KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

RULMAN ÇELİKLERİNDE TAM VE KISMİ ÖSTENİTLEMENİN KARBÜR OLUŞUMUNA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

AHMET EFE GEZMİŞOĞLU

KOCAELİ 2018

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

RULMAN ÇELİKLERİNDE TAM VE KISMİ ÖSTENİTLEMENİN KARBÜR OLUŞUMUNA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

AHMET EFE GEZMİŞOĞLU

Doç. Dr. Ersoy Erişir		
Danışman,	**Kocaeli Üniversitesi**	.....
Prof. Dr. Muzaffer Zeren		
Jüri Üyesi,	**Kocaeli Üniversitesi**	.....
Prof. Dr. Bilge Demir		
Jüri Üyesi,	**Karabük Üniversitesi**	.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 29.05.2018

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Rulman çelikleri otomotiv başta olmak üzere birçok sektörde sıklıkla kullanılan malzemelerdir. Tez kapsamında rulman çeliklerinde karbür çözünme ve çökelme kinetiği deneysel ve bilgisayar destekli simülasyon yöntemleriyle araştırılmıştır. Uygulanan yeni ısıl işlem çevrimiyle daha ince karbür boyut dağılımı ve daha yüksek sertlik elde edilmiştir.

Deneysel çalışmalarım için gerekli laboratuvar imkanlarını sağlayan değerli bölüm başkanımız Prof. Dr. Muzaffer ZEREN'e, yüksek lisans sürecimin başından itibaren beni sürekli destekleyen ve bu konuda bana çalışma fırsatı sağlayan değerli hocam Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR'e, desteklerinden dolayı Arş. Gör. Oğuz Gürkan BİLİR'e, dilatometre çalışmalarındaki katkılarından dolayı Atılım Üniversitesi öğretim üyesi Caner ŞİMŞİR'e ve 115M445 numaralı proje kapsamında desteklerinden dolayı TÜBİTAK'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Mayıs - 2018 Ahmet Efe GEZMİŞOĞLU

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ iv
TABLOLAR DİZİNİ vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ viii
ÖZET ix
ABSTRACT x
GİRİŞ 1
1. GENEL BİLGİLER 3
1.1. Rulman Çelikleri 3
1.2. Rulman Çeliklerinin Üretimi 4
1.2.1. Döküm ve katılaşma 4
1.2.2. Sıcak haddeleme 4
1.2.3. Sertleştirme ve temperleme 6
1.3. Rulman Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi 8
1.3.1. Küreselleştirme tavlaması ve boşanmış ötektoid dönüşümü 8
1.3.2. Karbürlerin çözünmesi 11
1.3.3. Karbürlerin çökelmesi 16
1.3.4. Martenzitik dönüşüm 17
1.4. Rulman Çeliklerinin Mekanik Davranışı 19
1.4.1. Temaslı dönme yorulması 19
1.4.2. Koyu dağlanan bölgeler 21
1.4.3. Beyaz dağlanan alanlar 23
1.5. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik 23
1.5.1. Termodinamik modelleme 24
1.5.2. Kinetik modelleme 25
2. MALZEME VE YÖNTEM 28
2.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik 28
2.1.1. Thermo-Calc 28
2.1.2. DICTRA 29

2.2. Isıl İşlem 30
2.2.1. Östenitleme 31
2.2.2. Dilatometre 31
2.3. Mikroyapısal Karakterizasyon 32
2.3.1. Mikroskobi 32
2.3.2. Görüntü analizi 33
2.4. Sertlik Ölçümü 35
3. BULGULAR VE TARTIŞMA 36
3.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik 36
3.1.1. Thermo-Calc ile faz dönüşümlerinin hesaplanması 36
3.1.2. DICTRA ile karbür çözünme davranışının modellenmesi 37
3.2. Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapı 40
3.3. Dilatometre Çalışmaları 49
3.3.1. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısına uygulanan ısıl işlemler 49
3.3.2. Martenzitik başlangıç yapısına uygulanan ısıl işlemler 51
3.3.3. Karbür boyut dağılımı ve hacim oranları 52
3.4. Sertlik Değerleri 54
4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 55
KAYNAKLAR 59
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 63
ÖZGEÇMİŞ 64

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Endüstriyel üretim süreci. 3
Şekil 1.2. Karbür satırlanması. 5
Şekil 1.3. a) Sıcaklık ve zamana göre fazların dönüşümü b) Östenitleme sıcaklığına bağlı olarak östenit tane boyutunun değişimi. 6
Şekil 1.4. 130 °C/sn hızda ısıtma ile elde edilen zaman-sıcaklık-östenitleme diyagramı. 7
Şekil 1.5. 1040 °C'de 30 dakika östenitleme sonrası TTT diyagramı. 8
Şekil 1.6. (a) 100Cr6 çeliğinin sıcak haddelenmiş durumdaki mikroyapısı. (b) Küreselleştirme tavlaması sonrası mikroyapı. 9
Şekil 1.7. Boşanmış ötektoid dönüşümün şematik gösterimi. a) Perlitik dönüşüm b) B.Ö.D. 9
Şekil 1.8. Bimodal karbür boyut dağılımı. 10
Şekil 1.9. DICTRA simülasyonu ile belirlene 840 °C'de 3600 saniye sonrasında alaşım elementi dağılımları a) karbon dağılımı b) krom dağılımı. 11
Şekil 1.10. Arayüzey konsantrasyon eğrileri. 12
Şekil 1.11. PLE modunda arayüzey konsantrasyon eğrileri. 13
Şekil 1.12. NPLE modunda arayüzey konsantrasyon eğrileri. 14
Şekil 1.13. Farklı sıcaklıklarda aşırı doygunluktaki değişim. a) Tek faz alanı b) ara sıcaklıklar c) düşük sıcaklıklar. 14
Şekil 1.14. Östenitleme süresine bağlı alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom. 15
Şekil 1.15. Temperleme sırasında elde edilen DSC ve Dilatometre eğrileri. 17
Şekil 1.16. Martenzitik dönüşüm sırasında kafes distorsionu. 18
Şekil 1.17. Martenzitik dönüşüm sonrası meydana gelen istif hatası ve ikizlenmeler. 18
Şekil 1.18. Artan çevrim sayısıyla rulman yolundaki hasar profili. 20

Şekil 1.19. Koyu dağlanan bölgeler. 21
Şekil 1.20. Koyu dağlanmış bölgelerin büyük büyütmelerdeki ışık mikroskop görüntüsü. 22
Şekil 1.21. Koyu dağlanan bölge TEM görüntüsü. 22
Şekil 1.22. Beyaz dağlanan alanlar. 23
Şekil 1.23. Literatürden Thermo-Calc verisi. 25
Şekil 1.24. Zhang v.d.'nin kullandığı modelin şematik gösterimi 26
Şekil 1.25. 1133 K'de 1,5 Cr'lu alaşımda zamana bağlı olarak karbür hacim oranındaki değişim 27
Şekil 2.1. Thermo-Calc yazılımı ekran görüntüsü. 28
Şekil 2.2. Mikroyapıyı temsil eden DICTRA modeli. 30
Şekil 2.3. Dilatometre numunesi teknik çizimi. 31
Şekil 2.4. Geleneksel çevrim ve yeni ısıl işlem çevrimlerinin şematik gösterimi. 32
Şekil 2.5. Görüntü analiz işleminin adımları. 34
Şekil 2.6. Future-Tech FV-700 vikers sertlik ölçüm cihazı. 35
Şekil 3.1. Thermo-Calc yazılımıyla çizdirilen faz diyagramı. 36
Şekil 3.2. Sıcaklığa bağlı olarak fazların hacimsel oranı. 37
Şekil 3.3. Değişen östenitleme süresi ve sıcaklığıyla karbür hacim oranındaki değişim. 38
Şekil 3.4. 840 °C'de farklı sürelerle östenitleme sonucu arayüzeydeki alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom c) mangan d) silisyum 39
Şekil 3.5. 1050 °C'de farklı sürelerle östenitleme sonucu arayüzeydeki alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom c) mangan d) silisyum 40
Şekil 3.6. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısının ışık mikroskop görüntüsü a) 10x b) 100x 41
Şekil 3.7. Ferrit matriksinde küresel karbürler içeren başlangıç yapısının SEM görüntüsü. 42
Şekil 3.8. Küresel başlangıç yapısında karbür boyut dağılım grafiği. 43
Şekil 3.9. 840 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri. 44
Şekil 3.10. 840 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı. 45
Şekil 3.11. 915 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri 46
Şekil 3.12. 915 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı. 47
Şekil 3.13. 1050 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri 48
Şekil 3.14. 1050 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı. 49
Şekil 3.15. Rulman çeliğinin sürekli ısıtma sırasında boyut değişimi (Isıtma hızı 5 K/sn) 50
Şekil 3.16. Su verme sırasında elde edilen uzama eğrisi. 50
Şekil 3.17. Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının ısıtılması sırasında elde edilen uzama eğrileri. 51
Şekil 3.18. Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının 840 °C'den su verilmesiyle elde edilen uzama eğrileri. 52
Şekil 3.19. Dilatometre ısıl işlemleri sonrasında SEM görüntüleri a) geleneksel çevrim b) martenzitik başlangıç yapısı. 53

Şekil 3.20. Sertleştirilen numunelerin karbür boyut dağılım grafikleri a) geleneksel çevrim b) yeni ısıl işlem çevrimi c) logaritmik skalada olasılık gösterimi. 54
Şekil 4.1. Farklı sıcaklıklarda östenitleme süresine bağlı olarak karbür hacim oranları deneysel ve simülasyon sonuçları. 56
Şekil 4.2. Referans malzeme ısıl işlemler sonrasında elde edilen ışık mikroskobu görüntüleri a) geleneksel çevrim b) 7.5 karbür satırlanması SEP 1520 görüntüsü c) martenzitik başlangıç yapısı d) 7.3 karbür satırlanması SEP 1520 görüntüsü..... 58

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Deneysel malzemenin kimyasal kompozisyonu..... 30
Tablo 2.2. Uygulanan ısıl işlemler..... 31

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α : Ferrit

γ : Östenit

M_S : Martenzitik dönüşümün başladığı sıcaklık

A_{1b} : Denge durumunda östenit dönüşümünün başladığı sıcaklık

A_{1e} : Denge durumunda östenit dönüşümünün bittiği sıcaklık

A_{C1b} : Isıtma sırasında östenit dönüşümünün başladığı sıcaklık

A_{C1e} : Isıtma sırasında östenit dönüşümünün bittiği sıcaklık

A_{CM} : Ötektoid üstü çeliklerde östenit tek faz alanından östenit-karbür çift faz alanına geçilen sıcaklık

Kısaltmalar

B.Ö.D. : Boşanmış Ötektoid Dönüşüm

NPLE : Negligible Partitioning Local Equilibrium (İhmal edilebilir paylaşımlı yerel denge)

PLE : Partitioning Local Equilibrium (Paylaşımlı yerel denge)

SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı elektron mikroskobu)

RULMAN ÇELİKLERİNDE TAM VE KISMİ ÖSTENİTLEMENİN KARBÜR OLUŞUMUNA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

100Cr6 çeliği sıklıkla kullanılan bir rulman malzemesidir. Kullanım koşulları altında Hertz gerilmelerine maruz kalan rulmanların yorulma dayanımının yüksek olması beklenmektedir. Endüstriyel üretim sürecinin bir parçası olarak küreselleştirme tavlaması uygulanan rulmanlar çift faz alanında östenitleme sonrası su verilerek sertleştirildiğinde kaba küresel karbürler yapıda kalmaktadır. Kaba karbürlerin çatlak çekirdeklenmesi/ilerlemesi için uygun yöreler olduğu ve yorulma dayanımını kötü yönde etkilediği bilinmektedir. Karbür boyut dağılımının iyileştirilebilmesi için östenitleme sırasında karbür çözünme ve çökelme kinetiğinin anlaşılması önemlidir. Farklı parametrelerle gerçekleştirilen östenitleme ısıl işlemi sonrasında taramalı elektron mikroskobunda alınan görüntüler üzerinden yapılan görüntü analiz çalışmalarıyla karbür hacim oranı belirlenmiştir. DICTRA yazılımı kullanılarak oluşturulan modelde değişen süre ile karbür hacim oranı öngörülmeye çalışılmış ve deneysel verilerle uyumlu sonuçlar elde edilmiştir. Çift aşamalı sertleştirme işleminin etkisinin araştırılabilmesi için dilatometre deneyleri gerçekleştirilmiştir. Dilatometre analiz sonuçlarına göre çift aşamalı işlem karbür oluşum kinetiğini değiştirmektedir. Dilatometre deneyleri sonrasında elde edilen mikroyapılar görüntü analiz yöntemleriyle incelendiğinde geleneksel çevrime kıyasla yeni ısıl işlem çevrimi ile daha ince karbür boyut dağılımı elde edildiği görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: 100Cr6, Görüntü Analizi, Isıl İşlem, Kinetik Simülasyon, Thermo-Calc.

INVESTIGATION OF EFFECT OF FULL AND PARTIAL AUSTENITIZATION ON CARBIDE FORMATION IN BEARING STEELS

ABSTRACT

100Cr6 steel is a widely used material for bearing applications. Bearings are expected to have high fatigue strength due to Hertzian stresses exposed throughout service life. Industrial production cycle includes intercritical austenitization and water quenching after spheroidization. This cycle result with coarse globular carbides in martensitic matrix. It is known that coarse carbides are suitable regions for crack nucleation and propagation which adversely affects the fatigue strength. In order to refine the carbides and their distribution, it is important to understand the kinetics of carbide precipitation and dissolution during the austenitization. The carbide volume ratio was determined by image analysis studies performed on SEM micrographs after austenitization with different parameters. A DICTRA model was established to predict carbide volume ratio with varying austenitization time and temperature. Compatible results were obtained between experimental and computational methods. Dilatometry experiments were carried out to investigate the effect of the two-step hardening. Dilatometry studies showed a different carbide precipitation mechanism during two-step hardening cycle. Microstructures obtained after the dilatometry experiments were examined by image analysis methods, it was observed that the finer carbide size distribution was obtained by the new heat treatment cycle compared to the conventional cycle.

Keywords: 100Cr6, Image Analysis, Heat Treatment, Kinetic Simulations, Thermo-Calc.

GİRİŞ

Rulmanlar dönen parçaların hareketini destekleyen makine elemanlarıdır. Kullanım koşulları itibariyle yüksek yüklere maruz kalmaktadırlar. Günümüz endüstri standartları göz önüne alındığında rulmanların aşınma ve yorulmaya karşı yüksek dayanım göstermesi beklenmektedir. 100Cr6 çeliği rulman malzemesi olarak otomotiv başta olmak üzere birçok endüstride kullanılan ötektoid üstü bir çeliktir.

Rulman malzemelerin üretim süreci sırasıyla, döküm, sıcak haddeleme, küreselleştirme, soğuk haddeleme, sertleştirme ve temperleme aşamalarından oluşmaktadır. Östenit tane büyümesi ve su verme sonrası oluşan çatlaklar sebebiyle 100Cr6 çeliğinin sertleştirme işlemi östenit-sementit çift faz alanından su verilerek gerçekleştirilir. Böylece, martenzitik matrikste dağılmış küresel karbürler içeren bir mikroyapıyla aşınma direnci sağlanır. Bu yöntemde tam çözünmeyen kaba karbürler yorulma dayanımını olumsuz etkilerler. Bu durum, kullanımları sırasında parça ömrünü tamamlamadan yorulma nedenli hasara sebep olur. Oysaki makine tasarımında "life-time design" prensibi doğrultusunda rulmanların değiştirilmemesi hedeflenir.

Bir yandan östenit tane büyümesinin engellenerek tüm karbürlerin çözündürülmesi, diğer yandan nano boyutta çökeltiler elde edilebilmesi için çözünme ve çökelme kinetiğinin iyi anlaşılması gerekmektedir.

Tez kapsamında 100Cr6 çeliğinde karbür çözünme davranışının araştırılması için ısıl işlem ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmalarının yanında, bilgisayarlı termodinamik ve kinetik simülasyon çalışmaları yapılmıştır. Diğer yandan çökelme davranışının incelenebilmesi ve yeni ısıl işlem çevriminin karbür boyut ve dağılımına etkisinin araştırılması için dilatometre deneyleri gerçekleştirilmiştir.

Yeni ısıl işlem çevrimi ile daha ince karbür boyut dağılımı sağlanması amaçlanmıştır. Yeni ısıl işlem çevrimi sertleştirme adımı öncesinde fazladan bir östenitleme – su verme adımı sayesinde martenzitik başlangıç yapısı elde edilmesi ve martenzitten

östenitleme işlemine dayanmaktadır. Bu döngüde ilk su verme sonrasında elde edilen martenzitik yapı ikinci östenitleme adımı sırasında karbürlerin çökelmesi için daha fazla çekirdeklenme yöresi sağlayacaktır. Böylece östenit taneleri kabalaşmadan tüm karbürlerin çözündürülmesi ve nihai yapıda homojen dağılmış nano boyutlu karbürler elde edilmesi hedeflenmektedir.

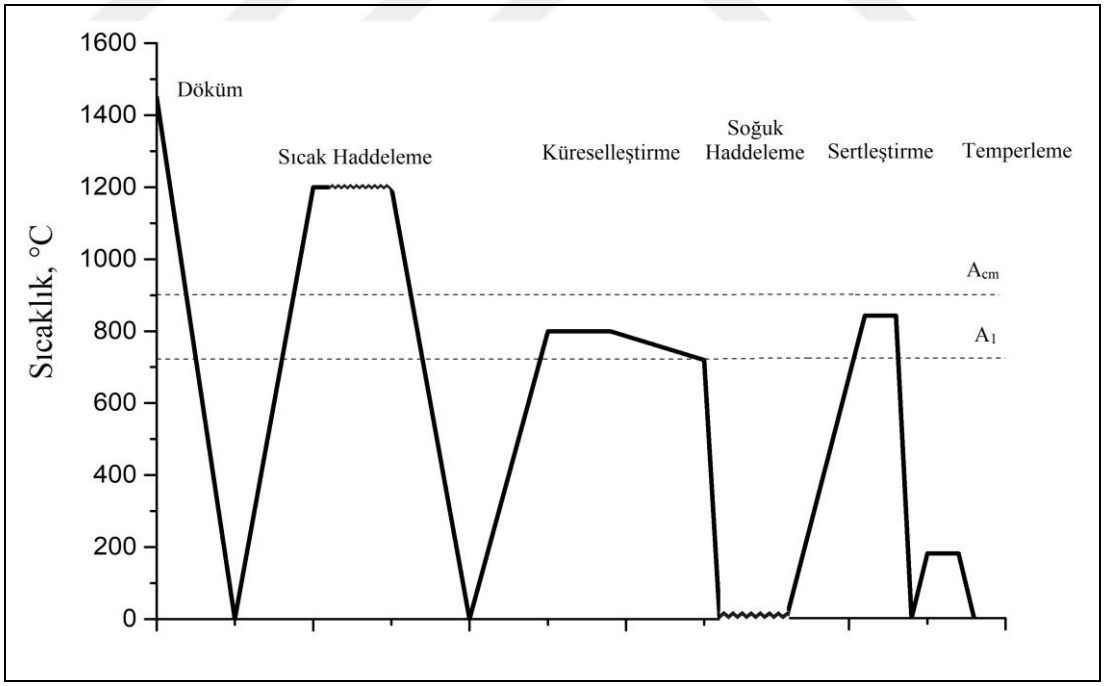
Dilatometre çalışmaları sonrasında elde edilen sonuçlarla dönüşüm sıcaklıkları tespit edilmiş ve yeni ısıl işlem çevriminin karbür çökelme kinetiğini nasıl etkilediği araştırılmıştır. Dilatometrede yapılan ısıl işlemler sonrasında görüntü analizi çalışmaları gerçekleştirilmiş ve karbür boyut dağılımındaki değişim tespit edilmiştir.

Çalışma kapsamında yeni ısıl işlem çevrimi ile homojen dağılmış ince boyutlu karbürler içeren mikroyapı oluşturulması amaçlanmıştır. Gerçekleştirilen termodinamik ve kinetik modelleme çalışmalarıyla çözünme davranışı ile birlikte karbürlerin tipi, boyutu ve miktarları öngörülmüştür. Çözünme davranışı ile ilgili yapılan deneysel çalışmalar simülasyon sonuçlarıyla uyum sağlamıştır. Dilatometre çalışmalarında yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilmiş numunelerde geleneksel yöntemde görülen karbür çözünmesi yerine karbür çökelmesi gerçekleştiği gözlenmiştir. Bu sayede geleneksel yöntem ile sertleştirilen numunelere kıyasla daha ince karbür boyut dağılımı elde edilebildiği belirlenmiştir.

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Rulman Çelikleri

Ötektoid üstü bir kompozisyona sahip 100Cr6 çeliği yaklaşık olarak kütlece %1 Karbon ve %1,5 Krom içerir. 100Cr6 çeliği aynı zamanda farklı standartlarda AISI 52100, SEA 52100 çeliği olarak geçmektedir. Beynitik veya martenzitik matrikste dağılmış olan küresel karbürler aşınma dayanımı sağlarlar. 100Cr6 çeliğinin üretim süreci döküm, sıcak haddeleme, küreselleştirme, soğuk haddeleme, sertleştirme ve temperleme adımlarından oluşmaktadır. Endüstriyel üretim süreci Şekil 1.1'de şematik olarak gösterilmektedir. Döküm ve sıcak haddeleme sonrası oluşan karbür satırlanmasının döner temaslı yorulma dayanımını kötü yönde etkilediği bilinmektedir. Sıcak haddelemenin son adımından sonra yeterli hızda soğuma ile karbür satırlanması oluşumu en aza indirgenebilir [1].



Şekil 1.1. Endüstriyel üretim süreci.

Rulmanlar şekillendirme sonrasında sertleştirme ve temperleme ısıl işlemlerine tabi tutulur. Tipik olarak 100Cr6 çeliği martenzitik yapıda 60-63 HRC sertliktedir. Östenitleme, su verme ve temperleme koşullarına göre martenzit ve karbür fazlarına

ek olarak farklı oranlarda kalıntı östenit bulunabilir. Uygun koşullar altında kalıntı östenit, deformasyon etkisiyle martenzitik dönüşüme uğrayarak ilerleyen çatlakların uç kısmındaki yüksek gerilme konsantrasyonunun giderilmesini sağlar yorulma dayanımı iyileştirilmiş olur [2].

1.2. Rulman Çeliklerinin Üretimi

1.2.1. Döküm ve katılaşma

Metalik olmayan kalıntılar rulman çeliklerinde yorulma dayanımı başta olmak üzere mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli role sahiptir. Döküm ve katılaşma süreci boyunca malzeme içerisinde dezoksidasyon prosesinden, curuftan, refrakter malzemenin sıvı çeliğe karışmasından ve çeliğin dökümü sırasında atmosferle etkileşimden kaynaklanan kalıntıların minimum düzeyde tutulması gerekir. Radyoaktif partiküller kullanılarak yapılan deneylerde oksit kalıntıların %70 oranda gaz alma süreçlerinde kullanılan alüminyumdan, geri kalan kısmın ise cüruftan veya kalıpla meydana gelen reaksiyonlardan kaynaklandığı gözlenmiştir [1].

Rulman üretiminde yüksek fırının kullanıldığı dönemlerde doğru refrakter kullanımı ile iyileştirmeler olmuştur. Asidik astarlı ocaklarda yapılan dökümlerde metalik olmayan kalıntıların miktarının daha az olduğu görülmüştür. Bir sonraki aşamada ise cevherden üretime kıyasla daha yüksek kalitede çelik üretilmesi için elektrik ark ocağında temiz hurda kullanılmıştır. Pota metalurjisinin kullanılmaya başlanmasıyla ergitme yönteminin kalıntılar üzerindeki etkisi önemsiz hale gelmiştir [1].

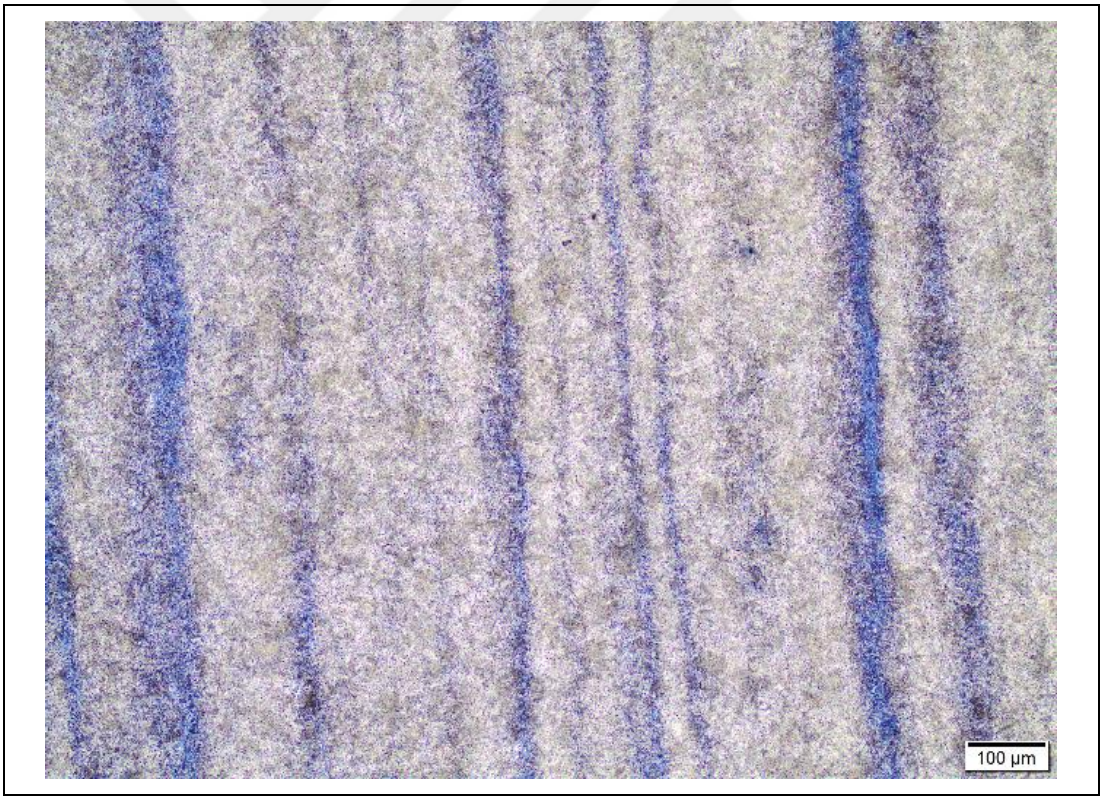
Rulman çeliklerinin döküm sürecinde ergitme, gaz giderme ve bazik oksijen fırınında karbon oranının ayarlanmasından sonra sıvı çeliğe ferro-krom eklenir. Bazik oksijen fırını sonrasında başka bir potada vakum gaz alma uygulanır ve sürekli döküm gerçekleştirilir [3].

1.2.2. Sıcak haddeleme

Rulman çelikleri döküm sonrasında sıcak haddelemeye tabi tutulur. Mikroalaşımlı çeliklerin termomekanik işlemi sırasında tane içindeki ve tane sınırlarındaki nano çökeltiler sayesinde toparlanma ve rekristalizasyon engellenmiş olur. Soğuma sonrasında dislokasyon yoğunluğu yüksek tanelerin dönüşümüyle ince taneli yapı elde edilir. Xie ve diğerleri rulman çeliklerinde termomekanik işlemle östenit tane

boyutunu inceltmeyi denemiş ancak östenit tane sınırlarının hareketini engelleyecek kararlı karbürlerin yokluğu sebebiyle önemli bir etki sağlanamamıştır. Bununla birlikte sıcak haddeleme ile döküm sonrası yapıda kalan porozitelerin kapandığı, karbür ağı yapısının giderilebildiği ve karbür satırlanması iyileştirilebildiği bilinmektedir [1] [4].

Hellner ve Norrman çalışmalarında satırlanmanın mekanizmasını ortaya koymuşlardır. Katılaşma sırasında mikrosegregasyon meydana gelir ve Ni, Cr, Mo, Ti, Mn gibi elementler dentritler arasında yoğunlaşarak karbür ağını oluşturur. Sıcak haddeleme sürecinde karbür yapıcıların yoğun olduğu bu bölgelere göç eden karbon karbür satırlanmasını meydana getirir. Şekil 1.2 gösterildiği gibi karbür satırlanması sıcak haddelenmiş rulman çeliklerinin derin dağlanması sonrasında koyu – açık bantlar şeklinde gözlenir [5] [6].



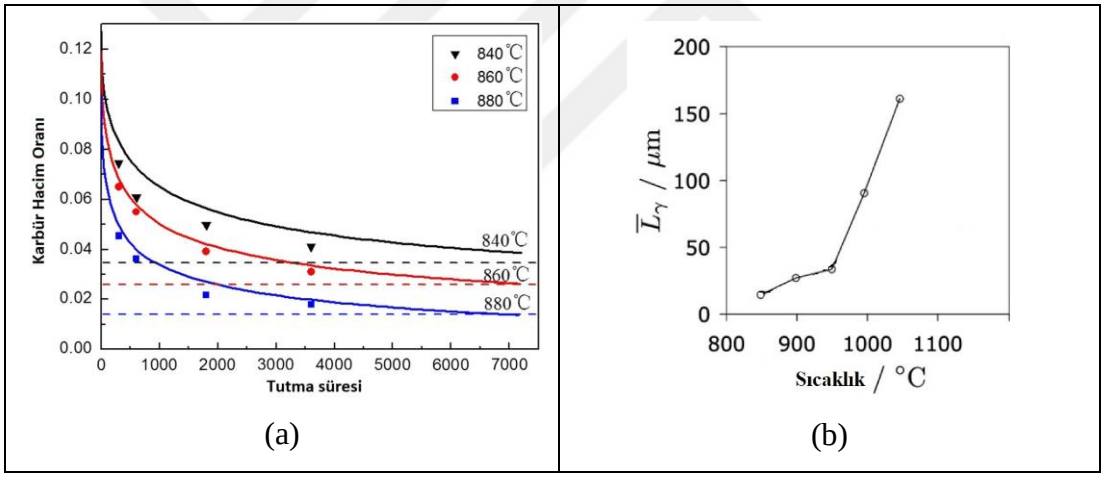
Şekil 1.2. Karbür satırlanması.

