KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

BEYNİTİK DÖVME ÇELİKLERDE MİKROYAPISAL GELİŞİMİN NUMERİK VE FİZİKSEL SİMÜLASYONU

SİBEL ÜN

KOCAELİ 2019

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

BEYNİTİK DÖVME ÇELİKLERDE MİKROYAPISAL GELİŞİMİN NUMERİK VE FİZİKSEL SİMÜLASYONU

SİBEL ÜN

Doç. Dr. Ersoy Erişir Danışman,	Kocaeli Üniversitesi	.....
Doç. Dr. Enbiya Türedi Jüri Üyesi,	Kocaeli Üniversitesi	.....
Dr. Öğr. Üyesi Ekrem Altuncu Jüri Üyesi,	Sakarya Üniversitesi	.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 12.07.2019

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Tez çalışmam süresince tüm bilgi ve deneyimlerini benimle hoşgörü ile paylaşan, çalışmada en büyük payı olan saygıdeğer tez yönetici hocam Sayın Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR'e en içten duygularımla teşekkür ederim.

Bu tezdeki deneysel çalışmalar "Yüksek basınç altında çalışan sistemlere uygun yeni bir yüksek mukavemetli beynitik çelik kalitesi ve proses zinciri geliştirilmesi" başlıklı 3180102 nolu TÜBİTAK TEYDEB projesi kapsamında ÇEMTAŞ Çelik Makine Sanayi ve Ticaret A.Ş.'nin katkıları ile yürütülmüştür.

Tez çalışmam boyunca bana destek olan ve yardım eden değerli çalışma arkadaşlarıma teşekkürü borç bilirim.

Bu tezin tamamlanması sırasında her zaman yanımda olan sevgili aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Haziran-2019 Sibel ÜN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ iv
TABLOLAR DİZİNİ vii
SİMGELER VE KISALTMALAR viii
ÖZET x
ABSTRACT xi
GİRİŞ 1
1. GENEL BİLGİLER 3
1.1. Beynit 3
1.1.1. Beynit dönüşümü 4
1.1.2. Beynit morfolojisi 8
1.1.3. Kalıntı östenitin kararlılığı 11
1.1.4. Beynitin sınıflandırılması 14
1.1.5. Beynitin mekanik özellikleri 22
1.1.6. Beynitik faz dönüşümünü etkileyen parametreler 24
1.1.7. Önceki östenit tane boyutunun beynit oluşumuna etkisi 32
1.1.8. Beynitik alaşımlar 35
1.2. Beynitik Dövme Çelikler 38
1.2.1. Beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonları 38
1.2.2. Beynitik dövme çeliklerin üretimi 39
1.2.3. Beynitik dövme çeliklerin mikroyapısı 41
1.2.4. Beynitik dövme çeliklerin mekanik özellikleri 44
1.2.5. Beynitik dövme çeliklerin kullanım alanları 48
2. MALZEME VE YÖNTEM 50
2.1. Malzeme 50
2.2. Termodinamik Simülasyon 51
2.3. Isıl İşlemler 52
2.3.1. Normalizasyon 52
2.3.2. Ferrit+Perlit tavlama 53
2.3.3. Östavlama 53
2.4. Sıcak Dövmenin Fiziksel ve Numerik Simülasyonu 54
2.4.1. Önceki östenit tane boyutu ölçümü 54
2.4.2. Deformasyon dilatometresi çalışmaları 55
2.4.3. DICTRA 56
3. BULGULAR VE TARTIŞMA 57
3.1. Termodinamik Simülasyon 57
3.2. Sıcak Haddeleme ve Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapısal İnceleme 58
3.2.1. Normalizasyon 58
3.2.2. Ferrit+Perlit tavlama 59
3.2.3. Östavlama 60
3.3. Sıcak Dövmenin Fiziksel ve Numerik Simülasyonu 60
3.3.1. Önceki östenit tane boyutu ölçümü 61
3.3.2. Deformasyon dilatometresi çalışmaları 66
3.3.3. DICTRA 77
4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 86
KAYNAKLAR 90

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 95
ÖZGEÇMİŞ 96

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Ötektoid bir çeliğin mikroyapı görüntüleri; a. 720 °C'de perlit oluşumu, b. 290 °C'de izotermal dönüşümle elde edilen beynit, c. 180 °C'de izotermal dönüşümle elde edilen beynit ve d. Martenzit. 3

Şekil 1.2. Ötektoid çelikte TTT diyagramında beynitik dönüşümün şematik gösterimi (Ö: Östenit, P: Perlit, B: Beynit, M: Martenzit, N: Dönüşüm hızının maksimum olduğu yer). 4

Şekil 1.3. Beynitin SEM görüntüsü. 5

Şekil 1.4. Beynitin yapısının yanal büyümesi. 5

Şekil 1.5. Yüzey rölyef etkisi; a. ideal şekilde ve b. östenitin plastik deformasyonu ile. 7

Şekil 1.6. Beynitik faz dönüşümü sırasındaki farklı mikroyapısal durumların şematik olarak gösterimi. 7

Şekil 1.7. İki beynitik ferrit latası ve bir beynitik ferrit plakasının şematik gösterimi. 9

Şekil 1.8. Beynitik bir mikroyapıda kalıntı östenitin filmvari ve blokvari morfolojileri. 11

Şekil 1.9. Kalıntı östenit kararlılığını etkileyen faktörler 12

Şekil 1.11. Üst ve alt beynitin mikroyapısı ve şematik gösterimi. 15

Şekil 1.12. Çeşitli ferrit-sementit beynit morfolojilerinin şematik gösterimi (Ferrit beyaz, sementit ise siyah ile gösterilmiştir.); a. Nodüler beynit, b. Sütunlu beynit, c. Üst beynit, d. Alt beynit, e. Tane sınırlarındaki allotromorfik beynit ve f. Ters beynit. 16

Şekil 1.13. Üç beynit tipinin oluşumunu gösteren şematik TTT diyagramı. 17

Şekil 1.14. Bramfitt morfolojisine dayanan beynit sınıflandırma sistemi ($B_{1;}$ ferritin latalarında veya plakalarında demir karbür çökeltileri (sementit gibi) bulunan asiküler ferrit, $B_{2;}$ ferritin lataları veya plakaları arasında ince sementit ve / veya kalıntı östenit filmlerine sahip asiküler ferrit, B_3; östenit ve / veya martenzit veya perlit içeren adavari bileşenlere sahip asiküler ferrit). 18

Şekil 1.15. Beynitin sınıflandırılmasındaki mikroyapı görüntüsü. 19

Şekil 1.16. Spanos ve diğerlerine göre farklı beynit türlerinin oluşum grafiği. 19

Şekil 1.17. Lata ve granüler beynit mikroyapısı. 20

Şekil 1.18. Beynit morfolojisinin şematik gösterimi; a. Granüler beynit, b. Üst beynit, c. Dejenere üst beynit, d. Alt beynit ve e. Dejenere alt beynit. 21

Şekil 1.19. Beynitin mukavemetini etkileyen faktörler. 23

Şekil 1.20. Ferrit ve östenit oluşturucu alaşım elementlerin göreceli etkileri. 24

Şekil 1.21. Ferrit/östenit faz geçişi için T_0 yapısının beynitik dönüşümle ilişkili düzlemsel şekil değişiminin (T'_0) grafiksel gösterimi. 26

Şekil 1.22. Beynitin oranını belirlemek için T_0 eğrisine uygulanan kural. 26

Şekil 1.23. Mikroalaşım elementlerinin östenit tane boyutuna etkisi. 29

Şekil 1.24. İzotermal tutma süresinin ve sıcaklığının bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit miktarı. 30

Şekil 1.25. İzotermal tutma süresinin bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit miktarı. 31
Şekil 1.26. İzotermal tutma süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi (σ_t: Çekme mukavemeti, σ_y: akma mukavemeti, HR_C: sertlik ve δ: uzama). 31
Şekil 1.27. Östenit tane boyutunun beynitin morfolojisine etkisi. 33
Şekil 1.28. Farklı sıcaklıklarda 20 dk östenitleme işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri. 34
Şekil 1.29. Östenit tane büyüklüğü ve buna karşılık gelen beynit morfolojisi; a. 1000 °C'de 30 dakika bekletildikten sonra östenit taneleri, b. a'ya karşılık gelen beynit morfolojisi, c. 1100 °C'de 30 dakika bekletildikten sonra östenit taneleri ve d. c'ye karşılık gelen beynit morfolojisi. 35
Şekil 1.31. Gelişmiş beynitik çeliklerin akma mukavemeti-toplam uzama grafiği. 37
Şekil 1.33. 25MnCrSiVB6 beynitik dövme çeliğinin mikroyapısı. 41
Şekil 1.34. 375 °C'de izotermal dönüşümle elde edilmiş beynitik dövme çeliğe ait SEM görüntüsü. 42
Şekil 1.35. Bir çeliğin beynitik mikroyapısının SEM görüntüsü; a. 400 °C'de ve 15 dakika izotermal tutma ve b. 450 °C'de ve 15 dakika izotermal tutma. 42
Şekil 1.36. LM Görüntüleri; a. Başlangıç malzemesi, b. Önceki östenit tane boyutunu ortaya çıkarmak için uygulanan bir ısıl işlem sonucunda elde edilen mikroyapı, c. 400 °C'de ve 15 dakika sonra dönüşümü tamamlanmış ve LePera ile dağlandıktan sonra elde edilen mikroyapı ve d. Nital ile dağlandıktan sonraki mikroyapı. 43
Şekil 1.37. SEM görüntüleri; a. 375 °C'de 15 dakika izotermal tutma sürelerinde elde edilen mikroyapı, b. 375 °C'de 240 dakika izotermal tutma sürelerinde elde edilen mikroyapı, c. Östenitleme sonrasında havayla oda sıcaklığına soğutularak elde edilen mikroyapı ve d. 42CrMo4 çeliğinin mikroyapısı. 44
Şekil 1.38. Beynitik çelikler ile ferrit/perlit ve temperlenmiş martenzitik çeliklerin özelliklerinin karşılaştırılması. 46
Şekil 1.39. Faz dönüşüm sıcaklığının çekme mukavemetine etkisi. 46
Şekil 1.40. Diğer ticari otomotiv çeliklerine kıyasla geliştirilen beynitik çeliklerin mukavemet ve toplam uzaması. 47
Şekil 2.1. Kullanılan beynitik dövme çelikler; a. G4 çeliği b. Referans çeliği. 51
Şekil 2.2. Gerçekleştirilen normalizasyon işlemleri. 52
Şekil 2.3. Ferritik-Perlitik mikroyapı elde edilmesi için uygulanan ısıl işlem grafiği. 53
Şekil 2.4. İnce martenzitik mikroyapı elde edilmesi için uygulanan ısıl işlem grafiği. 53
Şekil 2.5. Önceki östenit tane boyutu ölçümü için uygulanan ısıl işlemler. 54
Şekil 2.6. Tane boyutu ölçmek için kullanılan KG-Messung program görüntüsü. 55
Şekil 3.1. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan faz dönüşüm sıcaklıkları grafikleri; a. G4 çeliği b. Referans çeliği. 57
Şekil 3.2. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan mikroalaşım miktarının sıcaklık ile değişimi; a. G4 çeliği b. Referans çeliği. 58
Şekil 3.3. Numunelerin sıcak haddelenmiş konumda nital ile dağlanmış LM görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği. 58

Şekil 3.4. Normalizasyon uygulanan G4 ve referans malzemesinin LM görüntüleri. 59
Şekil 3.5. Numunelerin ısıl işlem ile oluşturulan ferritik-perlitik yapılarının LM'deki mikroyapı görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği. 60
Şekil 3.6. Numunelerin öntavlama işlemi sonrası LM'deki mikroyapı görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği. 60
Şekil 3.7. Bechet&Beaujard ile dağlanmış G4 malzemesinin LM görüntüleri. 61
Şekil 3.8. Bechet&Beaujard ile dağlanmış referans malzemenin LM görüntüleri. 62
Şekil 3.9. 1000°C ile 1300°C arasındaki sıcaklıklarda 5 dakika boyunca östenitlenmiş G4 numunesinin önceki östenit tane boyutu. 63
Şekil 3.12. G4 numunesi için Thermo-Calc yazılımı kullanılarak hesaplanan mikroalaşım element miktarı-sıcaklık ilişkisi ve ölçülen önceki östenit tane boyutu karşılaştırılması. 64
Şekil 3.13. Referans için Thermo-Calc yazılımı kullanılarak hesaplanan mikroalaşım element miktarı-sıcaklık ilişkisi ve ölçülen önceki östenit tane boyutu karşılaştırılması. 65
Şekil 3.14. G4 ve referans numunelerinin sertlik grafiği. 65
Şekil 3.15. G4 için oluşturulan CCT diyagramı. 66
Şekil 3.16. G4 için deformasyon dilatometre numuneleri LM görüntüleri 67
Şekil 3.17. G4 için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri. 68
Şekil 3.18. Referans için oluşturulan CCT diyagramı. 71
Şekil 3.19. Referans için deformasyon dilatometre testlerinin LM görüntüleri. 72
Şekil 3.20. Referans için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri 73
Şekil 3.21. G4 ve referans için oluşturulan sertlik-soğuma hızı grafiği. 77
Şekil 3.22. DICTRA hesaplamalarında kullanılan 1 boyutlu mikroyapı modeli. 77
Şekil 3.23. Model oluşturmada kullanılan 1 K/sn ile soğutulan dilatometre numunesine ait SEM görüntüsü. 78
Şekil 3.24. Sıcaklık ve zaman değişimi a. 4 K/sn ve b. 1 K/sn. 78
Şekil 3.25. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki karbon dağılımı. 79
Şekil 3.26. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki mangan dağılımı. 80
Şekil 3.27. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki silisyum dağılımı. 81
Şekil 3.28. DICTRA hesaplamalarında kullanılan 1 boyutlu mikroyapı modeli. 82
Şekil 3.29. Sıcaklık ve zaman değişimi a. 4 K/sn ve b. 1 K/sn. 82
Şekil 3.30. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki karbon dağılımı. 83
Şekil 3.31. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki mangan dağılımı. 84
Şekil 3.32. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki silisyum dağılımı. 85

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Ohmori ve arkadaşları tarafından izotermal faz transformasyonu sonrası beynitin morfolojinin sınıflandırması 17
Tablo 1.2. Zajac ve arkadaşlarına göre beynit sınıflandırması 21
Tablo 1.3. Gerdemann'a göre genel yapısal sınıflandırma 22
Tablo 1.4. Farklı ısıl işlemler uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri 24
Tablo 1.5. Beynitik dönüşüm süresi ile çekme mukavemetinin, uzamanın ve kalıntı östenit miktarının değişimi 32
Tablo 1.6. Östenitleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi 34
Tablo 1.7. Beynitik çeliklerin kimyasal kompozisyonu 36
Tablo 1.8. Çeşitli beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonları 38
Tablo 1.9. Krank millerinde kullanılan çelikler 45
Tablo 1.10. Beynitik dövme çeliklerinin mekanik özellikleri 48
Tablo 2.1. Kullanılan malzemenin kimyasal bileşimleri 50
Tablo 2.2. 1200 °C'de uygulanan dilatometre testinin soğuma koşulları 55
Tablo 3.1. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan faz dönüşüm sıcaklıkları 57
Tablo 3.2. Farklı sıcaklıklarda G4 ve Referans çeliklerinde belirlenen ortalama önceki östenit tane boyutu ve standart sapma değerleri 63

SİMGELER VE KISALTMALAR

Ac_1 : Isıtma Sırasında Östenitin Oluştuğu Sıcaklık (°C)
Ac_3 : Isıtma Sırasında Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Sıcaklık (°C)
Ae_3 : Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Denge Sıcaklığı (°C)
B_S : Beynit Başlama Sıcaklığı
M_S : Martenzit Başlama Sıcaklığı
T_0 : Beynitik Dönüşüm için Gerekli Olan Geçiş Sıcaklığı (°C)
T'_0 : Beynitik Dönüşümün Tamamlandığı Sıcaklık (°C)
α : Ferrit
μm : Mikrometre
γ : Östenit
σt : Çekme Mukavemeti
σy : Akma Mukavemeti
δ : Uzama

Kısaltmalar

AFP : Age hardening Ferritic-Pearlitic (Ferritik-Perlitik)
AISI : American Iron and Steel Instute(Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
Al : Alüminyum
AlN : Alüminyum Nitrür
ASTM : American Society for Testing Materials (Amerika Test Materyalleri Topluluğu)
B : Bor
B_2O_3 : Boroksit
BN : Bornitrür
C : Karbon
Ca : Kalsiyum
CCT : Continous Cooling Transformation(Sürekli Soğuma-Dönüşüm)
Cr : Krom
Cu : Bakır
dk : Dakika
DUB : Degenerate Upper Bainite (Dejenere Üst Beynit)
Fe : Demir
$Fe_{2,4}C$: ε-Karbür
Fe_3C : Sementit
GB : Granüler Beynit
HR_C : Rockwell C Sertlik Birimi
HV : Vickers Sertlik Birimi
ΔH : Entalpi Değişimi
Hγ : Östenitin Entalpisi
Hα : Ferritin Entalpisi
J : Joule
LB : Lower (Plate) Bainte (Alt(Plaka) Beynit)
LLB : Lower (Lath) Bainte (Alt(Lata) Beynit)
LM : Işık Mikroskobu

mm	:	milimetre
Mn	:	Mangan
Mo	:	Molibden
M/A	:	Martensite/Austenite (Martenzit-Östenit)
MPa	:	Megapaskal
N	:	Azot
Nb	:	Niyobyum
Ni	:	Nikel
ÖTB	:	Östenit Tane Boyutu
Q&T	:	Quenching and Tempering (Su Verilmiş ve Temperlenmiş)
S	:	Kükürt
SDLE	:	Solute Dark Light Effect
Si	:	Silisyum
Sn	:	Kalay
sn	:	Saniye
SEM	:	Scanning Electron Microscobe (Taramalı Elektron Mikroskobu)
P	:	Fosfor
T	:	Sıcaklık (°C)
t	:	Süre
TTT	:	Time-Temperature-Transformation (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm)
Ti	:	Titanyum
TiN	:	Titanyum Nitrür
Ti(C, N)	:	Titanyum Karbonitrür
TRIP	:	Transformation Induced Plasticity Steel (Dönüşüm Katkılı Plastisite Gösteren Çelikler)
UB	:	Upper Bainite (Üst Beynit)
UHSS	:	Ultra High Strength Steel (Ultra Yüksek Mukavemetli Çelik)

BEYNİTİK DÖVME ÇELİKLERDE MİKROYAPISAL GELİŞİMİN NUMERİK VE FİZİKSEL SİMÜLASYONU

ÖZET

Dizel enjeksiyon ray sistemlerinde motorları daha verimli ve ekonomik hale getirmek için yakıt basıncını yaklaşık 2500 bar değerine kadar artırmak gerekmektedir. Beynitik dövme çelikler son zamanlarda enjeksiyon ray sistemleri için geliştirilmiş olup, aynı zamanda otomotiv endüstrisindeki biyel kolu, krank milleri, enjeksiyon rayları, aks pivotları gibi birçok dövme parça için cazip hale gelmiştir. 1250 MPa'a kadar çekme mukavemetine sahip ve yüksek süneklik gösteren bu çelikler herhangi bir su verme ve temperleme işlemi olmaksızın sıcak dövme prosesinden sonra kontrollü bir soğuma yolu ile üretilmektedirler.

Bu tez kapsamında yeni geliştirilen mikroalaşımlı beynitik dövme çeliğinin ve bu çeliğe benzer olan referans çeliğinin mikroyapısal gelişimi hem termodinamik ve kinetik hesaplama hem de fiziksel simülasyon yardımıyla incelenmiştir. Mikroyapısal karakterizasyon kısmında ise ışık ve taramalı elektron mikroskoplarından faydalanılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Beynit, Beynitik Dövme Çelik, Fiziksel Simülasyon, Mikroyapısal Karakterizasyon, Termodinamik ve Kinetik Hesaplama.

NUMERICAL AND PHYSICAL SIMULATION OF MICROSTRUCTURAL DEVELOPMENT IN BAINITIC FORGING STEELS

ABSTRACT

In the diesel common rail systems, it is necessary to increase the fuel pressure up to 2500 bar to make engines more efficient and economical as well as to correspond more strict environmental standards. Bainitic forging steels were recently developed for the common rail systems and also becoming increasingly attractive for many forged parts such as connecting rods, crankshafts, injection rails, axle pivots in the automotive industry. A controlled cooling route comprising of hot forging without any quenching and tempering has been established for developing ductile high strength steels with tensile strengths up to 1250 MPa.

In this thesis, the microstructural davelopment of the newly developed microalloyed bainitic forging steel and the reference steel which is similar to this steel is examined with the help of thermodynamic and kinetic calculation and physical simulation. In the microstructural characterization part, light and scanning electron microscopes were used.

Keywords: Bainite, Bainitic Forging Steel, Pyhsical Simulation, Microstructural Characterization, Thermodynamics and Kinetic Simulation.

GİRİŞ

Gelecekteki pek çok uygulama için yüksek mukavemet ve yeterli süneklik kombinasyonunu sağlayan çelikler gereklidir. 3000 bar'a kadar bir basınca sahip dizel motorlarda kullanılan yüksek basınçlı bir enjeksiyon sisteminde kullanılacak olan malzeme yüksek çekme mukavemeti, mükemmel yorulma davranışı, kaynaklanabilirlik ve iyi işlenebilirlik için uygun bir mikroyapıya sahip olması gerekmektedir. Yüksek performanslı otomotiv parçalarında çoğunlukla mukavemet ve yorulma dayanımı ile ilgili gereklilikleri karşılamak için çökelti sertleştirilmiş ferritik-perlitik (Age hardening Ferritic Pearlitic, AFP) çelikler veya su verilmiş ve temperlenmiş (Quenching and Tempering, Q&T) çelikler kullanılır. AFP çeliklerinden 1000 MPa'a kadar çekme mukavemetleri elde edebilmekte ve dizel motorlarda bulunan yüksek basınçlı enjeksiyon sisteminde 2400 bar'a kadar basınç değerlerinde kullanılmaktadır. Bununla birlikte bu dizel motorların basıncının motorun daha verimli olması, daha ekonomik hale gelmesi ve daha katı çevre standartlarına uyması için arttırılması gerekmektedir. Bu yüzden enjektörler gibi yerlerde kullanılan çelikler için yaklaşık 1000 MPa'lık mevcut çekme mukavemeti 2400 bar'ın üzerindeki basınçlarda kullanılmak için yeterli olmayacaktır. Q&T çelikleri ise istenilen yüksek mukavemet ve süneklik özelliklerini sağlar. Ancak bu çeliklerde dövme işleminden sonra sertleştirme, temperleme ve gerilim giderme işlemlerini içeren karmaşık bir ısıl işlemleri uygulanır. Bu da AFP çeliklerine göre daha maliyetli olmasına sebep olmaktadır. Bu nedenle, günümüzde AFP ile Q&T çeliklerine alternatif olarak sıcak haddeleme veya sıcak dövme işleminden sonra herhangi bir su verme ve temperleme işlemi gerektirmeyen beynitik çelikler geliştirilmiştir. Beynitik çeliklerde yine mukavemet ve süneklik arasında iyi bir kombinasyon sağlanabilmektedir. Yüksek mukavemetli ve sünek beynitik çelikler mekanik özellikler bakımından bu iki çelik grubu arasındaki boşluğu doldurmaktadır.

Bu tez kapsamında, yeni geliştirilen mikroalaşımlı beynitik dövme çelik ve referans olarak kullanılan beynitik dövme çelik için ilk önce Thermo-Calc yazılımı kullanılarak geçiş sıcaklıkları ve çökelti miktarları hesaplanmıştır. Sıcak haddelenmiş haldeki bu beynitik dövme çeliklerin ilk yapıları incelenmiş olup ardından çeşitli ısıl işlemler uygulanmıştır. Sıcak dövme işlemi öncesi östenit tane boyutları ölçülmüş ve karşılaştırılmıştır. Ardından sıcak haddelenmiş konumdan alınan numunelere

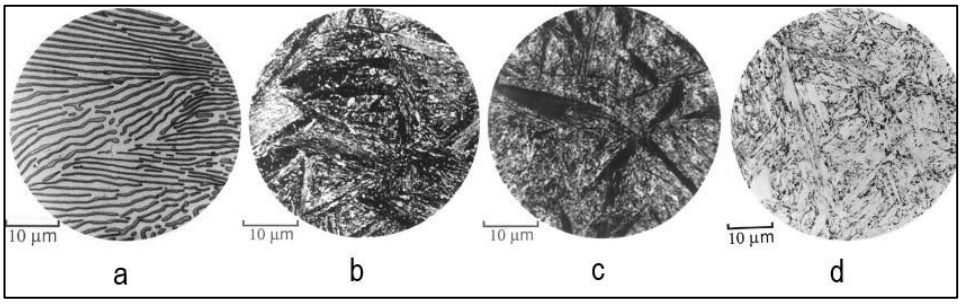
deformasyon dilatometresi yardımıyla sıcak dövme benzeri koşullardan farklı hızlarda soğuma uygulanmıştır. Ayrıca DICTRA yazılımı kullanılıp malzemelerin soğuma sırasında ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi hesaplanmıştır.

1. GENEL BİLGİLER

Bu bölümde, beynitin tanımı, dönüşümü, morfolojisi, sınıflandırılması ve mekanik özellikleri hakkında bilgi verilip, beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonu, üretimi, mikroyapısı, mekanik özellikleri ve kullanım alanlarından bahsedilmiştir.

1.1. Beynit

Çeliklerde ince perlit ve martenzit oluşumu 1920'li yılların sonlarında izotermal sıcaklıklarda dönüşümler araştırıldığından beridir bilinmektedir. 1930 yılında Davenport ve Bain, ötektoid dönüşüm sıcaklıklarından östenitin perlite ve östenitin martenzite dönüşümü sıcaklıkları arasında oluşan özgün bir mikroyapı keşfetmişler ve ışık mikroskobuyla bu yapıyı görüntülemişlerdir. Bu sıcaklık aralığında oluşan mikroyapının martenzitten ve perlitten farklı olduğu gözlenmiştir. Bu yüzden bu yapı ilk başta "acicular dark aggregate" olarak tanımlanmıştır ve oluşumu temperlenmiş martenzitte karbür çökelmesi ile oluşan yapıya benzediği için "martensite-troostite" adı verilmiştir. Bu yeni yapının dağlama hızının martenzite göre daha yüksek, ince perlite göre daha yavaş olduğu gözlenmiştir. Ayrıca temperlenmiş martenzitten daha yüksek tokluğa sahip olduğu belirlenmiştir. Özetle, yapı sıra dışı ve gelecek vadeden mekanik özellikler sergilemiştir. 1934 yılında Dr. Edgar Collins Bain onuruna bu mikroyapıya "bainite" adı verilmiştir. Ancak bu kavram hemen literatüre geçmediğinden ötürü çeşitli kitaplarda ve araştırmalarda farklı adlarla da tanımlanmıştır (unnamed, dark etching, acicular aggregate somewhat similar to martensite (1936), a rapid etching acicular structure (1939), austempered structures (1940), vb.). Şekil 1.1'de ötektoid bir çeliğin mikroyapı görüntüleri verilmiştir [1, 2].

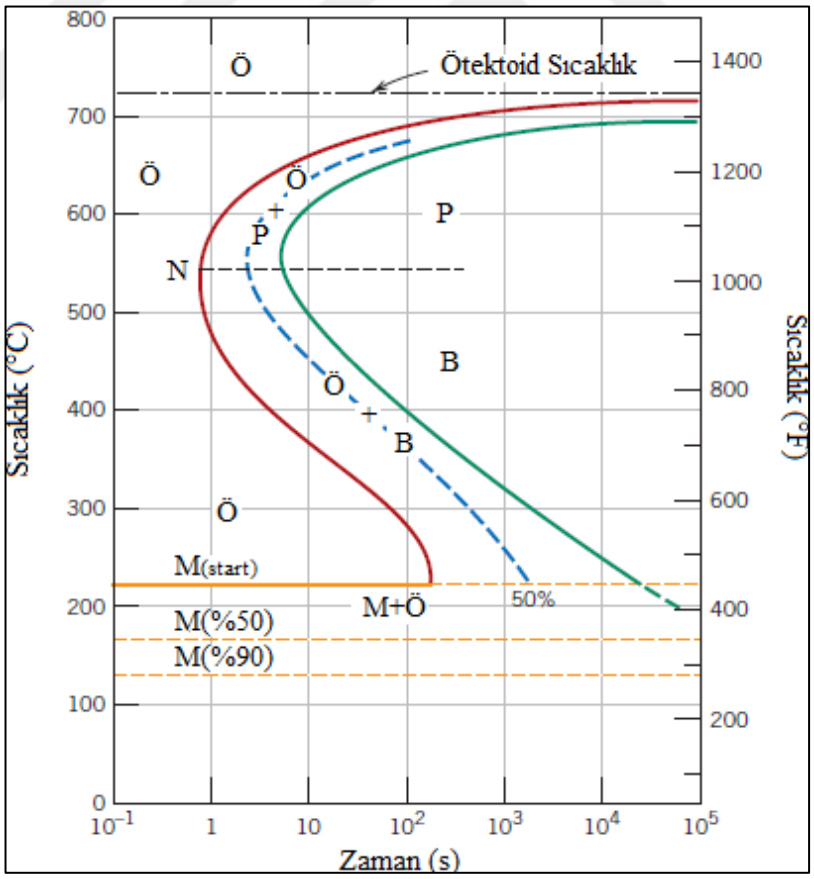


Şekil 1.1. Ötektoid bir çeliğin mikroyapı görüntüleri; a. 720 °C'de perlit oluşumu, b. 290 °C'de izotermal dönüşümle elde edilen beynit, c. 180 °C'de izotermal dönüşümle elde edilen beynit ve d. Martenzit [1].

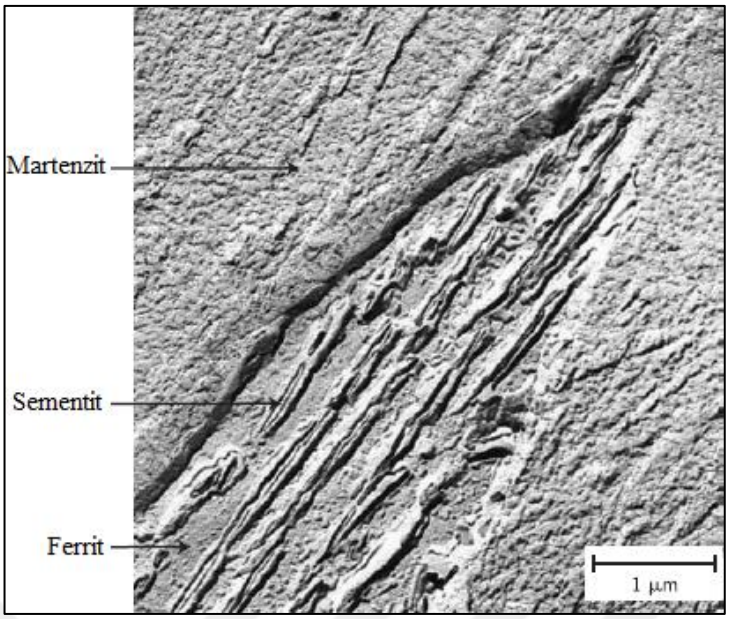
1.1.1. Beynit dönüşümü

Beynit temel olarak ferrit ve sementitin (Fe_3C) karışımından oluşan oldukça tok ve sünek bir yapıdır ve perlit burnunun altında izotermal sıcaklıkta östenitin dönüşümü sonucu oluşur. Soğuma sırasında östenit dönüşümü difüzyon kontrollüdür ve bu anda perlit oluşamaz. Ayrıca soğuma yeterli miktarda yavaş olduğu için difüzyonsuz bir atermal martenzit oluşumunu da engellemektedir [2].

Şekil 1.2'de verilen Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (Time-Temperature-Transformation, TTT) diyagramında perlit ve martenzit oluşum sıcaklıkları arasında beynit oluşumu için gerekli olan soğutma ve izotermal bekleme koşulları görülmektedir. Diyagramda dönüşüm hızının maksimum olduğu yerin (N) üstünde yaklaşık 540-727 °C sıcaklıkları arasında östenit perlite dönüşür. Dönüşüm hızının maksimum olduğu N'in altında yaklaşık 215-540 °C sıcaklıkları arasında ise östenitten beynit oluşumu gerçekleşir. Şekil 1.3'te beynit morfolojisinin taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope, SEM) görüntüsü verilmiştir. [3].



Şekil 1.2. Ötektoid çelikte TTT diyagramında beynitik dönüşümün şematik gösterimi (Ö: Östenit, P: Perlit, B: Beynit, M: Martenzit, N: Dönüşüm hızının maksimum olduğu yer) [3].

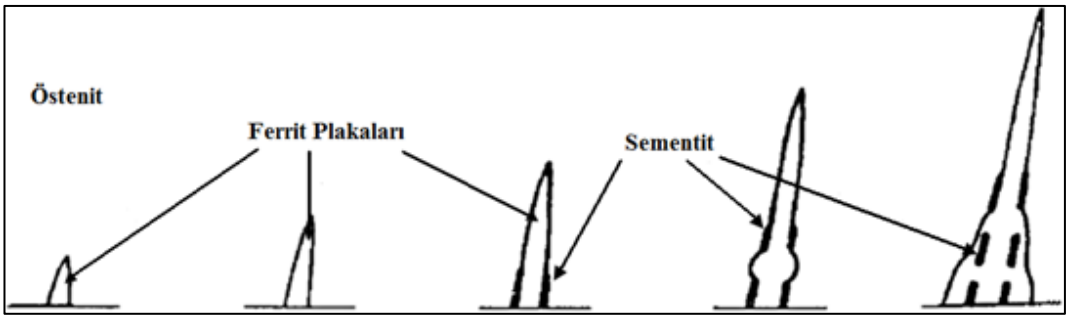


Şekil 1.3. Beynitin SEM görüntüsü [3].

Östenitin beynite dönüşümünde gerçekleşen ferrit çekirdeklenmesine ait iki farklı görüş vardır. Bunlardan ilkine göre dönüşüm difüzyon kontrollü bir mekanizmadır ve ilk oluşmuş ferrit plakaları şeklinde çekirdeklenme ve büyüme gerçekleşmektedir. Diğer görüşe göre ilk oluşmuş ferrit difüzyonsuz kayma veya martenzit dönüşümü ile meydana gelir. Bu teori beynitin büyümesi için daha makul olarak kabul edilmiştir [3, 4].

❖ Difüzyon kontrollü mekanizma

Difüzyon kontrollü oluşum mekanizmasının yaklaşımı Hultgrens, Hillert ve Aaronson tarafından ileri sürülmüştür. Hultgrens'e göre, Widmanstätten ferritin paralel plakaları olarak beynit oluştuğu varsayılmaktadır. Plakalar arasındaki boşluklar sementit ve ferrit karışımı ile doldurulmaktadır. İlk önce ferrit oluşur, östenit karbonca zenginleşir ve ferrit-östenit arayüzeyindeki karbonca zenginleşmiş östenitten sementit çökelir. Şekil 1.4'te beynitin büyümesi şematik olarak gösterilmiştir [5, 6].



Şekil 1.4. Beynitin yapısının yanal büyümesi [5].

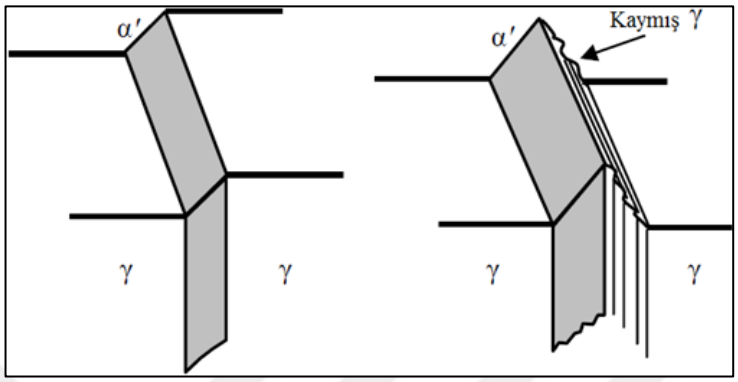
Ferrit plakalarının yanal büyüme hızı karbon difüzyonuna bağlıdır. Ferritin karbon miktarı ferrit-östenit arayüzeyinin yerel dengesi ile belirlenir. Önceden oluşmuş ferritin yanındaki sementit oluşumuna bağlı olarak ortamdaki C miktarı azalmakta olduğundan dolayı yanal büyüme desteklenir. Bu nedenle, ferrit ve sementitin büyümesi bir ölçüde birbirine bağlıdır. Oluşan plakalar büyüme esnasında tane sınırları ve ikiz sınırları gibi engellerle karşılaştığında ferrit oluşumu durur. Bu süreçle ilgili olarak Hillert'e göre difüzyon kontrollü beynit oluşumu aşağıdaki olaylar ile desteklenmektedir [5, 7].

- Deneysel olarak belirlenen dönüşüm hızları, Widmanstätten ferrit ve beynit bölgelerinin aynı mekanizma tarafından oluşturulduğu varsayımını doğrulamaktadır.
- Beynitik ferritin aşırı doygunluk seviyelerine sahip olduğuna dair net bir kanıt yoktur.
- Beynitin oluşumu için yüksek dönüşüm hızlarını gösteren net bir deneysel sonuç yoktur.
- Beynit dönüşüm kinetiği analizleri sonucunda ferrit-östenit arayüzeyi ve plaka martenzitin arayüzeyi özellikleri arasında bir ilişki olmadığı görülmüştür.
- Arayüzey bazı koşullar altında martenzitik karakterde olsa bile bu beynitik ferritin yüksek karbon doygunluğu ile büyüdüğü ya da hızlı bir şekilde büyüdüğü anlamına gelmemektedir. Özellikle yanal büyüme için ferrit-östenit arayüzeyinin kristalografik karakteri küçük bir öneme sahip olabilir.

❖ Difüzyonsuz mekanizma

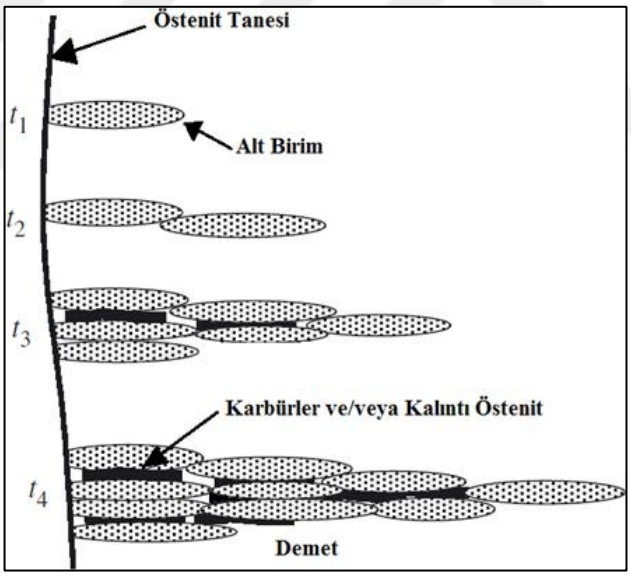
Beynit oluşumu ile ilgili difüzyonsuz yaklaşımda Bhadeshia, Rees ve Hehemann tarafından martenzit yapısına benzer bir kayma mekanizması kullanılarak açıklama getirilmektedir. Bu yaklaşıma göre beynitin çekirdeklenmesi martenzite benzemektedir. Bununla birlikte, martenzit oluşumuna kıyasla beynit oluşumu arayer atomu olan karbonun difüzyonuna ve yeniden dağılımına neden olur. Beynit oluşumu ilerledikçe karbonca doymuş ferritten karbür çökelir. Beynitik dönüşüm östenit tane sınırlarında alt birimler adı verilen ferrit plakalarının çekirdeklenmesi ve büyümesiyle gerçekleşir. Şekil 1.5'te de gösterildiği gibi alt birimlerin büyümesi sonucunda büyük bir kayma bileşenine sahip olan düzlemde gerilme ortaya çıkar ve kayma oluşur. Bu ise bir yüzey rölyefine sebep olur. Bu nedenle, yapıdaki östenit plastik deformasyona uğrar ve düzlemsel olan şekli bozulur. Bu plastik deformasyon nedeniyle dislokasyon yoğunluğu artar ve alt birimlerin büyüme süreci engellenir. Böylece alt birimler, genellikle östenit tane boyutundan daha küçük olacak şekilde sınırlı olarak büyür.

Netice olarak önceden var olan alt birimlerin uçlarında yeni ve paralel alt birimler oluşur. Ferritin içindeki aşırı karbon miktarı daha sonra çeliğin alaşımına bağlı olarak kalıntı östenite veya karbür oluşumuna harcanır. Beynitin tarif edilen bu difüzyonsuz büyüme süreci Şekil 1.6'da gösterilmiştir [1, 5].



a. b.

Şekil 1.5. Yüzey rölyef etkisi; a. ideal şekilde ve b. östenitin plastik deformasyonu ile [1].



Şekil 1.6. Beynitik faz dönüşümü sırasındaki farklı mikroyapısal durumların şematik olarak gösterimi [5].

Difüzyonsuz beynit oluşumu mekanizması için Bhadeshia'nın öne sürdüğü hipotez aşağıdaki gibidir [8].

- Beynit oluşumunda düzlemsel gerilme durumu değişmez. Düşük difüzyon katsayısına sahip olan demir atomu tane sınırı boyunca düzenli bir şekilde hareket edemez. Bu yüzden beynit plakaları içinde büyüdükleri taneler ile sınırlıdır.

- Beynitin büyümesi dönüşüm arayüzeyindeki uyum kaybı nedeniyle durur ve büyüme yeni plakaların çekirdeklenmesi ile devam eder.
- Difüzyon olmadığından yeralan atomlarının dağılımı değişmez.
- Difüzyonsuz büyümenin termodinamik olarak imkansız hale geldiği bir noktada karbür çökelmesi de engellendiğinden dönüşüm durur.
- Şekil değişimi nedeniyle gerilme en aza iner ve ürün faz ince plakalar şeklinde oluşur.

1.1.2. Beynit morfolojisi

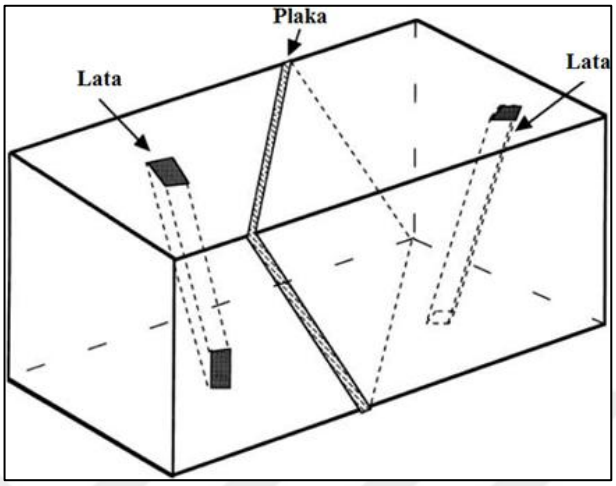
Beynit morfolojisi genel olarak ferrit lataları, beynitik ferrit, kalıntı östenit, martenzit veya sementit topluluğundan oluşmaktadır. Beynit dönüşümü sırasında beynit oluşum sıcaklığına ve çeliklerin kimyasal bileşimine bağlı olarak beynitik yapının farklı formları oluşabilmektedir. Işık mikroskobunun sınırlı çözünürlüğü nedeniyle, beynitin daha doğru bir şekilde sınıflandırılması için taramalı elektron mikroskobunda inceleme yapılmaktadır. Beyniti ışık mikroskobu ile aşağıdaki şekilde sınıflandırılmak mümkündür [5];

- İnce iğnemsi yapı
- Kaba iğnemsi yapı
- Granüler yapı

❖ Birincil Faz

Beynitin birincil fazı Şekil 1.7'de gösterildiği gibi beynitik ferrit olarak adlandırılan ince plakalar veya latalar şeklinde hacim merkezli kübik yapıdadır. Lawrynowicz ve Barbacki tarafından yapılan çalışmalarda beynitik ferritin yanal büyümesi şeklinde ve lokal denge şartları altında difüzyonsuz büyüme ile gerçekleştiği görülmüştür. Bhadeshia ve diğerleri de beynitik ferritin büyümesinin difüzyonsuz şekilde gerçekleştiğini ileri sürmektedir. Beynitik ferritin lata şeklini invaryant düzlemsel gerilme durumu ile büyümesine bağlamışlardır. Bu düzlemsel gerilme durumu habitat düzleminin normalleri boyunca kayma bileşenine karşılık gelen bir gerilmeye neden olmaktadır. Böyle bir durumda enerjiyi en aza indirmek için dönüşen beynitik ferritin ince plakalar oluşturabileceği kadar büyük bir gerilme söz konusudur. Yüksek sıcaklıklardaki östenit daha düşük dayanıma sahip olduğu için şekil değiştirme meydana gelir. Beynitik ferrit plakasının genişliğini veya ferrit latalarının genişliğini etkileyen en önemli faktörler aşağıda verilmiştir [1, 5, 9].

