KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ BEYNİTİK-ÖSTENİTİK ÇELİK ALAŞIMLARININ GELİŞTİRİLMESİ

ALİ TEMİZ

KOCAELİ 2019

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ BEYNİTİK-ÖSTENİTİK ÇELİK ALAŞIMLARININ GELİŞTİRİLMESİ

ALİ TEMİZ

Doç.Dr.Ersoy ERİŞİR
Danışman, **Kocaeli Üniversitesi** .....

Prof.Dr.Muzaffer ZEREN
Jüri Üyesi, **Kocaeli Üniversitesi** .....

Dr.Öğr.Üyesi Ekrem ALTUNCU
Jüri Üyesi, **Sakarya Uyg. Bil. Üniversitesi** .....

Tezin Savunulduğu Tarih: 01.07.2019

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Ultra yüksek mukavemetli beynitik ve östenitik çelikler otomotiv ve savunma sanayide araçlarının ağırlıklarını azaltmak maksadıyla tercih edilmektedir. Yüksek mukavemet ve balistik dayanım istenilen bölgelerde kullanılmaktadır. Karbon oranı düşük malzemelerde ultra yüksek mukavemetli beynitik ve östenitik çeliklerin elde edilmesi mümkündür. Böylece kaynaklanabilirlik açısından kolaylık sağlayacaktır. Bu tez kapsamında ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik çelik alaşımlarının geliştirilmesi araştırılmıştır. Bu çalışmanın ileride yapılacak çalışmalar için güncel bir kaynak oluşturacağı düşünülmektedir.

Yüksek lisans tez çalışmalarım boyunca fikir, yardım, tecrübesi ile beni yönlendiren ve tez süresinde geçirdiği kalp krizi ile vefat eden danışmanım sayın Prof. Dr. Mustafa ÇÖL'e sonsuz rahmet dilerim. Tez süresince tecrübe ve bilgisi ile katkıda bulunan ayrıca son zamanda danışmanlığımı üstlenen değerli hocam sayın Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR'e en içten dileklerimle teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Arş. Gr. Yük. Müh. Funda Gül KOÇ, Ahmet Fikret YILDIRIM ve Burak BARUTÇUOĞLU'na teşekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca maddi ve manevi her konuda desteği esirgemeyen anneme, babama ve eşime sonsuz teşekkür ederim.

Temmuz-2019 Ali TEMİZ

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ ii
TABLOLAR DİZİNİ v
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ vi
ÖZET viii
ABSTRACT ix
GİRİŞ 1
1. GENEL BİLGİLER 3
1.1. Beynitik Dönüşüm 5
1.1.1. Kristalografik yaklaşım 6
1.1.2. Dönüşüm termodinamiği ve kinetiği 8
1.1.3. Difüzyonal dönüşüm 11
1.1.4. Difüzyonsuz dönüşüm (Kayma mekanizması) 11
1.1.5. Beynitik dönüşüm başlama sıcaklığı (B_s) ve dönüşüm diyagramları 12
1.1.6. Tamamlanmamış reaksiyon olayı 15
1.1.7. Üst ve alt beynit 17
1.2. Kalıntı Östenit 22
1.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi 23
1.4. Proses Şartlarının Etkisi 26
1.4.1. Deformasyonun sıcaklığı ve oranı 26
1.4.2. Östenitleme sıcaklığı ve süresi 29
1.4.3. İzotermal tavlama sıcaklığı ve süresi 30
2. MALZEME VE YÖNTEM 32
2.1. Malzeme 32
2.2. Termodinamik Modelleme 32
2.3. Döküm, Haddeleme ve Isıl İşlemler 32
2.4. Mikroyapısal Karakterizasyon 35
2.5. Mekanik Testler 35
3. BULGULAR VE TARTIŞMA 37
3.1. Termodinamik Modelleme 37
3.1.1. Faz dönüşümleri ve denge fazları 37
3.1.2. Ms ve Bs sıcaklığının ampirik formüller ile hesaplanması 38
3.2. Mikroyapısal Karakterizasyon 38
3.3. Mekanik Testler 44
3.4. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi 46
4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 50
KAYNAKLAR 52
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 56
ÖZGEÇMİŞ 57

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Mevcut çelik çeşitliliği ve 3. nesil için uzama-çekme mukavemeti denge diyagram 4
Şekil 1.2. Ötektoid çelik mikroyapısı: a) perlit, 720^{o}C'ta oluştu; b) beynit, 290^{o}C'ta izotermal dönüşüm ile elde edildi; c) beynit, 180^{o}C'ta izotermal dönüşüm ile elde edildi; d) martenzit..... 6
Şekil 1.3. Greninger ve Troiano (1940) tarafından elde edilen sonuca göre beynitin irrasyonel yerleşiminin dönüşüm sıcaklığının bir fonksiyonu olarak değişimi..... 7
Şekil 1.4. Faz diyagramında T_0 eğrisinin şematik çizimi..... 9
Şekil 1.5. T_0 hattının beynit başlangıç sıcaklığını nasıl belirlediğini gösteren bir çizim ve bunun faz diyagramı ve ilgili TTT diyagramı ile nasıl bir ilişkisi olduğu..... 10
Şekil 1.6. Perlit ve beynit dönüşümü..... 11
Şekil 1.7. Östenit tane sınırlarında beynitik alt birimlerinin çekirdeklenmesi..... 12
Şekil 1.8. Çeşitli çelikler için reaksiyonların başlaması için C eğrilerini gösteren hesaplanmış TTT eğrileri..... 14
Şekil 1.9. Soğutma eğrileri, sabit hacim yüzde çizgileri ve dönüşüm sıcaklığını gösteren CCT diyagramı..... 14
Şekil 1.10. %0,3 karbonlu dizayn edilen çelikler için T'_0 eğrisi..... 16
Şekil 1.11. Beynit oluşumundan dolayı dilatometrik genleşmenin sıcaklık bağımlılığı..... 17
Şekil 1.12. Üst ve alt beynit dönüşümünün şematik gösterimi..... 18
Şekil 1.13. Üst beynitin 0s, 0,01s, 0,02824s ve 0,03s'de dönüşümü a) Östenit, b) Beynitik ferrit, c) Karbür, d) karbon konsantrasyonu..... 19
Şekil 1.14. Üst beynit içindeki diffüze arayüz içindeki karbon birikimi a) Şekil 1.12.d. belirlenen alan, b) B-B kesişimindeki karbon konsantrasyonu ve x=0,0117µm-y ordinatındaki karbon konsantrasyonu..... 20
Şekil 1.15. Alt beynitin 0s, 0,01s, 0,02s ve 0,03s'de dönüşümü a) Östenit, b) Beynitik ferrit, c) Karbür, d) karbon konsantrasyonu..... 21
Şekil 1.16. Alt beynit içindeki diffüze arayüz içindeki karbon birikimi a) Şekil 1.14.d. belirlenen alan, b) B-B kesişimindeki karbon konsantrasyonu ve x=0µm-y ordinatındaki karbon konsantrasyonu..... 21
Şekil 1.17. a) SEM görüntüsünde blok morfolojideki östenit, b) TEM görüntüsünde beynitik ferrit plakaları arasında bulunan film halindeki kalıntı östeni..... 22
Şekil 1.18. CCT diyagramında karbonun etkisi: a) 0,23C-0,4Si-1,53Mn ve (b) 0,42C-0,27Si-1,42Mn..... 23
Şekil 1.19. a) Mangan oranın beynit oranına etkisi, b) %0.4 karbonlu farklı alaşımların TTT diyagramlarının karşılaştırılması..... 24

Şekil 1.20. 200°C'da izotermal bekletme sıcaklığında 0,98C-1,46Si-1,89Mn-0,26Mo-1,26Cr—0,09V çeliğinde %1,5Co ve %1,0Al ilavesinin beynitik dönüşüm süresine etkisi 25
Şekil 1.21. $3x10^3 s^{-1}$ deformasyon hızı ile deforme edilmiş bloksal östenit; a) Kırılmış ikizler; b) birincil ve ikincil ikizler; c) difraksiyon paterni; d) büyütülmüş 'b' görüntüsü; e) İkizlenme düzleminin yüksek çöznürlüklü TEM görüntüsü; f) büyütülmüş 'e' görüntüsü. 27
Şekil 1.22. Şekil 1.21. Deformasyon uygulanmayan a) ve deformasyon uygulanan b) numuneler için ısıl işlem prosedürü 28
Şekil 1.23. 300°C'ta deformasyon uygulanıp 6 saat izotermal beynitik dönüşüm için bekletilen numuneler; a) %0 (deforme edilmemiş), b) %5, (c) %12, (d) %25 28
Şekil 1.24. Farklı sıcaklık ve aynı sürede östenitleme ve izotermal beynitik dönüşüm işlemi uygulanan numunelerin mikroyapıları; a,c,e) Östenitleme sonrasında 220°C ve b, d, f) 260°C'de izotermal işlem uygulanmış numuneler. a, b) 900°C, c,d) 1000°C, e,f) 1150°C'de östenitlenmiştir. 29
Şekil 1.25. Farklı izotermal sıcaklıklarda malzemenin bekletme prosesinin şematik çizimi 30
Şekil 1.26. Farklı sıcaklıklarda 1 saat izotermal beynitik dönüşüm sonucunda mikroyapılar: (a) 300°C, (b) 320°C, (c) 360°C, (d) 395°C 31
Şekil 2.1. Döküm yapılan indüksiyon ocağı ve b) kokil kalıp 33
Şekil 2.2. a) Sıcak haddeleme ünitesi, b) Nabertherm ısıl işlem fırını ve c) Protherm ısıl işlem fırını 33
Şekil 2.3. Numunelere uygulanan ısıl işlem prosesinin şematik gösterimi 34
Şekil 2.4. Çekme testi için hazırlanan numune boyutları 36
Şekil 3.1. Deneysel çalışmada kullanılan çeliğin kompozisyonu doğrultusunda Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanmış faz miktarı-sıcaklık ilişkisi 37
Şekil 3.2. Döküm numunesi üzerinde: a) ve b) SEM incelemesi, c)Şekil 3.2.a'da belirtilen nokta üzerinde EDX ile kalıntı analizi, d) Şekil 3.2.b'de belirtilen nokta üzerinde EDX ile karbür analizi 39
Şekil 3.3. Haddelenmiş numune üzerinde; a) Işık mikroskobu incelemesi b) SEM incelemesi, c) Şekil 3.3b'da belirtilen nokta üzerinde EDX ile karbür analizi 40
Şekil 3.4. Homojenizasyon tavlaması uygulanmış numune; a) Işık mikroskobu incelemesi, b) SEM incelemesi 40
Şekil 3.5. İzotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonrasında numunelerden alınan ışık mikroskobu görüntüleri 41
Şekil 3.6. Termal beynitik dönüşüm tavlaması sonrasında numunelerden alınan SEM görüntüleri 42
Şekil 3.7. 375°C izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığında farklı sürelerde bekletilen numuneler: a) 15 dakika, b) 1 saat, c) 2 saat, d) 24 saat 43
Şekil 3.8. 400°C izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığında farklı sürelerde bekletilen numuneler: a) 15 dakika, b) 1 saat, c) 2 saat, d) 24 saat 44

Şekil 3.9. Farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı sertlikte meydana gelen değişim 45
Şekil 3.10. Farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı sertlikte meydana gelen değişim 46
Şekil 3.11. Çekme test sonucunda kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri 47
Şekil 3.12. Çekme test sonucunda kırılma yüzeylerinin mikro SEM görüntüleri 48

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Beynitik çelik kimyasal bileşimi (%-ağırlıkça)..... 32
Tablo 3.1. Bs ve Ms sıcaklıklarının ampirik formüller ile hesaplanmasıyla elde edilen sonuçlar..... 38
Tablo 3.2. Numunelerde yapılan sertlik ölçümleri..... 45

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al : Alüminnyum
AlN : Alüminyum Nitrür
$\bar{X}$: Alaşımın ortalama karbon içeriği
V_b : Beynitik ferrit hacim fraksiyonu, (%)
α : Ferrit
Ae_3 : Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Sıcaklık, (^oC)
Ac3 : Isıtma Sırasında Ferritin Östenite Dönüşümün Tamamlandığı Sıcaklık, (^oC)
Ac_1 : Isıtma Sırasında Östenitin Oluştuğu Sıcaklık, (^oC)
µm : Mikron
x_γ : Östenitin karbon içeriğinin varyasyonu
γ : Östenit
dγ : Östenit tane boyutu
B_S : Pratik beynit başlama sıcaklığı, (^oC)
M_S : Pratik martenzit başlangıç sıcaklığı, (^oC)
Ar3 : Soğutmada Östenitin Ferrite Dönüşümün Başladığı Sıcaklık, (^oC)
Ar_1 : Soğutmada Östenitin Ferrite veya Ferrit ile Sementite Dönüştüğü Sıcaklık, (^oC)
B_0 : Teorik beynit başlama sıcaklığı, (^oC)
M_0 : Teorik martenzit başlangıç sıcaklığı, (^oC)
M_d : Üzerinde deformasyon yapıldığında martenzit oluşan sıcaklık, (^oC)

Kısaltmalar:

AHSS : Advanced High Strength Steel (Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik)
ASTM : American Society for Testing Materials (Amerika Test Materyalleri Topluluğu)
C : Karbon
CCT : Sürekli Soğutma Dönüşüm
CFB : Karbürsüz Beynit
Co : Kobalt
CP : Complex Phase (Kompleks Fazlı)
Cr : Krom
Cu : Bakır
DIN : German Institute for Standardization (Alman Standart Enstitüsü)
Dk : Dakika
DP : Dual Phase (Çift Fazlı)
EDX : Energy Dispersive X-Ray (Enerji Dağılımlı X-Ray)
Fe : Demir
Fe_3C : Sementit
FSV : Future Steel Vehicle (Gelecekte Çelik Araç)

GPa : Gigapaskal
Kg : Kilogram
kW : Kilovat
MART : Martesitic (Martenzitik)
Mn : Mangan
Mo : Molibden
MPa : Megapaskal
N : Azot
Nb : Niyobyum
Ni : Nikel
P : Fosfor
Q&P : Quecching & Partioning (Su Verme & Paylaştırma)
S : Kükürt
SEM : Scanning Electron Microscobe /Taramalı Eleektron Mikroskobu)
Si : Silisyum
UHSS : Ultra High Strength Steel (Ultra Yüksek Mukavemetli Çelik)
T : Sıcaklık
T : Süre
TEM : Transmission Electron Microscobe (Geçirimli Elektron Mikroskop)
Ti : Titanyum
TRIP : Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Katkılı Plastisite)
TTT : Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm
TWIP : Twinning-Induced Plasticity (İkizlenme Katkılı Plastisite)
V : Vanadyum
Vb : Hacimce Beynit Miktarı (%)

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ BEYNİTİK-ÖSTENİTİK ÇELİK ALAŞIMLARININ GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Otomotiv ve savunma sanayilerinin araç ağırlıklarını azaltma talebinden dolayı ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik çelik alaşımları geliştirilmeye devam edilmektedir. Bu tez kapsamında, karbon oranı %0,3'ten az ve Nb ilaveli çelik alaşımı geliştirilmiştir. Alaşım dizaynında termodinamik modellemeler yapılmıştır. Döküm ve sıcak haddeleme proseslerinin etkisini gidermek amacıyla homojenizasyon tavlaması yapılmıştır. Östenitleme sonrasında farklı sıcaklık ve sürelerde izotermal beynitik dönüşüm tavlaması yapılmıştır. Bu tavlama sonucunda karbürsüz beynitik ve kalıntı östenitten oluşan yapı elde edilmiştir. İzotermal tavlama sıcaklığı ve süresinin artması ile yapıda bulunan kalıntı östenit lata morfolojiden blokvari morfolojiye dönüşmüştür. Bunun sonucunda mukavemet ve sertlikte düşüş meydana gelmiştir. Çekme testi sonucunda çelik malzemelerde sünek tip kırılma görülmüştür. Bu çalışmalar sonucunda çekme mukavemeti 1 GPa'dan yüksek ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik çelik alaşımı geliştirilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Beynitik-Östenitik, Dubleks, İzotermal Beynitik Dönüşüm Tavlaması, Nanobeynit, Ultra Yüksek Mukavemet.

THE DEVELOPMENT OF ULTRA HİGH STRENGTH BAINITIC-AUSTENITIC STEEL ALLOYS

ABSTRACT

Ultra strength bainitic-austenitic steel alloys are being developed due to demand of the automotive and defense industries to reduce vehicle weights. Within the scope of this thesis, Nb added steel alloy containing less than 0,3% carbon was developed. Thermodynamic models are made in alloy design. Homogenizaton annealing was done to eleminate the effect of casting and hot rolling processes. After austenitization, isothermal bainitic transformation annealing was performed at different temperatures and times. Carbide-free bainitic and residual austenite was obtained after this annealing. As the isothermal annealing temperature and time increased, the residual austenite in the structure changed from lath morphology to blocky morphology. The strength and hardness values decreased because of this. Ductile type fracture was observed on steel materials after the tensile test. As a result of these studies, ultra high strength bainitic-austenitic steel alloy with tensile strength higher than 1GPa was developed.

Keywords: Bainitic-Austenitic, Duplex, İsothermal Bainitic Transformation Annealing, Nanobainite, Ultra High Strength.

GİRİŞ

Çelik, farklı alaşım elementleri içeren Fe-C alaşımlarıdır. Mekanik özellikleri başlıca karbon içeriğine bağlıdır. Düşük karbonlu çelikler %0,25'den daha az karbon, orta karbonlu çelikler yaklaşık ağırlıkça %0,25-0,60 arasında karbon, yüksek karbonlu çelikler ağırlıkça %0,60-1,40 arası karbon oranına içermektedir.

Farklı bileşimlere ve/veya ısıl işlemlere sahip binlerce alaşım vardır [1]. Çeliklerin performansı mikroyapıları ile ilişkili özelliklere yani çeşitli fazların hacim miktarları, boyutları ve morfolojileri ile ilgili özelliklere bağlıdır. Her bir mikroyapı ve ürün için belirli bir proses geliştirilmektedir [2].

Tipik zırh çelikleri, yüksek kaliteli orta karbonlu, yeterli sertleştirilebilir düşük alaşımlı çeliklerdir [3]. Zırh yapısı için uygun malzemenin elde edilmesi amacıyla, çeliğin çeşitli mekanik parametrelerinin uygun bir kombinasyonu balistik verimlilik açısından çok önemlidir. Zırhlı araçlara yönelik mevcut talepler, daha iyi hareket kabiliyeti ve taşıma kapasitesine sahip araçların yapımı için zırh kütlesinde azaltılma isteğidir [4].

Süperbeynit yapısı, karbür içermeyen ince beynitik yapı ve yüksek seviyede kalıntı östenit ile karakterize edilir. Süperbeynitik çelikler zırh malzemesi olarak kullanılabilir [5]. Bu çelikler karbürsüz nanobeynitik çelik, nanoyapılı beynitik çelikler, nanokristal çelik, nanobain veya nanoyapılı beynitik-östenitik dubleks çelikler olarak da adlandırılmaktadır [4-8]. Ayrıca, bu çelikler, 3. jenerasyon ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) kategorisine girmektedir [7].

Karbürsüz beynitik mikroyapı, geleneksel termo-mekanik proses ve sürekli tavlama işleminden sonra otomotiv uygulamaları için geliştirilmiştir. Mikroyapıda heterojenliğin kontrolü ve tok bir matris ile optimum mukavemet, süneklik ve şekillenebilirlik kombinasyonu elde edilmiştir. Tasarlanan beynitik-östenitik yapıdaki bu çeliklerde, ticari çift fazlı çeliklere ve aynı nihai çekme mukavemetlerine sahip martenzitik çeliklere kıyasla çok daha yüksek eşdeğer uzamalara erişilmiştir.

Nihai parçalar, soğuk derin çekme ve soğuk şekillendirme ile elde edilebilmektedir [9].

Bu çalışmada, modifiye edilmiş DIN 34CrMo4 ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik çeliğine proses parametreleri ve niyobyum ilavesinin başlıca mukavemete etkisi incelenecektir. Optimum proses şartlarının belirlenmesinde bilgisayar destekli simülasyonlar kullanılacaktır.

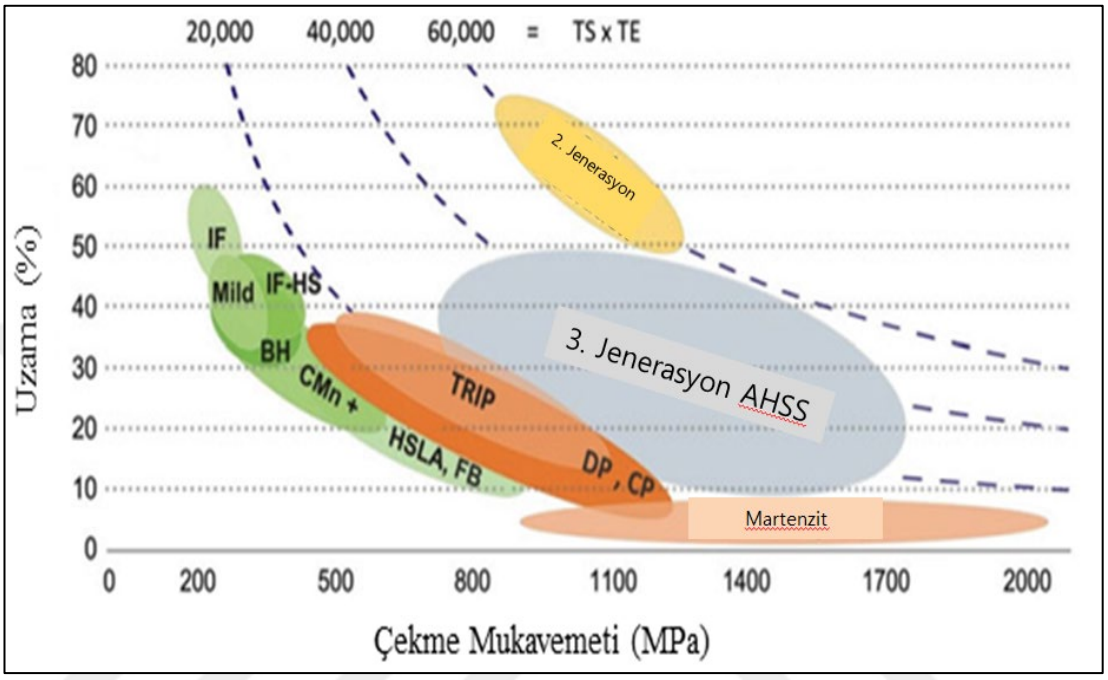
1. GENEL BİLGİLER

Potansiyel gelecekteki araç teknolojileri, araçları daha sürdürülebilir, daha güvenli, daha enerji verimli ve daha az kirleten hale getirmek için geliştirilmekte olan yeni enerji kaynaklarını ve yeni malzemeleri içermektedir. Artan petrol fiyatları ile otomobillerin geleceği artan yakıt verimliliği, enerji tasarrufu, hibrit araçlar, akülü elektrikli araçlar ve yakıt hücresi araçlarına yönelmektedir. Otomobil üreticileri, motorlu araçlarda yakıt tüketimini azaltmak, menzili ve alternatif araçların boyutunu genişletmek için önemli bir teknoloji olarak ağırlık azaltmaya odaklanmıştır [7,9]. Gelecekte Çelik Araç (FSV) Programı, yakın zamanda bir araç kütlesini %35'ten fazla azaltacak şekilde dizayn etmiştir. Böylece, toplam yaşam döngüsü emisyonları yaklaşık %70 oranında azaltılacaktır [9].

Çok yüksek mukavemet seviyesine sahip yapı çelikleri genellikle ultra yüksek mukavemetli çelikler (UHSS) olarak adlandırılır. Bu çelikler, ileri geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) olarak da adlandırılmaktadır. Ultra yüksek mukavemeti belirleme keyfidir. Çünkü terim için evrensel kabul edilmiş bir mukavemet seviyesi belirlenmemiştir. Ayrıca, yüksek ve ultra yüksek mukavemete sahip yapısal çelikler geliştirildiği için, terimin uygulandığı mukavemet aralığı giderek artmıştır [2]. Çekme mukavemeti ve % uzama değerine göre çeliklerin sınıflandırılması Şekil. 1.1'de verilmiştir.

FSV malzeme portföyü, 1. nesil AHSS'yi, yani çift fazlı (DP), dönüşüm katkılı plastisite (TRIP), kompleks faz (CP) ve martenzitik (MART) çelikler gibi öncelikle ferrit bazlı mikroyapılara sahip çelikleri; 2. nesil AHSS, yüksek mangan içerikli östenitik çelikler, örneğin ikizlenme katkılı plastisite (TWIP) çelikler gibi östenitik paslanmaz çeliklerle yakından ilişkili çelikler içerir. Son zamanlarda, 3. nesil AHSS'nin gelişimine, yani 1. nesil AHSS tarafından sergilenenden çok daha yüksek mukavemet-süneklik kombinasyonlarına sahip 2. nesil AHSS çeliklerinden daha düşük maliyetle üretilen bu çeliklere ilgi artmıştır [9]. 3. nesil AHSS, yüksek mukavemetli fazdan (Ultra ince taneli ferrit, martenzit veya beynit) oluşan

mikroyapılara ve TRIP etkisi ile karmaşık kompozit yapının deformasyon sertleşmesini geliştiren önemli miktarda kalıntı östenit içeren malzemeleri kapsamaktadır. Üçüncü kuşak AHSS'nin gelişimine yönelik yaklaşımlar yakın zamanda gerçekleştirilmiştir [9].