Heterojen dağılmamış kaba karbürler aşınma ve yorulma dayanımını kötü yönde etkiler. Su verme sonrası karbür satırları boyunca çatlaklar oluşabildiği ve bu durumun malzeme ömrünü doldurmadan hasara sebep olduğu bilinmektedir. Bu sebeplerle satırlanma rulman çeliklerinde istenmeyen bir durumdur [1].

Karbür satırlanması sıcak haddeleme parametrelerinin optimizasyonuyla indirgenebilir. Deformasyon oranının artması ve sıcak haddeleme öncesi ısıl işlem süresinin uzamasıyla karbür satırlanmasının önemli ölçüde azaldığı deneysel çalışmalarda gözlenmiştir. Sıcak haddelemenin son pasosunda sıcaklığın 750 – 800 °C'ye düşürülmesiyle karbür boyutunda incelme ve küreselleştirme tavlamasının süresinde önemli ölçüde kısalma gözlenmiştir. Ayrıca taneler arasındaki karbür ağı bu sayede dağıtılabilir [7].

1.2.3. Sertleştirme ve temperleme

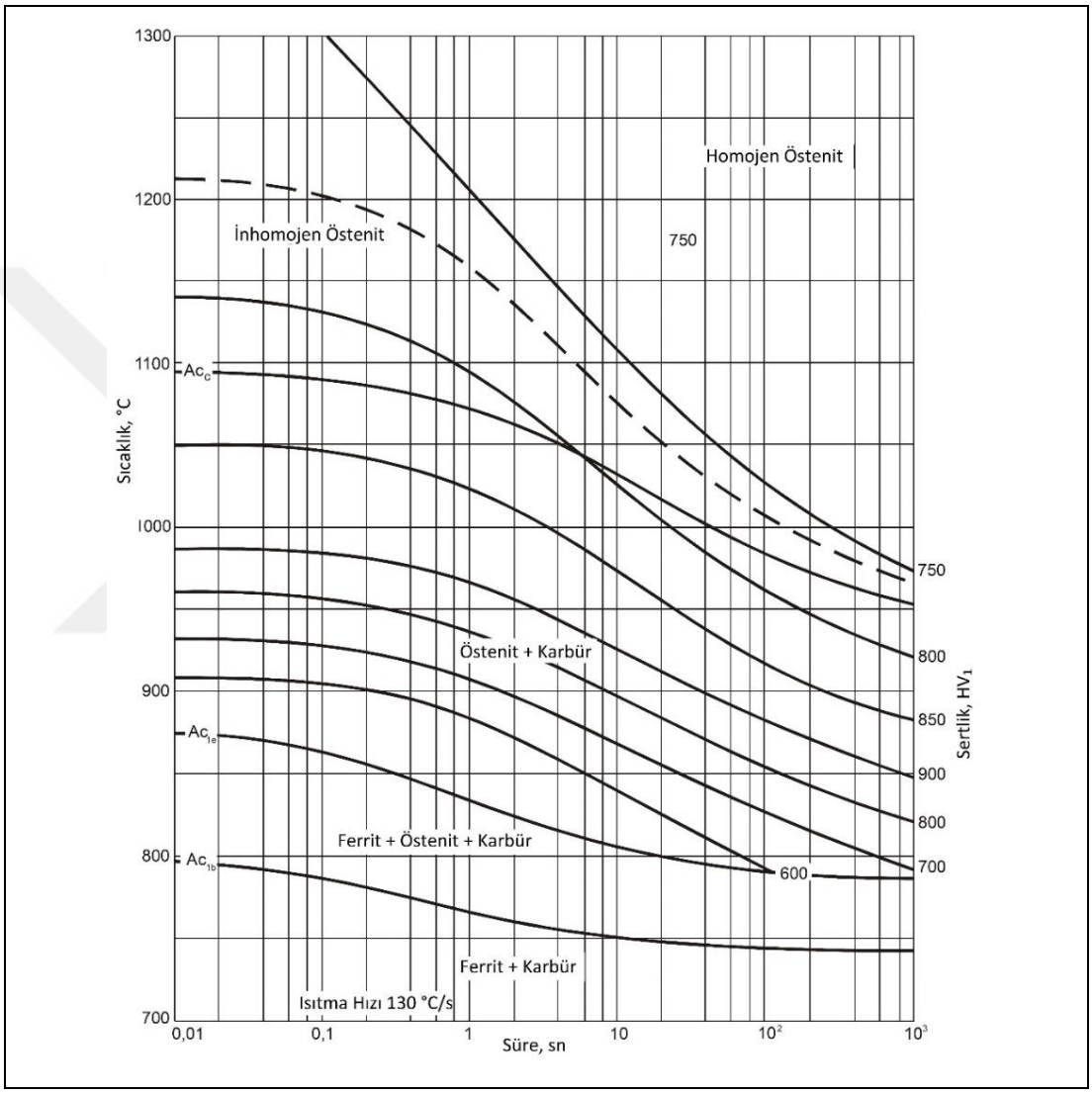
Rulman çeliklerinin üretiminde 840 °C'de östenitleme uygulanır. Çift faz alanına denk gelen bu sıcaklıktan su verme sonrası martenzitik matrikste yaklaşık % 6 oranında kalıntı östenit ve % 3 – 4 oranında çözünmemiş karbür elde edilir. Bu karbürler genellikle homojen dağılım gösterir ve 400-600 nm boyut aralığındadır.



Şekil 1.3. a) Sıcaklık ve zamana göre fazların dönüşümü b) Östenitleme sıcaklığına bağlı olarak östenit tane boyutunun değişimi [1].

Malender (1982) üzerinde çalıştığı malzemenin 2 °C s^{-1} hızda ısıtılması halinde 756 °C'de ferritin dönüşmeye başladığını ve dönüşümün 790 °C'de tamamlandığını raporlamıştır. Şekil 1.3a'da görülebileceği üzere 840 °C'de östenitleme sonrasında östenitleme süresi ve başlangıç yapısına bağlı olarak yaklaşık 3-4% sementit yapıda kalmaktadır. Tez çalışmaları kapsamında kullanılan çeliğin içerdiği karbon ve alaşım elementleri itibariyle termodinamik denge koşullarında 901,72 °C üstü sıcaklıklarda tamamen östenitik olsa da kinetik koşullar altında homojen östenit elde edilmesi için 1050 °C'de 15 dakika östenitleme gerekmektedir. Bu parametrelerle östenitleme sonrasında 40 – 60 μm aralığında östenit tane boyutu ölçülmektedir Şekil 1.3b'de

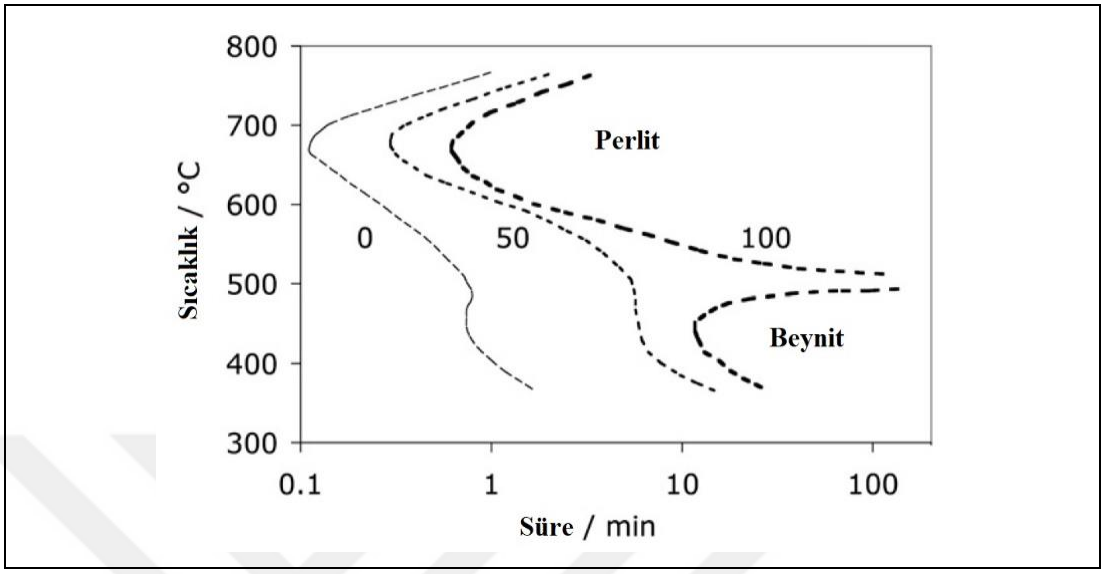
farklı sıcaklıklarda 60 dakika östenitleme sonrasında östenit tane boyutunun değişimi görülmektedir, artan sıcaklıkla östenit tanelerindeki kabalaşma belirgin hale gelmektedir [1]. Şekil 1.4'te verilen zaman-sıcaklık-östenitleme diyagramı incelendiğinde söz konusu malzeme için 1050 °C'de yaklaşık 100 saniye sonunda homojen östenit elde edilebileceği görülmektedir [8].



Şekil 1.4. 130 °C/sn hızda ısıtma ile elde edilen zaman-sıcaklık-östenitleme diyagramı [8].

1040 °C'de 30 dakika östenitleme sonrası izotermal TTT diyagramı Şekil 1.5.'de sunulmuştur. 620 – 700 °C sıcaklıklar arasında perlitik dönüşüm gerçekleşirken, 370 – 590 °C sıcaklıkları arasında beynit oluşmaktadır. 480 °C civarında gerçekleşen dönüşümlerde önceki östenit tane sınırlarında film tabakları şeklinde oluşan ön-

ötektoid karbürler, 675 °C civarı sıcaklıklarda yerini perlit kolonilerine bırakmaktadır [9].



Şekil 1.5. 1040 °C'de 30 dakika östenitleme sonrası TTT diyagramı [1].

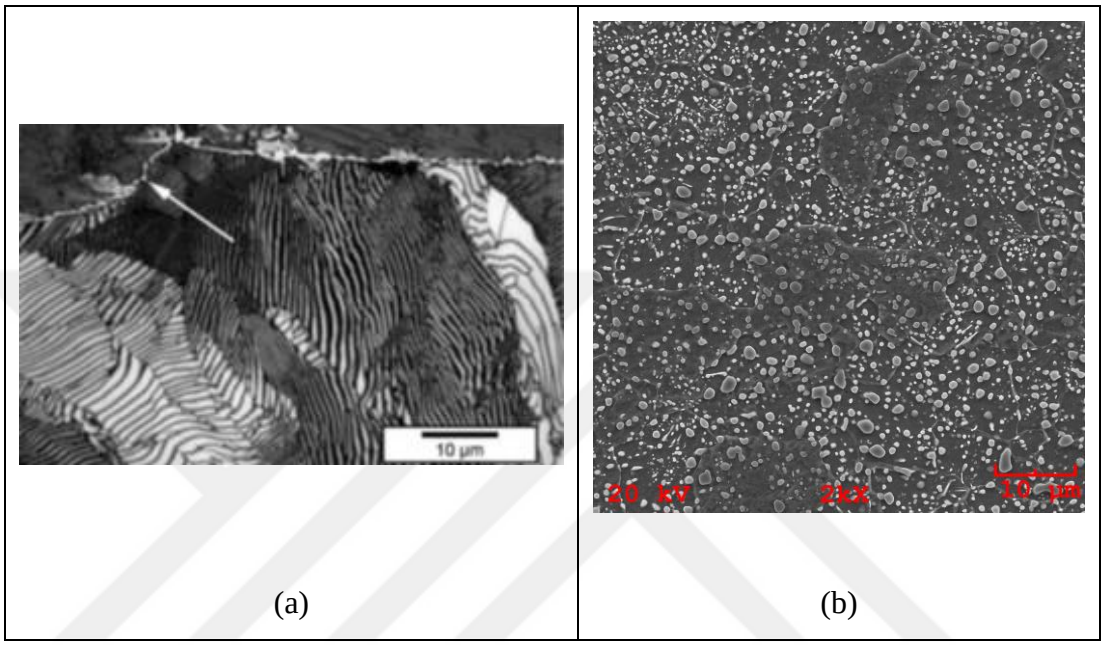
Temperleme 160 ℃ sıcaklıkta gerçekleştirilir, temperleme sırasında kalıntı östenit ayrışır ve aşırı doymuş martenzitten çeşitli geçiş karbürleri çökelir. Düşük sıcaklıkta temperleme sonucunda martenzitin kafesi içerisinde çözünmüş karbon ve ε-tipi geçiş karbürleri sayesinde yüksek sertlikte matriks elde edilir. Uzun süren temperleme sonucunda karbon martenzit kafesini terk eder, martenzit kafesinin tetragonalliği azalır ve geçiş tipi karbürler kaba kararlı karbürlere dönüşerek sertlikte kayba yol açar. Bu durum rulmanların kullanım sıcaklığını sınırlar. Alaşımın silisyum miktarının arttırılması temperleme sırasında sertlikteki düşüşünü geciktirir [10].

1.3. Rulman Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi

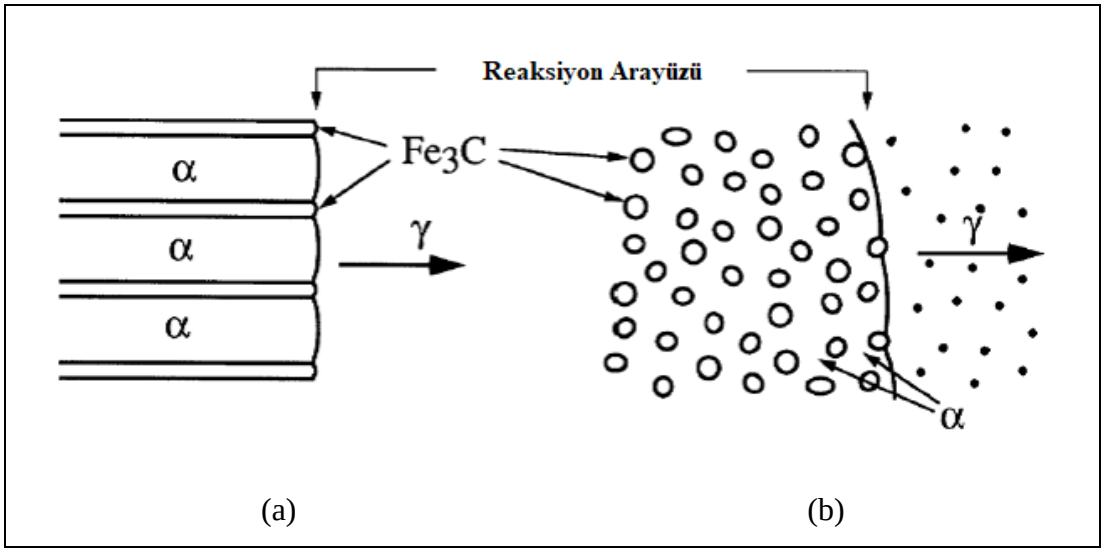
1.3.1. Küreselleştirme tavlaması ve boşanmış ötektoid dönüşümü

Sıcak haddeleme sonrasında östenit tane sınırlarında önötektoid sementit içeren perlitik yapı elde edilir, bu yapı soğuk şekillendirmeye uygun değildir. Soğuk haddeleme öncesinde malzemenin işlenebilirliğini arttırmak için küreselleştirme tavlaması uygulanır. Küreselleştirme tavlamasında amaç ön–ötektoid sementit/perlit yapısını Şekil 1.6b'de gösterilen ferritik matrikste kaba küresel karbürler içeren bir yapıya dönüştürerek sertlikte düşüş sağlamaktır. Küresel tavlanmış 100Cr6 çeliği 230HV sertlik, 466 MPa akma ve 635 MPa çekme mukavemeti sergilemektedir [11].

Küreselleştirme tavlamasında iki farklı yöntem izlenebilir. İlk yöntemde çelik A_1 sıcaklığının altında tavlanır. Bu yöntem genellikle ötektoid altı çelikler için kullanılır. Diğer yöntemde ise A_1 ve A_{cm} sıcaklıkları arasında tavlama sonrasında kontrollü soğuma ile küreselleştirme sağlanır. Bu yöntem ötektoid üstü çeliklerde yaygın olarak kullanılır ve boşanmış ötektoid dönüşümü (B.Ö.D.) olarak adlandırılır [12].



Şekil 1.6. (a) 100Cr6 çeliğinin sıcak haddelenmiş durumdaki mikroyapısı. (b) Küreselleştirme tavlaması sonrası mikroyapı [1].

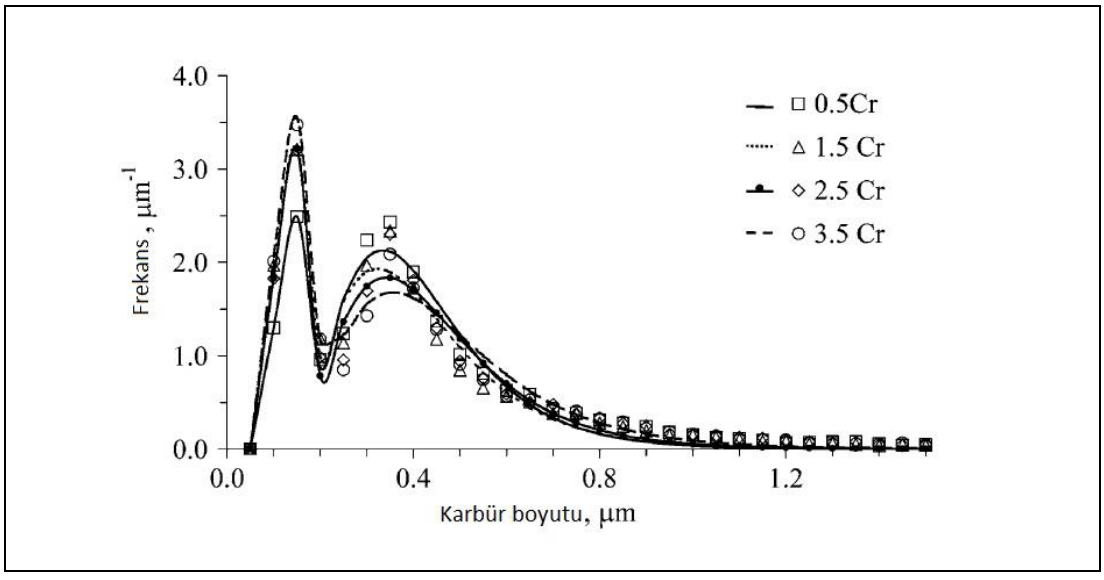


Şekil 1.7. Boşanmış ötektoid dönüşümün şematik gösterimi. a) Perlitik dönüşüm b) B.Ö.D [13].

B.Ö.D. reaksiyonunda interkritik sıcaklıkta tavlama sırasında sementitin bir kısmı çözünür, sementit lamelleri küreselleşir, tavlama sonunda elde edilen ince sementit partikülleri ve östenit yapısı soğuma sonrasında küresel sementit – ferrit yapısına dönüşür. Perlitik reaksiyonda sementit ve ferrit çifti eşzamanlı lameller yapıda büyürken, B.Ö.D.'de ferrit ve sementit bağımsız olarak oluşarak ferritik matriste küresel sementitleri meydana getirir [12].

B.Ö.D. reaksiyonunda küresel sementitler ilerleyen östenit – ferrit ara yüzünde doğrudan östenit fazından oluşmaktadır. Perlitik dönüşüme kıyasla B.Ö.D. reaksiyonunda daha düşük aşırı soğumalar söz konusudur, dönüşüm A_1 sıcaklığının hemen altında gerçekleşir [13].

Verhoeven (2000) yayınladığı çalışmada 52100 çeliğinde B.Ö.D. araştırmıştır. Bu çalışmada B.Ö.D.'nün düşük östenitleme sıcaklıklarında ve yavaş soğutma hızlarında perlitik dönüşüme baskın geldiği görülmüştür. Özellikle 830 °C altındaki östenitleme sıcaklıklarında ve 500 °C/saat altındaki soğutma hızlarında B.Ö.D.'n gerçekleştiği tespit edilmiştir. Reaksiyon sırasında artan Cr oranının nihai yapıdaki karbür boyutunu küçülttüğü, Mn ilavesinin ise perlitik dönüşümü teşvik ettiği anlaşılmıştır [14].



Şekil 1.8. Bimodal karbür boyut dağılımı [11].

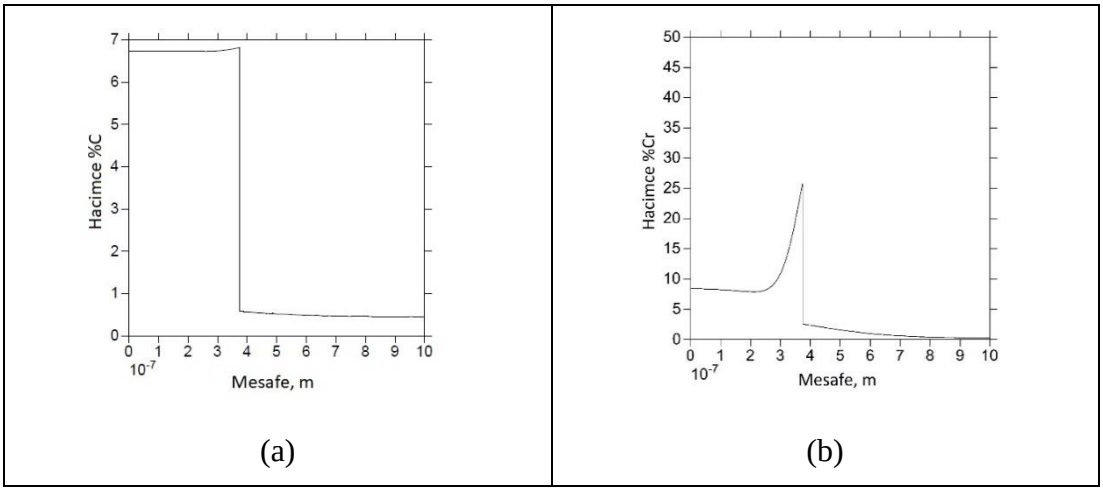
Luzginova v.d. (2008) yaptıkları çalışmada farklı Cr oranlarındaki malzemelerin B.Ö.D. kinetiğini incelemişlerdir. Küreselleştirme sonrası elde edilen mikroyapılarda bimodal karbür dağılımı gözlenmiştir. Bimodal dağılım karbürlerin östenit tane

sınırlarında veya östenit taneleri içerisinde çekirdeklenmesinden kaynaklanmaktadır. B.Ö.D. reaksiyonunun perlitik reaksiyona kıyasla çok daha düşük aşırı soğumalarda gerçekleştiği ve kinetiğinin karbürler arası ortalama mesafeye bağlı olduğu tespit edilmiştir. Düşük Cr oranlarında B.Ö.D reaksiyonunun güçleştiği, gerçeklemesi için karbürler arası ortalama mesafenin ve soğuma hızının iyi kontrol edilmesi gerektiği anlaşılmıştır [11].

1.3.2. Karbürlerin çözünmesi

Karbür boyut ve dağılımı yorulma dayanımı ve kırılma tokluğunu önemli ölçüde etkiler, yüksek mekanik özellikler için ince homojen dağılmış karbürler istenir. Karbür çözünme ve çökelme davranışının anlaşılması uygulanan ısıl işlem çevriminin belirlenebilmesi için önemlidir.

Söz konusu kompozisyon için küreselleştirme sonrası hacimce yaklaşık %14 küresel karbürler elde edildiği bilinmektedir. Bu karbürler $(Fe,Cr)_3C$ tipi karbürlerdir. Şekil 1.9'da gösterildiği gibi östenitleme sırasında mobilitesi yüksek C atomlarının homojen dağılım gösterdiği, kromun ise karbür-östenit ara yüzeyinde zenginleştiği bilinmektedir. Aynı zamanda kromun sementit içerisindeki difüzyonu ihmal edilebilir düzeydedir. Karbür yüzeyinde %16 oranında bulunan krom oranının merkeze doğru %2'ye düştüğü Song ve diğerlerinin yaptığı çalışmada tespit edilmiştir [15].



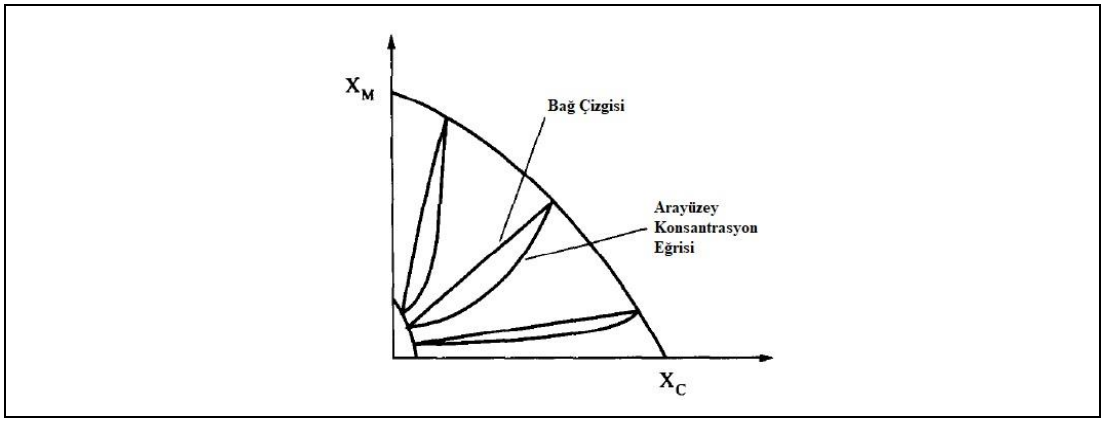
Şekil 1.9. DICTRA simülasyonu ile belirlene 840 °C'de 3600 saniye sonrasında alaşım elementi dağılımları a) karbon dağılımı b) krom dağılımı [15].

Günümüz literatüründe çözünmenin mekanizmasını ortaya koyan çok sayıda çalışma mevcuttur. Çökeltilerin çözünmesi incelendiğinde arayüzeydeki fiziksel metalurjik

olaylar şu şekilde ilerler; çökeltinin ayrışması, çökeltiyi oluşturan atomların arayüzeyin diğer tarafına geçmesi, bu atomların östenit içinde difüzyonu. Bu sebeple mikroyapı içerisindeki karbürlerin çözünme hızı C ve Cr atomlarının östenit içerisindeki difüzyonuna bağlıdır. Karbür çözünmesi modellenirken ısıtma sırasında ferritin tamamen östenite dönüştüğü ve başlangıç anındaki östenit konsantrasyonunun oda sıcaklığındaki ferritle aynı olduğu varsayılır [16].

Çözünme davranışının anlaşılabilmesi için ihmal edilebilir paylaşımlı yerel denge (NPLE) ve paylaşımlı yerel denge (PLE) modlarının anlaşılması gerekmektedir. Eğer dönüşümün serbest enerjisi tamamen hacim difüzyonuna harcanırsa, çözünen atomların kimyasal potansiyelleri çökelti – matriks arayüzeyinin her iki tarafında eşit olacaktır. Bu durumda arayüzeydeki konsantrasyon termodinamik dengeye göre belirlenecektir. Bu durum yerel denge (LE) yaklaşımı denir ve bu yaklaşıma göre gerçekleşen dönüşümler difüzyon kontrollü dönüşüm olarak adlandırılır [17].

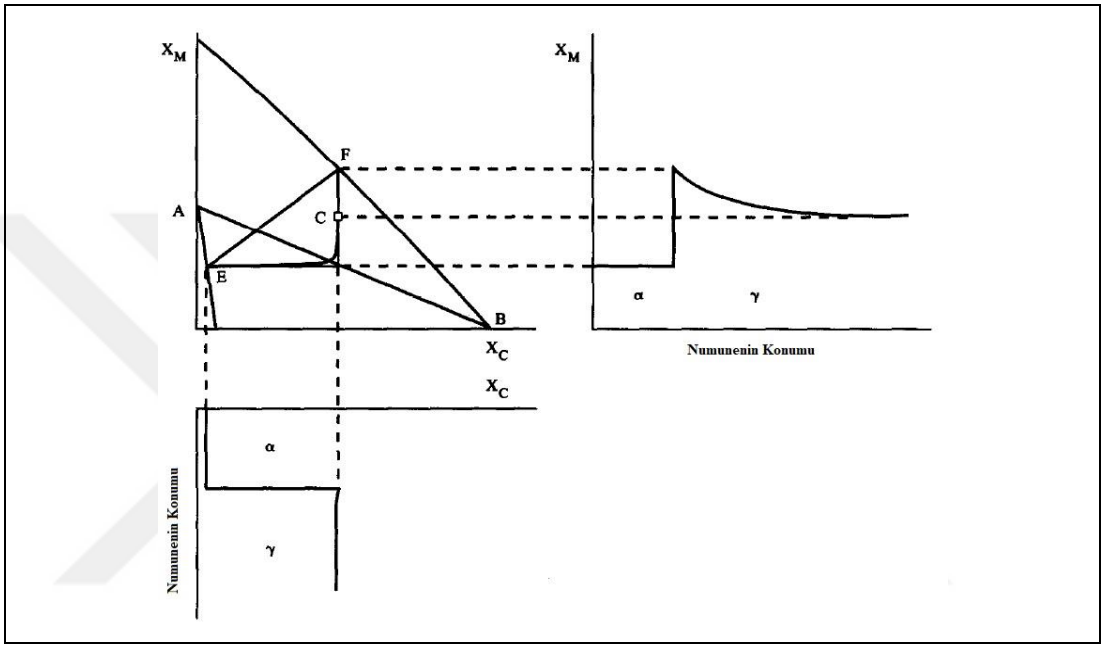
Şekil 1.10'da gösterilen arayüzey konsantrasyon eğrisinin (IC contour) şekli karbon ve yeralan alaşım elementlerinin difüzyon katsayılarının oranına bağlıdır. Bu değerin yüksek olduğu durumlarda (IC contour) üçgen şekline yakın bir hal alır. Bulk konsantrasyonun bu üçgenin yatay veya dikey kenarında olmasına göre dönüşüm PLE veya NPLE modlarında gerçekleşir [17].