- Sıcaklık
- Faz dönüşümü için itici güç
- Östenitin mukavemeti



Şekil 1.7. İki beynitik ferrit latası ve bir beynitik ferrit plakasının şematik gösterimi [1].

Bununla birlikte, östenitin mukavemetinin yanı sıra itici güç olarak çekirdeklenme hızının da dönüşüm sıcaklığından önemli ölçüde etkilendiği göz önünde bulundurulmalıdır. Dönüşüm sıcaklığı beynitik ferrit oluşumunda önemli bir faktördür. Hawkins, Barford ve Speich dönüşüm sıcaklığının beynit dönüşümü açısından önemli bir etkisi olduğunu ortaya koymuşlardır. En-boy oranının artan sıcaklıkla arttığını belirlemişlerdir. Ayrıca Speich beynitik ferritin genişliğinin ve uzunluğunun sabit bir büyüme hızına sahip olduğunu göstermiştir. Boyuna doğrultuda büyümenin durmasına rağmen, enine büyümenin istikrarlı bir şekilde ilerlemeye devam ettiğini gözlemlemiştir. Ferrit latalarının genişliğini etkileyen bir başka önemli faktör Singh tarafından açıklanmıştır. Östenitin mukavemeti ve dönüşümün serbest entalpisi ferrit latalarının genişliği için temel unsurlarındandır. Yüksek bir östenit mukavemeti ve dönüşümün yüksek itici kuvveti (çekirdeklenme hızı) mevcutsa, bu koşullar yapının ince olmasına sebep olmaktadır. Dönüşüm sıcaklığındaki artış, östenitin mukavemetinin düşmesine neden olarak beynitik ferrit latalarının genişliği artar. Çok sayıda çekirdek ve yüksek çekirdeklenme oranı söz konusu olduğunda, bitişik beynitik ferrit plakaların çarpışmasıyla ince bir mikro yapı oluşur. Cornide ve arkadaşları da dönüşüm sıcaklıkları arttıkça beynitik ferrit latalarının genişliğinin arttığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca östenitin mukavemetinin ve dislokasyon yoğunluğunun beynitik ferrit latalarının oluşumu için belirleyici olduğu bulunmuştur. Bu iki faktör

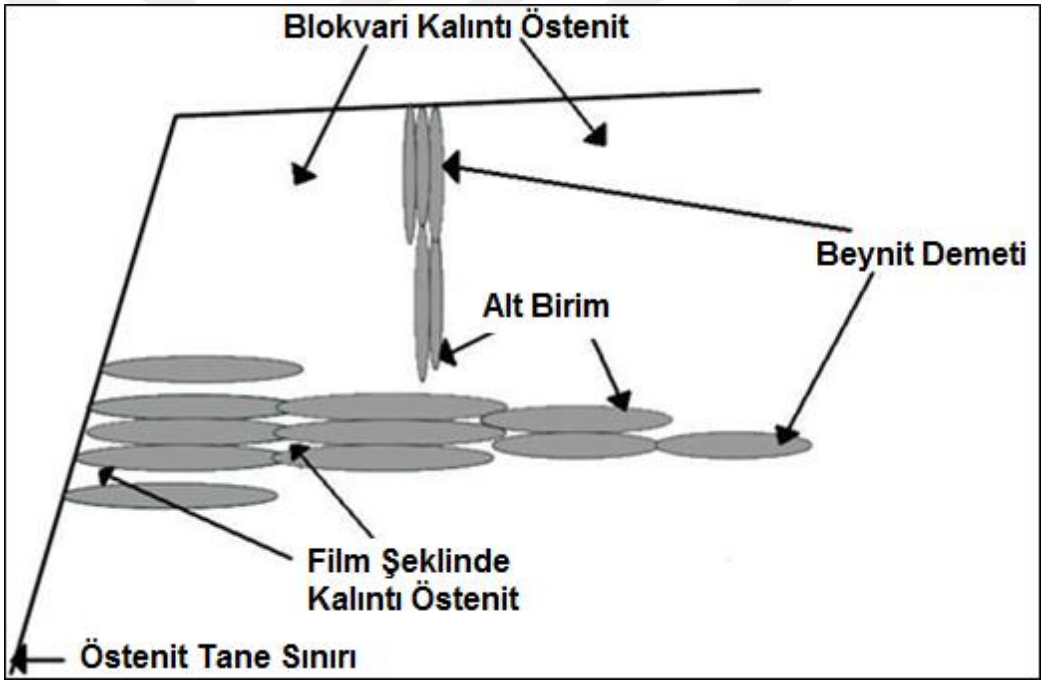
alaşım miktarının arttırılması veya dönüşüm sıcaklığının azalmasıyla artmaktadır [5, 10].

❖ İkincil Faz

Beynitte ikincil faz çeliğin bileşimine bağlı olarak karbür, karbonla zenginleştirilmiş kalıntı östenit, martenzit veya martenzit-östenit (Martensite/Austenite, M/A) yapısı olabilmektedir. Beynitik morfolojide görülen ikincil faza ait farklı yapılar aşağıda daha ayrıntılı olarak açıklanmıştır [5].

- Karbür: Alüminyum veya silisyum (>% 1) alaşımlı çeliklerde karbür ikincil fazın baskın şeklidir. Bu karbürler esasen sementit (Fe_3C) olarak bulunmaktadır. Ancak alt beynitte ε-karbür ($Fe_{2,4}C$) olarak da oluşabilir. Beynitik ferrit lataları veya plakaları üst beynitte uzun bir şekle sahip olan sementit çökeltileri ile ayrılmaktadırlar. Sementit karbonca zenginleşmiş kalıntı östenitten veya doğrudan östenitten dönüşmektedir. Karbon bakımından zenginleşmiş kalıntı östenit beynitik ferritin lataları veya plakaları arasında bulunur. Bhadeshia ve arkadaşları sementit ve östenit arasındaki kristalografik oryantasyon ilişkisinde bir Pitsch-oryantasyon ($\{001\}_{Fe3C}||\{\bar{2}25\}_{\gamma}$) ilişkisi gözlemlemişlerdir. Üst beynitin aksine alt beynitteki karbürler veya sementit konum olarak beynitik ferrit latalarının veya plakalarının arasında ve içinde çökelebilir. Bu karbürler birincil faz latalarının veya plakalarının boyuna ekseninde 55° ile 60° açılarda çökelti oluşturabilir. Ayrıca beynitik ferrit ve sementit arasında bir Bagaryatski-oryantasyon ilişkisi ($\{001\}_{Fe3C}$ || $\{211\}_{\alpha}$) olduğu varsayılmaktadır. Dönüşüm sıcaklıklarının azalması beynit oluşumundaki karbür çökelmesi üzerindeki etkisine bakılırsa, karbon miktarı yeterli olduğunda karbür miktarı artar ve boyutu azalır. Böylece çökelti sertleşmesi etkisi artar. İzotermal dönüşümde kaba taneli sementit karbonun yeterli difüzyon zamanına bağlı olarak mikroyapıda çökelmektedir. Buna karşılık sürekli soğuma mikroyapı içinde daha ince sementit çökeltileri üretmektedir. Bunun nedeni, beynitik dönüşüm aralığındaki difüzyon süresinin izotermal dönüşümünden önemli ölçüde düşük olmasıdır [1, 5, 11-13].
- Kalıntı östenit, martenzit, M/A yapıları: Karbür oluşumu yeterli silisyum ve alüminyum ilavesiyle bastırılır ya da ötelenirse karbon beynit dönüşümü sırasında östenit içine difüze olur. Bu durumda kalıntı östenit adını alır ve dönüşüme karşı kararlı hale gelir. Bununla birlikte, östenit karbon ile yeterince zenginleşemezse oda sıcaklığında kararlı olmadığı için oluşan martenzit beynitin ikincil bir fazı olabilir. Östenit içerisinde farklı karbon miktarları nedeniyle farklı martenzit

başlangıç sıcaklıklarına (M_S) gözlenir. Östenit alanları kararlı hale gelir ve diğer alanlar martenzite dönüştürülürse M/A olarak da adlandırılan martenzit-östenit yapıları ortaya çıkar. Beynitik dönüşüm sırasında genel olarak iki farklı kalıntı östenit morfolojisi meydana gelebilir. Bunlardan ilki beynitik ferrit plakaları (alt birimler) arasında oluşan ince kalıntı östenit filmleridir. Diğeri ise paralel olmayan beynit demetleri tarafından kuşatılmış blokvari kalıntı östenit oluşumudur. Kalıntı östenitin bu morfolojileri Şekil 1.8'de gösterilmiştir. İkincil fazın tipi, oranı ve oluşumu mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. En yüksek tokluk ve mukavemet kombinasyonu ince beynitik ferrit plakaların veya ferrit latalarının arasında bulunan filmvari kalıntı östenit ile elde edilir. Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ise dönüşüm sıcaklığı, bekleme süreleri, alaşım elementleri ve karbon miktarı gibi çeşitli faktörlerden kaynaklanmaktadır [5, 12, 14].

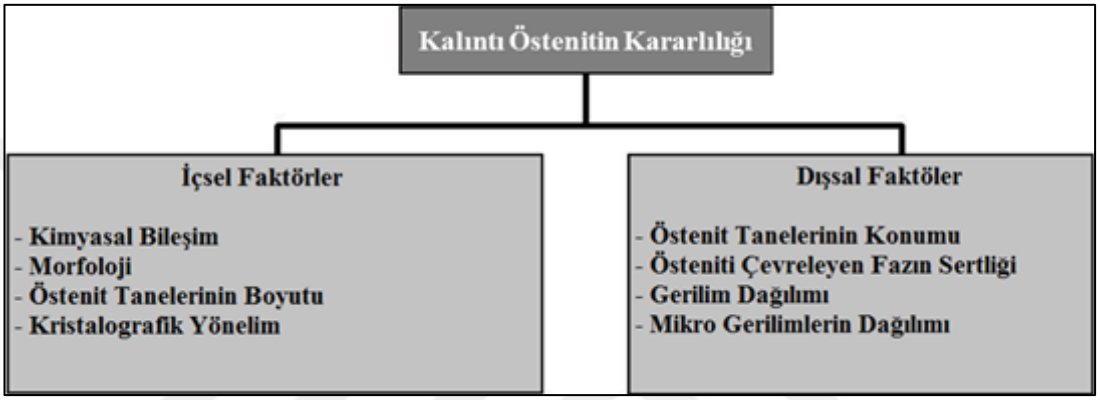


Şekil 1.8. Beynitik bir mikroyapıda kalıntı östenitin film şeklinde ve blokvari morfolojileri [5].

1.1.3. Kalıntı östenitin kararlılığı

Beynitik yapıda ikincil bir faz olarak bulunan kalıntı östenit klasik TRIP çeliklerindeki gibi martenzite dönüştüğü için malzemede sertleşmeye yol açabilir. Bu sertleşme çekme testi sırasında numunede oluşacak olan daralmanın gecikmesiyle kendini gösterir. Örneğin tekrarlanan yük altında kalıntı östenit yorulma çatlaklarının ilerlemesini engeller. Martenzite dönüşmesinden ve beraberindeki hacim artışından dolayı malzemede basma gerilmeleri oluşur ve böylece çatlakların ilerlemesi yavaşlar

veya durur. Kalıntı östenitin dönüşümü yüksek çekme gerilmesinden dolayı çatlak ucundaki plastik bölgede meydana gelir. Bu dönüşüm kalıntı östenitin kararlılığı ile belirlenir. Kalıntı östenitin kararlılığı farklı faktörlerle karakterize edilebilmektedir. Bunlar genellikle içsel ve dışsal faktörler olarak adlandırılan iki gruba ayrılır. İçsel faktörler östenit tane boyutunu, şeklini ve kimyasal stabiliteyi içerir. Dışsal faktörler ise östeniti çevreleyen matrisin sertliğini, östenit tanelerinin konumunu, gerilim dağılımını ve mikro gerilmelerin dağılımını içerir. Kalıntı östenitin kararlılığının iki faktör grubu halinde gösterimi Şekil 1.9'da verilmiştir [5, 15-18].



Şekil 1.9. Kalıntı östenit kararlılığını etkileyen faktörler [5].

❖ İçsel faktörler

En önemli içsel faktörlerden biri her şeyden önce karbon miktarının belirleyici bir rol oynadığı kimyasal bileşimdir. Beynit oluşumu sırasında beynitik ferrit fazına göre östenit fazı daha fazla karbon içerir. Bu nedenle martenzit başlangıç sıcaklığının azalmasıyla östenit oda sıcaklığında metastabil bir faz olarak kalır. Wang ve arkadaşları, araştırmalarında karbonun kütlesel yüzdesi ile martenzit başlangıç sıcaklığı arasında bir ilişki tespit etmişlerdir. Bu ilişkiye ait formül aşağıda verilmiştir [5, 19,20].

$$M_s = 273 + 545,8.e^{-1,362 \cdot wc} \quad (1.1)$$

Alaşım elementlerinden silisyum ve manganın kalıntı östenitin kararlılığı üzerinde etkisi bulunmaktadır. Silisyum ağırlıkça %1'den daha fazla olduğunda sementit fazının oluşumu baskılandığından yapıda östeniti kararlı hale getirmek için daha fazla karbon atomu bulunur. Mangan ise östenitin başlangıçtaki hacim oranını arttıran bir östenit stabilizatörüdür [21]

Bir başka içsel faktör aynı zamanda mekanik kararlılık olarak da adlandırılan kalıntı östenitin morfolojisidir. Daha önce bahsedildiği gibi kalıntı östenit filmvari ve blokvari olarak iki farklı şekilde oluşabilir. Östenit filmleri büyük ölçüde etrafındaki beynitik ferritten izoledir. Östenitten karbon difüzyonu beynitik ferritin düşük karbon çözünürlüğünden ötürü daha da zorlaşır. Ferrit plakaları arasındaki östenit filmleri böylece karbonca zenginleşir. Sonuç olarak mekanik kararlılığın yanı sıra östenit filmlerinin kimyasal kararlılığı da artar. Bu nedenle östenit filmleri blokvari kalıntı östenit alanlarından daha yüksek bir kimyasal kararlılığa sahiptir. Kalıntı östenit filmleri içindeki daha yüksek karbon miktarı nedeniyle östenit filmlerinin sertliği artar ve martenzit başlangıç sıcaklığı düşer [5, 22, 23].

Östenit tane büyüklüğü aynı zamanda östenitin kararlılığını sağlayan içsel bir faktördür. Wang ve arkadaşlarının yaptığı araştırmalarda tane büyüklüğü <0,01 μm olduğunda östenit tanelerinin kararlı kaldığını tespit etmiştir. Böylece büyük şekil değiştirmelerde bile martenzit oluşmamaktadır. Östenit tane büyüklüğünün azalması ile martenzit başlangıç sıcaklığının azaldığını gözlemlemişlerdir. Öte yandan östenit 1 μm'den büyük tane boyutlarında yük altında martenzite hızlı bir şekilde dönüşebilir. Tane büyüklüğünün azaldıkça daha yüksek bir arayüzey enerjisi oluşmaktadır. Martenzit fazına dönüşümü sırasında bu arayüzey enerjisinin aşılması gerektiğinden ötürü martenzit oluşumu gecikir [5].

❖ Dışsal faktörler

Kalıntı östeniti çevreleyen matrisin sertliği önemli dışsal faktörlerden biridir. Beynitik çelikler için beynitik ferritin sertliği kalıntı östenitin kararlılığını etkiler. Ferritin mukavemeti katı çökelti sertleşmesinin oluşumunu sağlaya silisyum ile arttırılabilir. Beynitik ferritin artan mukavemeti martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen hacimsel büyümeyi zorlaştırmaktadır. Xiong ve diğerleri kalıntı östenit filmlerinin martenzit filmleri ile çevrili olduğunda yüksek kalıntı östenit kararlılığının mevcut olduğunu gözlemlemişlerdir. Bu durumda martenzit filmlerinin yüksek mukavemeti kalıntı östenitin dönüşümündeki hacimsel büyümeyi önler [5].

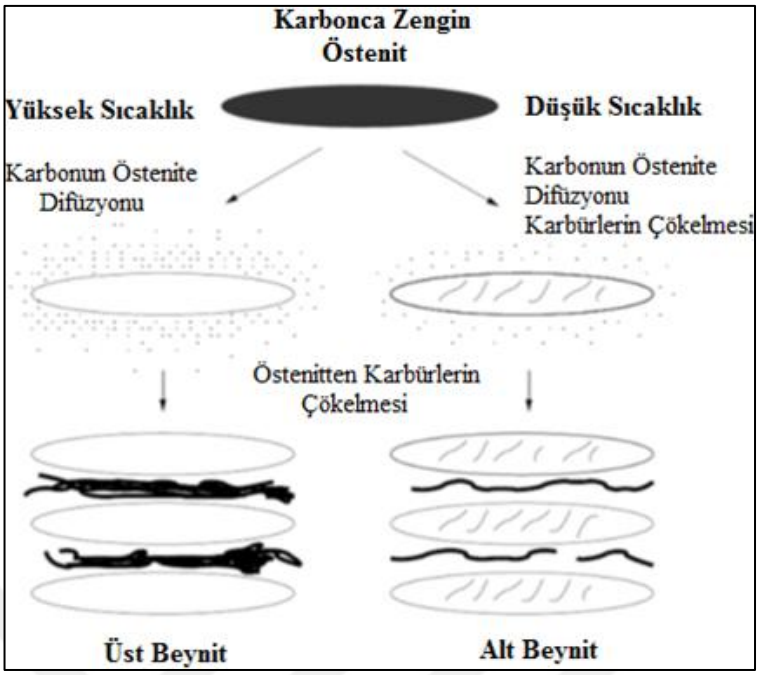
Bir başka dış faktör de matristeki veya mikroyapıdaki gerilim dağılımıdır. Örneğin kalıntı östenit filmlerini çevreleyen yapının yüksek hidrostatik basıncı martenzit oluşumunu önler. İnce taneli östenitin beynite dönüşümünde daha ince beynitik ferrit taneleri oluşur. Bu daha büyük iç gerilimlere neden olur ve böylece kalıntı östenitin kararlılığını arttırır. Sonuç olarak % 26 uzamaya kadar yüksek oranda kalıntı östenit

kararlılığı elde edilebilir. Suh, Ryu ve diğerlerinin TRIP malzemelerinde gerilim dağılımları konusundaki yaptığı araştırmalarında ferritte daha yüksek gerilim olması durumunda östenitin yalnızca yüksek dislokasyon yoğunluğunda martenzite dönüştüğünü bulmuşlardır. Şekil değiştirme arttıkça östenitin martenzite dönüşme hızı artmaktadır [5, 24, 25].

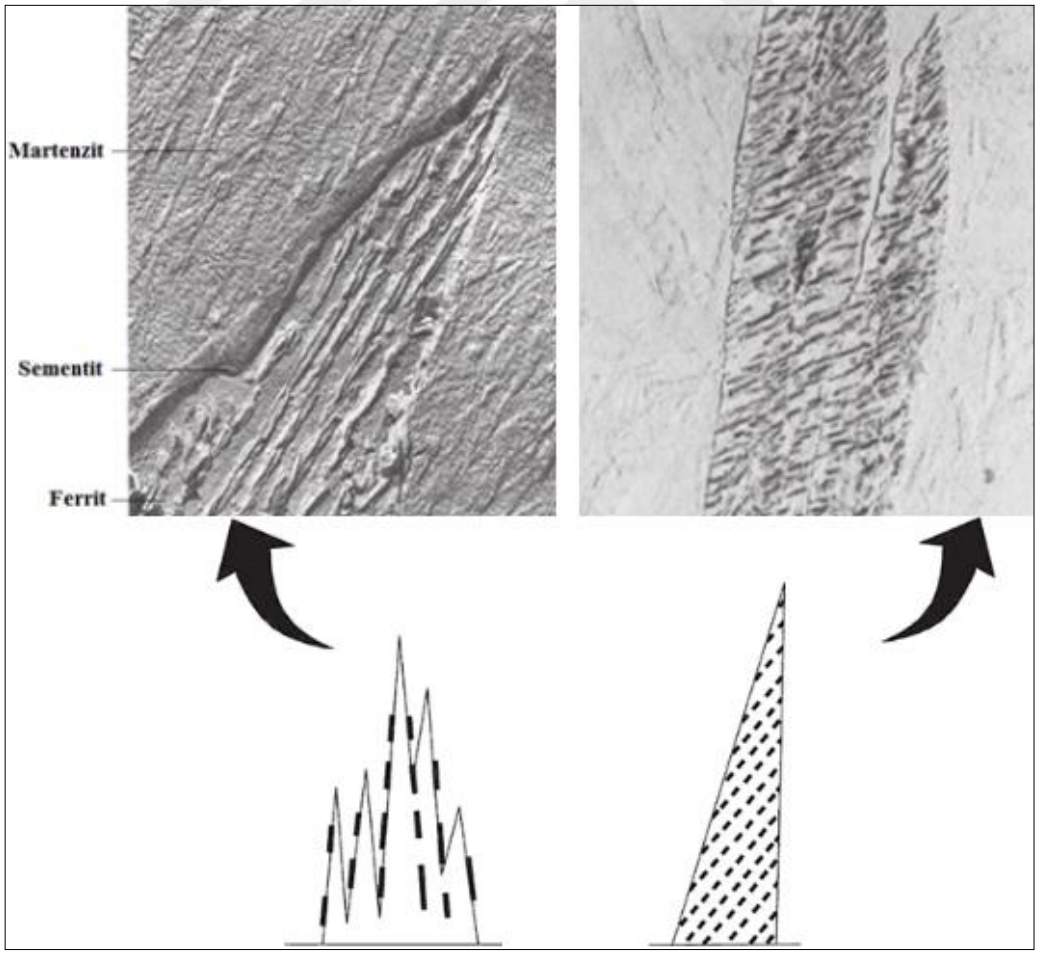
Östenit tanelerinin konumu da kalıntı östenitin stabilitesini etkileyen önemli bir faktördür. Ferritik matris arayüzeyinin yakınındaki kalıntı östenit, ferritik matris içinde oluşturulan kalıntı östenit ile karşılaştırıldığında farklı bir kararlılık gösterir. Ferritik matris arayüzeyinin yakınında oluşan östenit yapıları şiddetli deformasyonla bile martenzitik dönüşüme karşı yüksek kararlılık gösterir [5].

1.1.4. Beynitin sınıflandırılması

Davenport ve Bain 1930 yılında yüksek çözünürlüklü ışık mikroskobu ile incelenmiş beynitik mikroyapıyı tanıtmıştır. Beynitin farklı morfolojilerinin yanı sıra mikroyapının farklı özellikleri nedeniyle net bir şekilde sınıflandırmak oldukça zordur. Bu nedenle şuanda beynitik mikroyapının sınıflandırılması hakkında bir dizi görüş vardır. Mehl beyniti 1939 yılında izotermal dönüşümden sonra çelikler için genel olarak kabul gören üst ve alt beynit olarak sınıflandırmıştır. Bu sınıflandırmada üst beynit bir matris olarak latalardan veya beynitik ferrit plakalarından oluşması ile karakterize edilir. Yüksek östemperleme sıcaklıklarında üst beynit oluşmaktadır. İlk aşamada oluşan beynitik ferrit karbonca fakirdir. Ferrit oluşumu tamamlandıktan sonra karbon kalıntı östenite difüze olur, östenit karbonca zenginleşir ve karbür oluşturur. Oluşan bu karbürler ferrit plakaları arasına çökelir. Karbür çökelmesi birincil faz arasında bulunan karbonca zenginleştirilmiş kalıntı östenitten meydana gelir. Düşük östemperleme sıcaklıklarında alt beynit oluşmaktadır. Alt beynit birincil faz olarak beynitik ferritten oluşur. Beynitik ferritin lataları veya plakaları arasında üst beynitte olduğu gibi karbür çökeltileri oluşur. Bununla birlikte ayrıca beynitik ferrit plakaları veya latalarında ince sementit çökeltileri boylamasına eksende 55° ile 60°'lik bir açıda meydana gelir. Her iki yapı arasındaki fark, üst beynitten farklı olarak alt beynitte sementit çökeltilerinin ferritin içerisine çökelmiş olmasıdır. Üst ve alt beynit oluşum aşamaları Şekil 1.10'da şematik olarak verilmiştir. Üst ve alt beynitin mikroyapısı ve şematik gösterimi Şekil 1.11'de gösterilmiştir [1, 2, 5, 26, 27].

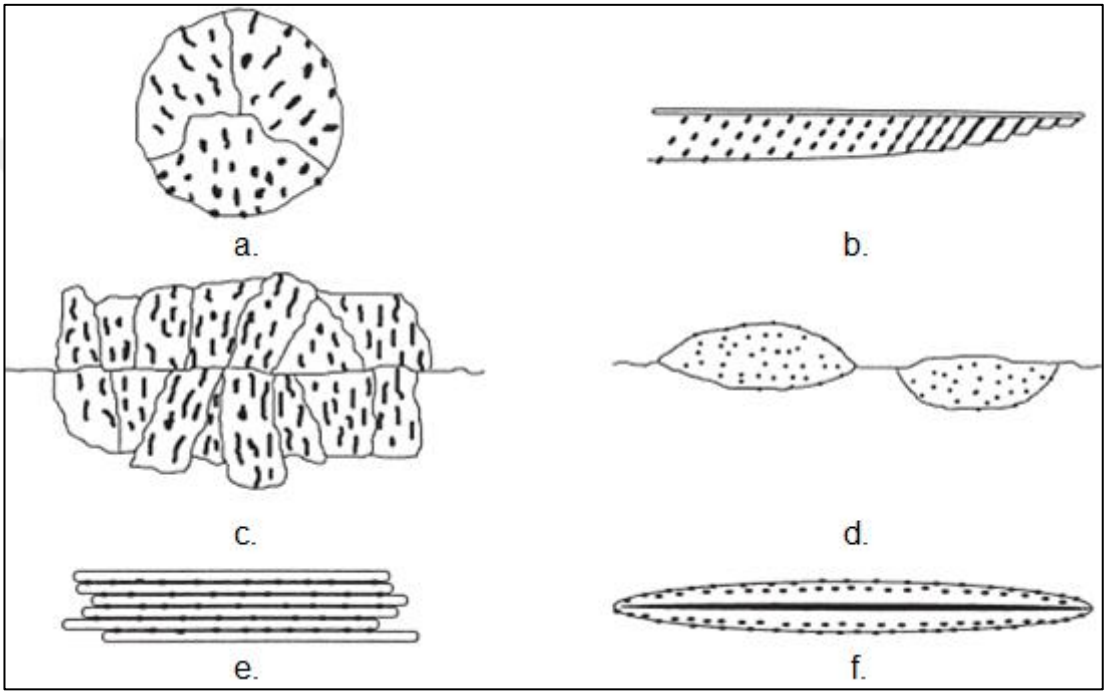


Şekil 1.10. Alt ve üst beynitik dönüşümün şematik gösterimi [1].



Şekil 1.11. Üst ve alt beynitin mikroyapısı ve şematik gösterimi [27].

Krauss ve Thompson'a göre beynit morfolojisi Şekil 1.12 'de gösterildiği gibi altı morfoloji olarak tanıtılmıştır. Altı beynit morfolojisi gözlense de en yaygın beynit iki gruba ayrılmıştır. Bunlar dönüşüm sıcaklıklarına göre üst ve alt beynittir. Üst beynit Şekil 1.12c, süreksiz birbirine geçen sementit parçacıkları içeren plakalar veya latalar şeklinde paralel ferrit kristallerinden oluşur. Alt beynitte Şekil 1.12d 'de ferrit kristalleri 55° ile 60° arası açılarda ince karbürler içerir. Nodüler beynit (Şekil 1.12a), sütunlu beynit (Şekil 1.12b) ve ters beynit (Şekil 1.12f) gibi Şekil 1.12 'de temsil edilen diğer beynit morfolojileri, beynitin nadir görülen morfolojileridir [26, 28].



Şekil 1.12. Çeşitli ferrit-sementit beynit morfolojilerinin şematik gösterimi (Ferrit beyaz, sementit ise siyah ile gösterilmiştir.); a. Nodüler beynit, b. Sütunlu beynit, c. Üst beynit, d. Alt beynit, e. Tane sınırlarındaki allotromorfik beynit ve f. Ters beynit [28].

Ohmori ve arkadaşları izotermal faz dönüşümü sonrası başka bir sınıflandırma yaklaşımı geliştirmişlerdir. Bu sınıflandırma sisteminde beynitik yapı Tablo 1.1'de listelenen ferritik fazın oluşumundan sonra sınıflandırılmıştır. Burada sementit ile ferrit filmlerinden oluşan üst beynit sementitin morfolojisine göre üç tipe ayrılır. Beynit başlangıç sıcaklığının hemen altında oluşan karbür içermeyen BI tipinde sementit kalıntı östenitin içerisinde çökelmeden meydana gelir. BI ferrit lataları arasında kalıntı östenit içeren karbürsüz ferritten oluşur. BII'de ferrit lataları arasında katmanlar halinde olan sementit çökeltileri içerir. BIII'de ise belirli bir ferritik düzlemde paralel ince sementit çökeltileri bulunmaktadır. Şekil 1.13'de verilen düşük karbonlu bir Cu-Ni-Cr-Mo çeliğinin TTT diyagramında bu üç beynitin oluşumu gösterilmiştir. BI tipi

beynit, karbür içermeyen beynitik latalar ve martenzitten oluşan 600 °C ile 500 °C arasında oluşmaktadır. BII tipi 450 °C ile 500 °C arasında oluşmuş ve latalar arasında sürekli sementit içeren klasik üst beynit yapısına sahiptir. BIII ise Ms'ye yakın olarak oluşmuş ve yüksek karbonlu alt beynite benzer bir sementit morfolojisine ve yönelimine sahiptir. Bununla birlikte BIII tipik olarak alt beynit için plaka morfolojisinden ziyade hala bir lata morfolojisine sahiptir. Düşük karbonlu çeliklerdeki tüm beynitler (BI, BII ve BIII), lata morfolojisine sahiptir ve ferrit latalarının düzlemi bu beynitler için de aynı kalmaktadır (≈ {110} <100>). [5, 26].

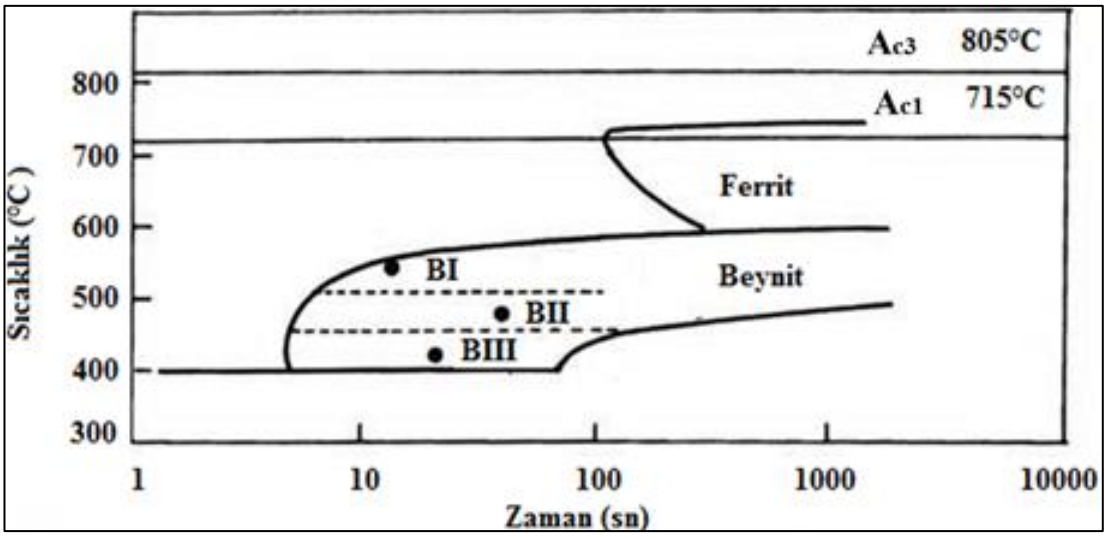
Tablo 1.1. Ohmori ve arkadaşları tarafından izotermal faz transformasyonu sonrası beynitin morfolojinin sınıflandırması [5].

Faz	**Ferritin Morfolojisi**	**Karbür**
Ferrit	Lata	Asiküler Ferrit(Karbür içermeyen)
Üst Beynit	B I B II B III	Latalar arasında
Alt Beynit	Plaka	Plakaların içinde

B I, karbür içermez.

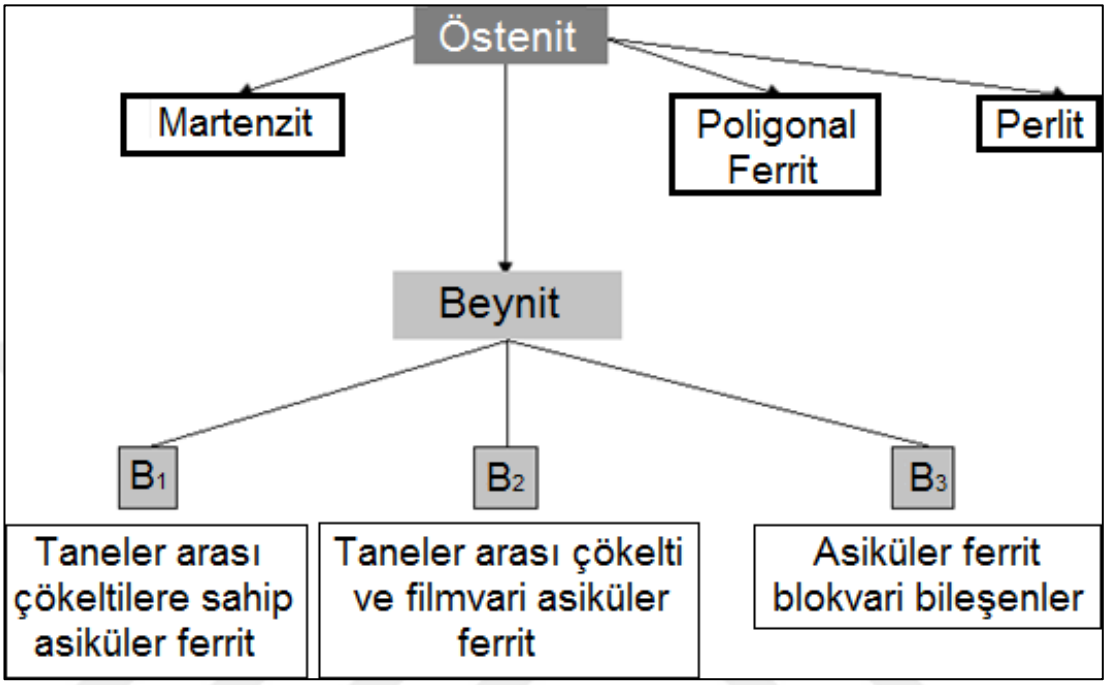
B II, ferrit lataları arasında katmanlar halinde olan sementit parçacıklarını içerir.

B III, içindeki belirli bir ferritik düzlemde paralel ince sementit parçacıkları içerir.



Şekil 1.13. Üç beynit tipinin oluşumunu gösteren şematik TTT diyagramı [26].

Joarder ve diğerleri bu tür morfolojinin geçici bir yapı olduğu sonucuna varmışlardır. Bu geçici yapı uzun süreli izotermal tavlamadan sonra ferrit/karbür karma bir yapıya (perlit veya beynit) dönüşür. Bramfitt ve Speer beynit yapısını tanımlamak için morfolojik özellikleri kullanılarak hazırladığı sınıflandırma Şekil 1.14'te verilmiştir.

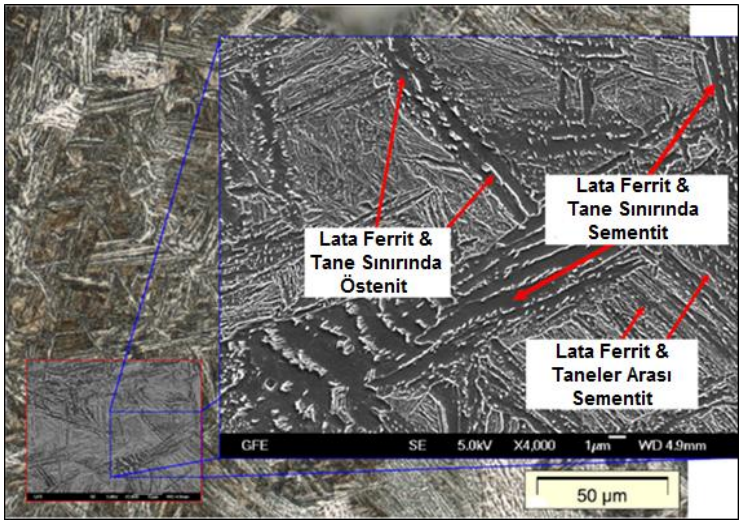


Şekil 1.14. Bramfitt morfolojisine dayanan beynit sınıflandırma sistemi (B_1; ferritin latalarında veya plakalarında demir karbür çökeltileri (sementit gibi) bulunan asiküler ferrit, B_2; ferritin lataları veya plakaları arasında ince sementit ve / veya kalıntı östenit filmlerine sahip asiküler ferrit, B_3; östenit ve / veya martenzit veya perlit içeren adavari bileşenlere sahip asiküler ferrit) [5].

Sınıflandırma sistemleri beynitik ferritin asiküler bir morfolojiye sahip olduğunu, farklılıkların diğer fazların türlerine ve ferrit ile birleşmesine bağlı olduğunu varsaymıştır. Sınıflandırmanın şematik gösterimi Şekil 1.15'de gösterilmiştir. Farklı beynit tipleri sınıf 1 beynit (B_1), sınıf 2 beynit (B_2) ve sınıf 3 beynit (B_3) olarak adlandırılır. Farklı beynit sınıflarının temel özellikleri şunlardır [5, 26, 29];

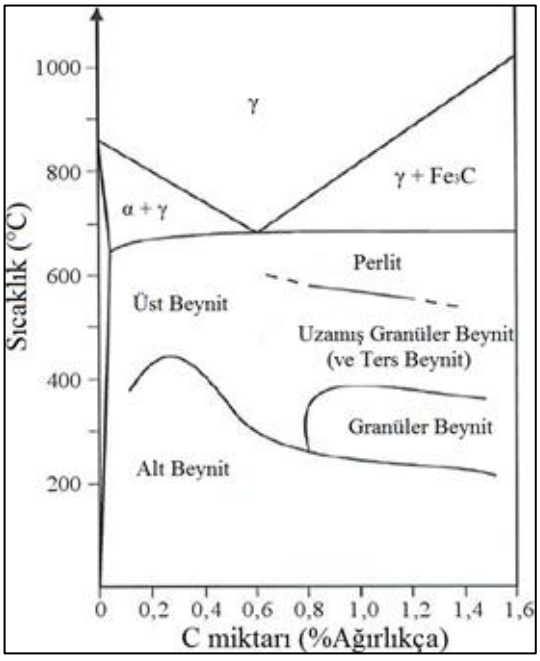
- B_1; sementit veya ε-karbür olabilen bir bileşen içerir.
- B_2; sementit, östenit veya martenzit olabilen filmden oluşur.
- B_3; ana faz veya ikincil dönüşüm ürününün ayrı bölgelerini içerir.

Böylece BII tipi üst beynit bu sisteme göre B_2 ve alt beynit ise B_1 (veya $B_1\varepsilon$) olarak adlandırılmıştır. Karbür içermeyen beynit diğer bir deyişle BI tipi beynit B_2 olarak sınıflandırılmıştır. Mevcut granüler beynitlerin çoğu B_3 olarak sınıflandırılmıştır [26].

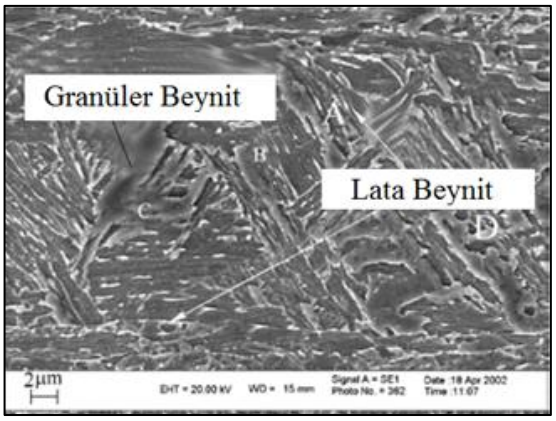


Şekil 1.15. Beynitin sınıflandırılmasındaki mikroyapı görüntüsü [29].

Spanos ve diğerleri Fe-C-%2 Mn alaşımları için yapmış oldukları beynit morfolojisinin grafiği Şekil 1.16'da verilmiştir. Bu morfoloji grafiğinde farklı beynit türlerinin olduğu yerler için sıcaklık/kompozisyon bölgeleri bulunmaktadır. Bilinen üst ve alt beynit terimlerine ek olarak burada granüler, uzamış granüler ve ters beynit gibi başka yapılarda açıklanmaktadır. Granüler beynit ötektoid ve hiperötektoid çeliklerde oluşur. Granüler terimi görünen küresel bir şekil ile sınırlı değildir ve temel olarak beynitin iç morfolojisi ile ilgilidir. Ötektoid çeliklerde ise ters beynit oluşur. Şekil 1.17'de lata ve granüler beynitin mikroyapısı verilmiştir [5].



Şekil 1.16. Spanos ve diğerlerine göre farklı beynit türlerinin oluşum grafiği [5].



Şekil 1.17. Lata ve granüler beynit mikroyapısı [5].

