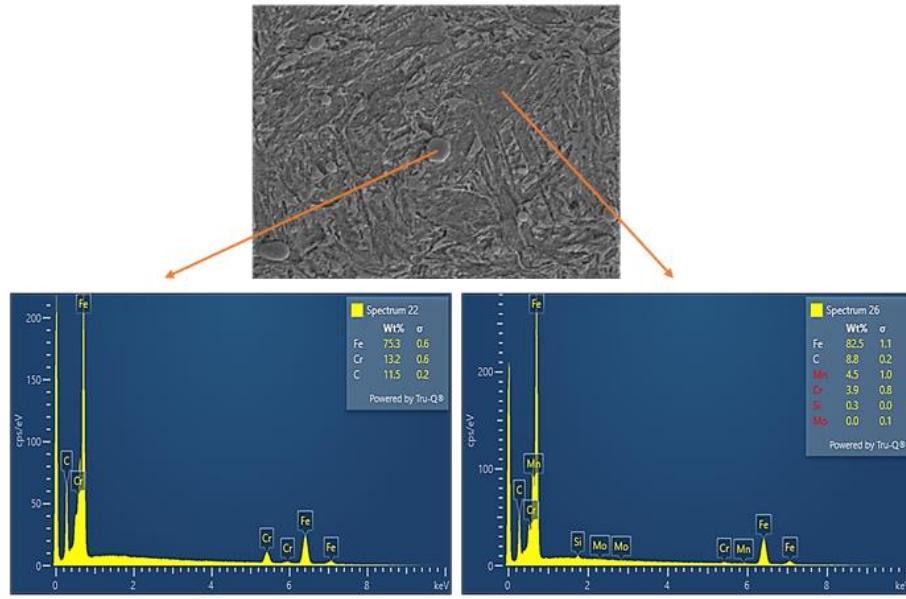


(b)

Şekil 4.25. 100Cr6-H numunesine ait a)SEM görüntüsü b)EDS analizi

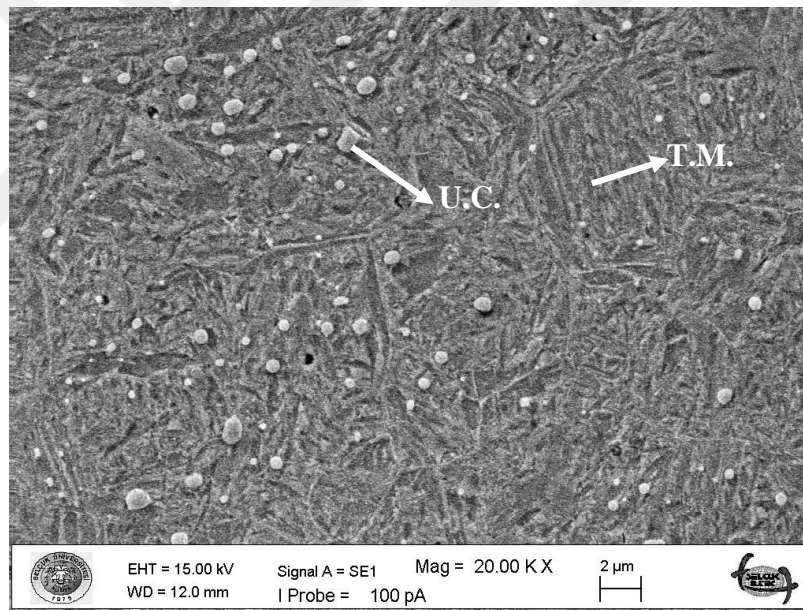


(a)

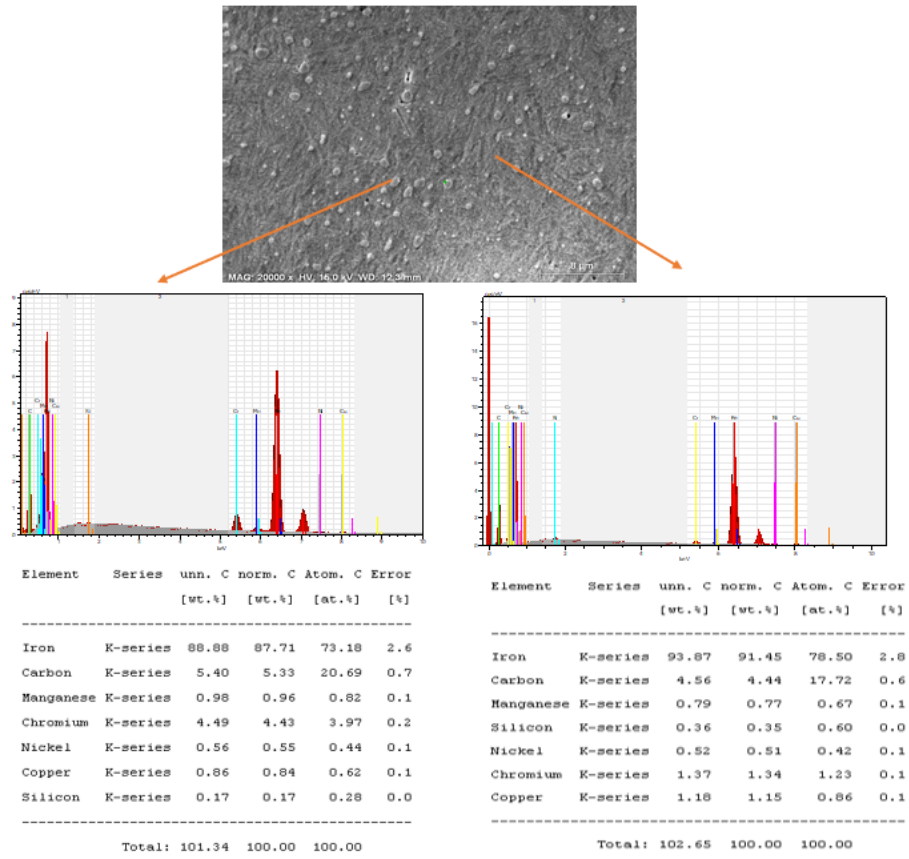


(b)