Şekil 1.1. Mevcut çelik çeşitliliği ve 3. nesil için uzama-çekme mukavemeti denge diyagramı [7]

Su verme ve paylaştırma (Q&P) olarak adlandırılan yeni bir işlemin, son zamanlarda önemli miktarlarda tutulan kalıntı östenit içeren yüksek mukavemetli martenzitik çeliklerin üretimi için eşsiz bir işlem rotası olduğu görülmektedir. Malzemeler, martenzit ve östenit miktarını kontrollü oluşturmak için M_S ve M_f arasında belirli bir su verme sıcaklığına hızla soğutulur. Bu aşamayı karbonun martenzitten östenite geçişi sırasında östenit stabilitesini arttırmak için soğutmadan sonra oda sıcaklığında daha yüksek östenit miktarı ile sonuçlanan paylaştırma sıcaklığındaki atermal işlem takip eder. Q&P işleminde demir karbürlerin oluşumu kasıtlı olarak bastırılır ve östenit ayrışmak yerine karbonca zenginleştirilir. Q&P işleminin alaşım içeriğine ve işlem sıcaklıklarına olan duyarlılığı araştırılmış ve Q&P işleminin çeşitli alaşım sistemlerinde 3. nesil AHSS üretmek için uygun bir yol olduğu gösterilmiştir [9].

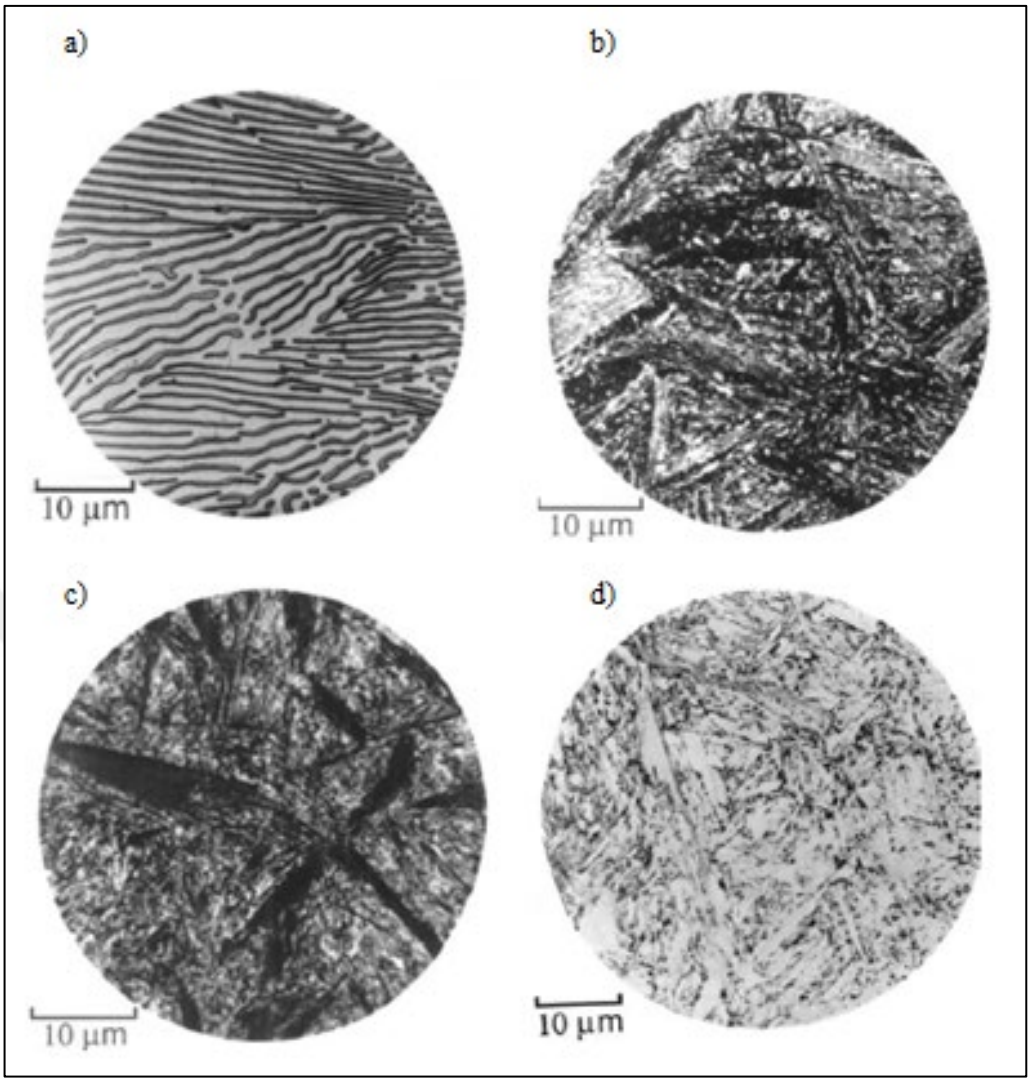
Alternatif olarak, difüzyonsuz beynitik dönüşüm teorisine dayanan karbürsüz beynitik (CFB) mikroyapı geliştirilmiştir. Bu yapı beynitik ferrit, kalıntı öostenit ve

düşük miktarda martenzit karışımından oluşmaktadır. Silisyum ve alüminyum üst beynite transfer olmaktadır. Karbon, kalıntı östenit içinde paylaşılırken sementit olarak çökelmemektedir. Mikroyapı ince yapılı beynitik ferrit matrikks içerisinde dağılmış karbonca zengin östenitten oluşmaktadır [10]. Bununla birlikte, beynitik çelikler zırh sistemleri için bir aday malzeme olarak son derece çekici özelliklere sahip olabilir. Bu çelikler pahalı alaşım elementleri veya mekanik proses kullanılmadan yüksek mukavemet, sertlik, iyi şekillendirilme ve tokluk gibi olağanüstü bir kombinasyona sahip olacak şekilde tasarlanabilir. [3,8].

1.1. Beynitik Dönüşüm

1920'lerin sonunda, östenitin izotermal sıcaklıklarda dönüşümü ile ilgili öncü çalışmalar sırasında martenzit ve ince perlit bulunmuştu. Robertson, Davenport ve Bain, aynı çelik içinde martenzit ve perlitten oldukça farklı, iğnesel, koyu dağlanmış topluluktan meydana gelen yeni bir mikroyapı gözlemlemiştir (1930) [10,11]. Bu yapı, karbür çökelmiş temper martenzite benzediğinden dolayı 'martenzit-troostit' olarak adlandırılmıştır. Yapının martenzite göre hızlı, fakat troostite (ince perlit) göre daha yavaş dağlanmakta olduğu görülmüştür. Ms sıcaklığının üstünde düşük sıcaklık aralığında oluşan martenzit-troostit ve yüksek sıcaklık aralığında oluşan martenzit-troostit fazının görüntüsü farklılık göstermiştir. Bu mikroyapılar sıradışı özellikler sergilemiştir. Aynı sertlikteki temper martenzitten daha toktur (Bain, 1939) [10].

1934'te, bu mikroyapıya E.C. Bain onuruna 'Beynit' ismi verilmiştir. Beynit ismi hemen popüler olmamıştır. Vilella, Guellich ve Bain (1936) isimsiz, koyu dağlanmış, martenzite benzeyen iğnemsi topluluk olarak beynitten bahsetmişlerdir. Davenport (1939) 'hızlı dağlanan iğnemsi yapı' olarak, Greninger ve Troiano (1940) 'östemperlenmiş yapı' olarak bahsetmiştir. 1942 ve 1947 yıllarında basılan 'The Structure of Steel' kitabında Gregory ve Simmons tarafından beynitten bahsedilmemiştir. Bugün hala kullanılan 'üst beynit ve 'alt beynit' Mehl (1939) tarafından terminolojiye girmiştir. Şekil 1.2'de mikroyapılardaki farklılık gösterilmiştir. Smith ve Mehl (1942), yüksek reaksiyon sıcaklıklarında östenit tane sınırlarında ve plaka demet topluluklarına üst beynit yerine 'kuştüyümsü beynit' adını kullanmışlardır. Aaronson ve Wells (1956) paralel plaka topluluklarından oluşan alt ve üst beyniti tasarlamıştır [10].



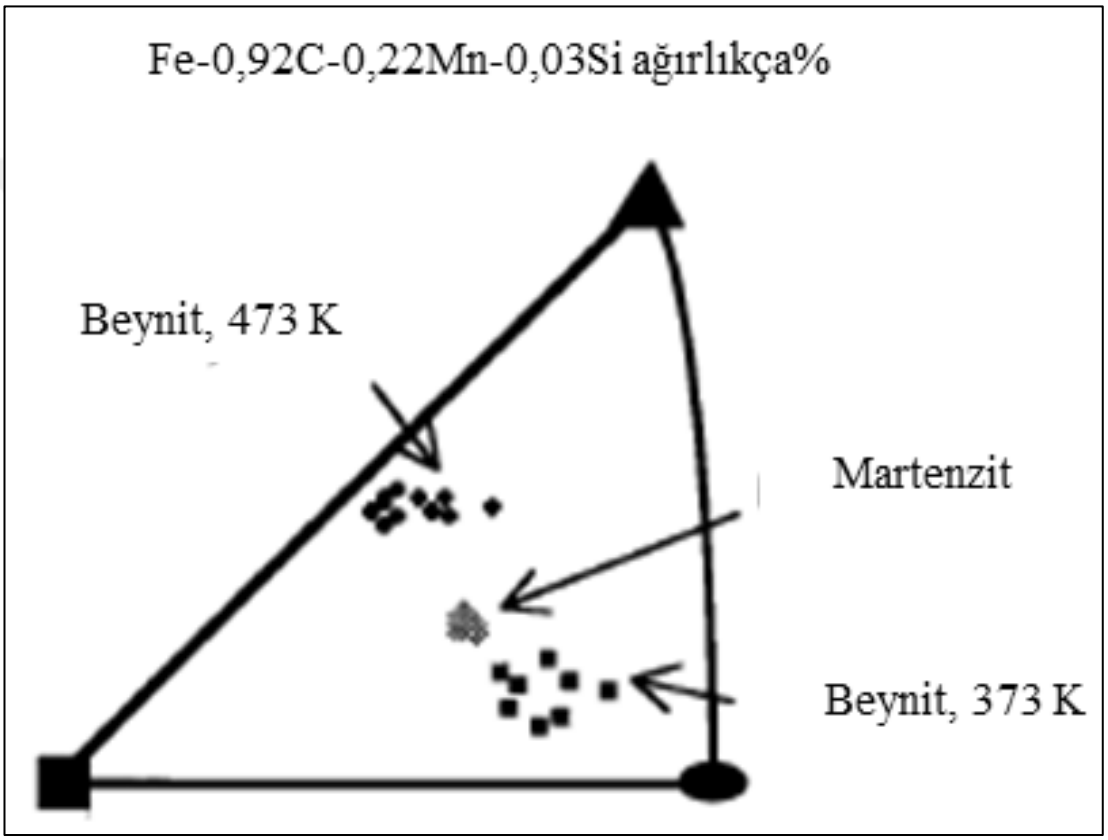
Şekil 1.2. Ötektoid çelik mikroyapısı: a) perlit, 720°C'ta oluştu; b) beynit, 290°C'ta izotermal dönüşüm ile elde edildi; c) beynit, 180°C'ta izotermal dönüşüm ile elde edildi; d) martenzit [10]

1.1.1. Kristalografik yaklaşım

Greninger ve Troiano (1940), östenitin kristalografik oryantasyonunun ölçümü ve ikizlenmeleri kullanarak çelikteki martenzitin yerleşik düzleminin düzensiz olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, beynitin yerleşik düzleminin de düzensiz olduğunu fakat martenzitten farklı olduğu belirlenmiştir. Çelik içindeki martenzit formu östenitin oktohedral düzleminde oluşmaktadır.

Şekil 1.3'de sembolize edildiği gibi beynitin yerleşim düzlemi, dönüşüm sıcaklığı ve ortalama karbon konsantrasyonuna bağlı olarak değişmektedir. Beynit ile martenzit arasındaki temel fark budur [10]. Beynitin yerleşik düzlemi, yüksek sıcaklıklarda

Widmanstätten ferrite ama düşük sıcaklıklarda preötektoid sementite benzediğinden ve her zaman martenzitten farklı olduğundan dolayı, Greninger ve Troiano beynitin bir ferrit ve sementit topluluğu olarak başlangıçtan itibaren oluştuğunu önermektedir. Smith ve Mehl (1942), beynitik ferrit ve östenit arasındaki oryantasyon ilişkisinin dönüşüm sıcaklığı ve karbon konsantrasyonu ile hızla değişmediğini ve martezit ile Widmanstätten ferrit için bulunan yönelimlerin içinde bulunduğunu, perlitik ferrit/östenitinkinden önemli ölçüde farklı olduğunu göstermişlerdir [10].



Şekil 1.3. Greninger ve Troiano (1940) tarafından elde edilen sonuca göre beynitin irrasyonel yerleşiminin dönüşüm sıcaklığının bir fonksiyonu olarak değişimi [10]

Yapılan çalışmalarda Bhadeshia (1980), çekirdeklenme ve büyümenin kinetik bir teorisini geliştirmeye devam etti. Bunun sonucunda hem Widmanstätten ferrit hem de beynitik ferrit, çekirdeklenmesinde karbon ayrışmasının meydana geldiği kanısına varılmıştır. Ancak, sadece beynitik ferrit, dönüşümün tamamlanmasından sonra karbonu östenit içine öteleyerek difüzyonsuz büyümüştür. Bu çekirdeklenmede iki formun oluşumu belirlenmiştir. Beynit oluşumunun büyüme sırasında aşırı doyumu sürdürmek için yeterli bir itici güce bağlılığını göstermiştir. Beynitik ferrit, Widmanstätten ferrit ile hemen hemen aynı görünmesine rağmen, beynitin

depolanmış enerjisinin önemli ölçüde daha yüksek olması beklenir. Beynit çekirdeğindeki denge karbon içeriğinin, aşırı doymuş martenzit çekirdeğinin aksine, bu iki mikroyapı arasındaki kristalografideki farklılıkları açıkladığı düşünülmüştür [12].

1.1.2. Dönüşüm termodinamiği ve kinetiği

İzotermal dönüşüm sırasında, karbonla aşırı doymuş bir beynitin altbirimleri östenitten büyür. Fazla karbon, daha sonra beynitik ferritin etrafındaki kalıntı östenitin içine ötelenir ve buranın karbon konsantrasyonunu artırır [10,15].

Şekil 1.4 incelendiğinde östenitin karbon içeriği artmaya devam ederken, beynitik ferrite dönüşüm için mevcut serbest enerji T_0 eğrisine ulaşana kadar sıfıra düşecek ve bundan sonra östenit dönüşmeyecektir. Tamamlanmamış dönüşüm olgusundan bunun sorumlu olduğu ileri sürülmüştür. Karbür çökelmesi durumunda beynitin etrafındaki karbür filmi oluşumunun dönüşümün zamanından önce durduğu varsayılmıştır. Bundan dolayı, östenitin Ae_3 eğrisi ile işaretlenmiş bir denge bileşimine ulaşmasından önce gerçekleşmesi difüzyonsuz, yer değiştirme dönüşümünün göstergesidir. [10-14,16].

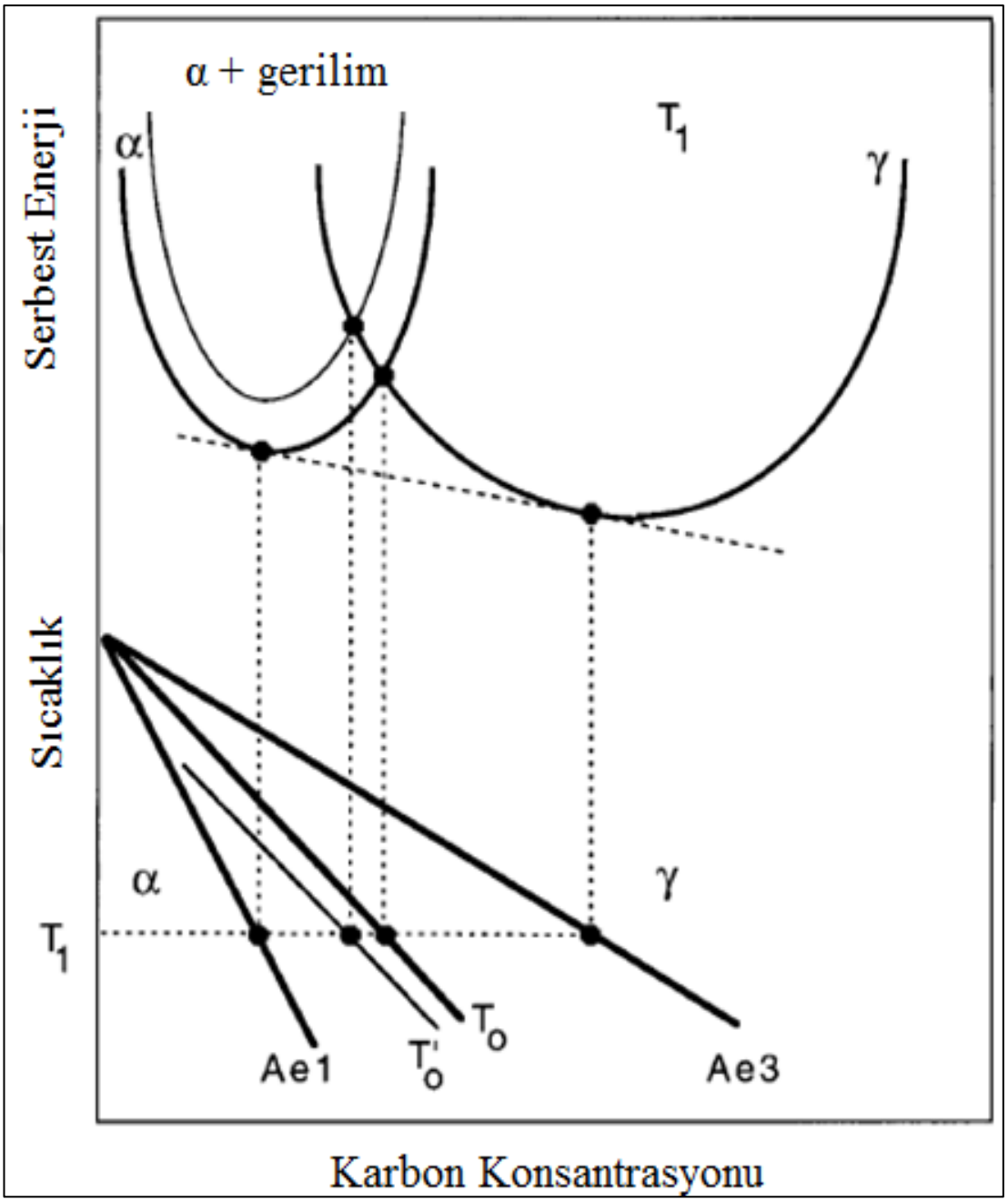
Beynit oluşumunda beynitin büyümesini açıklamak için bir T_0 sıcaklığı ölçümü ile aynı bileşimdeki östenit ve ferritin aynı serbest enerjiye sahip olduğu sıcaklığı belirlenmesinde serbest enerji fikri kullanmıştır. Sistemin serbest enerjisindeki değişimi üç faktörün toplamı olarak ifade etmiştir [12]:

$$\Delta G=-\Delta G_{Fe}^{\alpha\gamma}+C\Delta G_{C}^{\gamma\alpha}-CT\Delta S_{C}^{\gamma\alpha} \quad (1.1)$$

$-\Delta G_{Fe}^{\alpha\gamma}$= Ferrit fazına kıyasla östenit fazında bir mol saf demirin serbest enerjisindeki değişim,

$C\Delta G_{C}^{\gamma\alpha}$= Ferrit fazındaki bir mol karbonun serbest enerjisindeki östenit faza göre farkı (eğer varsa, diğer alaşım elementleri için benzer ifadeler dahil edilebilir),

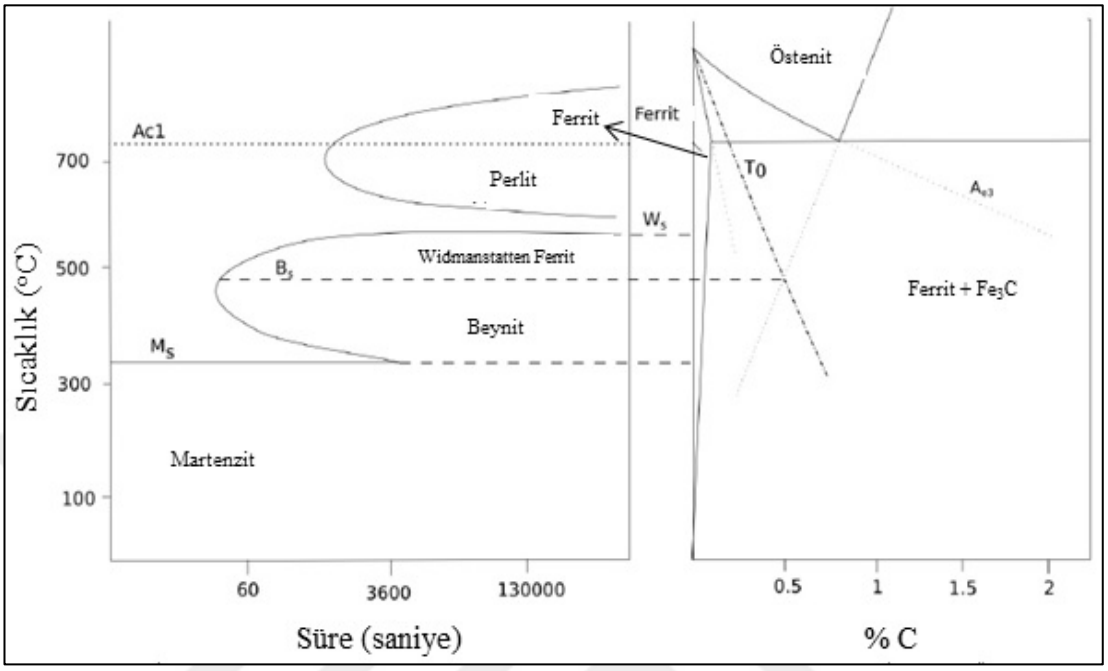
$-CT\Delta S_{C}^{\gamma\alpha}$= Östenit içinde çözüldüğünde bir mol karbonun entropi fazlalığı (bu faktör, dönüşüm, karbon difüzyonu oranına kıyasla hızlı bir şekilde ilerlerse göz ardı edilebilir).



Şekil 1.4. Faz diyagramında T_0 eğrisinin şematik çizimi [10]

ΔG'nin sıfıra eşit alınması ile kritik sıcaklık kullanılarak östenitin karbon konsantrasyonu için Denklem (1.1)'in çözülmesi mümkündür. Şekil 1.5'te T_0 eğrisi olarak bilinen bir denge fazı diyagramı üzerine çizilmiştir. Belirli bir karbon içeriğine sahip bir çelik düşünülürse, T_0 eğrisi beynit dönüşümü için mümkün olan maksimum sıcaklığı yani beynit başlama sıcaklığını (B_s) temsil eder. Benzer şekilde, sabit bir dönüşüm sıcaklığı için, T_0 eğrisi dönüşüm derecesini sınırlar. Sistemin

serbest enerjisinin ve denge faz diyagramının göz önünde tutulması teorinin temel özelliklerini açıklamaya yarar [12].



Şekil 1.5. T_0 hattının beynit başlangıç sıcaklığını nasıl belirlediğini gösteren bir çizim ve bunun faz diyagramı ve ilgili TTT diyagramı ile nasıl bir ilişkisi olduğu [12]

T_0 eğrisini ve B_s sıcaklığını kontrol etmenin yanı sıra yeralan alaşımları da preötektoid ferrit ve perlit gibi dönüşümlerden kaçınmak için önemli bir tasarım parametresi olan sertleştirilebilirliği etkilemektedir [17]. Karbür içermeyen beynit mikroyapısının üretimi, silisyum ve alüminyum gibi elementlerin eklenmesiyle beynit dönüşümü sırasında sementit çökeltisinin engellenmesi ve geciktirilmesi ile gerçekleştirilir. Bu elementlerin sementit içinde çok düşük çözünürlüğü vardır. Eşzamanlı olarak, bu yeralan atomların beynit oluşumunun sıcaklığındaki hareketliliği sınırlıdır. Sementit çökelmesini geciktiren elementlerinin atomları daha sonra beynitik ferritin kısmi denge oluşumu sırasında dönüşmemiş östenit içinde çözünmüş halde kalmalıdır. Böylece, sementit oluşumu engellenir [10-12,15,18].

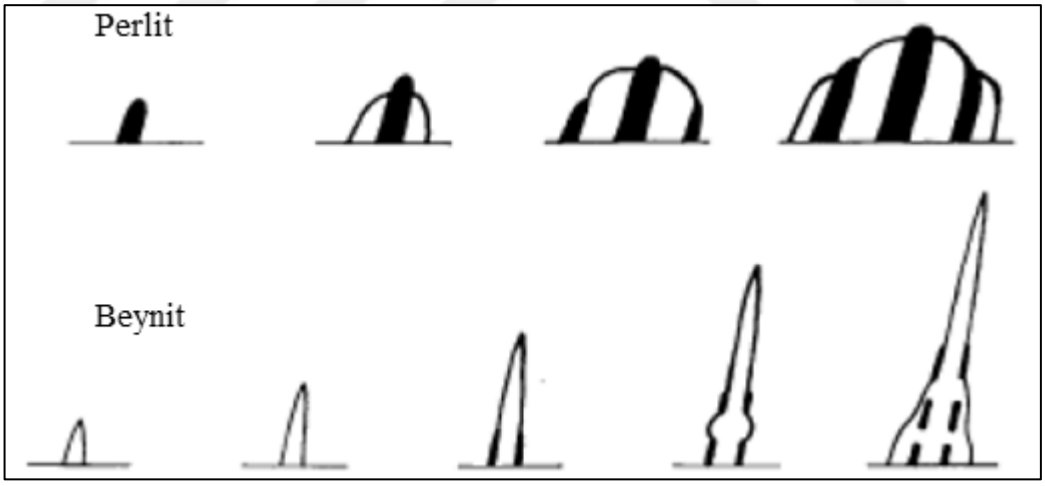
Beynitin iki biçime yani üst ve alt beynite sınıflandırılması, iki farklı dönüşüm mekanizmasını içeren bir teori için bir fırsat sağlamıştır.

Aslında, üst beynitin difüzyon kontrollü bir süreçle oluşturulduğu alt beynitin ise kayma mekanizması yoluyla oluştuğu ileri sürülmüştür. Benzer teoriler uzun yıllar boyunca ortaya konacak ve daha sonra tartışılacaktır [11,12].