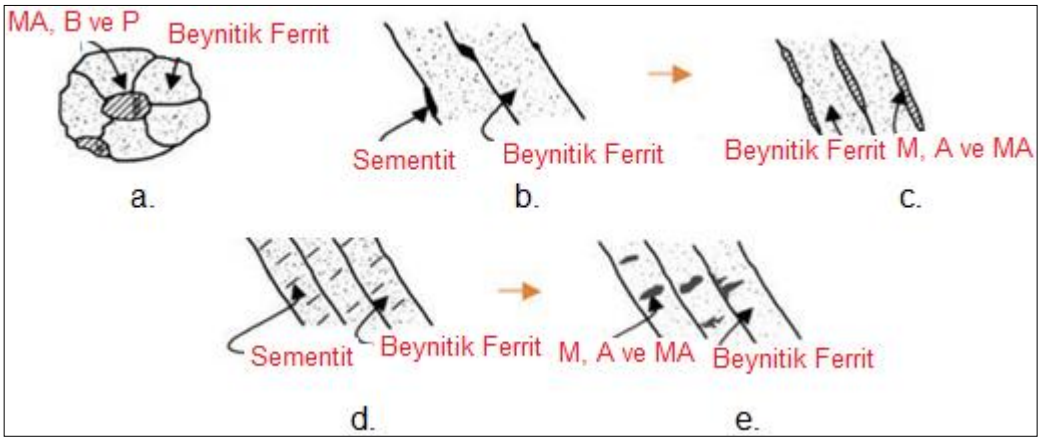
Zajac ve diğerleri hem düşük karbonlu hem de yüksek karbonlu beynitlerin mikroyapıları için oluşturulan sınıflandırma Tablo 1.2'de verilmiştir. Çeliklerde beyniti östenit dönüşüm reaksiyonunun lata olmayan iki fazlı bir ürünü olarak kabul eden genel bir mikroyapı olarak tanımlamışlardır. Granül beynit (GB), üst beynit (UB), dejenere üst beynit (DUB), alt(lata) beynit (LLB) ve alt (plaka) beynit (LB) şeklinde beş beynit türüne ayırmıştır. Bu beynit morfolojilerinin şematik gösterimi Şekil 1.18'de verilmiştir ve genel özellikleri aşağıdaki gibi özetlenebilir [5, 26];

- Granüler beynitin karakteristik özelliği mikroyapıdaki karbür eksikliğidir. Bunun yerine karbon beynitik ferritten kalıntı östenite difüze olarak kararlı hale gelir. Böylece mikroyapı karbonca zenginleşmiş östenitten dönüşebilecek herhangi bir dönüşüm ürünü içerebilir. İkincil faz mikro bileşenlerinin beş morfolojisini gözlemlemişlerdir. Bunlar, dejenere perlit veya sementit kalıntıları, beynit, tamamlanmamış dönüşüm ürünlerinin karışımı, M/A ve martenzit şeklindedir.
- Üst beynit, ferritin morfolojisine benzer bir lataya sahiptir. UB ile bağlantılı ikincil faz östenitten çökelir ve her zaman sementit olur. Tipik olarak UB lata sınırları arasında bulunan sementit çökeltileri içeren uzun latalardan oluşur. Mikroalaşım elementlerinin varlığında beynitik ferrit lataları çökelti sertleştirici karbürlerin ince bir dağılımını içerebilir.
- Dejenere üst beynit ise sementit oluşumu önlendiğinde gözlenir. Lata sınırlarında latavari ferrit ve karbonca zenginleşmiş kalıntı M/A içeren bir mikroyapı oluşturur.
- Düşük karbonlu çeliklerde oluşan alt beynit, ferrit latalarının içinde çökelen sementit ile ferrit morfolojisine sahiptir. Sementit çökeltileri ferrit lataların büyüme yönüne yaklaşık 60° eğimlidir ve ferrit latalarının kenarlarıyla temas eder. Bazı küçük çökeltiler ferrit latalarının içinde bulunabilir.

- Dejenere alt beynit, ferrit lataların içinde M/A ikincil fazı olan bir latavari mikroyapıya sahiptir.

Tablo 1.2. Zajac ve arkadaşlarına göre beynit sınıflandırması [5].

Beynit	Diğer İsimleri	Morfolojisi
Ferrit	Lata Ferrit	Asiküler Ferrit (Karbon içermeyen)
Granüler Beynit (GB)	Karbon İçermeyen Beynit	Ferrit ile M/A; ikincil faz perlit ve ya beynit de olabilir.
Üst Beynit (UB)	Düşük C Çeliklerinde B II Beynit B_2	Tane sınırlarında sementit ile ferrit lataları
Dejenere Üst Beynit (DUB)	Düşük C Çeliklerinde B I Beynit B_3	Tane sınırlarında M/A ile ferrit lataları; ikincil faz perlit veya beynitte olabilir.
Alt Lata Beynit (LLB)	Düşük C Çeliklerinde B III Beynit	Tane içinde sementit olan ferrit lataları
Alt Beynit (LB) Alt Plaka Beynit (LPB)		Ferrit plakaların içinde sementit ile ferrit lataları
Lata Martenzit		Temperlenmiş martenzit



Şekil 1.18. Beynit morfolojisinin şematik gösterimi; a. Granüler beynit, b. Üst beynit, c. Dejenere üst beynit, d. Alt beynit ve e. Dejenere alt beynit [26].

Çeliklerdeki mikroyapıların daha genel bir sınıflandırması Gerdemann tarafından yapılmıştır. Buradaki farklılık beynitik mikroyapının birincil ve ikincil fazı dikkate alınarak tanımlanabilmesidir. Sadece kristalografik yönelimi değil aynı zamanda beynitik ikincil fazın konumu da dahil edilmiştir. Tablo 1.3'de beynitik yapılar için bu sınıflandırma sistemini gösterilmiştir [5].

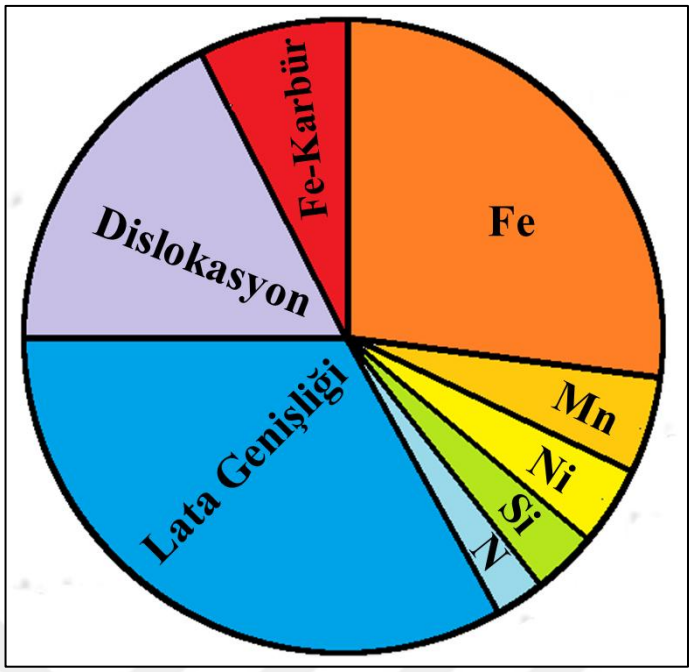
Tablo 1.3. Gerdemann'a göre genel yapısal sınıflandırma [5].

Birincil Faz		**Konum**	**İkincil Faz**	
Kristalografik Yapı	**Morfoloji**		**Kristalografik Yapı**	**Morfoloji**
HMK (Ferrit)	Poligonal	Taneler arası	HEX(Karbür)	Yuvarlak
	Yarı Poligonal	Taneler içi	HMT(Martenzit)	Uzamış
	Granüler		YMK(Östenit)	Lata
	Widmannstätten		Yok	Film
	Asiküler			Ada
	Latavari			Demet

1.1.5. Beynitin mekanik özellikleri

Çeliklerde beynitik yapılar geniş çapta mukavemet ve süneklik sunmaktadırlar. Yüksek karbonlu alt beynitik mikroyapıya sahip bir çelik 1400 MPa çekme mukavemetine ve 55 HR_C sertliğe ulaşabilmektedir. Bu mukavemetler ince ferrit plakaları, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve ince sementit dağılımları ile elde edilir. Beynitik çeliklerin mukavemetini farklı farklı faktörler etkilemektedir. Mukavemeti etkileyen faktörler, saf demirin mukavemeti, çözünmüş elementler (Si gibi) ile katı çökelti sertleştirilmesi, karbür çökelmesi (tercihen sementit) yoluyla mukavemetin arttırılması, beynitik ferrit plakalarının/latalarının genişliği ve dislokasyon sertleşmesi ile belirlenir. Bu faktörler ve beynitin mukavemetine olan etkileri Şekil 1.19'da gösterilmektedir. Beynitik ferrit plakaların veya lataların genişliği beynitin mukavemeti üzerinde en büyük etkiye sahiptir. Bu etki Hall-Petch bağlantısı (1.2) ile açıklanabilir. Ferrit latalarının genişliğindeki değişimi dislokasyon veya karbür yoğunluğu gibi diğer faktörler üzerinde de doğrudan etkisi vardır [1, 5, 30].

$$\sigma_{y=}\sigma_0+K/\sqrt{d} \qquad (1.2)$$



Şekil 1.19. Beynitin mukavemetini etkileyen faktörler [5].

Irvine ve Pickering tarafından yapılan araştırmalarda beynitik çeliklerin sertliği ile çözünmüş karbonun miktarı arasında doğrusal bir ilişki tespit etmişlerdir. Bu araştırmaya göre sertlik ağırlıkça % C başına 190 HV artmıştır. Karbür içermeyen beynitik çeliklerin sertliği yumuşak östenitik fazdan veya östenitik fazın martenzite dönüşümünden (TRIP etkisi) etkilenir. Karbon miktarına ve kalıntı östenitin kimyasal kararlılığına bağlı olarak yük altında martenzite dönüşmesine göre beynitin sertliği artar. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe beynitik ferrit daha ince karbür dağılımına sahip olur. Bundan dolayı beynitik ferrit daha yüksek sertlik ve mukavemet sağlar. Eğer sementit yoğunluğu artan karbon miktarından dolayı artarsa tokluk azalır. Ancak beynitik ferrit ve kalıntı östenit oranının artması tokluk özellikleri üzerinde olumlu bir etkiye sahiptir. Su verilmiş ve temperlenmiş (Q&T) çelikler ile kıyaslandığında östemperlenmiş çelikler benzer sertlik gösterirken, daha yüksek tokluk sergilemektedir (Tablo 1.4). Su verme sonrası oluşan martenzit oldukça sert ve kırılgandır. Bu nedenle Q&T çeliklerinin tokluğu östemperlenmiş çeliklere göre oldukça düşüktür (Tablo 1.4.). Ayrıca beynitik çeliğin mikroyapısı çeliğin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Araştırmacılar üst beynitik mikroyapıya sahip bir çeliğin alt beynitik çelik ile kıyaslandığında daha düşük tokluk ve sünekliğe sahip olduğunu gözlemlemişlerdir [1, 5, 30].

Tablo 1.4. Farklı ısıl işlemler uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [1].

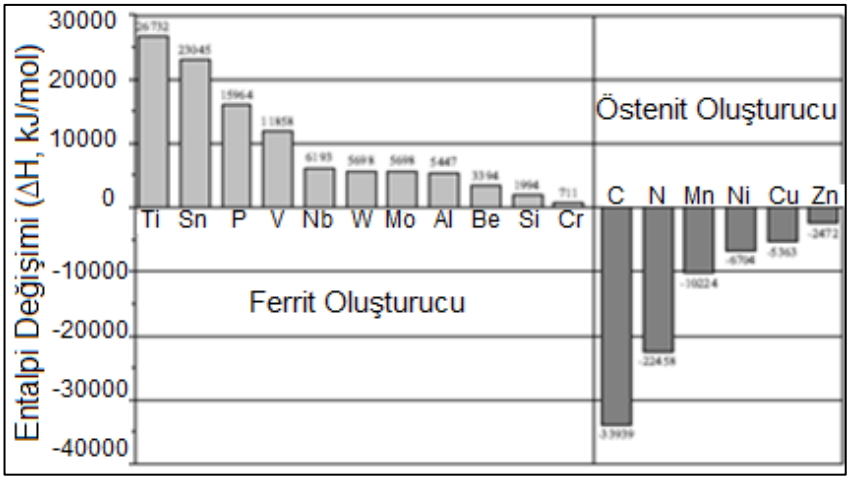
Isıl İşlem	Sertlik (Rockwell C)	Tokluk (J)	Toplam Uzama (%)
Su Verme + Temperleme	53,3	16,43	0
Su Verme + Temperleme	52,4	19,17	0
Martemperleme	53,0	31,50	0
Martemperleme	52,8	32,87	0
Östemperleme	52,0	61,64	11
Östemperleme	52,5	54,79	8

1.1.6. Beynitik faz dönüşümünü etkileyen parametreler

Beynitik çeliklerde elde edilen beynitik mikroyapı mekanik özellikleri değiştirebilir. Bu beynitik faz dönüşümünü etkileyen parametreler, çeliğin kimyasal bileşimi ve uygulanan prosestir [5].

❖ Alaşım elementlerinin etkisi

Genel olarak alaşım elementlerinin demir-karbon bileşimleri üzerindeki etkisi östenit ve ferrit oluşturucu olmak üzere iki gruba ayrılır. Östenit oluşturucu alaşım elementleri A_3 sıcaklığının düşmesine yani östenit alanının artmasına neden olur. Ferrit oluşturucular ise ters bir etkiye sebep olur yani östenit alanının daralmasına neden olur. Şekil 1.20'de karşılık gelen entalpi değişiminin (ΔH) bir fonksiyonu olarak ferrit ile östenit arasındaki farkı gösterilmiştir [5].

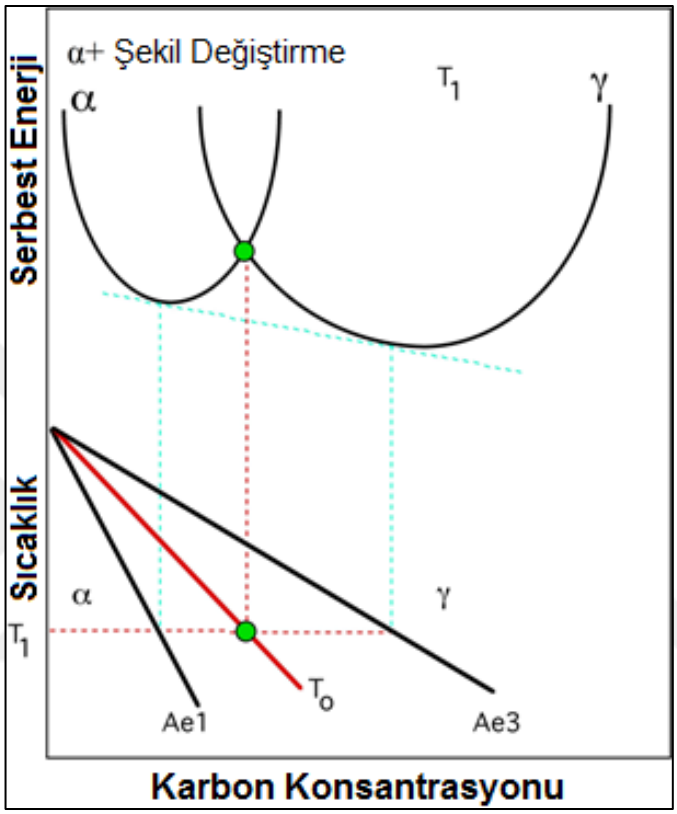


Şekil 1.20. Ferrit ve östenit oluşturucu alaşım elementlerin göreceli etkileri [5].

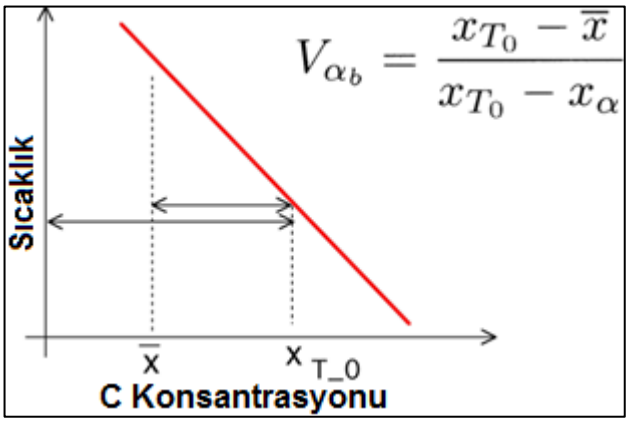
$$\Delta H = H_{\gamma} - H_{\alpha} \quad (1.3)$$

- Karbon: En fazla östenit oluşturucu etkisi olan karbon faz dönüşümü, mikroyapı ve elde edilen mekanik özelliklerinin üzerinde etkisi vardır. Karbonun artması beynit başlangıç (B_S) sıcaklığını ve dolayısıyla beynit oluşumunun sıcaklık aralığını önemli ölçüde azaltır. Beynitik faz dönüşümünün oluşum süresi artan karbon miktarı ile uzar. Karbon östenit fazında ferritten daha yüksek bir çözünürlüğe sahiptir. Karbür içeren beynitin içindeki karbür miktarı karbon miktarı ile belirlenir. Karbon arttıkça alt beynit oluşumu teşvik edilir. Eğer beynitik ferritin difüzyon olmadan oluştuğu varsayılırsa beynitik faz dönüşümü için T_0 adı altında bir geçiş sıcaklığı gereklidir. Bunun nedeni, böyle bir sıcaklıkta aynı bileşimde östenite kıyasla daha düşük beynitik ferrit entalpisine sahip olmasıdır. Bhadeshia hem beynitik ferritin hem de östenitin benzer serbest enerjiye sahip olduğu sıcaklık olan T_0 kavramını Şekil 1.21'de gösterildiği gibi açıklamıştır.T_0 eğrisi Şekil 1.21'de gösterildiği gibi karbon miktarının bir fonksiyonudur. Ferrit-östenit dönüşümünün gerçekleşmesi için karbon miktarının T_0 eğrisinin altında olması gerekir. Karbon bu eğrinin üstünde ise dönüşüm termodinamik olarak imkansız hale gelir. Özetle beynitin difüzyonsuz büyümesinin beynitik ferritin serbest enerjisinin Şekil 1.21'de gösterildiği gibi, T_0'ın hemen altındaki bir sıcaklıkta gerçekleşmesi gerekir. Bu olay son zamanlarda östenitte karbon dağılımını X ışını kırınımı ve atom probu tomografisi ile ölçen Caballero tarafından kanıtlanmıştır. Bu sonuçlar beynitin difüzyon olmadan büyüdüğü ve fazla karbonun izotermal dönüşümden hemen sonra östenite difüze edildiği mekanizma ile tutarlılık göstermiştir. Eğer beynitin büyümesine değişmeyen bir düzlemsel şekil değişikliği eşlik ederse östenitte meydana gelen elastik gerilme 400 J/mol olmalıdır. Beynit plakaları martenzite göre genellikle daha küçük bir boy oranına sahip olduğu için martenzitin sahip olduğu 600 J/mol gerilme enerjisinden daha düşük bir enerjiye sahiptir. Bu nedenle T_0 eğrisi depolanan bu gerilme enerjisini hesaba katarak çizilen T'_0 olarak adlandırılan eğri ile değiştirilmelidir. Beynit plakalarının difüzyon içermeyen yapısından dolayı beynitik ferritin içerisindeki fazla karbon östenite difüze olur ve oluşan östenit karbonca zenginleşir. Östenitin karbon konsantrasyonu T'_0 eğrisine ulaştığında dönüşüm süreci tamamlanır. Fakat bu süreçte eksik bir dönüşüm oluşur. Çünkü dönüşmemiş östenit artık denge konumuna ulaşamadığından östenit filmleri beynit plakaları arasında kalır. Bu durum en yüksek karbon konsantrasyonuna sahip östenit bölgelerinin beynite dönüşememesinden kaynaklanmaktır. Bu denge konsantrasyonu Ae_3 faz sınırı ile karakterize edilir.

Kalıntı östeniti en aza indirmek için çözünen yeralan miktarı ile T_0'ı daha yüksek bir xT_0'a kaydırılması, dönüşüm sıcaklığı(T) ise xT_0'ı arttırmak için azalması ve çeliğin ortalama karbon konsantrasyonu beynitin oranını artırmak için azalması gerekir. Bütün bu durumlar aşağıdaki Şekil 1.22'deki denklem kullanılabilir [4, 5, 31].



Şekil 1.21. Ferrit/östenit faz geçişi için T_0 yapısının beynitik dönüşümle ilişkili düzlemsel şekil değişiminin (T'_0) grafiksel gösterimi [31].

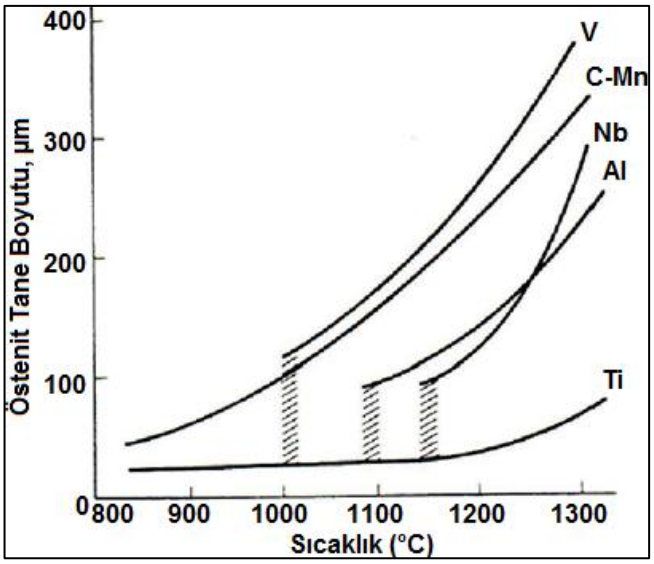


Şekil 1.22. Beynitin oranını belirlemek için T_0 eğrisine uygulanan kural [31].

- Mangan: Çelikte en sık kullanılan alaşım elementlerinden biridir ve sadece ağırlıkça>%0,5 civarında kullanılır. Mangan; karbon ve azot atomlarından sonra en güçlü östenit stabilizatörüdür. Mangan çeliklerde yüksek miktarda kalıntı östenite yol açar. Bunun sonucu olarak da beynitik dönüşüm süresi artar. Mangan miktarı artarsa hem beynit başlangıç sıcaklığı düşer hem de beynit oluşumunun kinetiği yavaşlar. TTT diyagramındaki beynitik faz bölgesinin daha uzun sürelere kaymasına neden olur. Bu beynitik reaksiyonun oluşma süresinin artmasının bir göstergesidir. Bunun nedeni, manganın östenitin serbest enerjisi üzerindeki etkisidir. Gibbs serbest enerjisi manganın ilavesiyle azalır. Uyumsuz arayüzeyler içindeki mangan segregasyonu arayüzeylerinin yanı sıra arayüzeylerin içerisindeki karbon difüzyonunda azalmaya neden olur. Bu beynitik ferritin büyümesini yavaşlatıp tane sınırının ilerlemesi için itici gücün azalmasına neden olur [5, 32].
- Silisyum: Alaşım elementi silisyumun beynit oluşumu üzerinde büyük etkisi vardır. Ağırlıkça yaklaşık % 1'lik bir silisyum sementit oluşumu yavaşlatır veya durdurur. Sementit oluşumunun baskılanması, silisyumun sementit ve diğer demir karbürlerde neredeyse çözünmediğinden kaynaklanmaktadır. Yüksek silisyumlu çeliklerde sementitin çökelmemesi nedeniyle östenitin dengelenmesi için östenitin içinde karbon bulunur. Sonuç olarak karbon bakımından zenginleşmiş östenit beynitte ikincil bir faz olarak oluşur. Ek olarak yüksek silisyumlu çelikler çoğu zaman eksik faz dönüşümü gösterir. Ayrıca silisyum zayıf bir ferrit oluşturucudur ve ferritin serbest enerjisini azaltır. Beynit reaksiyonu içinse itici güçtür [1, 5, 32-34].
- Krom: Krom çeliklerde yaygın olarak kullanılan bir alaşım elementidir. Zayıf bir ferrit ve güçlü bir karbür oluşturucudur. Krom beynit başlangıç sıcaklığını düşürüp TTT grafiği içindeki beynitik faz dönüşümü daha uzun sürede gerçekleşmesini sağlar. Bu nedenle kromun artışı Gibbs serbest enerjisindeki azalmaya bağlı olarak beynitik reaksiyonun oluşum süresini arttırdığını göstermektedir. Martenzit başlangıç (B_S) sıcaklığı ve kritik soğuma hızını da düşürür. Krom ayrıca krom alaşımlı çeliklerde tamamlanmamış bir beynitik faz dönüşümünün yanı sıra toplam dönüşüm süresini beynit reaksiyonu ile arttırır. Beynitik dönüşüm sıcaklık aralığındaki yeralan olarak çözünmüş atomlar atomik kafes boyunca serbestçe dağılmamaktadırlar. Bununla birlikte bu atomlar büyüyen bir faz arayüzeyinde birikmektedirler. Sonuç olarak karbonun aktivitesi düşer ve ferritten karbon difüzyonuna yönelik itici kuvveti ise östenit engeller. Buna Solute Drag Like Effect (SDLE) adı verilmiştir. Böylece bu efektle dönüşümün ilerlemesi azalır. Dönüşüm

sırasında hareketli faz arayüzeylerinde karbür oluşumu sayesinde bu faz sınırları durma noktasına gelir [5, 35, 36].

- Molibden: Molibden bir ferrit oluşturucu olmasına rağmen genellikle beynitik çeliklerde ferrit/perlit oluşumunu geciktirmek için kullanılır. Molibden karbon ile birlikte östenit tane sınırları üzerine çökeltiler oluşturur. Böylece beynitik ferrit için olası çekirdeklenme bölgeleri engellenir ve eksik beynit dönüşümü gerçekleşir. Molibden ve karbon miktarı arttıkça dönüşüm süresi artar. Ayrıca oluşum süreside artmaktadır. Beynit başlangıç sıcaklığı molibden ile düşürülür fakat etki minimum olur. %0,5'ten fazla molibden martenzit başlangıç sıcaklığını arttırır [5, 37].
- Titanyum, Alüminyum, Niyobyum ve Vanadyum: Genellikle alaşım elementi titanyum bor alaşımlı çeliklerde kullanılır. Çünkü titanyum nitrürlerin (TiN) veya titanyum karbonitrürlerin (Ti (C, N)) oluşumu azotu etkili şekilde bağlar. Böylece bor element şeklinde kalır ve bor nitrür olarak çökelmez. Borun ferrit-perlit oluşumu üzerindeki geciktirici etkisine ilave olarak sertleşmede de bir artış sağlar. Titanyum ayrıca östenit tane büyümesini geciktirip ince taneli hedef yapılar oluşturmak için kullanılır. Oluşan titanyum nitrürler östenit tane sınırlarının hareketini engeller ve böylelikle tanenin incelmesine neden olur. Küçük miktarlarda titanyum ilavesi aynı zamanda dönüştürülmüş östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltir. Alüminyum hem deoksidasyon hem de mikroalaşım elementidir. Azota olan aşırı afinitesinden dolayı alüminyum nitrür (AlN) oluşturur. Bu da östenit tane büyümesini engeller ve östenit dönüşümünü hızlandırır. Niyobyum çökelti sertleşmesi yoluyla mukavemeti yükseltir, yeniden kristalleşmeyi geciktirir ve tane boyutunu küçültür. En yüksek tane küçültme etkisini Nb gösterir ve maksimum %0,04'e kadar ilave edilir. %0,01 Nb ilavesi yaklaşık 35-40 MPa mukavemet artışı sağlar. Fakat bu olumlu özellik çentik darbe mukavemetinde azalmaya sebep olur. Vanadyum çelikte en yüksek çözünürlüğe sahip mikroalaşım elementidir. Karbon içeriği ve soğuma sıcaklığına bağlı olarak %0,01 V yaklaşık 5-15 MPa mukavemet artışı sağlar. Azot oranının artması ile vanadyumun çözünme ve çökelmesi kontrol edilebilir. Artan vanadyum miktarı ile akma mukavemeti artar. Tane küçültme etkisinin zayıf olmasından dolayı tokluğa etkisi negatiftir. Şekil 1.23'te bu mikroalaşım elementlerinin tane boyutuna etkisi gösterilmiştir [4, 38-40]



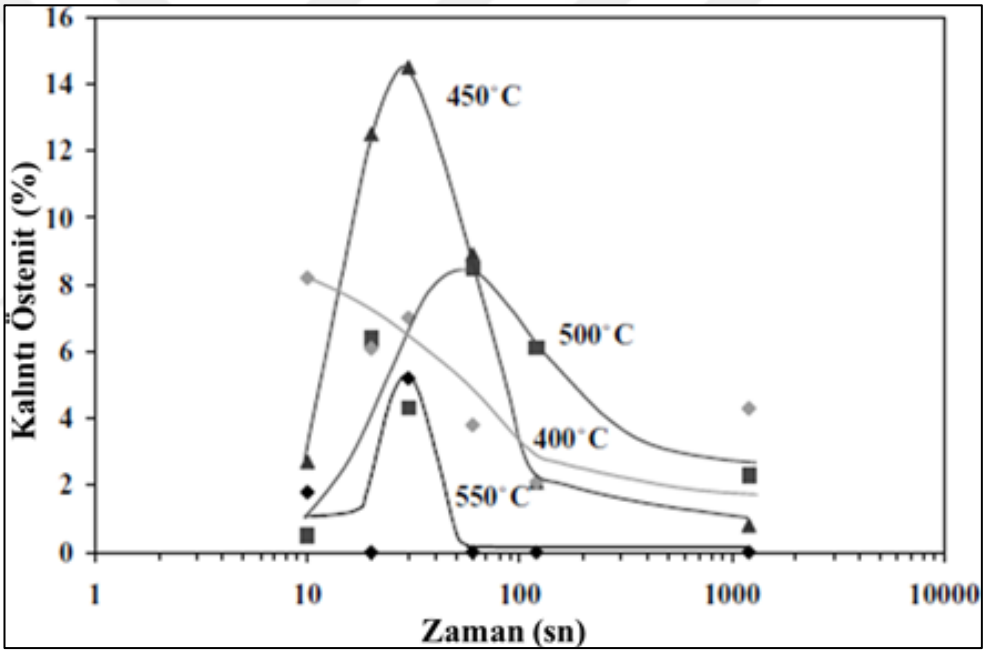
Şekil 1.23. Mikroalaşım elementlerinin östenit tane boyutuna etkisi [40].

- Bor, Azot: Borun etkisi çökelmiş veya çözünmüş halde olup olmamasına bağlıdır. Ferrit-perlit oluşumunu en küçük bor miktarlarında bile (ağırlıkça %0,002) etkili bir şekilde geciktirir. Çözünmüş borun östenit tane sınırlarına segregasyonundan dolayı çekirdeklenme gecikir. Böylelikle birim alan başına düşen arayüzey enerjisi ve heterojen çekirdeklenme için aktivasyon enerjisi artar. Beynit reaksiyonu bu durumdan çok etkilenmezken, beynitik mikroyapı sürekli soğuma ile oluşabilir. Ayrıca beynitik mikroyapının oluşması için soğuma oranı artar. Ama çok fazla bor varsa ferrit dönüşümünde gecikme olmaz. Borun oksijen ve azot için yüksek afinitesinden dolayı 1600 °C'ye kadar çok yüksek sıcaklık kararlılığına sahip bileşikler olan boroksit (B_2O_3) ve bornitrür (BN) oluşumuna neden olur. Bu istenmeyen bileşiklerin oluşumunu önlemek için alüminyumun deoksidasyon etkisinden dolayı Al ile alaşımlandırılır. Böylece borun çözünmüş halde kalması ve oksit veya nitrür olarak çökelmemesi sağlanır. [1,5, 41].

❖ Prosesin Etkisi

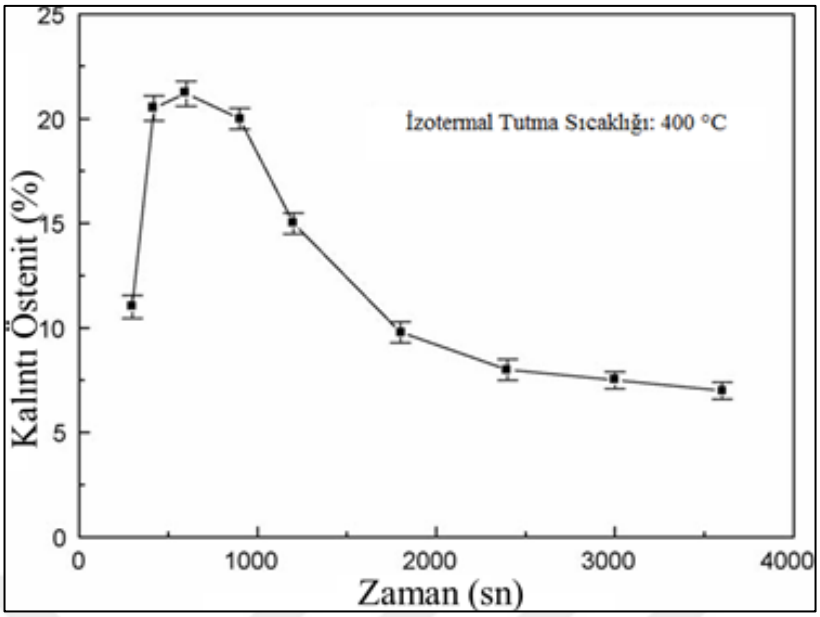
İzotermal bir beynit dönüşümünün temperleme sıcaklığı ve süresi gibi proses parametreleri kalıntı östenitin kararlılığı ve elde edilen mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Dönüşüm sıcaklığının kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisine ile ilgili çeşitli araştırma sonuçları bulunmaktadır. Hanzaki ve diğerlerinin farklı izotermal dönüşüm sıcaklıkları için yaptıkları çalışmada kalıntı östenit miktarının ve boyutunun izotermal dönüşüm sıcaklığı arttıkça artacağını belirlemişlerdir. Dönüşüm sıcaklığı kalıntı östenitin tane boyutunu ve morfolojisini etkiler. Bu faktörlerde kalıntı

östenitin kararlılığı üzerinde önemli rol oynar. İzotermal dönüşüm süresinin ve kalıntı östenit miktarının dönüşüm sıcaklığının üzerindeki etkisi ile ilgili olarak Diaz-Fuentes ve Gutierrez tarafından yapılan araştırmada ise Şekil 1.24'te verilen grafikte olduğu gibi kısa tutma sürelerinde (yaklaşık 10 ile 40 sn) kalıntı östenit miktarının artan sıcaklıkla arttığını göstermişlerdir. İzotermal dönüşüm süresi uzadığında beynitik ferritin miktarı artar. Böylece daha fazla karbon östenit içine difüze olur ve onu dönüşüme karşı kararlı hale gelir. Ferritten daha uzak bir mesafede bulunan östenit ise su verildiğinde martenzite dönüşür. İzotermal dönüşüm sürelerinin yaklaşık 40 sn ile 1000 sn arasında olduğunda mikroyapıdaki kalıntı östenit miktarı azalır. Kalıntı östenitin kararlılığı lokal olarak artan martenzit başlangıç sıcaklıkları ile düşürülür. Ayrıca daha uzun bir izotermal tutma süresi nedeniyle karbürler karbonca zenginleşmiş östenitten çökelir veya östenit ferrit/beynitik ferrite dönüşür. [5, 42-44].

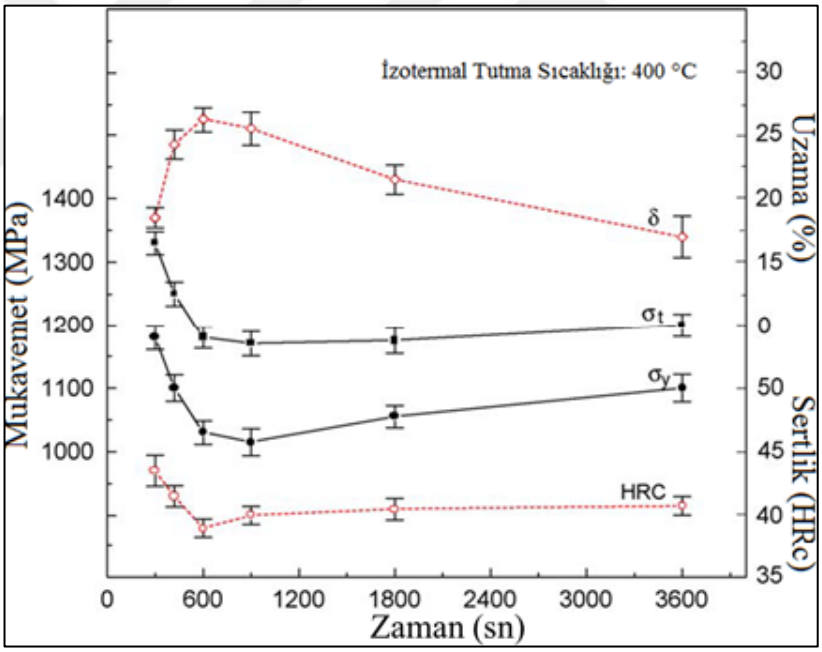


Şekil 1.24. İzotermal tutma süresinin ve sıcaklığının bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit miktarı [44].

Liu ve diğerleri izotermal dönüşüm zamanının kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisi Şekil 1.25'te verilmiştir. İzotermal tutma süresi arttıkça kalıntı östenit kısa sürede (600 sn) hızla artar. Buna karşılık tutma süresindeki artış ile kalıntı östenit miktarında azalma gözlenmiştir. Sonuç olarak Şekil 1.26'da verilen grafiğe bakılırsa akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve sertlik artarken, uzama azalmaktadır [5, 45].



Şekil 1.25. İzotermal tutma süresinin bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit miktarı [45].



Şekil 1.26. İzotermal tutma süresinin mekanik özellikler üzerine etkisi (σ_t: Çekme mukavemeti, σ_y: akma mukavemeti, HR_C: sertlik ve δ: uzama) [45].

Zhang ve arkadaşları 300 °C'lik bir geçiş sıcaklığında 30, 60, 90, 120 dakikalık tutma sürelerinin beynitik bir çelikte mekanik özellikler açısından etkisini incelediklerinde Tablo 1.5'te verildiği gibi tutma süresi arttıkça mukavemetin azaldığını ve uzamanın arttığı bulmuşlardır. Bunun nedeni izotermal dönüşüm süresinin artmasıyla kalıntı östenit miktarının artmasıdır. [5, 46].

Tablo 1.5. Beynitik dönüşüm süresi ile çekme mukavemetinin, uzamanın ve kalıntı östenit miktarının değişimi [46].

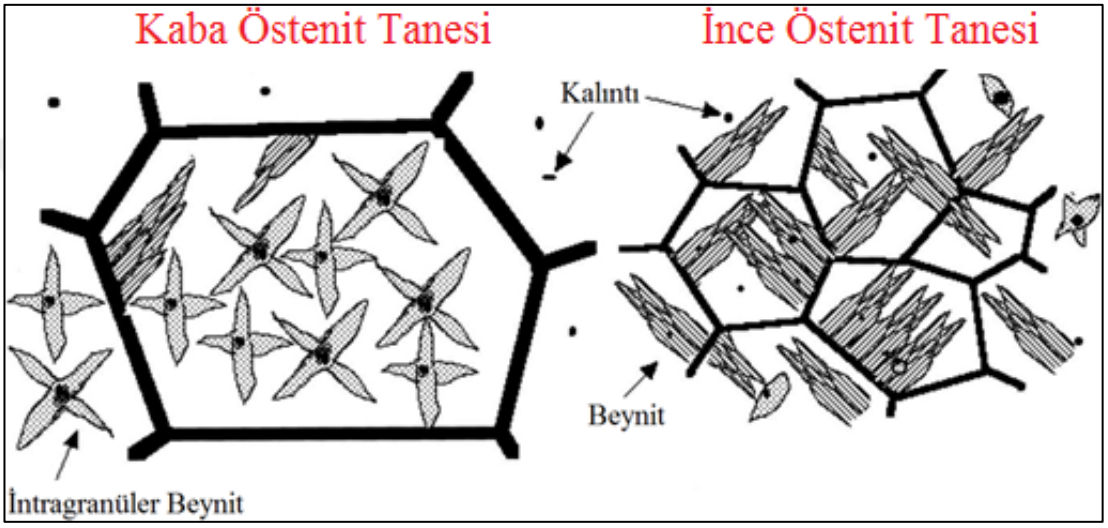
Beynitik Dönüşüm Süresi (dk)	**Çekme Mukavemeti (MPa)**	**Uzama (%)**	**Kalıntı Östenit Miktarı (%)**
30	1727	2,6	5,4
60	1731	7,7	18,6
90	1668	8,4	18,7
120	1535	11,4	31,3

Cruz ve arkadaşları uzun izotermal tutma süresinde (48 saat) kalıntı östenit miktarında azalma ve beynitik ferrit oluşumunda ise artma gözlemlemişlerdir. Kalıntı östenit miktarı artan temperleme sıcaklığı ile birlikte önemli ölçüde düşer. Karbür içermeyen bir beynitik çelik izotermal dönüşümle 400 °C'de 30 dakika boyunca temperlendiğinde östenitten sementitin çökeldiği gözlenmiştir. Bu kalıntı östenitin kararlılığını azaltır ve oda sıcaklığına soğumada gevrek martenzit oluşma riskinin arttırmaktadır. Ayrıca blokvari östenit taneleri daha fazla karbon içeren filmvari yapılara göre daha fazla çözünmüştür. Temperlenmemiş numunelere kıyasla temperlenmiş numuneler daha yüksek uzama değerleri göstermiştir. Bu ise temperleme sıcaklığına veya dislokasyonların azalmasına bağlanmaktadır. Aynı şekilde araştırmalar tokluğun kalıntı östenit miktarından etkilendiğini göstermiştir. Çünkü temperlenmemiş numuneler oda sıcaklığında temperlenmiş numunelerden daha düşük darbe değerleri göstermiştir. Kalıntı östenit temperleme işlemi sırasında dağıldığından ötürü mikroyapıda yumuşak bir faz mevcut değildir. Bunun yerine sert karbürler ve sert, kırılgan martenzitler meydana gelir [5, 47].