Şekil 4.26. 100Cr6-Q numunesine ait a)SEM görüntüsü b)EDS analizi

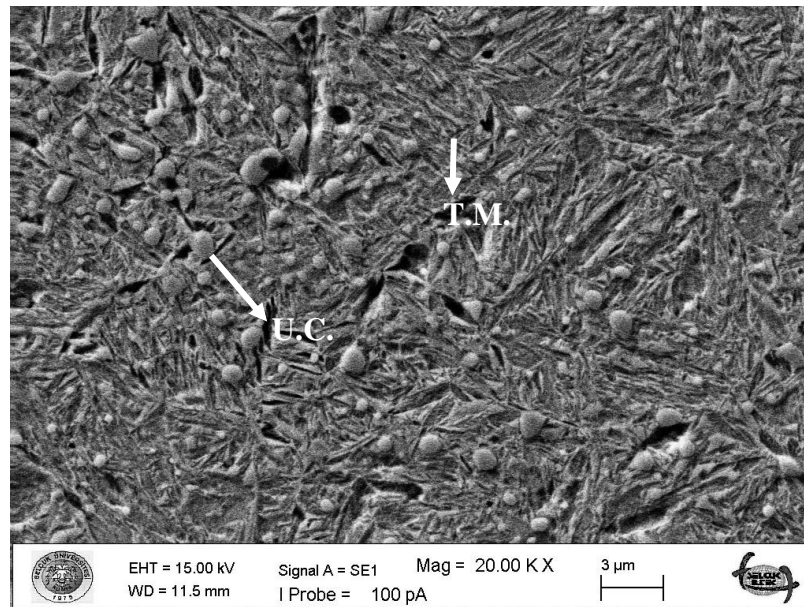


(a)

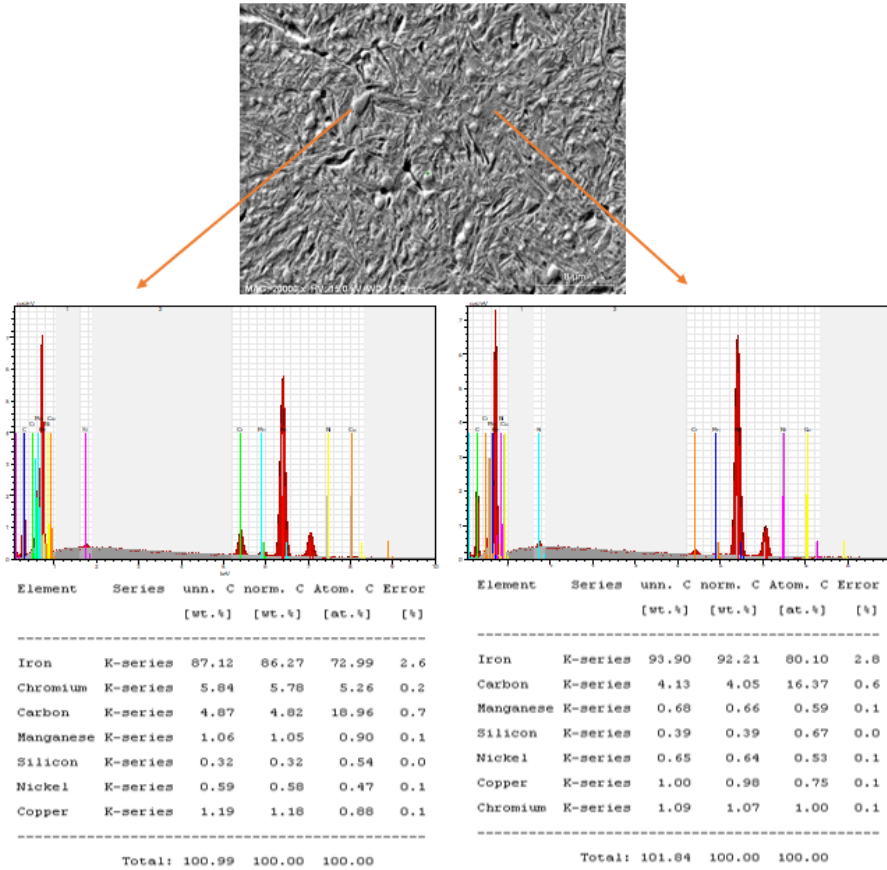


(b)

Şekil 4.27. 100Cr6-180Tmunesine ait a)SEM görüntüsü b)EDS analizi



(a)



(b)

Şekil 4.28. 100Cr6-235T numunesine ait a) SEM görüntüsü b) EDS analizi

4.5. Mekanik Karakterizasyon

4.5.1. Sertlik testleri

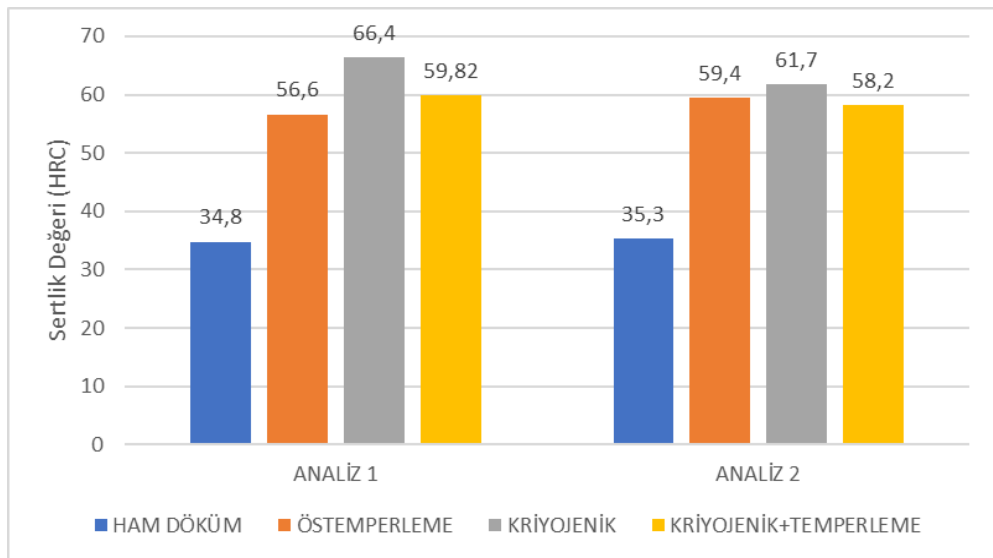
Tüm numunelerin sertlik değerleri, elde edilen mikroyapılarla birlikte Çizelge 4.6'da sunulmuştur. Sertlik değerleri mikroyapılarına uygun olarak beklenen şekilde çıkmıştır.