1.1.3. Difüzyonal dönüşüm

Difüzyonal dönüşüm teorisi, atomlarının yeniden dağılımı ile kontrol edilen bir süreç olarak beynit büyümesini tanımlar [11]. Bu süreçte ferrit/östenit arayüzeyinde her bir atom yayınır. Difüzyon teorisine göre ayrıca birbirine paralel östenit tane sınırları üzerinde iğnesel ferrit veya Widmanstätten ferrit plakalarının oluşumu ile beynit dönüşümü başlar. Sıcaklık düştükçe östenit içindeki karbonun denge içeriği artacak ve ferrit içindeki karbon içeriği azalacaktır [19-22].

Üst beynit için karbon atomları, östenit-ferrit arayüzeyine veya ferrit oluşumundan hemen sonra ferritten östenite difüzyon olacak kadar kadar mobil olduğu savunulmaktadır. Her iki durumda da karbon açısından zenginleştirilmiş östenit, ara tabakalı filmler olarak tutulur. Karbon ile aşırı doymuş ferrit-östenit arayüzeyinde karbürün çökelmesi veya bu arayüzeyde lamelli ötektoid yapının çekirdeklenmesi meydana gelir [21,22]. Şekil 1.6'da görüldüğü üzere sementit, plaka kenarlarında büyür ve ferritin yanlamasına büyümesine yol açar. Perlit oluşunda karbür ve ferrit ayrışır ve lameler bir yapı oluşur [22].



Şekil 1.6. Perlit ve beynit dönüşümü [22]

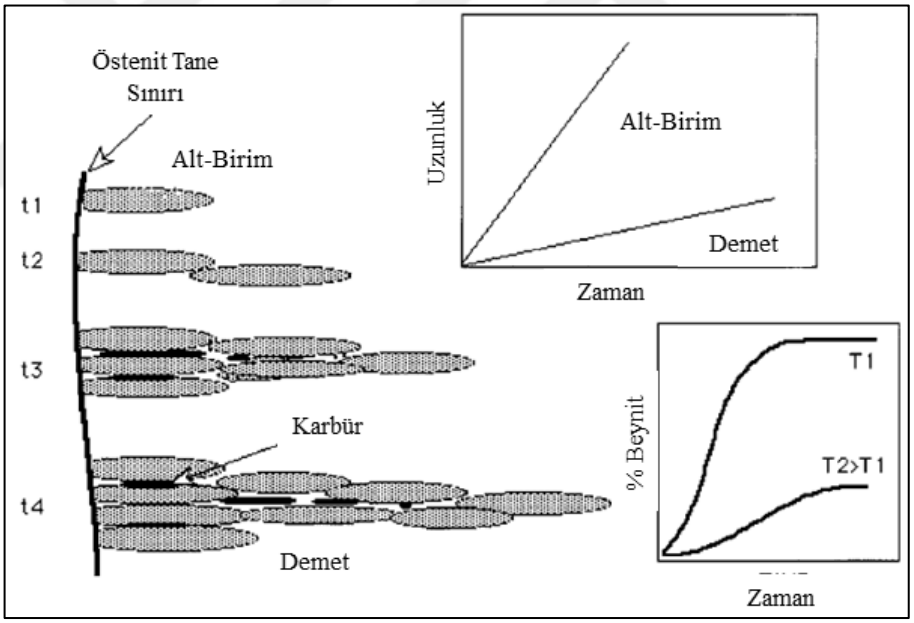
1.1.4. Difüzyonsuz dönüşüm (Kayma mekanizması)

Difüzyonsuz oluşum, bir kesme mekanizmasınından ötürü oluşmaktadır [10]. Atomlar, kayma tipi bir hareketle eşzamanlı olarak hareket etmektedir. Beynitik dönüşüm, martenzite benzeyen küçük ferrit alt birimlerimlerin oluşumunun bir sonucudur [10,22]. Ferriti çevreleyen östenitin karbon içeriğinde bir artışa ve

sementit oluşumuna neden olur. Sementit oluştuğunda, ferrit çekirdeklenmesi için yeni alanlar oluşacaktır [20-22].

Östenitin beynite dönüşümü üç aşamada gerçekleşmektedir;
- Östenit tane sınırında beynitik ferritin alt birimlerinin çekirdeklenmesi ve östenit tarafından plastic deformasyon oluşana kadar büyümesi,
- Bir sonraki çekirdeklenecek alt birimin, bir önceki oluşan alt birimin ucunda çekirdeklenmesi ve alt birimlerden, paket yapının oluşumu,
- Ferrit/östenit arayüzeyinde veya ferrit plakaları içinde karbür oluşumudur [10].

Beynitin çekirdeklenmesi ve büyümesinde, büyüme oranı yanal doğrultuda daha büyüktür. Alt birimlerin uzaması, kalınlaşması üzerinde daha baskındır. Sementit ve ferrit, eşzamanlı olarak büyümektedir [12]. Bu dönüşüm aşamaları Şekil 1.7'de gösterilmiştir.



Şekil 1.7. Östenit tane sınırlarında beynitik alt birimlerinin çekirdeklenmesi [10]

1.1.5. Beynitik dönüşüm başlama sıcaklığı (B_s) ve dönüşüm diyagramları

Östenitten ayrışma ürünleri için üst sıcaklık sınırları konusunda bir çok tartışma ve çalışma mevcuttur. Teorik üst sıcaklık limitinin (denge sıcaklığı) ve perlit reaksiyonunun pratik üst sıcaklık limitinin sırasıyla Ac_1 ve Ar_1 sıcaklıkları olduğu iyi

bilinmektedir. Martenzit reaksiyonu için, iki sıcaklık, M_0 (teorik üst sıcaklık sınırı) ve M_S (pratik üst sıcaklık sınırı) geniş bir şekilde araştırılmıştır [23].

Bununla birlikte, beynit reaksiyonu için teorik ve pratik üst sıcaklık limitleri olan B_0 ve B_S üzerinde çok az çalışma mevcuttur. B_0 (teorik üst sıcaklık sınırı) ve B_S (pratik üst sıcaklık sınırı) sıcaklıkları, sadece beynit reaksiyonunun termodinamik koşullarını tanımlamak için yararlı değildir. Aynı zamanda doğru beynit dönüşüm mekanizması ve kinetik modelin kurulmasında da yararlıdır [23,24].

B_S sıcaklığını etkileyen faktörler esas olarak östenit, ferrit ve karbürlerin kısmi serbest enerjilerini değiştirebilen faktörlerdir. B_S sıcaklığını karbon önemli ölçüde değişmez. Çünkü, beynit reaksiyonunda, ferrit ve karbür östenitten aynı anda çökelir.

Karbondan başka alaşım elementlerinin çeliğe eklenmesi beynit reaksiyonunu etkileyecektir. Bu alaşım elementleri ferritin östenitten çökelmesinde termodinamik özellikleri değiştirir [25].

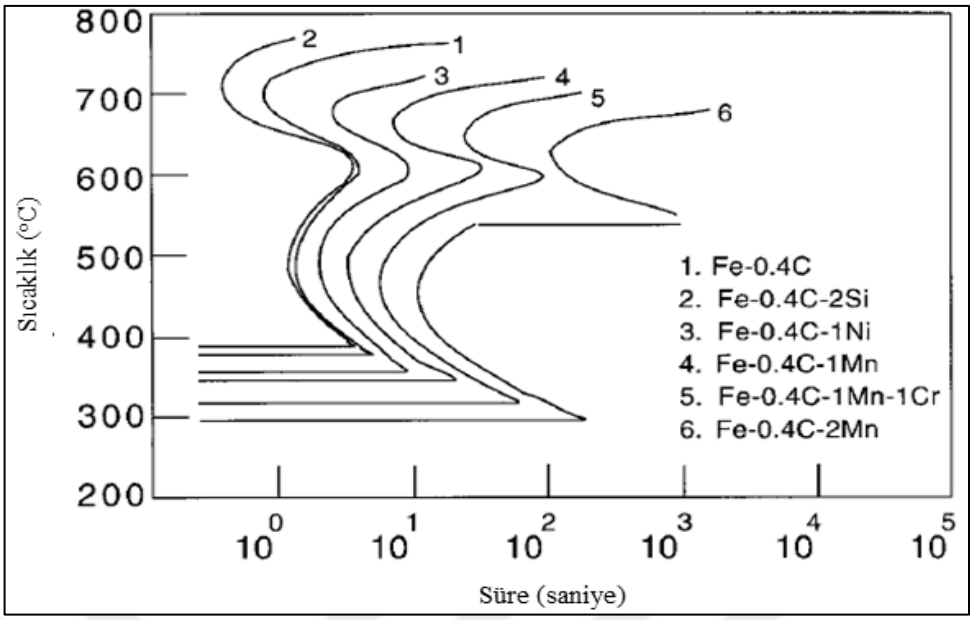
Steven ve Haynes (1956) beynitik dönüşüm başlama sıcaklığı için yaptıkları çalışmalar sonucunda malzeme içindeki ağırlıkça yüzde alaşım oranına bağlı Denklem (1.2)'de verilen ampirik formülü elde etmişlerdir [10];

$$B_S(^oC): 830\text{-}270C\text{-}90Mn\text{-}37Ni\text{-}70Cr\text{-}83Mo \quad (1.2)$$

Lee ve Kang (2014), beynitik dönüşüm sıcaklık formülasyonuna yapılan çalışmalardan yola çıkarak birincil östenit tane boyutunun da etkisini incelemiş ve malzeme içindeki ağırlıkça yüzde alaşım oranına bağlı ve birincil östenit tane boyunun mikrometre cinsinden boyutuna bağlı olarak Denklem (1.3)'te verilen formülasyonu elde etmişlerdir [26];

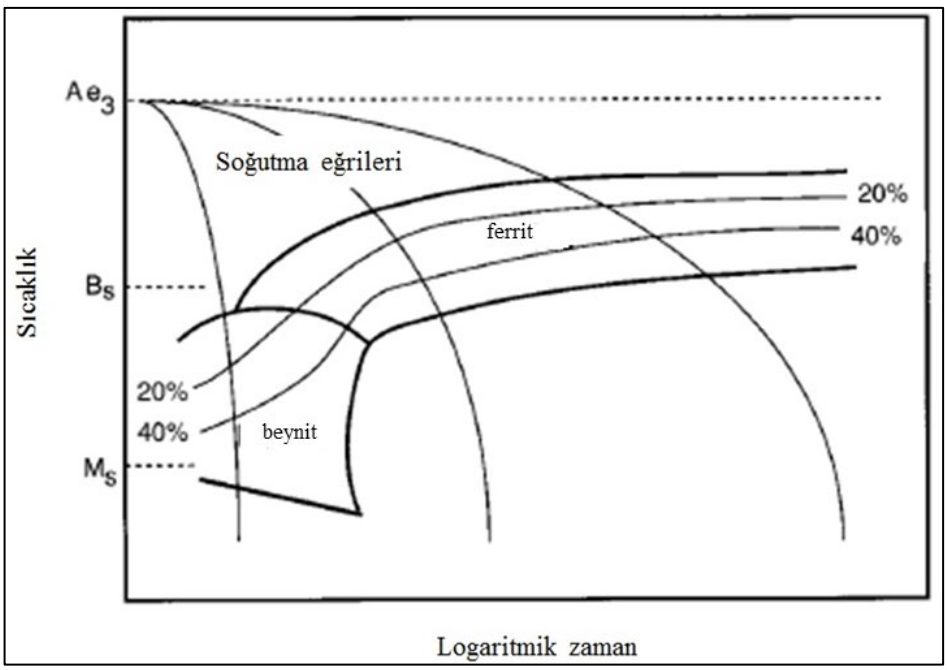
$$B_S(^oC): 634.8–193.1C+102.4C^2–31.2Mn–4.6Si–18.6Ni$$
$$–32,4Cr–15,6Mo+10,36\ln(d\gamma) \quad (1.3)$$

Şekil 1.8'de örnek olarak gösterilen TTT (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramlarındaki dönüşüm eğrilerin C şekline sahip olmasının nedeni düşük ve yüksek sıcaklıklardaki reaksiyon oranıdır. Düşük sıcaklıklarda difüzyon hızı düşüktür [10].



Şekil 1.8. Çeşitli çelikler için reaksiyonların başlaması için C eğrilerini gösteren hesaplanmış TTT eğrileri [10]

Çelikler genellikle izotermal dönüşmezler. Östenitten sürekli soğuma esnasında özelliklerin kontrolü oldukça önemlidir. Dönüşüm oranı bilinen bir çelikte östenit tane boyutu sadece TTT diyagramı ile belirlenebilir. Bununla birlikte, Şekil 1.9'da örnek olarak verilen soğutma fonksiyonu etkisi için farklı bir CCT (Sürekli soğuma dönüşüm) diyagramları gereklidir [10].



Şekil 1.9. Soğutma eğrileri, sabit hacim yüzde çizgileri ve dönüşüm sıcaklığını gösteren CCT diyagramı [10]

1.1.6. Tamamlanmamış reaksiyon olayı

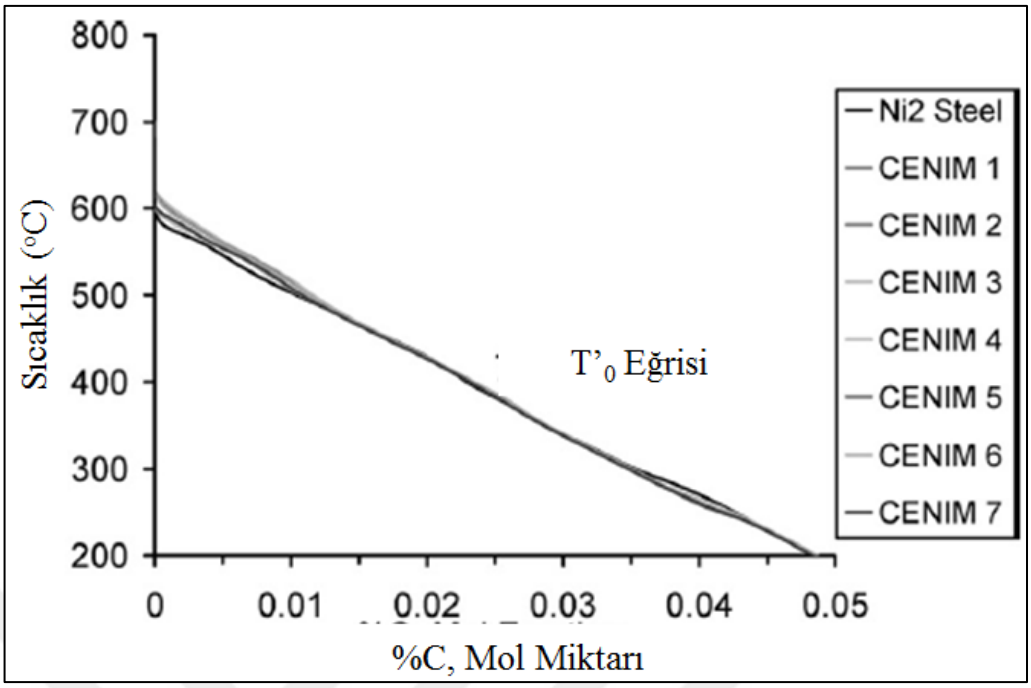
Dönüşüm sıcaklığı B_s altına düştüğünde östenitten beynite dönüşüm başlamaktadır. Ancak, izotermal dönüşüm sırasında, östenitin artık dönüştürülmeden kalan önemli bir miktarına rağmen, östenit artık beynite dönüşmeyeceği bir limite ulaşır. Belirli bir çelikteki tamamlanmamış dönüşüm çeliğin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır. Yüksek karbon içeriği, belirli bir sıcaklıktaki dönüşümü azaltacaktır. Fakat, düşük karbonlu çeliklerde bunu tespit etmek zordur [12].

Beynit oluşumunda, alt birim büyümesi difüzyonsuz olarak kabul edilir, ancak kısa bir süre sonra, fazla karbon çevrelenmiş östenite ötelenir ve kalıntı östenitin kuvveti ile durdurulur. Sementit daha sonra ferrit plakaları arasında karbonca zenginleşmiş östenitten çökelebilir. Süreç, beynitin serbest enerjisinin, aynı kompozisyondaki kalıntı östenitten daha az olduğu değere ulaşana kadar devam eder. Bu eğilim, tamamlanmamış reaksiyon olayı olarak bilinir. Çünkü dönüşüm, östenitin karbon konsantrasyonu denge değerine ulaşmadan sona erer [13].

T_0 eğrisindeki odak nokta, aynı kimyasal bileşime sahip olan östenit ve ferritin, aynı serbest enerjiye sahip olduğu yerde, karbon konsantrasyonuna karşı sıcaklığın belirtildiği noktalardır. Şekil 1.10'da T'_0 eğrisi de benzer şekilde tanımlanmıştır, ancak dönüşümün yer değiştirme mekanizmasına bağlı olarak ferritin depolanmış enerjisini hesaba katmaktadır. Herhangi bir sıcaklıkta elde edilebilecek maksimum beynit miktarının, kalıntı östenitin karbon içeriğinin, T'_0 eğrisinin verdiği konsantrasyonu geçmemesi gerçeği ile sınırlandığı anlaşılmaktadır [13].

T'_0 konsepti, blok haldeki kararsız östenit miktarını en aza indirmek için kullanılabilir. Beynitik ferrit miktarını artırmak için östenit bloklarını tüketmek lazımdır. Denklem (1.4)'te başka bir reaksiyonun beynitik ferrit oluşumu ile etkileşmediğini varsayarsak, östenitin karbon içeriğinin varyasyonu x_γ, alaşımın ortalama karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak $\bar{x}$, ve beynitik ferrit hacim fraksiyonu, V_b, verilmiştir. Beynitik ferrit içindeki katı ergiyik içindeki karbon miktarı 's' ile belirtilmiştir ($s \sim 0.03$) [13].

$$X_Y = \bar{X} + V_b \frac{(\bar{X}-s)}{(1-V_b)} \tag{1.4}$$



Şekil 1.10. %0,3 karbonlu dizayn edilen çelikler için T'_0 eğrisi [13]

Denklem (1.4)'te, beynitik ferrite izin verilen maksimum dönüşüm miktarını arttırmak için iki ana metodu önermektedir. İlk metod, toplam karbon konsatrasyonu azaltmaktır. Bu durumda, çeliğin mukavemetinde bir kayıp meydana gelecektir. Diğer metod, yeralan alaşım elementlerinin modiye edilmesi ile T'_0 eğrisini yüksek karbon konsantrasyonlarına kaydırmaktır [13]. Karbon oranınına göre meydana gelen değişim Şekil 1.11'de gösterilmiştir.

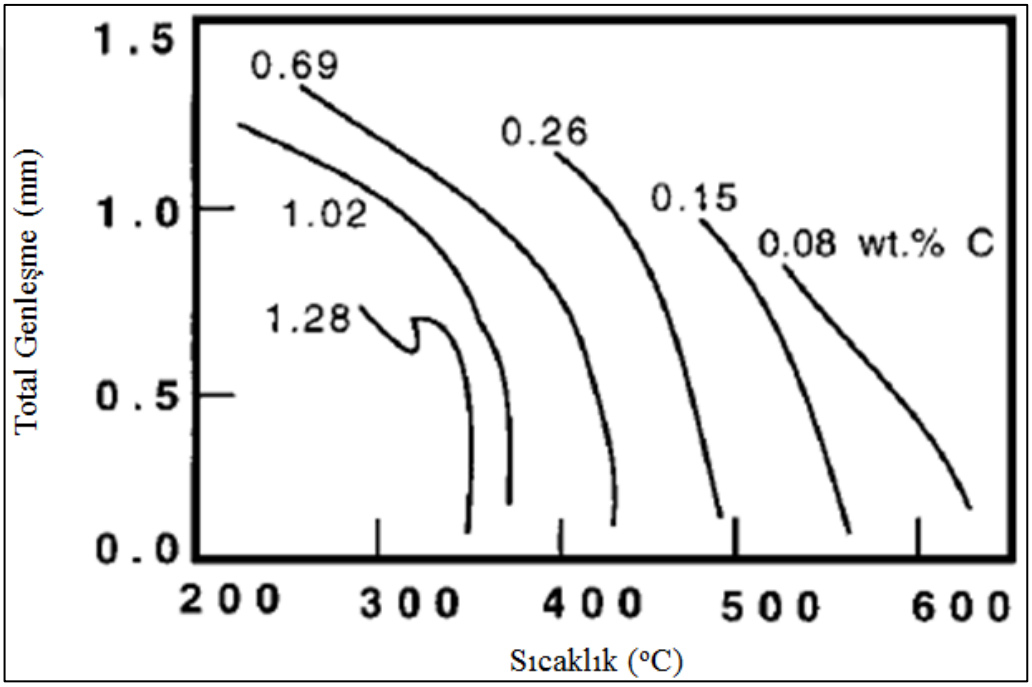
Üçüncü yöntem ise, dönüşüm sıcaklığının minimize edilmesidir. Beynit, T'_0 sıcaklığının altında ve kimyasal bileşimde herhangi bir değişiklik olmaksızın östenitin dönüşümü ile birlikte serbest enerji değişimi $\Delta G^{\gamma\rightarrow\alpha}$, beynitin depolanmış enerjisinden küçük olduğunda oluşmaktadır. Bu koşul, büyümenin sınırını tanımlamaktadır.

İkinci koşul çekirdeklenmeyi ifade eder. Böylece ΔG_m, beynit çekirdeklenmesine eşlik eden maksimum molar Gibbs serbest enerji değişimidir. G_N, martensit ile ilişkili türden bir dislokasyon mekanizmasına dayanan evrensel bir çekirdeklenme fonksiyonudur. G_N'nin sıcaklık bağımlılığı kimyasal bileşimden bağımsızdır; büyüme koşulu ile birlikte, beynit başlangıç sıcaklığının, Bs, sadece bir termodinamik bilgisinden hesaplanmasını sağlar [17].

$\Delta G^{\gamma\rightarrow\alpha} < -G_{SB}$ ve $\Delta G_m < G_N$ (1.5)

Denklem (1.5)'te $G_{SB} \approx 400 Jmol^{-1}$ olarak düşünülmektedir [17].

Beynitik dönüşüm miktarı, artan dönüşüm sıcaklığı ile azalmaktadır. Beynitik dönüşümden sonra östenit dönüşmeden kalır. Genellikle, östenitin daha düşük sıcaklıklarda dönüşümü iki aşamada gerçekleşmektedir. Başlayan beynitik dönüşüm bitiminden sonra, daha yavaş oranlarda perlitik dönüşümü takip eder. Birbirini takip 18 eden bu dönüşüm, alaşımlama ile uzun sürelere ertelenebilir ve birbirinden ayrılabilir [10].



Şekil 1.11. Beynit oluşumundan dolayı dilatometrik genleşmenin sıcaklık bağımlılığı [10]

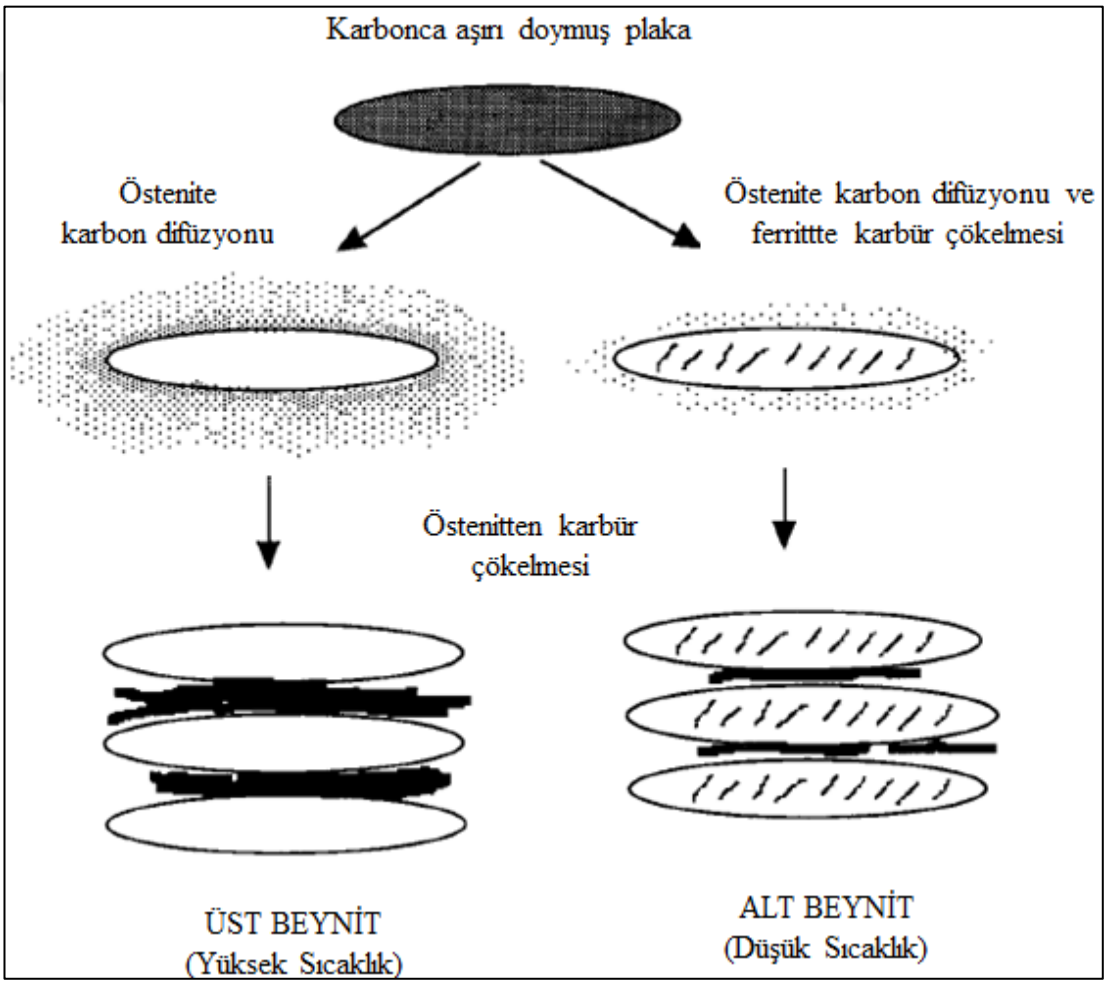
1.1.7. Üst ve alt beynit

Beynit tanımını geliştirme ve sınıflandırma açısından en geçerli olanı üst ve alt beynittir [10].