Şekil 1.10. Arayüzey konsantrasyon eğrileri [17].

Şekil 1.11'de sabit sıcaklıkta değişen yer alan alaşım elementi (X_M) ve karbon (X_C) miktarına göre faz diyagramı gösterilmektedir. Bulk konsantrasyonun üçgenin dikey kenarında olduğu varsayılırsa (C noktası) E – F noktaları arasındaki konsantrasyon gradiyenti Şekil 1.11'deki gibi olacaktır, çökelti ve matriks fazda M'in konsantrasyonu

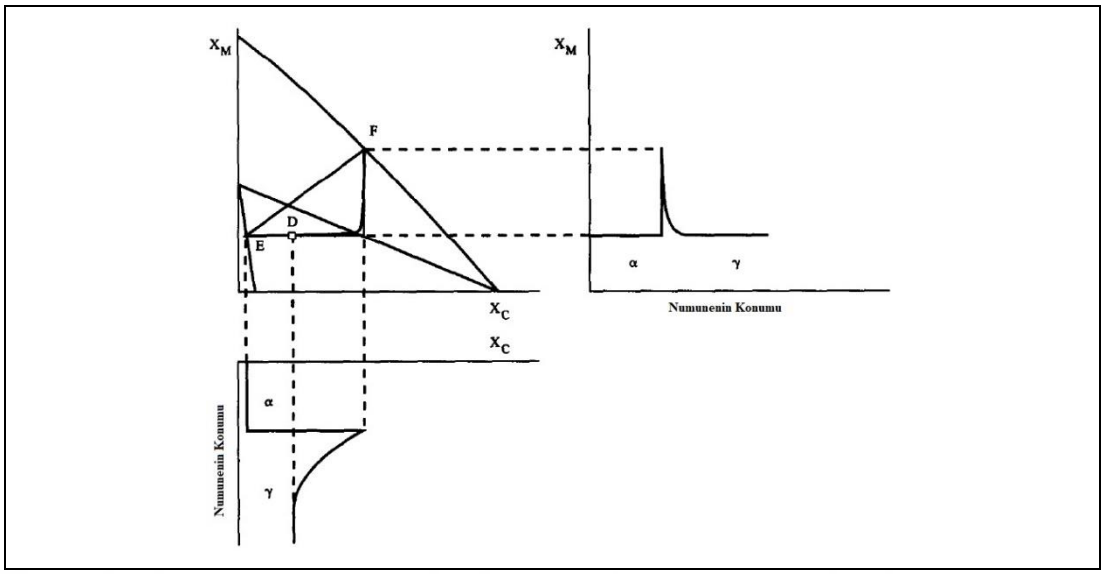
farklıdır. Bu tür bir dönüşümde karbon gradiyenti ihmal edilebilir düzeydeyken yer alan alaşım elementleri için arayüzeyde bir gradiyent söz konusu olacaktır. Bu birikme matriks fazının içine doğru dağılım gösterecektir. Bu durum M'in tekrar dağılımın gerektirecektir ve dönüşümün hızı M'in difüzyonuyla belirlenecektir. Difüzyon kontrollü paylaşımlı yerel denge (PLE) olarak adlandırılan bu modda M'in önemli derecede paylaşılması söz konusudur.



Şekil 1.11. PLE modunda arayüzey konsantrasyon eğrileri [17].

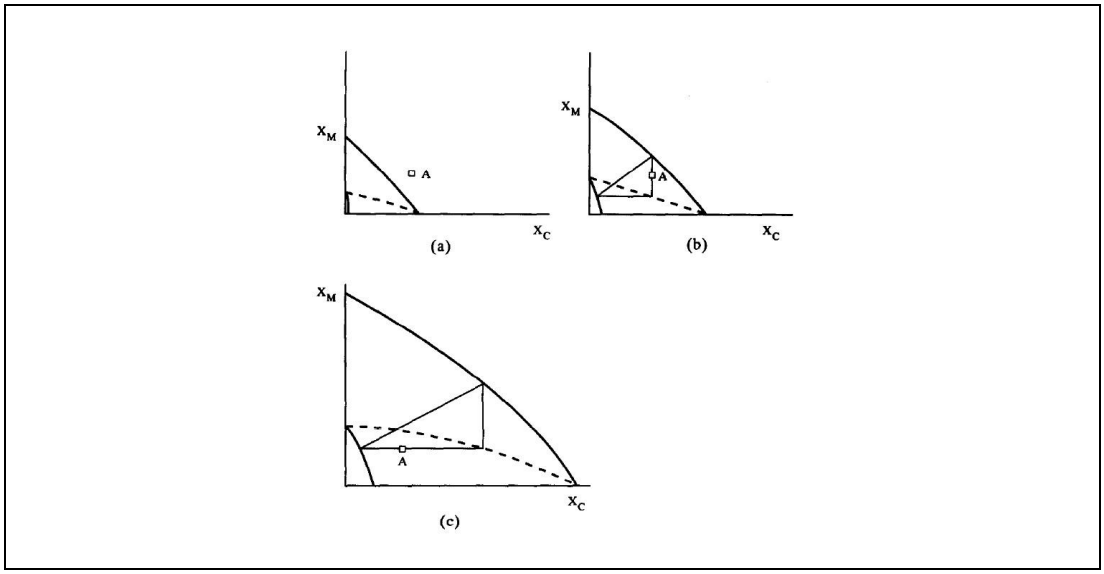
İkinci bir örnek olarak Şekil 1.12'de gösterildiği gibi bulk konsantrasyonun yatay kenar üzerinde olduğu bir alaşım (D noktası) alınırsa, çökelti ve matriks fazlarının M miktarı eşit olacaktır. Yüksek karbon gradiyenti matriks fazının arayüzeyden uzak kısımlarına kadar görülecektir. M'in konsantrasyon eğrisi ise arayüzeye yakın keskin bir pik olarak görülecektir. Difüzyon kontrollü ihmal edilebilir paylaşımlı dönüşüm olarak adlandırılan bu modda düşük miktarda aşırı doygunluk söz konusudur ve M paylaşılmaz.

Sonuç olarak bulk konsantrasyon Şekil 1.11'de gösterilen A – B eğrisinin üzerinde olduğunda dönüşümde arayüz hızı M'in difüzyon katsayısına, A – B eğrisinin altında ise karbonun difüzyon katsayısına bağlı olacaktır. Karbonun difüzyon katsayısının yeralan alaşım elementlerine kıyasla çok da yüksek olması sebebiyle A – B eğrisinin altındaki bileşimlerde dönüşüm daha hızlı gerçekleşecektir.



Şekil 1.12. NPLE modunda arayüzey konsantrasyon eğrileri [17].

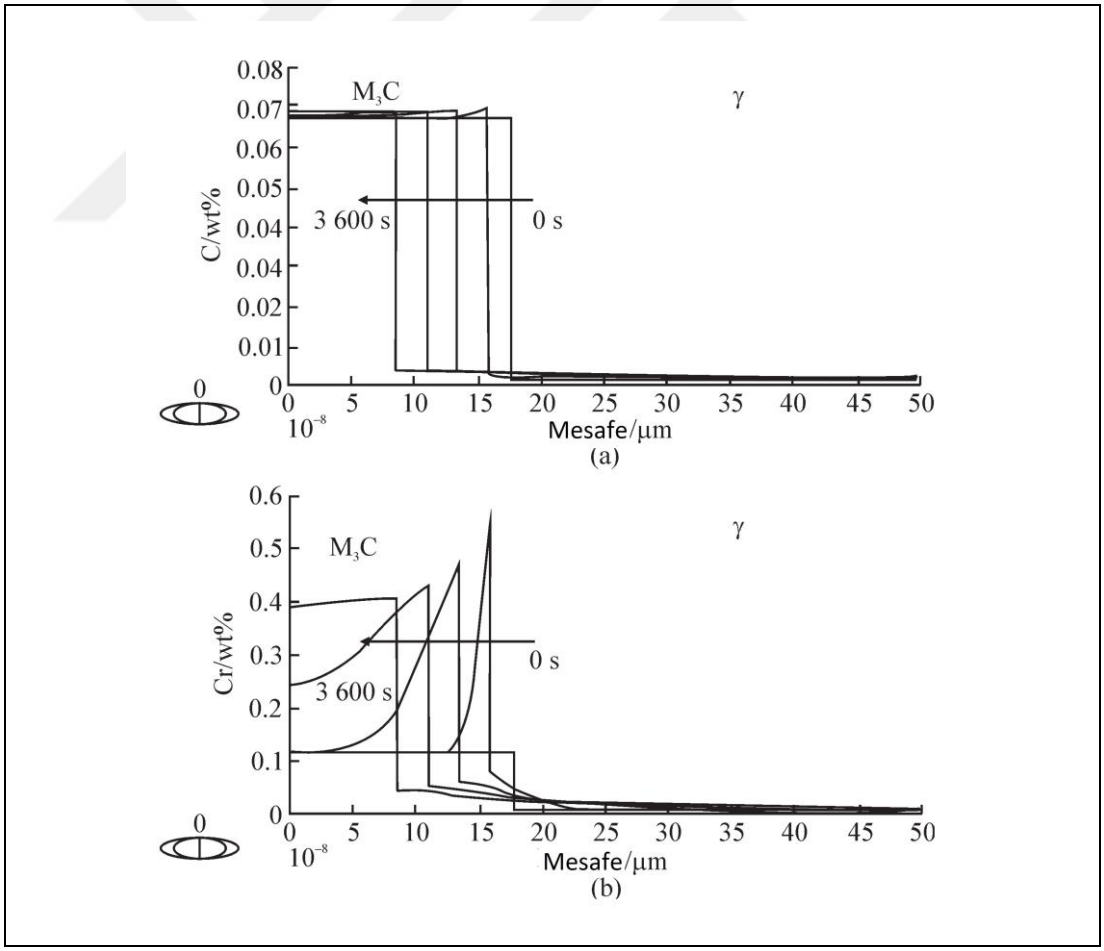
Malzemenin soğutulması sırasında malzemenin bulk kompozisyonu düşük aşırı duygunluk (low supersaturation) bölgesinden, yüksek aşırı doygunluk (high supersaturation) bölgesine geçecektir. Şekil 1.13' "A" ile gösterilen alaşım için ara sıcaklıklarda (b) dönüşüm M'in difüzyonuna bağlı düşük hızda gerçekleşir ve M'in matriks ve çökelti fazları arasında paylaşımı söz konusudur (PLE). Sıcaklık düştükçe (c) bulk kompozisyon düşük aşırı doygunluk bölgesinden, yüksek aşırı doygunluk bölgesine geçer ve dönüşüm karbonun difüzyon katsayısına göre ilerler, M'in matriks ve çökelti fazları arasında paylaşımı söz konusu değildir (NPLE).



Şekil 1.13. Farklı sıcaklıklarda aşırı doygunluktaki değişim. a) Tek faz alanı b) ara sıcaklıklar c) düşük sıcaklıklar [17].

Para – denge (PE) modunda ise yeralan alaşım elementlerinin konsantrasyonu her noktada aynı iken tekrar dağılımı ve difüzyonu söz konusu değildir. Diğer taraftan karbon yüksek difüzyon katsayısı sebebiyle tekrar dağılır ve kimyasal potansiyeli arayüzeyin her iki tarafında eşittir [17].

Hui ve diğerlerinin 2014 yılında raporladıkları çalışmada, rulman çeliklerinin interkritik sıcaklıklarda östenitlenmesi incelenmiştir. Çalışmada 860 ℃'de 3600 saniye östenitleme uygulamış, dönüşümün ilk 600 saniyesinde NPLE modunda dönüşüm gerçekleşmiştir. NPLE modunda dönüşüm karbonun difüzyon hızıyla bağlantılıdır ve kromun tekrar dağılımı söz konusu değildir. Östenit ve karbür içerisindeki karbon iso – aktivitesinin eşitlenmesi sonrasında dönüşüm PLE modunda devam etmiş ve dönüşümün difüzyon katsayısı çok daha düşük kromun difüzyonuna bağlı olması dönüşümün yavaşlamasına sebep olmuştur [18].



Şekil 1.14. Östenitleme süresine bağlı alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom [18].

1.3.3. Karbürlerin çökelmesi

Rulman çeliklerinde martenzitik yapıdan karbürlerin çökelme davranışı incelendiğinde temperlemenin 6 aşamada gerçekleştiği görülmektedir;

(i),(ii) İlk iki aşama ön-çökelme süreci olarak adlandırılmaktadır ve 80 °C'nin altında gerçekleşmektedir. Bu aşamalar karbon atomları kafes hatalarına göç etmesi kümeler oluşturmasıdır.

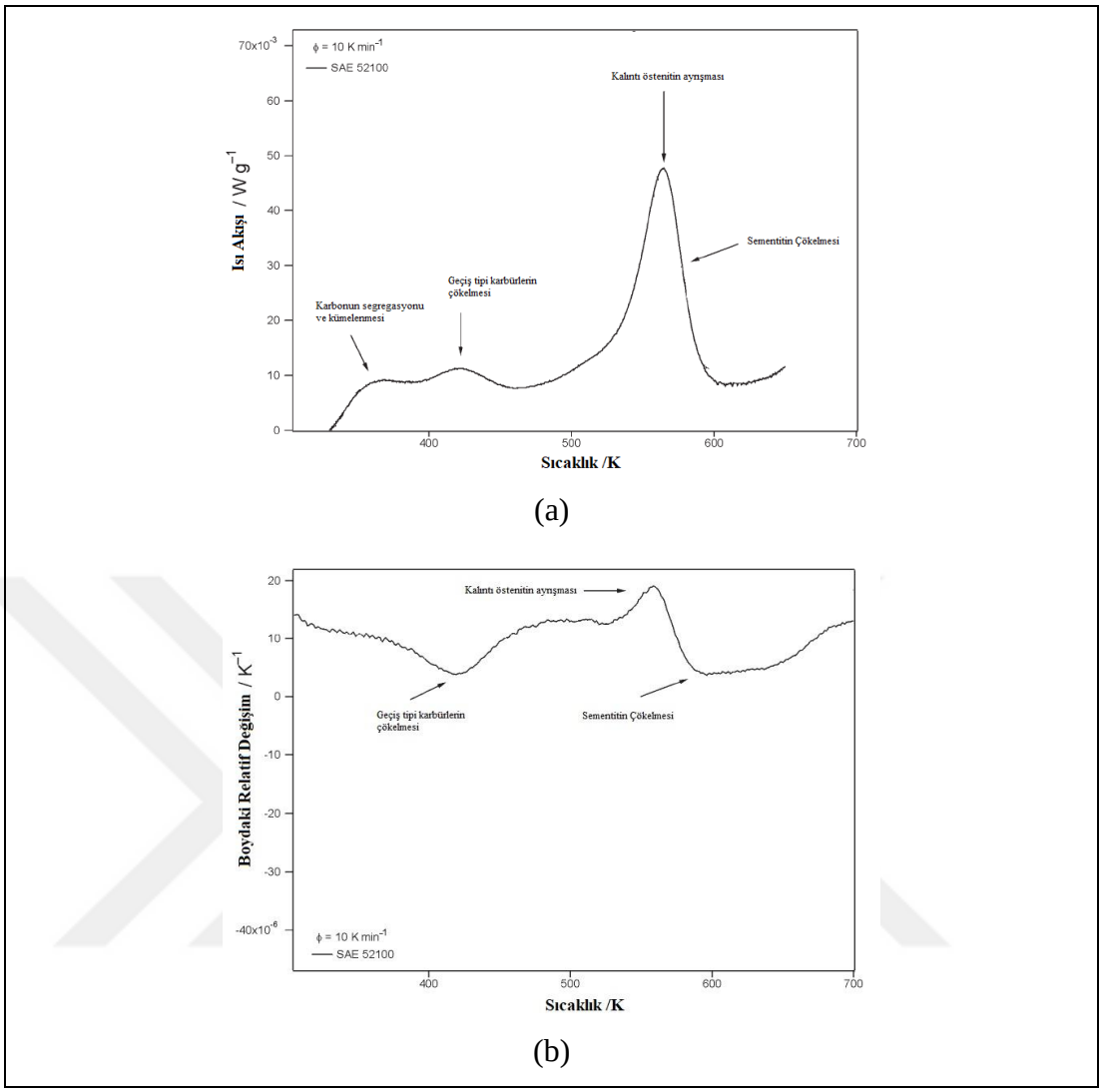
(iii) Üçüncü aşamada 80 – 180 °C aralığında geçiş tipi ε karbürler (Fe_2C) çökelmektedir.

(iv) Dördüncü aşama 200 - 350 °C aralığında gerçekleşmektedir ve kalıntı östenitin ferrit ve sementite (Θ, ortorombik M_3C tipi karbür) dönüşümü gerçekleşir. Bu dönüşümün iki alt aşamada gerçekleştiği tespit edilmiştir; öncelikle martenzit ferrit ve karbonca zengin östenite dönüşür ardından karbonca zengin östenit ferrit ve sementit oluşturur. Literatürdeki DSC ve dilatometre çalışmaları incelendiğinde kalıntı östenitin ayrışması belirgin ısı çıkışı ve genleşmeyi beraberinde getirir. Sementitin çökelmesi ise büzülme sağlar.

(v) Beşinci aşamada (250 – 500 °C) geçiş tipi karbürlerin sementite dönüşümü gerçekleşir.

(vi) Altıncı aşamada sementit çözünür ve eğer alaşımda güçlü karbür yapıcılar varsa daha kararlı alaşım karbürler oluşur (450 – 700 °C) [19].

Şekil 1.15'te görüldüğü gibi sementitin çökelmesi sırasında entalpide küçük bir değişim görülmesine karşın dilatometre eğrisinde belirgin bir genleşme görülmektedir [19].



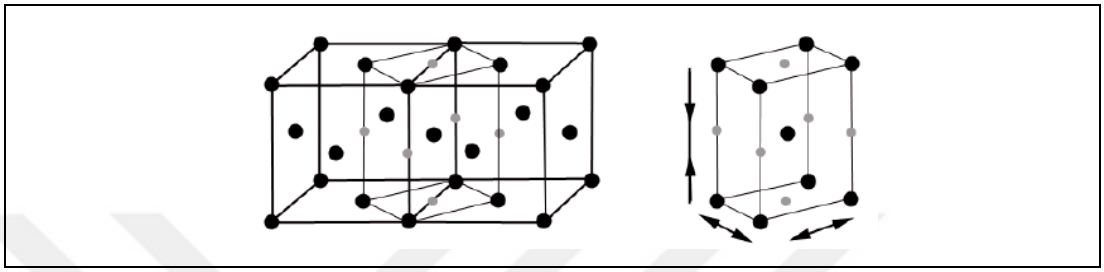
Şekil 1.15. Temperleme sırasında elde edilen DSC ve Dilatometre eğrileri [19].

1.3.4. Martenzitik dönüşüm

Martenzitik dönüşüm difüzyonsuz bir dönüşümdür. Kristal kafesteki dönüşüm ebeveyn fazın homojen deformasyonuyla sağlanır. γ fazına su verilmesiyle Şekil 1.16'da gösterildiği gibi hacim merkezli tetragonal yapı elde edilir. Alaşımdaki karbon miktarı arttıkça tetragonallik artar. γ→a′ dönüşümünün gerçekleşebilmesi için iki faz arasındaki serbest enerji farkının yüzey enerjisi ve dönüşüm kaynaklı deformasyon enerjisinden yüksek olması gereklidir. Bu şartın sağlanması için malzemenin belirli bir sıcaklığa kadar aşırı soğutulması gereklidir [20].

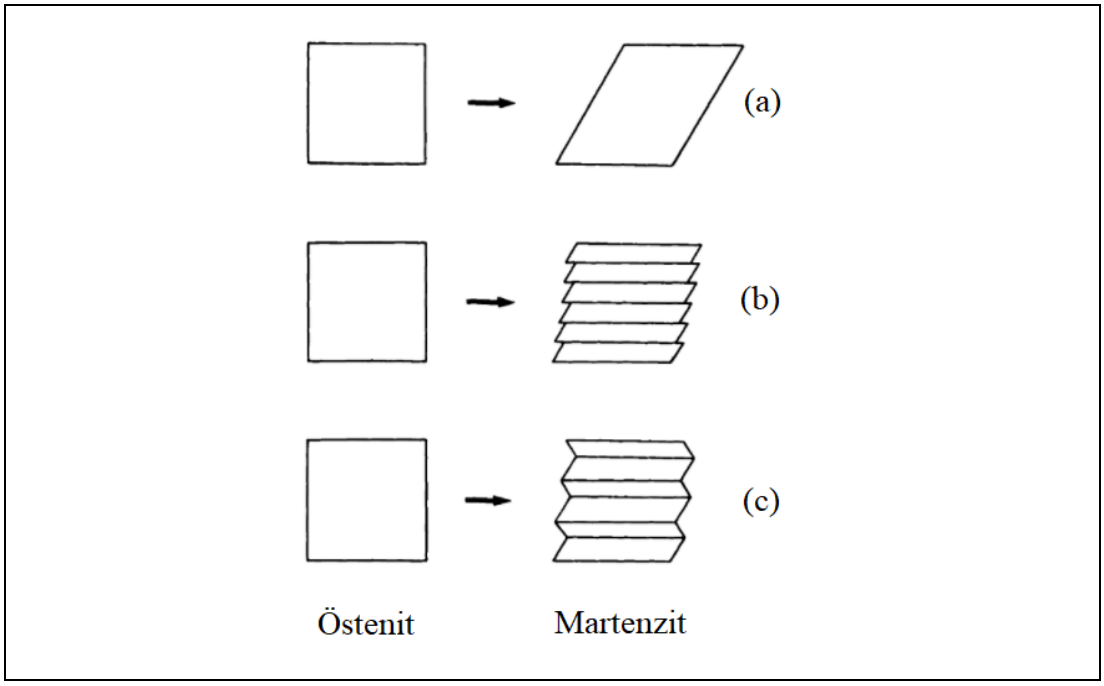
Östenit kafesi dönüşüm sırasında kayma ve uzama gösterir. Ancak bu şekilde bir dönüşüm için çok yüksek deformasyon enerjisi gereklidir ve oluşacak martenziti çevreleyen östenit fazı şekil değişimini engelleyecektir. Dönüşüm sırasında

harcanacak deformasyon enerjisi kayma sonucu oluşacak plakanın kalınlığı ve uzunluğuna bağlıdır. Habit düzleminden uzaklaştıkça yani, kaymaya maruz kalan plaka uzadıkça, atomların hareket mesafesi uzar, bu durum Şekil 1.17a'da gösterilmiştir. Gerinme enerjisini minimuma dönüştürmek için martenzit, habit düzlemi adı verilen özel düzlemlerde yönlenen ince plakalar halinde oluşur. Martenzitik dönüşümde östenitin kompozisyonu korunur [20].



Şekil 1.16. Martenzitik dönüşüm sırasında kafes distorsionu [20].

Bu deformasyon konvensiyonel plastik deformasyonda olduğu gibi dislokasyonların hareketi ile sağlanabilir. Şekil 1.17 b ve c'de görüldüğü gibi düzgün dislokasyonların hareketi ile kayma meydana gelirken, kısmi dislokasyonlar istif hatası (b) veya ikizlenmeyle (c) sonuçlanır [20].



Şekil 1.17. Martenzitik dönüşüm sonrası meydana gelen istif hatası ve ikizlenmeler [20].

Martenzitik dönüşüm atermal bir dönüşümdür ve zamandan bağımsızdır. Martenzit fazının oluşma oranı belirli bir sıcaklıkta bekleme süresine değil su verme sıcaklığına bağlıdır [20].

Su verme sıcaklığı martenzitik dönüşümün bittiği sıcaklığın (M_f) üzerinde olduğunda östenit tamamen dönüşemez ve bir miktar kalıntı östenit yapıda kalır. 100Cr6 çeliğinde geleneksel ısıl işlem çevrimi sonucu yaklaşık olarak %6 oranında kalıntı östenit bulunur. Kontamine ortamlarda çalışan rulmanlarda kalıntı östenitin temaslı dönme yorulmasını iyileştirdiği bilinmektedir. Dönüşüm sırasında meydana gelen genleşme lokal streslerin elimine edilmesini sağlamaktadır. Diğer yandan yüksek boyutsal hassasiyet gerektiren uygulamalarda dönüşüm sonrası meydana gelen genleşmeler sebebiyle mekanik ve termal olarak kararsız kalıntı östenitin miktarının minimum olması istenmektedir [1] [21].

1.4. Rulman Çeliklerinin Mekanik Davranışı

Rulman çeliklerinin ömrünü belirleyen en önemli özellik yorulma dayanımıdır. Rulmanlar kullanıldıkları süre boyunca tekrarlı yüklere maruz kalırlar, yorulmaya bağlı kusurlar yavaş yavaş ilerler ve sonunda malzemenin mukavemetinden çok daha düşük yüklerde hasara sebep olur [1].

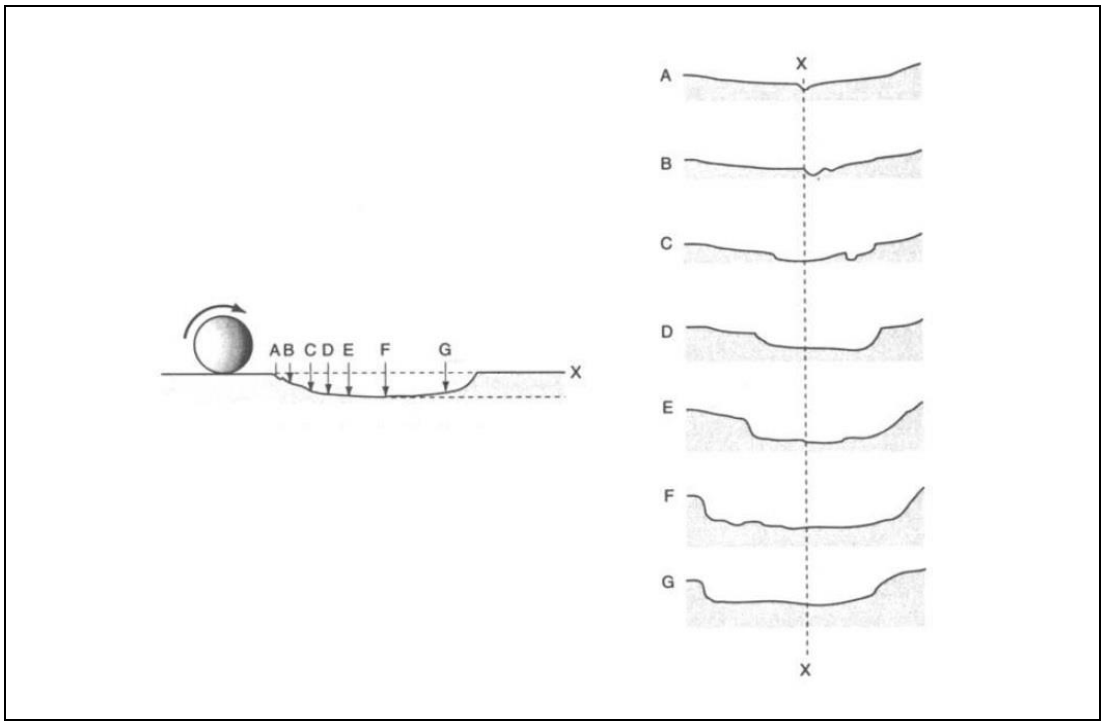
Geleneksel çevrimle üretilen rulmanlarda, martenzitik matriks içerisinde çözünmemiş karbürler ve bir miktar kalıntı östenit içeren bir yapı elde edilir. Bu yapı yorulmaya maruz kaldığında mikroyapısal değişimler olur. Değişim gösteren ışık mikroskobu incelemelerinde elde edilen kontrasta göre adlandırılmışlardır. Maruz kalınan çevrim sayısına bağlı olarak yüzeyden yaklaşık 0,3 mm derinlikte önce koyu dağlanmış bölgeler ardından beyaz dağlanan bantlar oluşur.