Döküm numunelerinin ısıl işlemlere bağlı olarak değişen sertlik değerleri, Şekil 4.29'daki grafikte gösterilmiştir. Döküm numunelerinin mikroyapıları perlitik bir yapıya sahiptir ve sertlik değerleri yaklaşık olarak 35 HRC'dir. Östemperleme ısıl işlemi sonrasında numunelerin yapısında beynit ve kalıntı östenit bulunması, sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur. Kriyojenik ısıl işlem ile yapıda martenzit oluşması, sertlik değerinin daha da artmasına yol açmıştır.

Çizelge 4.6. Numunelerin ısıt işleme çeşitlerine göre mikroyapıları ve sertlik değerleri

Döküm Analizleri		
Numune Kodu	Mikroyapısı	Sertlik
Analiz 1-D	K.P.+İ.P	34,8(±1,3) HRC
Analiz 2-D	K.P.+İ.P	35,2(±1,4) HRC
Analiz 1-Ö	B+ γ_B + γ_i	56,6 (±2,2) HRC
Analiz 2-Ö	B+ γ_B + γ_i	59,4 (±2,3) HRC
Analiz 1-K	M+B+U.C.	66,4(±2,6) HRC
Analiz 2-K	M+B+ γ_i	61,7(±2,4) HRC
Analiz 1-KT	T.M.+B+U.C.	59,82(±2,3) HRC
Analiz 2-KT	T.M.+B+ γ_i	58,20(±2,3) HRC
100Cr6 Rulman Çeliği		
Numune Kodu	Mikroyapısı	Sertlik
100Cr6-H	α +U.C.	208(±5) HB
100Cr6-Q	M+U.C.	63 (±2,5) HRC
100Cr6-180T	T.M.+U.C.	61,3 (±2,4) HRC
100Cr6-235T	T.M.+U.C.	59,1 (±2,3) HRC

Analiz 1-K numunesinde daha fazla martenzit bulunmasından kaynaklı olarak, Analiz 2-K'ya göre sertlik değeri daha yüksektir. Kriyojenik ısıt işlemin ardından 250°C'de temperleme yapıldığında, yapıdaki martenzitler temper martenzit yapıya dönüşerek sertlik değerleri düşmüştür.



Şekil 4.29. Döküm analizlerin ısıt işlemlere bağlı sertlik değerleri

100Cr6 malzemesinin sertlik değerlerini incelediğimizde (Çizelge 4.6), 100Cr6-H numunesi küreselleştirilmiş halde en düşük sertliğe sahip olan numunedir. Malzemenin yumuşaklığı nedeniyle HRC yerine HB sertlik deneyi kullanılmıştır. 100Cr6-Q ise çözülmemiş alaşım karbürleri ve martenzit içerdiğinden en yüksek sertliğe sahiptir. Temperleme işlemi ile sertlik değerleri düşmüştür. Temperleme sıcaklığı arttıkça sertlik değeri de azalmıştır.

4.5.2. Çekme testleri

Ticari kullanıma uygun numuneler çekme testleri için seçilmiştir ve elde edilen çekme testi sonuçları Çizelge 4.7'de verilmiştir. Ham döküm analizlerinin mikroyapıları birbirine çok yakın olduğu için sertlik ve çekme dayanımları birbirlerine yakın çıkmıştır. Döküm analizlerinin östemperleme ısıl işlemi sonrası test sonuçları numuneler çekme esnasında kırıldıkları için elde edilememiştir.

Çizelge 4.7. Numunelerin ısıl işlem çeşitlerine göre çekme dayanımları

Döküm Analizleri	
Numune Kodu	UTS(MPa)
Analiz 1-D	835
Analiz 2-D	828
Analiz 1-Ö	*
Analiz 2-Ö	*
100Cr6 Rulman Çeliği	
Numune Kodu	UTS(MPa)
100Cr6-H	695
100Cr6-180T	1408
100Cr6-235T	1406

100Cr6 numunelerinin çekme dayanımları incelendiğinde, ham halleri düşük alaşımli çelik değerlerine yakın dayanımlar sergilemektedir. 100Cr6-180T ve 100Cr6-235T numuneleri, yapısında temper martenzit içermeleri nedeniyle daha yüksek çekme dayanımlarına sahiptir. Sertlik ve UTS değerleri arasında doğrudan bir ilişki vardır.

4.5.3. Darbe testleri

Dökülen parçaların ham halleri ile östemperleme işleminden sonraki halleri, oda sıcaklığında, -25°C ve -45°C'de Charpy darbe testine tabi tutulmuştur; sonuçlar Çizelge 4.8'de verilmiştir. Elde edilen sonuçların incelenmesi, Charpy darbe değerleri ile mikroyapı, sertlik testi ve çekme testi sonuçları arasında bir bağlantı bulunamadığını göstermiştir. Ayrıca, test sıcaklık koşullarının değişmesiyle de belirgin bir fark elde edilememiştir.