Üst beynit, ferrit alt birimlerinden oluşan uygun kristalografik oryantasyona sahip demetlerden oluşur ve içinde karbür çökeltisi bulunmamaktadır [12,27]. Karbürler plaka veya lata arasına çökelmiştir. Alt beynit, ferrit içinde plaka şeklindeki ince

disperse olmuş karbürleri içermektedir [27-30]. Üst beynit ve alt beynit arasındaki oluşum farkı Şekil 1.12'de gösterilmiştir.

Aynı çelik içinde üst beynit yüksek sıcakllıklarda (550-100^{o}C) ve difüzyon kontrollü olarak oluşmaktadır. Alt beynit düşük sıcaklıklarda (400-250^{o}C) ve difüzyonsuz oluşmaktadır. İzotermal dönüşüm esnasında her iki beynit tipini de görmek mümkündür [12,30]. Karbon içeriğinin %0,32'den küçük olduğu durumlarda alt beynit oluşumuz gözlenmezken, karbon içeriğinin %0,40 olduğu durumlarda ise üst beynit gözlenmemektedir [30].

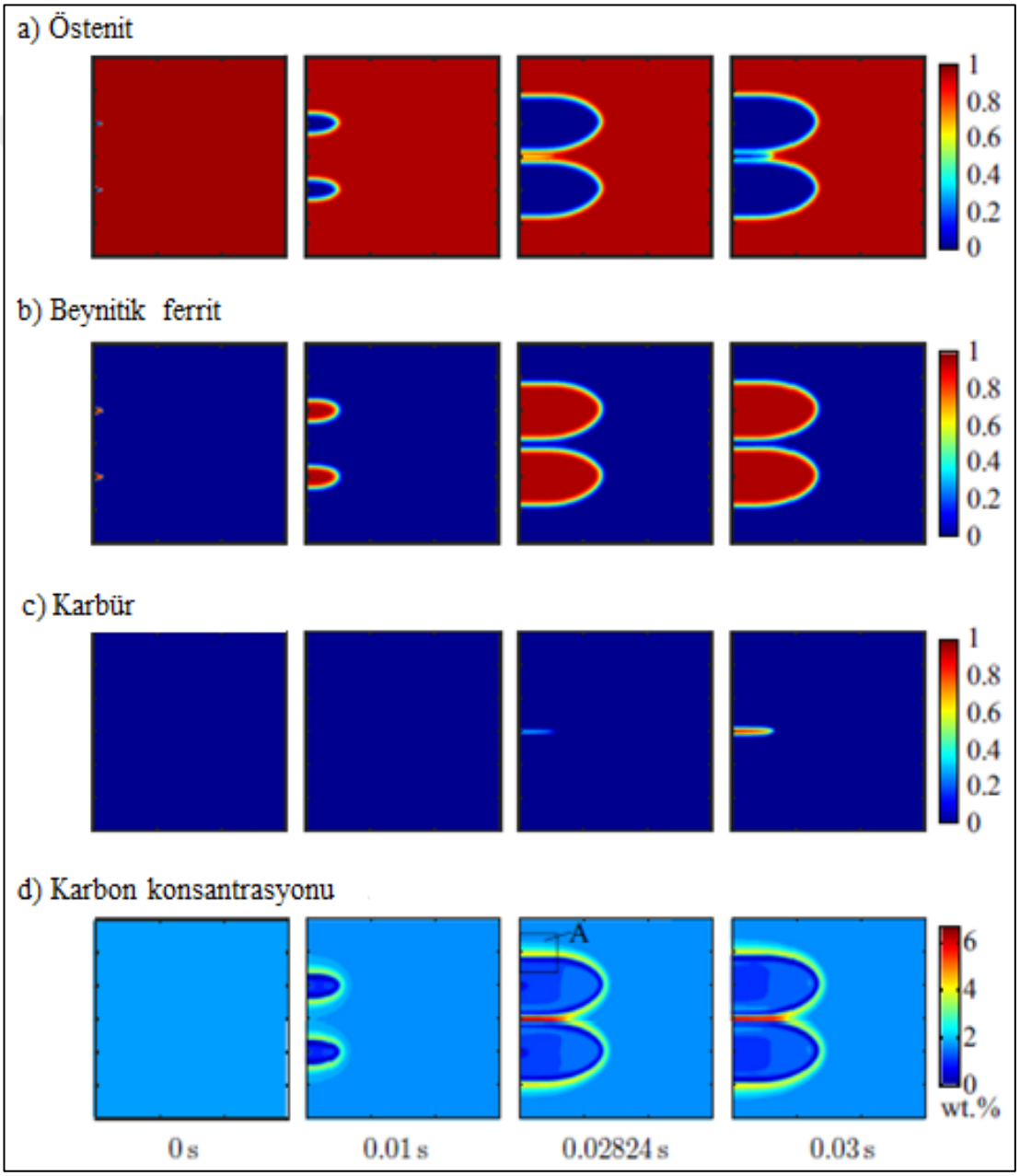


Şekil 1.12. Üst ve alt beynit dönüşümünün şematik gösterimi [10]

Mahnken ve Düsing (2018), alt beynit ve üst beynit dönüşümündeki karbon difüzyonunu modellemişlerdir [31]. İlk olarak, 700K'de üst beynite dönüşümü incelemiştir. Başlangıç koşulları, Şekil 1.13'de ilk sütunda verilmiştir. İki tane beynitik ferrit çekirdeği bulunmaktadır. Östenit ise alanın geri kalan kısmına

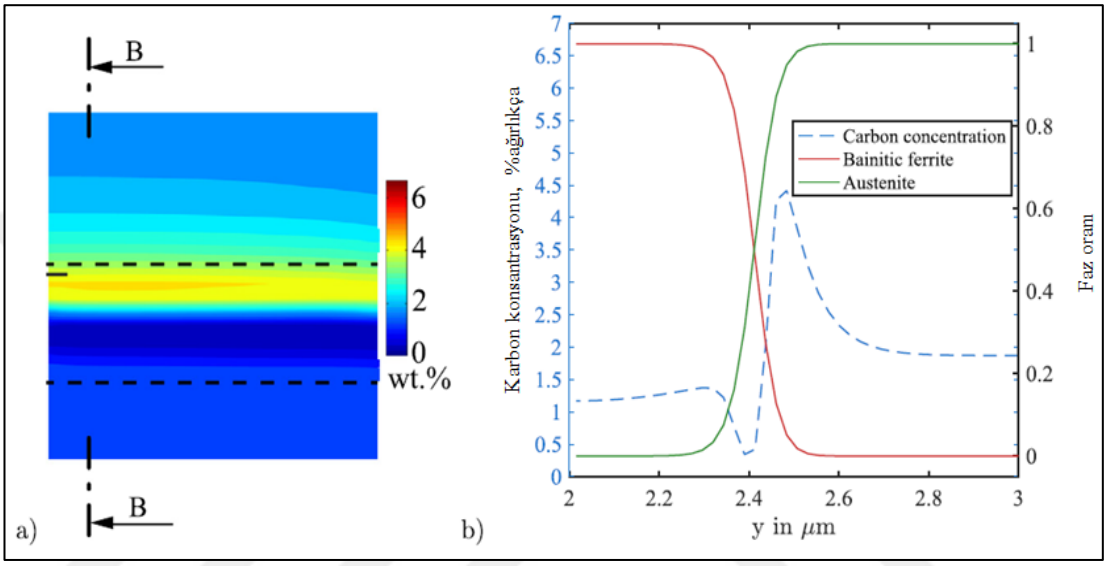
hakimdir. Bu iki çekirdek büyür ve beynitik ferrit içindeki karbon konsantrasyonu azalır.

Şekil 1.13'teki ikinci sütunda, t=0.01s'de karbon süper doymuş beynitik ferritten östenit içine doğru hareket eder. Östenit fazındaki karbon konsantrasyonu, c, beynitik ferrit arayüzeyindeki karbon konsantrasyonu birbirine yaklaşır. Her iki beynit demeti arasında, Şekil 1.13c'de görüldüğü gibi, karbon konsantrasyonunun maksimum, yani c=%6,67 olduğu durumda karbür çökeltisi oluşmaktadır.



Şekil 1.13. Üst beynitin 0s, 0,01s, 0,02824s ve 0,03s'de dönüşümü a) Östenit, b) Beynitik ferrit, c) Karbür, d) karbon konsantrasyonu [31]

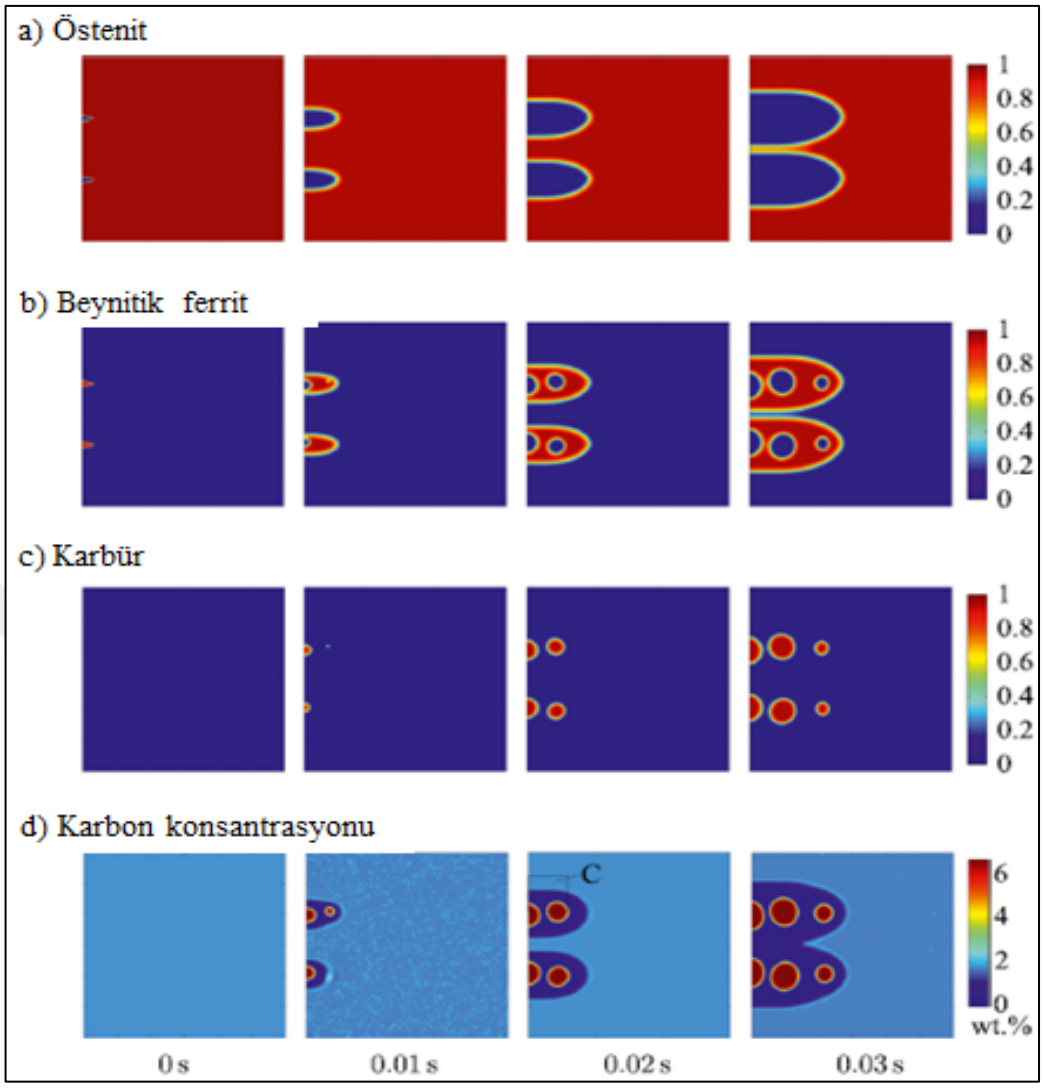
Karbürler, beynitik ferritin büyümesini sınırlar. Bu dönüşüm süreci, mikroyapının ferrit ve karbürden oluşmasına rağmen, büyümesi şeklindeki farklılıktan dolayı perlitten farklıdır. Şekil 1.14a, Şekil 1.13d'nin A bölgesini, t=0,02824 sn'de detaylı olarak göstermektedir. İki yatay kesikli siyah çizgi, östenit ve beynitik ferrit arasındaki arabirimin sınırlarını göstermektedir. Şekil 1.14b'de arayüzeydeki karbon konsantrasyonunun değişimi açıkça görülebilir [31].



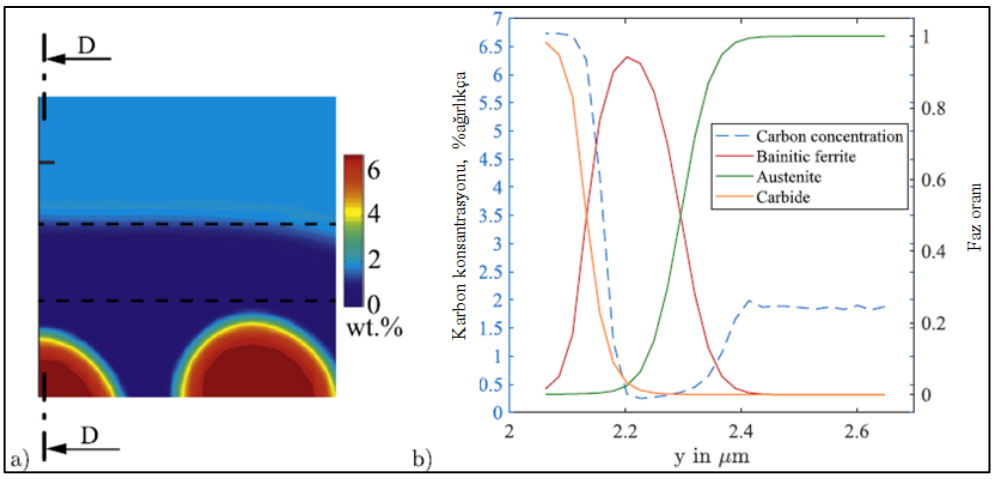
Şekil 1.14. Üst beynit içindeki diffüze arayüz içindeki karbon birikimi a) Şekil 1.12.d. belirlenen alan, b) B-B kesişimindeki karbon konsantrasyonu ve x=0,0117µm-y ordinatındaki karbon konsantrasyonu [31]

İkinci olarak, 600K'de, alt beynitik oluşum incelenmiştir. Şekil 1.15'ün ilk sütunundaki başlangıç durumu, üst beyni dönüşümüne benzerdir. Sol sınırda beynitik ferrit 2 tane çekirdek ile başlar ve alanın geri kalan kısmı östenittir. Devam eden süreçte çekirdekler büyür. Beynitik demetler karbonca aşırı doygun hale gelir, böylece karbon hareket etmeye başlar. Düşük sıcaklık ve daha düşük difüzyon hızı nedeniyle, karbonun çoğu beynitik ferrit içinde kalır. Bununla birlikte bazı atomlar, Şekil 1.15d'de görülebileceği gibi, ara yüzey boyunca östenitin içine doğru hareket ederler. Karbon birikimi sonucunda karbür çökeltileri oluşur. Alt beynitteki bu çökelme işlemi, beynitik ferrit fazı içerisinde gerçekleşmektedir.

Şekil 1.16a, Şekil 1.15d'nin A bölgesini, t=0,02 sn'de detaylı olarak göstermektedir. İki yatay kesikli siyah çizgi, östenit ve beynitik ferrit arasındaki arayüzeyin sınırlarını göstermektedir. Şekil 1.16b'de arayüzdeki karbon konsantrasyonunun değişimi açıkça görülebilir [31].



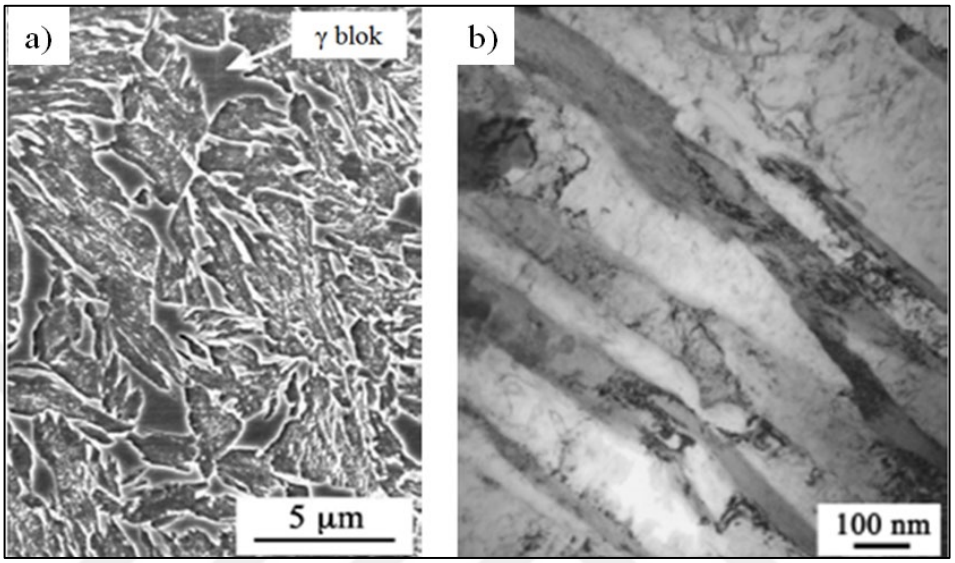
Şekil 1.15. Alt beynitin 0s, 0,01s, 0,02s ve 0,03s'de dönüşümü a) Östenit, b) Beynitik ferrit, c) Karbür, d) karbon konsantrasyonu [31]



Şekil 1.16. Alt beynit içindeki diffüze arayüz içindeki karbon birikimi a) Şekil 1.14.d. belirlenen alan, b) B-B kesişimindeki karbon konsantrasyonu ve x=0μm-y ordinatındaki karbon konsantrasyonu [31]

1.2. Kalıntı Östenit

Beynitik yapı içinde kalıntı östenit, yumuşak bir faz olarak bulunmaktadır. Şekil 1.17'da görüldüğü üzere beynitik ferrit plakaları arasında blok ve ince film morfolojisinde görülmektedir [32, 33].



Şekil 1.17. a) SEM görüntüsünde blok morfolojideki östenit, b) TEM görüntüsünde beynitik ferrit plakaları arasında bulunan film halindeki kalıntı östeni

Kalınıtı östenit, yumuşaklığın yanısıra, dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) etkisiyle martenzite dönüşümü esnasında sünekliğe ve gerilim sertleşmesine de katkıda bulunur [17,33].

Östenitin martenzite dönüşümü, M_s sıcaklığı (martenzit başlangıç sıcaklığı) ile östenitin tamamen kararlı hale geldiği M_d sıcaklığı arasında gerçekleşmektedir. Bu nedenle, M_s ve M_d sıcaklıkları arasında, gerilim katkılı dönüşüm baskın ve deformasyon sertleşmesi geniş gerilim aralığındadır [33].

Düşük test sıcaklıklarında veya düşük mekanik stabilize östenite sahip alaşımlarda gerilime bağlı dönüşüm, deformasyonun erken aşamalarında meydana gelir. Bunun bir sonucu olarak, deformasyonun daha sonraki aşamalarında plastik kararsızlık veya boyun verme görülebilir ve gerilim sertleşmesinin çok az yararı olabilir [33].

Yüksek test sıcaklıklarında, östenit mekaniksel olarak daha stabil hale gelir ve daha yüksek gerilimlerde dönüşür. Böylece, etkili bir şekilde boyun verme ve kırılmaya

karşı direnç fazla olur, Yüksek sıcaklıkta ve gerinim katkılı dönüşümün olmadığında süneklik düşecektir [33].

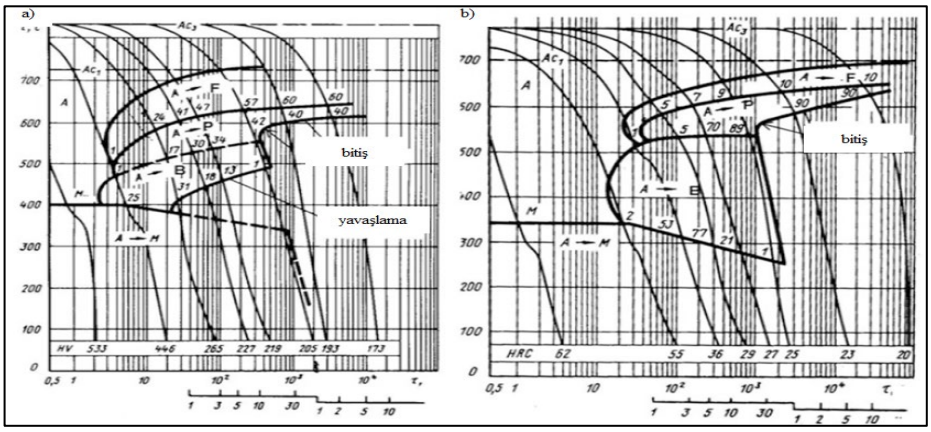
Östenitik yapının stabilitesi, sıcaklığa, kimyasal kompoziyonuna ve morfolojisine bağlıdır [17,33,34].

Silisyum, sementit kristal yapısındaki düşük katı çözünürlüğünden dolayı östenitten sementit çökelmesini geciktirir, fakat, önemli miktarda karbon, ikizlemeler ve ferrit-östenit ara yüzünün (Cottrell atmosferleri) yakınındaki çıkıntılarda sıkışıp kaldığından, süper doymuş beynitli ferritin dekarbürizasyonunu önler. Bu nedenle düşük sıcaklıkta beynit oluşumu sırasında ve hatta tavlama işlemleri sırasında karbür çökelme sırasını değiştirir [34].

Blok halinde bulunan kalıntı östenit, daha az karbon içerir ve sonuç olarak daha az stabildir, Artan sıcaklık ile kalıntı östenit miktarı da artacaktır [33].

1.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Beynitik ve östenitik çeliklerde alaşım oranlarının etkisini anlamak amacıyla bir çok çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalarda mikroyapıya, mekanik özelliklere, dönüşüm sıcaklıklıklarına etkisi incelenmiştir [35-37]. Kalıntı östenitin stabilitesi başlıca içerdiği karbon oranına bağlıdır. Aynı zamanda, hem B_s hem de M_s sıcaklıklarını düşük tutmak amacıyla kullanılır. Ayrıca malzemenin sertleşmesini ve nihai mukavemeti etkilemektedir [36]. Şekil 1.18'de görüldüğü üzere karbon, ferrit oluşumu için çekirdeklenme süresini, beynitinkinden çok daha fazla etkiler [7].

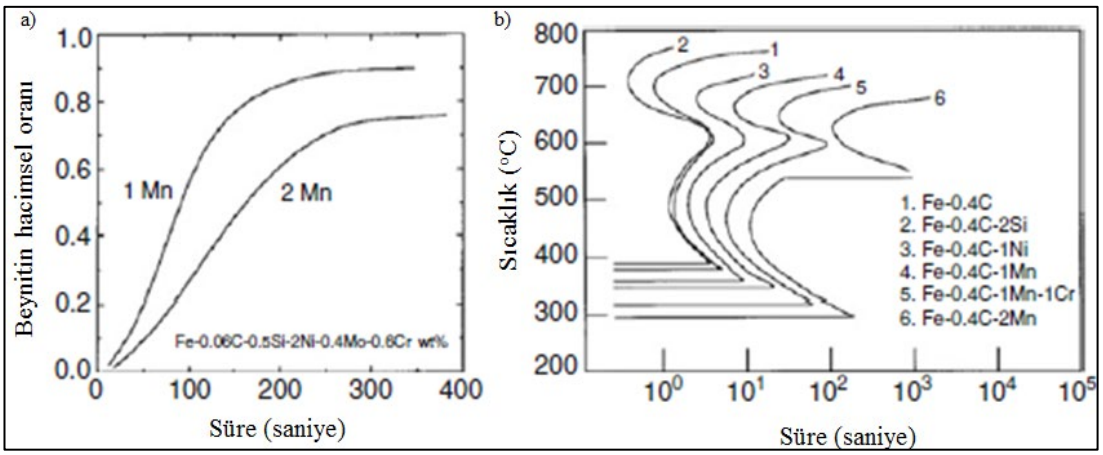


Şekil 1.18. CCT diyagramında karbonun etkisi: a) 0,23C-0,4Si-1,53Mn ve (b) 0,42C-0,27Si-1,42Mn [7]

Silisyum oranının artması, kalıntı östenitin stabilizasyonu artırmaktadır ve sementit içinde çözünmediğinde yapı içinde çökelmesini de engellemektedir. Böylece çekme mukavemeti ve kopma uzaması da artmaktadır [35-37].

Mangan oranının artması, kalıntı östenitin elde edilebileceği optimum soğutma oranını düşürmektedir. Fakat, kalıntı östenitin stabilitesi değişmemektedir [35]. Bir yandan, bir östenit stabilize olarak Mn, soğutma sırasında ferrit oluşumunu önlemeye yardımcı olan östenitin ayrışmasını yavaşlatır. Bununla birlikte, daha yüksek Mn içeriği, hem Ar_3 hem de B_s sıcaklıklarını düşürmektedir. İlaveten, birincil östenit tane sınırlarına Mn segregasyonu, beynitik ferritin çekirdeklenmesini kısıtlar. Böylece, TTT eğrileri daha uzun sürelere kaydırılır. Şekil 1.19'da görüldüğü üzere, %0,38 karbon içeren çelikteki Mn içeriği %1,73'ten %3,11'e yükseldiğinde, 450°C veya 400°C'de izotermal bekletme sırasında beynit oluşumunun başlangıcı ve bitişi sırasıyla, 2-3 saatten 70 saate, 15 saatten 300 saatte artar [7].