1.4.1. Temaslı dönme yorulması

Temaslı dönme yorulması silindirik ve küresel rulmanlarda sıklıkla karşılaşılan yüzeyde çukurcuklanmaya sebep olan bir hasar çeşididir. Bu tip hasarlar ayrıca dişlilerde, millerde, valflerde, raylarda görülebilir. Temaslı dönme yorulması Hertz gerilmelerinden kaynaklanır ve klasik yorulmadan (bükme ve torsiyon) farklılık gösterir. Eğimli yüzeylerde temas yüzeyinin çok küçük olması sebebiyle normal yükler yüksek gerilmelere sebep olur. Rulmanların, rulman kanalı içerisinde hareketi

sırasında dönme hareketine bağlı olarak değişkenlik gösteren bir kayma gerilmesi oluşur. Bu gerilmeler çevrim sayısı arttıkça yüzey altında plastik deformasyona ve nihai olarak çatlaklara sebep olur. Çatlaklar ilerler ve çukurcuklar oluşur, bu çukurcuklar oluştuğunda rulmanın dönüşü zorlaşır ve gürültülü hale gelir. Bu halde kullanım devam ederse rulman bileşenleri kırılarak kullanılmaz hale gelir. Hasarın şematik gösterimi Şekil 1.18'de verilmiştir [22].

Yorulma dayanımı; tane boyutu, kristalografik yönlenme, çökeltilerin boyut ve dağılımına bağlıdır. Karbür çökeltilerinin rulman çeliklerinin mikroyapısında yüksek oranda bulunması sebebiyle karbür boyut ve dağılımı yorulma dayanımını önemli ölçüde etkiler. Konvensiyonel olarak uygulanan ara sıcaklıkta östenitleme sonrası sertleştirme nihai yapıda kaba karbürlerin oluşmasına neden olur. Bu kaba karbürler çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlemesi için uygun yörelerdir. Diğer yandan su verme sonrası karbonca aşırı doymuş ve kabalaşmış östenit tanelerinin oluşturduğu yapıdaki çatlaklar da yorulma dayanımını kötü yönde etkiler. Tane içindeki ince karbürlerin yüksek yorulma dayanımı getirdiği bilinmektedir. Sertleştirme öncesinde ince östenit taneleri ile tane içinde ince karbürlerden oluşan bir mikroyapı tasarımı yüksek yorulma dayanımı sağlayacaktır [1] [23] [24].

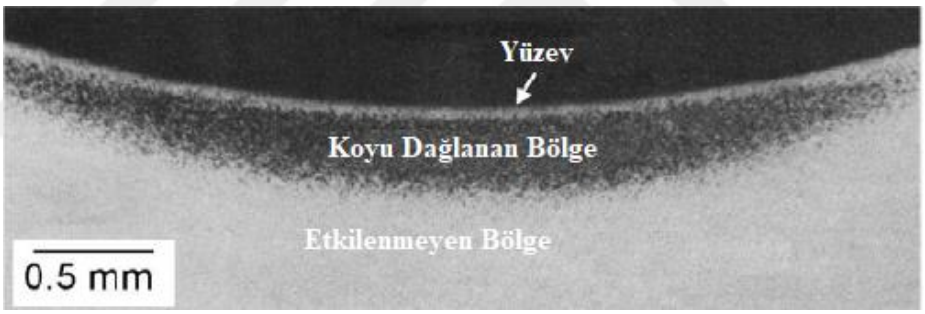


Şekil 1.18. Artan çevrim sayısıyla rulman yolundaki hasar profili [22].

Dönem sırasında küçük bir hacme etki eden kuvvet yüksek oranda plastik deformasyona sebep olur. Çevrim sayısı arttıkça bölge deforme olmaya devam eder, çatlaklar çekirdeklenir ve ilerler, nihai olarak ufalanma başlar. Gerçekte bu mekanizma oldukça karmaşıktır. Yüzeyin altında gerçekleşen bu deformasyonun mikroyapısal etkilerini inceleyen çok sayıda çalışma mevcuttur. 100Cr6 çeliklerinde artan çevrim sayısıyla yüzey altında koyu dağlanan bölgeler oluşur. Deformasyon arttıkça yeni oluşan ferrit fazı beyaz dağlanan bölgeler olarak gözlenir. Daha sonra yüksek gerilme bölgelerindeki karbürlerde kırılma görülür. [22].

1.4.2. Koyu dağlanan bölgeler

Yüksek kaliteli 100Cr6 çelikleri, dönme hareketi sırasında yüke maruz kaldıklarında Şekil 1.19'da gösterildiği gibi yaklaşık 0,3 mm derinlikteki bölge ışık mikroskobunda göreceli olarak daha koyu kontrast verir. Bu etki genellikle birkaç milyon çevrimden sonra görülür [1].

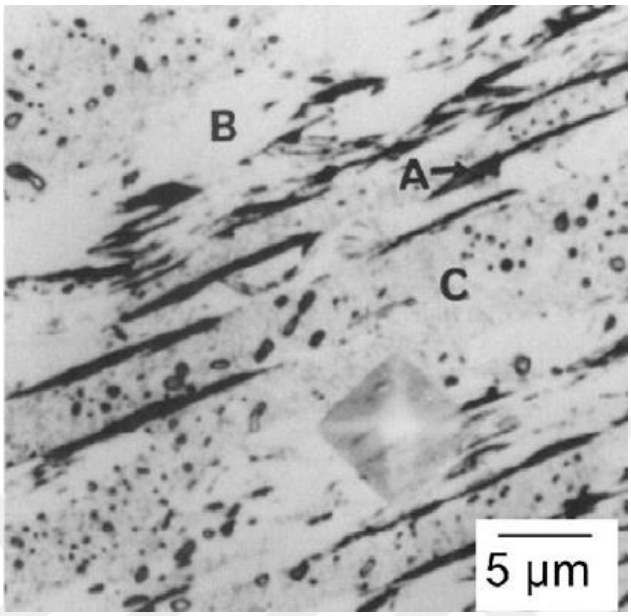


Şekil 1.19. Koyu dağlanan bölgeler [1].

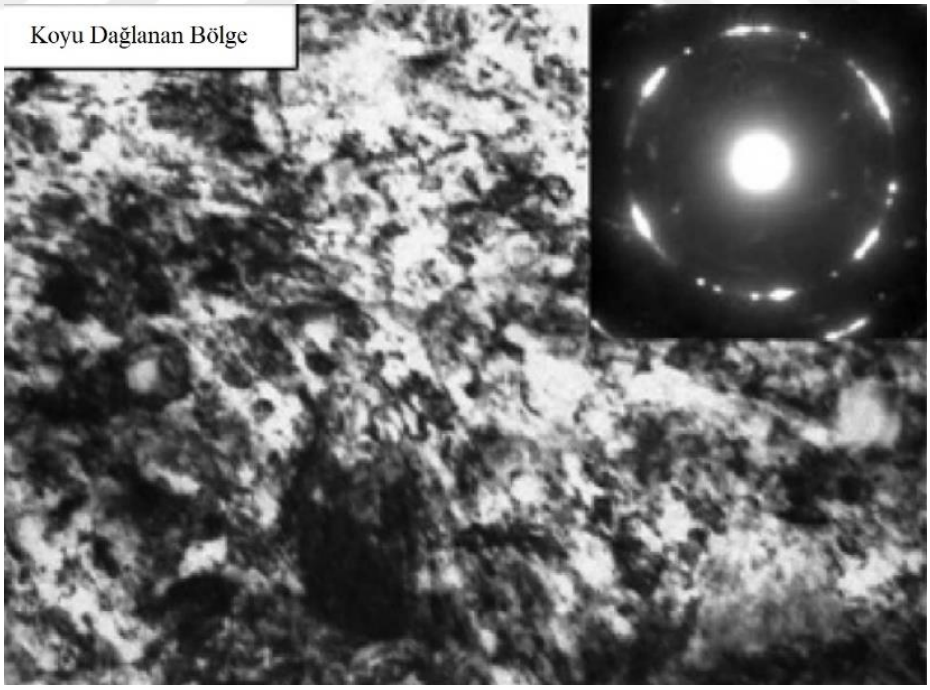
Elde edilen bu kontrastın sebebi, daha küçük ölçekteki heterojen yapıdır. Bu heterojen yapı yüksek oranda deforme olmuş bantlar ve deformasyondan etkilenmemiş temper martenzitten oluşur. Dağlayıcı tercihli olarak deforme olan bölgeleri yenime uğratır ve derin oluklar meydana gelir, bu topografi ışık mikroskobunda karanlık bölgeler olarak gözlenir. Şekil 1.20'de "A" sementit disklerini, "B" ferrit tanesi, "C" ise ferrit ve orijinal martenzitin bir arada olduğu bölgeleri göstermektedir.

Bu bölgenin derinliği yorulma koşullarına bağlıdır, genellikle maksimum kayma gerilmesinin etki ettiği nokta bölgenin orta noktasıdır. Bu noktadan yapılan elektron difraksiyon paternleri incelendiğinde tanelerin farklı yönlenmeler gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 1.21'de 130 °C'de 4.3 milyon çevrim sonrasında elde edilen TEM

görüntüsü sunulmuştur. Yapı incelendiğinde martenzit plakalarının düzensizleştiği görülmektedir [1].



Şekil 1.20. Koyu dağlanmış bölgelerin büyük büyütmelerdeki ışık mikroskop görüntüsü [1].

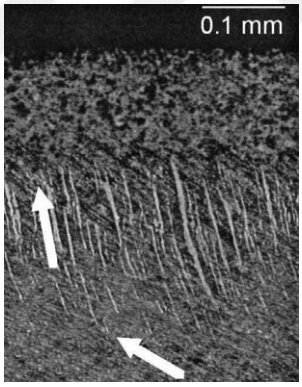


Şekil 1.21. Koyu dağlanan bölge TEM görüntüsü [1].

1.4.3. Beyaz dağlanan alanlar

Temaslı dönme yorulmasında çevrim sayısı arttırıldıkça koyu dağlanan bölgelerin içerisinde Şekil 1.22'de gösterilen beyaz dağlanan alanlar oluşmaya başlar. Bu yapı 3 boyutta kısa düzensiz tabakalar olarak gözlenir. Bu tabakaların iki dikkat çekici karakteristik özelliği vardır, ışık mikroskobunda beyaz veya açık gri olarak homojen bir kontrast verirler ve karakteristik bir yönlenmeleri vardır. Homojen kontrast vermelerinin sebebi optik mikroskobun ayrıma gücünün ötesinde ince yapıda olmalarıdır. Yönlenme olarak ise iki tip bant mevcuttur, temas yüzeyine dik açılı olarak yönlenen yüksek açılı bantlar ve daha düşük açıyla yönlenen düşük açılı bantlar. Yüksek açılı bantlar genellikle yüksek yük ve çevrim koşullarında gözlenir. Bantlar temas yüzeyinden derin noktalarda çekirdeklenerek yüzeye doğru büyürler [1].

Daha yüksek büyütmeli incelemelerde bu tabakaların çok yüksek oranda lokalize deformasyona maruz kaldığı görülmüştür. Bu durum dinamik rekristalizasyona sebep olmuştur ve 20 nm boyutlu eş eksenli taneler meydana getirmiştir [1].



Şekil 1.22. Beyaz dağlanan alanlar [1].

1.5. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik

Termodinamik ve kinetik hesaplamalar özellikle son dönemde malzeme ve proseslerin anlaşılması, iyileştirilmesinde önemli bir yere sahiptir. Bu yazılımlar faz diyagramlarının, dönüşüm sıcaklıklarının belirli sıcaklıklarda mikroyapıda var olan fazların ve oranlarının belirlenmesi, çökeltilerin çözünmesi, çökelmesi ve dönüşüm kinetiğinin öngörülmesi için kullanılır. Deneysel çalışmalarda parametrelerin belirlenmesi, gerçekleşen fiziksel metalurjik olayların anlaşılmasında yine bu

yazılımlardan yararlanılmaktadır. Çalışma kapsamında termodinamik hesaplamalar için Thermo-Calc, kinetik simülasyonlar için DICTRA yazılımları kullanılmıştır [25].

1.5.1. Termodinamik modelleme

Faz diyagramlarını ve termodinamik özellikleri hesaplayan programlar 1970'li yıllardan bu yana geliştirilmekte ve kullanılmaktadır. Günümüzde bu yazılımlar malzeme ve proses geliştirilmesinde sıklıkla kullanılan bir araç haline gelmiştir [25].

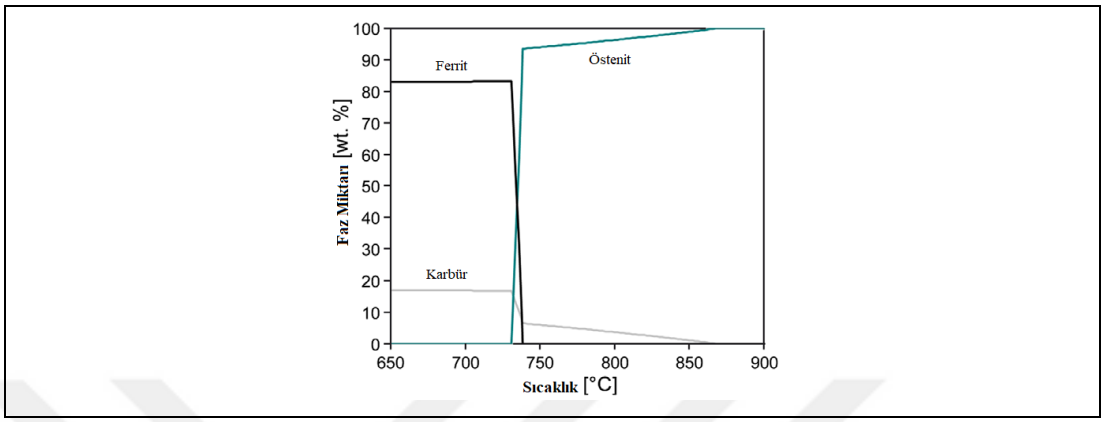
Thermo-Calc programı ve beraberinde kullanılan veri tabanları sayesinde faz dengeleri, faz diyagramları ve faz dönüşümlerinin hesaplanmasında kullanılabilir. Yazılımda farklı amaçlar için farklı modüller mevcuttur. Örneğin TDB modülü veri tabanlarını ve veri dosyalarını çağırırken, GES modülü termodinamik ve kinetik verileri listeler. POLY modülü karmaşık heterojen dengeleri hesaplarken, POST modülü farklı tip ve özellikte diyagramların çizdirilmesinde kullanılır [25].

Tez kapsamında yapılan çalışmalarda Thermo-Calc TCFE6 veri tabanı kullanılmıştır. Bu veri tabanını kullanarak paslanmaz çelik, yüksek hız çelikleri, takım çelikleri, HSLA çelikleri, dökme demirler için termodinamik ve kinetik simülasyonlar yapmak mümkündür [26].

Thermo-Calc güncel olarak birçok çalışmada kullanılmıştır. Epp vd. (2007) benzer çelik alaşımları için farklı östenitleme sıcaklıklarında karbür çözünme davranışını inceledikleri çalışmada dönüşüm sıcaklıklarının ve belirli sıcaklıklardaki faz oranlarının belirlenmesi için Thermo-Calc yazılımını kullanmışlardır. Bulgulara göre çalışmada kullanılan alaşım için oda sıcaklığında %17 karbür oranı hesaplanmış ve XRD çalışmalarıyla deneysel olarak %16.3 oranı bulunmuştur [27]. Çalışmada deneysel malzeme için çizdirilen farklı sıcaklıklardaki faz oranları grafiği Şekil 1.23'te gösterilmiştir.

Song v.d. (2013) yaptıkları çalışmada 100Cr6 çeliğinde farklı ısıl işlemler sonrasında küresel karbürlerin, morfolojisini, faz oranını ve boyut dağılımını incelemişlerdir. Atom prob tomografi ve dilatometre deneyleriyle küresel karbürlerin çözünme kinetiği araştırılmıştır. Çalışımlarda deneysel verileri desteklemek için Thermo-Calc ve DICTRA yazılımları kullanılıştır. Thermo-Calc yazılımıyla fazların denge durumunda içerdikleri alaşım elementlerinin oranı belirlenmiştir. Bu veri DICTRA yazılımın

girdisi olarak kullanılmıştır. $(Fe,Cr)_3C$ tipi karbürlerin Si çözmediği, yüksek mobilitesi sayesinde karbonun hızlıca yerel dengeye ulaştığı ve kromun arayüzeyden karbürün içerine doğru azalan bir dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. [15]



Şekil 1.23. Literatürden Thermo-Calc verisi [27].

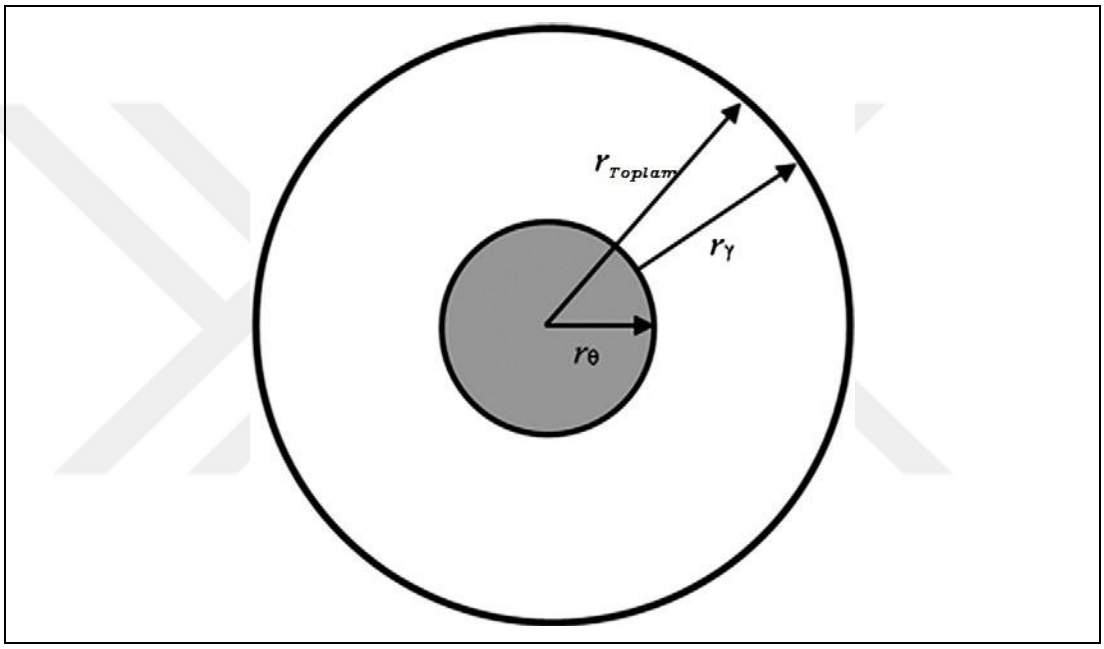
Lee vd. (2016) östemperleme işleminin optimizasyonu için matriksin komposizyonuna göre faz diyagramlarını çizdirmiştir. Krom miktarının artmasıyla östenit – karbür çift faz alanının genişlemesi östenitleme parametreleri belirlenirken dikkate alınmıştır [28].

1.5.2. Kinetik modelleme

Termodinamik dengeleri ve faz diyagramlarını hesaplayan Thermo-Calc yazılımının gelişimine paralel olarak zaman değişkeniyle faz dönüşümlerinin kinetiğini üzerine çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Faz dönüşümlerinin hızı genellikle difüzyon süreciyle kontrol edilir. Bu amaçla difüzyon kontrollü dönüşümlerin simülasyonunu yapan DICTRA yazılımı geliştirilmiştir [25].

DICTRA yazılımıyla çökeltilerin çözünme, çökelme kinetiği, alaşım elementlerinin matriks içerisindeki difüzyonu ve matriks tanelerinin kabalaşması modellenebilmektedir. Thermo-Calc yazılımının sağladığı termodinamik veriler DICTRA yazılımının girdisi olarak kullanılmaktadır. DICTRA yazılımı geliştirilirken çok bileşenli sistemlerde hassas termodinamik ve difüzyon hesaplamaları yapılması birinci öncelik olmuştur. Bu sebeple simülasyonu yapılan sistemin geometrisi sınırlandırılmıştır. Söz konusu malzemenin simülasyonu yapılırken mikroyapıyı temsil edecek basit geometrili bir model oluşturulmalıdır [25].

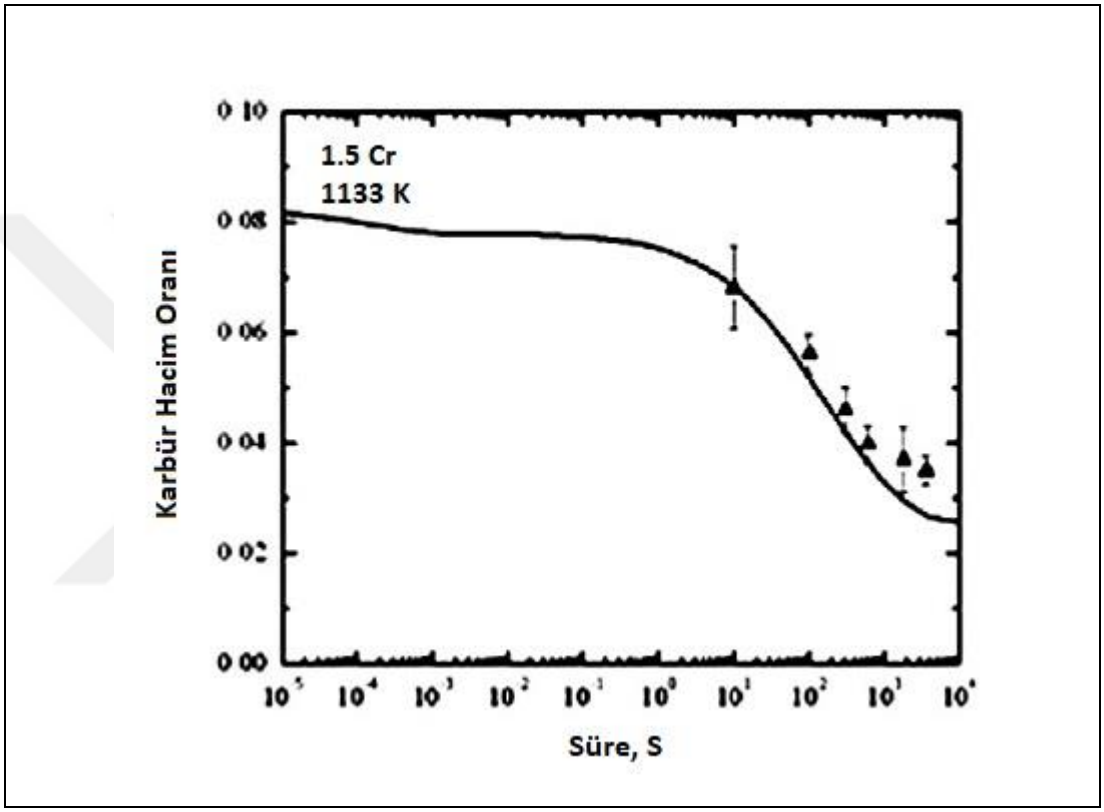
Zhang vd. (2013) yaptıkları çalışmada DICTRA MOB2, Thermo-Calc TCFE6 veri tabanlarını kullanmışlardır. DICTRA simülasyonları öncesinde sistemi temsil edecek bir model kurmuşlardır. Bu modelde östenit matriksinde gömülü küresel karbürler iç içe geçmiş iki küre tarafından temsil edilmiştir. Karbürleri temsil eden içteki kürenin çapı başlangıç yapısındaki karbürlerin ortalama çapı olarak belirlenmiştir. Dıştaki kürenin çapı ise kürelerin hacimleri oranı başlangıç yapısındaki karbürlerin ve östenit matriksinin hacimleri oranına eşit olacak şekilde hesaplanmıştır. Kurulan modelin şematik gösterimi Şekil 1.24'de gösterilmiştir.



Şekil 1.24. Zhang v.d.'nin kullandığı modelin şematik gösterimi [29].

Aynı çalışmada ötektoid üstü çeliklerde Mn, Si ve Cr'un küreselleştirme üzerindeki etkileri araştırmıştır. Fe-1C-1.5X (X=Mn, Si, Cr) bileşiminde 3 alaşım üzerinde çalışmalar yürütmüştür. Karbür çözünme davranışının anlaşılabilmesi için DICTRA simülasyonları ile belirli sıcaklıklarda değişen süreyle karbür hacim oranındaki değişim hesaplanmıştır. Yapılan hesaplamalar deneysel sonuçlarla karşılaştırıldığında sonuçların uyumlu olduğu görülmüştür. Şekil 1.25'te 860 °C sıcaklıkta 1,5 Cr'lu alaşımın zamana bağlı olarak karbür hacim oranındaki değişimin simülasyon sonuçları ve deneysel gözlemler karşılaştırılmıştır. Şekilde sürekli çizgi simülasyon sonuçlarını semboller ise deneysel gözlemler göstermektedir. Silisyum alaşımlı çelikte ısıl işlemle birlikte sementit lamellerinin tamamen parçalandığı, küreselleştiği ve kısmen çözündüğü gözlenmiştir. Krom ve mangan alaşımlı çeliklerde ise küreselleşme kısmi

olarak gerçekleşmiştir. Mangan ve krom alaşımlı çeliklerde simülasyon sonuçlarının deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu ancak Fe-1C alaşımında gözlemlenen çözünmenin simülasyondan daha yavaş olduğu görülmüştür. Fe-1C ve Fe-1C-1.5Si alaşımlarında artan östenitleme süresiyle ortalama karbür boyutu artmış, Cr'lu ve Mn'lı alaşımlarda ise önce azalma sonra hafif artış görülmüştür. Karbür yapıcı elementlerin karbür kabalaşmasını geciktirdiği görülmüştür [29].



Şekil 1.25. 1133 K'de 1,5 Cr'lu alaşımda zamana bağlı olarak karbür hacim oranındaki değişim [29].

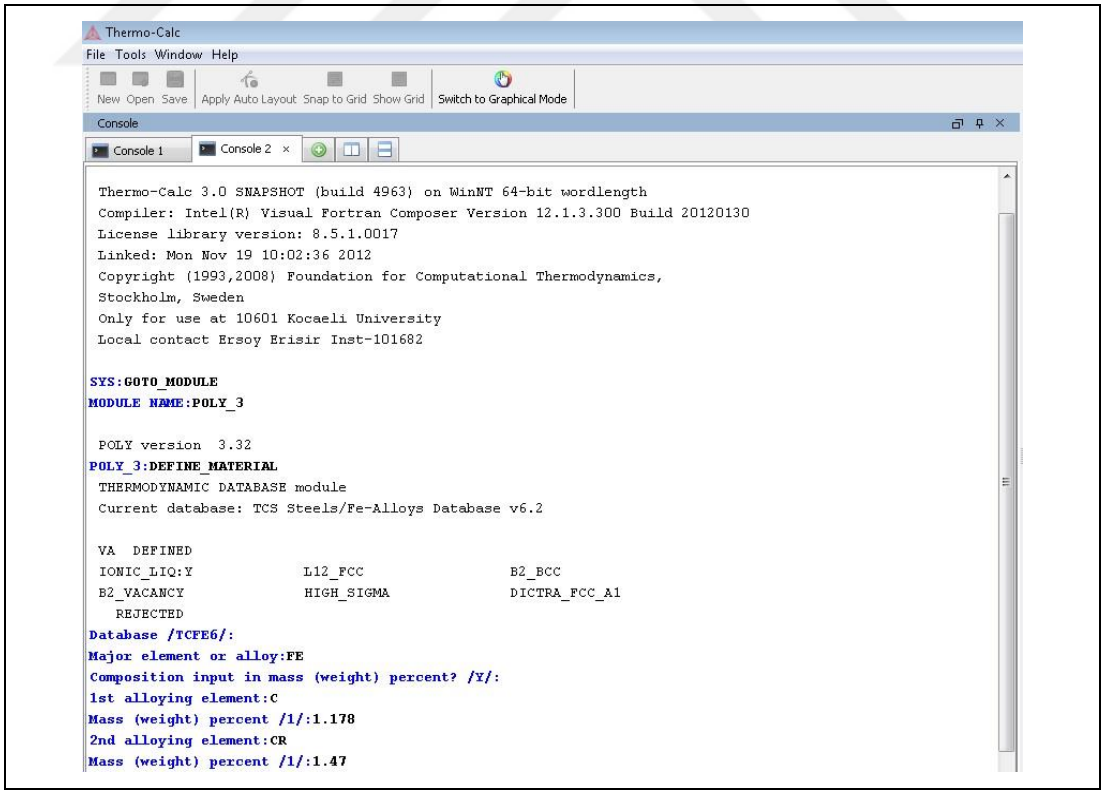
2. MALZEME VE YÖNTEM

2.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik

2.1.1. Thermo-Calc

Termodinamik hesaplamalar yapılırken Thermo-Calc TCFE6 veri tabanı kullanılmıştır. Hesaplamalar yapılırken işlem süresinin kısaltılabilmesi ve gerçekte görünmeyen fazların sebep olduğu karışıklığa engel olmak için sadece Fe, C, Cr, Mn, Si, Al elementleri sisteme girilmiştir.

Faz diyagramı hesaplanırken öncelikle Poly_3 modülüne giriş yapılarak malzemenin kimyasal kompozisyonu daha önceden yapılan OES analizlerine göre girilmiştir. Ardından sıcaklık ve karbon kompozisyonu iki farklı değişken olarak belirlenmiştir, "map" fonksiyonuyla istenilen aralıktaki faz diyagramı bilgisi hesaplanmıştır.



Şekil 2.1. Thermo-Calc yazılımı ekran görüntüsü.