Çizelge 4.8. Döküm analizlerinin Charpy darbe test sonuçları

Döküm Analizleri			
Numune Kodu	Darbe enerjisi (J) (23 °C)	Darbe enerjisi (J) (-25 °C)	Darbe enerjisi (J) (-45 °C)
Analiz 1-D	4,5	3,5	3,5
Analiz 2-D	3,7	3,7	3,1
Analiz 1-Ö	3,5	2,3	2,3
Analiz 2-Ö	3,3	2,8	2,7

4.5.4. Aşınma testleri

Döküm analizleri ve 100Cr6 numunelerinin abrasif aşınma testleri, oda sıcaklığında ve kuru ortamda gerçekleştirilmiştir. İlgili test parametreleri Çizelge 4.9'da belirtilmiştir.

Çizelge 4.9. Aşınma testi parametreleri

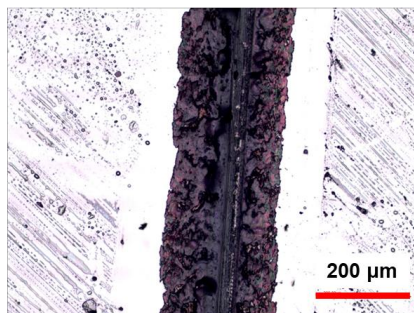
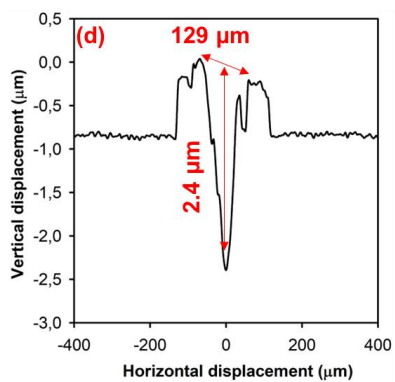
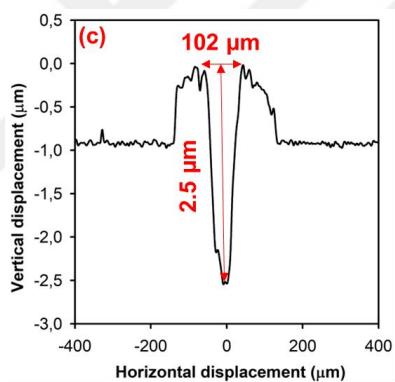
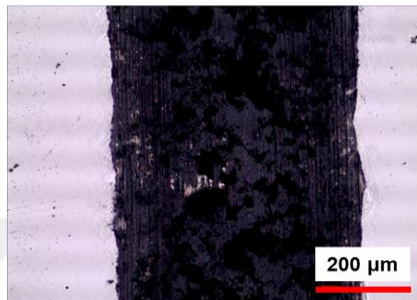
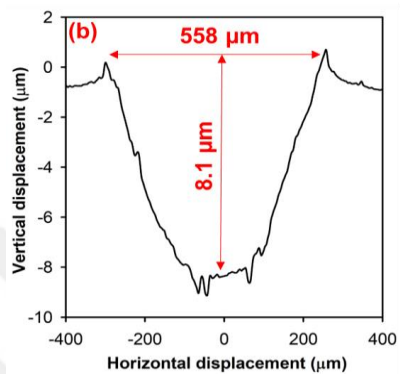
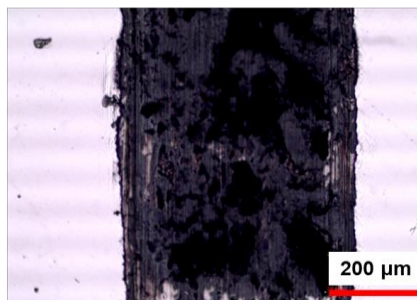
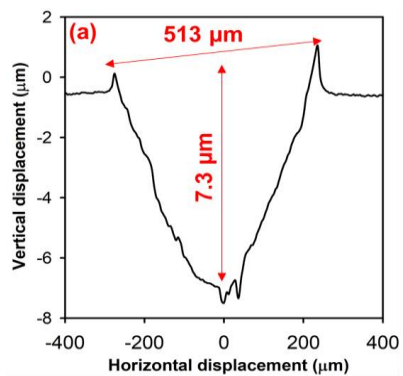
TEST PARAMETRELERİ			
Normal Yük (N)	10	Test Süresi (dk)	8,33
Kayma Hızı (mm/s)	100	Sıcaklık (°C)	23
Çevrim Sayısı	2500	Mesafe (m)	50
Bilye Tipi	WC	Bilye Çapı (mm)	6

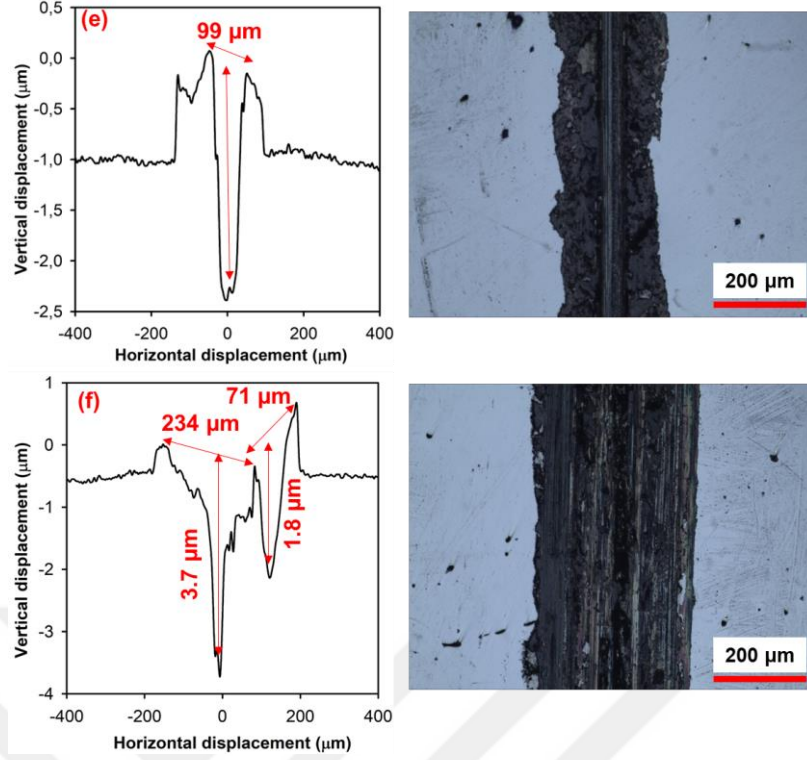
Çizelge 4.10. Numunelerin ısıtıl işlem çeşitlerine göre sürtünme katsayısı değerleri