İzotermal bekletme için hızlı soğutmadan önce östenitleme sıcaklığındaki azalma, manganın östenit tane sınırlarına karşı dengesiz ayrışmasını azaltarak dönüşümün başlatılması için gereken süreyi kısaltmıştır. Bu segregasyonların bir sonucu olarak, aynı bekleme süresinde, beynite dönüştürülen östenit miktarı, artan Mn içeriği ile azalır [7].

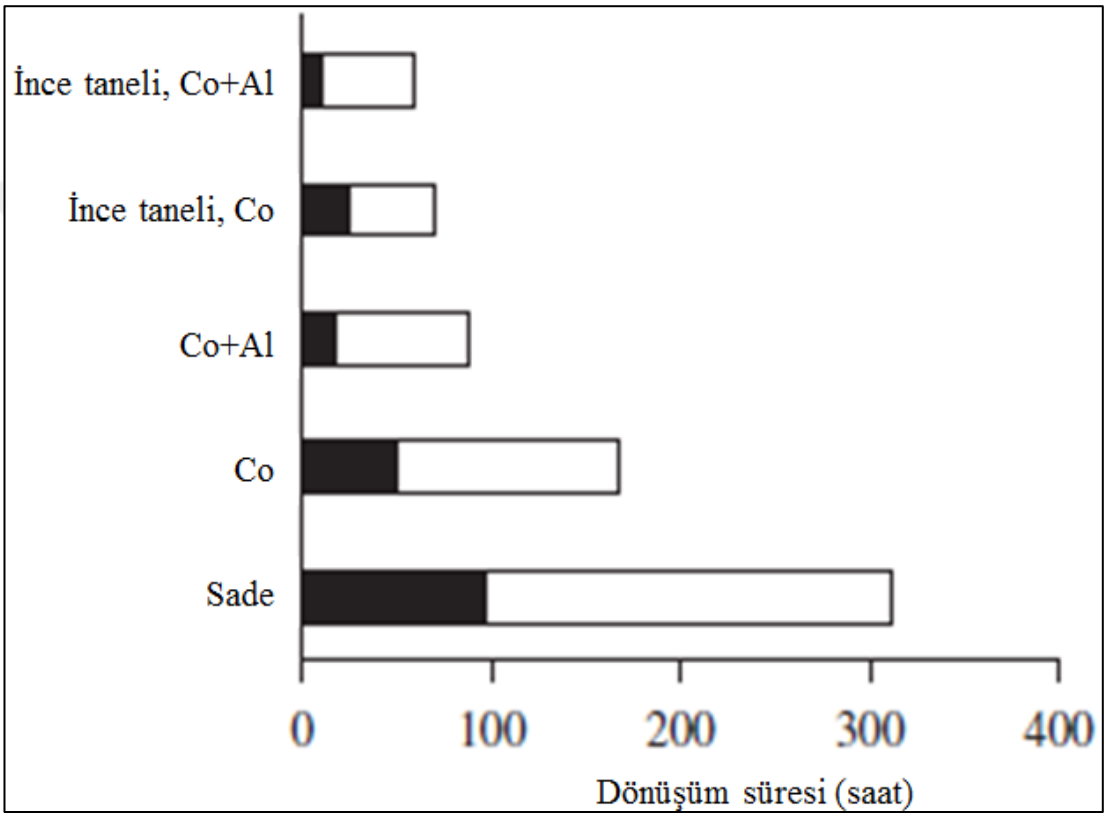


Şekil 1.19. a) Mangan oranın beynit oranına etkisi, b) %0,4 karbonlu farklı alaşımların TTT diyagramlarının karşılaştırılması [7]

Krom ve mangan, sertliği ve mukavemeti artırmaktadır [35]. Nikel, hem çekme mukavemeti hem de tokluğu artırmak amacıyla eklenebilir [13]. Krom ayrıca ferrit ve perlit dönüşümünü de geciktirmektedir [7].

Molibden, temperleme sırasında fosfordan kaynaklanan gevrekleşme sonucu kırılmayı önlemektedir. Krom, mangan ile birlikte sertliği ve mukavemeti artırmaktadır [35-36].

Kobalt ve alüminyum, ferrit ve östenit fazları arasındaki serbest enerji farkını artırarak, reaksiyonu hızını artırmak için kullanılır [37]. Dönüşüm süresinde meydana getirdiği azalma Şekil 1.20'de gösterilmiştir.



Şekil 1.20. 200°C'da izotermal bekletme sıcaklığında 0,98C-1,46Si-1,89Mn-0,26Mo-1,26Cr—0,09V çeliğinde %1,5Co ve %1,0Al ilavesinin beynitik dönüşüm süresine etkisi [6]

Titanyum, vanadyum ve niyobyum gibi mikroalaşım elementleri kullanılması durumunda, bu alaşımların karbürleri beynit plakaları arasında nano-boyuttta çökelmektedir.

Nb ve Ti karbürleri, birincil östenit tane sınırlarında çökelebilmektedir [38]. Bu karbürler yüksek soğutma hızlarında görülmemektedir. Düşük soğutma hızlarında ise malzemenin sertliğinde düşüş görülmektedir. Fakat temperleme işlemi sonucunda, çökelme sertleşmesi elde edilmektedir. Ayrıca deforme edilmiş yapının

dönüşümünde rekristalizasyonun başlaması ve tamamlanması mikroalaşım elementleri ile engellenir [38-39].

Niyobyum, östenit tane büyüklüğünü önemli ölçüde inceltmektedir. Bu nedenle, genellikle ferrit oluşumunu hızlandıran ve beynit oluşumunun hızlanmasına yol açan daha fazla çekirdeklenme alanı oluşmaktadır. Beynit latalarının genişliği ise daralmaktadır [7]. Nb etkisi etkisi ile lata tipi beynit yerine yumrumsu tipte beynitler görülebilir. Kalıntı östenit ise lata tipi yerine blok tipinde görülebilir [40].

1.4. Proses Şartlarının Etkisi

Malzeme özellikleri geliştirme konusunda alaşım elementleri ve oranları dışında diğer bir etken ise, üretim prosesleri ve parametreleridir. Deformasyon oranı, deformasyon sıcaklığı, östenitleme sıcaklığı ve süresi, soğutma oranı, izotermal işlem sıcaklığı ve süresi başlıca etkenlerdir.

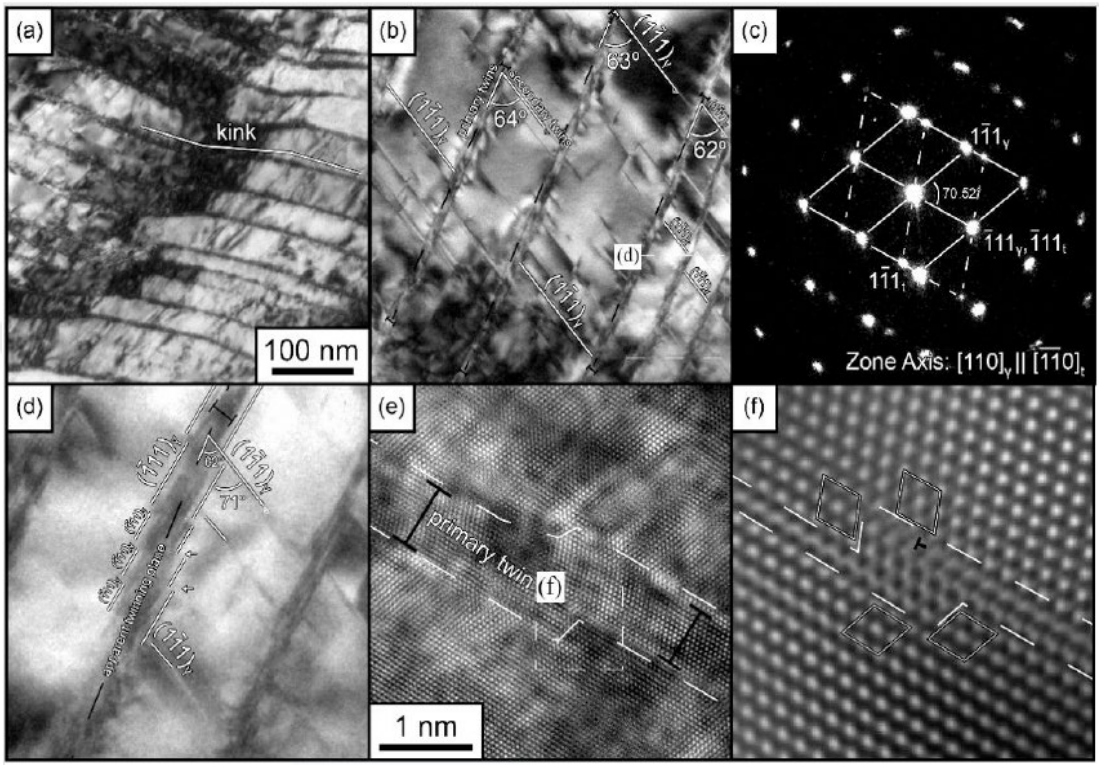
1.4.1. Deformasyonun sıcaklığı ve oranı

Döküm sonrasında malzemelerin sıcak deformasyonu, haddeleme ve dövme ile sağlanmaktadır. Malzemelerin sıcak deformasyon sıcaklığı, sıcak deformasyon tamamlanma sıcaklığı, deformasyon hızı, deformasyon oranı ve soğutma oranı beynitik dönüşümü etkilemektedir [41,42].

Sıcak haddenin beynitik dönüşüme etkisini artırmak için düşük karbonlu çeliklerde, 920^{o}C üzerinde deformasyon uygulandığında ve hızlı soğutulması sonucunda elde edildiği görülmüştür. Düşük sıcaklıklarda deformasyon yapılması durumunda yapıda ferrit oranının arttığı görülmüştür. Bunun iki nedeni olabilir; birinci neden, deforme edilmiş östenitte dislokasyon yoğunluğu ve diğer hatalar artacaktır. Bu nedenle, östenitin rekristalizasyonu zorlaşacaktır. Diğer neden, deformasyon ferrit dönüşümünü ivmelendirip birincil ferrit miktarını arttıracaktır ve dönüşmemiş östenit içindeki karbon oranı artacaktır. Bu nedenle, düşük sıcaklıklarda dönüşmemiş östenitin stabilitesi artacaktır. Yüksek soğutma hızlarında, beynit yerine martenzit oluşumu görülecektir [41].

Nanobeynitik (östenitik-beynitik) çelikler, yüksek hızda ($2x10^{3}s^{-1}$) deformasyon uygulanması sonucunda blok ve film morfoloji tipindeki östenitte ikizlenmeler

görülmüştür. Şekil 1.21'de görülebileceği üzere deformasyon hızı daha yüksek hızlara ($3x10^3s^{-1}$) çıkarıldığında yapıda ikizlenmeler oluşmasıyla birlikte, ana östenit matrisinde dağılmış küçük ikizlenmeler yani ikincil ikizlenmeler oluşmaktadır. İkincil ikizlenmeler arasında martenzit oluşumu görülmüştür [42].



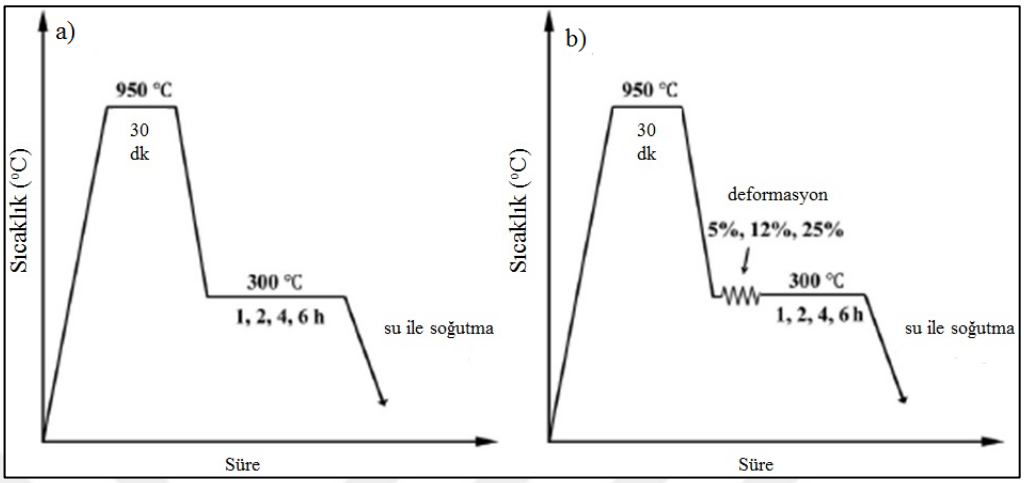
Şekil 1.21. $3x10^3s^{-1}$ deformasyon hızı ile deforme edilmiş bloksal östenit; a) Kırılmış ikizler; b) birincil ve ikincil ikizler; c) difraksiyon paterni; d) büyütülmüş 'b' görüntüsü; e) İkizlenme düzleminin yüksek çöznürlüklü TEM görüntüsü; f) büyütülmüş 'e' görüntüsü [42].

B. Avishan ve arkadaşları düşük sıcaklıklıkta deformasyonun beynitik dönüşüme etkisini incelemiştir. Bir grup numuneye, östenitlemeden sonra beynitik dönüşüm için, 300^oC'ta çeşitli sürelerde bekletilmiştir.

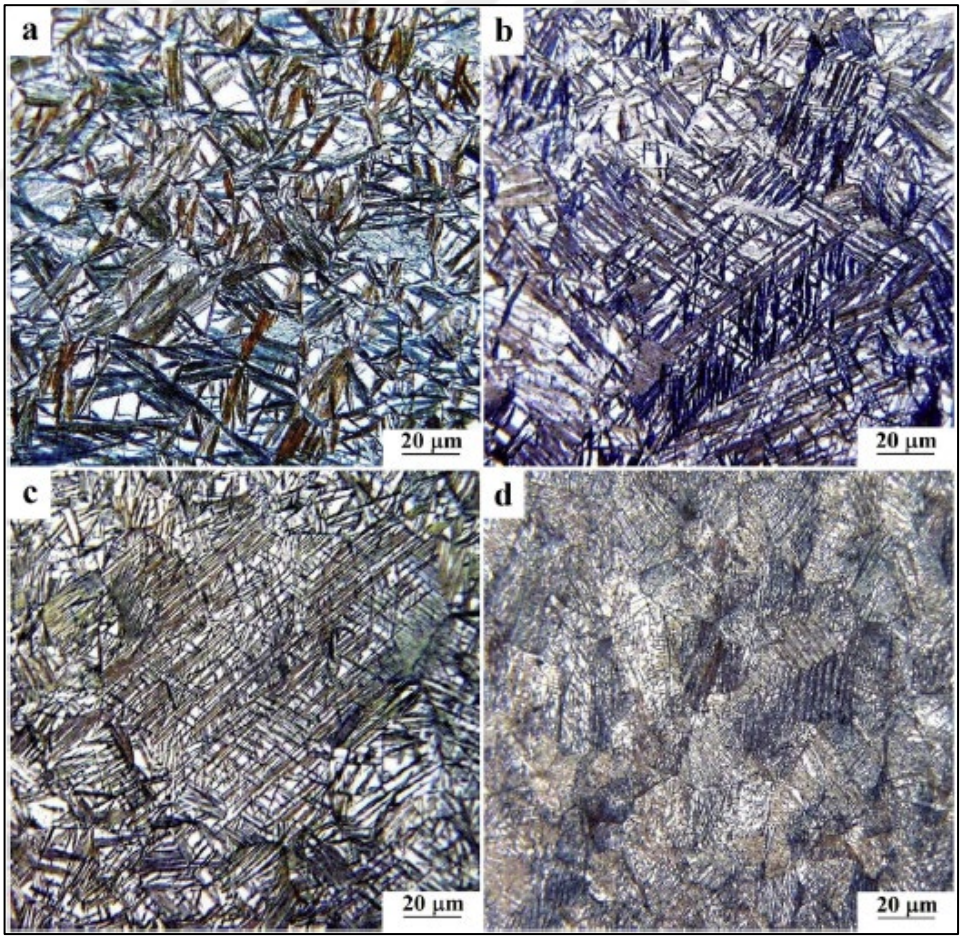
Diğer bir grup numune, 300^oC'a soğutulmuş ve çeşitli oranlarda tek pas deformasyon uygulanmıştır. Daha sonra beynitik dönüşüm için çeşitli sürelerde bekletilmiştir [43]. Yapılan bu işlemler Şekil 1.22'de şematize edilmiştir.

Düşük sıcaklıkta deformasyon beynitik dönüşümü hızlandırmış ve beynit oranını artırmıştır. Şekil 1.23'de görülebileceği üzere izotermal beynitik dönüşümden önce deformasyon uygulanması ve bu deformasyon oranının artırılmasıyla, elde edilen

östenit mikro bloklar ve beynitik ferrit plakaları inceltilebilir. Ayrıca, deformasyon oranının artırılması ile kristalografik oryantasyon hadde yönüne yönelmektedir [43].



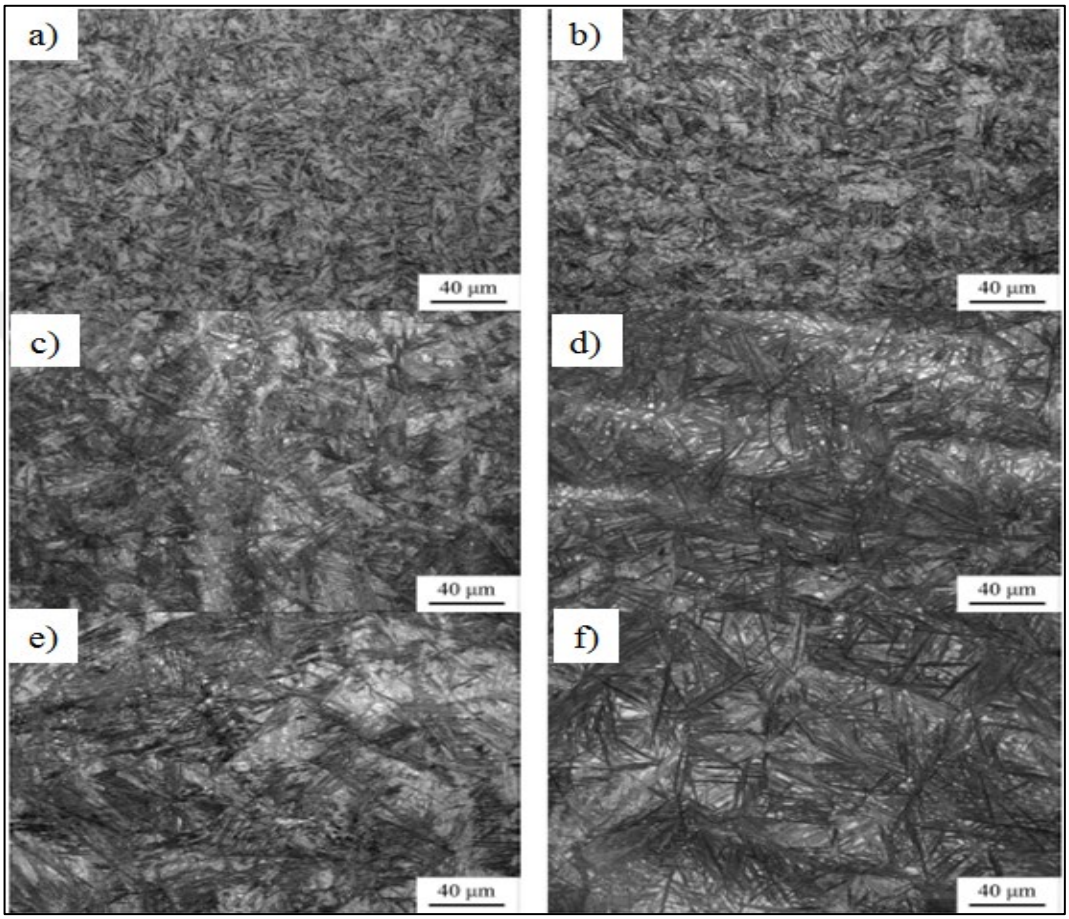
Şekil 1.22. Şekil 1.21. Deformasyon uygulanmayan a) ve deformasyon uygulanan b) numuneler için ısıl işlem prosedürü [43]



Şekil 1.23. 300°C'ta deformasyon uygulanıp 6 saat izotermal beynitik dönüşüm için bekletilen numuneler; a) %0 (deforme edilmemiş), b) %5, (c) %12, (d) %25 [43]

1.4.2. Östenitleme sıcaklığı ve süresi

İzotermal tavlama öncesinde östenitleme işlemi yapılmasının temel amacı, deformasyon etkisini gidermek ve yapıdaki ferriti yok etmektir [7]. Beynitin sertliği ve mukavemeti, östenitin tane yapısından büyük bir miktarda etkilenmemektedir.



Şekil 1.24. Farklı sıcaklık ve aynı sürede östenitleme ve izotermal beynitik dönüşüm işlemi uygulanan numunelerin mikroyapıları; a,c,e) Östenitleme sonrasında 220^{o}C ve b, d, f) 260^{o}C'de izotermal işlem uygulanmış numuneler. a, b) 900^{o}C, c,d) 1000^{o}C, e,f) 1150^{o}C'de östenitlenmiştir [44].

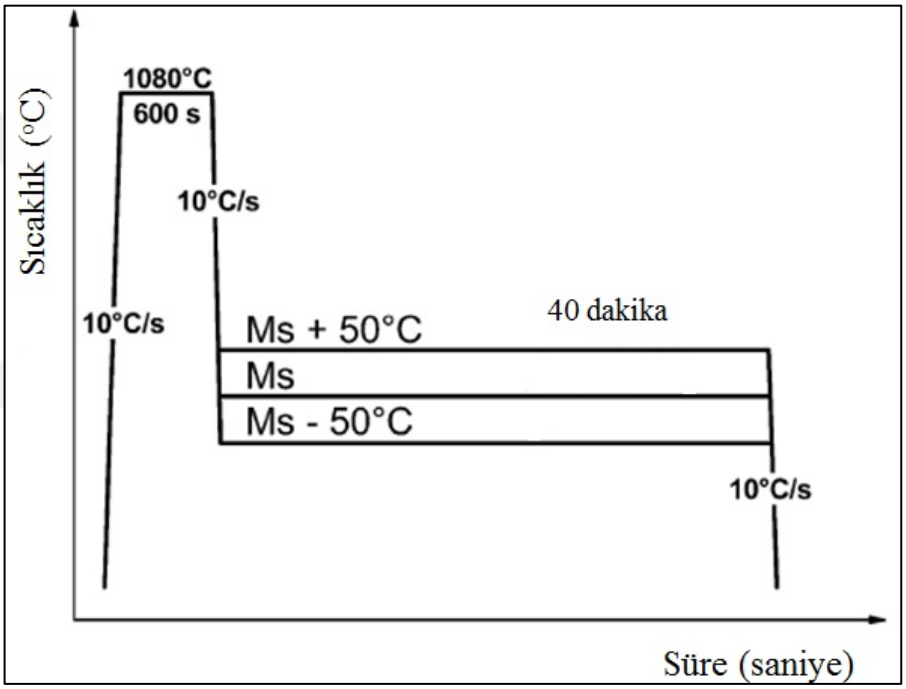
Düşük karbonlu çeliklerde, östenit tane boyutu çok kabalaşsa da mukavemet olumsuz etkilememektedir [10]. Ancak, çok yüksek sıcaklıklara çıkılması durumunda, beynit paketlerinin büyüklüğü, bloksal kalıntı östenitin boyutu ve miktarı artacaktır. Süneklik ve darbe tokluğu düşerken, mukavemette ve sertlikte küçük bir etki olacaktır [44].

Şekil 1.24'de siyah ve koyu bölgeler beynit, beyaz bölgeler kalıntı östenittir. Östenitleme sıcaklığı ile birlikte beynit plakalarının boyutu artmıştır. Bunun nedeni,

östenit tane boyutunun artması sonucunda beynitik ferritin çekirdekleneceği alanın azalmasıdır [44].

1.4.3. Izotermal tavlama sıcaklığı ve süresi

Beynit bölgesinde, izotermal tutma sonucunda beynit elde edilmesi amaçlanır. Östenitleme sonrasında, östenitten ferrit/perlit dönüşümünü önlemek için, izotermal tutma aşamasına ilk soğutma hızlı olmalıdır. Yeterli miktarda beynit elde etmek ve kalan östenitin karbon bakımından zenginleşmesini sağlamak için gerekli tutma süresi malzemenin kimyasal bileşimi ve tutma sıcaklığına bağlıdır [7].

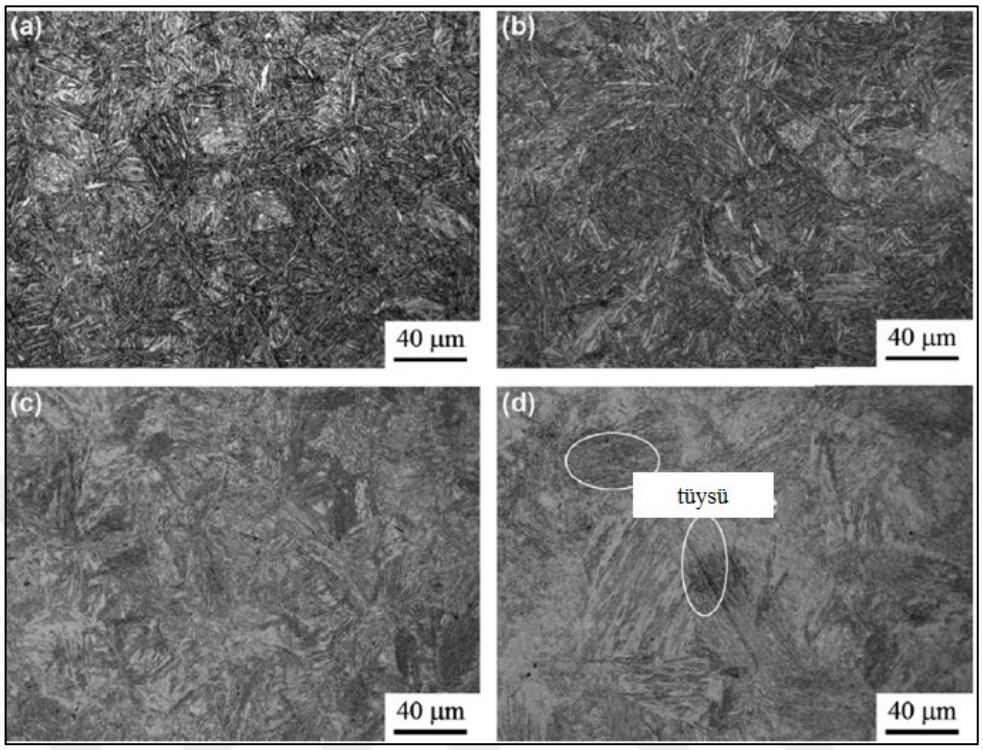


Şekil 1.25. Farklı izotermal sıcaklıklarda malzemenin bekletme prosesinin şematik çizimi [45]

Düşük karbonlu çeliklerde izotermal tutma sıcaklığının etkisini incelemek amacıyla Şekil 1.25'de görülebileceği üzere Ms, Ms-50^{o}C ve Ms+50^{o}C sıcaklıklarında tutulmuştur. Ms sıcaklığın üzerinde tutma sonucunda karbürsüz beynitik matriks elde edilmiştir. Ms ve Ms sıcaklığının altında tutma sonucunda ise yapıda temper martenzit ve karbür görülmüştür [7,45].