1.1.7. Önceki östenit tane boyutunun beynit oluşumuna etkisi

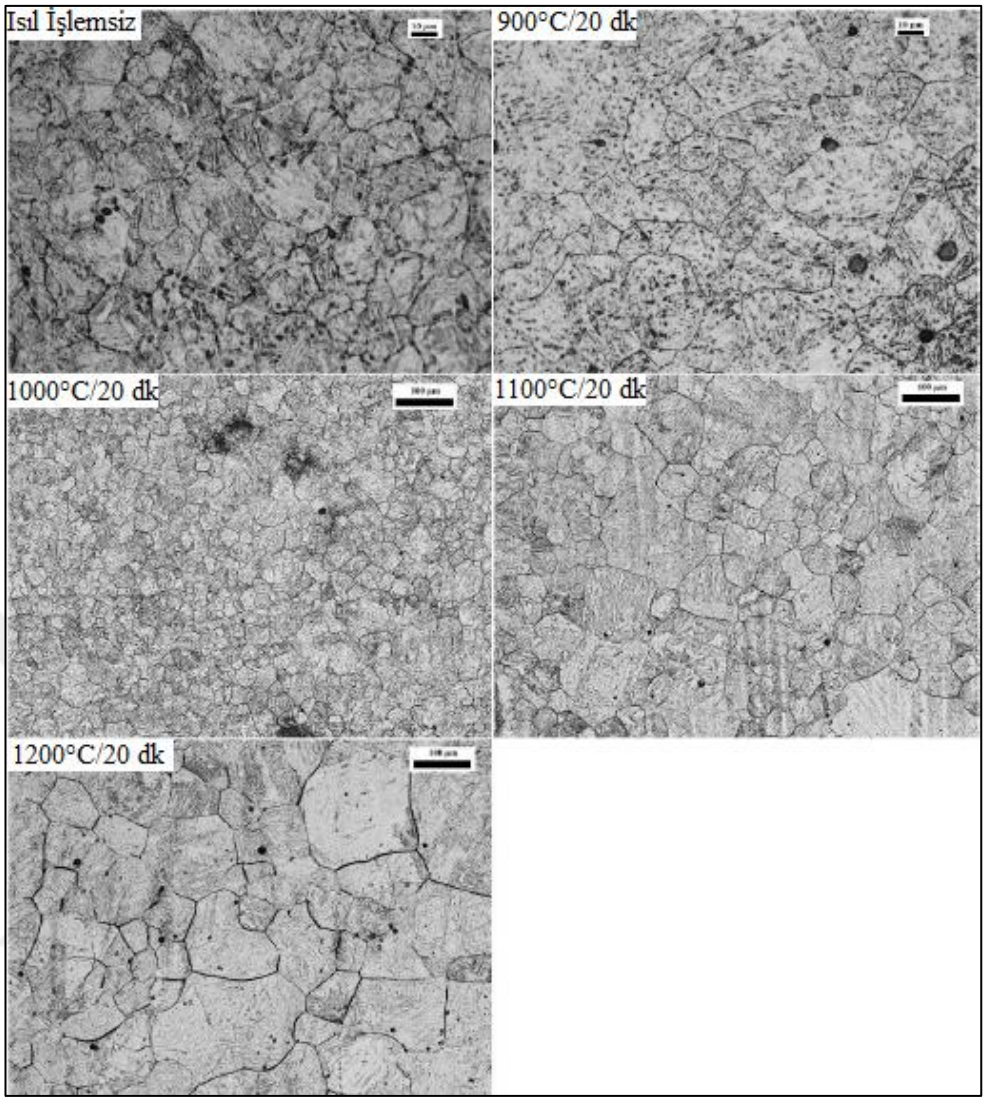
Beynitik çelikler yüksek mukavemeti, iyi sünekliği ve tokluk özellikleri nedeniyle zırh, yatak ve aşınmaya dayanıklı plakalarda kullanılan bir çelik türüdür. Beynitik çeliğin mikroyapısı ince beynitik ferrit plakaları, kalıntı östenit ve martenzitten oluşur. Mukavemeti esas olarak beynitik ferrit (daha sert faz) ve dislokasyon yoğunluğu sağlarken, süneklik ise beynitik ferrit ve martenzit ile karşılaştırıldığında daha yumuşak bir faz olan kalıntı östenit tarafından kontrol edilir. Östenit tane büyüklüğünün sıcak proseslerde çeliklerin yeniden kristalleşme davranışını, soğuma

ve bunun sonucu olarak ortaya çıkan özellikleri etkilediği iyi bilinmektedir. Bu nedenle östenit tane büyüklüğü sıcak haddeleme ve ısıl işlem sırasında dikkatle kontrol edilmesi gereken bir mikroyapısal parametredir. Yıllar boyunca farklı çeliklerde östenit tanelerinin büyüme davranışı üzerine önemli miktarda araştırma yapılmıştır. Beynit morfolojisi Şekil 1.27'de gösterildiği gibi önceki östenit tane boyutuna bağlıdır. Beynit demetleri ve beynit demetlerinin büyümesi östenit tane sınırlarıyla sınırlıdır. Bu nedenle beynit morfolojisini ve sonuç olarak ortaya çıkan mekanik özellikleri kontrol etmek için östenit tane büyüme davranışını araştırmak önemlidir [1, 48, 49].



Şekil 1.27. Östenit tane boyutunun beynitin morfolojisine etkisi [1].

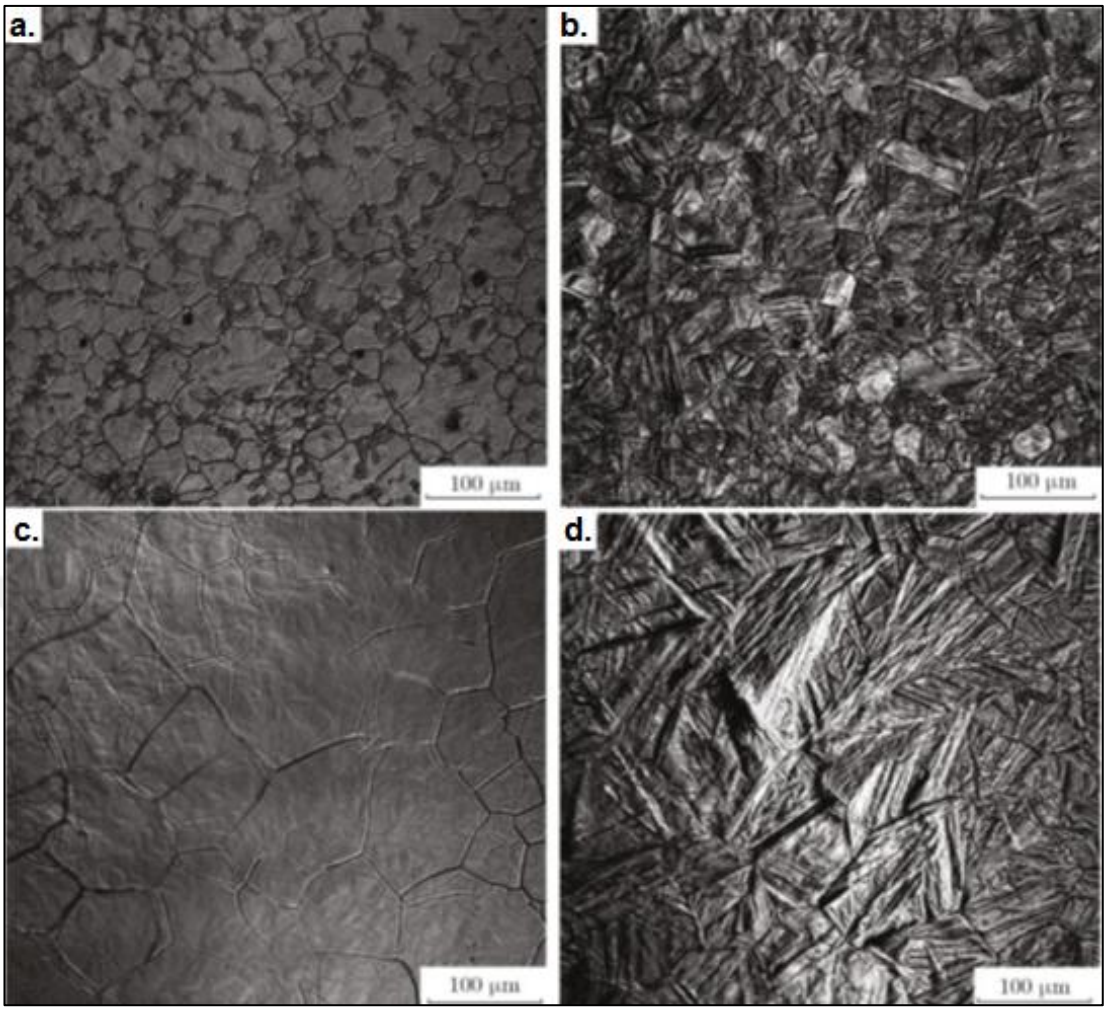
Pek çok araştırma, beynit dönüşüm oranının artan östenit tane sınır yoğunluğu ve buna bağlı olarak önceki östenit tane boyutunun (ÖTB) azalması ile arttığını göstermektedir. Ancak bazı araştırmalar da önceki östenit tane boyutunun beynit oluşumuna kayda değer bir katkısı olmadığını göstermiştir. Beynitik dönüşümün genel kinetiğinin önceki östenit tane boyutundaki azalmayla arttığı varsayılmıştır. Ayrıca önceki östenit tane boyutunun azalması beynit başlangıç sıcaklığını düşürdüğü gözlemlenmiştir. Genel olarak östenitleme sıcaklığının artmasıyla östenit tanesinin büyüklüğü artacaktır. Şekil 1.28'de ve Tablo 1.6'da verilen Beata ve arkadaşlarının yaptığı çalışma da östenitleme sıcaklığının önceki östenit tane boyutuna ve mekanik özelliklere etkisi görülmektedir. Östenit tanelerinin büyüklüğünün TRIP etkisinin iyileştirilmesi için optimal bir aralığa sahip olduğu ve çok büyük veya çok ince tanelerin mekanik özellik geliştirmeye elverişli olmadığı öne sürülmüştür. Şekil 1.29'da ise östenit tane büyüklüğü ve buna karşılık gelen beynit morfolojisi gösterilmiştir [50-52].



Şekil 1.28. Farklı sıcaklıklarda 20 dk östenitleme işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri [50].

Tablo 1.6. Östenitleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi [50]

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	**Çekme Mukavemeti (MPa)**	**Akma Mukavemeti (MPa)**	**Uzama (%)**	**Darbe Dayanımı (J/cm^2)**
Isıl İşlemsiz	1433	1106	14,6	70
900	1445	1076	14,1	49
1000	1413	1016	13,2	38
1100	1425	1006	12,9	30
1200	1382	987	12,6	19



Şekil 1.29. Östenit tane büyüklüğü ve buna karşılık gelen beynit morfolojisi; a. 1000 °C'de 30 dakika bekletildikten sonra östenit taneleri, b. a'ya karşılık gelen beynit morfolojisi, c. 1100 °C'de 30 dakika bekletildikten sonra östenit taneleri ve d. c'ye karşılık gelen beynit morfolojisi [50].

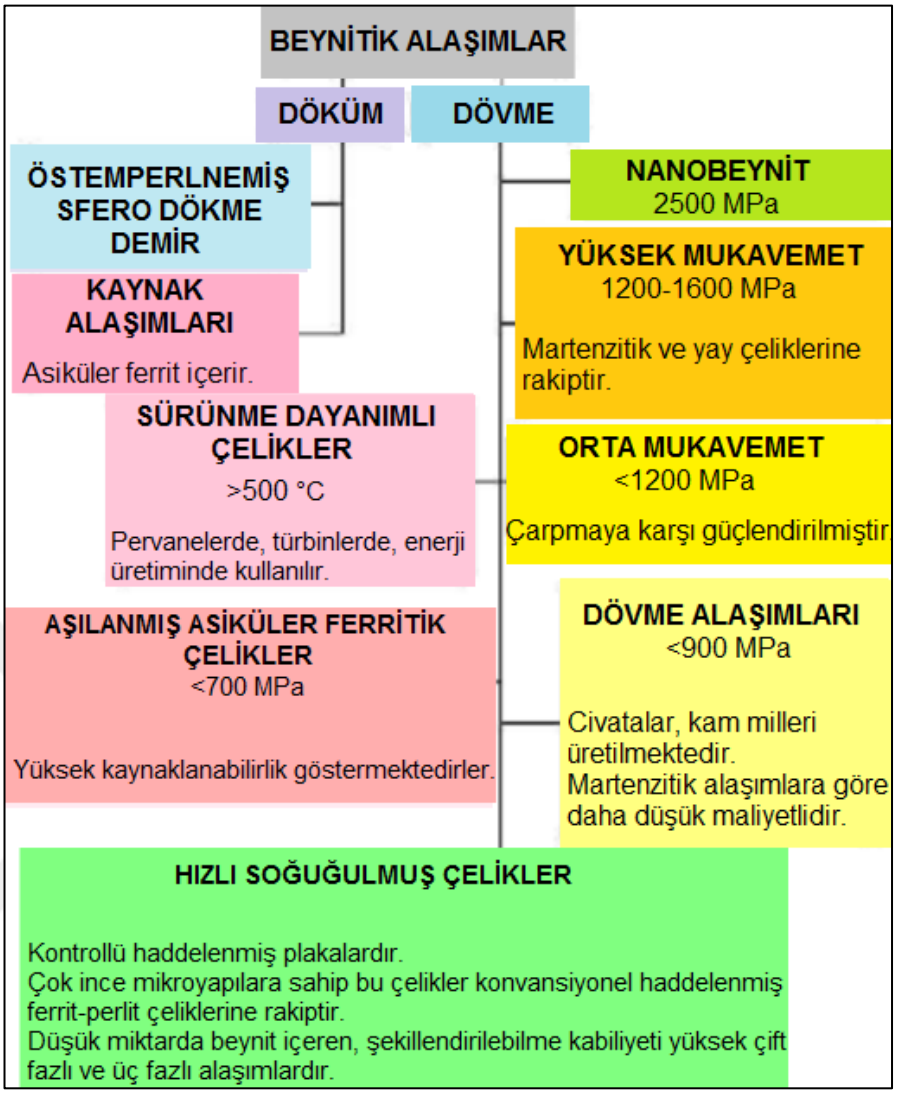
1.1.8. Beynitik alaşımlar

Ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar Tablo 1.7'de gösterilmiştir. Ultra yüksek mukavemetli çeliklerin (UHSS) mikroyapısında beynitik ferrit, martenzit ve kalıntı östenit bulunmaktadır. Yüksek dayanımlı bu çeliklerin yapısında bulunan Mn, Cr ve Ni bu çeliklerin sertleşebilirliğini arttırmaktadır. Yapıda bulunan yüksek Si (Si>%1,5) sementitin çökelmesini engellemektedir. Yüksek mukavemete sahip çeliklerde katışkı ve çökelti oldukça düşüktür. Bu sebeple sementit oluşumu için bir engel bulunmamaktadır. Orta mukavemete sahip çelikler benzer mikroyapıya sahip olup alaşım elementleri oranı düşüktür. Otomobil endüstrisinde kullanılan bu çelikler çarpmaya karşı güçlendirilmiş parçaların yapımında kullanılmaktadır [1].

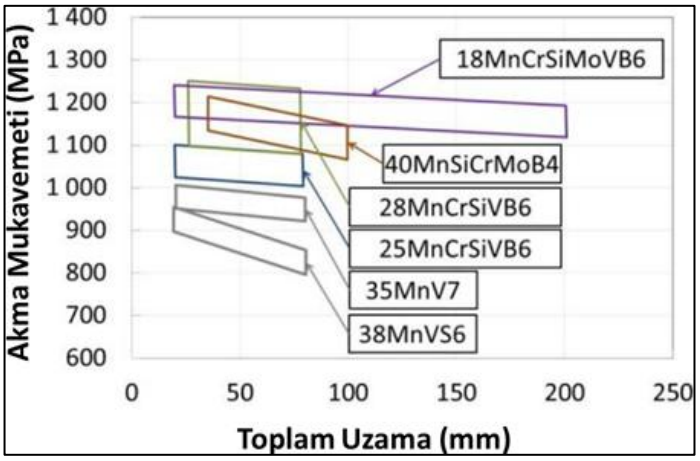
Benzer şekilde beynitik dövme alaşımlar otomobil sektöründe kam milleri yapımında kullanılmaktadır. Sürünme dayanımlı çelikler 1940'lı yılların başından itibaren enerji jeneratörlerinde kullanılmaktadır. Cr, Mo içeren bu çeliklerin sertliği yüksektir. İçerisindeki alaşım elementleri ve ısıl işlemlerle karbürler çökelmektedir. Bu karbürler sürünme dayanımını arttırmaktadır. Asiküler ferrit içeren çelikler yüksek kaynaklanabilirliğe sahip olup petrol boru hatlarında ve olumsuz hava şartlarında kullanılmaktadır. Haddeleme sonrası hızlı soğutulan beynitik çelikler iyi şekillendirilebilirliğe sahiptir. Şekil 1.30'da ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar şematik olarak gösterilmiştir. Gelişmiş beynitik çeliklerin akma mukavemeti ve toplam uzaması Şekil 1.31'de gösterilmiştir [1, 53].

Tablo 1.7. Beynitik çeliklerin kimyasal kompozisyonu [1].

Çelik Türleri	C	Si	Mn	Ni	Nb	Ti	Al
Erken Beynitik	0,1	0,2	0,5	-	-	-	-
Hızlı Soğutulmuş Beynit	0,04	0,2	1,5	0,2	0,04	0,01	0,2
Hızlı Soğutulmuş Beynit	0,08	0,2	1,9	0,2	0,04	0,01	0,02
Hızlı Soğutulmuş Beynit	0,11	0,3	1,5	-	0,03	-	-
Beynitik Çift Faz	0,01	0,2	1	-	-	-	-
Üçlü Faz	0,04	-	0,4	-	-	-	0,05
TRIP-assisted	0,12	1,5	1,5	-	-	-	0,04
ULCB	0,02	0,2	2	0,3	0,05	0,02	-
ULCB	0,03	0,2	1,7	0,2	0,1	0,01	0,03
Asiküler Ferrit(TiOx)	0,08	0,2	1,4	-	-	0,01	0,01
Asiküler Ferrit(TiB)	0,08	0,2	1,4	-	-	0,01	0,04
Asiküler Ferrit(TiN)	0,08	0,2	1,4	-	-	0,02	0,02
Dövme(Yüksek Mukavemetli)	0,15	0,8	1,4	-	-	-	-
Dövme(%100 Beynit)	0,09	0,2	1	0,5	0,1	0,02	0,04
Dövme(Nb+V)	0,09	0,4	1,4	-	0,07	-	0,04
Dövme(Nb+B)	0,09	0,2	1,4	-	0,07	0,02	0,04
Soğuk Basma	0,01	-	1,6	-	0,08	-	-



Şekil 1.30. Ticari olarak kullanılan beynitik alaşımlar [1].



Şekil 1.31. Gelişmiş beynitik çeliklerin akma mukavemeti-toplam uzama grafiği [53].

1.2.Beynitik Dövme Çelikler

Otomotiv endüstrisinde ki gelişmeler araçlarda yakıt tüketimini azaltmak ve gaz emisyonlarını düşürülmek üzerindedir. Bu yüzden araçların daha da hafifletilmesi için çeşitli malzemeler üretilmeye çalışılmıştır. Bu gelişmeler neticesinde günümüzde su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin yerini giderek sertleştirilmiş ferritik-perlitik çelikler ile beynitik çeliklere bırakmaktadır. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ferritik-perlitik çeliklerine göre daha yüksek mekanik özelliklere sahiptir. Ancak AFP çeliklerinden daha pahalıdır. Yüksek mukavemet ve süneklik gösteren beynitik çelikler bu iki çelik grubu arasındaki boşluğu doldurabilir [52, 54, 55].

1.2.1. Beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonları

Yüksek performanslı otomotiv parçaları çoğunlukla mukavemet ve yorulma dayanımı ile ilgili gereklilikleri karşılamak için çökelti sertleştirilmiş ferritik-perlitik çelikler veya su verilmiş ve temperlenmiş (Q&T) çeliklerinden yapılır. Ferritik-perlitik çeliklerde Q&T çeliklerinde olduğu gibi benzer mukavemet özellikleri elde etmek için bu çeliklerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri mikro alaşım elementleri (V, Nb ve Ti) tarafından kontrol edilir. Bu alaşım elementleri çökelti sertleşmesini ve östenit tane boyutunu önemli derecede etkiler [54, 56].

Beynitik mikroyapılar ise yüksek mukavemet değerlerini korurken, tokluğu iyileştirmek için kullanılır. Bu beynitik dövme çeliklerinde amaçlanan mikroyapı esas olarak beynitik ferritten ve ikincil faz olarak karbürler içeren beynit yerine kalıntı östenitten oluşur. Beynitik çeliklerin mukavemetinin artması için [52, 57];

- Ferritin hacim fraksiyonu azaltılır,
- Perlit lamelleri arasındaki mesafe azaltılır (λ)
- Vanadyum nitrür çökeltilerine ilave olarak mikroalaşım elementlerinden olan Nb ve Ti eklenir.

20MnCrMo7, 18MnCr5-3, 25MnCrSiVB6, 16MnCr5, HSX 130HD, HDB, 20MnCr5 beynitik dövme çelikleridir. Tablo 1.8'de üretilen bu beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonu verilmiştir [52].

Yüksek mukavemetli dövme çeliklerinin kimyasal tasarımı yanı sıra parçaların boyutları ve uygun soğuma koşulları çok hassas parametrelerdir. Aynı şekilde belirli bir soğuma sistemi için kimyasal bileşim homojen ve ince bir mikroyapı elde etmek için ayarlanmalıdır [52].

Tablo 1.8. Çeşitli beynitik dövme çeliklerin kimyasal kompozisyonları [52].

Çelik	%C	%Mn	%Si	%Cr
20MnCrMo7	0,22	1,72	0,49	1,60
18MnCr5-3	< 0,20	< 1,90	-	< 1,50
25MnCrSiVB6	0,25	1,30	0,90	0,80
16MnCr5	0,16	1,25	-	-
HSX 130HD	0,17	1,50	1,20	1,20
20MnCr5	0,20	1,30	0,50	1,10
HDB	0,17	1,52	1,46	1,32

1.2.2. Beynitik dövme çeliklerin üretimi

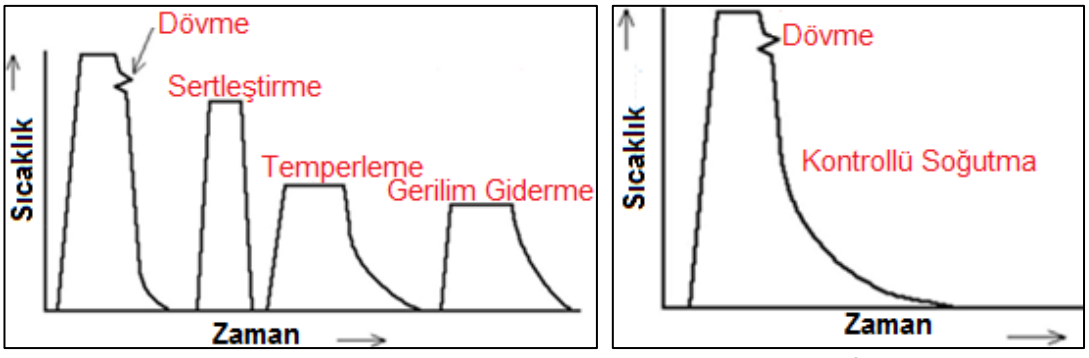
Tüm dövme ürünlerinin yaklaşık %50'si otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadır. Çevrimsel olarak yüklenen ve emniyet gerektiren parçalar yüksek mukavemetli ve dayanıklı olması gerektiğinden genellikle 42CrMo4 gibi Q&T çelikleri kullanılır. Ürün maliyetlerini düşürmek için proses akışını kısaltmak, yani dövme işleminden sonra su verme ve temperleme ısıl işlemini ortadan kaldırılması için çalışmalar yapılmıştır. Bunun sonucunda 1980'li yıllarda 600 °C'ye kadar hızlı soğuma ve izotermal dönüşümün ardından V (C, N) karbonitridlerin çökelmesi ile çökelti sertleştirilmiş ferritik-perlitik çelikler geliştirildi. Bu çelikler dövme işleminden hemen sonra kontrollü soğuma ile maliyet ve enerji tasarrufu sağlamıştır. Q&T çelikleri dövme işleminden sonra sertleştirme, tavlama ve gerilim giderme işlemlerini içeren karmaşık bir ısıl işlem kullanırken ferritik-perlitik çelikleri ise sıcak dövme sıcaklığından sadece kontrollü soğutmaya ihtiyaç duyar. Daha basit kurulum sayesinde ferritik-perlitik çelikleri üretim süresinden ve kapasitelerinden tasarruf ederek üretim maliyetlerini %90'a kadar düşürebilir. Ferritik-perlitik çelikler Q&T çeliklerine kıyasla düşük mukavemet ve tokluk değerleri verir. 38MnVS6 bir ferritik-perlitik çeliktir ve yaklaşık %0,1 V değerine sahiptir. Bu çeliklerde az miktarda Ti ve Nb gibi mikroalaşım elementleri kullanarak mekanik özelliklerde bazı gelişmeler sağlanmıştır. Q&T çeliklerine alternatif olarak sertleştirilebilir çelikler, Q&P (Quench and Partioning Steels) çelikleri ve yeni yüksek performanslı beynitik çeliklerin kullanılabilmektedir [52].

Tam beynitik bir faz dönüşümü için östenitleme sonrasında ilk su verme aşamasında bir izotermal tutma uygulanır. Beynitik dönüşüm oda sıcaklığına ikinci kez su verilmeden önce gerçekleşebilir. İzotermal tutma sıcaklığı martenzit başlangıç

sıcaklığının (Ms) altında veya üstünde seçilebilir. Beynitik dönüşüm sıcaklığı bölgesinde gerçekleştirildiğinde bu işleme "östemperleme" denir. Beynit sürekli bir ısıl işlem sırasında da oluşabilir ancak sürekli değişen sıcaklığa bağlı olarak homojen ve tamamen beynitik bir mikroyapı elde etmek zordur [57, 58].

Bu çeliklerin özellikleri uygulanan ısıl işlem ve elde edilen faz fraksiyonlarına büyük ölçüde bağlıdır. Dövme şirketleri beynitik çelikleri döverken soğuma koşullarına özellikle dikkat etmek zorundadır. Çünkü soğuma koşulları her bir malzeme için ve her dövme prosesi için eşit özellikleri sağlayabilmesi için aynı olması gerekir. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ilave bir ısıl işlem adımına sahip olduğu için temperleme- su verme sırasında küçük değişiklikler ihmal edilebilir. Bununla birlikte beynitik çelikler soğuma sırasında nihai mekanik özelliklerine sahip olur ve bu nedenle soğuma koşullarına karşı büyük bir hassasiyete sahiptirler. Eğer istenilen koşullar sağlanmazsa mekanik özelliklerinde büyük değişiklikler meydana gelir. Bunlar temperlenmiş martenzit oluşumu veya yorulma özellikleri için istenmeyen ferrit fazının oluşumu gibi birtakım kötü sonuçlar doğurabilir [57, 60].

Özetle; gelecekteki pek çok uygulama için yüksek mukavemet ve yeterli süneklik kombinasyonu ile yeni çelik çeşitleri gerekmektedir. Bu özellikler alaşımlı Q&T çeliklerinden elde edilebilir. Bununla birlikte otomotiv uygulamaları için yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonu ideal olarak herhangi bir su verme ve temperleme işlemi yapılmaksızın elde edilmelidir. Bu ihtiyacı da Şekil 1.32'de gösterildiği gibi beynitik dövme çelikler karşılayabilmektedir [1, 59].



a. b.

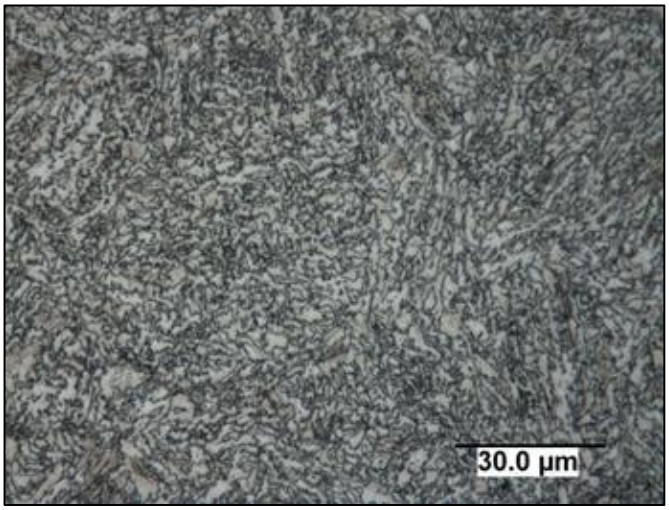
Şekil 1.32. Çeliklere dövme işlemi için uygulanan ısıl işlemler; a. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ve b. Beynitik dövme çelik [1].

1.2.3. Beynitik dövme çeliklerin mikroyapısı

Beynitik mikroyapılara sahip olan çelikler Q&T çeliklerinden daha iyi mekanik özellikleri sağlayabildiği için çeşitli araştırma grupları tarafından tercih edilmektedir. Beynitte mukavemetin iyileştirilmesi için mikroyapının kontrol edilmesi gerektiği iyi bilinmektedir [48].

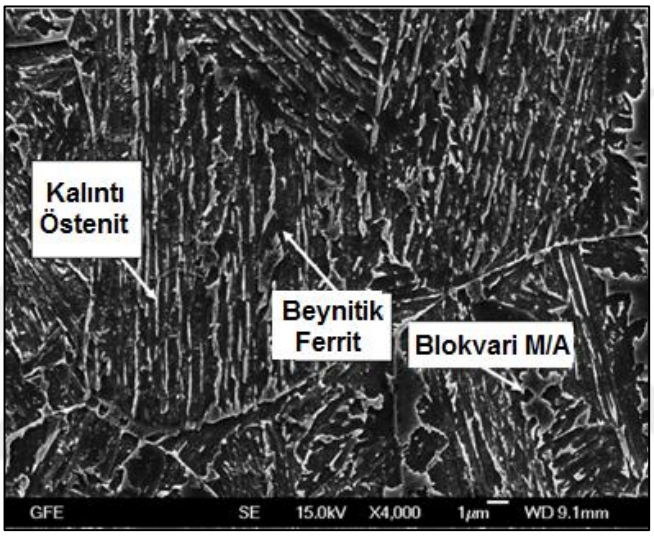
Martenzit ve östenit fazlarını içeren beynitik yapıların ve çökeltilerin metalografik karakterizasyonu oldukça zordur ve transmisyon elektron mikroskobu incelemelerine oldukça sık ihtiyaç duyulmaktadır. Bu konu üzerinde Miyama'nın ve Bhadeshia'nın çalışmaları vardır. Ayrıca "Eco-Forge" adlı Avrupa projesinde beynit için östenitik bölgeden soğuma esnasında tahribatsız ve temassız yerinde ölçümlere izin veren bir sensör sistemi geliştirilmiştir [52].

Caballero ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada Si'ca zengin karbür içermeyen beynit, beynit oluşumu sırasında sementitin bastırılmasına ve mekanik özelliklere faydalı olmasına neden olduğu gözlemlemişlerdir. Si ayrıca beynitin kinetiğini geciktirerek kalıntı östenitin karbonca zenginleşip kararlı hale gelir ve nihai mikroyapıda önemli miktarda temperlenmemiş martenzit bırakan eksik bir dönüşüme sebep olur. Genellikle karbonca zenginleşmiş östenit, martenzit ve östenit alanları içeren bir film oluşturur. Kalıntı östenitin pozitif etkisi sünekliğe fayda sağlamasıdır. Karbür içermeyen beynitik yapılar otomobil uygulamaları için önemli bir potansiyele sahiptir. Çünkü önemli olan sünekliği muhafaza ederken, 1300 MPa'nın üzerinde çekme mukavemetine ulaşırlar. Şekil 1.33'te 25MnCrSiVB6 beynitik dövme çeliğinin mikroyapısı verilmiştir [52, 53, 60].

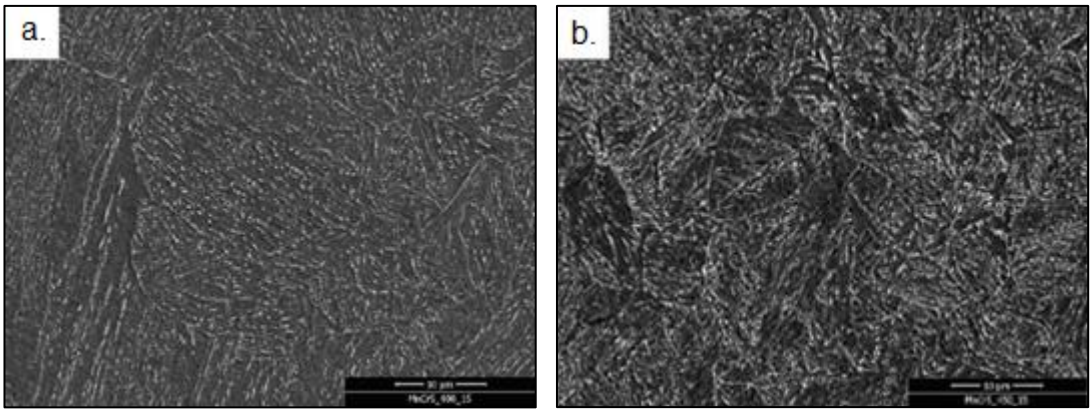


Şekil 1.33. 25MnCrSiVB6 beynitik dövme çeliğinin mikroyapısı [53].

Şekil 1.34'te Wirths ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmadan alınan beynitik dövme çeliğine ait SEM görüntüsü verilmiştir. Burada beynitin birincil faz olarak beynitik ferrit, ikincil faz olarak kalıntı östenitten oluştuğu görülebilir. Ayrıca bu mikroyapıda bazı martenzit-östenit alanları vardır, ancak karbürler yoktur. Şekil 1.35'te Eggbauer ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmalardan alınan SEM'e ait görüntüler verilmiştir. Şekil 1.35a ve Şekil 1.35b'de farklı izotermal dönüşüm sıcaklıklarında beynitik dönüşümden sonraki mikroyapıda ki fark görülebilir. 450 °C'de izotermal tutma sonrasında mikroyapı daha kabadır. Muhtemelen kalıntı östenitin yanı sıra martenzite dönüşen blokvari martenzit-östenit alanlarının tokluğu da düşürdüğü düşünülür [55, 60].



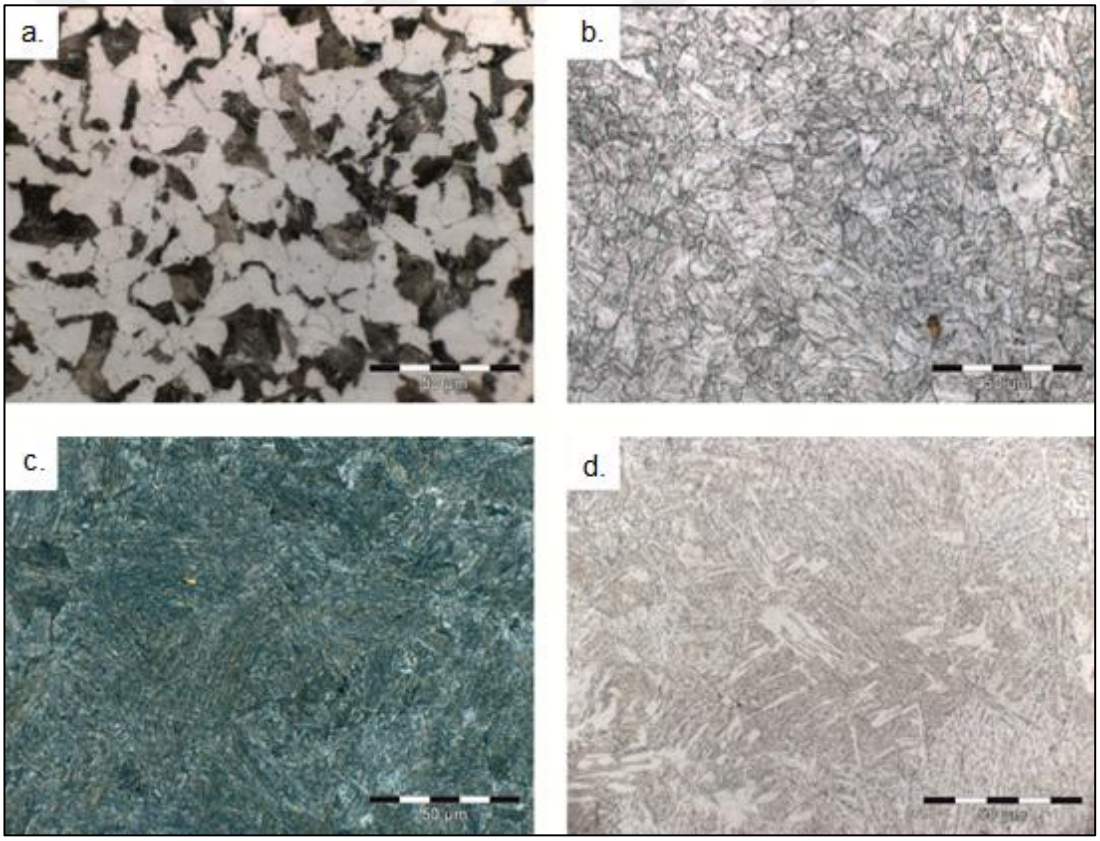
Şekil 1.34. 375 °C'de izotermal dönüşümle elde edilmiş beynitik dövme çeliğe ait SEM görüntüsü [55].



a. b.

Şekil 1.35. Bir çeliğin beynitik mikroyapısının SEM görüntüsü; a. 400 °C'de ve 15 dakika izotermal tutma ve b. 450 °C'de ve 15 dakika izotermal tutma [60].

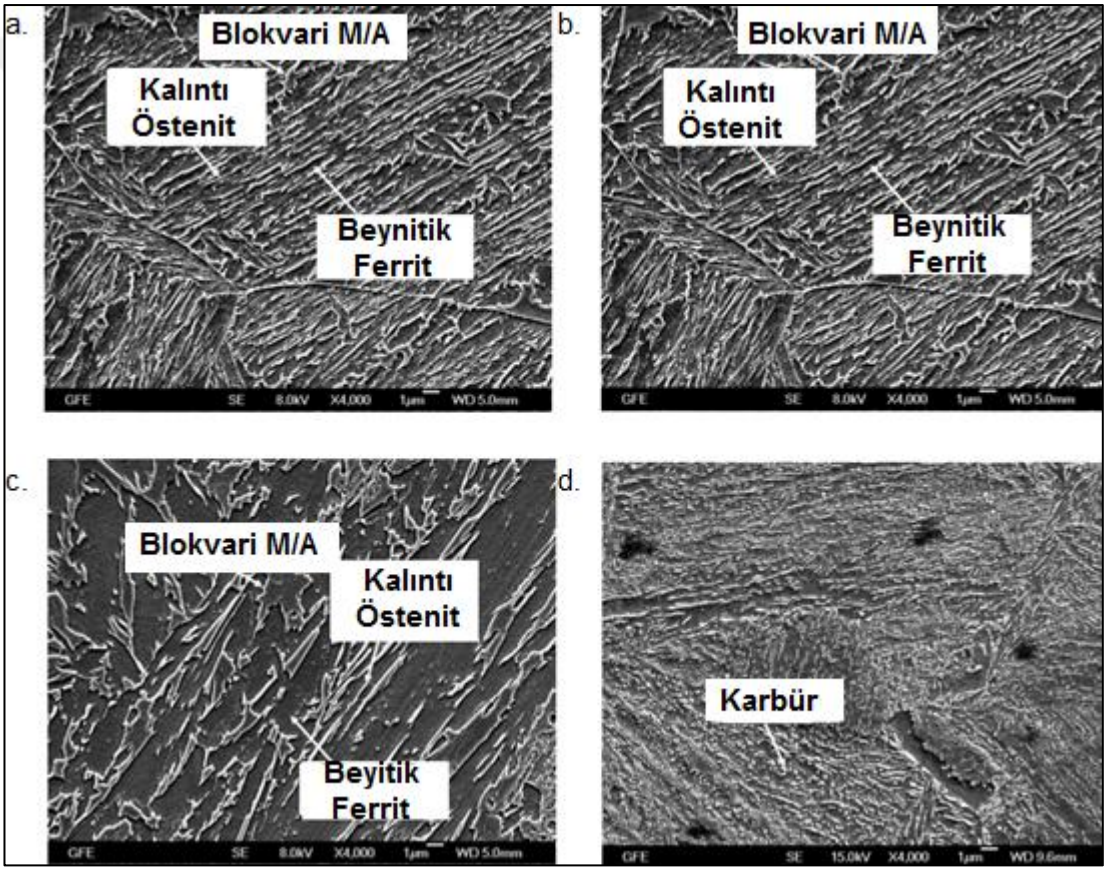
Şekil 1.36a'da başlangıç malzemesinin ışık mikroskobundaki görüntüsü gösterilmiştir. İlk mikroyapı ferrit ve perlit karışımından oluşur. Önceki östenit tane boyutunu ortaya çıkarmak için uygulanan bir ısıl işlem prosesinin ışık mikroskobundaki görüntüsü Şekil 1.36b'de gösterilmiştir. Bu görüntü diğer tüm ısıl işlem koşullarını temsil eder. Bu ısıl işlemler için ortalama östenit tane boyutu 10 ila 14 μm arasındadır. LePera'dan ile yapılan dağlama beynitin ve martenzitin ışık mikroskopta tanımlanması için uygun bir yöntemdir. Literatüre bakılırsa beynit maviye, martenzit ise kahverengi bir renge sahiptir. Şekil 1.36c'de, kahverengi bir martenzit matris içine gömülü birkaç mavi ve koyu mavi beynitik iğneleri göstermektedir. 900 sn'den sonra beynitik dönüşüm tamamlanmış ve tüm numunede neredeyse mavi (beynit) renk görülürken, kahverengi (martenzit) alanların miktarları daha azdır. Şekil 1.36.d'de, mikro sertlik izleri ile işaretlenen ve daha sonra nital ile dağlanan aynı alanı göstermektedir [57].



Şekil 1.36. LM Görüntüleri; a. Başlangıç malzemesi, b. Önceki östenit tane boyutunu ortaya çıkarmak için uygulanan bir ısıl işlem sonucunda elde edilen mikroyapı, c. 400 °C'de ve 15 dakika sonra dönüşümü tamamlanmış ve LePera ile dağlandıktan sonra elde edilen mikroyapı ve d. Nital ile dağlandıktan sonraki mikroyapı [57].

Wirths ve arkadaşlarının yaptıkları diğer bir çalışmaya göre SEM 'den alınan beynitik dövme çeliklerine ait mikroyapılar Şekil 1.37'de gösterilmiştir. SEM görüntülerinde havada soğutulan çeliğin beynitik mikroyapısı 375 °C'de 15 dakika izotermal tutma

süresi sonucunda elde edilen çeliğe kıyasla daha kabadır (Şekil 1.37a ve Şekil 1.37c). 375 °C'de 15 dakika izotermal tutma süresi sonucunda elde edilen çelik ve 375 °C'de 240 dakika izotermal tutma süresi sonucunda elde edilen çeliklerinin SEM görüntüleri karşılaştırılırsa, 240 dakika izotermal tutma süresi sonucunda elde edilen çeliklerinin beynitik mikroyapısı 15 dakika izotermal tutma süresi sonucunda elde edilen çelikten daha kaba olur (Şekil 1.37a ve Şekil 1.37b). Havada soğutulan çeliğin beynitik mikroyapısı diğer çeliklerin mikroyapısından en kaba olanıdır (Şekil 1.37c). Şekil 1.37d'da gösterilen 42CrMo4 çeliği ağırlıklı olarak martenzitten oluşur (% 70 martenzit ve % 30 beynit). 42CrMo4 çeliğinin içinde kalıntı östenit bulunmadığı için karbürler çökelir [54].



Şekil 1.37. SEM görüntüleri; a. 375 °C'de 15 dakika izotermal tutma sürelerinde elde edilen mikroyapı, b. 375 °C'de 240 dakika izotermal tutma sürelerinde elde edilen mikroyapı, c. Östenitleme sonrasında havayla oda sıcaklığına soğutularak elde edilen mikroyapı ve d. 42CrMo4 çeliğinin mikroyapısı [54].

1.2.4. Beynitik dövme çeliklerin mekanik özellikleri

Dövme çeliklerinin pratik servis koşullarını sağlayıp, istenilen özellikleri göstermesi gerekmektedir. Örneğin, 3000 bar'a kadar bir basınca sahip dizel motorlarda kullanılan yüksek basınçlı bir enjeksiyon sistemi düşünülürse kullanılacak olan

malzeme yüksek çekme mukavemeti, mükemmel yorulma davranışı, kaynaklanabilirlik ve iyi işlenebilirlik için uygun bir mikroyapıya sahip olması gerekir. Boyut ve tolerans özellikleri endüstriyel bir üretim için olduğu kadar düşük bir fiyat için de önemlidir. Yüksek mukavemet ve yüksek yorulma gibi özellikler ön aks kirişleri, krank mili, direksiyon kolları, direksiyon mafsalları veya direksiyon kolları gibi hafif, çevrimsel olarak yüklenilen parçalarda kullanılmaktadır. Krank millerinde kullanılan çelik türlerinin çekme mukavemeti değerleri Tablo 1.9'da verilmiştir. [52, 53].