Döküm Analizleri			
Numune Kodu	Maksimum Sürtünme Katsayısı (μ)	Minimum Sürtünme Katsayısı (μ)	Ortalama Sürtünme Katsayısı (μ)
Analiz 1-D	0,89	0,53	0,61
Analiz 2-D	0,95	0,54	0,63
Analiz 1-Ö	0,7	0,55	0,58
Analiz 2-Ö	0,73	0,57	0,62
Analiz 1-K	0,6	0,54	0,57
Analiz 2-K	0,82	0,55	0,66
100Cr6 Rulman Çeliği			
Numune Kodu	Maksimum Sürtünme Katsayısı (μ)	Minimum Sürtünme Katsayısı (μ)	Ortalama Sürtünme Katsayısı (μ)
100Cr6-H	0,81	0,5	0,59
100Cr6-Q	0,8	0,71	0,76
100Cr6-180T	0,79	0,07	0,58
100Cr6-235T	0,71	0,52	0,56

4.5.4.1. Beynitik çelik numuneleri

Tez kapsamında, Analiz 1 ve Analiz 2 adlı parçalardan elde edilen döküm numunelerinin, östemperleme ısıtıl işlemi uygulanan ve kriyojenik ısıtıl işlem görmüş numunelerin optik mikroskopta elde edilen aşınma izi genişliği ve derinliği 3 boyutlu profilometrik görüntüleri incelenmiştir. Optik mikroskopta elde edilen iki boyutlu görüntülerden türetilen aşınma izi derinlikleri ve genişlikleri, Excel programında grafiklere dönüştürülerek analiz edilmiştir. Optik mikroskop görüntüleri ve aşınma izi grafikleri Şekil 4.30' da verilmiştir.





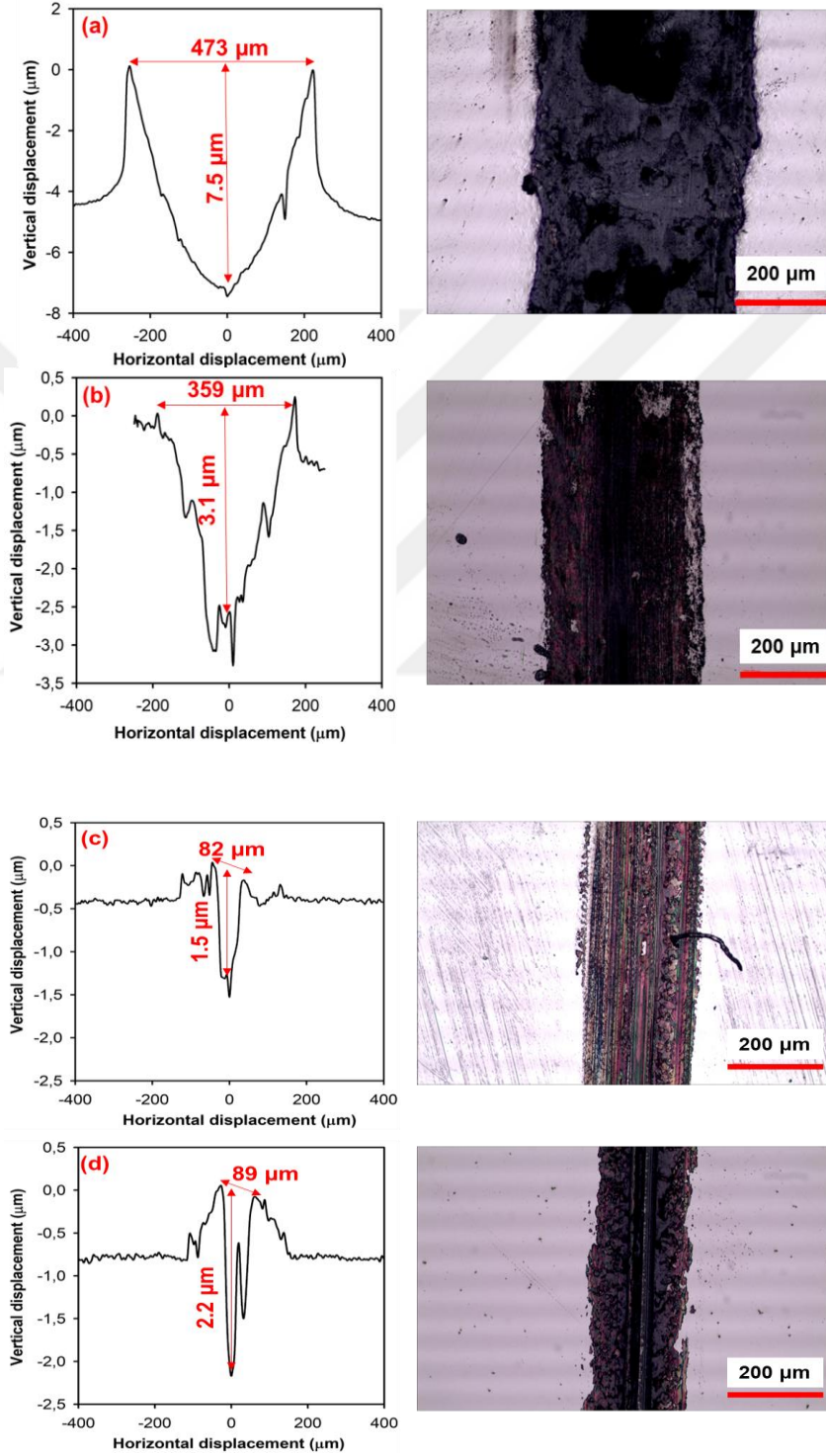
Şekil 4.30. Aşınma testi sonrasında a) Analiz 1-D, b) Analiz 2-D, c) Analiz 1-Ö, d) Analiz 2-Ö, e) Analiz 1-K, f) Analiz 2-K numunelerinin aşınma izleri