Düşük karbonlu çeliklerde izotermal bekleme sıcaklığı süresi artırıldığında beynit oranında önemli bir değişiklik olmamaktadır, fakat beynit plakalarının kalınlığı

artmaktadır. Yüksek izotermal tutma sıcaklığı veya daha uzun izotermal tutma sürelerinde karbür oluşabildiği gözlenmiştir [7,8,46].



Şekil 1.26. Farklı sıcaklıklarda 1 saat izotermal beynitik dönüşüm sonucunda mikroyapılar: (a) 300°C, (b) 320°C, (c) 360°C, (d) 395°C [47]

Kalıntı östenit oranı, artan izotermal tavlama sıcaklığı ile artmaktadır. Ancak, düşük karbonlu çelikle azalabildiği de görülmüştür [8]. İzotermal bekleme süresi arttığında, kalıntı östenitin karbon içeriği artmakta ve daha stabil hale gelmektedir. Aynı zamanda, film halindeki kalıntı östenitin kalınlığı da artmaktadır. Film halinde bulunan kalıntı östenit, bloksal kalıntı östenite göre daha stabildir. Film tipindeki kalıntı östenite düşük karbonlu çeliklerde daha çok rastlanmaktadır [32,34,35].

Şekil 1.26'da 300°C'ta izotermal dönüşüme uğrayan numunede hem lata hem de iğnesel morfoloji mevcuttur. Artan izotermal dönüşüm sıcaklığı ile 320°C ve 360°C'ta iğnesel morfoloji mevcuttur. Ayrıca, artan sıcaklık ile yapı daha da kabalaşmaktadır. Şekil 1.26d'de görüldüğü üzere 395°C'ta izotermal dönüşüm sonucunda tüysü beynit gözlenmiştir [47].

2. MALZEME VE YÖNTEM

2.1. Malzeme

Bu tez kapsamında DIN 34CrMo4 alaşımı modifiye edilmiştir. Yapıda karbür çökelmesini engellemek amacıyla Si oranı karbür çökelmesinin engellenmesi ve kalıntı östenitin stabilizasyonu amacıyla ağırlıkça minimum %1,5 olacak şekilde belirlenmiştir [42]. Mn, Cr, Ni, Mo ve Nb ilavesi ile sertleşebilirlik amaçlanmıştır.

Döküm sonrası ingotların kimyasal analizi optik emisyon spektrokopisi ile ölçülmüştür. Deneysel çalışmada beynitik çelik kimyasal bileşimi Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 2.1. Beynitik çelik kimyasal bileşimi (%-ağırlıkça)

Kimyasal Bileşim (% ağ.)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb
0,27	1,53	1,83	1,24	0,46	0,44	0,11	0,097

2.2. Termodinamik Modelleme

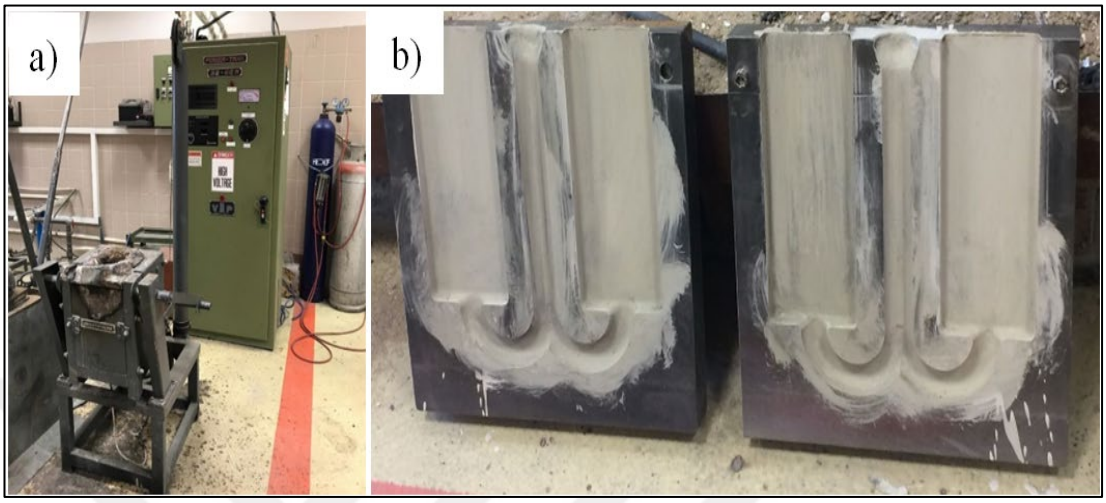
Tez kapsamında kullanılan çelikte Thermo-Calc yazılımı ile yapılan termodinamik modellemede faz alanları ve bu faz alanlarına ait sıcaklık aralığındaki faz miktarları hesaplanmıştır.Termodinamik modelleme, denge konumunda sıcaklığın fonksiyonu olarak fazların oluşması hakkında bilgiler vermektedir. Bu amaçla, Thermo-Calc termodinamik modelleme yazılımı kullanılmış olup alaşım elementlerinin kimyasal bileşimine dayanan faz oluşum sıcaklıkları ve faz miktarı hesaplanmıştır.

Thermo-Calc hesaplamaları sonucunda malzemeye ait solidus ve Ae_3 sıcaklıkları hesaplanmış ve numunelere uygulanacak ısıl işlem sıcaklıkları belirlenmiştir.

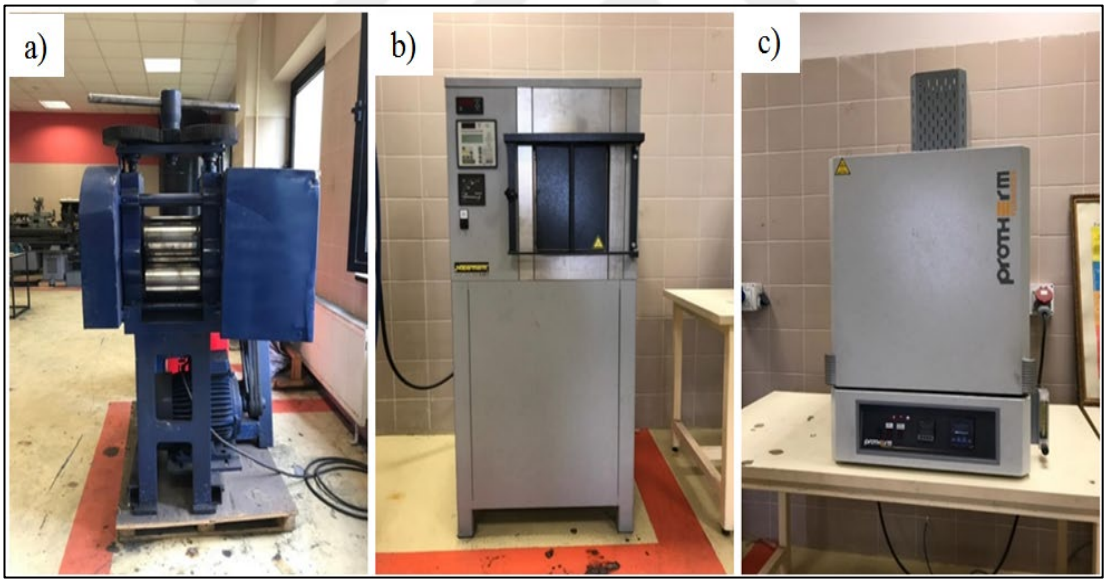
2.3. Döküm, Haddeleme ve Isıl İşlemler

Beynitik çelik malzeme Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Malzeme Şekillendirme ve Proses Geliştirme Laboratuvarı bünyesinde Şekil 2.1.a'da

gösterilen Inducterm marka 25kg kapasiteli 35kW indüksiyon fırınında ergitilmiştir. Şekil 2.1.b'de görülen kokil kalıba döküm sonrasında 20mm x 100mm x 100mm boyutlarında ingotlar elde edilmiştir.



Şekil 2.1. Döküm yapılan indüksiyon ocağı ve b) kokil kalıp



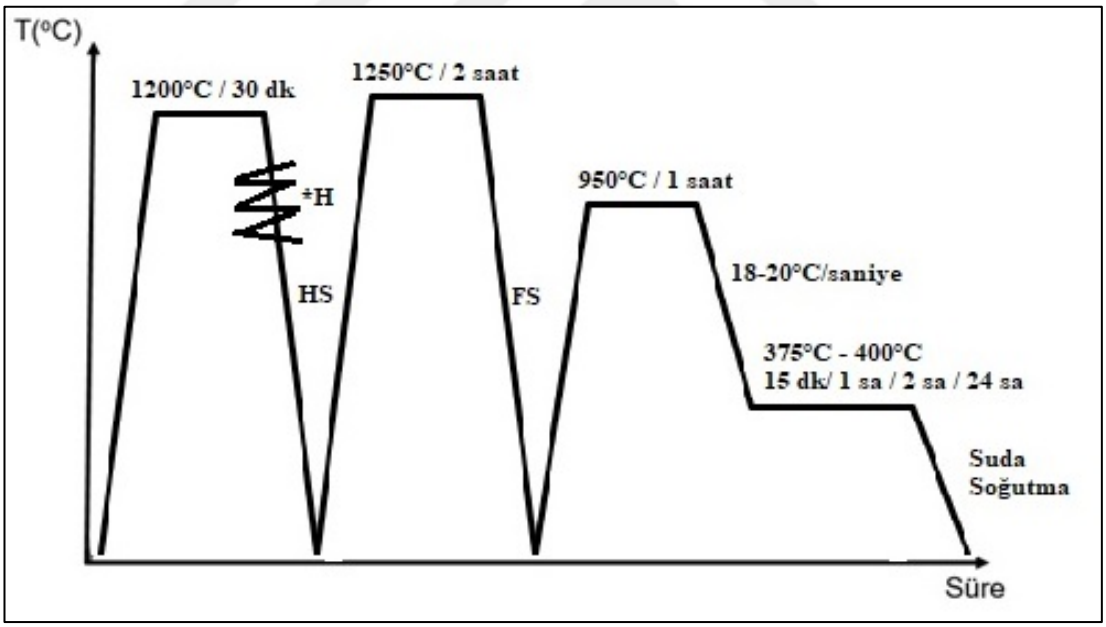
Şekil 2.2. a) Sıcak haddeleme ünitesi, b) Nabertherm ısıl işlem fırını ve c) Protherm ısıl işlem fırını

Döküm işlemi sonucu elde edilen ingotlar, 1200°C'de 30 dakika tutulmuş ve sonrasında sıcak haddeleme işlemine tabi tutulmuştur. Başlangıç kalınlığı 20mm olan ingotlar 9 paso uygulanması sonucunda %82,5 deformasyon uygulanarak 20mm'den 3,5mm kalınlığa sıcak haddelenmiştir. Şekil 2.2.a ve Şekil 2.2.b'de sıcak haddeleme ünitesi ve ısıl işlemde kullanılan Nabertherm ısıl işlem fırını gösterilmiştir. Haddelenmiş tüm numunelerde homojen ve benzer bir mikroyapı elde edebilmek

amacıyla Şekil 2.3'te görüldüğü gibi 1250°C'de 2 saat homojenizasyon tavlaması uygulanmış ve fırında soğutulmuştur.

Östenitleme işlemi 950°C uygulandıktan sonra iki grupta 375°C ve 400°C sıcaklıklarda izotermal beynitik dönüşüm tavlaması işlemleri yapılmıştır.

Birinci numune grubuna, 950°C'de 1 saat östenitleme uygulanmış ve 18-20°C/saniye soğutma hızı ile soğuma sonrası 400°C'ta hazır bekletilen fırına izotermal beynitik dönüşüm tavlaması amacıyla konulmuştur. Bu sıcaklıkta sırasıyla 15 dakika, 1 saat, 2 saat ve 24 saat bekletilen numuneler fırından çıkartılarak suda soğutulmuştur. İkinci numune grubuna, 950°C'de 1 saat östenitleme uygulanmış ve 18-20°C/saniye soğutma hızı ile soğuma sonrası 375°C'ta hazır bekletilen fırına izotermal beynitik dönüşüm tavlaması amacıyla konulmuştur. Bu sıcaklıkta yine sırasıyla 15 dakika, 1 saat, 2 saat ve 24 saat bekletilen numuneler fırından çıkartılarak hızlıca suda soğutulmuştur.



Şekil 2.3. Numunelere uygulanan ısıl işlem prosesinin şematik gösterimi
*H : Haddeleme
HS : Havada soğutma
FS : Fırında soğutma

Çalışmada öncelikli olarak uygun bir östenitleme sıcaklığı seçimi ile sıcak haddeleme sonrası elde edilen yapının tamamen östenitik bir hale getirilip sonrasında izotermal işlem doğrultusunda ideal mekanik özelliklerin elde edilmesi hedeflenmiştir.

2.4. Mikroyapısal Karakterizasyon

Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarları bünyesinde mikroyapısal incelemeler gerçekleştirilmiştir. İlk olarak numune hazırlama aşamasında ısıl işlem görmüş numuneler hassas kesme cihazında hadde yönüne paralel ve dik olmak üzere kesilmiştir. Kesilen bu numuneler sırasıyla 120, 320, 600 ve 1000 meshlik zımparalar ile zımparalanmıştır. Zımparalanan numuneler, 3 mikron elmas solüsyon ile parlatma işleminden sonra etkin bir faz karakterizasyonu amacıyla %3 Nital dağlayıcı kullanılarak dağlanmıştır.

Numunelerin mikroyapıları Olympus BX41 ışık mikroskobu ve Jeol 6060 taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve IXRF EDX mikroanaliz sistemi ile incelenmiştir. Numuneler topoğrafik kontrast kullanılarak incelenmiştir. EDX yardımıyla noktasal analiz yapılarak karbürler ve kalnıtılarının yapısı belirlenmiştir.

2.5. Mekanik Testler

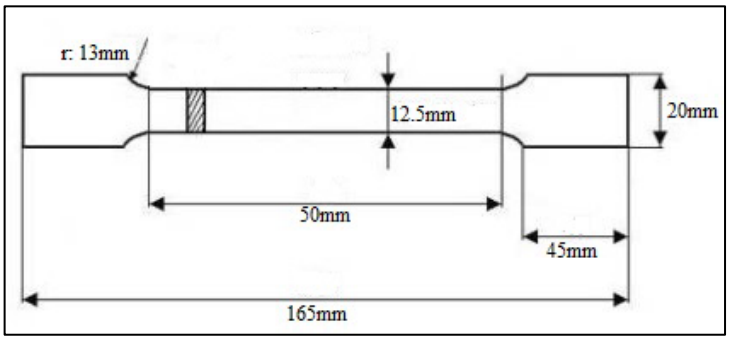
Isıl işlem deneyleri sonucu belirlenen parametrelerde yapılan iki ayrı ısıl işlem çevrimi sonrasında çeliklerden alınan numunelerde mekanik testler uygulanmış ve elde edilen sonuçlar literatür ile karşılaştırılmıştır. Bu amaçla, sertlik ve çekme mukavemeti gibi çeliklerin önemli mekanik özelliklerini belirlemede Vicker sertlik ölçümü ve çekme deneyi yapılmıştır.

Sertlik testi, Posco Assan TST Çelik Sanayi A.Ş laboratuvarlarında Zwick Roell Indentec 4150AK model Vickers sertlik cihazında yapılmıştır. Sertlik testi, EN ISO 6507:2018-1 Metallic Materials – Vickers Hardness Test standartına uygun bir şekilde 15 saniye boyunca 10kg yük uygulanarak yapılmıştır. Her bir numuneden 3 tane ölçüm yapılarak ortalama değerler alınmıştır.

Çekme testleri,Tübitak Malzeme Araştırma Enstitüsü Kuvvet Laboratuvarı bünyesinde Zwick Z250 çekme test cihazında yapılmıştır. Testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

Çekme testi için hazırlanan numune boyutları Şekil 2.4'te verilmiştir. Çekme test numuneleri hadde yönüne parallel doğrultuda hazırlanmıştır. Çekme testi, ASTM E8/E8M-16a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials

standartına göre 5mm/dakika hızı ile yapılmıştır. Her ısıl işlem için 2 ayrı numuneden ölçüm yapılarak ortalama değerler alınmıştır.



Şekil 2.4. Çekme testi için hazırlanan numune boyutları

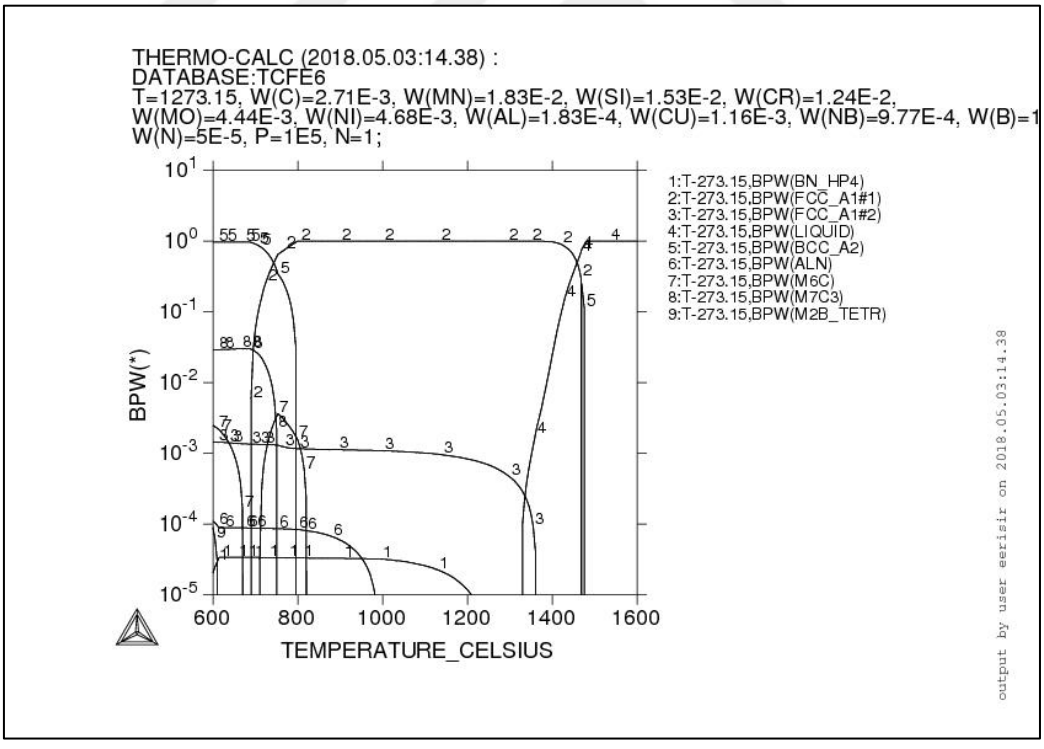
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Termodinamik Modelleme

3.1.1. Faz dönüşümleri ve denge fazları

Faz dönüşümleri Thermo-Calc programı ve TCFE6 veri tabanı ile hesaplanmıştır ve simüle edilmiştir. Deneysel çalışmada kullanılan 0,27C-1,53Si-1,83Mn-1,24Cr-0,46Ni-0,44Mo-0,11Cu-0,097Nb kimyasal bileşimine uygun olarak hesaplamalar gerçekleştirilmiştir.

Yapılan termodinamik hesaplama sonucu elde edilen faz diyagramı Şekil 3.1'de verilmektedir. Oda sıcaklığında çelikte α, AlN, M_6C, M_7C_3 fazı görülmektedir.



Şekil 3.1. Deneysel çalışmada kullanılan çeliğin kompozisyonu doğrultusunda Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanmış faz miktarı-sıcaklık ilişkisi

Bu diyagrama göre deneysel çeliğin solidus ve Ae_3, sıcakl1kları sırası ile 1479°C ve 826°C'dir.

3.1.2. Ms ve bs sıcaklığının ampirik formüller ile hesaplanması

İzotermal beynitik dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla literatürdeki ampirik formülasyonlardan yararlanılmıştır. Elde edilen sonuçlar Tablo 1'de verilmektedir. Elde edilen sonuçlara göre perlitten ve martenzitten kaçınmak için izotermal beynitik

Tablo 3.1. Bs ve Ms sıcaklıklarının ampirik formüller ile hesaplanmasıyla elde edilen sonuçlar

Hesaplanan Sıcaklık	Kaynak	Sıcaklık (^{o}C)
Bs	Steven ve Haynes [10]	451
Bs	Zhao [25]	426
Bs	Kang [26]	463
Bs	Y.K.Lee [24]	487
Ms	Lee ve Park [26]	336

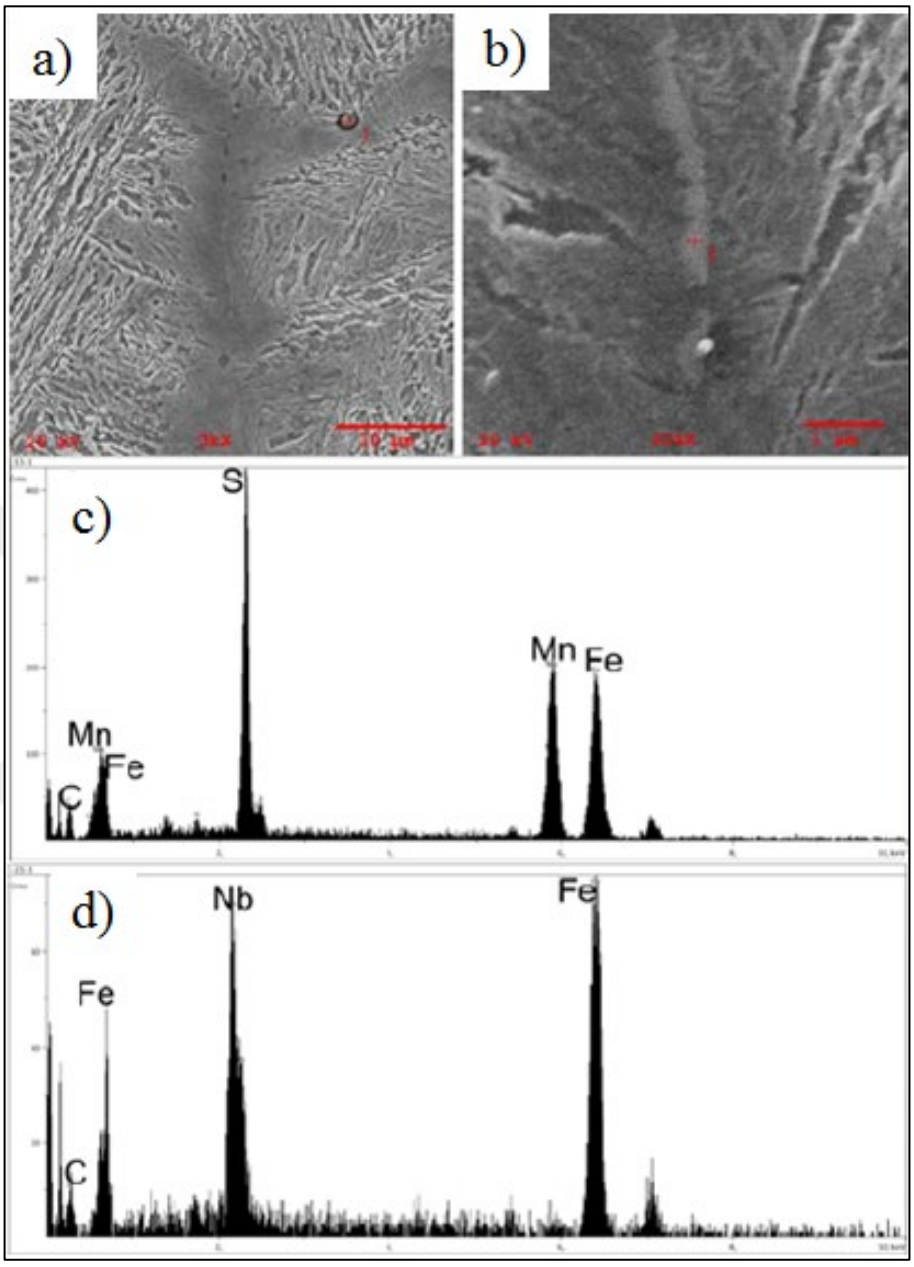
3.2. Mikroyapısal Karakterizasyon

Döküm numunesi üzerinde segregasyon ve yapıda oluşan kalıntı ve çökeltileri incelemek amacıyla SEM ve EDX çalışması yapılmıştır. Şekil 3.2a ve Şekil.3.2c'de görüldüğü üzere tane sınırında segregasyon oluşumu ve yapıda MnS kalıntısı görülmektedir. Döküm sonrası yavaş soğuma sonucunda yapıda heterojen ve kaba karbür ile kalıntılar oluşmaktadır. Dış yüzeyde perlit bulunması ile beraber içeriye doğru segregasyon oranı artmaktadır.