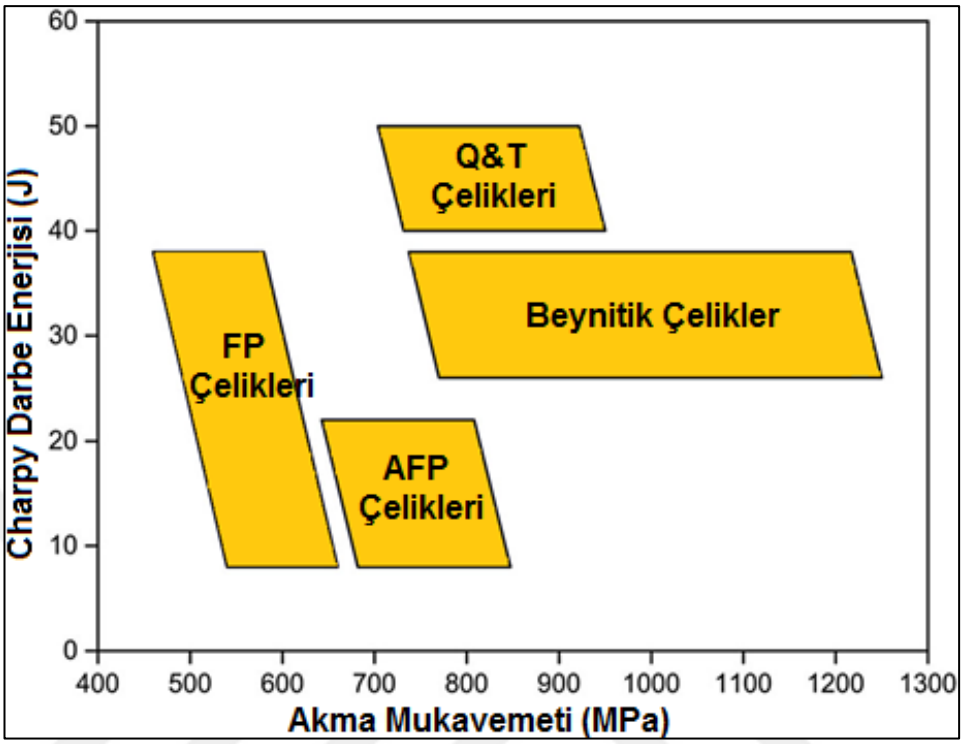
Tablo 1.9. Krank millerinde kullanılan çelikler [53].

Malzeme	**Karbon Çeliği**	**Mn Çeliği**	**AFP Çeliği**	**Q&T Çeliği**
	C40	38MnSi6	38MnVS6	30-42CrMo4
Mikroyapı	F+P	F+P	F+P(+V(C,N))	Temperlenmiş Martenzit
Çekme Mukavemeti (MPa)	<650	750-850	880-950	900-1050

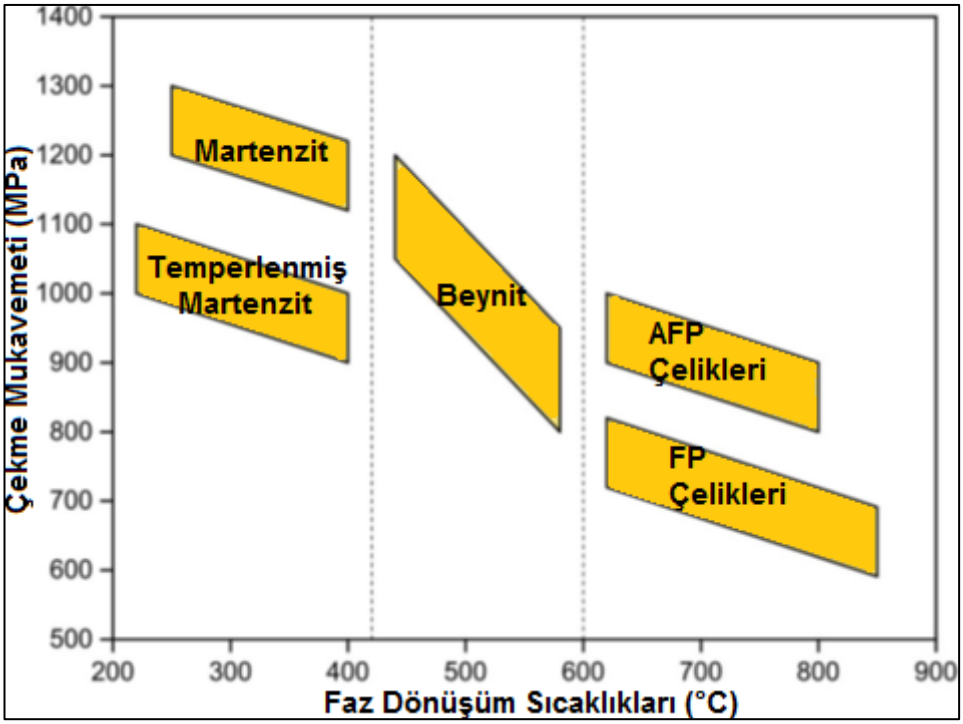
Su verilmiş ve temperlenmiş (Q&T) çelikler uygun bir ısıl işlem ile optimal bir mukavemet ve tokluk kombinasyonu elde edilebilir. Hafif tasarımlar için bu çelikler oldukça önemli bir gereksinim olan yüksek akma mukavemeti ve yüksek yorulma dayanımını sağlayabilmektedirler. İnce taneli mikroyapı ise karmaşık geometriler, kesitlerde keskin değişimler, düşük sıcaklıklar ve çarpma durumları için önemli olan tokluk davranışları için fayda sağlamaktadır. Ancak Q&T çelikleri dövme işleminden sonra östenitleme, hızlı soğutma ve temperleme gerektirir. Bu çeliklere örnek vermek gerekirse tipik bir Alman çeliği olan 42CrMo4 anlatılan özellikleri sağlamaktadır [54].

Çeliklerin son gelişimlerine genel bir bakış sağlamak için beynitik çelikler ile ferritik-perlitik ve temperlenmiş martenzitik çeliklerin özelliklerinin karşılaştırılması Şekil 1.38'de gösterilmiştir. Ferritik-perlitik çelikler ve Q&T çelikleri arasındaki boşluk Şekil 1.39'da gösterilen grafikte de vurgulanmıştır. Bu grafikte östenitten istenilen mikroyapıya dönüşüm sıcaklığına karşılık gelen nihai çekme mukavemeti verilmiştir. Martenzitik ile ferritik-perlitik mikroyapılar arasındaki 400-600 °C'deki boşluğu beynitik mikroyapı doldurmaktadır. Beynitik yapıları teşvik eden faz dönüşümü sıcaklığını düşürerek daha ince mikroyapılar ve bu nedenle yüksek mukavemette elde edilebilir. Ancak otomotiv endüstrisinin spesifik gereksinimlerini sağlamak için kimyasal bileşim

ve üretim yolunun optimize edilmesi gerekmektedir. Bu da piyasaya yeni çelik çeşitlerinin girmesini sağlar [52, 59].

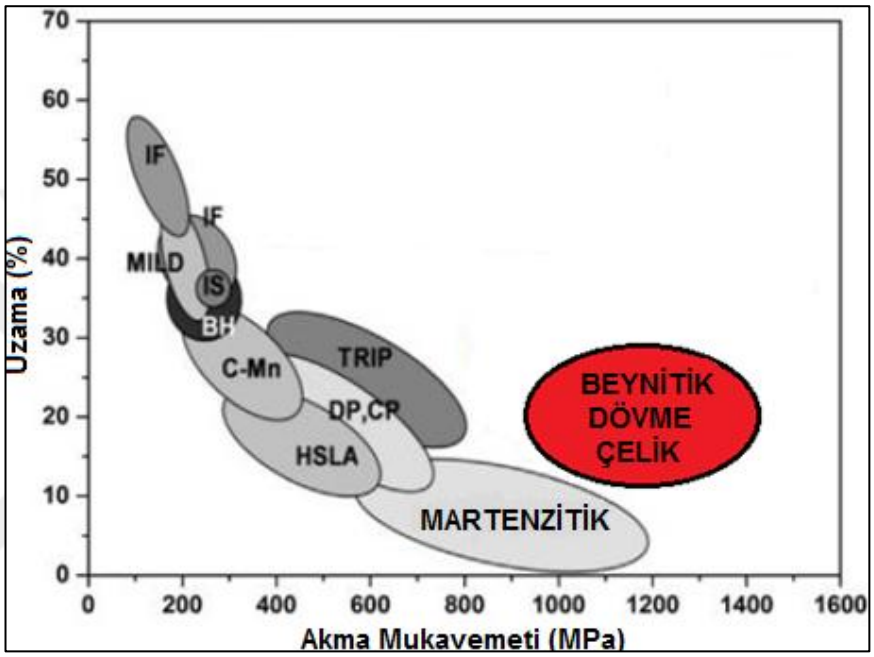


Şekil 1.38. Beynitik çelikler ile ferrit/perlit ve temperlenmiş martenzitik çeliklerin özelliklerinin karşılaştırılması [52].



Şekil 1.39. Faz dönüşüm sıcaklığının çekme mukavemetine etkisi [52].

Karbür içermeyen beynitik çelikler otomotiv uygulamaları için önemli bir potansiyele sahiptir. Çünkü bu çelikler sünekliği muhafaza ederken 1300 MPa'nın üzerinde çok yüksek çekme mukavemetine ulaşırlar. Şekil 1.40'da gösterilen grafikte ise Caballero ve arkadaşları gelişmiş beynitik çeliklerin akma mukavemetini ve toplam uzamasını diğer ticari çelikler ile karşılaştırmıştır. Eğer bu grafiğe bakacak olursak beynitik çelikler diğer ticari çeliklere kıyasla daha fazla akma mukavemeti ve uzama değerlerine sahip olabileceği gösterilmiştir [52].



Şekil 1.40. Diğer ticari otomotiv çeliklerine kıyasla geliştirilen beynitik çeliklerin mukavemet ve toplam uzaması [52].

Çeliklerin mekanik özelliklerini kimyasal bileşim, üretim prosesi ve koşulları doğrudan etkiler. Örneğin, beynitik mikroyapıların elde edilmesi için 20MnCrMo7 çeliğinde olduğu gibi yeterli Mn, Cr, Mo ve B'yi ekleyerek geniş bir soğuma hız aralığı kullanılabilir. Prensipte beynit oluşumu için kritik soğuma oranlarının hesaplanırken JMatPro veya TTT diyagramlarına dayanan ve kolayca temin edilebilen yazılımlar MUC646 gibi yazılım sistemleri kullanılabilir. Nihai mekanik özelliklere göre izotermal ve sürekli soğuma koşullarının doğrudan karşılaştırılması Eggbauer ve Buchmayr tarafından yapılmıştır. Bu çalışmanın sonucunda izotermal soğutulan numuneler sürekli soğutulan numunelere göre daha iyi sonuçlar verdiği bulunmuştur. Kullanılan izotermal sıcaklık değerleri 375 °C ile 400 °C arasındadır. Sadece bu koşullar altında 1000 MPa'dan daha büyük mukavemet değerleri ve -37 °C'den -40 °C'ye kadar olan Charpy-V çentik darbe değerlerine ulaşılabilmiştir. İzotermal dönüşümler için kısa tutma süresi istenilmektedir. Çünkü uzun tutma sürelerinde kontrol edilemeyen kalıntı

östenit ve martenzit oluşur. Sharma'da izotermal ısıl işlemlerinin su verilmiş ve temperlenmiş olanlardan daha iyi mekanik özellikler gösterdiğini bulmuştur. Karbür içermeyen beynite Si ilavesi 1560 MPa'lık bir akma mukavemeti değerine ve 230 MPa.$m^{1/2}$'lik bir kırılma tokluğuna sahip olması ile sonuçlanmıştır. Benzer sonuçları Qian ve arkadaşları 320 °C'de izotermal olarak işlem gören ağırlıkça % 0,28 C'ye sahip numunelerde karbon içermeyen bir beynitik mikroyapı için de elde etmiştir. Ancak bu çalışmada oldukça uzun tutma süreleri kullanılmıştır. İzotermal beynitik dönüşümlerin mekanik özelliklerinin biraz daha iyi olmasına rağmen Sourmail ve Smanio'da iyi işleme koşulları elde etmek için sürekli bir soğuma uygulamasını önermişlerdir [60].

Sürekli artan kaynak tüketimi, enerji verimli üretimi destekleyen yüksek performanslı malzemelere gereken ihtiyacı arttırmaktadır. Dövme endüstrisi için dövme ısısının ve ısıl işlem adımlarının azaltılması istenirken bir taraftan da istenen mekanik özelliklerin elde edilmesine gerekmektedir. Bu nedenle düşük miktarda alaşım elementleri ve yüksek mukavemet ile iyi süneklik kombinasyonunu sağlayan beynitik çelikler giderek daha fazla kullanılmaktadırlar. Tablo 1.10'da üretilen beynitik dövme çeliklerin mekanik özelliklerini göstermektedir [52].

Tablo 1.10. Beynitik dövme çeliklerinin mekanik özellikleri [52].

Çelik	Akma Mukavemeti(YS) (MPa)	Çekme Mukavemeti(Rm) (MPa)	Toplam Uzama (%)
20MnCrMo7	860	1250	14
18MnCr5-3	>700	>1100	>15
25MnCrSiVB6	>700	>1000	>15
16MnCr5	800	1050	16
HSX 130HD	1030	1170	16,2
20MnCr5	850	1100	15
HDB	782	1167	12,5

1.2.5. Beynitik dövme çeliklerin kullanım alanları

Gelecekteki pek çok uygulama için yüksek mukavemet ve iyi bir süneklik kombinasyonunu bir arada sağlayan yeni çelik çeşitleri gereklidir. Bu özellikler

alaşımlı Q&T çeliklerinden elde edilebilir. Ancak otomotiv uygulamaları için gerekli olan bu özellikler herhangi bir su verilme ve temperleme işlemi yapılmadan elde edilmek istenmektedir [57, 58].

Çökelti sertleştirilmiş mikro alaşımlı ferritik-perlitik çelikler 1972'den sonra Avrupa'da geliştirilmiştir. Bu çelik türü orta sünekliğe sahipken 1000 MPa'a kadar çekme mukavemetleri elde edebilmektedir. Bu çelik krank mili, direksiyon mafsalı ve kondüktör gibi otomotiv parçaları için uygulanmalarında kullanılmaktadır. Mikroalaşımlı ferritik-perlit çelikler dizel motorlarda kullanılan yüksek basınçlı enjeksiyon sisteminde 2400 bar'a kadar basınçlar için de kullanılmaktadır. Bununla birlikte bu dizel motorların basıncının motorun daha verimli olması, daha ekonomik hale gelmesi ve daha katı çevre standartlarına uyması için arttırılması gerekmektedir. Bu yüzden enjektörler gibi yerlerde kullanılan çelikler için yaklaşık 1000 ile 1050 MPa'lık mevcut çekme mukavemeti 2400 bar'ın üzerindeki basınçlarda kullanılmak için yeterli olmayacaktır. Bu nedenle daha yüksek çekme mukavemetine sahip, sıcak haddeleme veya sıcak dövme işleminden sonra herhangi bir su verme ve temperleme işlemi gerektirmeyen ve yine mukavemet ile süneklik arasında iyi bir kombinasyon elde eden yeni çelik türleri gerekmektedir [57, 58].

Çekme mukavemetini arttırmanın bir diğer yolu ferritik-perlitik mikroyapıdan daha yüksek mukavemete sahip bir beynitik/martenzitik mikroyapının oluşumunu sağlayacak malzemelerin tasarlanmasıdır. Beynitik/martenzitik mikroyapı ince taneli ise yeterli sünekliğe ve 1150 MPa üzerindeki yüksek mukavemetlerin sağlanması olanağı verilir [57, 58].

Beynitik çeliklerin bir avantajı da Q&T çeliklerine kıyasla beynitik mikroyapının doğrudan dövme prosesi sırasında dönüşebilmesidir. Böylece bir ısıl işlem basamağına da gerek kalmamaktadır. Ayrıca proses boyunca zaman ve enerjiden tasarruf sağlanırken, yüksek performans elde edilebilmektedir. Sonuç olarak, beynitik çelikler Q&T çeliklerine kıyasla otomotiv endüstrisinde dövme parçaları (biyel kolları, krank milleri, enjeksiyon rayları, aks pivotları, vb.) uygulamaları için gittikçe cazip hale gelmektedir. Düşük karbonlu beynitik dövme çelikleri otomobillerde ve kamyonlarda kritik önem taşıyan parçalar için Q&T çeliklerine iyi alternatiflerdir. Mukavemet ve süneklik değerleri benzer ticari çeliklerin üstündedir [52, 57, 58].

2. MALZEME VE YÖNTEM

Bu bölümde tez kapsamında kullanılmış olan malzemenin kimyasal bileşimi, termodinamik simülasyonda kullanılan program, uygulanan ısıl işlemler, sıcak dövmenin fiziksel ve numerik simülasyonu hakkında bilgi verilmiştir.

2.1. Malzeme

Proje için istenilen özellikleri sağlayabilen malzemeyi belirleyebilmek için Çemtaş firmasında 6 tane birbirinden farklı kimyasal bileşimlere sahip numuneler (G1, G2, G3, G4, G5 ve G6) laboratuvar ölçekli olarak üretilmiş olup ardından incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda bir malzemeye karar verilmiştir ve bu malzeme endüstriyel olarak üretilmiştir. Bu tez kapsamında ise malzeme olarak ve yine Çemtaş firmasında endüstriyel olarak üretimi karar verilen G4 ve karşılaştırmak için referans malzemesi kullanılmıştır. Bu iki beynitik dövme çeliğinin kimyasal bileşimi Tablo 2.1'de verilmiştir. Bu çelikler sürekli döküm ile 200 mm kare kesitli üretilmiş olup ardından 37 mm çapta dairesel kesitli çubuk formunda haddelenmiştir. Bu çalışmada kullanılan sıcak haddelenmiş çubuklar Şekil 2.1'de sunulmuştur.

Tablo 2.1. Kullanılan malzemenin kimyasal bileşimleri.

Malzeme	**C**	**Si**	**Mn**	**Cr + Mo**	**Al**	**Ti**	**Nb**	**V**
G4	0,22	1,3	1,46	1,45	0,013	0,0158	0,036	0,01
	B	**S**	**Ni**	**Cu**	**Ca**	**P**	**Sn**	**N**
	0,0027	0,066	0,04	0,03	0,001	0,01	0,003	0,0033
Malzeme	**C**	**Si**	**Mn**	**Cr + Mo**	**Al**	**Ti**	**Nb**	**V**
Referans	0,26	1,17	1,5	1	0,02	0,0311	0,0048	0,06
	B	**S**	**Ni**	**Cu**	**Ca**	**P**	**Sn**	**N**
	0,0031	0,064	0,06	0,16	0,0005	0,01	0,004	0,0061



Şekil 2.1. Kullanılan beynitik dövme çelikler; a. G4 çeliği b. Referans çeliği.

2.2. Termodinamik Simülasyon

Termodinamik simülasyon, denge konumunda sıcaklığın bir fonksiyonu olarak fazların oluşması hakkında bilgi edinmemizi sağlamaktadır. Thermo-Calc yazılımda

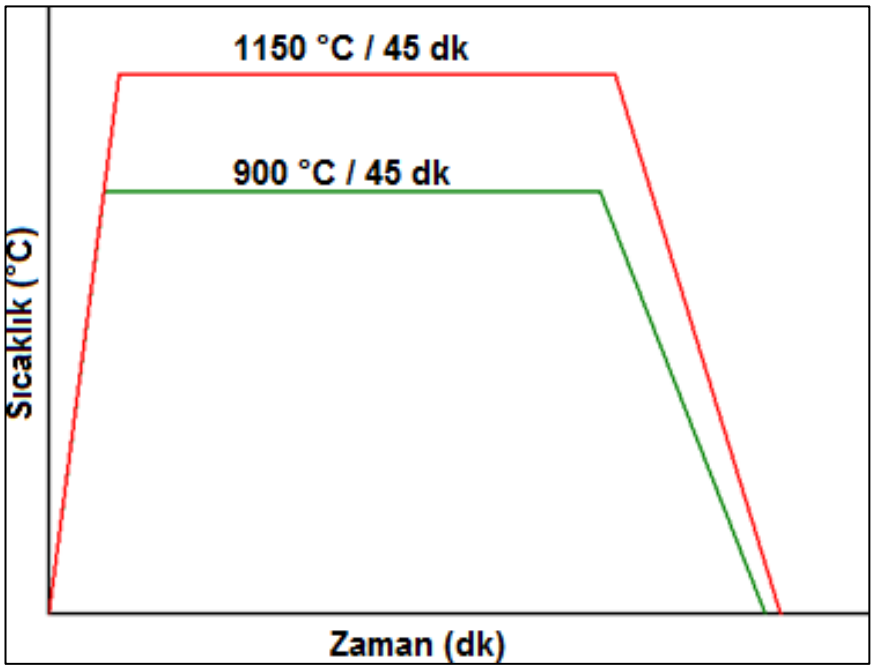
ki ana prensip serbest enerjisi en düşük olan fazın kararlı olmasıdır. Bu yazılım, Fe alaşımları üzerine çok sayıda bilimsel çalışma sonucu elde edilen termodinamik parametreleri içeren TCFE9 Fe ve çelik alaşımları veri tabanına sahiptir. Günümüzde birçok deneysel çalışmalarda bu tip simülasyon yazılımlarından faydalanılmaktadır. Bundan dolayı Thermo-Calc Classic-S (TCCS) termodinamik yazılımından faydalanılmış olup, alaşım elementlerinin kimyasal kompozisyonuna dayanan çeliklerde kritik dönüşüm sıcaklıkları (A_{1b}, A_{1e}, A_3 sıcaklıkları) ve çökelti miktarı hesaplanmıştır [63].

2.3. Isıl İşlemler

Mikroyapısal karakterizasyon amacıyla sıcak haddelenmiş çeliğe normalizasyon, ferrit+perlit tavlama ve ön tavlama ısıl işlemleri uygulanmıştır.

2.3.1. Normalizasyon

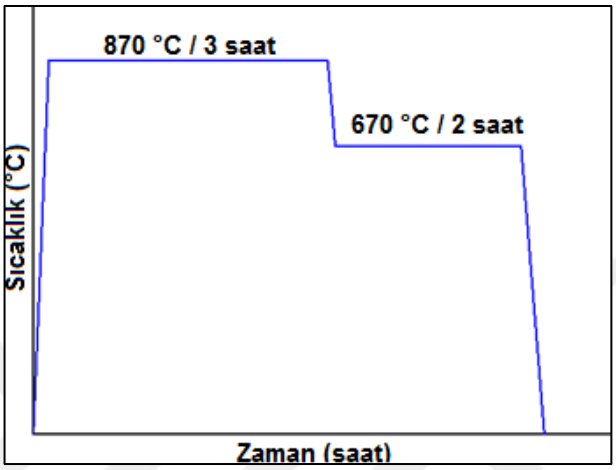
Sıcak haddelenmiş çelikten 10x15x8 mm (yükseklikxboyxen) boyutuna sahip numunelere normalizasyon tavlaması işlemi uygulanmıştır. Bu normalizasyon tavlamasında sıcak haddelenmiş çeliğe 1150 °C'de 45 dakika ve 900°C'de 45 dakika tavlama ve havada soğuma uygulanmıştır. Şekil 2.2'de de uygulanan bu ısıl işlemlerin grafikleri bulunmaktadır.



Şekil 2.2. Gerçekleştirilen normalizasyon işlemleri.

2.3.2. Ferrit+Perlit tavlama

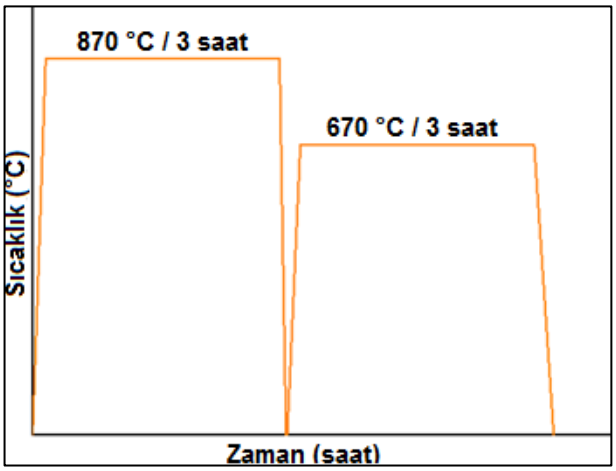
Ferrit+perlit (FP) tavlama ısıl işlemi için ilk önce 870°C'de 3 saat tutulup, fırında 670 °C'ye soğutularak bu sıcaklıkta 2 saat bekletilip sonra havada soğutulmuştur. Bunun sonucunda ferritik-perlitik yapı elde edilmek amaçlanmıştır. Bu işlemin grafiği Şekil 2.3'de verilmiştir.



Şekil 2.3. Ferritik-Perlitik mikroyapı elde edilmesi için uygulanan ısıl işlem grafiği.

2.3.3. Öntavlama

Öntavlama ısıl işleminde iki aşamalı ısıl işlem uygulanmıştır. İlk adımda 870 °C'de 3 saat tutulup ardından su verilmiştir. İkinci adımda ise tekrar 670 °C'ye ısıtma yapılmış ve bu sıcaklıkta 3 saat tutulduktan sonra su verilerek soğutulmuştur. Bu yapılan ön tavlama işlemi sonucunda da mikroyapıda ince martenzit yapısı elde edilmek amaçlanmıştır. Bu işlemin grafiği ise Şekil 2.4'de verilmiştir.



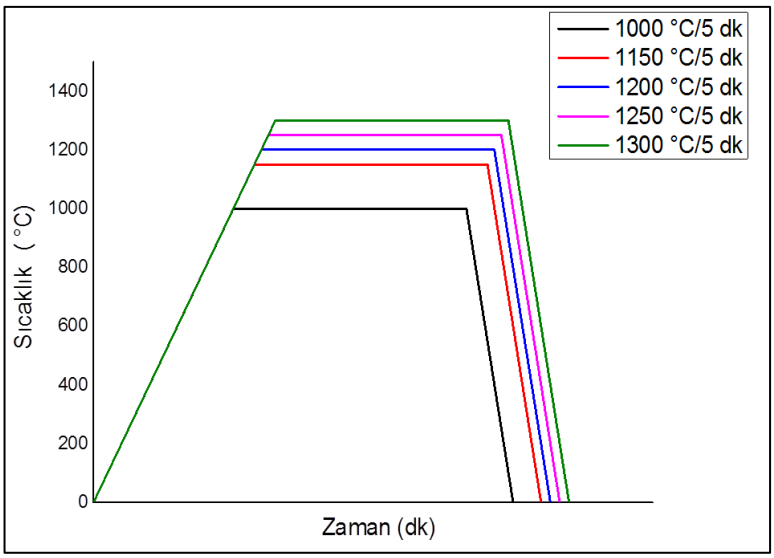
Şekil 2.4. İnce martenzitik mikroyapı elde edilmesi için uygulanan ısıl işlem grafiği.

2.4. Sıcak Dövmenin Fiziksel ve Numerik Simülasyonu

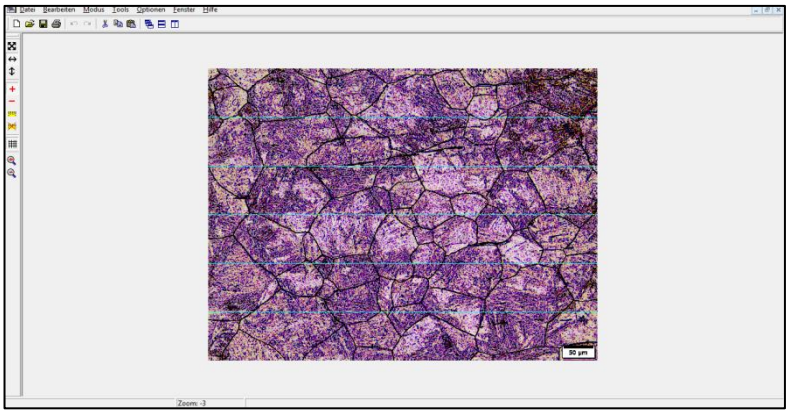
Sıcak dövmenin fiziksel ve numerik simülasyonu için önceki östenit tane boyutu ölçümü, deformasyon dilatometresi ve DICTRA çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Sıcak haddelenmiş çeliklerden alınan numunelere farklı sıcaklıklarda östenitleme işlemi uygulanıp dövme işlemi öncesinde östenit tane boyutları ölçülmüştür. Deformasyon dilatometre çalışmalarında çeliklerinin sürekli soğuma dönüşüm diyagramları oluşturulmuştur. DICTRA ile soğuma sırasında oluşan beynitik ferrit ile birlikte östenit/ferrit arasında elementel paylaşım numerik olarak simüle edilmiştir.

2.4.1. Önceki östenit tane boyutu ölçümü

Önceki östenit tane boyutu için sıcak haddelenmiş olan malzemeden hazırlanan numunelere fırın ortamında 1000°C ile 1300°C arasında 5 dakika östenitleme işlemi uygulanmış ve suda su verilmiştir. Şekil 2.5'te uygulanan östenitleme işlem parametreleri sunulmuştur. Bu numuneler metalografik hazırlama sonrası Bechet&Beaujard ile dağlanmış ardından ışık mikroskobundan görüntülenmiştir. Malzemelerden alınan görüntülerden her numune için en az 1000 tanenin boyutu ölçülmüştür. Şekil 2.6'da gösterildiği gibi ölçüm programında sadece yatay çizgiler oluşturularak tane sınırları işaretlenmesi ile yapılmıştır. Elde edilen görüntülerde tane boyutları ASTM E112 kesişme yöntemi ile ölçülmüştür. Her bir numuneden en az 1000 adet tane boyutu ölçülmüştür. Sonuçların analizi sonrası ortalama tane boyutları ise Thermo-Calc ile hesaplanan denge çökelti miktarları ile karşılaştırılmıştır. Ayrıca numune sertlikleri Vickers sertlik cihazı ile ölçülmüştür [62].



Şekil 2.5. Önceki östenit tane boyutu ölçümü için uygulanan ısıl işlemler.



Şekil 2.6. Tane boyutu ölçmek için kullanılan programın görüntüsü.

2.4.2. Deformasyon dilatometresi çalışmaları

Çeliklerin allotropik dönüşüm göstermesi sonucu her bir fazda değişik atomsal paketlenme yoğunluğu nedeniyle dönüşüm sıcaklığında özgül hacim aniden değişir. Bu nedenle dilatometre, çeliklerin katı-katı faz dönüşümünün incelenmesinde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Burada sürekli soğutma sırasında martenzit başlama (Ms) ve beynit başlama (Bs) sıcaklığı hassas bir şekilde belirlenebilmektedir. Bu çalışmada deformasyon dilatometresi çalışmalarında 1200°C'ye ısıtma sonrası 400 sn bekleme yapılmış ve numunelere 0,3 gerçek şekil değişimi uygulanmıştır. Bu deformasyon adımı sonrasında bekleme yapılmadan her bir numunede farklı soğuma hızları ($t_{8/5}$=800 °C'den 500 °C'ye soğuma hızı) ile Tablo 2.2'de verilen sürekli soğuma uygulanmıştır. Neredeyse tüm numuneler Ar gazı ile soğutulmuştur. Sadece 90 K/s soğuma hızına sahip numuneler He gazı ile soğutulmuştur.

Tablo 2.2. 1200 °C'de uygulanan dilatometre testinin soğuma koşulları.

G4	Referans
90 K/s He	90 K/s He
30 K/s	30 K/s
16 K/s	16 K/s
8 K/s	8 K/s
-	4 K/s
2 K/s	2 K/s
1 K/s	1 K/s
0,5 K/s	0,5 K/s
0,3 K/s	0,3 K/s
0,15 K/s	0,15 K/s

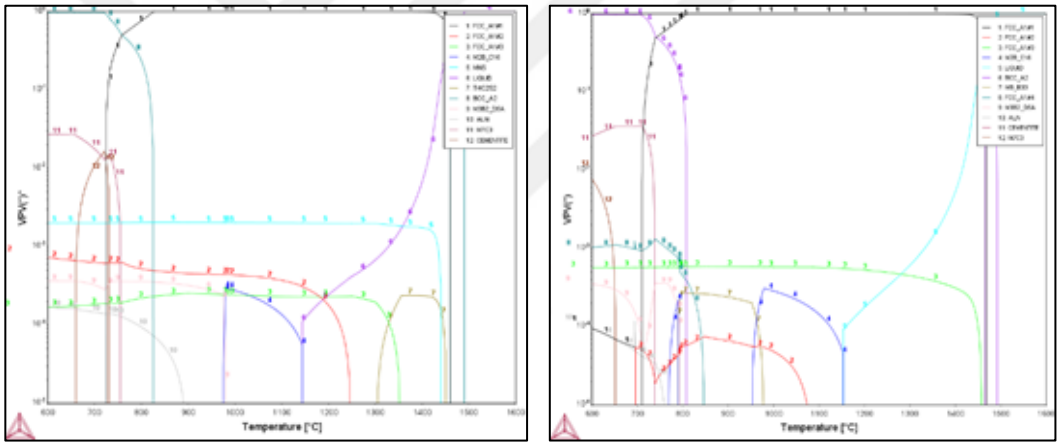
2.4.3. DICTRA

DICTRA, çok bileşenli sistemlerde difüzyon kontrollü dönüşümlerin simülasyonu için kullanılan yazılımdır. Thermo-Calc yazılımını temel alır, ancak DICTRA yazılımında simülasyon hesaplamaları hem zamana hem de alana bağlıdır. Bu yazılım, özellikle hareketli bir sınır içeren difüzyon problemlerini çözmek için kullanılır [61]. Hesaplamalarda DICTRA yazılımı ve MOBFE4 veri tabanı kullanılmıştır. DICTRA hesaplamaları için SEM görüntüleme yapılmış ve 1 boyutlu başlangıç modeli oluşturulmuştur. Bu modelde matriks faz östenite doğru büyümekte olan ferrit fazı bulunduğu varsayılmıştır. Sıcaklık 800 °C'den 450 °C'ye kadar düşürülmüş ve bu sırada ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi hesaplanmıştır.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Termodinamik Simülasyon

Thermo-Calc yazılımı kullanılarak G4 ve referans numunesinin faz dönüşüm sıcaklıkları ve kütlesel faz oranları değişimi hesaplanmıştır. Bunun sonucunda faz dönüşümleri için oluşturulan grafikler Şekil 3.1'de verilmiştir. Bu grafiklerden elde edilen sonuçlara göre G4 numunesinin A_3 sıcaklığı 827,66 °C ve A_{1b} sıcaklığı ise 718,76 °C olarak hesaplanmıştır. Referans numunesinin ise A_3 sıcaklığı 811,75 °C ve A_{1b} sıcaklığı ise 708,77 °C olarak hesaplanmıştır. Hesaplanan bu sonuçlar Tablo 3.1'de verilmiştir.



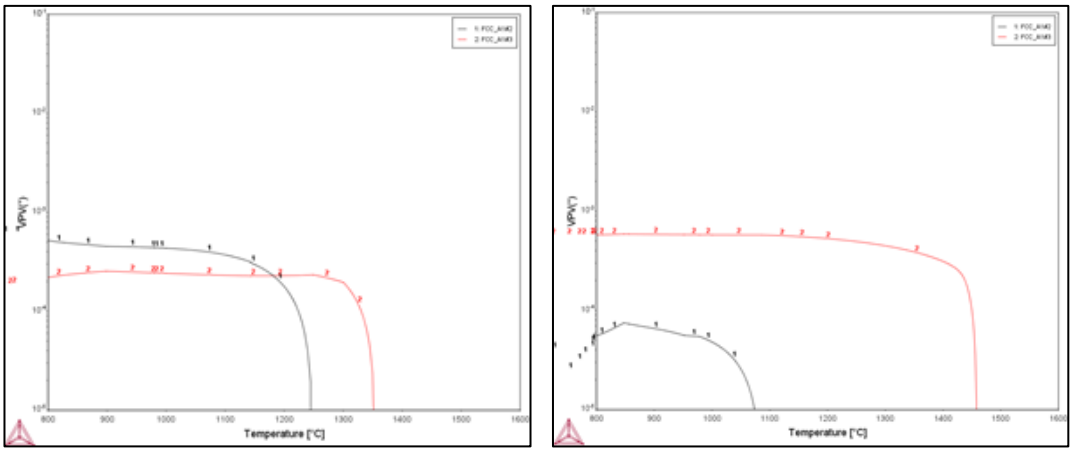
a. b.

Şekil 3.1. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan faz dönüşüm sıcaklıkları grafikleri; a. G4 çeliği b. Referans çeliği.

Tablo 3.1. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan faz dönüşüm sıcaklıkları.

Malzeme	A_3 (°C)	A_{1e} (°C)	A_{1b} (°C)
G4	827,66	757,47	718,76
Referans	811,75	738,27	708,77

Tablo 2.1'de verilen kimyasal kompozisyona göre Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan grafikler metal karbonitrür fazlarının (FCC_A1# 3 and FCC_A1# 2) sıcaklık-hacim oranı grafiği Şekil 3.2'de verilmiştir. Hesaplamalara göre FCC_A1# 3 fazı büyük oranda Ti, N ve C'dan oluşurken, FCC_A1# 2 fazı ise Nb, C ve Cr'dan oluşan bir kimyasal bileşime sahiptir.

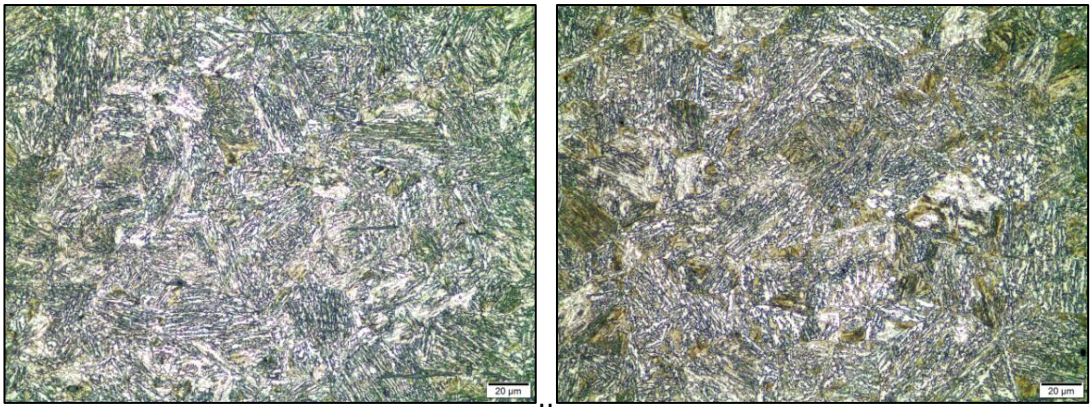


a. b.

Şekil 3.2. Thermo-Calc yazılımı ile hesaplanan mikroalaşım miktarının sıcaklık ile değişimi; a. G4 çeliği b. Referans çeliği.

3.2. Sıcak Haddeleme ve Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapısal İnceleme

Sıcak haddelenmiş beynitik dövme çeliklerin mikroyapı görüntüleri Şekil 3.3'te verilmiştir. Bu görüntülerde beynit ve martenzitten oluşan dupleks bir matriks içerisinde MnS kalıntıları gözlenmiştir. Daha sonra bu sıcak haddelenmiş malzemeden çıkarılan numunelere normalizasyon, ferrit-perlit tavlama ve ön tavlama işlemleri uygulanmıştır.



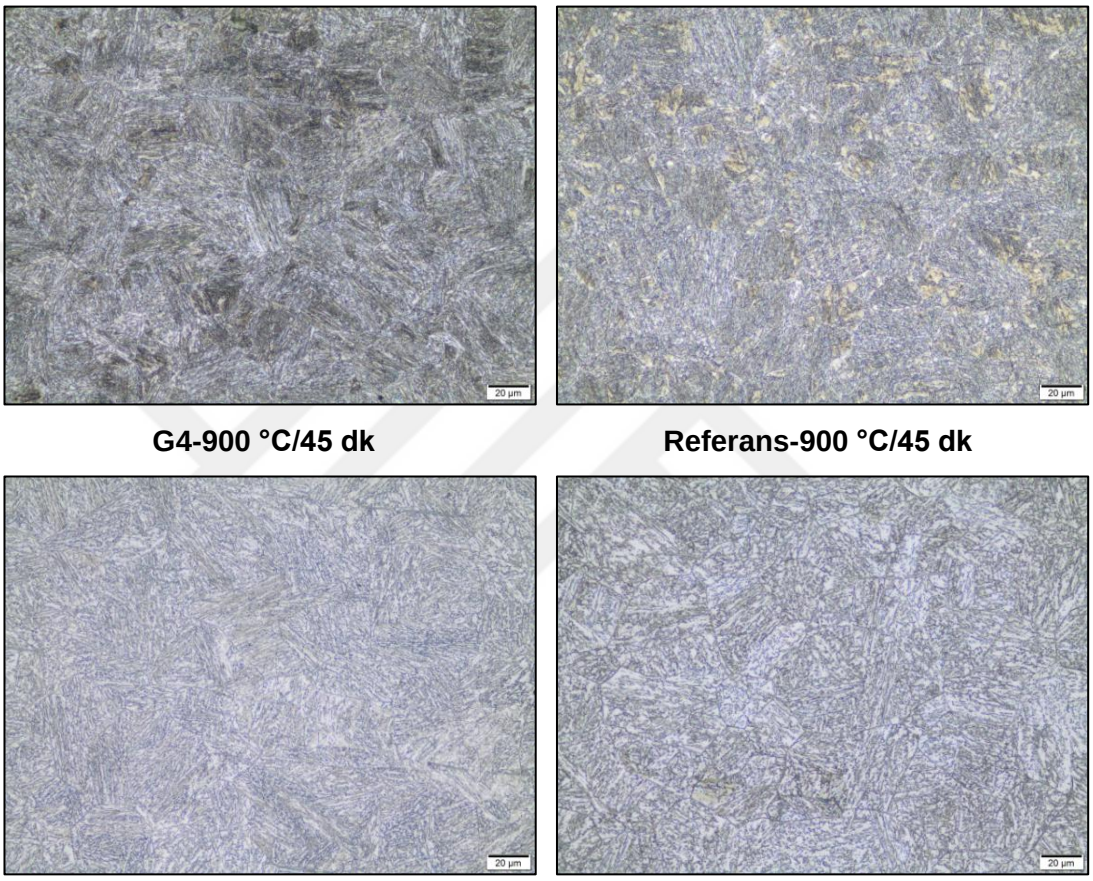
a. b.

Şekil 3.3. Numunelerin sıcak haddelenmiş konumda nital ile dağlanmış LM görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği.

3.2.1. Normalizasyon

Normalizasyon östenitleme sonrası havada soğuma ile ince ve homojen bir yapı elde etmek için uygulanan bir ısıl işlemdir. Böylece mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanır. Bu amaçla sıcak haddelenmiş çelikten alınan numunelere 900°C ve 1150°C'de 45 dakika normalizasyon işlemi uygulanmıştır. Normalizasyon sonrası bu

numuneler nital ile dağlanıp ışık mikroskobunda incelenmiştir. Şekil 3.4'te bu numunelerin ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Burada da görüldüğü gibi 900°C'de yapılan normalizasyon işlemi sonucunda her iki malzemede de dupleks yapı tam olarak giderilememiştir. 1150°C'de uygulanan normalizasyon işleminin sonucunda ise her iki çelikte de benzer şekilde beynitik mikroyapılar oluşmuştur. Bu numunelerde 900 °C'ye göre daha kaba bir beynitik matriks oluşumu gözlenmektedir.



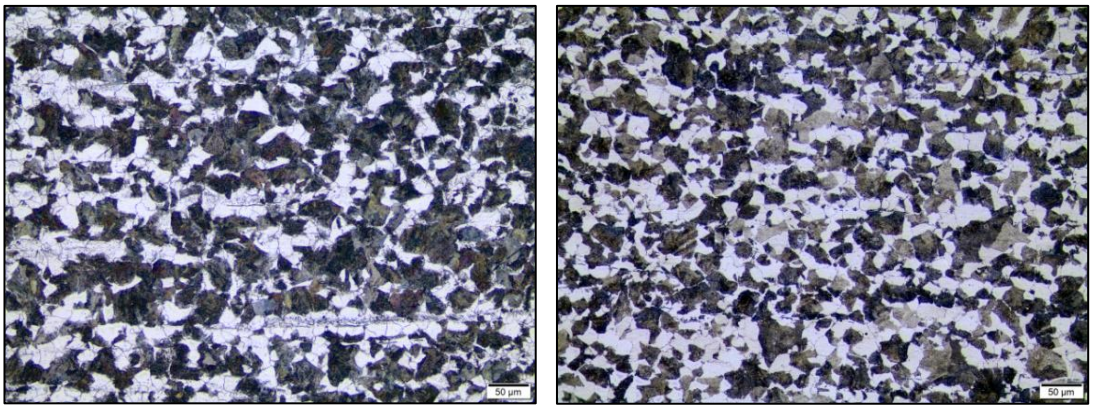
G4-900 °C/45 dk **Referans-900 °C/45 dk**

G4-1150°C/45 dk **Referans-1150°C/45 dk**

Şekil 3.4. Normalizasyon uygulanan G4 ve referans malzemesinin LM görüntüleri.