Aşınma izlerinin optik mikroskop görüntülerini incelediğimizde ham döküm hallerindeki iz genişliği diğerlerine kıyasla daha kalındır. Östemperleme işlemi yapılan numunelerin aşınma dayanımı ham analize göre daha yüksektir. Analiz 1 (Şekil 4.30 (a),(c)(e)) ve Analiz 2 (Şekil 4.30 (b),(d)(f)) arasındaki optik mikroyapılardaki aşınma izlerini incelediğimizde ham ve östemperleme işleminde iki analiz arasındaki Mn farkı aşınma dayanımı açısından belirgin fark gözlemlenmemiştir. Kriyojenik işlem sonrasında yapılan incelemede (Şekil 4.30 (e), (f)), Analiz 1'in aşınma görüntüsünün daha ince yapıda olduğunu tespit ettik. Bu iki analiz arasındaki belirgin farkın sebebi, Analiz 1-K numunesinin yapısında, Analiz 2-K'ya göre daha fazla miktarda martenzit bulunmasından kaynaklanmaktadır.

4.5.4.2. 100Cr6 rulman çeliği

Tedarik edilen 100Cr6 rulman çeliğinin, herhangi bir ısıl işlem görmemiş hali, östenitleme sonrası hızla su verilmiş durumu, 180°C ve 235°C'de temperleme yapılmış durumlarına ait aşınma deney sonrası izleri ve grafikleri Şekil 4.31'de verilmiştir.

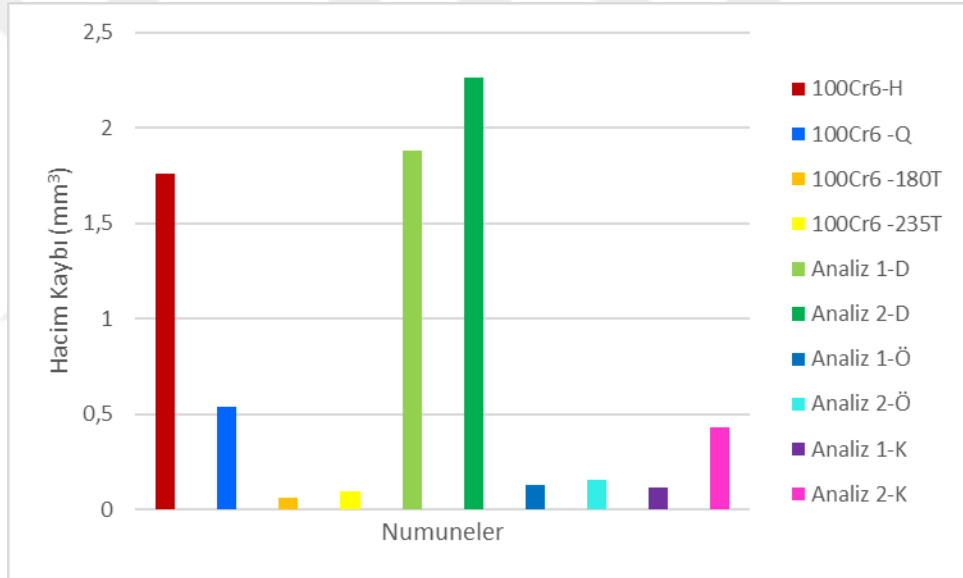
100Cr6-H (Şekil 4.31 (a)) numunesi aralarında en düşük sertliğe sahip olan numunedir aynı zamanda en geniş ve en derin aşınma izine sahip numunedir. 100Cr6-Q (Şekil 4.31 (b)) numunesi ise optik miroyapısında daha ince aşınma izine sahiptir. 100Cr6-180T ve 100Cr6-235T (Şekil 4.31 (c) ve (d)) ise diğerlerine kıyasla daha ince yapıdadır. Bu iki malzemenin aşınma derinliği ve genişliği birbirine yakındır.



Şekil 4.31. Aşınma testi sonrasında a) 100Cr6-H, b) 100Cr6-Q, c) 100Cr6-180T, d) 100Cr6-235T numunelerinin aşınma izleri

Aşınma izi grafiklerindeki aşınma derinliği ve genişliği kullanılarak mm^3 cinsinden hacim kayıpları hesaplanmış ve numunelerin hacim kayıpları Şekil 4.32'deki grafikte gösterilmiştir. Grafiği incelediğimizde, döküm analizlerinde östemperleme işlemi yapmanın ve aynı şekilde 100Cr rulman çeliğinde östemperleme ısıl işlemi uygulamanın belirgin bir şekilde aşınma dayanımını artırdığını gözlemledik. Bu durum, östemperleme işleminden sonra döküm analizlerinde beyitik yapı, 100Cr6 rulman çeliğinde ise temper martenzit yapı bulunmasıyla beklenen bir sonuçtur.

Ancak, 100Cr6 rulman çeliğinin karbür içermesi ve döküm analizlerinin karbür içermeyen beyitik çelik olmasından dolayı, döküm analizlerinin daha yüksek aşınma dayanımına sahip olmasını bekliyorduk. Ancak, belirgin bir fark olmamasına rağmen 100Cr6 numunelerinin aşınma dayanımlarının daha yüksek çıktığı sonucuna ulaştık.