Şekil 3.2b ve Şekil 3.2d'de görüldüğü üzere tane sınırlarının kesişim noktalarında 1 µm'ye yakın ölçüde NbC çökeltileri görülmektedir. Bu karbürlerin tane boyutunun kabalaşmasını engellediği düşünülmektedir [3]. Yapı genel olarak incelendiğinde ince tanelidir.

Haddelenen numunelerde Şekil 3.3'te görüldüğü üzere hadde yönünde segregasyonlardan kaynaklanan bantlaşma vardır. Hadde yönü doğrultusunda deformasyon ikizlemeleri mevcuttur. EDX analizi sonucunda 1µm'den küçük Nb

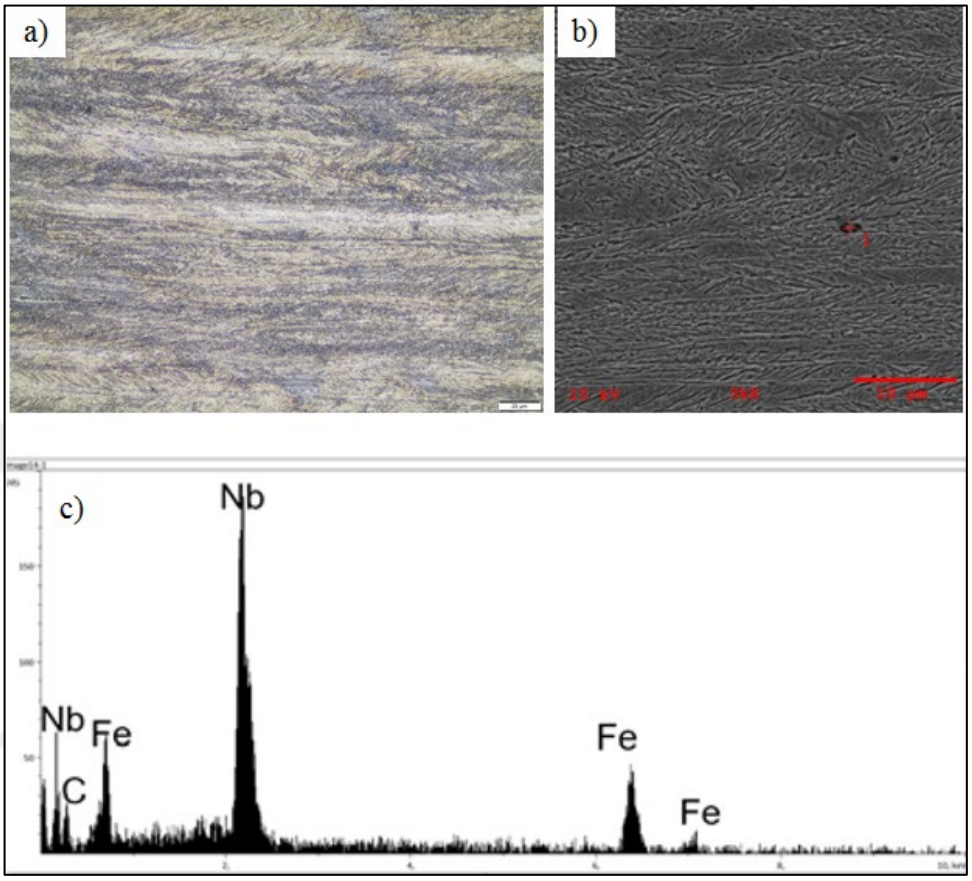
içeren primer oluşmuş çökeltiler tespit edilmiştir. Bu çökeltiler birincil östenit tane sınırlarında ve üçlü tane sınırı kesişim noktalarında bulunmaktadır.



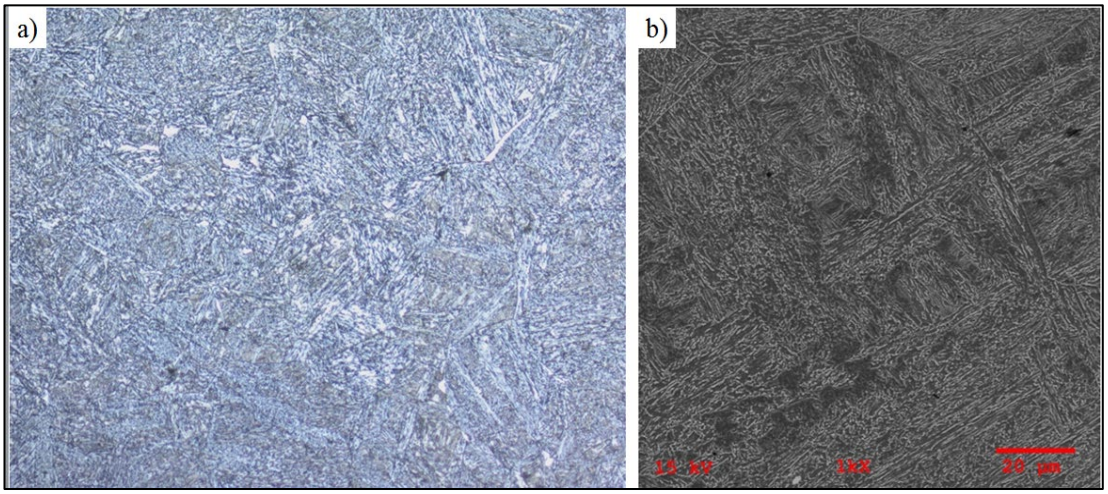
Şekil 3.2. Döküm numunesi üzerinde: a) ve b) SEM incelemesi, c)Şekil 3.2.a'da belirtilen nokta üzerinde EDX ile kalıntı analizi, d) Şekil 3.2.b'de belirtilen nokta üzerinde EDX ile karbür analizi

Döküm ve hadde yapısında görülen segregasyon, bantlaşma ve tane sınırlarında bulunan kaba karbürlerin çözeltiye alınması amacıyla uygulanan homojenizasyon tavlaması sonucunda yapı homojenize edilmiştir. Şekil 3.4'te görüleceği üzere haddeleme sonrasında yapıda görülen bantlaşma ve segregasyon giderilmiştir ancak

yapıda tanelerin kabalaştığı görülmektedir. Birincil östenit tane sınırları yapıları belirgin halde görülmektedir ve bu tanelerin homojen olduğu görülmektedir. Birincil östenit tane sınırları beynit paket büyüklüğü ve yönlenmesini etkilemektedir.

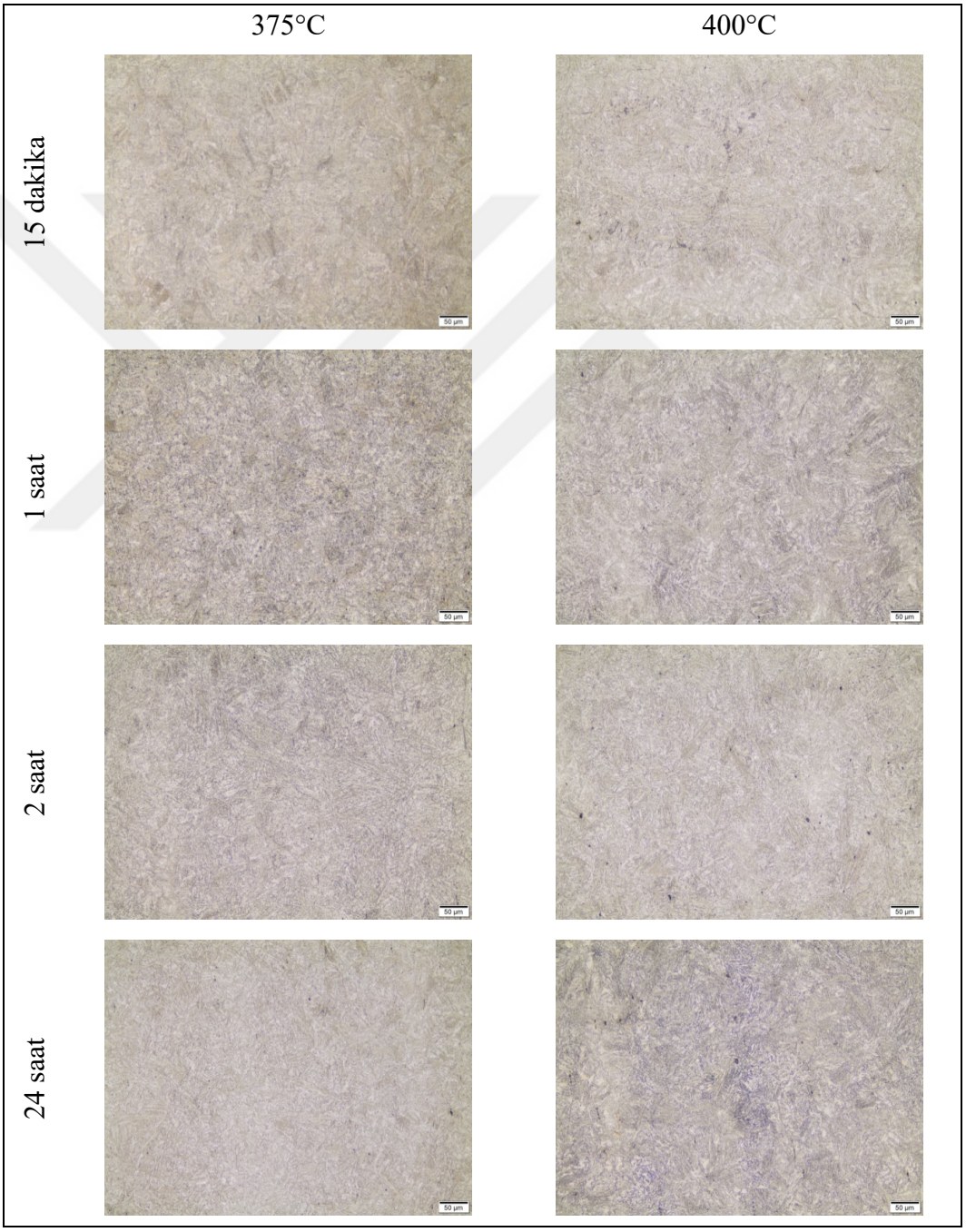


Şekil 3.3. Haddelenmiş numune üzerinde; a) Işık mikroskobu incelemesi b) SEM incelemesi, c) Şekil 3.3b'da belirtilen nokta üzerinde EDX ile karbür analizi



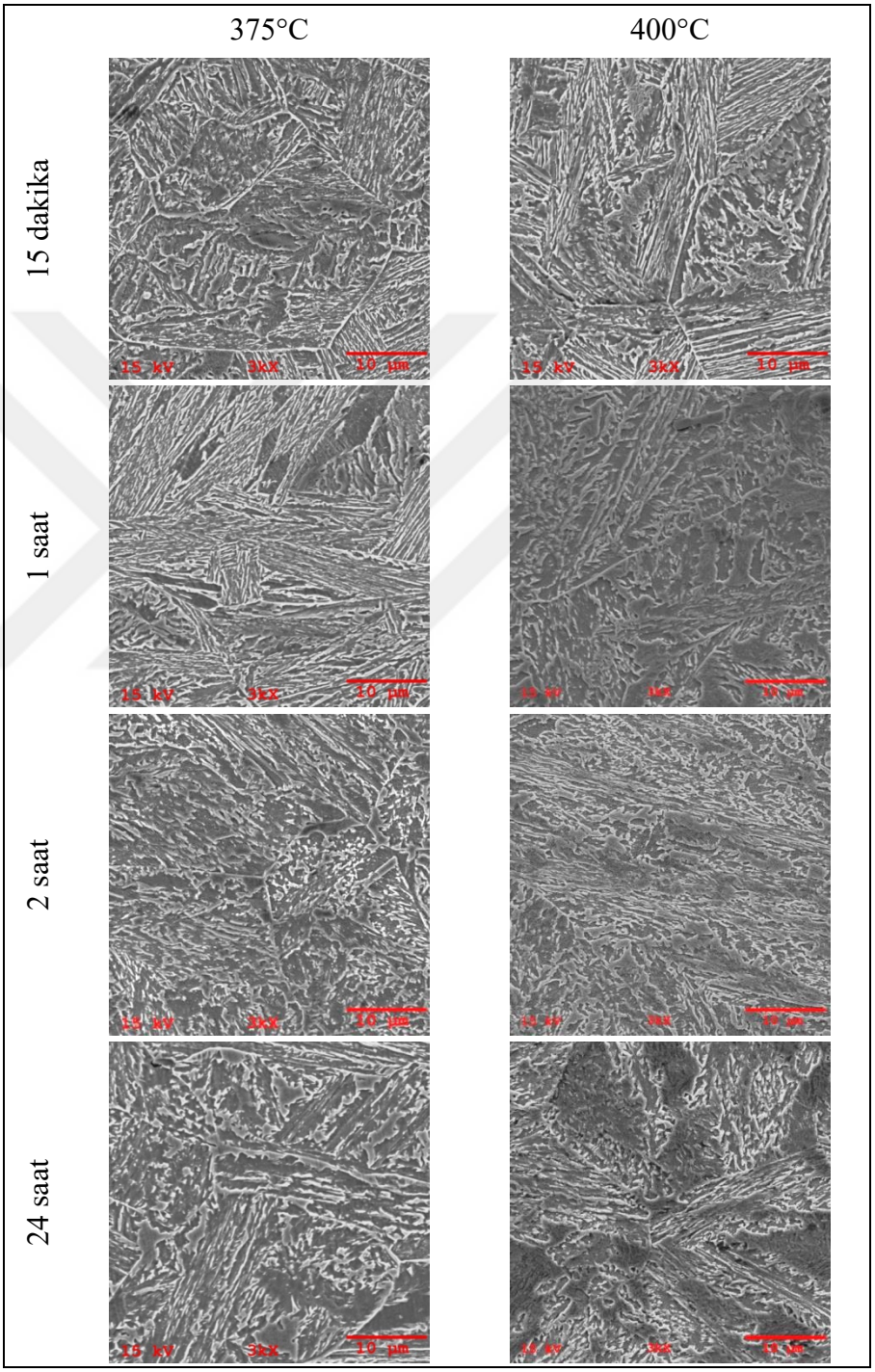
Şekil 3.4. Homojenizasyon tavlaması uygulanmış numune; a) Işık mikroskobu incelemesi, b) SEM incelemesi

İzotermal beynitik dönüşüm tavlaması farklı sıcaklık (375°C, 400°C) ve farklı sürelerde (15dk, 1saat, 2saat, 24saat) yapılmıştır. Böylece sıcaklık ve sürenin yapı morfolojisine etkisi anlaşılmaya çalışılmıştır. Şekil 3.5'te ışık mikroskobunda alınan görüntülerde, beynit ve kalıntı östenitin detaylıca belirlenmesi için yeterli kontrast sağlanamamıştır. Tavlama süresinin artması ile birlikte kalıntı östenitlerin daha belirgin hale geldiği görülebilmektedir.



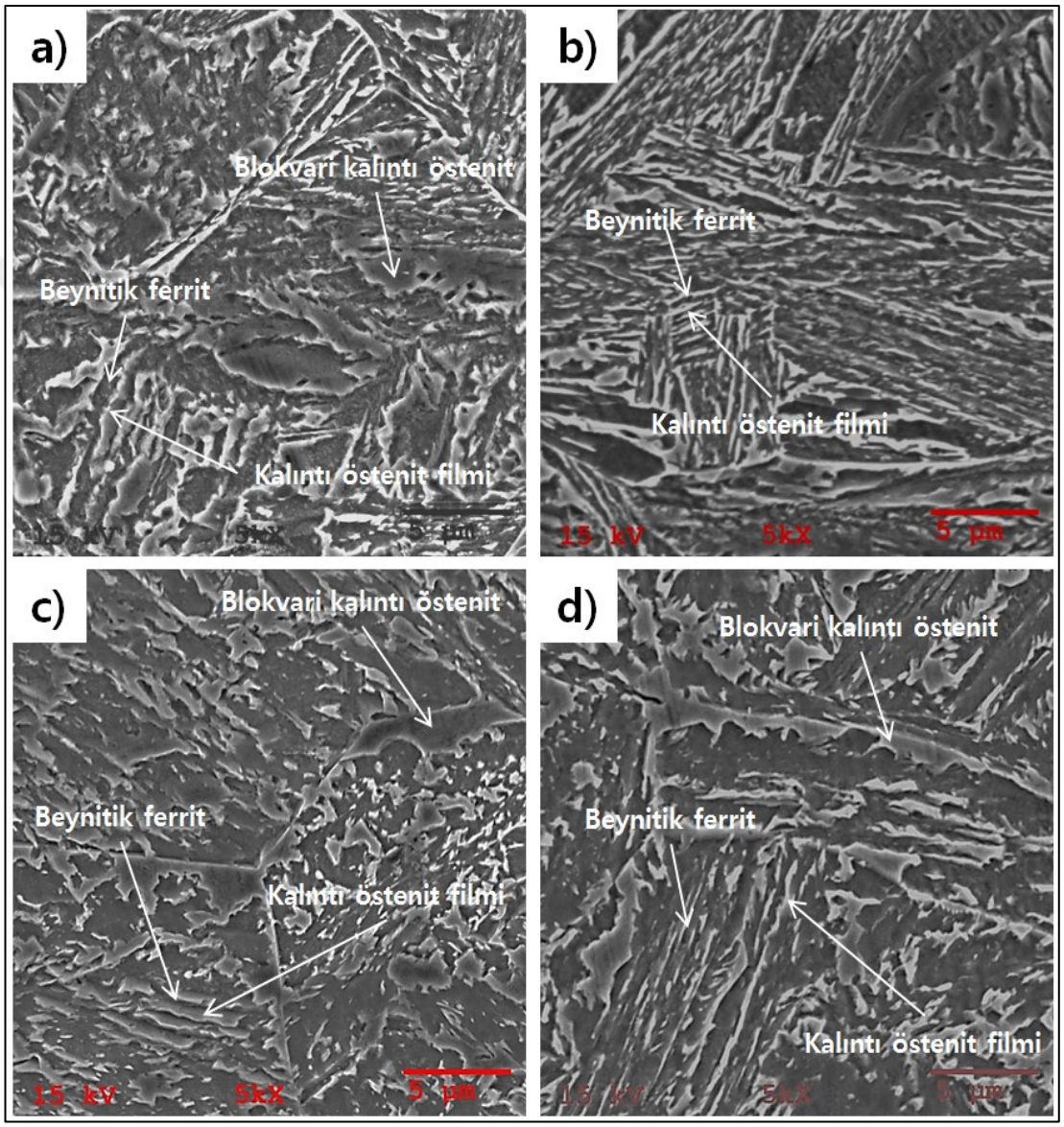
Şekil 3.5. İzotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonrasında numunelerden alınan ışık mikroskobu görüntüleri

Şekil 3.6'da farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan izotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonucu numunelerin aynı büyütmede SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde genel olarak karbürsüz beynitik bir yapı elde edilmiştir. Yapıda birincil östenit tane sınırlarının etkisi görülmektedir.



Şekil 3.6. Termal beynitik dönüşüm tavlaması sonrasında numunelerden alınan SEM görüntüleri

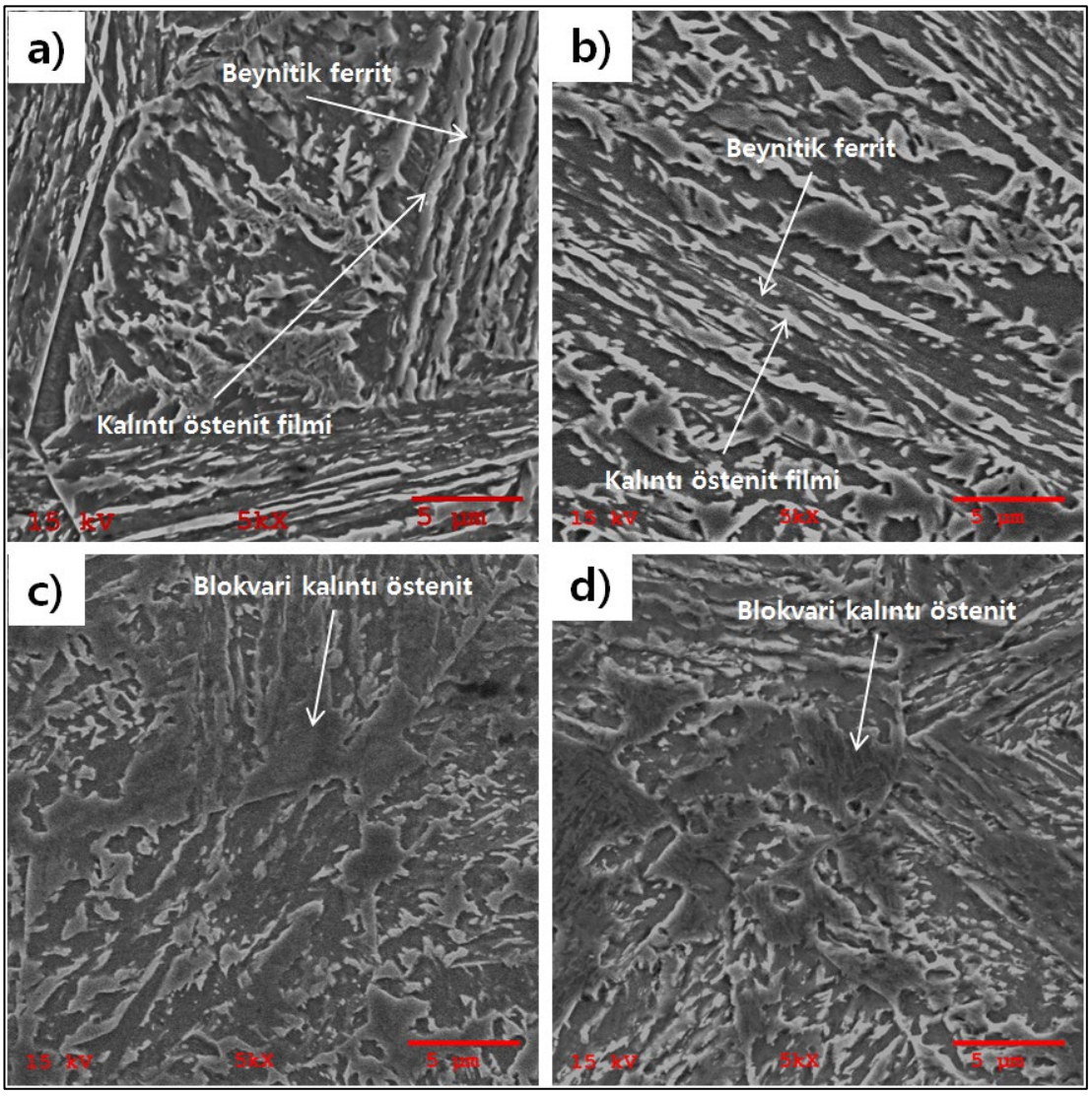
Bu tane sınırları beynit oluşumunu ve yönlenmesini etkilemiştir. Yüksek sıcaklıkta tavlama sonucunda kabalaşan taneler, izotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonucunda büyük beynit paketleri, yüksek oranda bloksal kalıntı östenit oluşumuna yol açmaktadır. Bunun sonucunda sertlik ve mukavemette olumsuz azalmalar meydana gelecektir [44].



Şekil 3.7. 375°C izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığında farklı sürelerde bekletilen numuneler: a) 15 dakika, b) 1 saat, c) 2 saat, d) 24 saat

İzotermal beynitik dönüşüm süresinin artması ile birlikte yapıda kalıntı östenit miktarı artmaktadır. Şekil 3.7 ve Şekil 3.8'de görüldüğü üzere kalıntı östenit 1 saat bekletme sonucunda yapıda lata morfoloji halinde bulunmaktadır. 2 ve 24 saat

bekletme sonucunda yapıda bulunan kalıntı östenitin lata morfolojiden blokvari morfolojiye dönüşümü gözlenmektedir.



Şekil 3.8. 400°C izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığında farklı sürelerde bekletilen numuneler: a) 15 dakika, b) 1 saat, c) 2 saat, d) 24 saat

3.3. Mekanik Testler

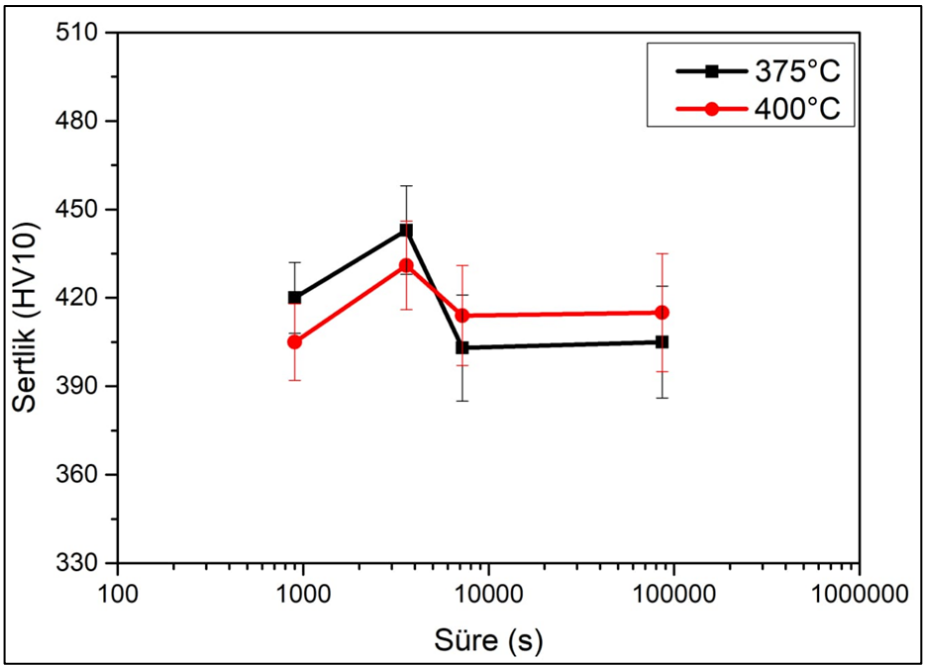
Prosesin mekanik özelliklere etkisini anlamak amacıyla her bir işlem sonunda sertlik ve çekme testleri yapılmıştır. Döküm numunesinde yüksek sertlik değeri elde edilmesinde kokil kalıp nedenli hızlı soğumanın sebep olduğu düşünülmektedir. Homojenizasyon tavlaması sonucu malzemenin sertliğinde düşüş meydana geldiği görülmektedir.