3.2.2. Ferrit+Perlit tavlama

Ferritik+perlitik yapı oluşturmak için ilk önce 870 °C'de 3 saat tutulup, fırında 670 °C'ye soğutularak bu sıcaklıkta 2 saat bekletilip sonra havada soğutulmuştur. Bunun sonucunda elde edilen ferritik+perlitik yapıların ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 3.5'te verilmiştir. Açık kontrasttaki alanlar ferrit ve koyu kontrasttaki alanlar perlittir.

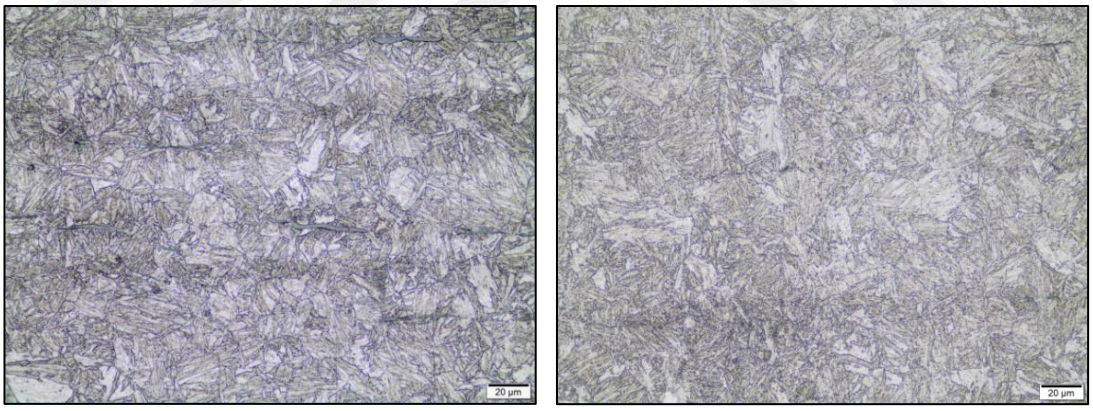


a. b.

Şekil 3.5. Numunelerin ısıl işlem ile oluşturulan ferritik-perlitik yapılarının LM'deki mikroyapı görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği.

3.2.3. Öntavlama

G4 ve referans çeliklerinde martenzitik yapı oluşumunu incelemek amacıyla ön tavlama işlemi için İlk adımda 870 °C'de 3 saat tutulup ardından su verilmiştir. İkinci adımda ise tekrar 670 °C'ye ısıtma yapılmış ve bu sıcaklıkta 3 saat tutulduktan sonra su verilerek soğutulmuştur. Bunun sonucunda elde edilen yapıların ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 3.6'da verilmiştir.



a. b.

Şekil 3.6. Numunelerin öntavlama işlemi sonrası LM'deki mikroyapı görüntüleri; a. G4 çeliği ve b. Referans çeliği.

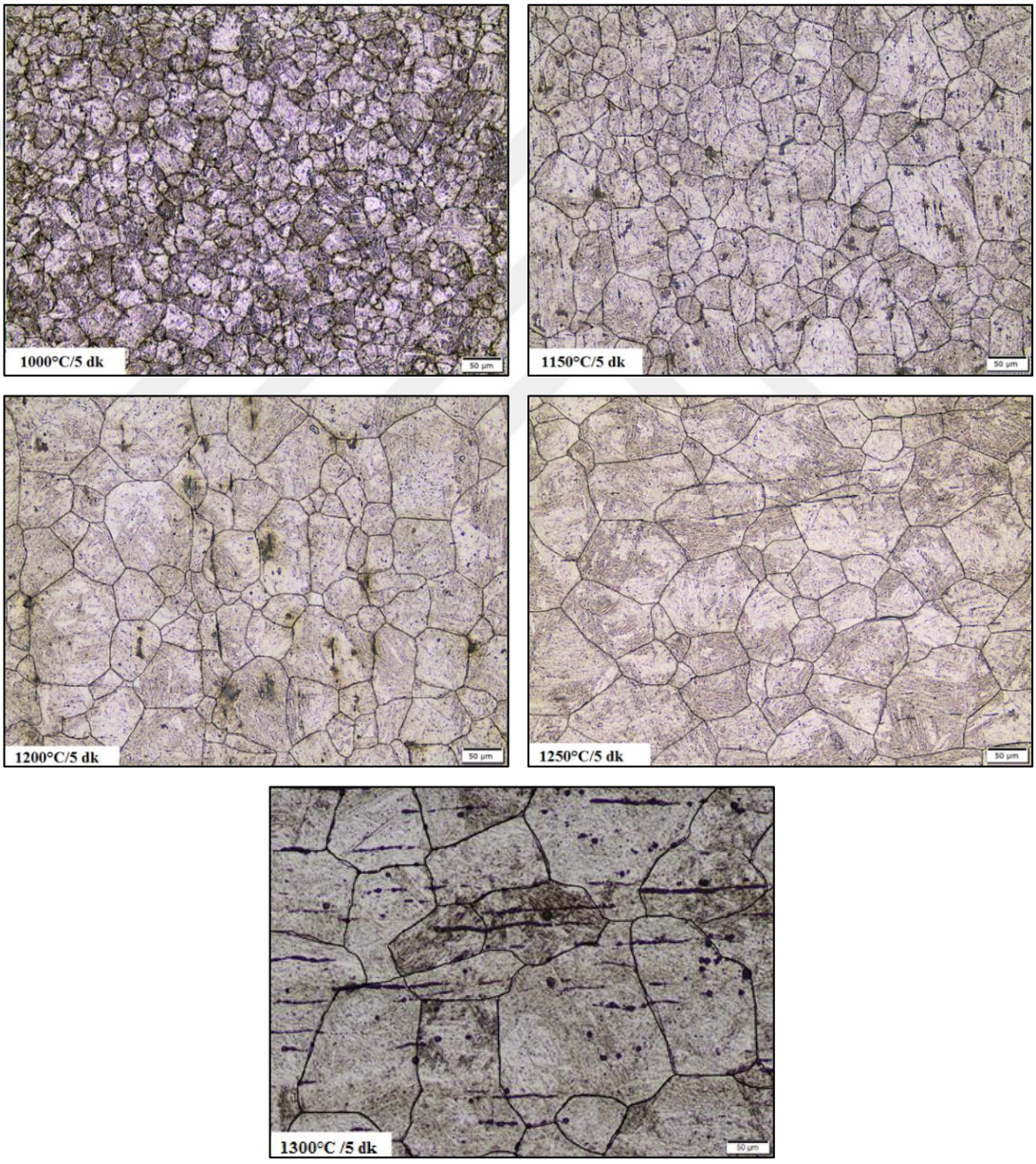
3.3. Sıcak Dövmenin Fiziksel ve Numerik Simülasyonu

Sıcak dövme işlemi öncesinde tane boyutu değişimini incelemek amacıyla sıcak haddelenmiş konumdan alınan numunelere farklı östenitleme sıcaklıkları uygulanmıştır. Bu numunelerde önceki östenit tane boyutu ölçümü yapılmış ve sertlikleri karşılaştırılmıştır. Diğer yandan, deformasyon dilatometresi ile 1200 °C'de deformasyon sonrası farklı soğuma hızlarında meydana faz dönüşümleri ve mikroyapı

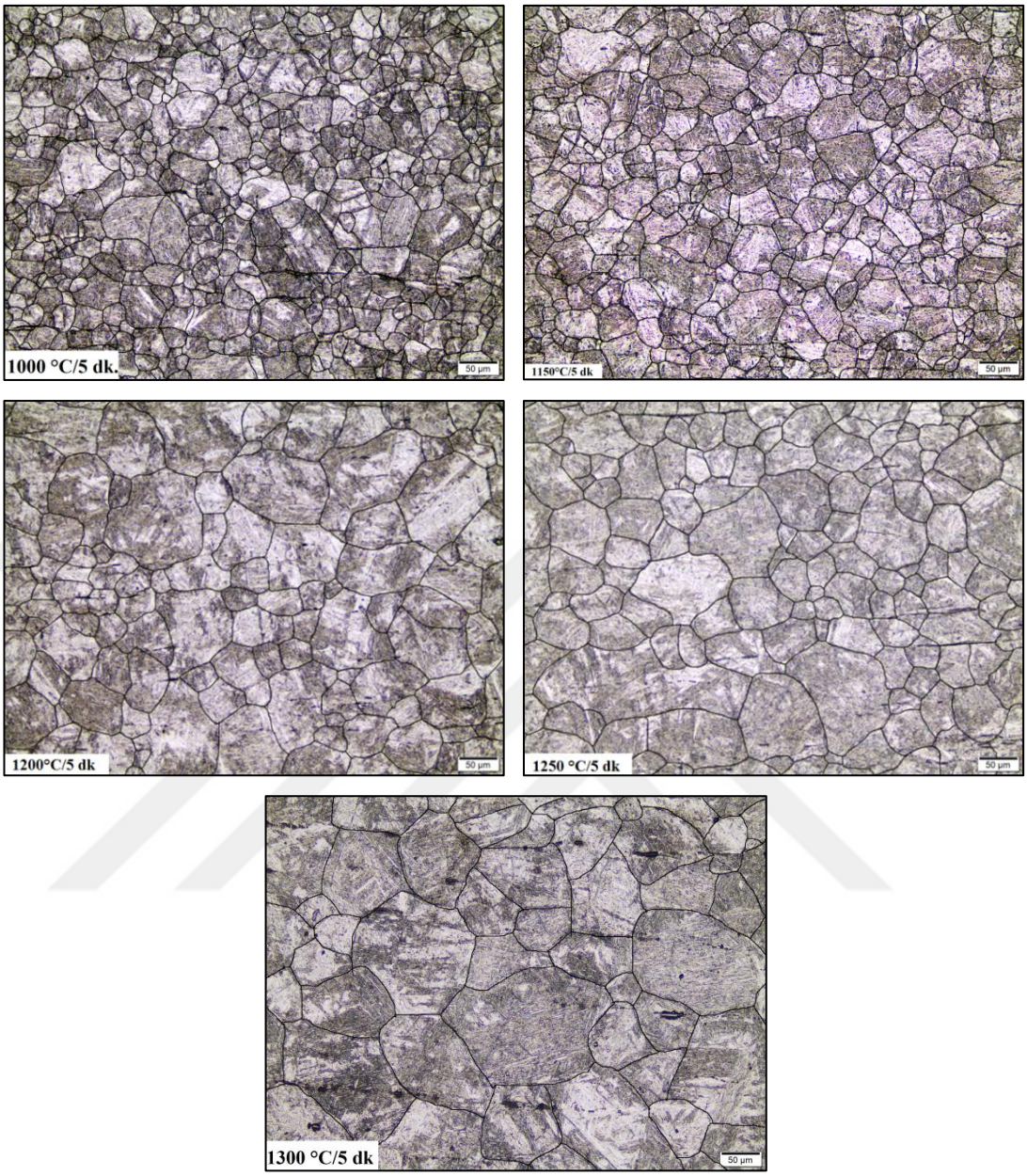
incelemeleri yapılmıştır. Dilatometre çalışmalarına göre oluşturulan ısıl çevrim ve mikroyapı modelinde DICTRA yazılımı ile kinetik hesaplamalar gerçekleştirilmiştir.

3.3.1. Önceki östenit tane boyutu ölçümü

Sıcak haddelenmiş konumda alınan numuneler 1000°C ile 1300°C arasında 5 dakika östenitleme işlemine tabi tutulmuş ve sonrasında suda su verilmiştir. Numuneler önceki östenit tane sınırlarını ortaya çıkarmak amacıyla Bechet&Beaujard ile dağlanmış ve alınan ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 3.7 ve Şekil 3.8'de sunulmuştur.



Şekil 3.7. Bechet&Beaujard ile dağlanmış G4 malzemesinin LM görüntüleri.



Şekil 3.8. Bechet&Beaujard ile dağlanmış referans malzemenin LM görüntüleri.

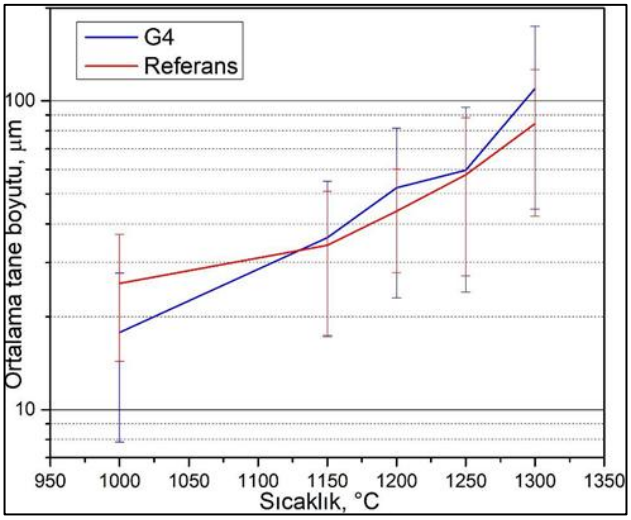
Önceki östenit tane boyutu analiz etmek için tanelerin ortalama kesişme uzunluğu ASTM E112 kesişme yöntemi uygulanmıştır. Ölçüm sonuçlarından elde edilen ortalama tane boyutu ve standart sapması değerleri Tablo 3.2'de verilmiştir. Bu tablo değerleri incelenecek olursa G4 malzemesi için 1000, 1150 ve 1200 °C'de östenitleme sıcaklığının ve mikroalaşım elementlerinin etkisiyle çok fazla kabalaşma yokken, sıcaklık 1250 °C'ye çıkıldığında tane boyutu 46,73 µm'den 62,03 µm'ye artmıştır. 1300 °C'de ise tane boyutu iyice kabalaşıp 109,59 µm'ye çıkmıştır. Referans malzemesi için ise 1000 °C'den sonra tane boyutu kabalaşmaya başlamaktadır. 1000

ve 1200 °C aralığında G4'e göre daha kaba bir mikroyapıya sahipken, 1250 °C'den sonra daha ince bir mikroyapıya sahip olmaktadır.

Tablo 3.2. Farklı sıcaklıklarda G4 ve Referans çeliklerinde belirlenen ortalama önceki östenit tane boyutu ve standart sapma değerleri.

İşlem	Tane Boyutu, µm (G4)	Tane Boyutu, µm (Referans)
1000 °C/5 dk.	17,78±9,92	25,65±11,31
1150 °C/5 dk.	30,80±14,68	40,11±25,07
1200 °C/5 dk.	46,73±23,27	51,01±16,13
1250 °C/5 dk.	62,03±34,05	57,63±23,21
1300 °C/5 dk.	109,59±64,96	84,41±42,05

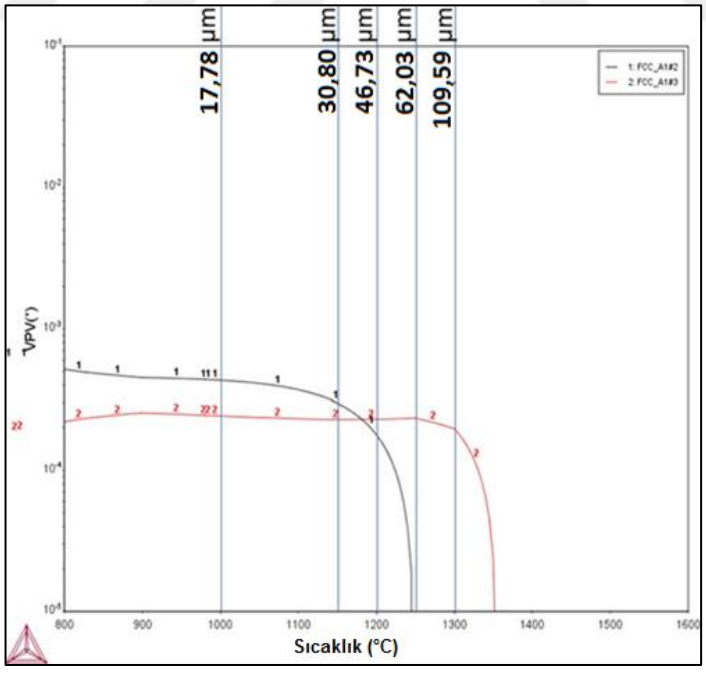
Ortalama önceki östenit tane büyüklüğü G4 ve Referans çeliklerinde farklı östenitleme sıcaklıkları için Şekil 3.9'da verilmiştir. Genel olarak G4 ve Referans çelikleri benzer bir östenit tane boyutu dağılımı göstermişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre östenitleme sıcaklığı yükseldikçe östenit tane boyutu ile birlikte tane boyutu dağılım aralığı da artmaktadır. G4 malzemesinde 1250 °C'ye kadar ortalama östenit tane boyutu 62,03±34,05 µm değerlerinin altındadır. Referans malzemesinde de benzer bir şekilde ortalama 57,63±23,21 µm değerleri ölçülmüştür. Sıcaklık 1300 °C'ye çıktığında ise Referans çeliğinde ortalama östenit tane boyutlarının görece daha ince olduğu görülmüştür.



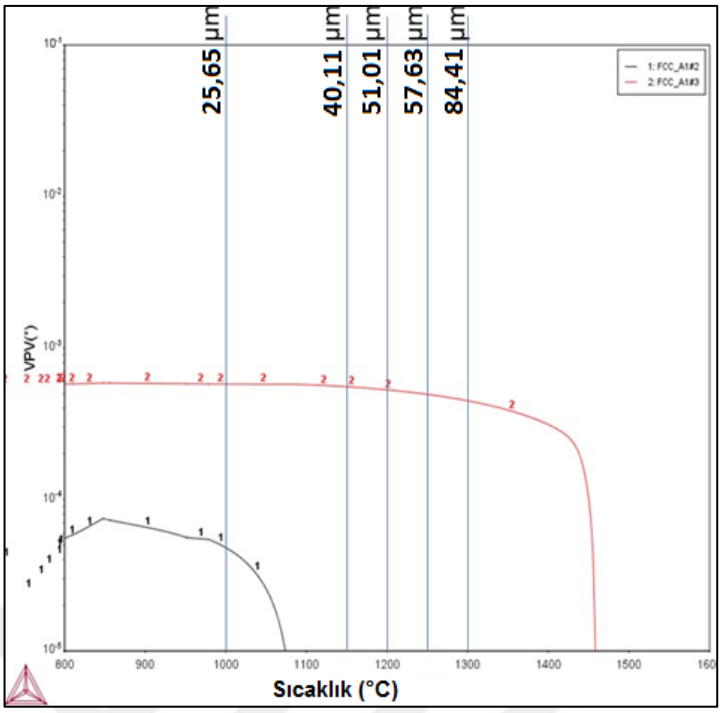
Şekil 3.9. 1000°C ile 1300°C arasındaki sıcaklıklarda 5 dakika boyunca östenitlenmiş G4 numunesinin önceki östenit tane boyutu.

Şekil 3.10’da ve Şekil 3.11’de, tane büyüklüğünün metal karbonitrürlerin hesaplanan çözünme sıcaklıkları ile ilişkili olduğunu göstermektedir. G4 numunesi için Şekil 3.9’da görüldüğü gibi Nb bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 2) fazının çökelme sıcaklığının hemen üstünde, ortalama ÖTB 46,73 µm 'den 62,03 µm'ye artmıştır. Nb çökelti sertleşmesi yoluyla mukavemeti yükseltmesi ile birlikte yeniden kristallenmeyi geciktiren ve tane boyutunu incelten bir mikroalaşım elementidir [38]. Rekristalizasyonu engelleme ve geciktirme etkisi sayesinde tane boyutu inceltme bakımından V ve Ti ile kıyaslandığında Nb elementinin daha etkili olduğu bilinmektedir [38]. G4 malzemesinde Nb bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 2) için hesaplanan çökelme sıcaklığının üzerinde tane boyutları artmaktadır.

Referans çeliğinde (311 ppm Ti ve 48 ppm Nb) G4 çeliğine (158 ppm Ti ve 360 ppm Nb) göre daha düşük miktarda Nb ancak daha yüksek Ti bulunmaktadır. Buna göre birbiriyle Nb bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 2) fazı için Şekil 3.10’da ve Şekil 3.11’de üzerinden kıyaslarsak, referans malzemesinde hacimce daha düşük FCC_A1 # 2 fazı oluşumu görülmüştür. Ti bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 3) fazının referans malzemesinde hacimce daha yüksek olduğu gözlenmektedir.

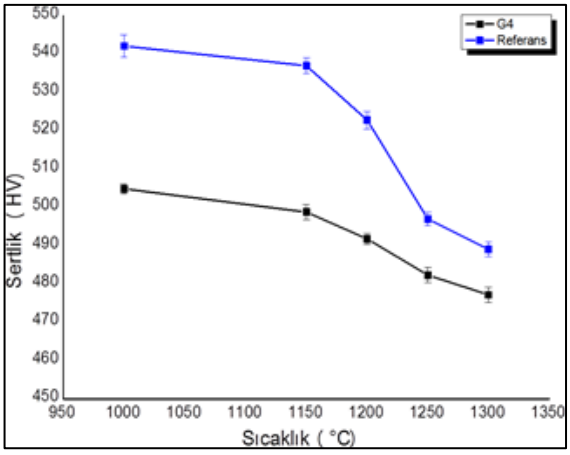


Şekil 3.12. G4 numunesi için Thermo-Calc yazılımı kullanılarak hesaplanan mikroalaşım element miktarı-sıcaklık ilişkisi ve ölçülen önceki östenit tane boyutu karşılaştırılması.



Şekil 3.13. Referans için Thermo-Calc yazılımı kullanılarak hesaplanan mikroalaşım element miktarı-sıcaklık ilişkisi ve ölçülen önceki östenit tane boyutu karşılaştırılması.

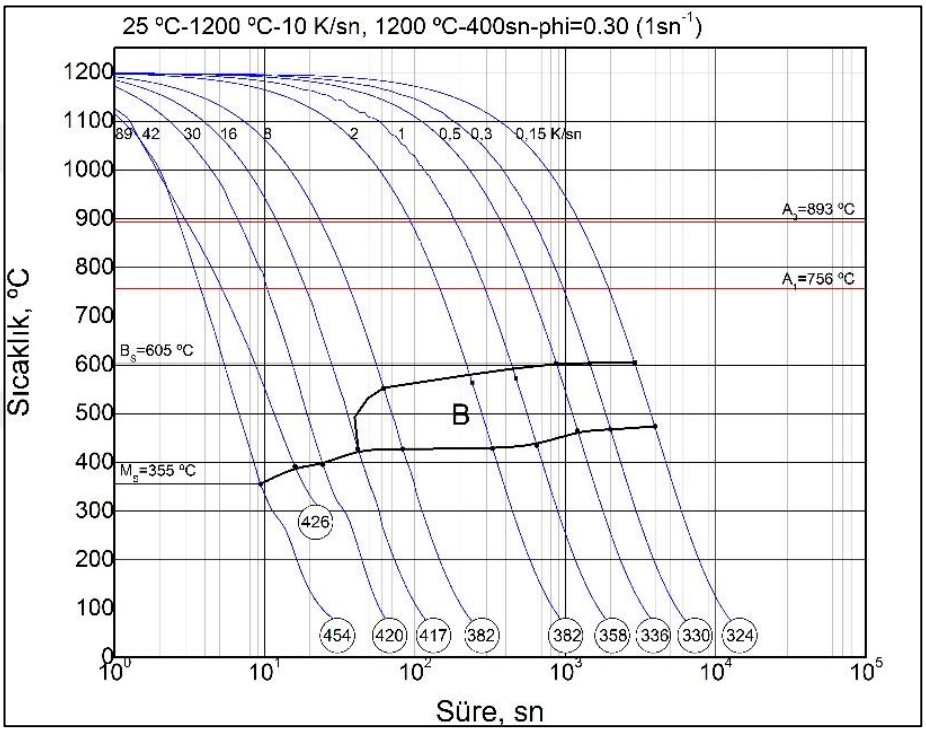
Şekil 3.14'te G4 ve referans malzemeleri için farklı östenitleme sıcaklarından sertleştirme sonrası sertlik değerleri özetlenmiştir. Bu grafiğe göre G4 malzemesinde sertlik değerleri 505 ile 480 HV arasında değişirken, referans malzemede sertliğin 540 ile 490 HV arasında değişen değerlerde olduğu belirlenmiştir. Buna göre referans numunesi daha yüksek sertlikte, ancak östenitleme sıcaklığına G4 malzemesi ile kıyaslandığında daha duyarlı bir sertleşme davranışı göstermektedir.



Şekil 3.14. G4 ve referans numunelerinin sertlik grafiği.

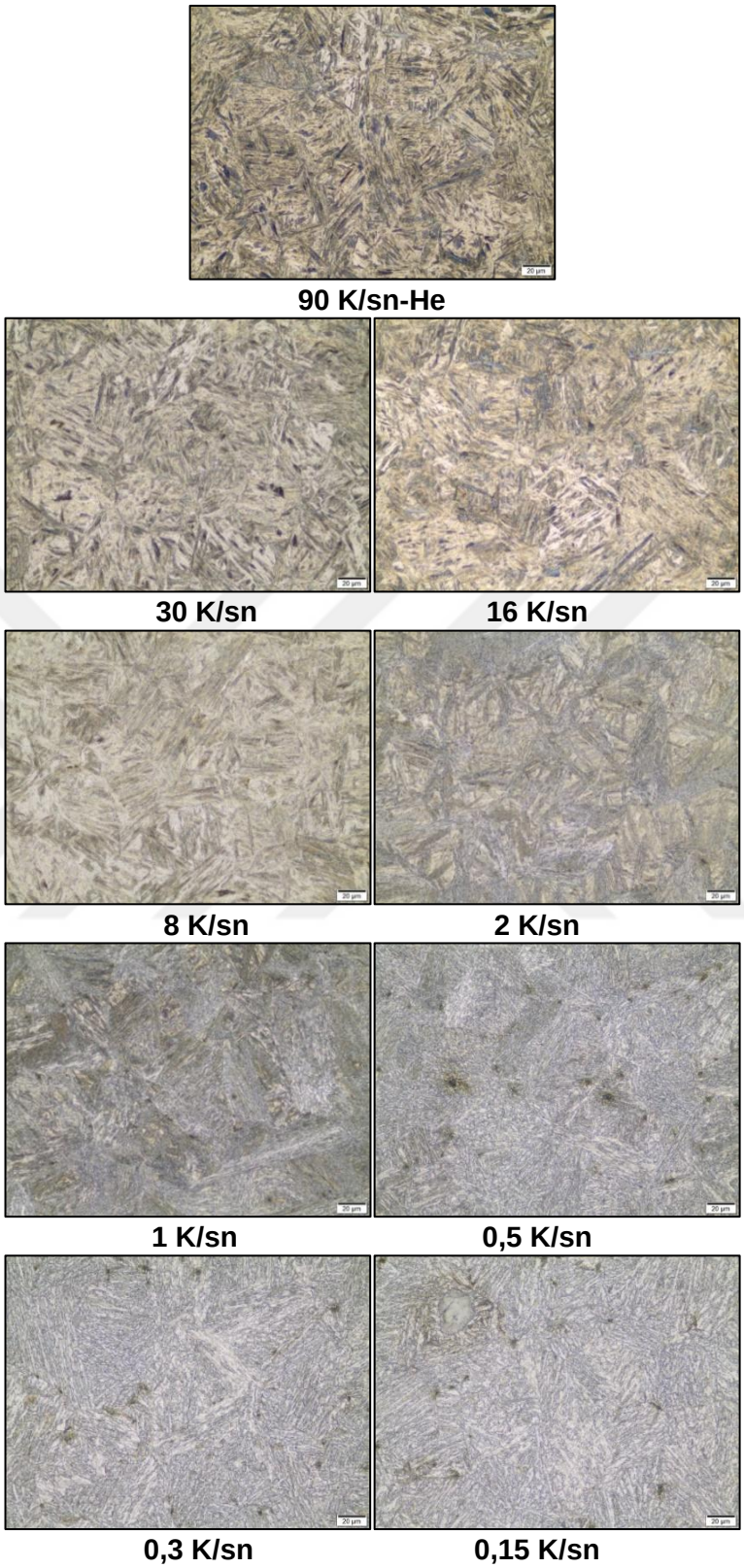
3.3.2. Deformasyon dilatometresi çalışmaları

Deformasyon dilatometre testinde numuneler 1200 °C'de deformasyon sonrasında 90-0,15 K/sn soğuma hızları ile soğutulmuştur. Böylece G4 ve referans malzemeye ait CCT diyagramları oluşturulmuştur. G4 numunesinin dilatometre sonuçlarına göre oluşturulan sürekli soğuma-dönüşüm (Continous Cooling Transformation, CCT) diyagramı Şekil 3.15'te verilmiştir. Bu diyagrama bakıldığında 90K/sn, 30K/sn ve 16K/sn'de uygulanan testlerde yapı tamamen martenzittir ve sertlikler 454 HV ile 420 HV arasındadır. Ancak soğutma hızı 8K/sn'de beynit alanına girdiği gözükmektedir. Beynitik alanda sertlik ise 382 HV ve 324 HV arasında değişmektedir.

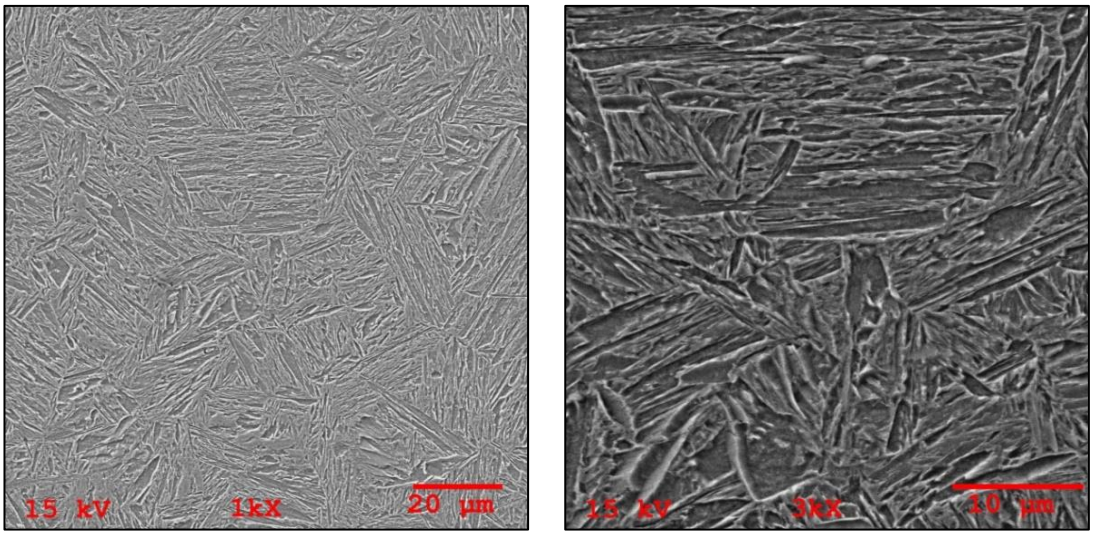


Şekil 3.15. G4 için oluşturulan CCT diyagramı.

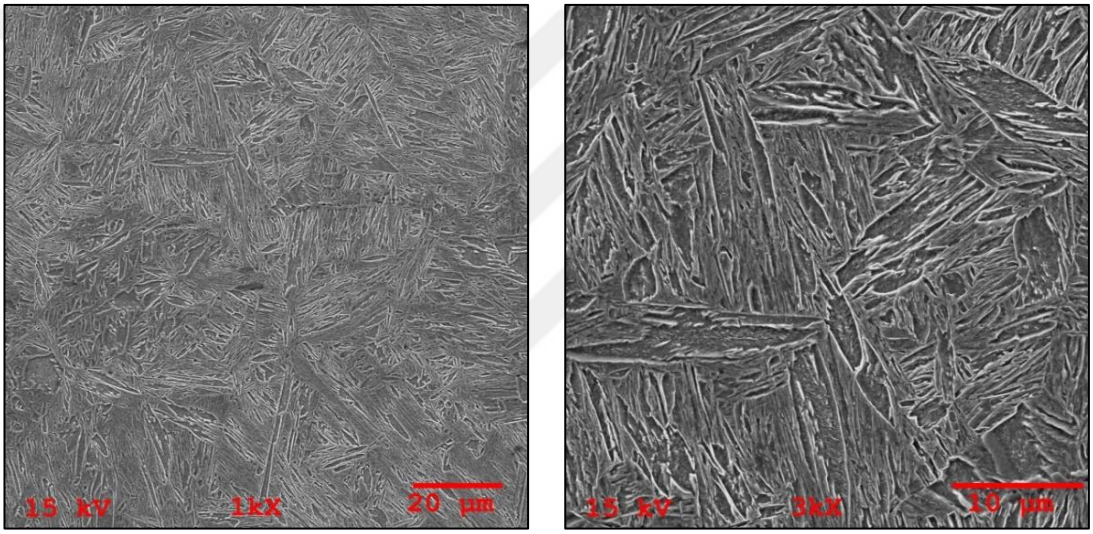
Bu numunelerden alınan LM ve SEM görüntüleri Şekil 3.15-3.20'de sunulmuştur. Şekil 3.16'ya ve Şekil 3.17'ye bakınca 90-16 K/sn arasında soğuma hızı aralığında yapı martenzittir. Ancak soğuma hızı düştükçe mikroyapıda martenzit fazının oranı gittikçe düşmektedir ve martenzit fazının yanında beynit fazı da oluşmaya başlamaktadır. 2 K/sn ve daha yavaş soğuma hızlarında mikroyapıda beynit fazının daha baskın şekilde oluştuğu görülmektedir. Beynit fazı ile birlikte özellikle önceki östenit tane sınırlarında ikincil faz olarak M/A bulunmaktadır. Soğuma hızı 0,5 K/sn hız ile soğumaya doğru gidildiğinde yapıda ikincil faz M/A miktarı artmakta ve beynitik matriks kabalaşmaktadır.



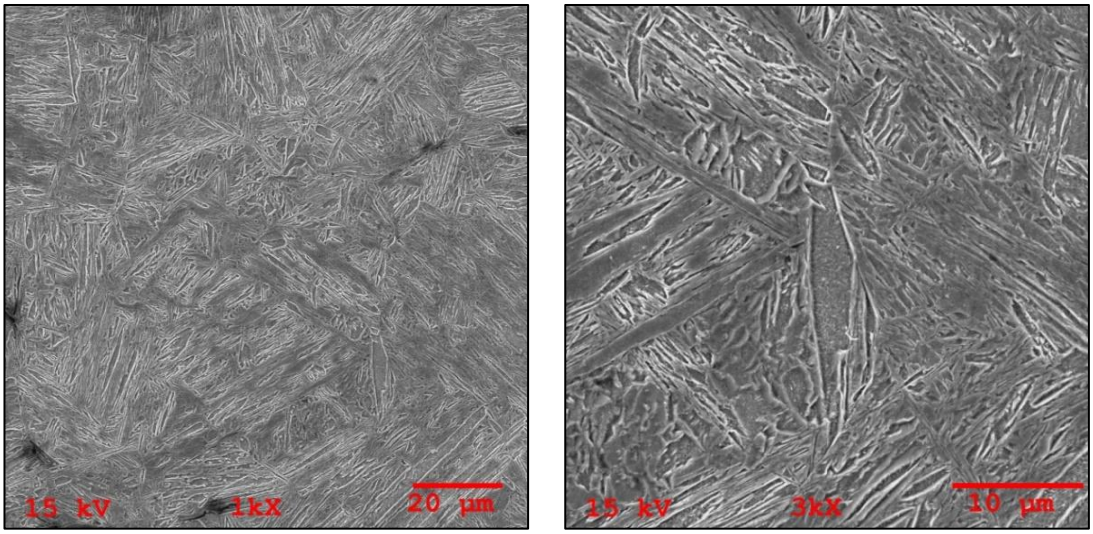
Şekil 3.16. G4 için deformasyon dilatometre numuneleri LM görüntüleri



90 K/sn-He

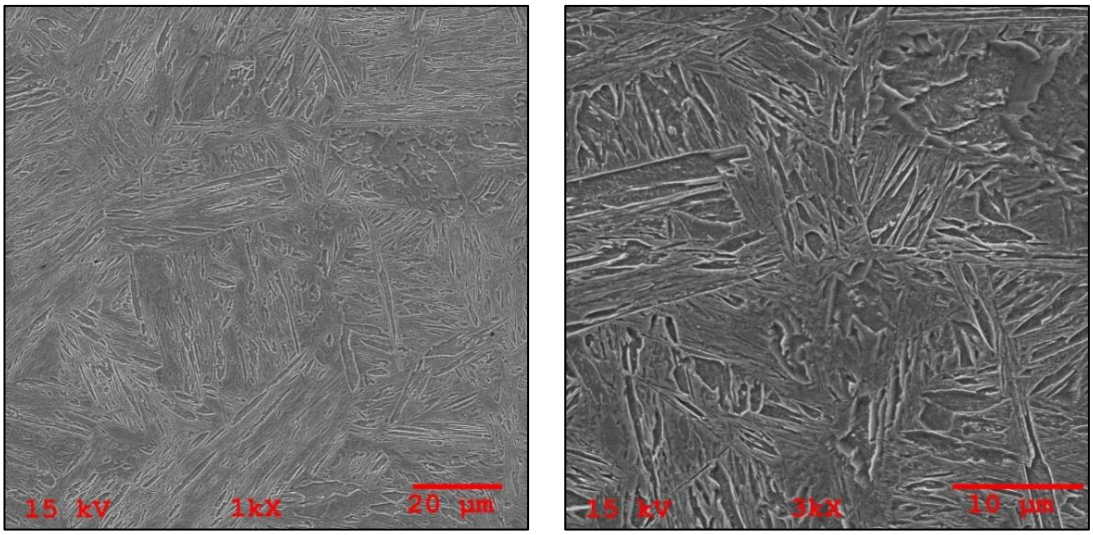


30 K/sn

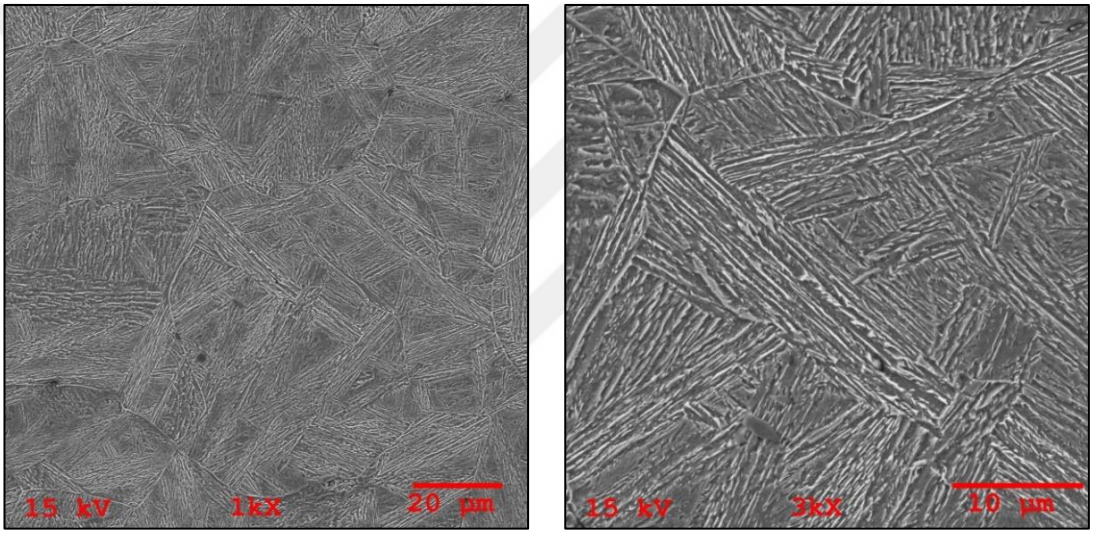


16 K/sn

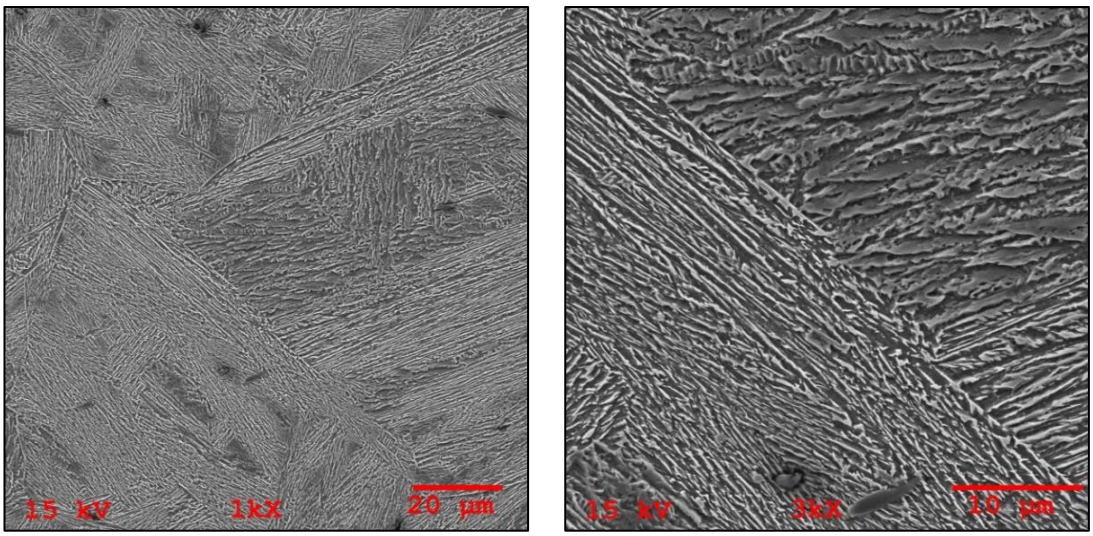
Şekil 3.17. G4 için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).