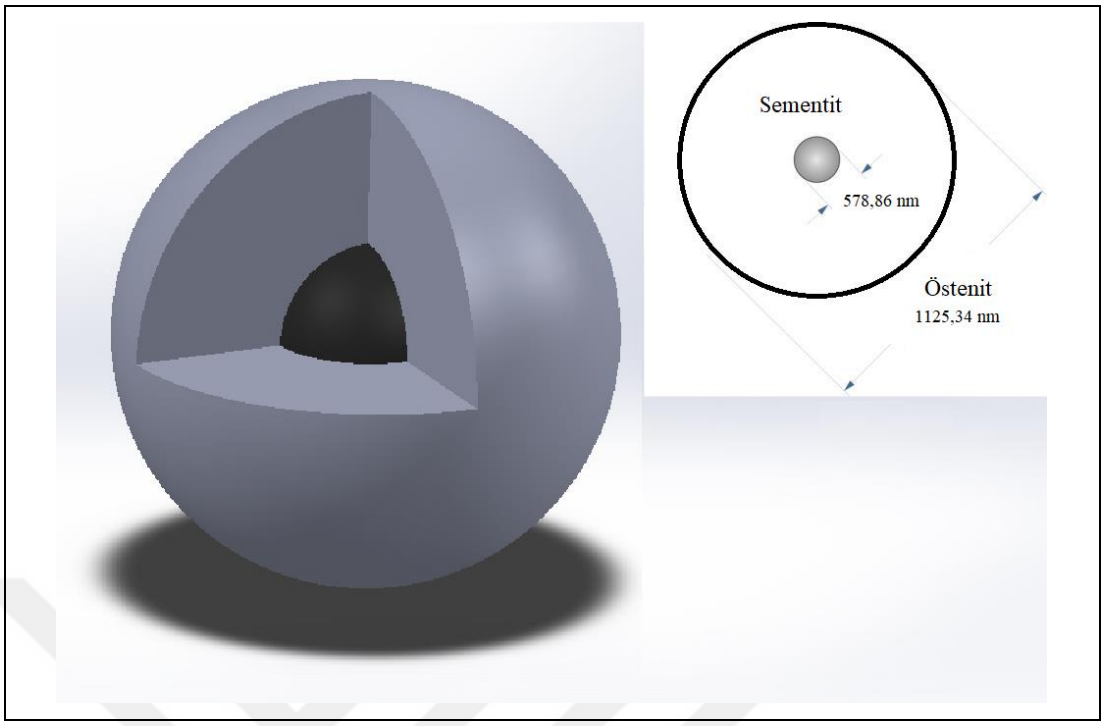
Son olarak “Post” modülüne geçilerek çizdirilmek istenen diyagramın özellikleri girilmiştir. Faz diyagramına ek olarak, sabit karbon konsantrasyonunda sıcaklığa bağlı olarak fazların hacimsel oranlarını gösteren (VPV komutu) diyagramda çizdirilebilmektedir.

600 °C altında sıcaklıklarda difüzyon hızının düşmesi sebebiyle denge dışı reaksiyonalar gerçekleşebilmektedir. Dolayısıyla hızlı soğutma ve ısıtma uygulamaları için yüksek sıcaklıklarda daha sağlıklı sonuçlar alınır. Ancak küreselleştirme tavlaması denge konumunu elde etmek için uygulanan bir ısıl işlemdir dolayısıyla küreselleştirilmiş yapının oda sıcaklığındaki hali ile ilgili termodinamik hesaplamalar sağlıklı sonuç verecektir. Küreselleştirme sonrasında yapıdaki küresel karbürlerin hacimsel oranını tespit edebilmek için sırasıyla “SET_CONDITION”, “COMPUTE_EQUILIBRIUM”, “LIST_EQUILIBRIUM” komutları kullanılmıştır.

2.1.2. DICTRA

DICTRA yazılımı karbür çözünme davranışının anlaşılması ve öngörülmesi için kullanılmıştır. DICTRA MOB2 veri tabanı kullanılarak yapılan simülasyonlar için kurulan modelde ısıtma sırasında ferritin hızlı şekilde östenite döndüğü ve sıfır anında küresel karbürleri çevreleyen östenitik matriksin başlangıçtaki ferrit kompozisyonuyla aynı olduğu varsayılmıştır, model Şekil 2.2’de gösterilmiştir. Başlangıçtaki küresel karbürlerin hacim oranı aşağıdaki formül yardımıyla iç içe geçmiş iki kürenin çapları oranına dönüştürülmüştür. Martenzitik matriks içerisinde yer alan küresel karbürler ölçüleri oranı faz oranından belirlenen iki hücre tarafından temsil edilmiştir. Küresel başlangıç yapısından elde edilen SEM mikrografları üzerinde yapılan görüntü analiz çalışmaları ile ortalama karbür boyutu belirlenmiştir. Bu değer karbürleri temsil eden içteki kürenin yarıçapı olarak kullanılmıştır. Simülasyonlar sonunda karbürü temsil eden hücrenin ölçüleri ve arayüzeydeki elementel dağılım incelenmiştir. Karbür hacminden yarıçap dönüşümünde kullanılan formül Denklem (3.1)’de sunulmuştur [29].

$$V_f^{\theta} = \frac{V_{\theta}}{V_{toplam}} = \frac{r_{\theta}^3}{r_{toplam}^3} \tag{3.1}$$



Şekil 2.2. Mikroyapıyı temsil eden DICTRA modeli.

2.2. Isıl İşlem

Deneysel çalışmalar için gerekli endüstriyel olarak üretilmiş 70 mm çapta çubuklar tedarik edilmiştir. Tedarik edilen malzemeye OES analizi uygulanarak kimyasal kompozisyonu teyit edilmiştir, malzemenin kimyasal kompozisyonu Tablo 2.1'de görüldüğü gibidir.

Tablo 2.1. Deneysel malzemenin kimyasal kompozisyonu.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Ti
0,938	0,194	0,275	0,0222	0,0069	1,42	0,1	0,0293	0,136	0,0020

Yapılacak işlemler ve testler düşünülerek 10*10*5 mm^3'lük numuneler kesilmiş ve metalografik incelmeler hadde doğrultusuna dik yapılmıştır.

Isıl işlemlerde NaberTherm marka fırında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemlerde "Kimo" marka veri kaydediciler ve "K" tipi termoelemanlar kullanılmıştır. Fırına konan numunelere doğrudan temas ettirilen termoelemanlar sayesinde numunenin sıcaklık sağlıklı bir şekilde takip edilmiştir.

2.2.1. Östenitleme

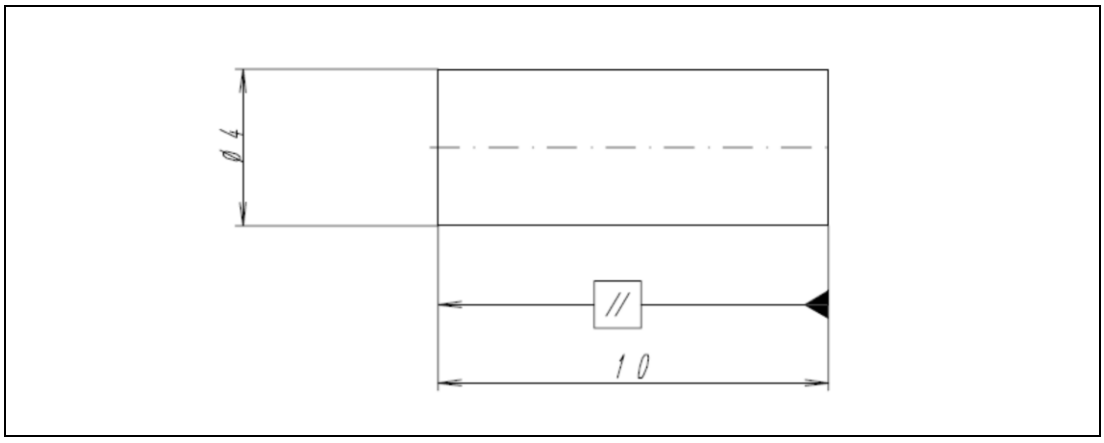
Nihai yapıda homojen dağılmış ince karbürler hedeflendiğinden tüm karbürlerin çözünmesi istenmektedir. Artan östenitleme sıcaklığı ve süresiyle östenit taneleri kabalaşır, aşırı kabalaşmayı önlemek için karbürlerin çözündüğü minimum sıcaklık ve süreyi tespit etmek için ısıl işlemler yapılmıştır. Uygulanan ısıl işlemlerin sıcaklık ve süreleri Tablo 2.2'de gösterilmiştir.

Tablo 2.2. Uygulanan ısıl işlemler

	Süre, sn						
Sıcaklık, °C	30	60	300	600	900	1800	3600
840 °C			X	X	X	X	X
915 °C		X	X	X	X	X	X
1050 °C	X	X	X	X	X		

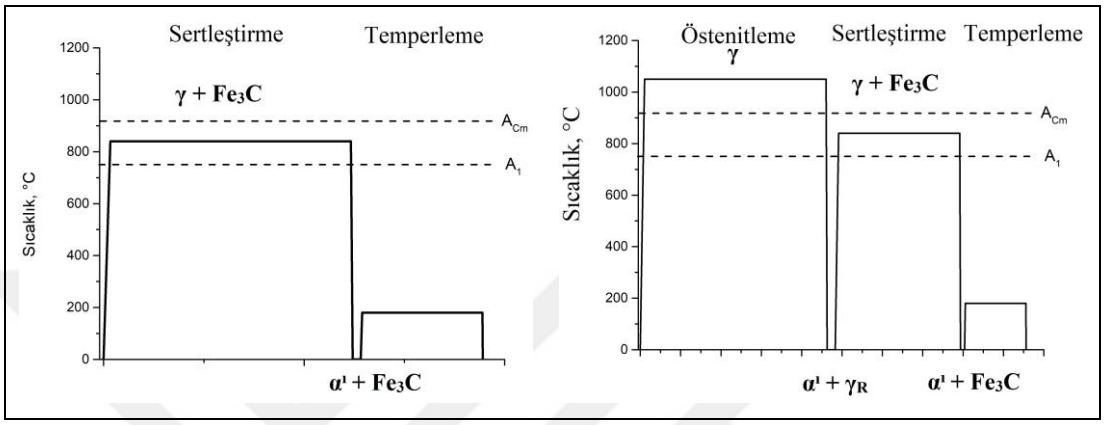
2.2.2. Dilatometre

Sertleştirme ısıl işlemleri BÄHR DIL 805 D/T deformasyonlu dilatometresinde gerçekleştirilmiştir. Dilatometre deneyleri öncesinde tornalama ile 4 mm çap 10 yükseklikte numuneler elde edilmiştir, Şekil 2.3'te numunenin teknik çizimi görülmektedir. Numunelerin uzun ekseni hadde doğrultusu olacak şekilde hazırlanmıştır. Deneyler sırasında sıcaklık değişimini hassas şekilde takip edebilmek için numune yüzeyine "S" tipi termoeleman kaynaklanmıştır.



Şekil 2.3. Dilatometre numunesi teknik çizimi.

Martenzitik başlangıç yapısının etkisini araştırmak için geleneksel çevrim ve yeni ısıl işlem çevrimi dilatometrede gerçekleştirilmiştir. Malzemeler 5 °C/saniye hızla östenitleme sıcaklığına çıkarıldıktan sonra belirli süreler östenitlenmiştir Hızlı soğutma için Helyum gazı kullanılmıştır. Isıl işlem çevrimlerinin şematik gösterimleri Şekil 2.4.'te verilmiştir.



Şekil 2.4. Geleneksel çevrim ve yeni ısıl işlem çevrimlerinin şematik gösterimi.

Yapılan deneyler sonrasında farklı diyagramlar çizdirilmiş, M_s, A_1 gibi dönüşüm sıcaklıkları tespit edilmiştir. Ayrıca numuneler mikroyapısal karakterizasyon için hazırlanmıştır.

2.3. Mikroyapısal Karakterizasyon

2.3.1. Mikroskobi

Fırın ve dilatometrede yapılan ısıl işlemler sonrasında ışık mikroskobu ve SEM incelemeleri için numuneler metalografik olarak hazırlanmıştır. Öncelikle 120, 320, 600, 1200 mesh numaralı zımpara kağıtlarıyla zımparalanan numuneler 3 µm elmas solüsyonuyla parlatıldıktan sonra ışık mikroskobu görüntülemeleri için %3 Nital ile 30 saniye, SEM incelemeleri için % 4'lük Picral ile 1 dakika dağlanmıştır. Haddeleme doğrultusuna dik yüzeyler incelenmiştir.

Işık mikroskobu incelemeleri Olympus marka BX41RF-LED model ışık mikroskobuyla yapılmış incelemelerde karbür satırlanması, karbür dağılımı ve kalıntılar gözlenmiştir.

SEM incelemeleri Jeol 6060 taramalı elektron mikroskobunda, 15 ve 20 kV ivmelendirme voltajıyla ikincil elektronlar kullanılarak yapılmıştır. İncelemelerde

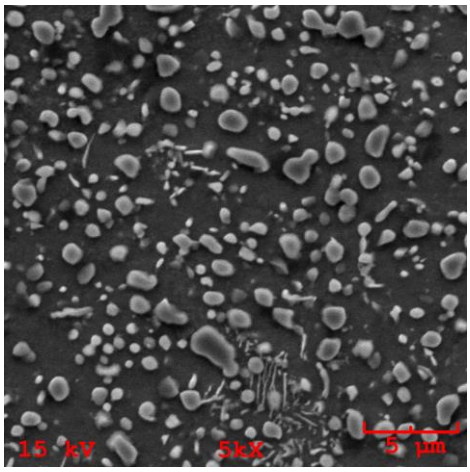
karbür boyutları dağılımı gözlenmiştir. Elde edilen görüntüler görüntü analizinde kullanılmıştır.

2.3.2. Görüntü analizi

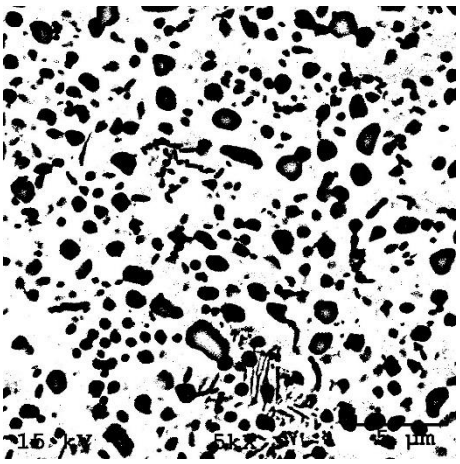
Görüntü analizleri ImageJ isimli açık kodu yazılım yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Bu yazılım Amerikan Ulusal Sağlık Enstitüsü tarafından geliştirilmiş ve zaman içerisinde farklı bilim dallarında kullanılmak üzere eklentilerle genişletilmiştir.

Görüntü analiz çalışmaları için SEM'de 5 bin büyütmede alınan görüntüler kullanılmış, her numuneden 5 görüntü incelenmiştir. Numuneler Picral dağlayıcında 1 dakika dağlanmıştır.

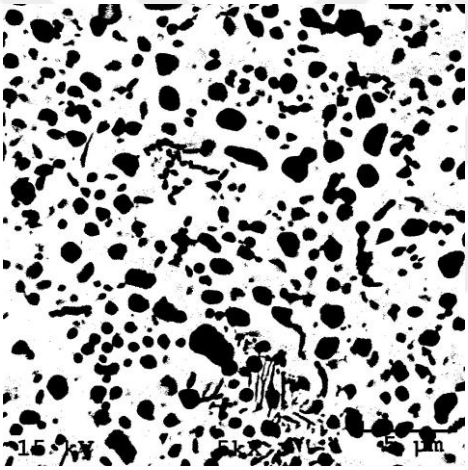
İncelenecek SEM görüntüsünün formatı 8 bit'e çevrilir, bu format her bir pikselin 8 bit ile temsil edildiği bir formattır. Ardından piksellerin renklerine göre eşik (threshold) işlemi uygulanarak karbürlerin matriksten ayrılması sağlanır (Şekil 2.5b). Threshol sonrası bazı karbürlerin merkezleri matriks olarak algılanmaktadır. Bu sorunu çözebilmek için "Fill Holes" fonksiyonu kullanılarak karbürlerin içinde kalan alanda seçilmiş olur (Şekil 2.5c). Son olarak "Analyze Particles" fonksiyonu kullanılarak otomatik olarak her bir karbür numaralandırılır alanı hesaplanır (Şekil 2.5d). "Results ekranında her bir karbürle ilgili istatiksel veriler gösterilir (Şekil 2.5e), "Summary" ekranında ise genel istatistikler gösterilir (Şekil 2.5f).



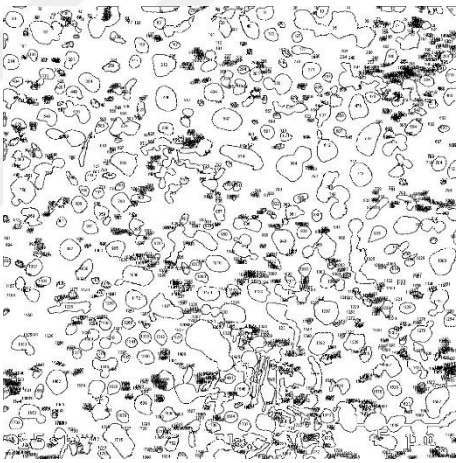
(a)



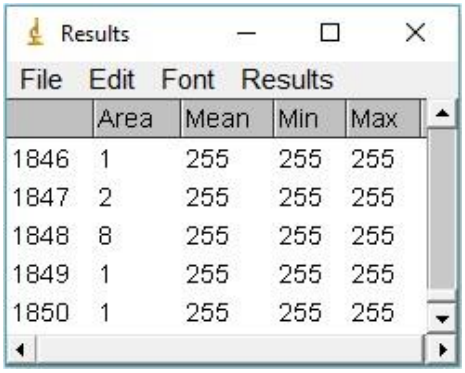
(b)



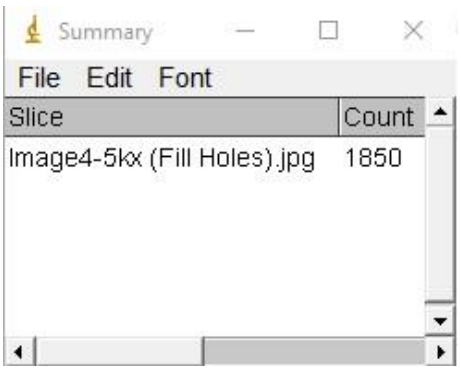
(c)



(d)



(e)



(f)

Şekil 2.5. Görüntü analiz işleminin adımları.

2.4. Sertlik Ölçümü

Karbür boyut dağılımındaki değişimin mekanik özellikler üzerindeki etkisini anlayabilmek için endüstriyel ve yeni ısıl işlem çevrimi uygulanmış numunelerin sertlikleri ölçülmüştür. Parlatılmış numuneler üzerinde yapılan sertlik ölçümleri için Future-Tech FV-700 vikers sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Kullanılan cihaz Şekil 2.6'da gösterilmiştir. Her numuneden 10 ölçüm alınmış ortalama sertlik değerleri ve standart sapma sonuçlar kısmında sunulmuştur.



Şekil 2.6. Future-Tech FV-700 vikers sertlik ölçüm cihazı.

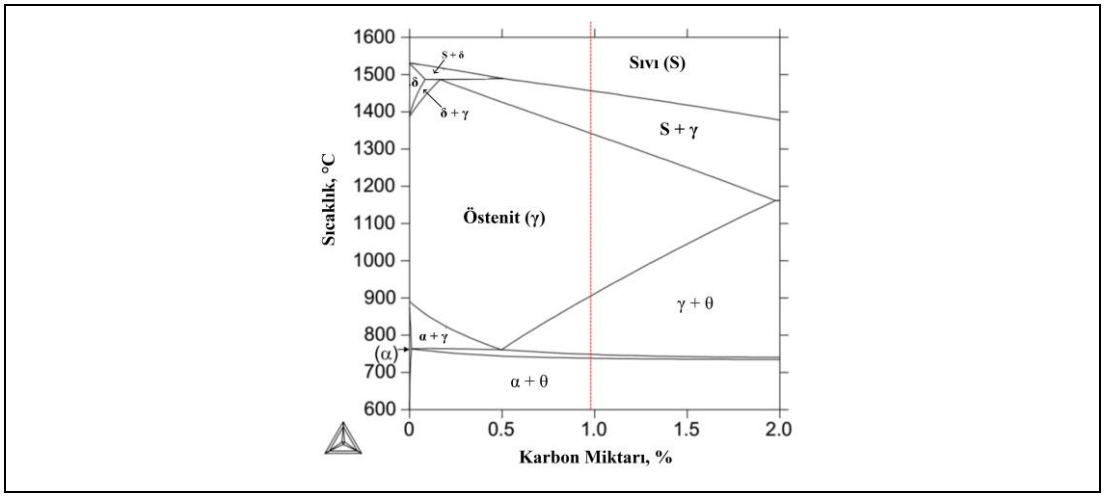
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Yeni ısıl işlem çevrimi parametrelerinin belirlenebilmesi ve etkisinin anlaşılabilmesi için yapılan bilgisayar destekli termodinamik ve kinetik hesaplamalar, ısıl işlemler, görüntü analizi çalışmaları, dilatometre deneyleri ve sertlik ölçümlerinin sonuçları bu başlık altında sunulmuştur. Karbür çözünme davranışının araştırılabilmesi için ısıl işlemler ve görüntü analiz çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yeni ısıl işlem çevriminin dönüşüm kinetiğine ve nihai mikroyapıya etkisinin incelenebilmesi için dilatometre deneyleri yapılmış ve elden edilen numuneler görüntü analiz çalışmalarıyla karşılaştırılmıştır.

3.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik

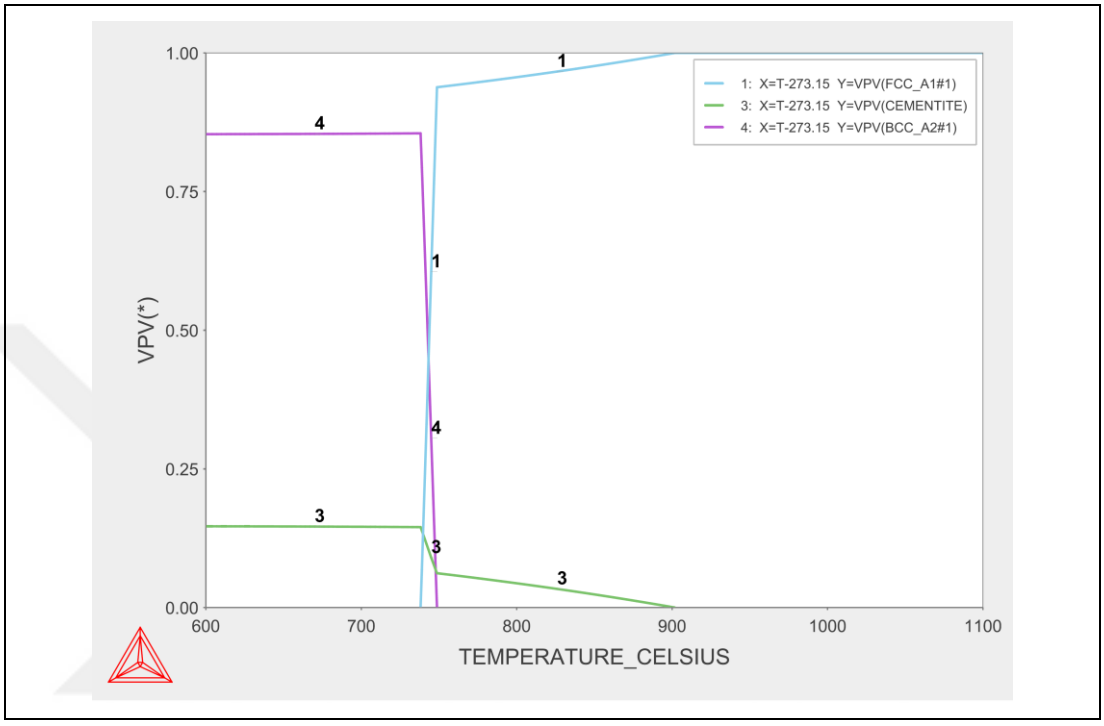
3.1.1. Thermo-Calc ile faz dönüşümlerinin hesaplanması

Deneysel malzemenin kimyasal bileşimi üzerinden Thermo-Calc kullanılarak çizdirilen pseudo ikili Fe-C faz diyagramı Şekil 3.1'de sunulmuştur. Deneysel malzemenin içerdiği karbon miktarı kırmızı kesikli çizgiyle gösterilirken faz diyagramında sıvı, östenit, ferrit ve sementit fazları gözlenmiştir. Çelik bileşimi için yapılan hesaplamalar sonucunda kritik dönüşüm sıcaklıklarından A_{1b} sıcaklığının 739,19 °C, A_{1e} sıcaklığının 749,76 °C ve A_{cm} sıcaklığının 901,72 °C olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 3.1. Thermo-Calc yazılımıyla çizdirilen faz diyagramı.

Thermo-Calc yazılımıyla belirli bir kimyasal bileşimde denge durumundaki faz hacim oranları hesaplanabilmektedir. Şekil 3.2'de sıcaklığa bağlı olarak fazların hacim oranının değişimi gösterilmiştir. Denge durumunda mikroyapıdaki sementit miktarı bu diyagram üzerinden öngörülebilmektedir.

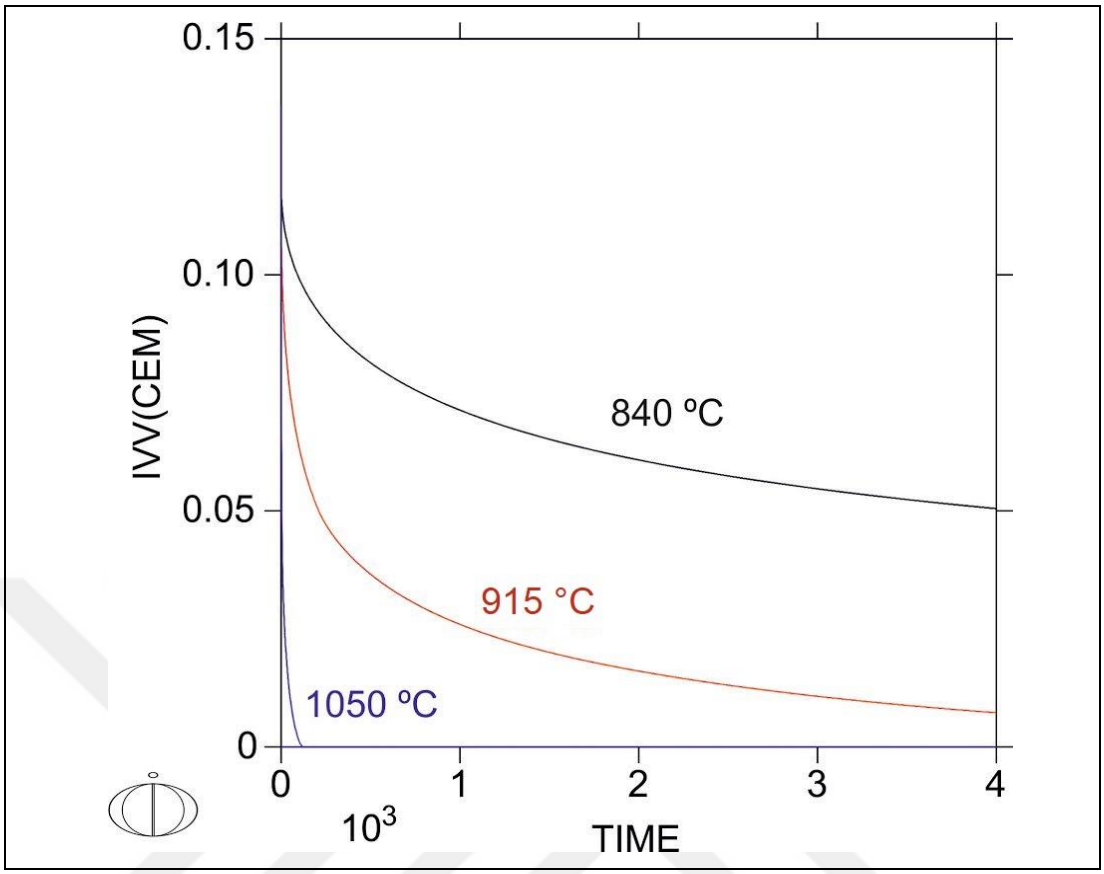


Şekil 3.2. Sıcaklığa bağlı olarak fazların hacimsel oranı.