Şekil 4.32. Aşınma testi sonrasında numunelerin hacim kayıp miktarları

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1 Sonuçlar

Çalışma kapsamında iki farklı kimyasal bileşime sahip Beynitik çelik geleneksel kum kalıba döküm yöntemi ile üretilmiş, takiben östemperleme ısıl işlemi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar ticari 100Cr6 rulman çeliğinin sonuçları ile kıyaslanmıştır. Teorik ve deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda listelenmiştir:

- Hesaplmalı malzeme mühendisliği sonuçlarına göre incelenen bileşimler çoğunlukla ferrit+sementit ve eser miktarda karbür içermektedirler.
- Hesaplmalı malzeme mühendisliği sonuçlarına göre Co ilavesi erime sıcaklığını düşürmekte, ötektoid sıcaklığını artırmakta ve M_s sıcaklığını yükseltmektedir. Mn ilavesi ise erime sıcaklığını düşürmekte, ötektoid sıcaklığını düşürmekte, M_s sıcaklığını azaltmakta ve beynit dönüşümünü geciktirmektedir.
- Dökümü yapılan beynitik çeliklerin mikroyapıları perlitiktir.
- Östemperleme ısıl işlemi sonrasında mikroyapı beynit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır.
- Yapıdaki kalıntı östenit sıfır altı (kriyojenik) ısıl işlem ile martenzite dönüştürülmüştür.
- Beynitik çelik numunelerin sertlikleri uygulanan ısıl işlemler sonucunda önemli ölçüde artmıştır.
- Her iki bileşimin sertlik değerleri tüm koşullarda birbirine yakın değerlere sahiptir.
- Temperlenmiş 100Cr6 numuneler ile östemperlenmiş ve sıfır-altı+temperlenmiş numunelerin sertlik değerleri birbirine yakındır.
- En yüksek aşınma direncini östemperlenmiş numuneler ve temperlenmiş 100Cr6 numuneleri sergilemiştir.

5.2 Öneriler

- Farklı kimyasal bileşime sahip (örnek olarak Co içeren) Beynitik çelikler üretilebilir; mikroyapıları, mekanik özellikleri ve aşınma davranışları incelenebilir.
- Farklı sıcaklık ve sürelerde östempereleme ısıl işlemi yapılarak ısıl işlem ve süresinin mekanik özelliklere ve aşınma davranışına etkisi incelenebilir.
- Aşırı yüksek sertliğe sahip beynitik çeliklerin mekanik özellikleri için basma testi uygulanabilir.
- Beynitik çeliklere yorulma testi uygulanabilir.
- 10 N'dan daha yüksek aşınma yükleri kullanılarak farklı aşınma yüklerinin beynitik çeliklerin aşınma davranışına etkisi incelenebilir.
- Çizik (scratch) testi yapılarak değişik yüklemelerdeki aşınma davranışı incelenebilir.
- Aşınmış yüzeyler SEM ile incelenerek aşınma mekanizması hakkında daha detaylı bilgi sahibi olunabilir.

KAYNAKLAR

- Asahi, H., Hara, T., Uemori, R., & Tamehiro, H., 2004, Role of combined addition of niobium and boron and of molybdenum and boron on hardenability in low carbon steels, *ISIJ international*, 44(8), 1431-1440.
- Averbach, B. L., Owen, W. S., Cohen, M., and Hahn, G. T., 1959, *Proceedings of Swampscott Conference on Fracture*, New York: Wiley, 91–114.
- Bhadeshia, H. K. D. H., and Edmonds, D. V., 1983, Bainite in silicon steels: New composition–property approach Part 1, *Metal Science*, 17(9), 411-419.
- Bhadeshia H.K.D.H.,2001, *Bainite in steels transformations, microstructure and properties*. Second Edition. University of Cambridge Fellow of Darwin College, Cambridge,1-55.
- Bhadeshia, H. K. D. H., and Kozeschnik, E., 2008, Influence of silicon on cementite precipitation in steels, *Materials Science and Technology*, 24(3), 343-347.
- Bhadeshia, H. K. D. H., Caballero, F. G., and Garcia-Mateo, C., 2003, Acceleration of low-temperature bainite. *ISIJ international*, 43(11), 1821-1825.
- Bhadeshia, H. K. D. H., Khare, S., and Lee, K., 2009, Relative effects of Mo and B on ferrite and bainite kinetics in strong steels, *International Journal of Materials Research*, 100(11), 1513-1520.
- Bhadeshia, H.K.D.H., and Honeycombe, R.W.K., 2017, *Steels: microstructure and properties*. 4th edition, Butterworth-Heinemann, 179-201.
- Bouaziz, O., Embury, D., Purdy, G. R., Xu, G., Wang, X., Zhang, X., and Zurob, H. S., 2014, Mechanical behavior of carbide-free medium carbon bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 1352-1361.
- Caballero, F. G., Cornide, J., Furuhashi, T., Garcia-Mateo, C. Miller, M. K., and Miyamoto, G., 2011, Distribution of dislocations in nanostructured bainite. *Solid State Phenomena*, 172, 117-122
- Callister, W. D., & Rethwisch, D. D.,2013. *Malzeme bilimi ve mühendisliği*, Prof. Dr. Kenan Gönel, Nobel Yayınları, 342-385.
- Campbell, F. C., 2008, *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ASM International.
- Chen, J., Lv, M., Liu, Z., Tang, S., and Wang, G., 2015, Correlation between mechanical properties and retained austenite characteristics in a low-carbon medium manganese alloyed steel plate. *Materials Characterization*, 106, 108-111.
- Costin, W. L., Lavigne, O., & Kotousov, A., 2016, A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite, *Materials Science and Engineering, A*, 663, 193-203.
- Dikić, S., Glišić, D., Fadel, A., Jovanović, G., & Radović, N., 2021, Structure and strength of isothermally heat-treated medium carbon Ti-V microalloyed steel. *Metals*, 11(7), 1011.
- Ekmen, F. H., (2021), *Kriyojenik işlem uygulanmış Inconel 718 alaşımlarında delik delme işlemlerinin araştırılması*, Yüksek lisans tezi, Batman Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Batman, 21-31
- Farahat, A. Z., Mattar, T., El-Fawkhry, M.K., El-Rahman, S.A.A. and Shash A., 2017, *Designing, Processing and Isothermal Transformation of Al-Si Medium Carbon Ultrafine High Strength Bainitic Steel*, *Defect and Diffusion Forum*, 380, 1-11.
- Furuhashi, T., Kawata, H., Morito, S., & Maki, T., 2006, Crystallography of upper bainite in Fe–Ni–C alloys, *Materials Science and Engineering*, 431(1-2), 228-236.