8 K/sn

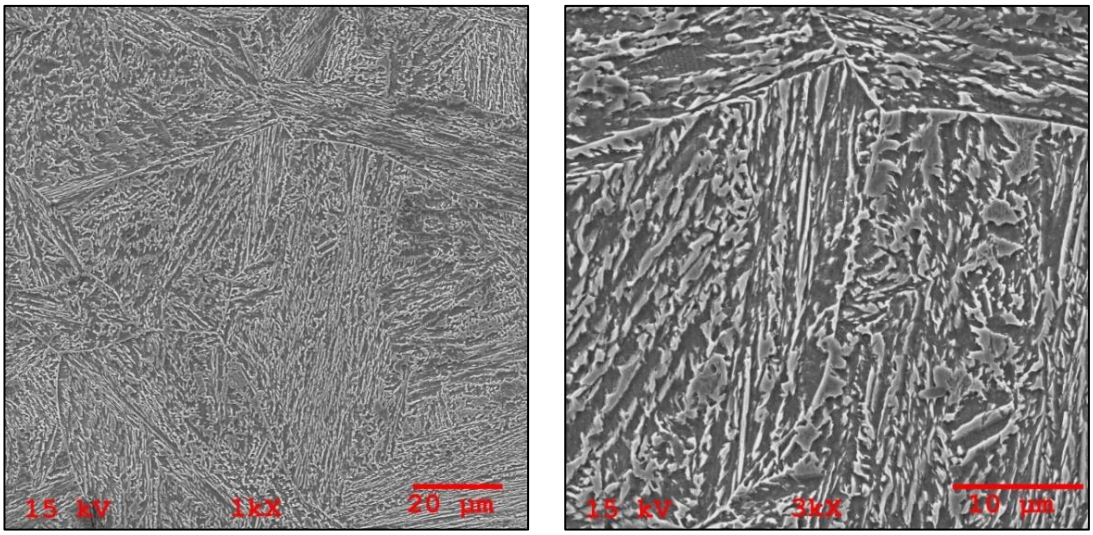


2 K/sn

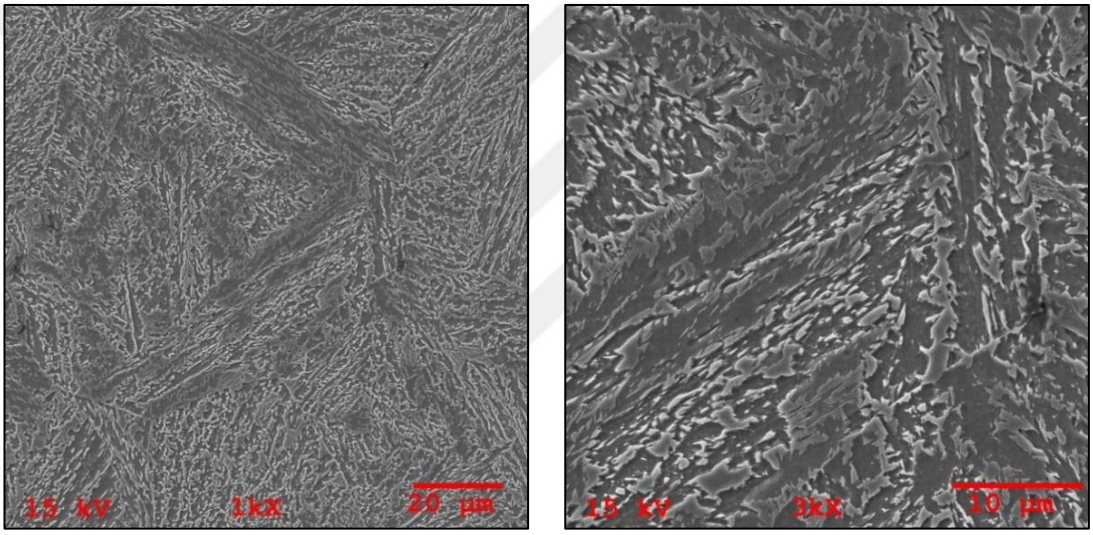


1 K/sn

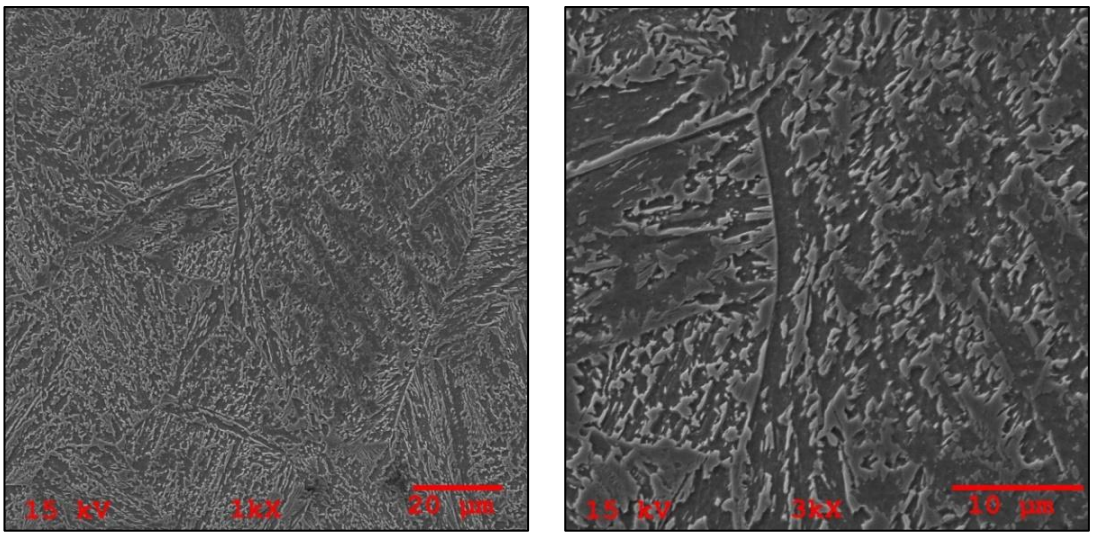
Şekil 3.17. G4 için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).



0,5 K/sn



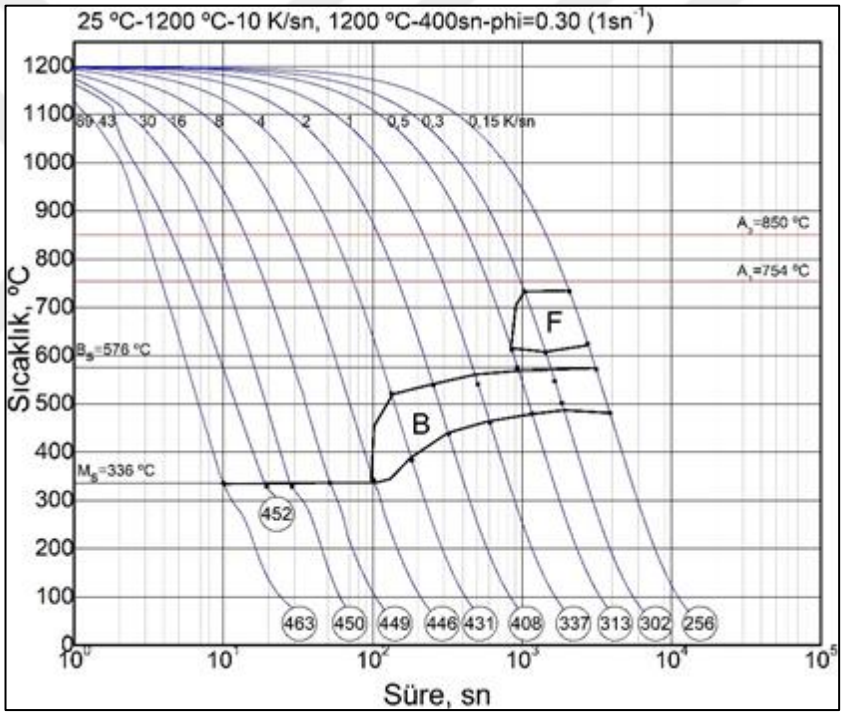
0,3 K/sn



0,15 K/sn

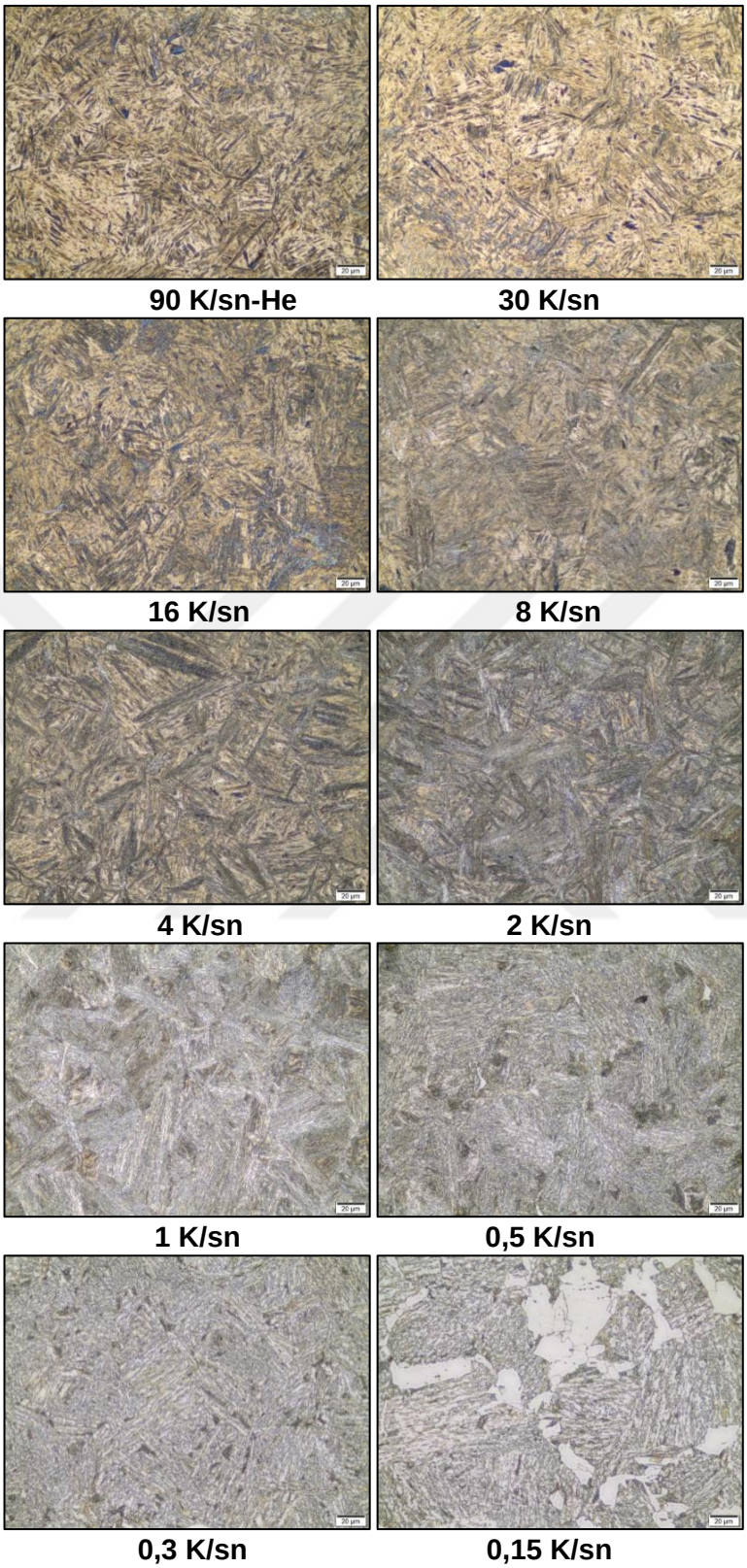
Şekil 3.17. G4 için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).

Referans numunesinin dilatometre sonuçlarına göre oluşturulan CCT diyagramı Şekil 3.'de verilmiştir. Bu diyagramda 90K/sn, 30K/sn, 16K/sn ve 8K/sn'de uygulanan dilatometre testlerinde yapı martenzittir. Ancak soğuma hızı 4K/sn'de beynit alanına girildiği gözükmektedir. Bu numunelerin sertliklerine bakılacak olursa soğuma hızının en yüksek olduğu 90K/sn'de 463 HV olarak ölçülmüştür ve mikroyapının martenzit olduğu soğuma hızlarında sertlikler 463 HV ile 446 HV arasındadır. Soğuma hızı 4K/sn olduğunda ise beynit fazı oluşmaya başlamıştır ve burada sertlik 431 HV'dir. Yapıda neredeyse tamamı beynit olan çeliklerde ise sertlik 408 HV ile 337 HV arasında ölçülmüştür. Soğuma hızının daha 0,5 K/sn'nin altına düşmesi ile sertlik 313 HV ile 256 HV arasında değişmektedir. Buradaki sertlik azalması ise beynit oranının giderek azalmasından ve ferrit oluşumunun artmasından kaynaklanmaktadır.

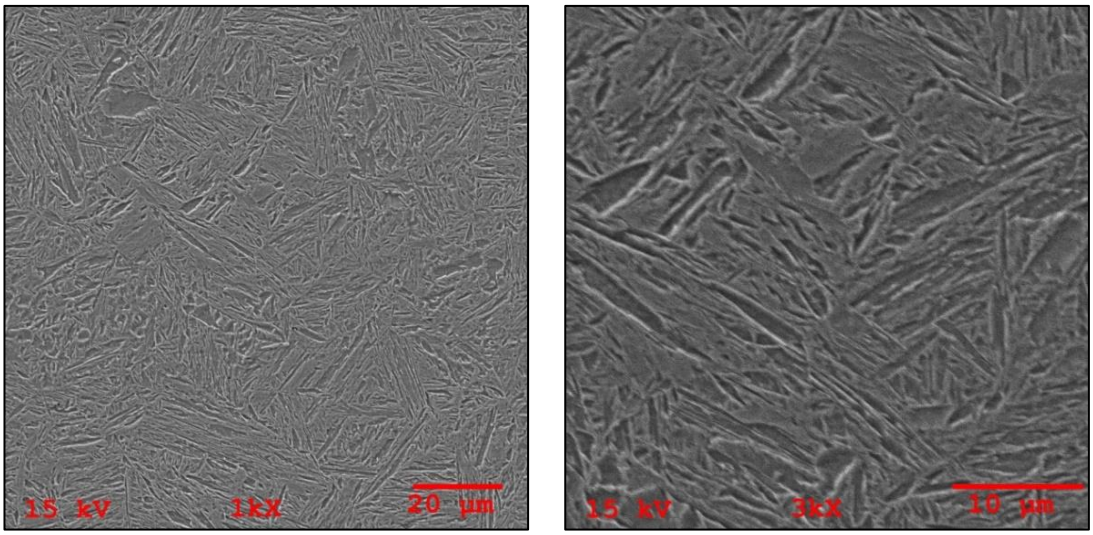


Şekil 3.18. Referans için oluşturulan CCT diyagramı.

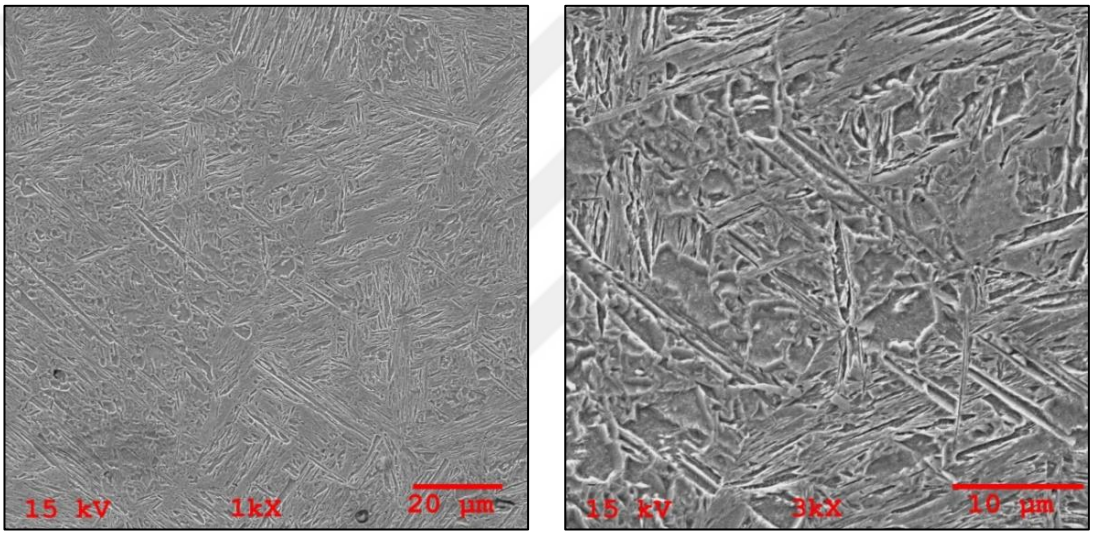
Şekil 3.19 ve Şekil 3.20'de referans malzemenin dilatometre numunelerine ait LM ve SEM görüntüleri verilmiştir. 90K/sn ve 8K/sn arasında soğuma hızlarında martenzit oluşumu gözlenmektedir. Soğuma hızı düştükçe mikroyapıda martenzit fazının oranı gittikçe düşmektedir ve beynit fazı oluşmaya başlamaktadır. Beynit fazının oluşmaya başladığı soğuma hızı ise 4 K/sn'dir. Soğuma hızı 2K/sn olduğunda beynitik mikroyapı oluşumu görülmektedir. Soğuma hızı 0,5K/sn'de ise yapıda beynit ile birlikte proötektoid ferrit oluşmaya başlamıştır ve soğuma hızı azaldıkça ferrit oranı artmaktadır.



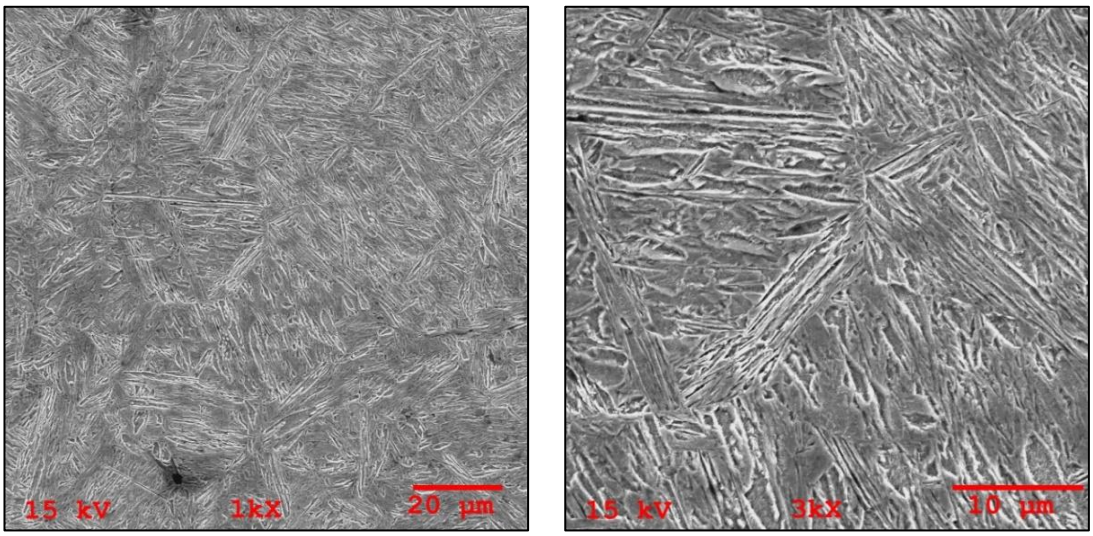
Şekil 3.19. Referans için deformasyon dilatometre testlerinin LM görüntüleri.



90 K/sn-He

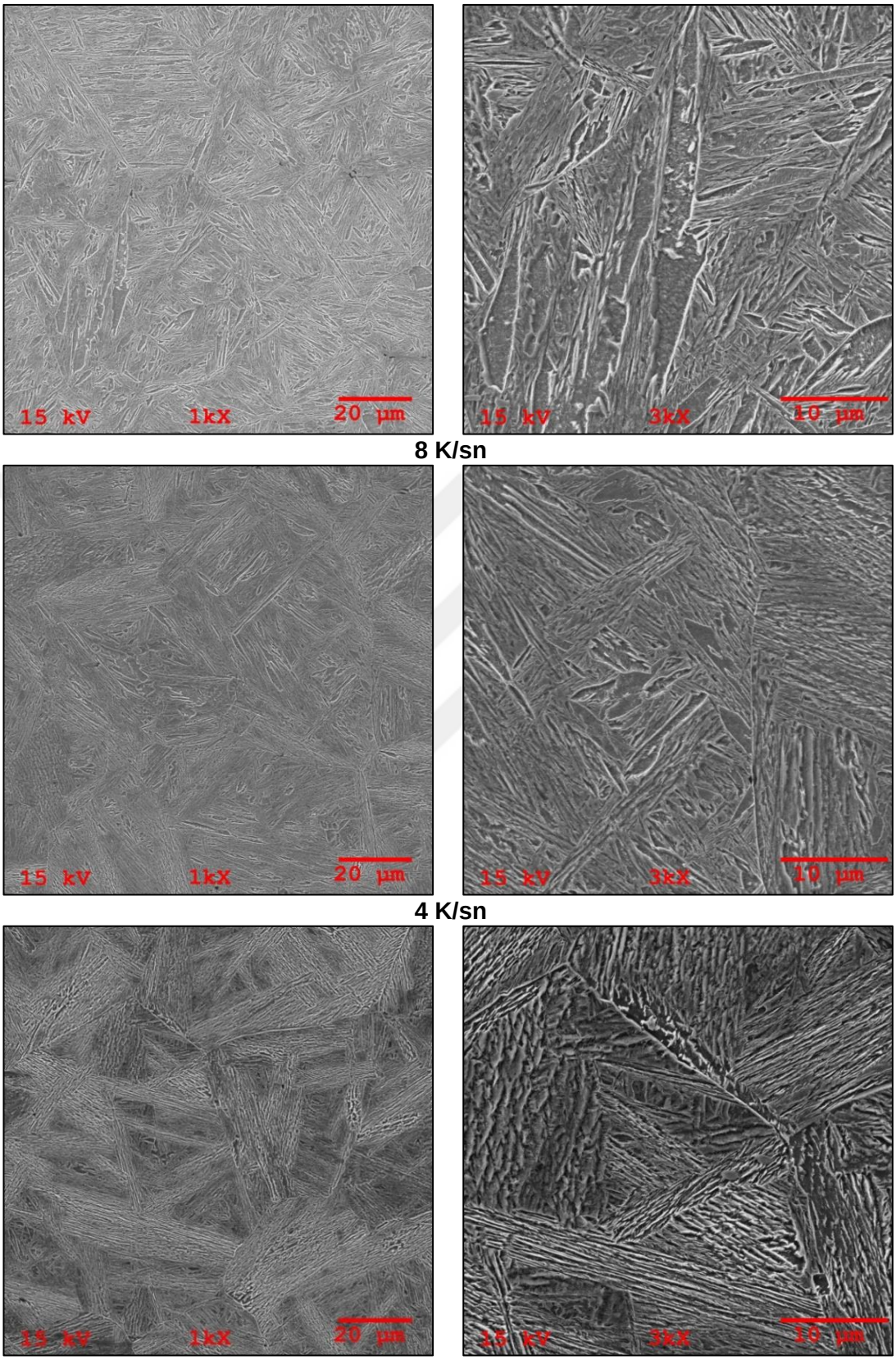


30 K/sn

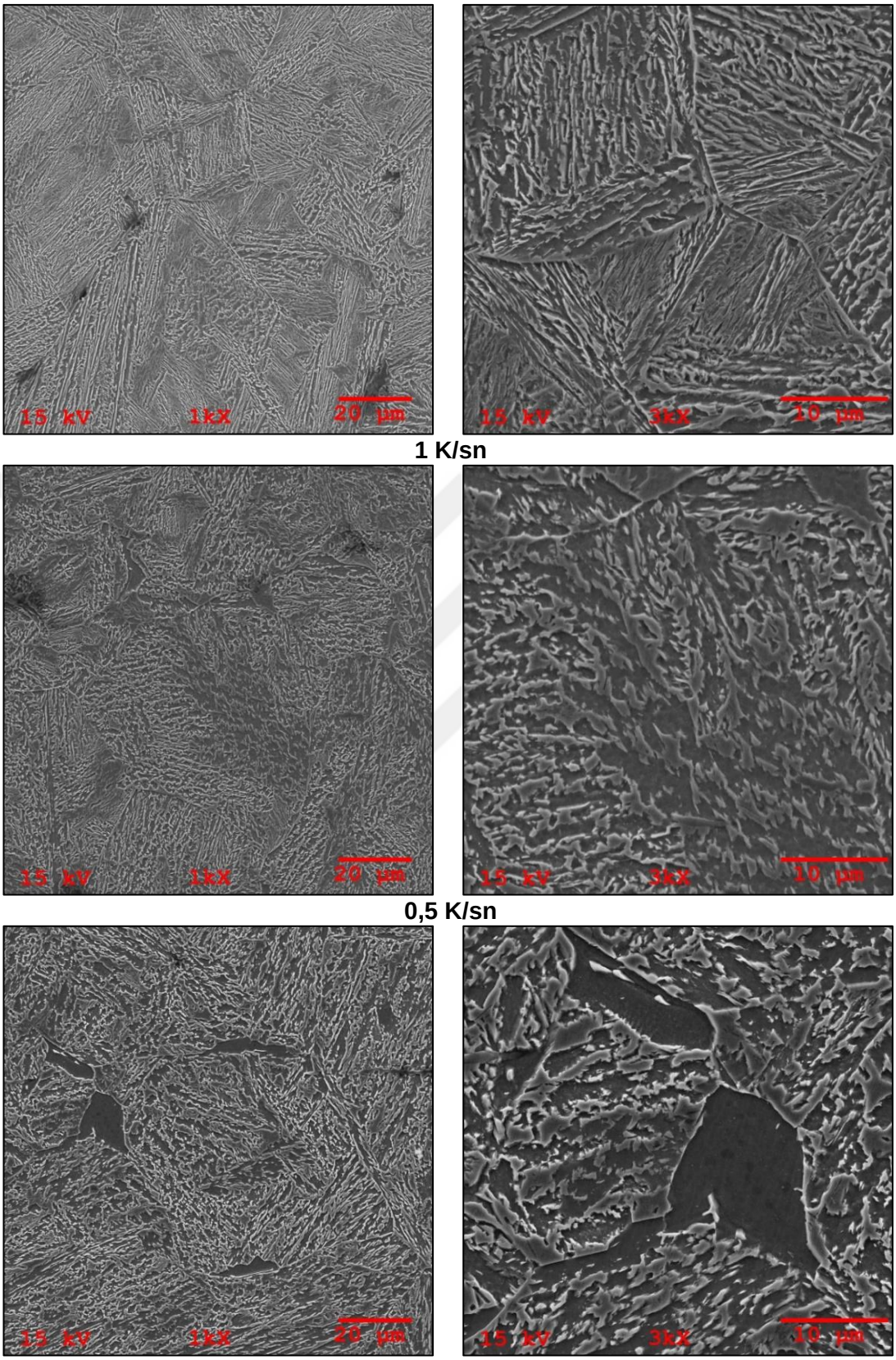


16 K/sn

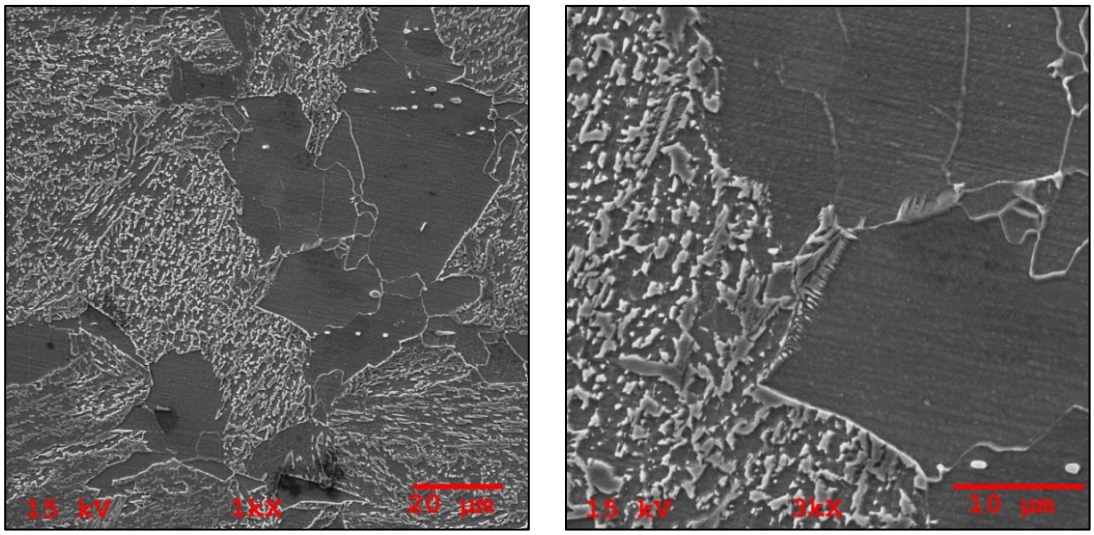
Şekil 3.20. Referans için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).



Şekil 3.20. Referans için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).



Şekil 3.20. Referans için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).

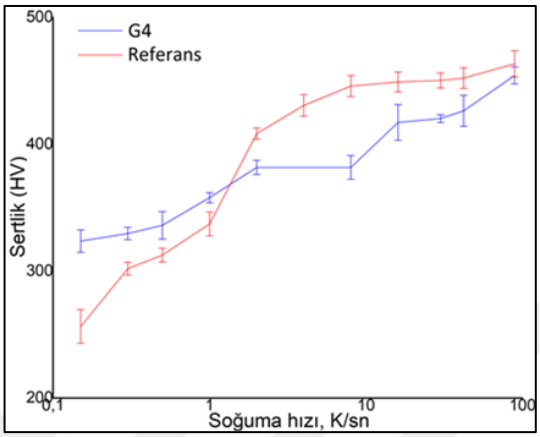


0,15 K/sn

Şekil 3.20. Referans için dilatometre numunelerine ait SEM görüntüleri (devam).

Yukarıda beynitik faz dönüşümünü etkileyen parametreler başlıklı literatür taramasına bakılacak olursa C miktarının B_S sıcaklığını ve beynit oluşum süresini etkilemektedir. C miktarı arttıkça B_S sıcaklığı düşer ve beynit oluşum sıcaklık aralığı azalır. Beynit faz dönüşümünün oluşum süresi artan C miktarı ile artar [5]. Bu iki malzemeyi karşılaştıracak olursak C miktarı daha yüksek olan referans malzemesinin B_S sıcaklığı 576 °C iken G4 malzemesinin B_S sıcaklığı 605 °C'tir. Ayrıca referans malzemesinin beynit oluşum süreside daha uzundur. Si miktarı ise G4 malzemesinde daha fazladır ve Si beynit fazının oluşumu için itici güçtür. Ayrıca iki malzeme arasındaki kimyasal kompozisyon farklılığına bakıldığında asıl fark Cr ve Mo alaşım elementlerinden kaynaklanmaktadır. G4 malzemesinde Cr ve Mo alaşım elementlerinin miktarı daha fazladır. Krom beynit başlangıç sıcaklığını düşürüp TTT grafiği içindeki beynitik faz dönüşümü daha uzun sürede gerçekleşmesini sağlar. Bu nedenle kromun artışı Gibbs serbest enerjisindeki azalmaya bağlı olarak beynitik reaksiyonun oluşum süresini arttır. Ayrıca martenzit başlangıç sıcaklığı ve kritik soğuma hızını da düşürür. Molibden ise bir ferrit oluşturucu olmasına rağmen genellikle beynitik çeliklerde ferrit/perlit oluşumunu geciktirmek için kullanılır [5]. İki malzemenin CCT grafikleri karşılaştırıldığında G4 malzemesinde farklı soğuma hızlarında yapılan testlerde ferrit alanına hiç girilmediği belirlenmiştir. Referans malzemede ise mikroyapı görüntülerinden de anlaşıldığı üzere 0,5K/sn'de yapıda ferrit oluşmaya başlamıştır ve soğuma hızı azaldıkça ferrit oranı artmıştır. 0,3K/sn'de oluşan ferrit preötektoid ferrittir. 0,15K/sn 'de ise yapı tamamen ferritten oluşmuştur

Şekil 3.21'de hem G4 hem de referans malzemesi için sertlik-soğutma hızı grafiği verilmiştir. Soğutma hızı arttıkça yapı gittikçe daha yüksek hacim oranında martenzite dönüştüğü için sertlik de artmaktadır. G4 numunesinin sertliği 454 HV ile 324 HV arasında değişmektedir. Referans numunesi içinse sertlik 463 HV ile 256 HV arasında değişmektedir.



Şekil 3.21. G4 ve referans için oluşturulan sertlik-soğuma hızı grafiği.

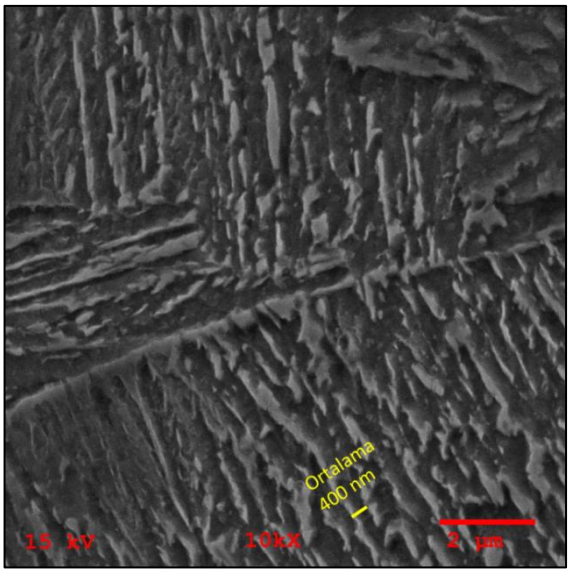
3.3.3. DICTRA

Hesaplamalarda DICTRA yazılımı ve MOBFE4 veritabanı kullanılmıştır. DICTRA'da oluşturulan 1 boyutlu model Şekil 3.22'de ve bu modeli oluşturmak için kullanılan SEM görüntüsü Şekil 3.23'te verilmiştir. Bu modelde başlangıç durumunda (t=0 sn), 400 nm boyutundaki bir hücrede 399 nm boyutunda matriks faz östenite doğru büyümekte olan 1 nm boyutunda ferrit fazı bulunduğu varsayılmıştır. Fazların başlangıç kimyasal bileşimleri olarak östenit fazında çelik bileşimi alınmıştır. Ferrit fazı için ThermoCalc TCFE9 veritabanı ile denge durumunda 800 ºC'deki ferrit kimyasal bileşimi hesaplanmıştır. Sıcaklık 800 ºC'den 450 ºC'ye kadar düşürülmüş ve bu sırada ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi hesaplanmıştır. Şekil 3.24'te gösterildiği gibi 4 K/sn ve 1 K/sn olmak üzere iki farklı soğuma hızında hesaplama yapılmıştır.

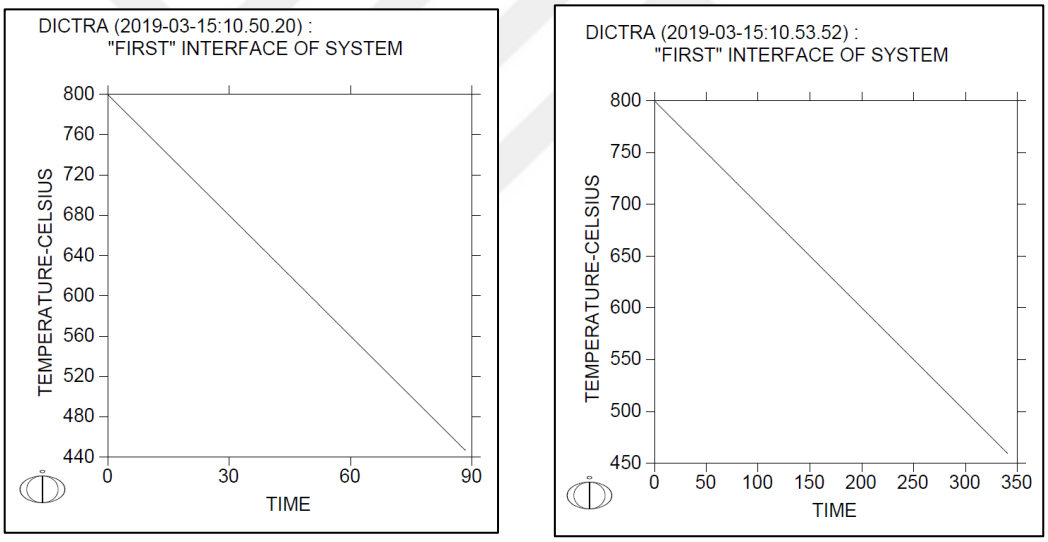
γ fazı, 399 nm	**α fazı, 1 nm**
C %0,22	**C %0,0102808**
Mn % 1,46	**Mn %0,801027**
Si % 1,30	**Si %1,49610**

T= 800 ºC

Şekil 3.22. DICTRA hesaplamalarında kullanılan 1 boyutlu mikroyapı modeli.



Şekil 3.23. Model oluşturmada kullanılan 1 K/sn ile soğutulan dilatometre numunesine ait SEM görüntüsü.

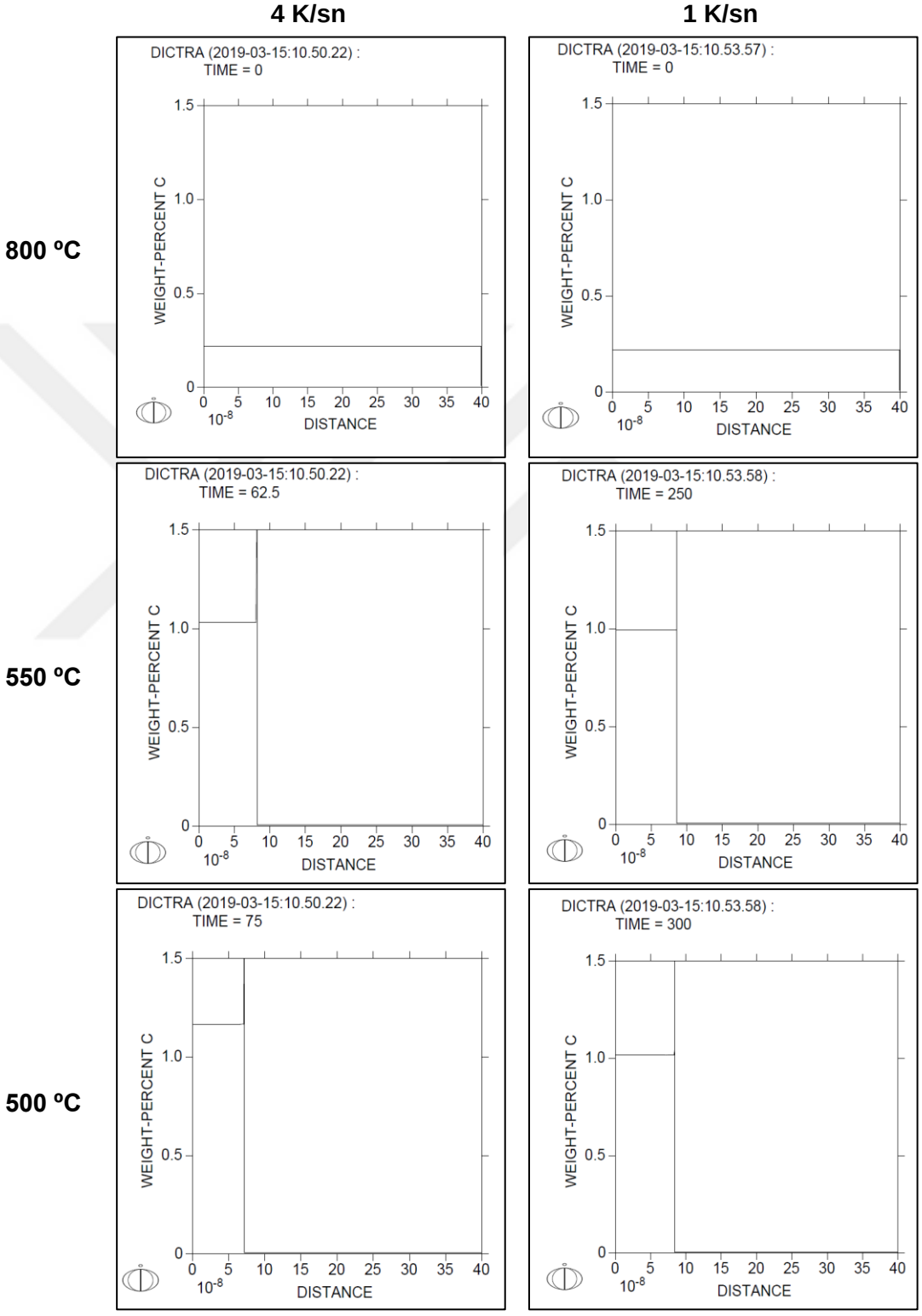


a. b.

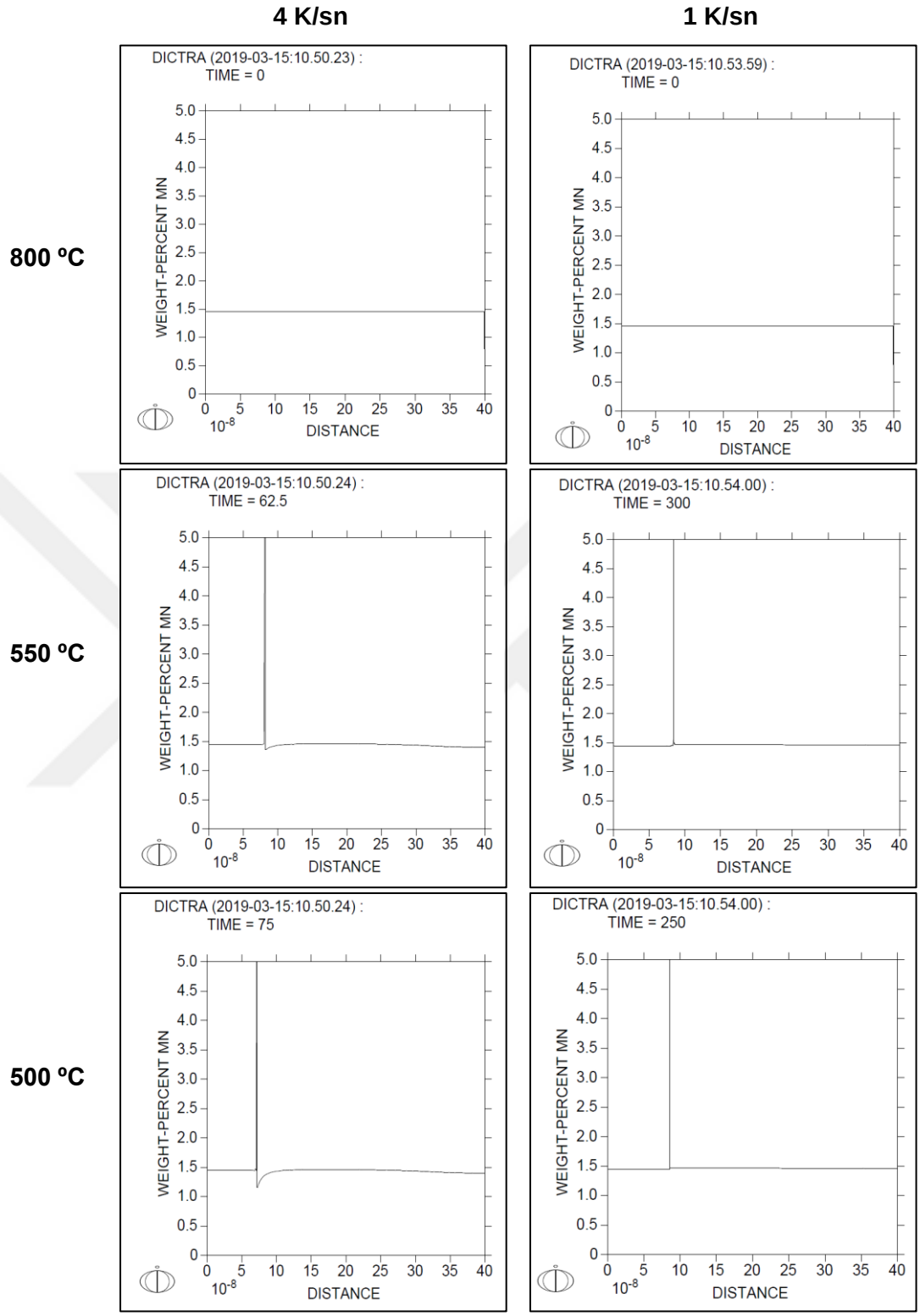
Şekil 3.24. Sıcaklık ve zaman değişimi a. 4 K/sn ve b. 1 K/sn.