3.1.2. DICTRA ile karbür çözünme davranışının modellenmesi

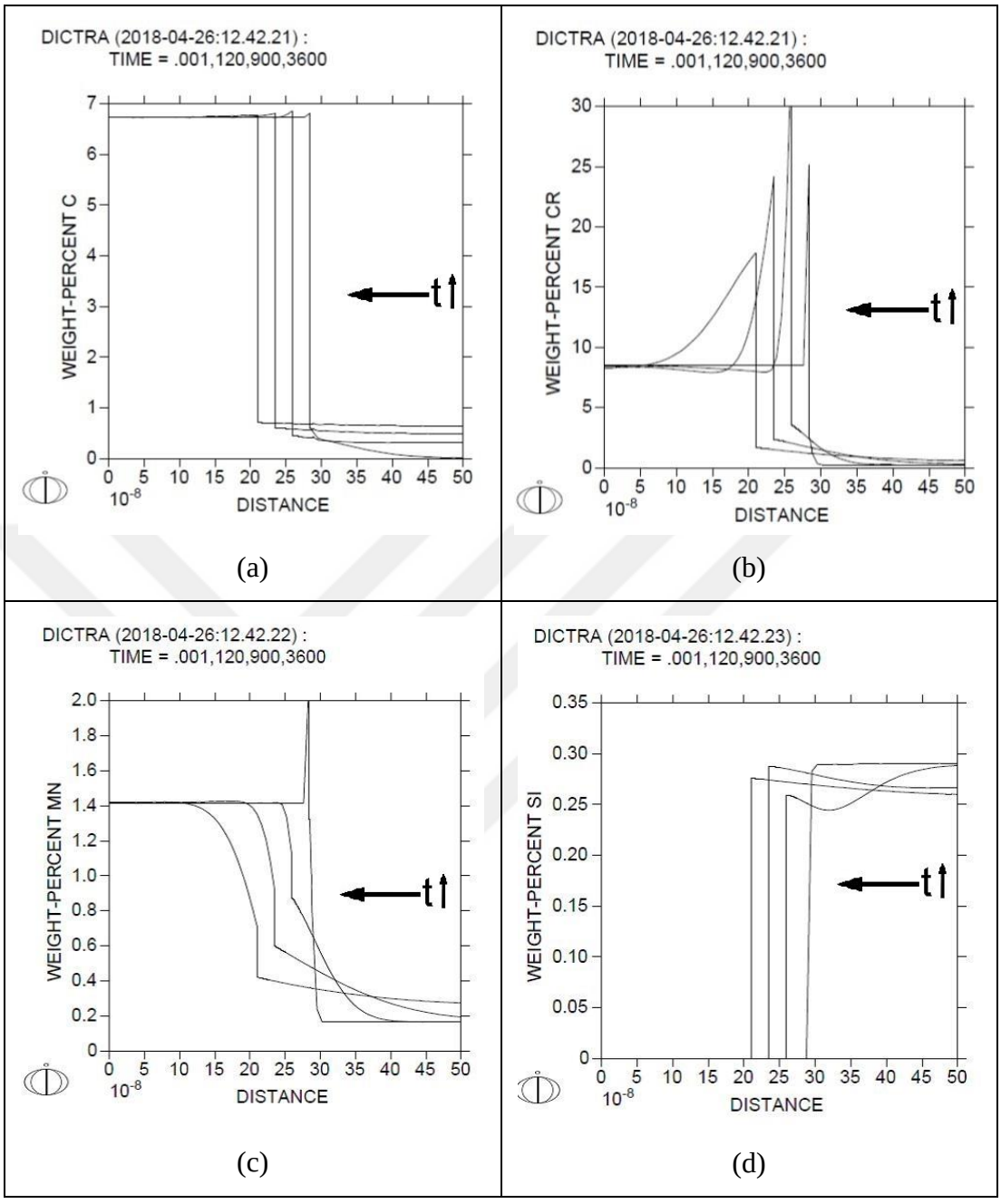
Karbür çözünme davranışının anlaşılabilmesi için kurulan modelde 840 °C, 915 °C ve 1050 °C sıcaklıklarda 0-4000 saniye aralığında karbür hacim oranındaki değişim ve arayüzeydeki alaşım elementi dağılımı hesaplanmıştır. 840 °C geleneksel ısıl işlem çevriminde kullanılan östenitleme sıcaklığıdır. 915 °C denge durumunda tüm karbürlerin çözündüğü sıcaklık iken, Stickels 1974'te yayınladığı çalışmada 1040 °C'de 30 dakika östenitleme sonrasında tüm karbürlerin çözündüğünü belirtmiştir [9].

Şekil 3.3'te farklı sıcaklıklarda zamana bağlı olarak karbür hacim oranındaki değişim gösterilmiştir. 1050 °C'de 123 saniye sonunda karbür çözünmesi tamamlanmaktadır. 840 °C ve 915 °C sıcaklıklarda 4000 saniyenin tam çözünme için yeterli olmadığı görülmektedir. Bununla birlikte 915 °C'de çözünme kinetiği daha hızlıdır. Her iki eğride de çözünmenin başladığı ilk saniyelerde daha hızlı çözünme görülürken ilerleyen sürelerde karbür çözünme hızı yavaşlamaktadır.



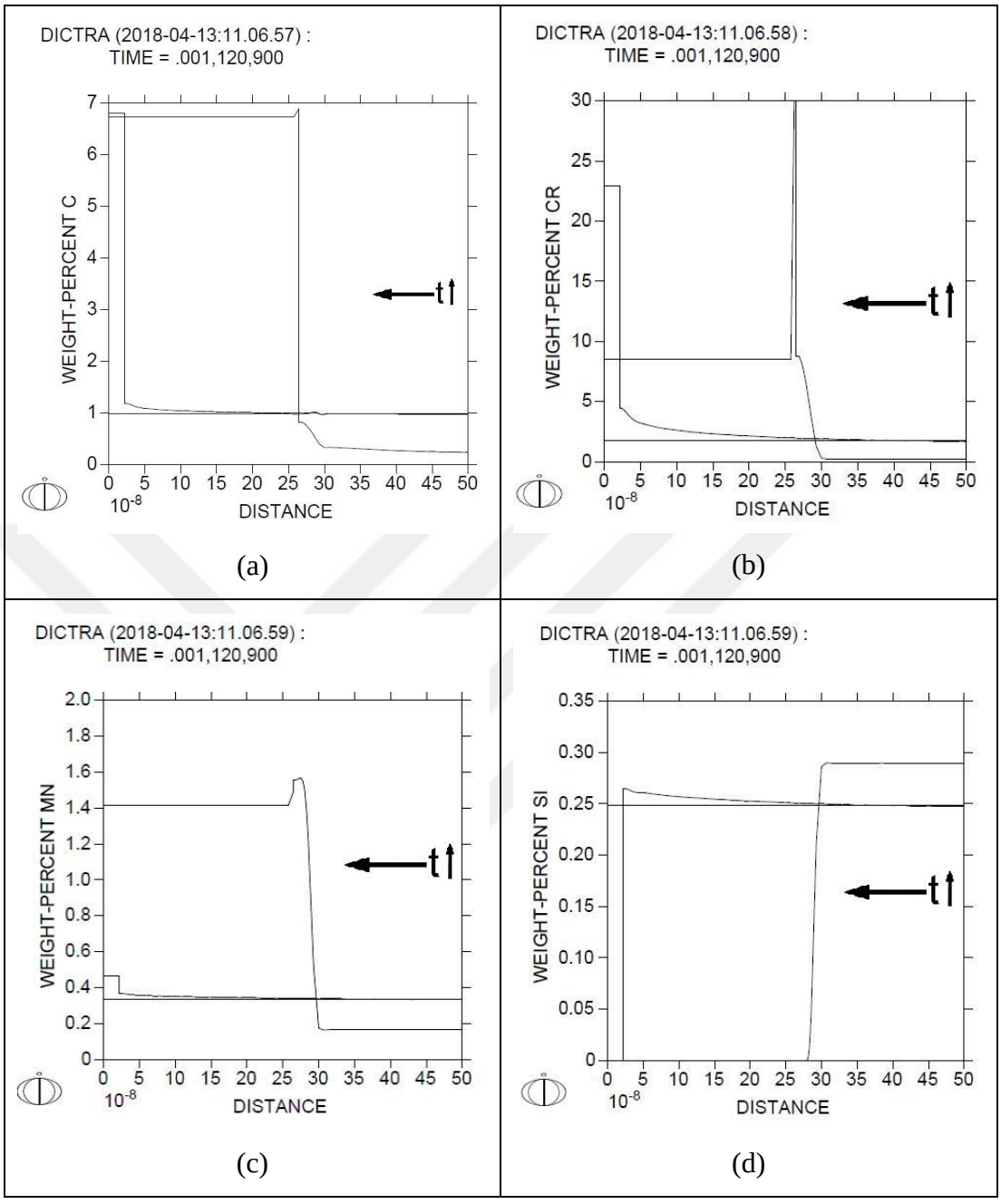
Şekil 3.3. Değişen östenitleme süresi ve sıcaklığıyla karbür hacim oranındaki değişim.

840 °C'de 3600 saniye süreye kadar östenitleme sonucunda östenit/karbür arayüzeyindeki alaşım elementi dağılımının simülasyonu yapılmıştır. Şekil 3.4'te bu durumu açıklayan elementel dağılım profiller verilmiştir. Şekil 3.4a'da görüldüğü gibi çözünme boyunca karbon dağılım profillerinde bir konsantrasyon gradiyenti oluşmazken, diğer alaşım elementleri krom ve manganın arayüzeyde östenit fazı tarafında oluşturduğu konsantrasyon pik genişliği zamana bağlı olarak artmaktadır. Karbon demir kafesinde yeralan elementi olduğu için hızlı bir şekilde yerel dengeye ulaşmaktadır. Şekil 3.4b'de kromun dağılımı verilmektedir. Krom östenit kafesinde çözünmediği için arayüzeyde biriktiği görülmektedir. Silisyum ise Şekil 3.4d'de görüldüğü gibi karbür fazı içerisinde çözünmemekte ve sadece östenitin içerisinde çözünürlük göstermektedir.



Şekil 3.4. 840 °C'de farklı sürelerle östenitleme sonucu arayüzeydeki alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom c) mangan d) silisyum.

Tam karbür çözünmesi gözlendiği 1050 °C'de östenitleme ile östenit/karbür arayüzeyinde oluşan alaşım elementi konsantrasyon eğrileri Şekil 3.5'te sunulmuştur. Başlangıç durumun görülmesi için 1 milisaniye ve ara durumu gösteren 120 saniye ile birlikte tam karbür çözünmesinin gözlendiği 900 saniye sonuçları verilmiştir. 900 saniye östenitleme sonrasında C, Cr, Mn, Si elementlerinin homojen şekilde dağıldığı tespit edilmiştir.

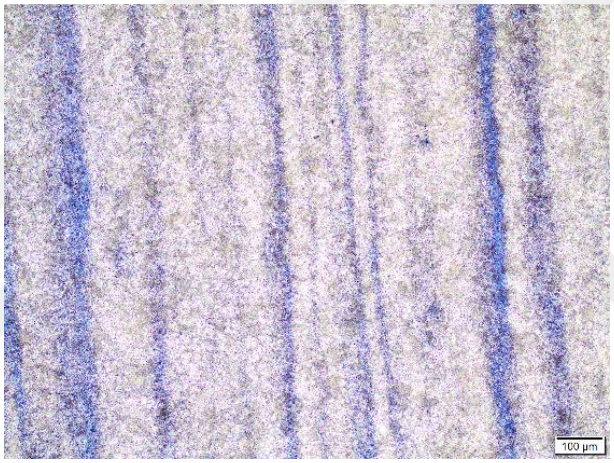


Şekil 3.5. 1050 °C'de farklı sürelerle östenitleme sonucu arayüzeydeki alaşım elementi dağılımı a) karbon b) krom c) mangan d) silisyum.

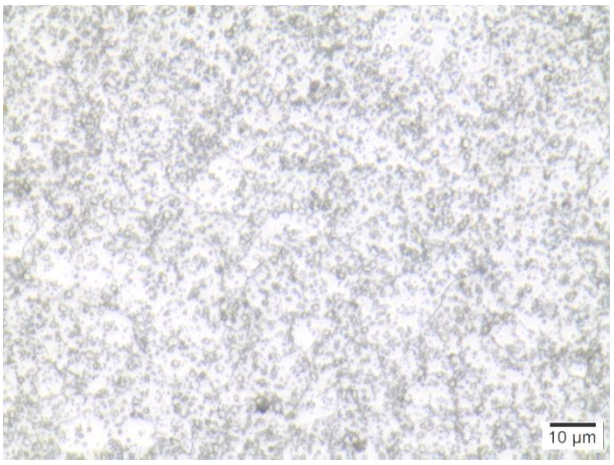
3.2. Isıl İşlemler Sonrası Mikroyapı

Rulman çelikleri sıcak haddeleme sonrasında işlenebilirliğin iyileştirilebilmesi için küreselleştirme tavlamasına tabi tutulmaktadır. Küreselleştirme tavlaması sonrasında ferritik matriks içerisinde dağılmış küresel karbürlerden oluşan bir yapı elde edilmektedir. Teslim alındığı konumda küresel başlangıç yapısının Nital ayracıyla dağlama sonrası ışık mikroskop görüntüleri Şekil 3.6'da verilmiştir. Haddeleme

sonrası Şekil 3.6a'da da görüldüğü gibi yapıda karbür satırlanması bulunmaktadır. Katılaşma sırasında oluşan mikrosegregasyon sebebiyle soğuma sürecinde karbür yapıcı elementlerin yoğun bulunduğu bölgeler oluşur ve bu bölgelere karbon difüzyonu gerçekleşir. Bu nedenle, östenit tane sınırlarında karbür ağı yapısı meydana gelir. Dövme veya haddeleme sırasında yüksek deformasyonla bu karbür ağı yapısı kırılarak haddeleme doğrultusunda hizalanır ve karbür satırlanması meydana gelir. Şekil 3.6b'de verilen ışık mikroskobu görüntülerinde görüldüğü gibi yapı ferritik matrikste küresel karbürlerden oluşmaktadır. Ancak ışık mikroskobu çözünürlüğü sınırlı olduğundan yapının daha iyi anlaşılabilmesi için SEM ile görüntüleme yapılmıştır.



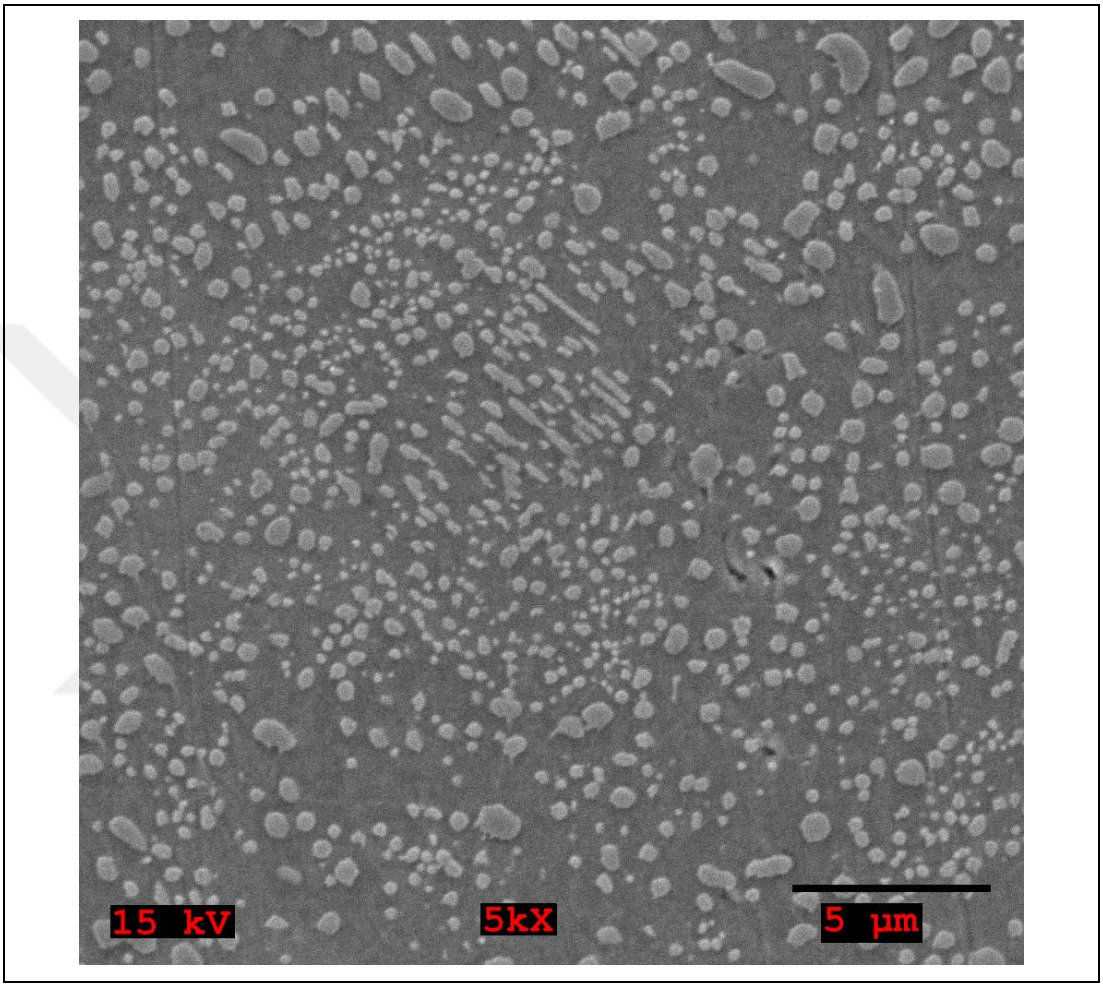
(a)



(b)

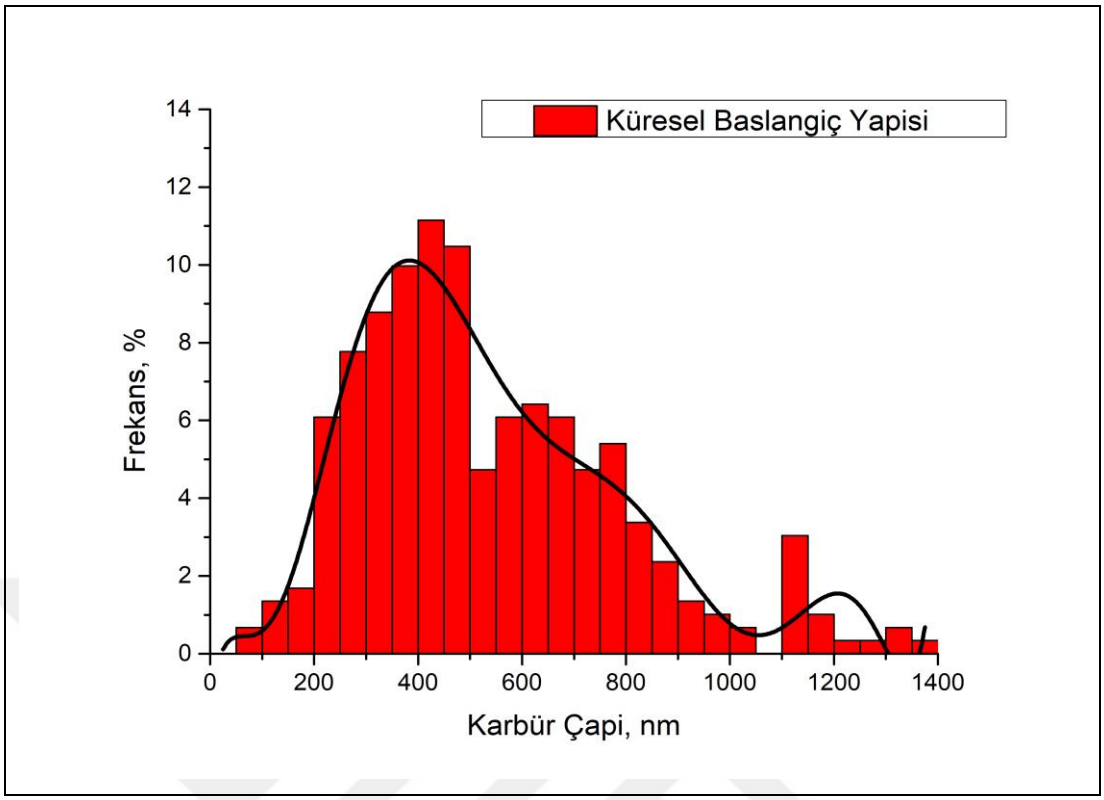
Şekil 3.6. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısının ışık mikroskop görüntüsü a) 10x b) 100x.

Küresel başlangıç yapısının SEM görüntüsü Şekil 3.7'de verilmiştir. Yapı ferritik matriks içerisinde dağılmış ince ve kaba karbürlerden oluşmaktadır. Şekilde görüldüğü gibi bazı karbürler küreselleştirme sürecini tamamlamadığından lameler yapıda kalmıştır.



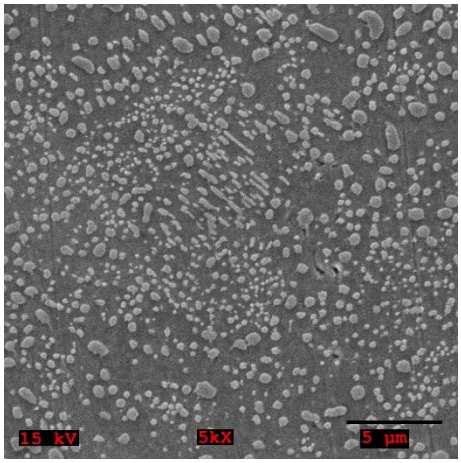
Şekil 3.7. Ferrit matriksinde küresel karbürler içeren başlangıç yapısının SEM görüntüsü.

Küreselleştirilmiş yapı üzerinde SEM görüntüleri kullanılarak görüntü analizi yapılmıştır. Görüntü analiz sonuçlarında karbürin oranı hacimce % 13,61 olarak tespit edilmiştir. Boyut analizi yapıldığında ortalama karbür çapı 578,86 nm olarak bulunmuştur. Karbür boyut dağılım histogramı Şekil 3.8'de verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi histogram üzerinde karbür boyutları iki farklı kümede yoğunlaşmaktadır. Görece ince boyutlu olan karbürlerin miktarının daha fazla olduğu görülmektedir. Kaba boyutlu karbürler ise daha az sıklıkta ölçülmüştür.

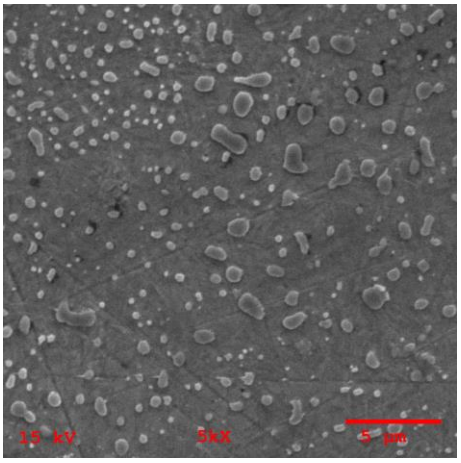


Şekil 3.8. Küresel başlangıç yapısında karbür boyut dağılım grafiği.

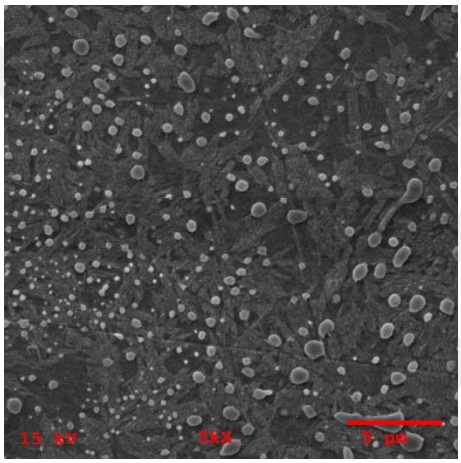
Küreselleştirilmiş başlangıç yapısına sahip numunelerde 840 °C, 915°C ve 1050 °C'de farklı sürelerde östenitleme işleme yapılarak karbür çözünmesi anlaşılmaya çalışılmıştır. 840 °C'de kısmi östenitleme işlemi rulman çeliklerinde geleneksel kullanılan sertleştirme kademesine karşılık gelmektedir. Bu işlem sırasında başlangıç yapısındaki karbürlerin kısmen çözünmesi sağlanır. Şekil 3.9'da 840 °C'de 300-3600 saniye süreyle östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüsü sunulmuştur. Genel olarak mikroyapılar incelendiğinde artan süreyle birlikte çözünen karbür miktarının arttığı gözlenmiştir. En uzun östenitleme olan 3600 saniye östenitleme sonrasında karbür çözünmesinin tamamlanmadığı anlaşılmaktadır. Yapılan karbür hacim oranı ölçümlerinin sonuçları Şekil 3.10'da verilmiştir. Grafikte de görüldüğü gibi çözünme sonucunda karbür hacim oranı %13.60'dan %4,46'ya kadar düşmüştür. Çözünme reaksiyonun başlangıçta hızlı gerçekleştiği, artan süreyle dengedeki hacim oranına yaklaştıkça asimptotik olarak yavaşladığı gözlenmiştir. Thermo-Calc hesaplamaları sonucunda 840 °C'de denge durumunda karbür hacim oranı %2.78 olarak tespit edilmiştir.



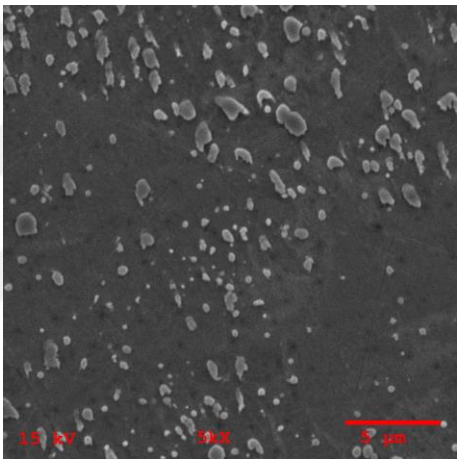
Başlangıç Yapısı



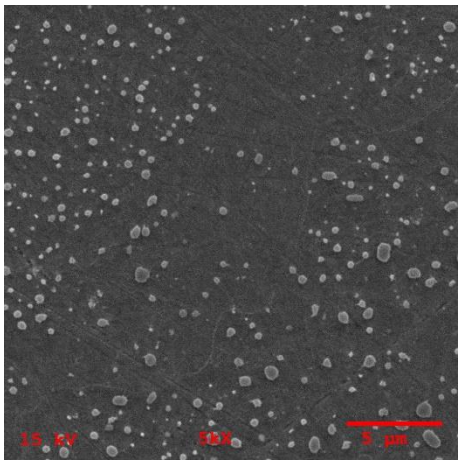
300 sn



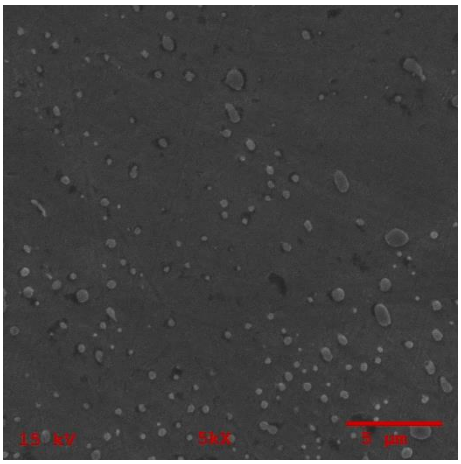
600 sn



900 sn

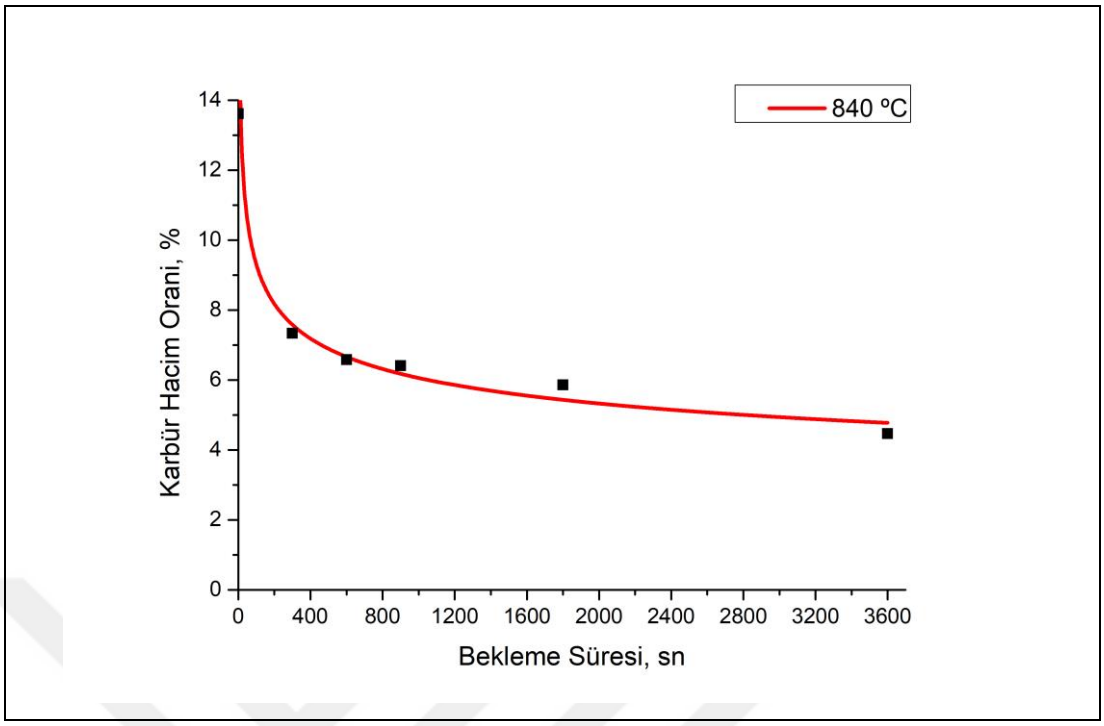


1800 sn



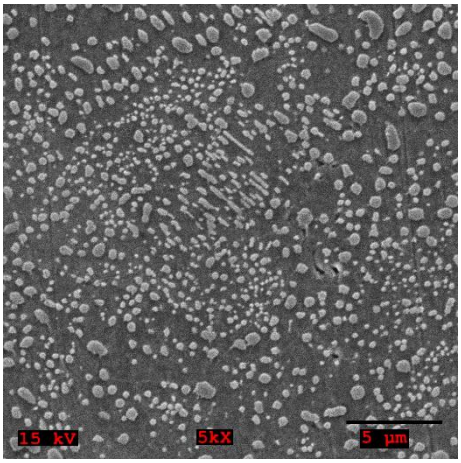
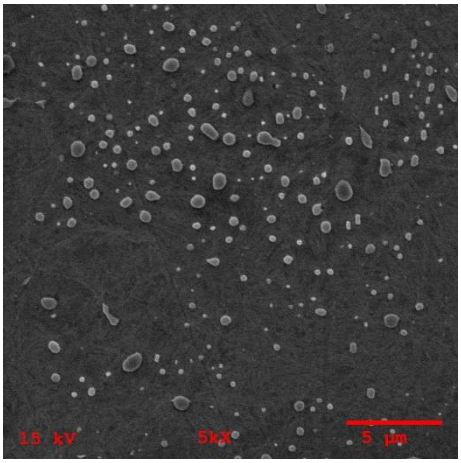
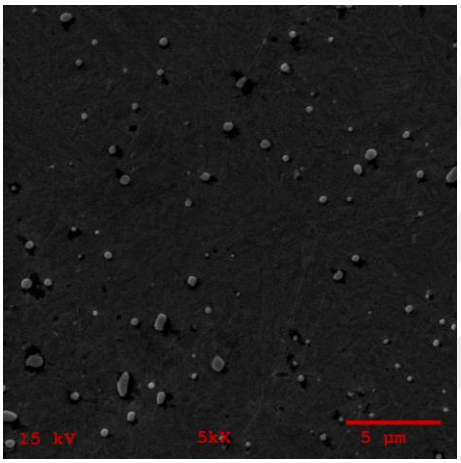
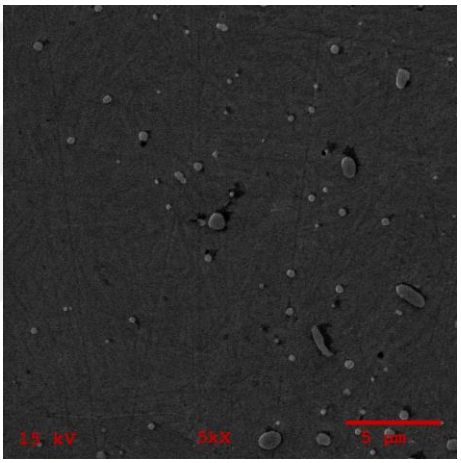
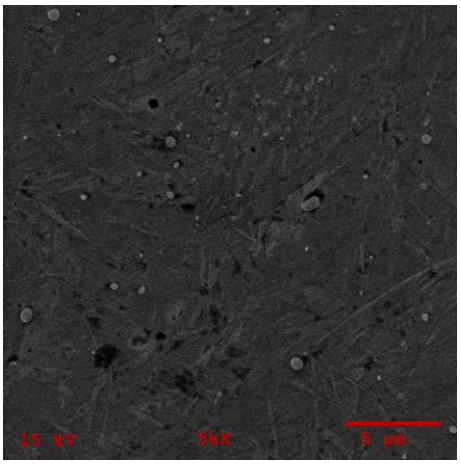
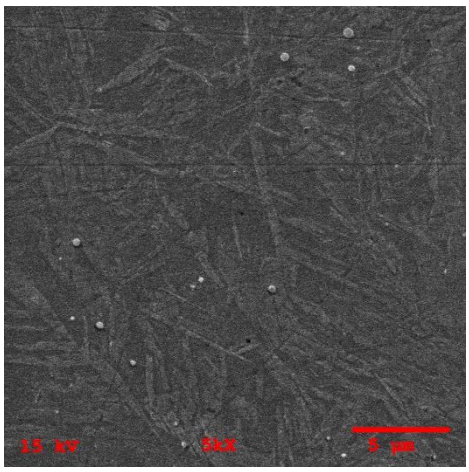
3600 sn

Şekil 3.9. 840 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri.