- Gahm, C., Heino, V., Ojala, N., Rau, C., and Vuorinen, E., 2016. Erosive and abrasive wear performance of carbide free bainitic steels—comparison of field and laboratory experiments. *Tribology International*, 98, 108-115.
- Iida, T., Kashima, T., Sakaguchi, J. and Sugimoto, K. I., 2000, Retained austenite characteristics and tensile properties in a TRIP type bainitic sheet steel. *ISIJ international*, 40(9), 902-908.
- Irvine, K. J., and Pickering, F. B., 1963, Impact properties of low carbon bainitic steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 201(6), 518.
- Kaderli, E., (2023), The effect of continuous and isothermal cooling on the mechanical properties of a low carbon bainitic steel, Master's thesis, The Graduate School of Natural and Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara, 9-17.
- Kafadar, G., (2021), The effect of Si and Mo on the isothermal transformation treatment and tempering of a bainitic medium C steel, Doctor thesis, The Graduate School of Natural and Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara, 6-16
- Long, X. Y., Zhang, F. C., Kang, J., Yang, Z. N., Wu, D. D., Wu, K. M., & Zhang, G. H. (2017). Study on carbide-bearing and carbide-free bainitic steels and their wear resistance. *Materials Science and Technology*, 33(5), 615-622.
- Málek, M., Mičian, M., & Moravec, J., 2021, Determination of phase transformation temperatures by dilatometric test of S960MC steel. *Archives of Foundry Engineering*, 21.
- Mondal, K., Sangal, S., and Sharma, S., 2011, Development of new high-strength carbide-free bainitic steels, *Metallurgical and Materials transactions*, 42, 3921-3933.
- Murathan, Ö.F. (2015), Düşük sıcaklık izotermal ısıl işlemlerinin yüksek silisyumlu çeliğin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi, Yüksek lisans tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 13-22.
- Nevalainen, H. P. and Sandvik, B. P. J., 1981, Structure property relationships in commercial low-alloy bainitic-austenitic steel with high strength, ductility, and toughness. *Metals Technology*, 8(1), 213-220.
- Huang, H., Sherif, M. Y., & Rivera-Díaz-del-Castillo, P. E. J., 2013, Combinatorial optimization of carbide-free bainitic nanostructures. *Acta materialia*, 61(5), 1639-1647.
- Öztürk, Z. (2018), An Investigation of bainitic transformation in low carbon alloy and high carbon railway steels, Master's thesis, The Graduate School of Natural and Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara, 8-25.
- Palkowski, H. and Soliman, M., 2016, Development of the low temperature bainite, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16, 403-412.
- Parmaksızoğlu, B. (2022), Makine imalat sanayi için düşük karbonlu beynitik çelik alaşım ve proses tasarımı, Doktora tezi, Bursa Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Bursa, 12-29.
- Singh, S. B., 2012, Mechanisms of bainite transformation in steels, *Phase Transformations in Steels*, Woodhead Publishing, 385-416.
- Sugimoto, K. I., 2009, Fracture strength and toughness of ultra high strength TRIP aided steels. *Materials Science and Technology*, 25(9), 28.
- Temiz, A., (2019), Ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik çelik alaşımlarının geliştirilmesi, Yüksek lisans tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 32-42.

- Tezgör, B., (2019), Mechanical behavior of low alloy steels with bainitic and bainitic-martensitic structure, Master's thesis, The Graduate School of Natural and Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara.
- Thornton, R., Slatter, T., Jones, A. H., & Lewis, R., 2011, The effects of cryogenic processing on the wear resistance of grey cast iron brake discs. *Wear*, 271(9-10), 2386-2395.
- Tian, J., Xu, G., Zhou, M., Hu, H., & Wan, X., 2017, The effects of Cr and Al addition on transformation and properties in low-carbon bainitic steels, *Metals*, 7(2), 40.
- Timokhina, I. B., Liss, K. D., Raabe, D., Rakha, K., Beladi, H., Xiong, X. Y., and Hodgson, P. D., 2016, Growth of bainitic ferrite and carbon partitioning during the early stages of bainite transformation in a 2 mass% silicon steel studied by in situ neutron diffraction, *Journal of Applied Crystallography*, 49(2), 399-414.
- Yang, J., Wang, T. S., Zhang, B., and Zhang, F. C., 2012, Sliding wear resistance and worn surface microstructure of nanostructured bainitic steel, *Wear*, 282, 81-84.
- Yurtseven, E. N., (2019), Characterization of bainitic and martensitic microstructures in bearing steels, Master's thesis, The Graduate School of Natural and Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara, 22-33.
- Zhu, J. G., (2019), Bainite transformation kinetics-Microstructure characterization of austempered 4140/4150 steel, Doctora Thesis, Oakland University, Michigan, 19-24
- Zorgani, M., (2021), Effect of ausforming on the microstructure and transformation kinetics of a medium carbon carbide-free bainitic steel, Doctora thesis, École De Technologie Supérieure Université Du Québec, Montreal, 53-91