Hesaplama sonuçları Şekil 3.25-3.27'de sunulmaktadır. Şekil 3.25'te başlangıç sıcaklığı 800 °C ile birlikte 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında oluşan karbon dağılımları verilmiştir. İki farklı soğuma hızına bağlı olarak diyagramların sol kenarında (x=0 nm) östenit ve sağ kenarında (x=400nm) ferrit fazlarında karbon dağılımının değişimi görülmektedir. Hesaplamalara göre sıcaklığın düşmesi ile birlikte östenit fazı boyutu küçülmekte ve karbonca zenginleşmektedir. Örneğin başlangıç durumunda östenitteki % 0,22 C miktarı 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğumada % 1,16'ya ve 1 K/sn hızla soğumada % 1,02'ye kadar artmaktadır. Östenit boyutu ise 500 °C'ye 4 K/sn

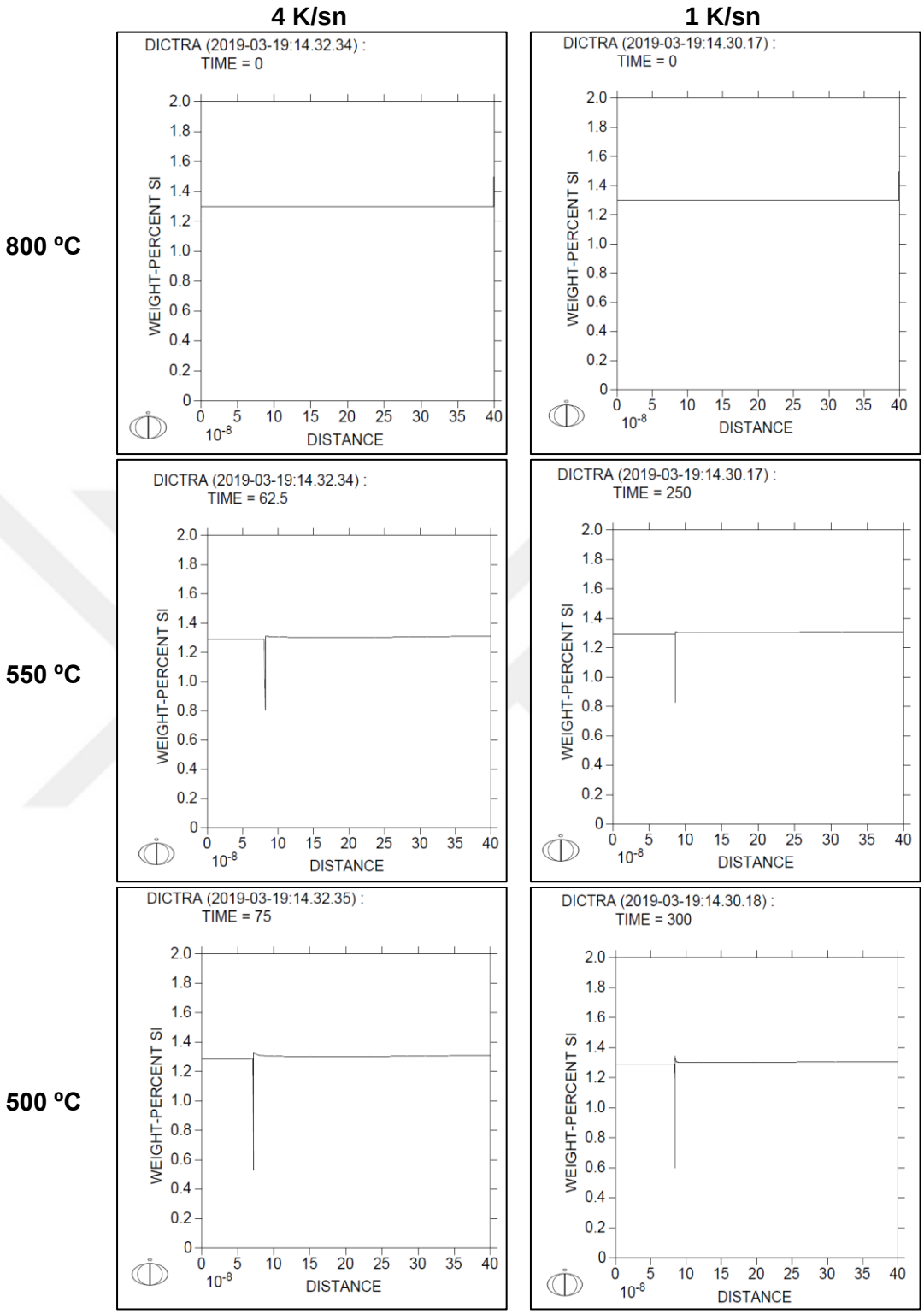
hızla soğuma sonrasında 73,5 nm ve 1 K/sn için 70,6 nm olarak hesaplanmıştır. Hesaplamalarda Şekil 3.26 ve 3.27'deki gibi östenit ve ferrit fazlarında Mn ve Si miktarlarında önemli bir miktarda paylaşım görülmemiştir.



Şekil 3.25. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki karbon dağılımı.



Şekil 3.26. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki mangan dağılımı.



Şekil 3.27. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki silisyum dağılımı.

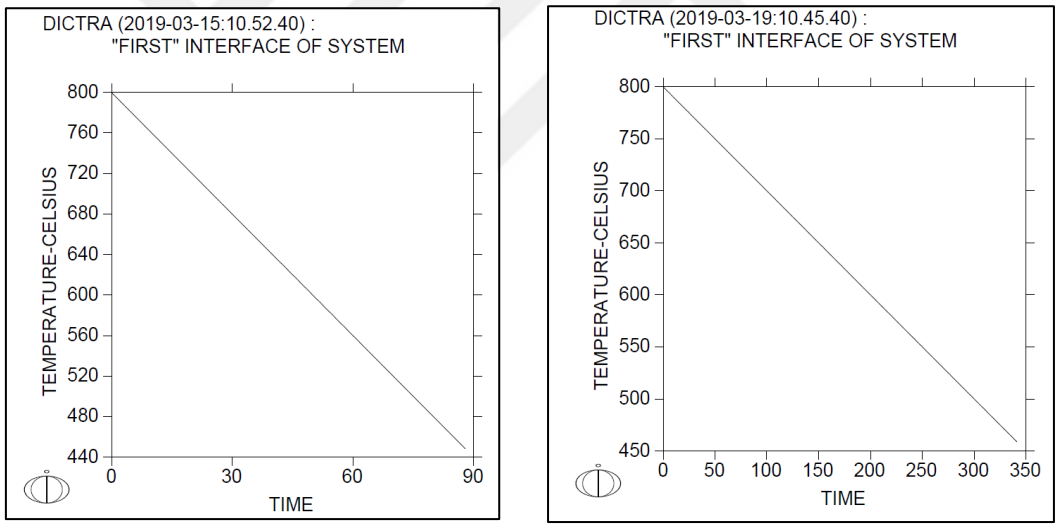
G4 alaşımı için gerçekleştirilen hesaplamalardaki benzer koşullar referans alaşımında da kullanılmıştır. Buna göre oluşturulan 1 boyutlu model Şekil 3.28'de verilmiştir. Bu modelde başlangıç durumunda (t=0 sn), 400 nm boyutundaki bir hücrede 399 nm

boyutunda matriks faz östenite doğru büyümekte olan 1 nm boyutunda ferrit fazı bulunduğu varsayılmıştır. Fazların başlangıç kimyasal bileşimleri olarak östenit fazında çelik bileşimi alınmıştır. Ferrit fazı için ThermoCalc TCFE9 veritabanı ile denge durumunda 800 °C'deki ferrit kimyasal bileşimi hesaplanmıştır. Sıcaklık 800 °C'den 450 °C'ye kadar düşürülmüş ve bu sırada ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi hesaplanmıştır. Şekil 3.29'da gösterildiği gibi 4 K/sn ve 1 K/sn olmak üzere iki farklı soğuma hızında hesaplama yapılmıştır.

γ fazı, 399 nm	**α fazı, 1 nm**
C %0,26	**C %0,00988637**
Mn % 1,50	**Mn %0,752198**
Si % 1,17	**Si %1,39438**

T= 800 °C

Şekil 3.28. DICTRA hesaplamalarında kullanılan 1 boyutlu mikroyapı modeli.

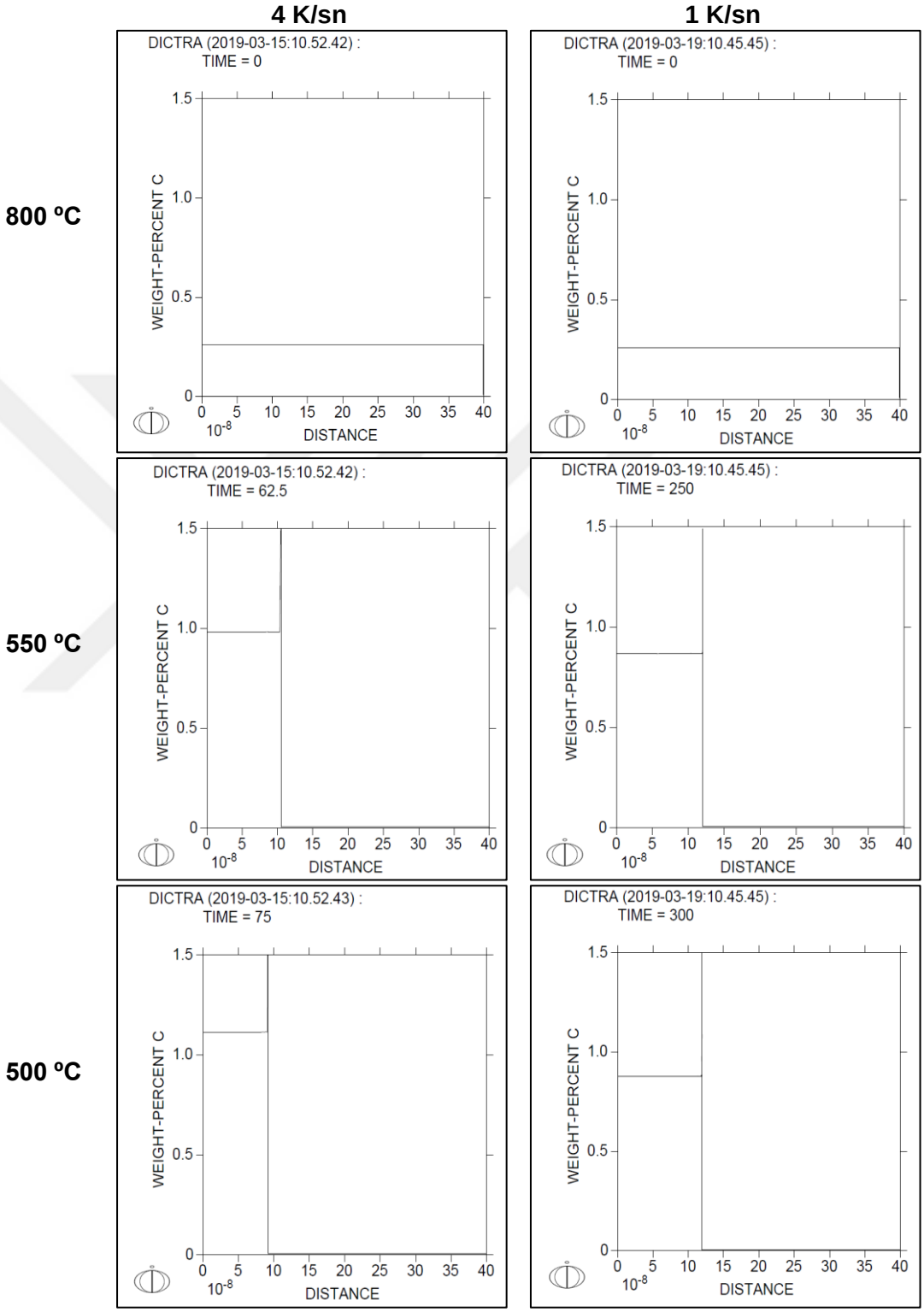


a. b.

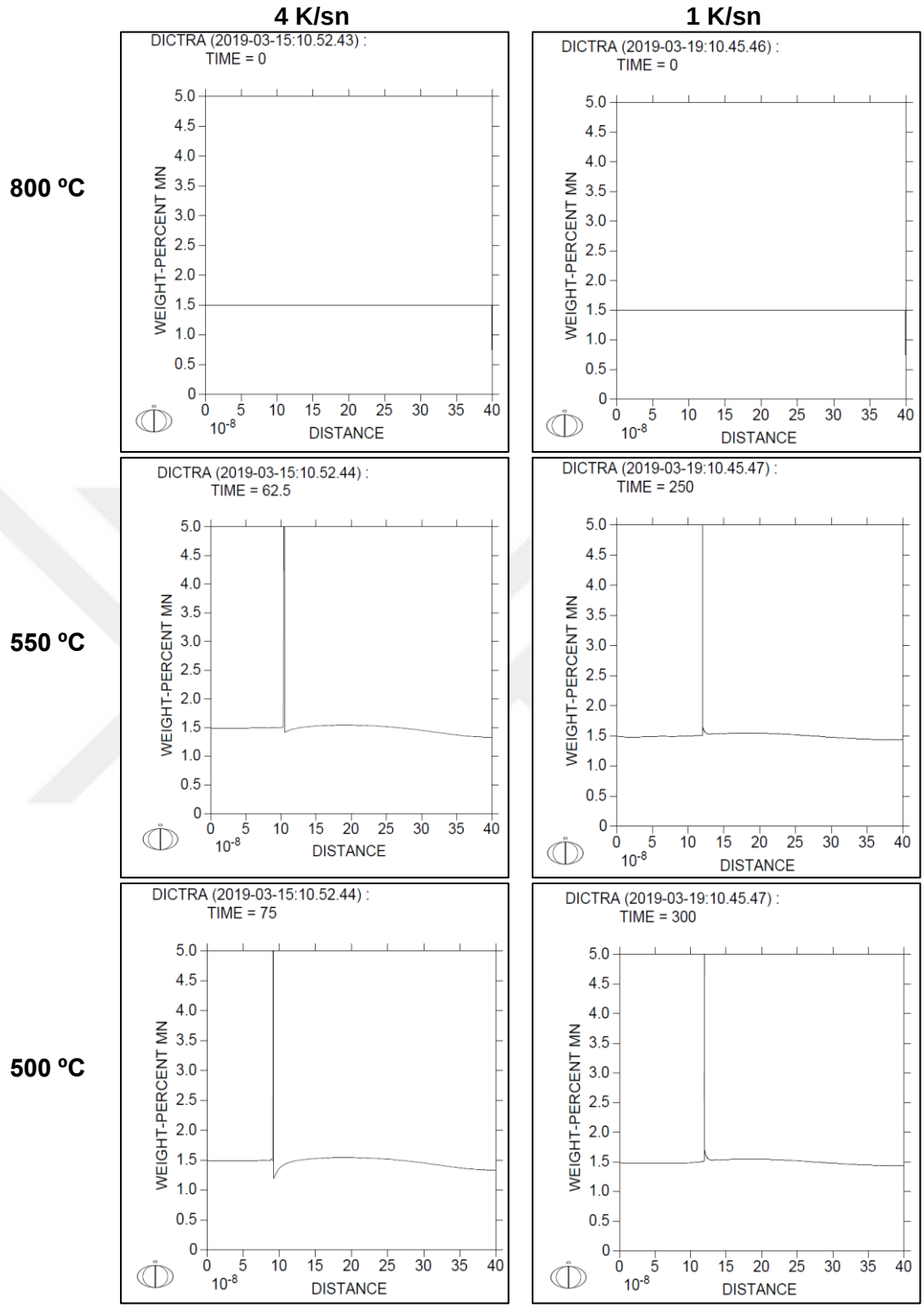
Şekil 3.29. Sıcaklık ve zaman değişimi a. 4 K/sn ve b. 1 K/sn.

Hesaplama sonuçları Şekil 3.30-3.32'de sunulmaktadır. Şekil 3.30'da başlangıç sıcaklığı 800 °C ile birlikte 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında oluşan karbon dağılımları verilmiştir. Genel olarak G4 alaşımına benzer sonuçlar elde edilmiştir. Sıcaklığın düşmesi ile birlikte östenit fazı boyutu küçülmekte ve karbonca zenginleşmektedir. Örneğin başlangıç durumunda östenitteki % 0.26 C miktarı 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğumada % 1,11'ye artmaktadır. Ancak burada farklı olarak yavaş soğuma hızı 1 K/sn soğumada % 0,87 C hesaplanmıştır. Östenit boyutu ise 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğuma sonrasında 90,9 nm ve 1 K/sn için 120,5 nm olarak hesaplanmıştır.

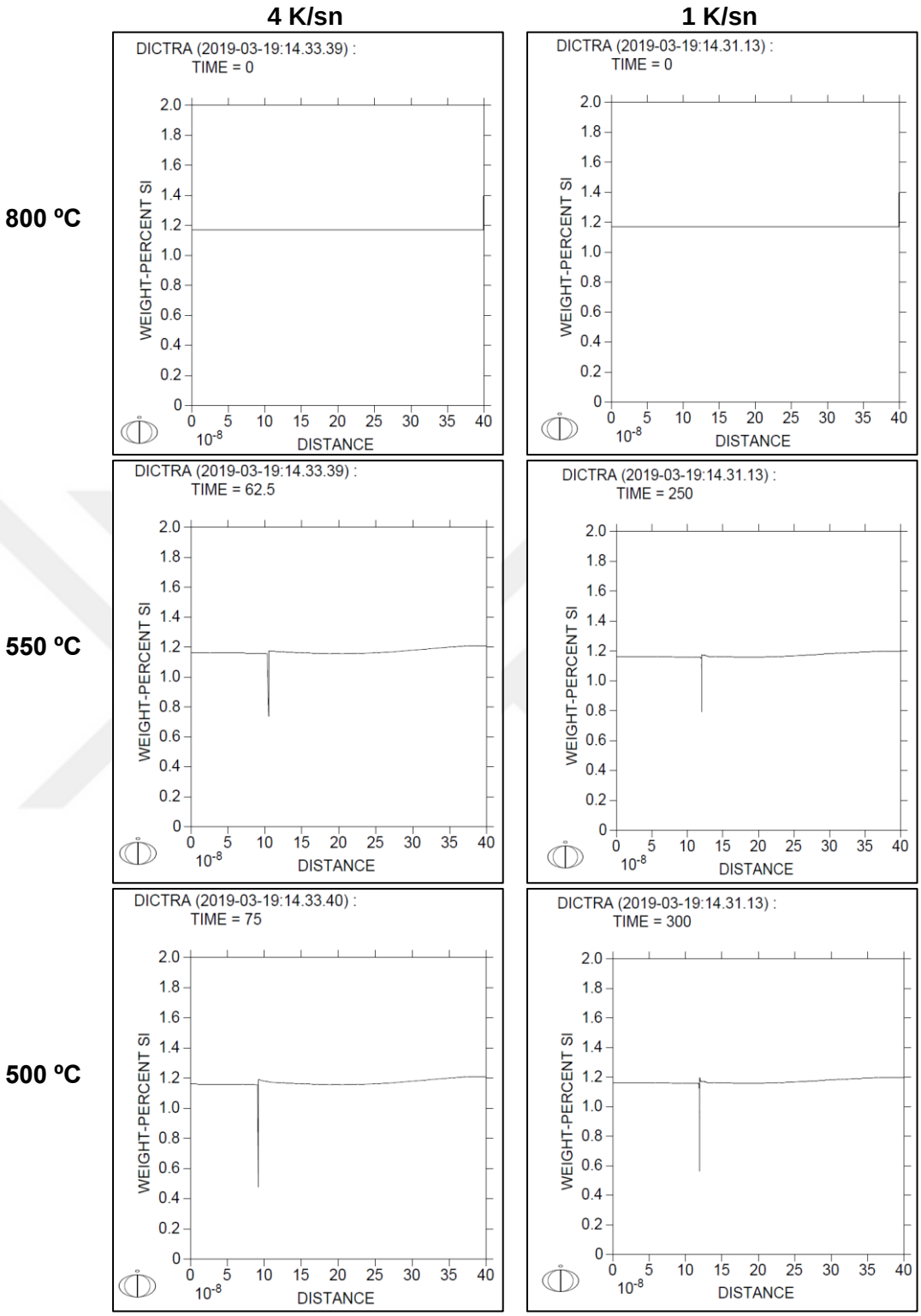
Hesaplamalarda Şekil 3.31 ve 3.32'deki gibi östenit ve ferrit fazlarında Mn ve Si miktarlarında önemli bir miktarda paylaşım görülmemiştir.



Şekil 3.30. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki karbon dağılımı.



Şekil 3.31. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki mangan dağılımı.



Şekil 3.32. Farklı soğuma hızlarında oluşan 800 °C, 550 °C ve 500 °C sıcaklıklarında arayüzeydeki silisyum dağılımı.

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez kapsamında, yeni geliştirilen mikroalaşımlı beynitik dövme çelik ve referans olarak kullanılan beynitik dövme çelik için ilk önce Tablo 2.1'de verilen kimyasal kompozisyona göre Thermo-Calc yazılımı kullanılarak geçiş sıcaklıkları ve çökelti miktarları hesaplanmıştır. Thermo-Calc yazılımı ile metal karbonitrür fazlarının (FCC_A1#2 ve FCC_A1#3) sıcaklığa bağlı olarak hacim miktarı hesaplanmış ve grafikleri çizilmiştir. Hesaplamalara göre FCC_A1#2 fazı büyük oranda Nb, C ve Cr'dan oluşurken, FCC_A1#3 fazı ise Ti, N ve C'dan oluşan bir kimyasal bileşime sahiptir. Referans çeliğinde (311 ppm Ti ve 48 ppm Nb) G4 çeliğine (158 ppm Ti ve 360 ppm Nb) göre daha düşük miktarda Nb ancak daha yüksek Ti bulunmaktadır. Buna göre Nb bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 2) fazı referans malzemesinde hacimce daha düşük oluşumu görülmüştür. Ti bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 3) fazının ise referans malzemesinde hacimce daha yüksek olduğu gözlenmektedir.

Sıcak haddelenmiş haldeki G4 ve referans çeliklerinin ilk yapıları incelenmiş olup ardından çeşitli ısıl işlemler uygulanmıştır. Bu iki çeliğin ilk yapıları benzer olup, mikroyapıda beynit ve martenzitten oluşan dubleks bir matriks içerisinde MnS kalıntıları gözlenmiştir. Daha sonra bu sıcak haddelenmiş malzemeden çıkarılan numunelere normalizasyon, ferrit-perlit tavlama ve ön tavlama işlemleri uygulanmıştır. Sıcak haddelenmiş çelikten alınan numunelere 900°C ve 1150°C'de 45 dakika normalizasyon işlemi uygulanmıştır. 900°C'de yapılan normalizasyon işlemi sonucunda G4 ve referans malzemelerde havada soğuması sonrası dupleks yapının giderilemediği anlaşılmıştır. 1150°C'de uygulanan normalizasyon işleminin sonucunda ise her iki çelikte de benzer şekilde kaba bir beynitik matriks oluşumu gözlenmektedir. Ferritik+perlitik yapı oluşturmak için ilk önce 870 °C'de 3 saat tutulup, fırında 670 °C'ye soğutularak bu sıcaklıkta 2 saat bekletilip sonra havada soğutulmuştur. Bunun sonucunda ise iki çelikte de benzer şekilde ferritik-perlitik mikroyapı oluşmuştur. Su verme ile martenzitik yapı eldesi için ön tavlama işleminde İlk adımda 870 °C'de 3 saat tutulup ardından su verilmiştir. İkinci adımda ise tekrar 670 °C'ye ısıtma yapılmış ve bu sıcaklıkta 3 saat tutulduktan sonra su verilerek soğutulmuştur. Bu işlemin sonucunda her iki çelikte de ince martenzit oluşturulmuştur.

Sıcak dövme işleminin fiziksel ve numerik simülasyonu için sıcak haddelenmiş konumdan alınan numunelere farklı östenitleme sıcaklıkları uygulanmış olup, önceki östenit tane boyutu ölçülmüş ve sertlikleri karşılaştırılmıştır. Sıcak haddelenmiş konumda alınan numuneler 1000°C ile 1300°C arasında 5 dakika östenitleme işlemine tabi tutulmuş ve sonrasında suda su verilmiştir. Numuneler önceki östenit tane sınırlarını ortaya çıkarmak amacıyla Bechet&Beaujard ile dağlanmış ve alınan ışık mikroskobu görüntülerinden ÖTB analizi yapmak için tanelerin ortalama kesişme uzunluğu ASTM E112 kesişme yöntemi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre östenitleme sıcaklığı yükseldikçe östenit tane boyutu ile birlikte tane boyutu dağılım aralığı da artmaktadır. G4 malzemesinde 1250 °C'ye kadar ortalama östenit tane boyutu 62,03±34,05 μm değerlerinin altındadır. Referans malzemesinde de benzer bir şekilde ortalama 57,63±23,21 μm değerleri ölçülmüştür. Sıcaklık 1300 °C'ye çıktığında ise referans çeliğinde ortalama östenit tane boyutlarının görece daha ince olduğu görülmüştür. Termodinamik hesaplama sonuçlarına göre bu sıcaklıklardaki mikroalaşım elementi çökeltileri için karşılaştırma yapılırsa, Ti bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 3) fazları referans malzemesinde ve Nb bakımından zengin metal karbonitrür (FCC_A1 # 2) G4 çeliğinde daha yüksek miktarda oluşmaktadır. Bundan dolayı 1150 °C'ye kadar referans malzemesinde Nb bakımından zengin faz çözündüğünden dolayı bu sıcaklıktan sonra G4 malzemesine göre daha kaba bir mikroyapıya sahiptir. Ancak 1250°C'de G4 malzemesinde de Nb bakımından zengin faz çözündüğünden Ti bakımından zengin faz referans malzemesinde daha fazla bulunduğundan dolayı bu sıcaklıktan sonra G4 malzemesi daha kaba bir mikroyapıya sahip olmaktadır.

Ardından sıcak haddelenmiş konumdan alınan numunelere deformasyon dilatometresi yardımıyla sıcak dövme benzeri koşullardan farklı hızlarda soğuma uygulanmıştır. G4 numunesinin 90K/sn, 30K/sn ve 16K/sn soğuma hızında yapı martenzittir ve mikroyapının martenzit olduğu yerlerde sertlikler 454 HV ile 420 HV arasında olduğu görülmektedir. Soğuma hızı düştükçe mikroyapıda martenzit fazının oranı gittikçe düşmektedir ve martenzit fazının yanında beynit fazı da oluşmaya başlamaktadır. 2 K/sn'de mikroyapıda beynit fazının daha baskın şekilde oluştuğu ve neredeyse mikroyapının tamamı beynitik olduğu gözlenmiştir. Bu soğuma hızlarında is beynit fazı ile birlikte ise M/A oluşumları bulunmaktadır. Mikroyapıda beynitin olduğu soğuma hızlarında sertlik 382 HV ile 358 HV arasında ölçülmüştür. Soğuma hızı 0,5 K/sn'de altına düştüğünde ise mikroyapıda M/A oluşumu artmakta ve beynit yapısı kabalaşmaktadır. Bu soğuma hızından sonraki soğuma koşullarında sertlik 336

HV ile 324 HV arasında değişmektedir. Referans numunesinin dilatometre sonuçlarına göre 90K/sn, 30K/sn,16K/sn ve 8K/sn'de uygulanan dilatometre testlerinde yapı martenzittir. Ancak soğuma hızı 4K/sn'de beynit alanına girdiği gözükmektedir. Bu numunelerin sertliklerine bakılacak olursa soğuma hızının en yüksek olduğu 90K/sn'de 463 HV olarak ölçülmüştür ve mikroyapının martenzit olduğu yerlerde sertlikler 463 HV ile 446 HV arasında ölçülmüştür. Soğuma hızı 4K/sn olduğunda ise beynit fazı oluşmaya başlamıştır ve burada sertlik 431 HV'dir. Yapıda neredeyse tamamının beynit olmasını sağlayan soğuma hızlarında ise sertlik 408 HV ile 337 HV arasında ölçülmüştür. Soğuma hızının daha 0,5 K/sn'nin altına düşmesi ile sertlik 313 HV ile 256 HV arasında değişmektedir. Buradaki sertlik oluşumu ise beynit oranının giderek azalmasından ve proötektoid ferrit oluşumunun artmasından kaynaklanmaktadır. Aynı soğuma koşullarında G4 ve referans malzemelerinin farklı mikroyapılara sahip olmalarının nedeni alaşım elementlerindeki farklılıklardır. Bu iki çelik arasında asıl farklılık Cr ve Mo'den kaynaklanmaktadır. Bu iki alaşım elementi hem B_S sıcaklığını hem de beynit oluşum aralığını etkilemektedir. Ayrıca ferrit oluşumunu öteleyebilmektedirler.

Ayrıca DICTRA yazılımı ile kinetik hesaplamalar gerçekleştirilmiş olup malzemelerin soğuma sırasında ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi hesaplanmıştır. Oluşturulan DICTRA modelinde başlangıç durumunda (t=0 sn), 400 nm boyutundaki bir hücrede 399 nm boyutunda matriks faz östenite doğru büyümekte olan 1 nm boyutunda ferrit fazı bulunduğu varsayılmıştır. G4 malzemesinin ferrit fazı için ThermoCalc TCFE9 veritabanı ile denge durumunda 800 ºC'deki ferrit kimyasal bileşimi hesaplanmıştır. Sıcaklık 800 ºC'den 450 ºC'ye kadar düşürülmüş ve bu sırada ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi 4 K/sn ve 1 K/sn olmak üzere iki farklı soğuma hızında hesaplanmıştır. Hesaplamalara göre sıcaklığın düşmesi ile birlikte östenit fazı boyutu küçülmekte ve karbonca zenginleşmektedir. Örneğin başlangıç durumunda östenitteki % 0,22 C miktarı 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğumada % 1,16'ya ve 1 K/sn hızla soğumada % 1,02'ye kadar artmaktadır. Östenit boyutu ise 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğuma sonrasında 73,5 nm ve 1 K/sn için 70,6 nm olarak hesaplanmıştır. G4 alaşımı için gerçekleştirilen hesaplamalardaki benzer koşullar referans alaşımında da kullanılmıştır. Sıcaklık 800 °C'den 450 °C'ye kadar düşürülmüş ve bu sırada ferrit/östenit arayüzeyinin ilerlemesi 4 K/sn ve 1 K/sn olmak üzere iki farklı soğuma hızında hesaplanmıştır. Genel olarak referans malzemesinde G4 alaşımına benzer sonuçlar elde edilmiştir. Sıcaklığın düşmesi ile birlikte östenit fazı boyutu küçülmekte ve karbonca zenginleşmektedir. Örneğin başlangıç durumunda östenitteki % 0.26 C

miktarı 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğumada % 1,11'ye artmaktadır. Ancak burada farklı olarak yavaş soğuma hızı 1 K/sn soğumada % 0,87 C hesaplanmıştır. Östenit boyutu ise 500 °C'ye 4 K/sn hızla soğuma sonrasında 90,9 nm ve 1 K/sn için 120,5 nm olarak hesaplanmıştır. Her iki malzemenin hesaplamalarında östenit ve ferrit fazlarında Mn ve Si miktarlarında önemli bir miktarda paylaşım görülmemiştir.

Bu tezi sonucunda otomotiv ile ilgili sıcak dövme yöntemi ile üretilen parçalarda dövme sonrası referans çeliğe benzer bir şekilde kontrollü soğuma koşullarında beynitik mikroyapı oluşabildiği görülmüştür. G4 malzemesi ile referans malzemeye kıyasla proötektoid ferrit oluşumunun engellenmesi sayesinde daha geniş bir soğuma hızı aralığında beynitik dönüşüm sağlanabildiği ortaya konulmuştur.

KAYNAKLAR

[1] Bhadeshia H.K.D.H., *Bainite in The Steel-Transformations, Microstructure and Properties*, 3nd ed., University of Cambridge,UK, 2006.

[2] Sherif M.Y., Characterisation and Development of Nanostructured, Ultrahigh Strength, and Ductile Bainitic Steels, Doktora Tezi, University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge, 2006.

[3] Krauss G., *Steels: Processing, Structure, and Performance* , 2nd ed., ASM International, Ohio, 2015.

[4] Podder A.S., Tempering of a Mixture of Bainite and Retained Austenite, Doktora Tezi, University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge, 2011.

[5] Wirths V., Prozessführung und Zyklisches Werkstoffverhalten von Karbidfreien Bainitischen Stählen, Doktora Tezi, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, Aachen, 2016.

[6] Hillert M., Diffusion in Growth of Bainite, *Metallurgical and Material Transactions.*, 1994, **25**(9),1957-1965.

[7] Hillert M., Paradigm Shift for Bainite, *Scripta Materialia*, 2002, **47**(3), 175-180

[8] Bhadeshia, H.K.D.H, The Bainite Transformation: Unresolved Issues, *Materials Science and Engineering A*, 1999, **273-275**, 58-66.

[9] Lawrynowicz Z., Carbon Partitioning During Bainite Transformation in Low Alloy Steels, *Materials Science and Technology*, 2002 ,**18**(11), 1322-1324.

[10] Cornide J., Garcia-Mateo C., Capdevila C., Caballero F.G., An Assessment of the Contributing Factors to the Nanoscale Structural Refinement of Advanced Bainitic Steels, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, **577**,43-47.

[11] Bramfitt B.L., Speer J.G., A Perspective on the Morphology of Bainite, *Metallurgical and Material Transactions A*., 1990, **21**(3), S. 817-829.

[12] Takahashi M., Bhadeshia, H.K.D.H, Model for the Transition from Upper to Lower Bainite, *Materials Science and Technology*, 1990, **6**(7), 592-603.

[13] Joarder A., On the Bainite Structure in Cr-Mo-V Rotor Steel, *Steel Research Nr. 8*, 1994, **65**(8), 345-349.

[14] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V., The Bainite Transformation in a Silicon Steel, *Metallurgical Transactions A,* 1979, **10**(7), 895-907.

[15] Jacques P.J., Furnémont Q., Pardoen T., Delannay Q.F., On the Role of Martensitic Transformation on Damage and Cracking Resistance in TRIP-Assisted Multiphase Steels, *Acta Materialia*, 2001, **49**(1), 139-152.

[16] Hilditch B.T.; Timokhina I.B.; Robertson L.T.; Pereloma E.V.; Hodgson P.D., Cyclic Deformation of Advanced High-Strength Steels: Mechanical Behavior and Microstructural Analysis, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, **40**(2), 342-353.

[17] Cheng X., Petrov R., Zhao L., Janssen M., Fatigue Crack Growth in TRIP Steel Under Positive R-Ratios, *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, **75**(3-4), 739-749.

[18] Tomitaa Y., Iwamoto T., Computational Prediction of Deformation Behavior of TRIP Steels Under Cyclic Loading, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2001, **43**(9), 2017-2034.

[19] Li Z., Fu R., Li Q., Effects of Retained Austenite Stability on Mechanical Properties of High Strength TRIP Steel, *Advanced Materials Research*, 2013, **602-604** , 287-293.

[20] Zhang S., Findley K.O., Quantitative Assessment of the Effects of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in TRIP Steels, *Acta Materialia*, 2013, **61**(6), 1895-1903.

[21] Edmonds D.V., Advanced Bainitic and Martensitic Steels with Carbide-Free Microstructures Containing Retained Austenite, *Material Science Forum*, 2010, **638-642**, 110-117.

[22] Rees G.I., Bhadeshia H.K.D.H., Bainite Transformation Kinetics Part 1 Modified Model, *Materials Science and Technology*, 1992, **8**(11), 985-993.

[23] Lawrynowicz Z., Carbon Partitioning During Bainite Transformation in Low Alloy Steels, *Materials Science and Technology Nr. 11*, 2002, **18**(11), 1322-1324.

[24] Park K.K., Oh S.T., Baeck S.M., Kim D.I., Han J.H., Han H.N., Park S.H., Lee C.G., Kim S.J., Oh K.H., In-situ Deformation Behavior of Retained Austenite on TRIP Steel, *Material Science Forum*, 2002, **408-412**, 571-576.

[25] Timokhina I.B., Hodgson P.D., Pereloma E.V., Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transfomation-Induced-Plasticity Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, **35**(8), 2331-2341.

[26] Suikkanen P., Development and Processing of Low Carbon Bainitic Steel, Doktora Tezi, Universitatis Ouluensis, Faculty of Technology Pohjois-Pohjanmaa, 2009.

[27] Campbell F.C., *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, 1st ed., ASM International,Ohio, 2008.

[28] Campbell F.C., *Phase Diagrams-Understanding the Basics*, 1st ed., ASM International,Ohio, 303-338, 2012.

[29] Song W., Dickert H. H., Keul C., Mukherjee K., Prahl U., Bleck W., Bainitic Phase Transformation, ICAMS, http://www.icams.de/content/uploads/db_files/event/file-1310568089-1.pdf , (Ziyaret tarihi: 18 Şubat 2019).

[30] Garcia-Mateo C., Caballero F.G., The Role of Retained Austenite on Tensile Properties of Steels with Bainitic Microstructures, *Materials Transactions Nr. 8*, 2005, **46**(8), 1839-1846.

[31] Bhadeshia H.K.D.H, High Performance Bainitic Steels, *Materials Science Forum*, , 2005, **500-501**, 63-74.

[32] Jacques P.J., Girault E., Catlin T., Geerlofs N., Kop T., Zwaag S. van der, Delannay F., Bainite Transformation of Low Carbon Mn-Si TRIP-Assisted Multiphase Steels: Influence of Silicon Content on Cementite Precipitation and Austenite Retention, *Materials Science and Engineering A*, 1999, **273-275**, 475-479.

[33] Keh A.S., Leslie W.C., Recent Observations on Quench-Aging and Strain Aging of Iron and Steel, *Materials Science Research*, 1963, **1**, 208-250.

[34] Traint S., Pichler A., Heuzberger K., Stiazny P., Werner E., Influence of Silicon, Aluminum, Phosphorus and Copper on the Phase Transformations of Low Alloy TRIP-Steels, *Steel research Nr. 6+7*, 2002, **73**(6-7), 259-266.

[35] Quidort D., Brechet Y., The Role of Carbon on the Kinetics of Bainite Transformation in Steels, *Scripta Materialia Nr. 3*, 2002, **47**(3), 151-156.

[36] Bradley J.R., Aaronson H.I., Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys, *Metallurgical Transactions A*, 1981, **12**(10), 1729-1741.

[37] Reynolds W.T.Jr., Shui C.K., Aaronson H.I., The Incomplete Transformation Phenomenon in Fe-C-Mo Alloys, *Metallurgical Transactions Nr. 6*, 1990, **21A**, 1433-1462.

[38] Taş Z., Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı Çeliklerde Metalurjik Mukavemet Artırma Mekanizmaları, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 2012, **28**(2), 97-101.

[39] Özcan M.M., Mikroalaşımlı ve Sementasyon Çeliklerinin Yorulma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2005,

[40] Lienert T., Siewert T., Babu S., Acoff V., *ASM Handbook, Volume 6A: Welding Fundamentals and Processes*, 1st ed., ASM International, Ohio, 2011.

[41] Zhu K., Oberbillig C., Musik C., Loison D., Iung T., Effect of B and B + Nb on the Bainitic Transformation in Low Carbon Steels, *Materials Science and Engineering A Nr. 12*, 2011, **528**(12), 4222-4231.

[42] Hanzaki A.Z., Hodgson P.D., Yue S., The Influence of Bainite on Retained Austenite Characteristics in Si-Mn TRIP Steels, *ISIJ International Nr. 1*, 1995, **35**, 79-85.

[43] Kammouni A., Saikalya S., Dumont M., Marteau C., Bano X., Charaï A., Effect of the Bainitic Transformation Temperature on Retained Austenite Fraction and Stability in Ti Microalloyed TRIP Steels, *Materials Science and Engineering Nr. 1+2*, 2008, **518**(1-2), 89-96.

[44] Diaz-Fuentes M., Gutiérrez I., Analysis of Different Acicular Ferrite Microstructures Generated in a Medium-Carbon Molybdenum Steel, *Materials Science and Engineering Nr. 1+2*, 2003, **363**(1-2), 316-324.

[45] Liu C, Zhao Z., Bhole S.D., Lathlike Upper Bainite in a Silicon Steel, *Materials Science and Engineering*, 2006, **434**(1-2), 289-293.

[46] Zhang X., Xu G., Wang X., Embury D., Bouaziz O., Purdy G.R., Zurob H.S., Mechanical Behavior of Carbide-free Medium Carbon Bainitic Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A Nr. 3*, 2014, **45**(3), 1352-1361.

[47] Cruz Junior J.A., Vilela J.J., Gonzalez B.M., Santos D.B., Effect of Austenite on Impact Toughness of the Multi-Phase Bainitic-Martensitic Steel, *Advanced Materials Research*, 2014, **922**, 298-303.

[48] Dong B., Hou T., Zhou W., Zhang G., Wu K., The Role of Retained Austenite and Its Carbon Concentration on Elongation of Low Temperature Bainitic Steels at Different Austenitising Temperature, *Metals*, 2018, **8**(11), 931.

[49] Liu F., Xu G., Zhang Y., Hu H., Zhou L., Xue Z., In Situ Observations of Austenite Grain Growth in Fe-C-Mn-Si Super Bainitic Steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2013, **20**(11), 1060.

[50] Biablobrzeska B., Konat L., Jasinski R., The Influence of Austenite Grain Size on the Mechanical Properties of Low-Alloy Steel with Boron, *Metals 2017*, **7**(1), 26.

[51] Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J., Effect of Austenite Grain Size on the Bainitic Ferrite Morphology and Grain Refinement of a Pipeline Steel After Continuous Cooling, *Materials Characterization*, 2017, **123**, 128-136.

[52] Buchmayr B., Critical Assessment 22: Bainitic Forging Steels, *Materials Science and Technology*, 2016, **32**(6), 517-522.

[53] Sourmail T., Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications, *Journal of Heat Treatment and Materials*, 2017, **72**(6), 371-378.

[54] Wirths V., Wagener R., Bleck W., Melz T., Bainitic Forging Steels for Cyclic Loading, *Advanced Materials Research*, 2014, **922**, 813-818.

[55] Wirths V., Bleck W., Bainitic Forging Steels, *29. Aachener Stahlkolloquium*, Aachen, Almanya, 27-28 Mart 2014.

[56] Balart M.J., Davis C.L., Stangwood M., Fracture Behaviour in Medium-Carbon Ti-V-N and V-N Microalloyed Ferritic-Pearlitic and Bainitic Forging Steels with Enhanced Machinability, *Materials Science and Engineering*, 2002, **328**(1-2), 48-57.

[57] Eggbauer G., Buchmayr B., High-Strength Bainitic Steels for Forged Products, *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefter*, 2015, **160**(5), 209-213.

[58] Eggbauer G., Buchmayr B., Optimized Cooling Strategies for Bainitic Forging Steels, *Engineering Materials*, 2016, **716**, 472-480.

[59] Engineer S., Justinger H., Technological Properties of the New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7, EZM, www.ezm-mark.de/index.php?id=0000001103, (Ziyaret tarihi: 30 Kasım 2018).

[60] Readt H.W., Speckenheuer U., Vollrath K., New Forged Steels Energy-Efficient Solutions for Stronger Parts, *ATZ Auto Technology*, 2012, **12**(1), 12-17.

[61] Thermo-Calc TCC Software Users Guide, Version S, Stokcholm Technology Park, Stockcholm,2008.

[62] ASTM E112, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, *ASTM International*.

[63] DICTRA Users Guide, Version 27, Stockcholm,2013.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Ün S., Alan E., Dürger N.B., Güney C., Erişir E., “Investigations on Austenite Grain Growth in Bainitic Forging Steels”, *UDCS'19 Fourth International Iron and Steel Symposium*, Karabük, Türkiye, 4-6 Nisan 2019.

ÖZGEÇMİŞ

1993 yılında Kocaeli'nde doğdu. İlk, orta, lise ve üniversite öğrenimini Kocaeli'nde tamamladı. 2011 yılında başladığı Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2016 yılında mezun olarak aynı yıl Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimine başladı.