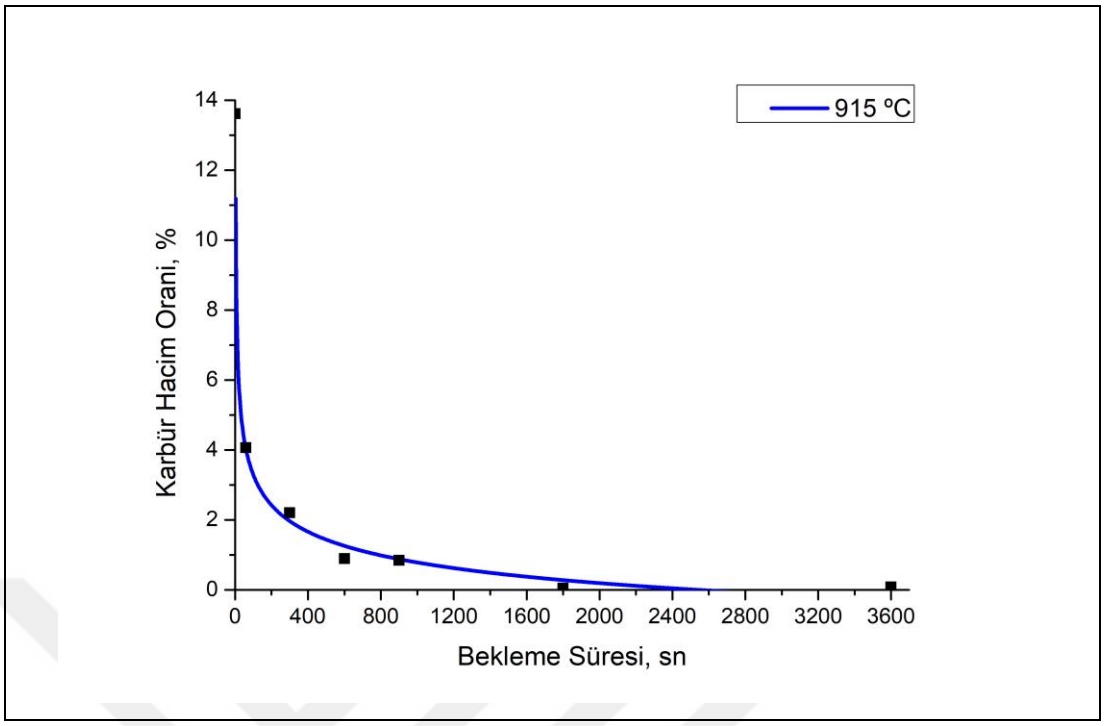


Şekil 3.10. 840 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı.

Tam karbür çözünmesi elde etmek için yapılan termodinamik hesaplamalar doğrultusunda çözünme sıcaklığı 901,72 °C olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklığın hemen üzerinde bir sıcaklık olarak seçilen 915 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri Şekil 3.11'de verilmiştir. Mikroyapı görüntülerinde ilk 600 saniye içerisinde karbürlerin büyük oranda çözündüğü görülmektedir. 600 saniye sonrasındaki sürelerde çözünme devam etmekle birlikte karbür hacim oranında önemli bir değişim gözlenmemektedir. Karbür hacim miktarı için gerçekleştirilen ölçümlerin sonuçları Şekil 3.12'de verilmiştir. 840 °C'ye benzer şekilde reaksiyonun hızlı başladığı ve artan süreyle yavaşladığı gözlenmiştir. 3600 saniye sonunda çözünmeden yapıda kalan karbürlerin hacim oranının ortalama % 0,08 olduğu tespit edilmiştir.

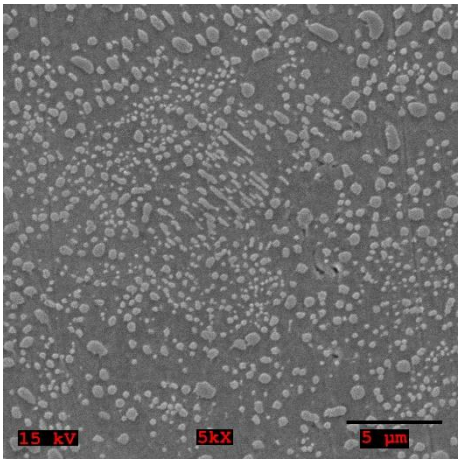
 Başlangıç Yapısı	 300 sn
 600 sn	 900 sn
 1800 sn	 3600 sn

Şekil 3.11. 915 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri.

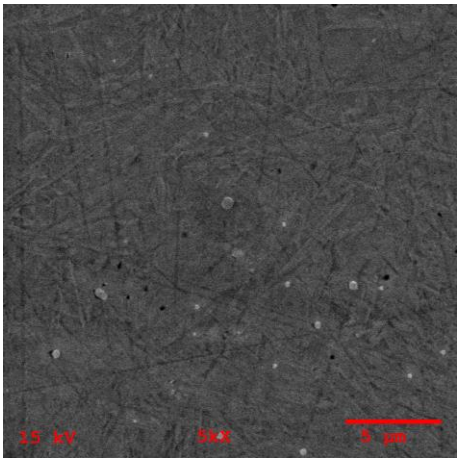


Şekil 3.12. 915 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı.

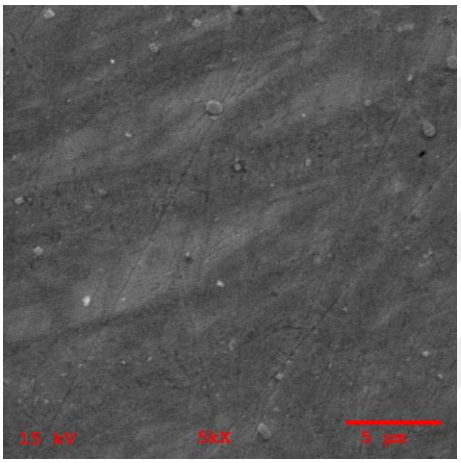
Yapılan literatür incelemesinde farklı kaynaklarda, örneğin Stickels in yaptığı çalışmada 1040 °C'de 30 dakika sonrasında tüm karbürlerin çözündüğü ancak 950 °C'de karbür çözünmesinin aynı süre sonra tamamlanmadığı görülmektedir. Bu nedenle 30 dakika altında tüm karbürlerin çözünmesi için 1050 °C'de östenitleme yapılması gerekli olduğu anlaşılmıştır. 1050 °C'de farklı sürelerde yapılan östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüsü Şekil 3.13'te verilmiştir. Mikroyapılar incelendiğinde 300 saniyeden itibaren tüm karbürlerin çözündüğü tespit edilmiştir. Artan süreyle değişen karbür hacim miktarı grafiği Şekil 3.14'te verilmiştir. İlk 60 saniye içeresinde karbürlerin yüksek oranda çözündüğü, tüm karbürlerin çözünmesi için 300 saniye östenitleme gerektiği tespit edilmiştir [9].



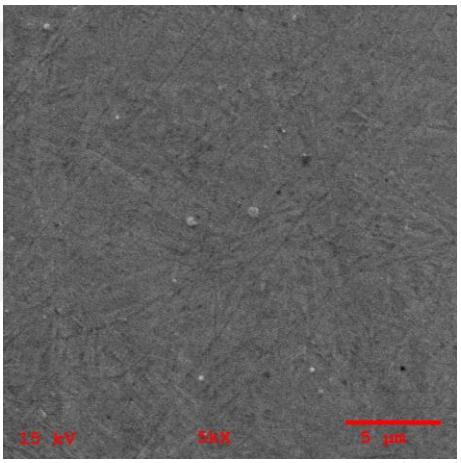
Başlangıç Yapısı



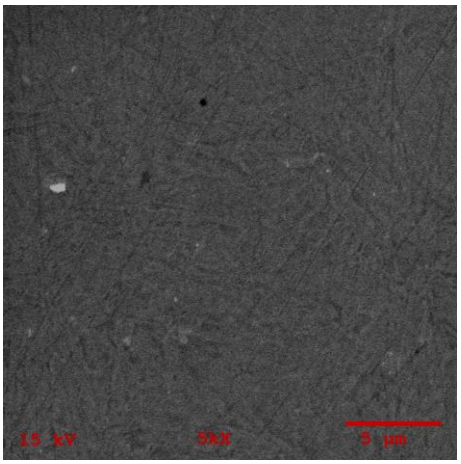
30 sn



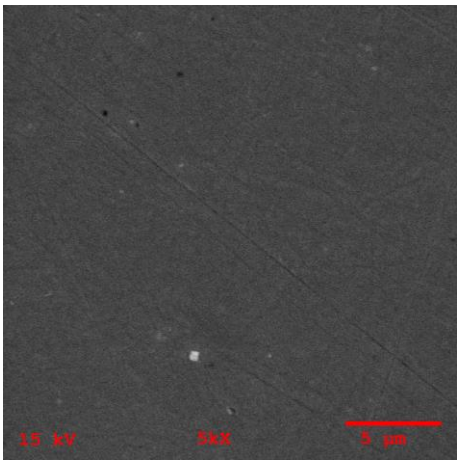
60 sn



120 sn

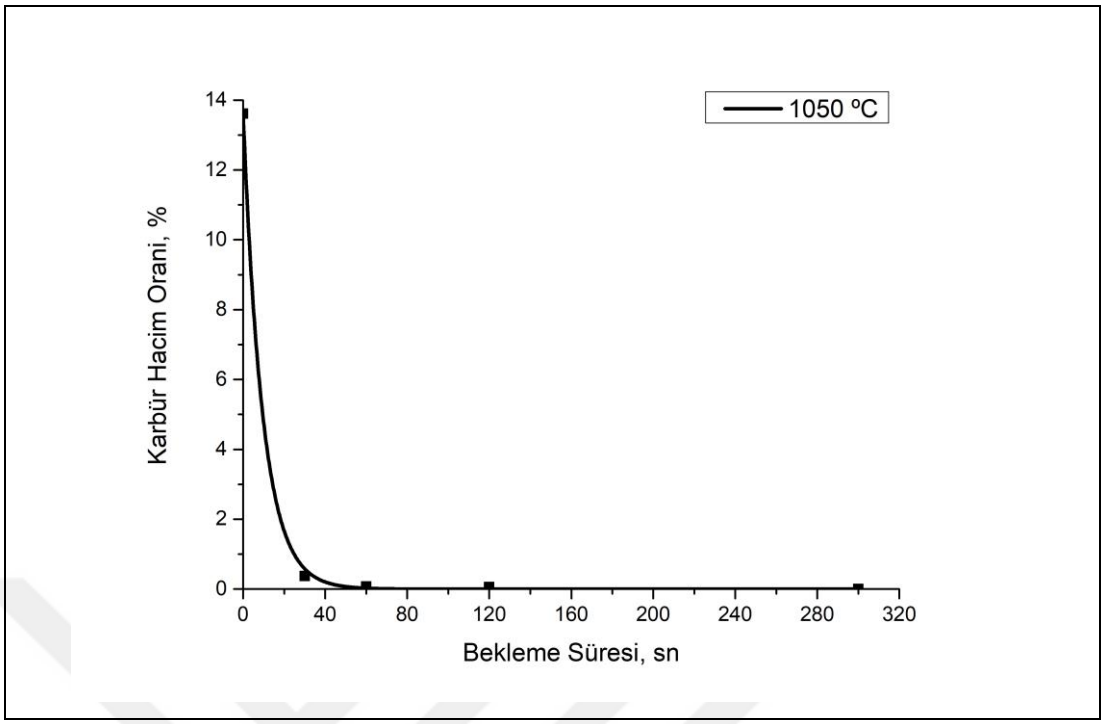


300 sn



600 sn

Şekil 3.13. 1050 °C'de farklı sürelerde östenitleme sonrası su verilen numunelerin SEM görüntüleri.



Şekil 3.14. 1050 °C'de artan süreyle değişen karbür hacim oranı.

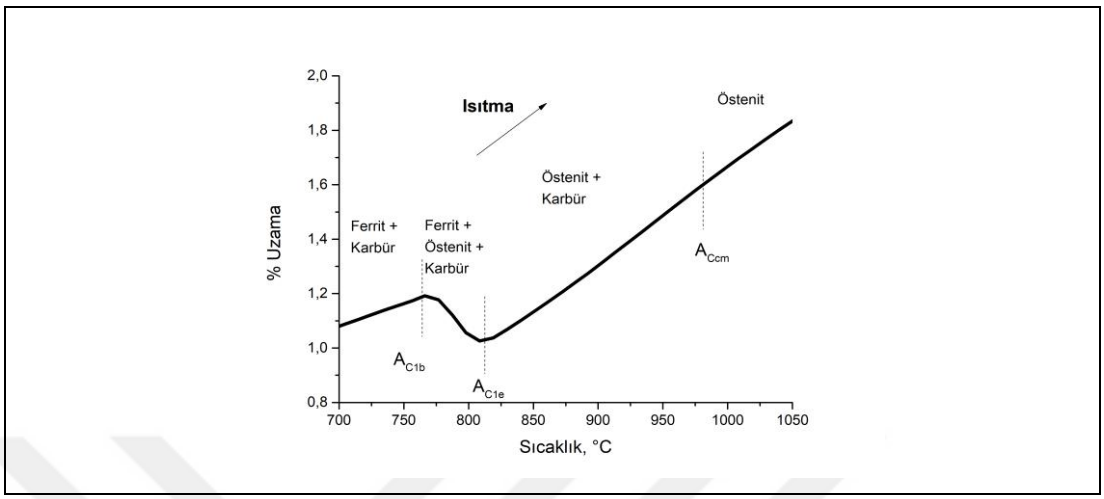
3.3. Dilatometre Çalışmaları

3.3.1. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısına uygulanan ısıl işlemler

Ferrit ve küresel sementit fazlarından oluşan küreselleştirilmiş başlangıç yapısı sürekli ısıtmayla iki farklı sıcaklığa ısıtılmış ve bekleme yapılmıştır. Tam östenitleme amacıyla 1050 °C'de 900 saniye bekleme yapılırken, geleneksel çevrimde olduğu gibi kısmi östenitleme için 840 °C'de 600 saniye ısıl işlem uygulanmıştır. Bekleme süresi sonrasında numunelere 200 K/sn hızla soğutulmuştur.

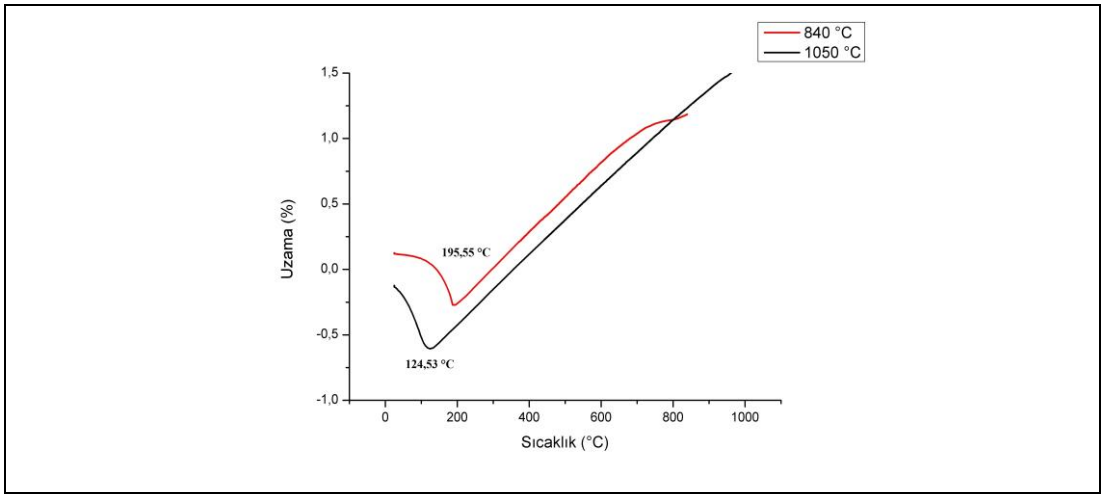
1050 °C'ye ısıtma sırasında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen uzama, faz dönüşümleri ve kritik sıcaklıklar Şekil 3.15'te gösterilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi ferrit ve sementit yapısından önce östenit dönüşümü başlar. Östenit dönüşümü sırasında ferrit ve sementit fazlarının beraber bulunduğu A_{C1b} ve A_{C1e} sıcaklıkları geçildikten sonra ferrit çözünmesi tamamlanır. Bu sıcaklıkların üzerinde geri kalan sementitin çözünmesi A_{Ccm} sıcaklığına kadar devam etmektedir. Şekil 3.15'te görüldüğü gibi bu sıcaklığın üzerinde uzama hızı yavaşlamaktadır. Kritik sıcaklıklar üç ısıtma eğrisinden ortalama değer olarak ölçülmüştür. A_{C1b} değeri 768,36±2,94 °C, A_{C1e} değeri 810,54±2,85 °C ve A_{CM} değeri 985,06±0,48 °C olarak belirlenmiştir. Diğer taraftan, termodinamik hesaplamalar sonucu sırasıyla 739,19 °C, 749,76 °C ve 901,72

°C olarak bulunan kritik sıcaklıkların kinetik koşullar altında ısıtma hızına bağlı olarak sırasıyla 27,02°, 58,76° ve 74,34° farklılık gösterdiği gözlenmiştir.



Şekil 3.15. Rulman çeliğinin sürekli ısıtma sırasında boyut değişimi (Isıtma hızı 5 K/sn).

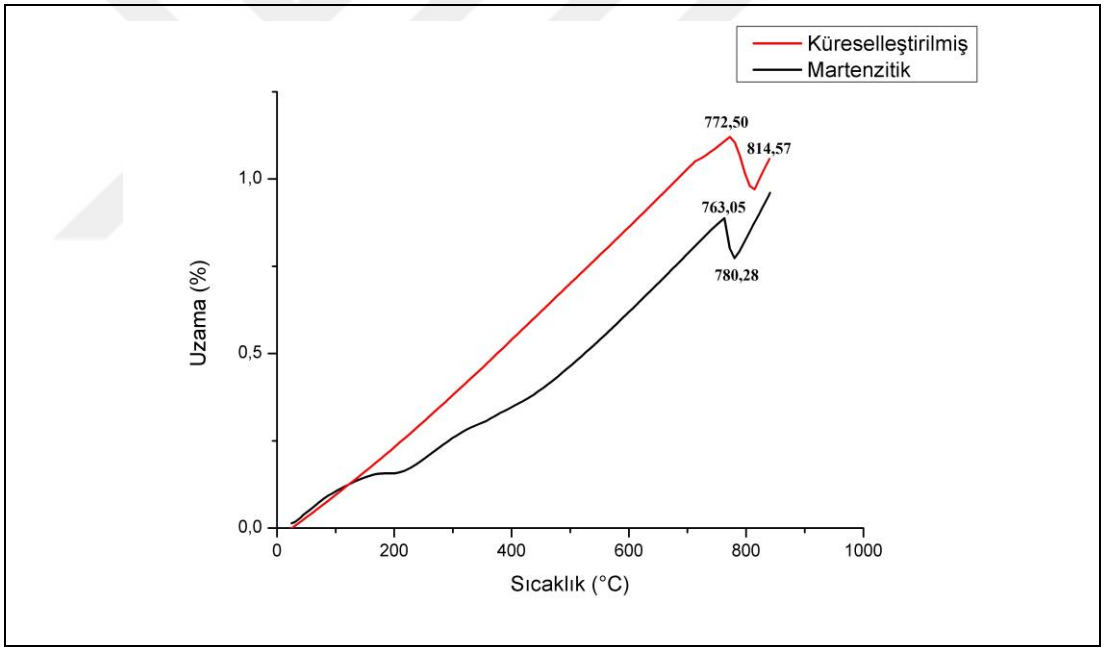
Sıcaklığa bağlı olarak soğuma esnasında uzamadaki değişim Şekil 3.16'da gösterilmiştir. Tam östenitleme numunesinde östenit fazı ile ve kısmi östenitleme numunesinde östenit ve sementit fazları ile soğuma bağladığı için soğumadaki dilatometre eğrilerinde farklılıklar meydana gelmiştir. Eğri üzerindeki sapma noktalarından M_S sıcaklıkları tespit edilmiştir. Tam östenitleme sonrasında M_S sıcaklığı 124,53 °C iken kısmi östenitleme sonrasında 195,55 °C olmuştur. Tam östenitleme ile östenit kafesinde daha fazla karbon çözünmesine bağlı olarak M_S sıcaklığı düşmüştür.



Şekil 3.16. Su verme sırasında elde edilen uzama eğrisi.

3.3.2. Martenzitik başlangıç yapısına uygulanan ısıl işlemler

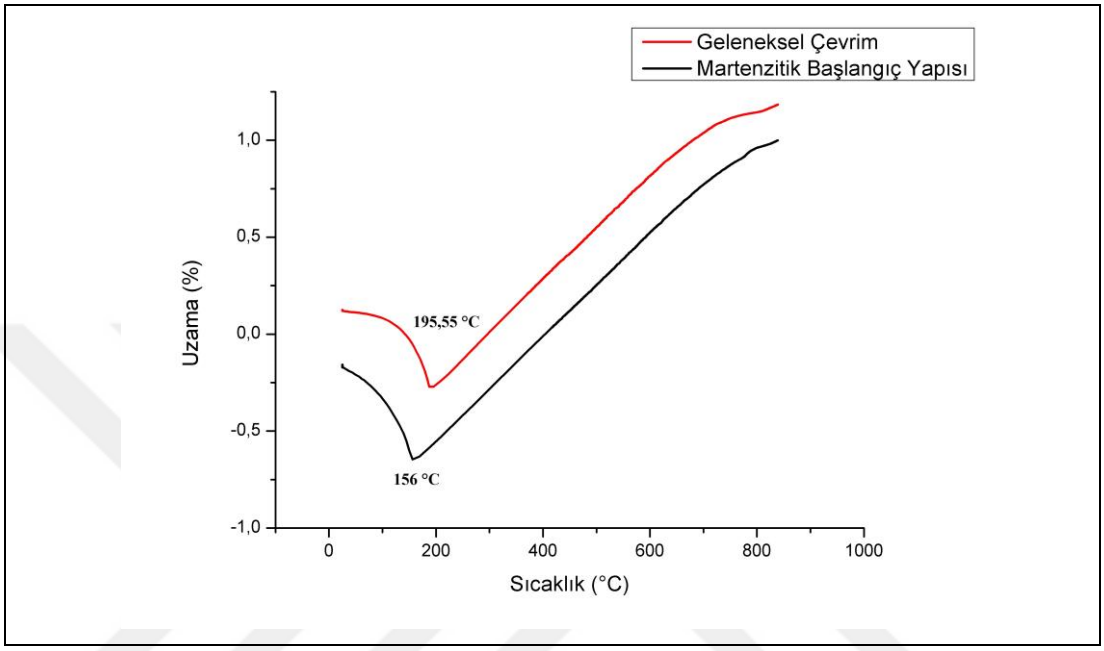
Martenzitik başlangıç yapısına sahip numuneye ısıtma, bekleme ve soğuma çevrimi uygulanmıştır. Şekil 3.17'de küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının ısıtma sırasında sıcaklığa bağlı olarak uzamadaki değişimleri karşılaştırılmıştır. Isıtma eğrisinde küresel başlangıç yapısına göre farklılıklar gözlenmektedir. Martenzitik başlangıç yapısında ısıtma sırasında önce karbon östenit kafesini terk ederek karbürler oluşturmaktadır, sonrasında martenzit rekristalize olarak ferriti oluşturur. Bu süreç boyunca uzama eğrisi lineer davranış göstermez. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısında A_{1b} ve A_{1e} sıcaklıkları sırasıyla 772,5 ve 814,57 °C olarak bulunmuştur. Martenzitik başlangıç yapısında ise bu sıcaklıklar sırasıyla 763,05 ve 780,28 °C'dir. Martenzitik başlangıç yapısında elde edilen ince yapının dönüşüm kinetiğini hızlandırdığı tespit edilmiştir.



Şekil 3.17. Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının ısıtılması sırasında elde edilen uzama eğrileri.

Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının 840 °C'den su verilmesiyle elde edilen uzama eğrileri Şekil 3.18'de verilmiştir. M_S sıcaklığı geleneksel çevrim için 195,55 °C ve martenzitik başlangıç yapısı için 156 °C olarak bulunmuştur. Martenzitik başlangıç yapısından ısıtılan numunede çift faz alanında tutma süresi boyunca karbürler çökelmektedir. Diğer taraftan, küresel başlangıç yapısında tutma süresi esnasında karbürler çözünmektedir. Su verme sonrası numunelerde yapılan görüntü

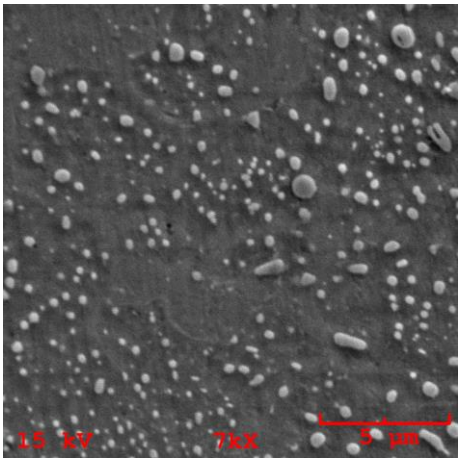
analiz sonuçlarına göre karbür oranlarının martenzitik başlangıç yapısı için % 3,10 ve küreselleştirilmiş yapı için % 6,65 olduğu belirlenmiştir. Dolayısıyla daha düşük miktarda karbür barındıran martenzitik ilk yapılı numunelerde matrikste daha yüksek karbon çözünmüş olması ve daha düşük M_S sıcaklıkları ölçülmesi beklenir.



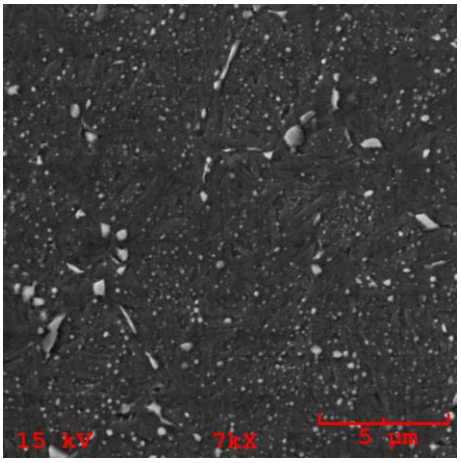
Şekil 3.18. Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının 840 °C'den su verilmesiyle elde edilen uzama eğrileri.