Şekil 3.9'da görüldüğü gibi sertlik, her iki izotermal bekleme sıcaklığında da 1 saat

bekleme süresinde maksimum değere ulaşmıştır. Bunun nedeni, mikroyapısal incelemelerde gözlenen kalıntı östenit morfolojisinin film tipinden blokvari östenite geçişi olabilir.

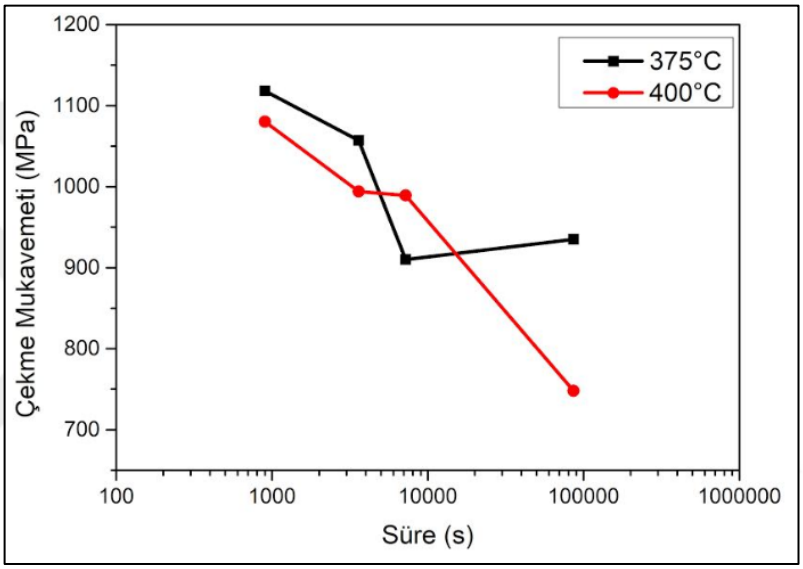
Tablo 3.2. Numunelerde yapılan sertlik ölçümleri

Numune	**Sertlik (HV10/15)**
Döküm	422 ± 11
Hadde	570 ± 21
Homojenizasyon	333 ± 20
375°C / 15 dakika	420 ± 18
375°C / 1 saat	443 ± 12
375°C / 2 saat	403 ± 15
375°C / 24 saat	405 ± 19
400°C / 15 dakika	405 ± 15
400°C / 1 saat	431 ± 13
400°C / 2 saat	414 ± 17
400°C / 24 saat	415 ± 20



Şekil 3.9. Farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı sertlikte meydana gelen değişim

Uygulanan izotermal beynitik dönüşüme ait malzeme sertliğinde meydana gelen değişim Şekil 3.8'de verilmiştir. Şekil 3.10'da farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı malzemenin çekme mukavemetinde meydana gelen değişim verilmiştir. Maksimum çekme mukaveti 15 dakika izotermal beynitik dönüşüm sıcaklıklarında elde edilmiştir. 1 saat bekletme sonucunda ise yaklaşık 1 GPa çekme mukaveti elde edilmiştir. 24 saat uzun bekletme sonucunda çekme mukavemeti 375 °C için ortalama 950 MPa ve 400 °C için yine ortalama 750 MPa seviyelerine düşüş meydana gelmiştir.



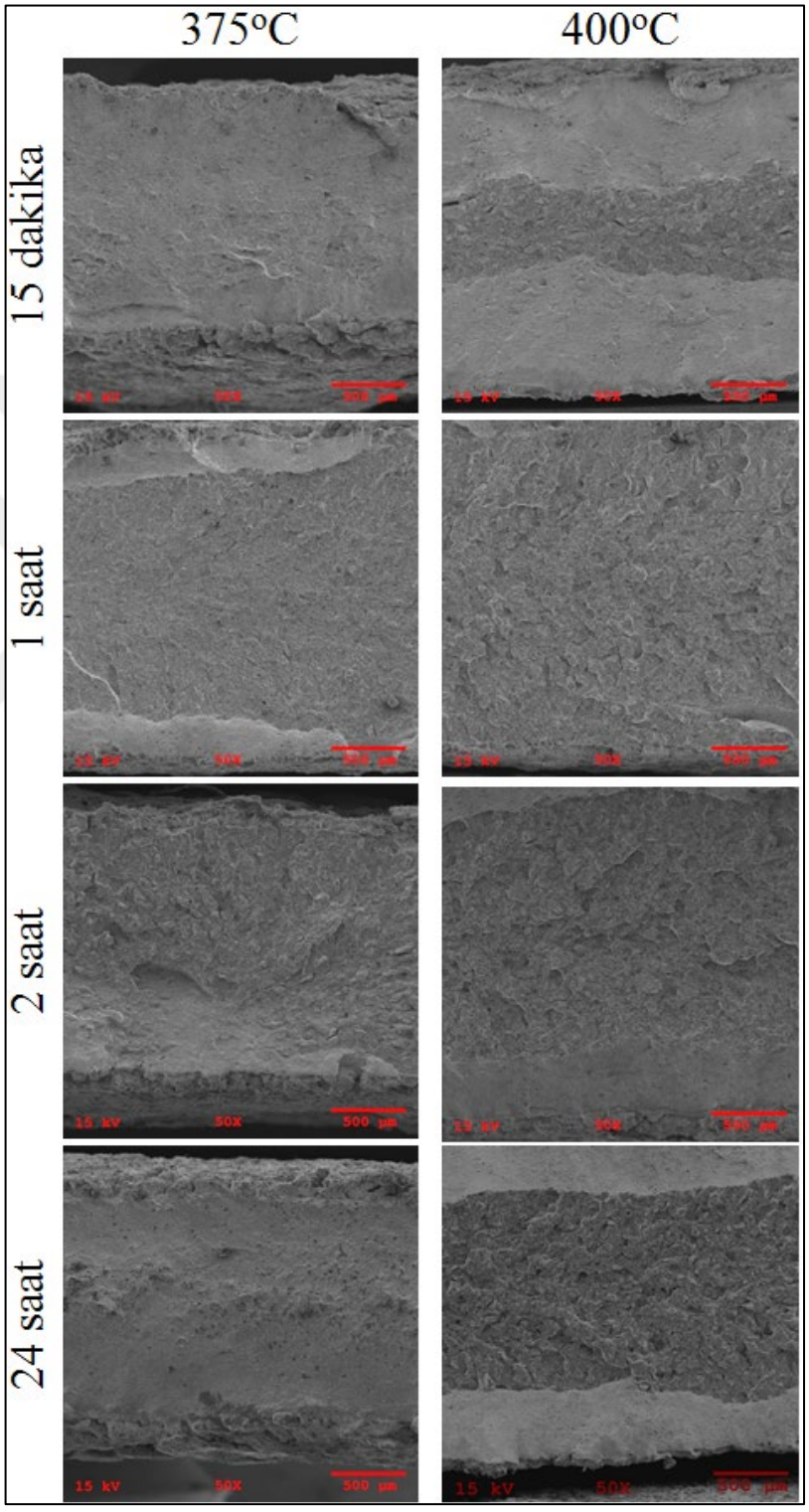
Şekil 3.10. Farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı sertlikte meydana gelen değişim

Maksimum çekme mukaveti 15 dakika izotermal beynitik dönüşüm sıcaklıklarında elde edilmiştir. 1 saat bekletme sonucunda ise yaklaşık 1GPa çekme mukaveti elde edilmiştir. 24 saat gibi uzun bekletme sonucunda mukavemette ciddi düşüş meydana gelmiştir. Farklı izotermal beynitik dönüşüm tavlama sıcaklığı sonucunda çekme mukavemet değerleri birbirine yakın sonuçlar çıkmıştır. Çekme mukavemeti, izotermal beynitik dönüşüm tavlama süresi 15 dakika ile 2 saat arasında uygulandığında ciddi değişim göstermemiştir.

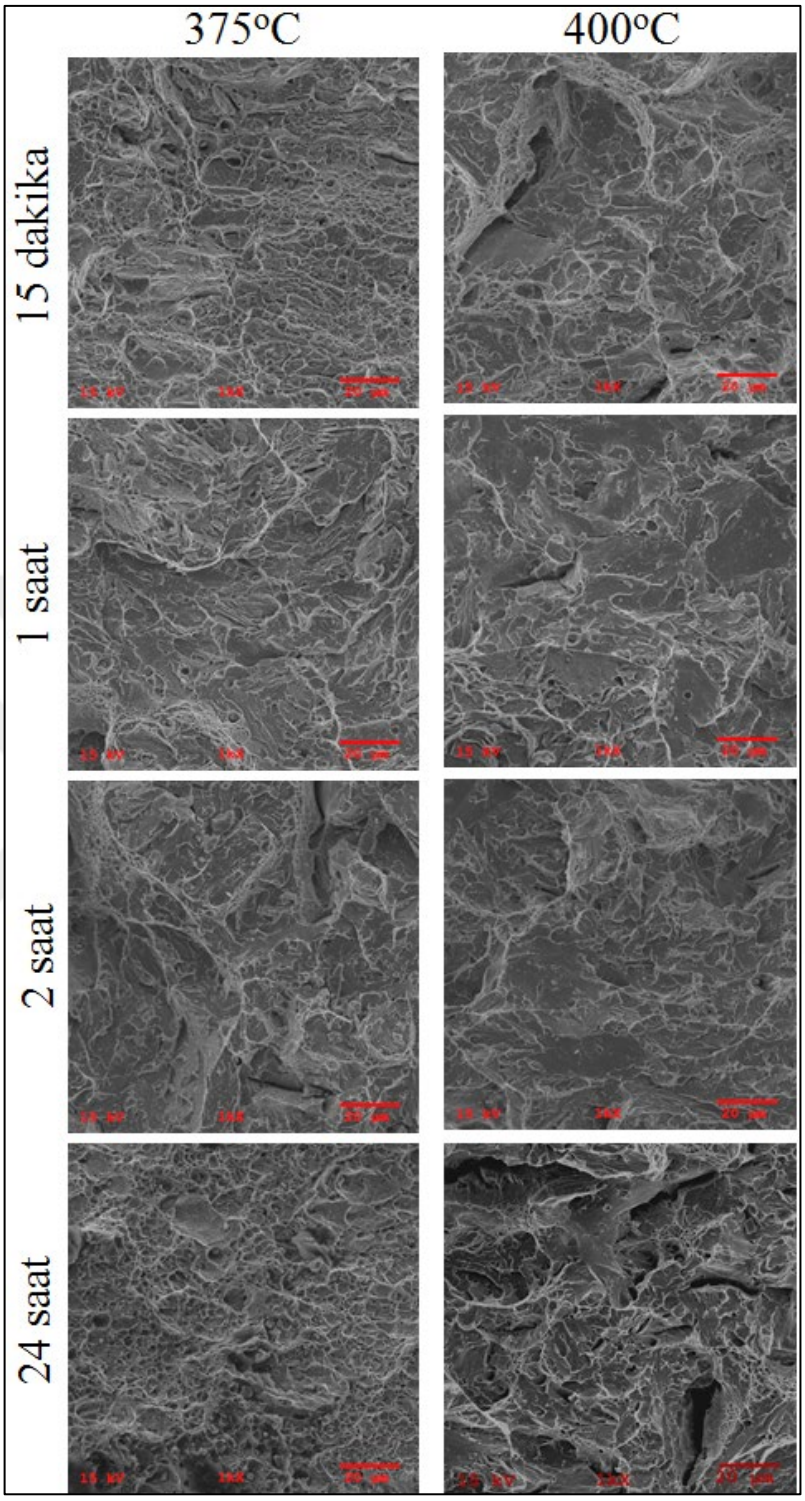
3.4. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

Çekme testi sonucunda iç yapının etkisini anlamak amacıyla taramalı elektron mikroskobunda topoğrafik kontrast kullanarak analiz yapılmıştır. Elde edilen görüntüler Şekil 3.11 ve Şekil 3.12'de verilmiştir. Birincil östenit tane sınırları,

kırılmada etkin rol oynamaktadır [44]. Şekil 3.11'de makro görüntüler incelendiğinde genel olarak plastik deformasyon sonucu kesit daralması oluştuğu sünek bir kırılma gözlenmektedir.



Şekil 3.11. Çekme test sonucunda kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri



Şekil 3.12. Çekme test sonucunda kırılma yüzeylerinin mikro SEM görüntüleri

15 dakika ve 1 saat izotermal beynitik dönüşüm tavlamasında bekleyen numunelerde kırılma yüzeyi incelendiğinde cup-cone tipi sünek kıırılma mevcuttur. Şekil 3.12'de ise kırılma yüzeylerinin mikrografları verilmiştir. Numunelerde genel olarak kayma

kırılmasına ait gözenek oluşumu görülmek ile birlikte klivaj kırılma tipi de mevcuttur. Özellikle 375 °C'de 2 saat ve 24 saat bekleyen numunelerde kayma kırılması mevcuttur. 400 °C'de 24 saat bekleyen numunede ise klivaj kırılması ve tane sınırları kırılmada etkin rol oynamaktadır. Kırılmada tane sınırlarının ayrışması nedeni, yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süresine bağlı oluşan temper gevrekliği olabilir.

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

DIN 34CrMo4 çelik alaşımı termodinamik hesaplamalar sonucunda modifiye edilmiştir. Elde edilen yeni kimyasal alaşıma sahip çelik malzemeden izotermal dönüşüm tavlaması sonucunda beynitik-östenitik yapıda çelik elde edilmiştir. 375^{o}C'de 15 dakika ve 1 saat izotermall beynitik dönüşüm tavlama sonucunda 1 GPa çekme mukavemeti elde edilerek AHSS sınıfına aday çelik malzeme üretilmiştir.

Düşük karbon oranından dolayı beynit ve martenzit sıcaklıkları arasındaki aralık daralmaktadır. Ayrıca beynit ve martenzit başlangıç sıcaklıkları yükselmektedir. Proses esnasında östenit alandan hedef sıcaklığa soğutma ve bunun sonucunda karbürsüz beynitik-östenitik yapı elde etmek zorlaşmaktadır. Ancak kaynaklanabilirlik açısından değerlendirildiğinde düşük karbon oranı avantaj sağlamaktadır.

Alaşıma Nb eklenmesiyle döküm ve hadde yapısında primer oluşmuş Nb içeren karbürler görülmektedir. Bu nedenle malzemeye homojenizasyon tavlaması bir zorunluluk haline gelmiştir. Homojenizasyon sıcaklığı ve süresinin yüksek olması sonucunda birincil östenit tanelerinde kabalaşma görülmektedir. Bunun sonucunda yapıda oluşacak beynit paketlerinin yönlenmesini etkilmektedir. Zhao ve arkadaşları yaptığı çalışmada 1150°C'de yapılan tavlamanın 900°C ve 1000°C'de kıyasla birincil östenit tanelerinin ve beynit paketlerinin kabalaştığını, blokvari kalıntı östenit oluşumunun arttığını ve sünekliğin azaldığını belirlemişlerdir [44].

İzotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonucunda yapıda karbürsüz lata morfolojide beynit ve kalıntı östenit fazları bulunmaktadır. 1 saat üzerinde izotermal beynitik dönüşüm tavlama süresi üzerinde kalıntı östenit morfolojisinde latadan blokvariye dönüş gerçekleşmektedir. Düşük izotermal dönüşüm tavlama sıcaklığı ve süresinde karbürsüz lata halinde beynitik ferrit ve kalıntı östenit içeren bir yapı elde edilebilmektedir. İstenilen nihai mikroyapı için 375°C'de izotermal tavlama sıcaklığının optimum olduğu düşünülmektedir.

Çekme testi sonucunda sünek kırılma görülmüştür. 400°C'de kırılan numunelerde yer yer görülen klivaj kırılmalarının sebeplerinin temper gevrekliği nedenli olabileceği düşülmektedir. 375°C'de izotermal dönüşüm tavlaması sonucunda mukavemet değerlerin 400°C'ye daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun sebebi beynit lataları boyutlarının küçüklüğü ile alakalı olduğu düşülmektedir. Blokvari kalıntı östenitin artması ile çekme mukavemetinde meydana gelen azalma beynitik ferrit ve blokvari kalıntı östenit arayüzey morfolojisi ile alakalı olduğu düşülmektedir. Long ve arkadaşları %0,34 C'lu alaşımda izotermal dönüşüm tavlama sıcaklığı ile çekme mukavemet değerinin 1500 MPa'a kadar arttığını göstermişlerdir. Yüksek sıcaklıkta izotermal beynitik dönüşüm tavlaması sonucunda meydana gelen düşmenin yüksek sıcaklıkta dislokasyon yoğunluğunun azalmasının neden olabileceğini belirtmişlerdir [47].

Bu çalışmada, geleneksel 31CrMo4 alaşımının modifiye edilerek ve ısıl işlem çevriminin değiştirilerek ultra yüksek mukavemetli beynitik-östenitik bir yapı elde edilebileceği gösterilmiştir. Çalışmada uygulanan ısıl işlem prosesleri başka alaşımlar içinde kullanılabilir. İleriki çalışmalarda benzer alaşımın kaynaklanabilirlik özelliği ve balistik davranışı incelenebilir. Nb ilavesiz benzer alaşım ile elde edilen özellikler kıyaslanabilir.

KAYNAKLAR

[1] Callister W. D., Rethwisch D. G., *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 9th edition, Hohn Wiley & Sons, New York, 2014.

[2] Davis J. R.,Mills K. M., Lampman S., Zorc T. B, ASM International Handbook Committee, *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*, Vol. 1, ASM International, Ohio, 2005.

[3] Crouch I. G., *The Science of Armour Materials*, 1st edition, Woodhead Publishing, Oxford, 2016.

[4] Burian W., Marcisz J., Garbarz B., Starczewski L., Nanostructured bainite-austenite steel for armours construction, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, **59**(3), 1211-1216.

[5] Rose A. J., Mohammed F., Smith A. W. F., Davies P. A., Clarke R. D., Superbainite: laboratory concept to commercial product, *Materials Science and Technology*, 2014, **30**(9), 1094-1098.

[6] Bhadeshia H. K. D. H., Nanostructured bainite, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2009, **466**(2113), 3-18.

[7] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels*, 1st edition, Springer International Publishing, New York, 2015.

[8] Garbarz B., Burian W., Microstructure and properties of nanoduplex bainite–austenite steel for ultra-high-strength plates, *Steel Research International*, 2014, **85**(12), 1620-1628.

[9] Caballero F. G., Allain S., Cornide J., Velásquez J. P., Garcia-Mateo C., Miller M. K., Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application, *Materials & Design*, 2013, **49**, 667-680.

[10] Bhadeshia H. K. D. H., Christian J. W., Bainite in steels, *Metallurgical Transactions A*, 1990, **21**(3), 767-797.

[11] Yang Z. G., Fang, H. S., An overview on bainite formation in steels, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2005, **9**(6), 277-286.

[12] Fielding L. C. D., The bainite controversy, *Materials Science and Technology*, 2013, **29**(4), 383-399.

[13] Caballero F. G., Santofimia M. J., Capdevila C., García-Mateo C., De Andrés C. G., Design of advanced bainitic steels by optimisation of TTT diagrams and T0 curves, *ISIJ international*, 2006, **46**(10), 1479-1488.

[14] Bhadeshia, H. K. D. H., Atomic mechanism of the bainite transformation, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2017, **72**(6), 340-345.

[15] Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H., Mawella K. J. A., Jones D. G., Brown, P., Design of novel high strength bainitic steels: Part 1, *Materials Science and Technology*, 2001, **17**(5), 512-516.

[16] Beladi, H., Adachi Y., Timokhina I., Hodgson P. D., Crystallographic analysis of nanobainitic steels, *Scripta Materialia*, 2009, **60**(6), 455-458.

[17] Caballero F. G., Garcia-Mateo C., Capdevila C., AndréS C. G. D., Advanced ultrahigh strength bainitic steels, *Materials and Manufacturing Processes*, 2007, **22**(4), 502-506.

[18] Soliman M., Palkowski H., Development of the low temperature bainite, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2016, **16**(3), 403-412.

[19] Hillert M., Paradigm shift for bainite, *Scripta Materialia*, 2002, **47**(3), 175-180.

[20] Matsuda H., Bhadeshia H. K. D. H., Kinetics of the bainite transformation, *Proceedings of the Royal Society of London Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2004, **460**(2046), 1707-1722.

[21] Muddle B. C., Nie J. F., Formation of bainite as a diffusional–displacive phase transformation, *Scripta Materialia*, 2002, **47**(3), 187-192.

[22] Kolmskog P., Does Bainite form with or without diffusion?: The experimental and theoretical evidence, Doctoral dissertation, KTH Royal Institute of Technology, Industrial Engineering and Management, Stockholm, 2013.

[23] Zhao Z., Guan X., Wan C., Liu C., Northwood D. O., A re-examination of the B0 and BS temperatures of steel, *Materials & Design*, 2000, **21**(3), 207-209.

[24] Lee, Y. K., Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels, *Journal of Materials Science Letters*, 2002, **21**(16), 1253-1255.

[25] Zhao Z., Liu C., Liu Y., Northwood D. O., A new empirical formula for the bainite upper temperature limit of steel, *Journal of Materials Science*, 2001, **36**(20), 5045-5056.

[26] Kang S., Yoon S., Lee S. J., Prediction of bainite start temperature in alloy steels with different grain sizes, *ISIJ international*, 2014, **54**(4), 997-999.

[27] Takahashi M., Bhadeshia H. K. D. H., Model for transition from upper to lower bainite, *Materials Science and Technology*, 1990, **6**(7), 592-603.

[28] Caballero F. G., Miller M. K., Garcia-Mateo C., Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation, *Materials Chemistry and Physics*, 2014, **146**(1-2), 50-57.

[29] Lee S. J., Park J. S., Lee Y. K., Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel, *Scripta Materialia*, 2008, **59**(1), 87-90.

[30] Yang Z., Xu W., Yang Z., Zhang C., Chen H., Van der Zwaag, S., Predicting the transition between upper and lower bainite via a Gibbs energy balance approach, *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, **33**(12), 1513-1521.

[31] Düsing M., Mahnken R., A coupled phase field/diffusion model for upper and lower bainitic transformation, *International Journal of Solids and Structures*, 2018, **135**, 172-183.

[32] Podder A. S., Lonardelli I., Molinari A., Bhadeshia H. K. D. H., Thermal stability of retained austenite in bainitic steel: an in situ study, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2011, **467**(2135), 3141-3156.

[33] García-Mateo C., Caballero F. G., The role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures, *Materials Transactions*, 2005, **46**(8), 1839-1846.

[34] Avishan B., Garcia-Mateo C., Yazdani S., Caballero F. G., Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel, *Materials Characterization*, 2013, **81**, 105-110.

[35] Sakuma Y., Matsumura O., Takechi H., Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions, *Metallurgical Transactions A*, 1991, **22**(2), 489-498.

[36] Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H., Mechanical properties of low-temperature bainite, *Materials Science Forum*, 2005, **500-501**, 495-502.

[37] Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H., Very strong bainite, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, **8**(3-4), 251-257.

[38] Dong J., Liu C., Liu Y., Zhou X., Guo Q., Li H., Isochronal phase transformation of Nb–V–Ti microalloyed ultra-high strength steel upon cooling, *Fusion Engineering and Design*, 2017, **125**, 423-430.

[39] Yi H. L., Du L. X., Wang G. D., Liu X. H., Influence of holding time after deformation on bainite transformation in niobium microalloyed steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, 2007, **14**(5), 62-65.

[40] Hausmann K., Krizan D., Spiradek-Hahn K., Pichler A., Werner E., The influence of Nb on transformation behavior and mechanical properties of TRIP-assisted bainitic–ferritic sheet steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2013, **588**, 142-150.

[41] Du L. X., Yi H. L., Ding H., Liu X. H., Wang G. D., Effects of deformation on bainite transformation during continuous cooling of low carbon steels, *Journal of Iron and Steel Research International*, 2006, **13**(2), 37-39.

[42] Tsai Y. T., Chen Y. W., Yang J. R., Severe deformation of nanostructured bainitic steel, *Procedia engineering*, 2017, **207**, 1862-1867.

[43] Kabirmohammadi M., Avishan B., Yazdani S., Transformation kinetics and microstructural features in low-temperature bainite after ausforming process, *Materials Chemistry and Physics*, 2016, **184**, 306-317.

[44] Zhao J., Li J., Ji H., Wang T., Effect of austenitising temperature on mechanical properties of nanostructured bainitic steel, *Materials*, 2017, **10**(8), 874-883.

[45] Hell J. C., Dehmas M., Allain S., Prado J. M., Hazotte A., Chateau J. P., Microstructure–properties relationships in carbide-free bainitic steels, *ISIJ International*, 2011, **51**(10), 1724-1732.

[46] Misra A., Sharma S., Sangal S., Upadhyaya A., Mondal K., Critical isothermal temperature and optimum mechanical behaviour of high Si-containing bainitic steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2012, **558**, 725-729.

[47] Long X. Y., Kang J., Lv B., Zhang F. C., Carbide-free bainite in medium carbon steel, *Materials & Design*, 2014, **64**, 237-245.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

[1] Aydemir B., Taşcan H., Camyurdu C., Baran O., **Temiz A.**, Investigation of effects on the results of different test rates in metallic materials, *2nd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'17)*, Nevşehir, Turkey, 11-13 October 2017.

[2] Çöl M., Erişir E., Koç F. G., **Temiz A.**, The effect of isothermal transformation annealing on the ultra high strength bainitic-austenitic steels, *3th International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'18)*, Nevşehir, Turkey, 17-19 September 2017.

ÖZGEÇMİŞ

1991 yılında Konya'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Konya'da tamamladı. 2009 yılında başladığı Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2014 yılında Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak mezun oldu. Askerlik görevi sonrasında 2016 yılında Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. 2014 yılında başladığı profesyonel çalışma hayatına şu an Posco Assan TST Çelik Sanayi ve A.Ş'de devam etmektedir.