3.3.3. Karbür boyut dağılımı ve hacim oranları

Dilatometrede yapılan ısıl işlemlerde geleneksel ısıl işlem çevrimi (küreselleştirilmiş ilk yapı) ve yeni ısıl işlem çevrimi (martenzitik başlangıç yapısı) karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Yeni ısıl işlem çevrimi karbür boyut dağılımı ve hacim oranlarında Şekil 3.19'daki SEM mikrograflarında gösterildiği gibi etkili olmuştur. Genel olarak geleneksel çevrim ile sertleştirilen numunelerde küresel ve daha kaba boyutlu karbürler görülmüştür. Yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numunelerde ise yöresel olarak kaba karbürler görülmekle birlikte geleneksel çevrimle elde edilen karbürlere kıyasla daha ince karbürler elde edilmiştir. Yeni ısıl işlem çevriminde özellikle kaba karbürler morfolojik olarak küreselden ziyade fasetli ve uzamış morfolojide gözlenmektedir. Bunun nedenin yeni ısıl işlem çevriminde ısıtma ve tutma sırasında martenzit ve önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklenmesi ve büyümesiyle oluşan karbürler olduğu düşünülmektedir.



(a)

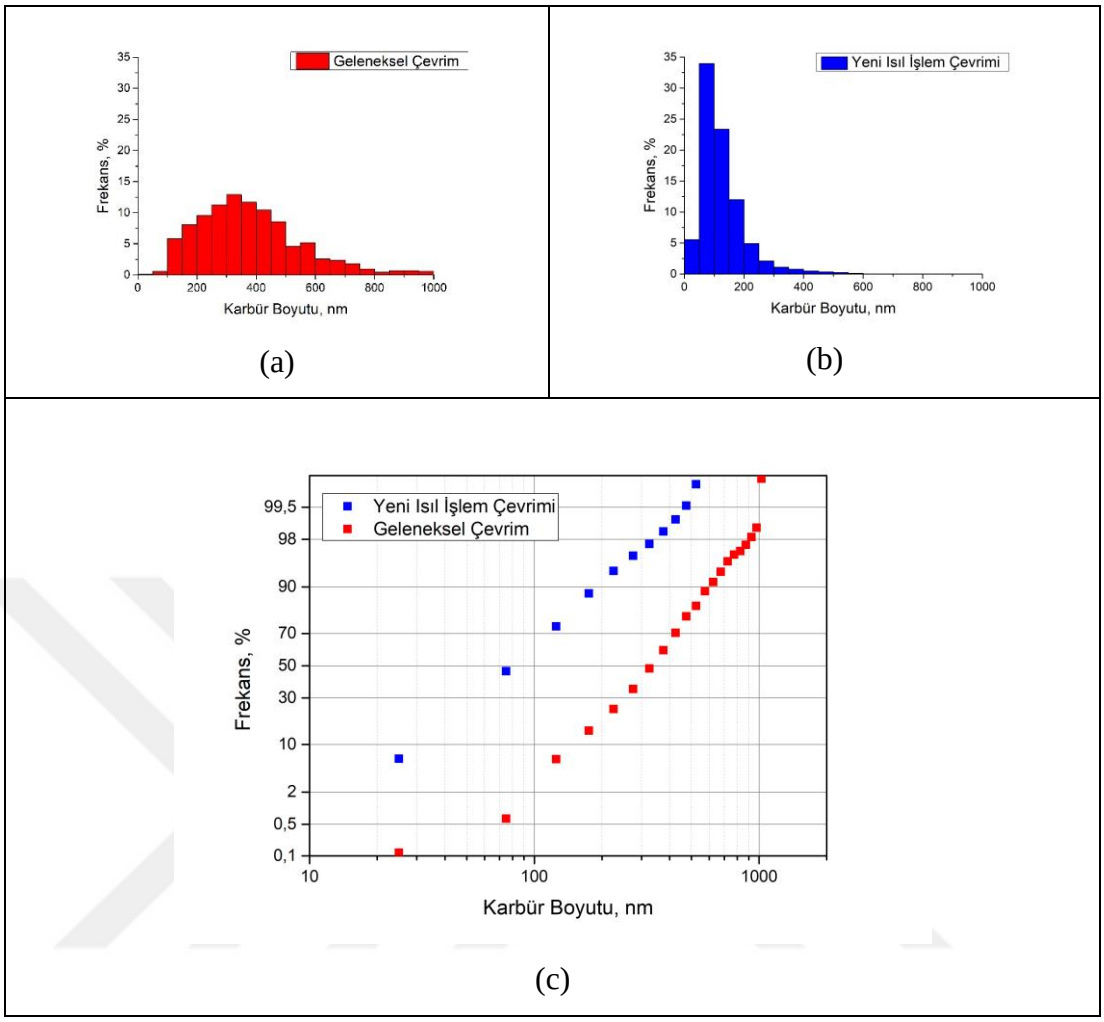


(b)

Şekil 3.19. Dilatometre ısıl işlemleri sonrasında SEM görüntüleri a) geleneksel çevrim b) martenzitik başlangıç yapısı.

Karbür boyut dağılımı ve karbür hacim oranlarının ölçümü için görüntü analizi çalışmalar yapılmıştır. Bu amaçla dilatometre numunelerinden taramalı elektron mikroskobunda 5000x büyütmede alınan görüntüler kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre yeni ısıl işlem çevriminde karbür boyut dağılımının daha ince olduğu Şekil 3.20'de gösterilmiştir. Geleneksel çevrimde karbür boyutlarının genel olarak 200-800 nm aralığında olduğu belirlenmiştir, yeni ısıl işlem çevriminde ise 200 nm altında karbürler ağırlıklıdır. Şekil 3.20c incelendiğinde yeni ısıl işlem çevriminde karbür boyut dağılımının %60 oranında nano-karbürlerden (<100 nm) oluştuğu görülmektedir. Geleneksel çevrimde ise karbür boyutları 1000 nm'lere kadar yükselmekte olup karbürlerin sadece %2'lik kısmı nano boyuttadır. Ortalama karbür boyut değerleri incelendiğinde geleneksel çevrim sonucu 373 nm değeri belirlenmiş olup, yeni ısıl işlem çevriminde ortalama değer 160 nm olarak tespit edilmiştir.

Karbür hacim oranını belirlemek için yapılan çalışmalar sonucunda geleneksel çevrim ve yeni ısıl işlem için sırasıyla % 6,65 ve % 3,10 olarak bulunmuştur.



Şekil 3.20. Sertleştirilen numunelerin karbür boyut dağılım grafikleri a) geleneksel çevrim b) yeni ısıl işlem çevrimi c) logaritmik skalada olasılık gösterimi.

3.4. Sertlik Değerleri

Sertlik testlerinde Future - Tech FV 700 model Vickers sertlik cihazı kullanılmıştır. Numune yüzeylerinde yapılan sertlik testlerinde 10 kgf yük uygulanmıştır. Sertlik ölçümü yapılacak bölgelerde en az 8'er ölçüm yapılıp ortalama değerler ve standart sapmaları hesaplanmıştır.

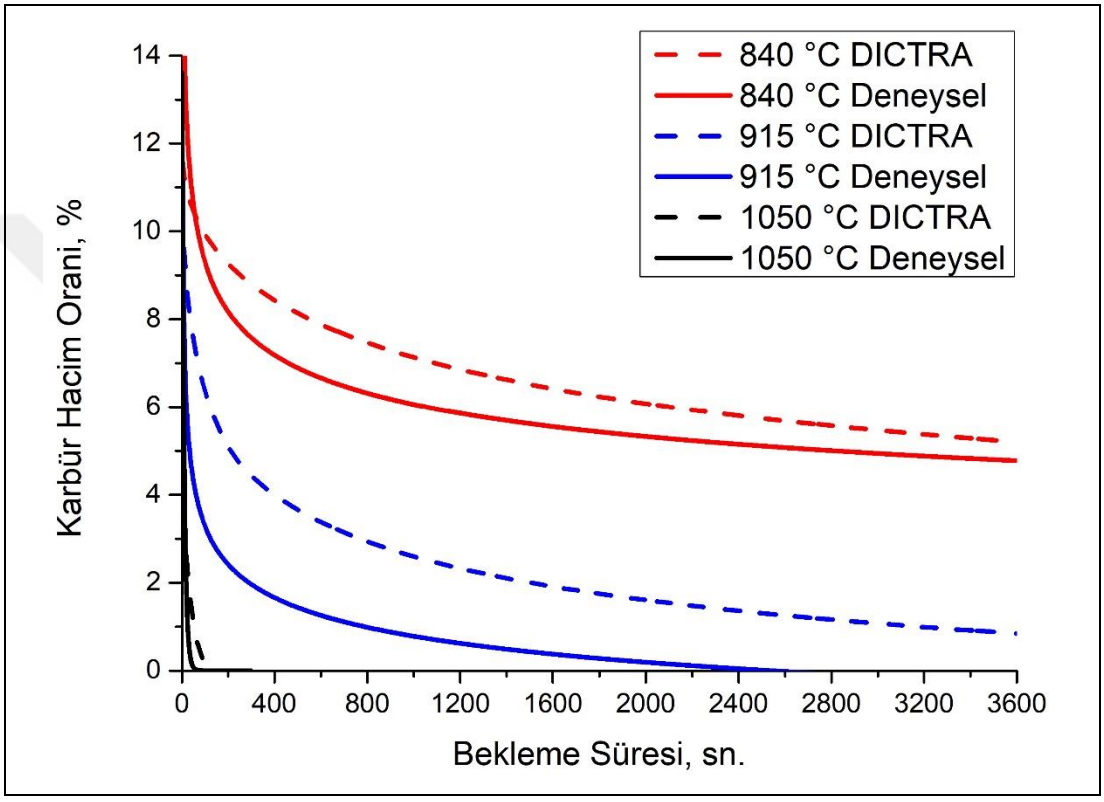
Geleneksel çevrim ile sertleştirilen numunelerde 736±15,3 HV_{10} sertlik elde edilirken, yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numunelerde 768±11,7 HV_{10} sertlik ölçülmüştür. Yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numunelerde elde edilen ince karbür yapısının daha yüksek sertlik sağladığı görülmüştür.

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tez kapsamında 100Cr6 çeliğinde farklı parametrelerle östenitleme sonucu çözünme kinetiği ve çift aşamalı östenitlemenin karbür boyut dağılımına etkisi incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda ısıl işlem deneyleri, ışık mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu ile mikroyapısal karakterizasyon, görüntü analizi, dilatometre testleri ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Isıl işlem deneylerinde karbür çözünmesi anlaşılmaya çalışılmıştır. Mikroyapısal incelemeler ve görüntü analizi çalışmaları, ısıl işlemler sonrası karbür boyut dağılımının değerlendirilmesi amacıyla yürütülmüştür. Dilatometre testlerinde 100Cr6 çeliğinde meydana gelen faz dönüşümleri ve kritik dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Sertlik ölçümleriyle farklı ısıl işlemler sonrasında numunelerin sertlikleri karşılaştırılmıştır. Simülasyon çalışmalarında ise termodinamik ve kinetik hesaplamalar gerçekleştirilmiştir. Termodinamik hesaplamalar ısıl işlem deneylerinin sıcaklıklarının tespit edilmesinde kullanılmıştır. Kinetik hesaplamalardan ise karbür çözünmesi ile ilgili sürelerin öngörülmesinde yararlanılmıştır

Küresel başlangıç yapısından östenitleme ile karbür çözünmesi davranışının incelenebilmesi için başlangıç yapısı deneysel olarak belirlenmiştir. Thermo-Calc hesaplama sonuçlarına göre tipik küreselleştirme sıcaklığı olan 720 °C'de denge durumunda hacimce % 14,30 oranında karbür olacağı öngörülmektedir. Küresel başlangıç yapısında gerçekleştirilen deneysel incelemelerde bu oran ön görülen miktara yakın bir değerde % 13,61 olarak tespit edilmiştir. Tez kapsamında küresel başlangıç yapısının tam ve kısmi östenitleme ile çözünmesi araştırılmaktadır. Bu nedenle 840 °C, 915 °C ve 1050 °C'de DICTRA yazılımı ile zamana bağlı olarak karbür hacim oranlarındaki değişim hesaplanmıştır. Yine bu sıcaklıklarda yapılan deneysel çalışmalar sonucunda ölçülen karbür hacim oranı ve DICTRA sonuçlarının karşılaştırılması Şekil 4.1'de verilmiştir. 840 °C ve 1050 °C için uyumlu sonuçlar elde edilirken, 915 °C'de yapılan ısıl işlemler sonucu karbür çözünme davranışının DICTRA simülasyonlarına göre daha kısa sürede gerçekleştiği görülmüştür.

Bu oluşan fark DICTRA hesaplamalarında kurulan modelde ortalama karbür boyutu ile hesaplama yapılmasından kaynaklanmış olabilir. DICTRA hesaplamalarında 840 °C ve 915 °C için 3600 saniye tüm karbürlerin çözünmesi için yeterli olmazken 1050 °C'de 300 saniyeden itibaren tüm karbürlerin çözündüğü görülmüştür. 1050 °C'de 900 saniye sonunda tüm alaşım elementlerinin östenit kafesi içerisinde homojen olarak dağıldığı DICTRA simülasyonlarıyla tespit edilmiştir.



Şekil 4.1. Farklı sıcaklıklarda östenitleme süresine bağlı olarak karbür hacim oranları deneysel ve simülasyon sonuçları.

Arayüzeydeki alaşım elementlerinin dağılımını öngörmek için yapılan DICTRA çalışmalarında 840 °C'de NPLE modunda başlayan çözünmenin 120 saniye sonrasında PLE modunda devam ettiği görülmüştür. İlk aşamada çözünme karbonun difüzyonuna bağlı olarak ilerlemektedir. Karbonun mobilitesinin yüksek olması sebebiyle bu aşamada çözünme hızı yüksektir. Artan süreyle arayüzeyde krom ve mangan gradiyenti oluşur ve çözünme bu elementlerin difüzyon hızına bağlı olarak devam eder. Bu yer alan elementlerinin düşük mobilitesi sebebiyle çözünme hızı düşmektedir. 1050 °C için yapılan simülasyonlarda ise 900 saniye sonunda tüm alaşım elementlerinin östenit kafesi içerisinde homojen olarak dağıldığı tespit edilmiştir.

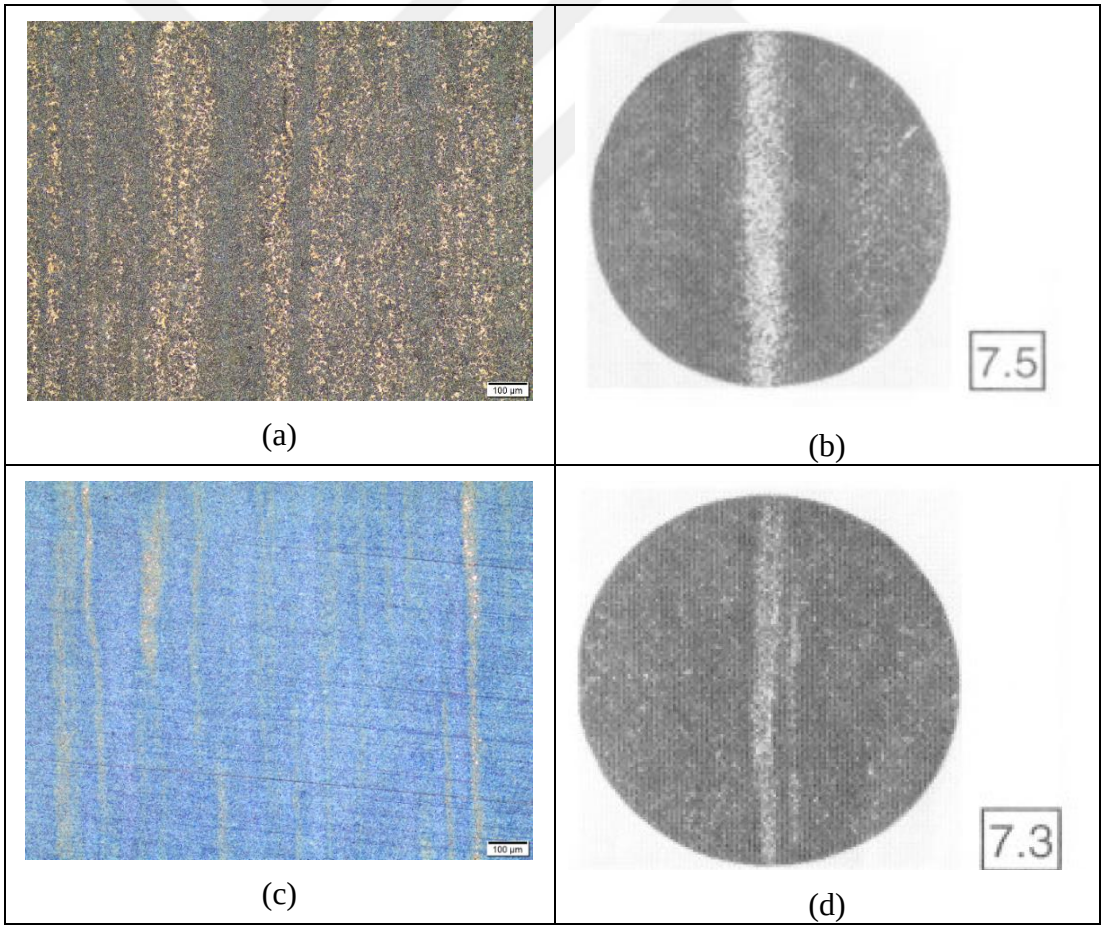
Yeni ısıl işlem çevriminin etkisinin araştırıldığı dilatometre çalışmalarında A_{1e}, A_{1b} ve M_s sıcaklıkları gibi kritik sıcaklıklar belirlenmiştir. Küreselleştirilmiş başlangıç yapısının ısıtma eğrileri incelendiğinde A_{C1b} sıcaklığı 768,36±2,94 °C, A_{C1e} sıcaklığı 810,54±2,85 °C ve A_{CM} sıcaklığı 985,65 °C olarak bulunmuştur. Küresel başlangıç yapısının kısmi ve tam östenitleme sonrasında su verilmesiyle iki farklı M_s sıcaklığı tespit edilmiştir. Kısmi östenitleme için yapılan 840 °C'de 10 dakika östenitleme sonrasında M_s sıcaklığı 195,55 °C olarak tespit edilirken. 1050 °C'de 15 dakika tam östenitleme sonrasında su verme ile M_s sıcaklığı 124,53 °C olarak bulunmuştur. Bu durum östenit kafesi içerisinde çözünen karbon miktarının artmasıyla M_s sıcaklığının düşmesi şeklinde açıklanmıştır.

Küreselleştirilmiş ve martenzitik başlangıç yapılarının ısıtılması sırasında da dilatometre eğrilerinde bir takım farklılıklar oluşmaktadır. Martenzit başlangıç yapısının 840 °C'ye ısıtılması sırasında dilatometre eğrileri incelenmiş, küresel başlangıç yapısının 840 ° C'ye ısıtılmasına kıyasla A_{1e} ve A_{1b} sıcaklıklarının sırasıyla 9,45° ve 34,29° daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuca göre Martenzitik başlangıç yapısından östenit dönüşümünün başlaması ve tamamlanmasının daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Öte yandan küreselleştirilmiş başlangıç yapısında ferrit ve karbür fazlarından ısıtma ile östenit dönüşümünün gerçekleşmesinin daha yüksek sıcaklıklarda meydana geldiği görülmektedir.

Martenzitik başlangıç yapısından ısıtılan numunede çift faz alanında tutma süresi boyunca karbürler çökelmektedir. Diğer taraftan, küresel başlangıç yapısında tutma süresi esnasında karbürler çözünmektedir. Su verme sonrası yapılan görüntü analiz sonuçlarına göre karbür oranlarının martenzitik başlangıç yapısı için % 3,10 ve küreselleştirilmiş yapı için % 6,65 olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte, geleneksel çevrimle sertleştirilen numunelerde ortalama karbür çapı 373 nm olarak ölçülürken, yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numunelerde ortalama karbür çapı 160 nm olarak ölçülmüştür. Yeni ısıl işlem sonucu elde edilen mikroyapıda karbürler daha dar bir dağılım göstermektedir. Karbür boyut dağılımının sertliği etkisini görmek için yapılan sertlik ölçümlerinde geleneksel çevrimle 736±15,3 HV_{10} sertlik elde edilirken yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numunelerin 768±11,7 HV_{10} sertlikte olduğu görülmüştür. Sonuç olarak karbür hacim miktarı azalmasına karşın daha ince karbür

boyut dağılımı elde edilmesine bağlı olarak sertlikte düşme olmadığı gibi artış elde edilmiştir.

Karbür boyutları ve hacim oranıyla birlikte karbür satırlanmasının da rulman çeliklerinde mekanik özelliklere etkidiği bilinmektedir. Geleneksel çevrim ve yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numuneler, SEP 1520 standardına göre haddeleme doğrultusunda alınan numunelerde karbür satırlanması yönünden karşılaştırılmıştır. Şekil 4.2'de geleneksel ve yeni ısıl işlem çevrimleri ile sertleştirilmiş numunelerde karbür satırlanması sunulmuştur. Mikroyapılar incelendiğinde SEP1520 standardına göre geleneksel çevrimle sertleştirilen numuneler 7.5 ve yeni ısıl işlem çevrimiyle sertleştirilen numuneler 7.3 değerinde satırlanma göstermektedir. Böylelikle yeni ısıl işlem çevrimiyle karbür boyut dağılımının yanında satırlanmanın da iyileştirilebildiği görülmektedir.



(a) (b) (c) (d)

Şekil 4.2. Referans malzeme ısıl işlemler sonrasında elde edilen ışık mikroskobu görüntüleri a) geleneksel çevrim b) 7.5 karbür satırlanması SEP 1520 görüntüsü c) martenzitik başlangıç yapısı d) 7.3 karbür satırlanması SEP 1520 görüntüsü.

KAYNAKLAR

[1] Bhadeshia H. K. D. H., Steels for Bearings, *Progress in Materials Science*, 2012, **57**(2), 268-435.

[2] Kim K. H., Lee J. S., Lee D. L., Improvement of Rolling Contact Fatigue Life of Bearing Steel by Quenching and Partitioning Process, *In Materials Science Forum*, 2012, **706**, 2152-2157.

[3] Ganguly S., Chakrabarti I., Maheshwari M. D., Mukherjee T., Ultra Clean Steel for Anti-Friction Bearing Applications, *In Bearing Steel Technology*, 2002.

[4] Xie F. M., Wang Y. L., Xiang Y. Y., Zhang Q., Influence of Heat Treatment for the Microstructure in Gcr15 Bearing Steel. *In Applied Mechanics and Materials*, 2011, **44**, 2385-2389.

[5] Verhoeven J. D., A Review of Microsegregation Induced Banding Phenomena in Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, **9**(3), 286-296.

[6] Hellner L., Norrman T. O., Banding in Alloy Steels, *Jernkontorets Ann*, 1968, **152**(6), 269-286.

[7] Adishesha P. K., Effect of Steel Making and Processing Parameters on Carbide Banding in Commercially Produced ASTM A-295 52100 Bearing Steel, *In Bearing Steel Technology*, 2002.

[8] Stickels C. A., Carbide Refining Heat Treatments for 52100 Bearing Steel. *Metallurgical Transactions*, 1974, **5**(4), 865-874.

[9] Kim K. H., Lee J. S., Lee D. L., Improvement of Rolling Contact Fatigue Life of Bearing Steel by Quenching and Partitioning Process, *In Materials Science Forum*, 2012, **706**, 2152-2157.

[10] Luzginova N. V., Zhao L., Sietsma J., The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 2008, **39**(3), 513-521.

[11] Chae J. Y., Application of Lower Bainite Microstructure for Bearing Steels and Acceleration Of Transformation Kinetics, Thesis for Doctor of Philosophy, Pohang University of Science and Technology, Graduate Institute of Ferrous Technology, Pohang, 2008.

[12] Verhoeven J. D., Gibson E. D., The Divorced Eutectoid Transformation in Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, **29**(4), 1181-1189.

[13] Verhoeven J. D., The Role of The Divorced Eutectoid Transformation in the Spheroidization of 52100 Steel, *Metallurgical And Materials Transactions A*, 2000, **31**(10), 2431-2438.

[14] Song W., Choi P. P., Inden G., Prahl U., Raabe D., Bleck W., On The Spheroidized Carbide Dissolution and Elemental Partitioning in High Carbon Bearing Steel 100Cr6, *Metallurgical And Materials Transactions A*, 2014, **45**(2), 595-606.

[15] Zhao L., Vermolen F. J., Sietsma J., Wauthier A., Cementite Dissolution at 860 C in an Fe-Cr-C Steel, *Metallurgical And Materials Transactions A*, 2006, **37**(6), 1841-1850.

[16] Van Der Ven A., Delaey L., Models For Precipitate Growth During The Γ→ A+ Γ Transformation in Fe-C and Fe-C-M Alloys, *Progress İn Materials Science*, 1996, **40**(3), 181-264.

[17] Li H., Mi Z., Zhang X., Tang D., Wang Y., Carbide Dissolution During Intercritical Austenitization in Bearing Steel, *Journal Of Wuhan University Of Technology-Mater. Sci. Ed.*, 2014, **29**(6), 1242-1245.

[18] Morra P. V., Böttger A. J., Mittemeijer E. J., Decomposition of Iron-Based Martensite; A Kinetic Analysis By Means Of Differential Scanning Calorimetry And Dilatometry, *Journal Of Thermal Analysis And Calorimetry*, 2001, **64**(3), 905-914.

[19] Nishiyama Z., Martensitic Transformation, *Elsevier*, 2012

[20] Sourmail T., Millot-Méheux M., Thermal and Mechanical Stability of Retained Austenite in 1% C Bearing Steels with Varying Si Contents, *Materials Science And Technology*, 2016, **32**(11), 1126-1132.

[21] Glaeser W. A., *Contact Fatigue,* ASM Handbook, 1996.

[22] Xi Z. J., Koyama M., Yoshida Y., Yoshimura N., Ushioda K., Noguchi H., Effects of Cementite Morphology on Short-Fatigue-Crack Propagation in Binary Fe–C Steel, *Philosophical Magazine Letters*, 2015, **95**(7), 384-391.

[23] Murakami Y., Material Defects as the Basis of Fatigue Design, *International Journal Of Fatigue*, 2012, **41**, 2-10.

[24] Andersson J. O., Helander T., Höglund L., Shi P., Sundman B., Thermo-Calc & DICTRA, Computational Tools For Materials Science, *Calphad*, 2002, **26**(2), 273-312.

[25] http://www.thermocalc.com, (Ziyaret tarihi: 06.05.2018).

[26] Epp J., Surm H., Kessler O., Hirsch T., In Situ X-Ray Phase Analysis and Computer Simulation of Carbide Dissolution of Ball Bearing Steel at Different Austenitizing Temperatures, *Acta Materialia*, 2007, **55**(17), 5959-5967.

[27] Lee S., Kang H., Kwon O., Shin C. S., Study of Mechanical Properties and Rolling Contact Fatigue Behavior on Specially Austempered Bearing Steel, *SAE Technical Paper*, 2016, **2016**(01), 1957.

[28] Zhang G. H., Chae J. Y., Kim K. H., Suh D. W., Effects of Mn, Si and Cr Addition on The Dissolution and Coarsening of Pearlitic Cementite During Intercritical Austenitization In Fe-1mass% C Alloy, *Materials Characterization*, 2013, **81**, 56-67.

[29] Hosseini S. B., Dahlgren R., Ryttberg K., Klement U., Dissolution of Iron-Chromium Carbides During White Layer Formation Induced by Hard Turning of AISI 52100 Steel, *Procedia CIRP*, 2014, **14**, 107-112.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

[1] Erişir E., Bilir O. G., Gezmişoğlu A. E., A Study of Carbide Dissolution in Bearing Steels Using Computational Thermodynamics and Kinetics, *In: IOP Conference Series: Materials Science And Engineering. IOP Publishing*, 2017.

[2] Erişir E., Bilir O. G., Gezmişoğlu A. E., Carbide Banding Formation and Prevention in 52100 Bearing Steels, *TMS 2017*, USA, 26 Şubat – 2 Mart 2017.

[3] Erişir E., Bilir O. G., Gezmişoğlu A. E., Determining Retained Austenite Quantity and Composition with Heat Treatment Parameters in SAE52100 Steels, *3rd International Iron & Steel Sympozium 2017*, Turkey, 3-5 Nisan 2017

[4] Erişir E., Bilir O. G., Gezmişoğlu A. E., Carbide Dissolution Kinetics in 100Cr6 Steel Using Thermodynamical and Kinetic Calculations, *International Materials Technologies And Metallurgy Conference 2017*, Turkey, 26-27 Ekim 2017.

[5] Erişir E., Gezmişoğlu A. E., Austenitization and Carbide Dissolution of Bearing Steels Using Experimental and Computational Methods, *27th International Conference On Metallurgy and Materials - METAL 2018*, Czech Republic, 23-25 Mayıs 2018.

ÖZGEÇMİŞ

19 Ocak 1993 İzmit doğumludur. 2011 yılında Cahit Elginkan Anadolu Lisesi'nden mezun olmuştur. 2016 yılında Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nden mezun olarak lisans eğitimini tamamlamıştır. Yüksek lisans eğitimi kapsamında çeliklerin termodinamik ve kinetik simülasyonu, ısıl işlem, görüntü analizi ve mikroyapısal karakterizasyonu üzerine çalışmalarını yürütmüştür. Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır.