



**AISI 52100 RULMAN ÇELİĞİNDE BEYNİTİK MARTENSİTİK DUBLEKS
MİKROYAPININ GELİŞTİRİLMESİ VE İŞLENEBİLİRLİĞE ETKİSİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Mücahit KAPLAN

**DOKTORA TEZİ
ENDÜSTRİYEL TEKNOLOJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAYIS 2017

Mücahit KAPLAN tarafından hazırlanan “AISI 52100 RULMAN ÇELİĞİNDE BEYNİTİK MARTENSİTİK DUBLEKS MİKROYAPININ GELİŞTİRİLMESİ VE İŞLENEBİLİRLİĞE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Endüstriyel Teknoloji Eğitimi Anabilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Adnan Akkurt

Endüstriyel Tasarım Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Başkan : Prof. Dr. C. Hakan GÜR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, ODTÜ

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Üye : Prof. Dr. H. Güçlü YAVUZCAN

Endüstri Ürünleri Tasarımı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Üye : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Üye : Prof. Dr. Recep ÇALIN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Kırıkkale Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Tez Savunma Tarihi: 11/05/2017

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

.....

Prof. Dr. Hadi GÖKÇEN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

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

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

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

Mücahit KAPLAN

11/05/2017

AISI 52100 RULMAN ÇELİĞİNDE BEYNİTİK MARTENSİTİK DUBLEKS
MİKROYAPININ GELİŞTİRİLMESİ VE İŞLENEBİLİRLİĞE ETKİSİNİN
ARAŞTIRILMASI
(Doktora Tezi)

Mücahit KAPLAN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Mayıs 2017

ÖZET

Bu çalışmada AISI 52100 rulman çeliğinde ısıtılma işlemle beynit + martensit dubleks yapılar üretilmiş, mekanik özellikler, kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkileri araştırılmıştır. Rulman uygulamaları için gerekli sertlik değerini (~62 HRC) elde etmek amacıyla 25 mm çapında ve küreselleştirilmiş başlangıç mikroyapısına sahip AISI 52100 çeliğinden deney numuneleri hazırlanmıştır. Farklı östenitleme ve östemperleme sıcaklık ve sürelerinde ısıtılma işlem çevrimleri uygulanmıştır. Bu çalışma sonucunda hedeflenen sertlik değeri 950 °C’de 30 dk. östenitlemenin ardından 275 °C’de 30 dk. östemperleme ve suda suverme sonrası elde edilmiştir. Bu ısıtılma işlemle elde edilen numuneler 2253 MPa çekme dayanımı ve 19 J darbe tokluğu sergilemişlerdir. Yine aynı başlangıç numunelerinden farklı beynit hacim oranları (BHO) (%10, 30, 40 ve 50 BHO) 950 °C’de 30 dk. östenitlemenin ardından 275 °C’de farklı sürelerde (15 dk. – 24 saat) östemperleme sonrası suda suverme işlemi ile elde edilmiştir. İşleme parametrelerinin kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkilerini incelemek amacıyla dört farklı beynit hacim oranına sahip numunelere sabit kesme derinliğinde (0,25 mm), 4 farklı kesme hızı 60, 80, 100, 120 m/dk. ve 3 farklı ilerleme 0,075, 0,1, 0,125 mm/dev’de sert tornalama işlemi uygulanmıştır. BHO arttıkça ilerleme kuvveti, radyal kuvvet ve asıl kesme kuvveti azalmıştır. BHO 10 olduğunda mikroyapıda çok yüksek oranda bulunan taze martensit ve doymamış kalıntı östenitin gerinim pekleşmesine etkisiyle kesme kuvvetlerinin radyal bileşeninin en yüksek olduğu görülmüştür. BHO 30, BHO 40 ve BHO 50 olan numunelerde asıl kesme kuvvetinin en yüksek olduğu ve sertlik azalmasına bağlı olarak kesme kuvvetlerinin tamamında azalma görülmüştür. Kesme kuvvetlerinin sertlikten daha çok mikroyapıdaki faz hacim oranlarına ve morfolojilerine bağlı olduğu saptanmıştır. BHO ile yüzey pürüzlülüğü arasında doğrusal bir ilişki gözlenmemiştir. En düşük ortalama yüzey pürüzlülük değeri (Ra) 0,38 µm, 0,075 mm/dev ilerleme, BHO %50 ve 60 m/dk kesme hızında sağlanmıştır. En yüksek Ra değeri 1,98 µm, 0,125 mm/dev ilerleme, BHO %10 ve 120 m/dk. kesme hızında elde edilmiştir.

Bilim Kodu : 90617

Anahtar Kelimeler : Rulman çeliği, beynit + martensit dubleks mikroyapı, mekanik özellikler, kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü

Sayfa Adedi : 197

Danışman : Prof. Dr. Adnan AKKURT

DEVELOPMENT OF BAINITIC MARTENSITIC DUBLEX MICROSTRUCTURE IN
AISI 52100 BEARING STEEL AND EXAMINATION OF ITS EFFECT ON
MACHINABILITY

(Ph.D. Thesis)

Mücahit KAPLAN

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

May 2017

ABSTRACT

In this study, bainite + martensite duplex structures in AISI 52100 bearing steel were produced by heat treatment, its effects on mechanical properties, cutting forces and surface roughness were examined. In order to obtain the hardness value (~62 HRC) necessary for bearing applications, test specimens having 25 mm diameter and spheroidized starting microstructure were prepared from AISI 52100 steel. Heat treatment cycles were applied at different austenitizing and austempering temperature and time. In this study, after austenitizing at 950 °C for 30 min., austempering at 275 °C for 30 min. and quenching in water, aimed hardness value was achieved. Specimens achieved by this heat treatment give a 2253 MPa tensile strength and 19 J impact toughness values. Also from the same starting specimens different bainite volume fraction (BVF) (10%, 30, 40 and 50 BVF) has been achieved by austenitizing at 950 °C for 30 min., then austempering at 275 °C for different time periods (15 min. – 24 hours) and water quenching. In order to examine the effect of processing parameters on cutting forces and surface roughness, hard turning was applied to specimens having four different bainite volume fraction, with fixed cutting depth (0,25 mm), 4 different cutting speeds of 60, 80, 100, 120 m/min and 3 different feed rates of 0.075, 0.1, 0.125 mm/rev. The value of feed force, radial force and main cutting force were decreased as there was an increase in BVF. The specimen having 10% BVF exhibited the highest radial component of cutting forces due to the very high ratio of fresh martensite and unstable retained austenite in the microstructure effect on strain hardening. In the specimens BVF 30, BVF 40 and BVF 50, the main cutting force was observed to be the highest and a decrease was observed in all the cutting forces depending on a decrease in hardness. The value of cutting forces was determined to be correlated with the phase volume fractions and morphologies rather than the hardness value of the specimens. No linear correlation was determined between BVF and surface roughness. The minimum value of average surface roughness (Ra) was 0.38 µm for feedrate of 0.075 mm/rev, BVF of 50% and cutting speed of 60 m/min. The maximum Ra was 1.98 µm for feedrate of 0.125 mm/rev, BVF of 10% and cutting speed of 120 m/min.

Science Code : 90617

Key Words : Bearing steel, bainite + martensite duplex microstructure,
mechanical properties, cutting forces, surface roughness

Page Number : 197

Supervisor : Prof. Dr. Adnan AKKURT

TEŞEKKÜR

Başta çok kıymetli hocam Prof. Dr. Adnan AKKURT'a teşekkür ediyorum. Prof. Dr. Ulvi Şeker'e desteklerinden dolayı teşekkür ediyorum.

Proje desteğinden dolayı KOSGEB'e teşekkür ediyorum. Ortadoğu Rulman Sanayi A.Ş. ve Böhler Sert Maden ve Takım San. ve Tic. A.Ş. firmalarına malzeme desteklerinden dolayı teşekkür ediyorum.

Beni yetiştiren aileme, annem Ş. Merih KAPLAN'a, her zaman yanımda olan eşim Serap CEBECİ KAPLAN ve oğlum Kaan KAPLAN'a çok teşekkür ediyorum.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiii
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xviii
1. GİRİŞ.....	1
2. ÇELİKLERDE MARTENSİT, BEYNİT VE KARARLI KALINTI ÖSTENİT.....	5
2.1. Çeliklerde Martensit.....	5
2.1.1. Difüzyonsuz dönüşüm.....	5
2.1.2. Alışkı düzlemi.....	6
2.1.3. Oryantasyon ilişkisi.....	7
2.1.4. Martensit dönüşümünün olgusal teorisi.....	7
2.1.5. Martensitin çekirdeklenmesi teorisi.....	8
2.2. Çeliklerde Beynit.....	10
2.2.1. Beynitin sınıflandırılması.....	12
2.2.2. Beynitin tanımları.....	14
2.2.3. Beynitin dönüşüm mekanizması.....	19
2.3. Kararlı Kalıntı Östenit.....	23
3. AISI 52100 ÇELİĞİ.....	27
3.1. Isıl İşlem Öncesi Mikroyapı.....	27

	Sayfa
3.2. Denge ve Östenitleme.....	29
3.3. Alaşımlama ve Sertleşebilirlik.....	34
3.3.1. Alaşımlama.....	34
3.3.2. Sertleşebilirlik.....	36
3.4. Suverme ve Temperleme.....	38
3.4.1. Sabit sıcaklıkta temperleme.....	40
3.4.2. Değişken sıcaklıklarda temperleme.....	45
3.5. İzotermal Dönüşüm.....	46
3.6. AISI 52100 Çeliğinde Beynit + Martensit Dupleks Mikroyapı.....	50
3.7. AISI 52100 Çeliğinin Özellikleri.....	60
3.7.1. Mekanik özellikler.....	60
3.7.2. Korozyon direnci.....	80
3.7.3. Aşınma dayanımı.....	81
3.8. Rulmanlar ve Genel Özellikleri.....	82
3.8.1. Rulman çeşitleri.....	83
3.8.2. Rulman parçalarının bağl sertlikleri.....	85
3.8.3. Rulman çelikleri.....	86
4. İŞLENEBİLİRLİK.....	89
4.1. Sert Tornalama.....	89
4.2. Sert Tornalamanın Sınırları.....	91
4.3. Sert Tornalama Çalışmaları.....	92
4.3.1. Takım geometrisi.....	92
4.3.2. Takım aşınması ve takım ömrü.....	95
4.3.3. Sert tornalamada kuvvetler.....	100

Sayfa

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	115
5.1. Malzeme.....	115
5.2. Isıl İşlemler.....	115
5.2.1. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi.....	115
5.2.2. Östenitleme, östemperleme ve suverme ısı işlemi.....	116
5.3. Metalografik Çalışmalar.....	118
5.4. X–Işınları Kırınımı.....	120
5.5. Mekanik Testler.....	120
5.5.1. Sertlik testi.....	120
5.5.2. Çekme testi.....	121
5.5.3. Darbe testi.....	122
5.6. İşlenebilirlik Deneyleri.....	122
5.6.1. Sert tornalama.....	122
5.6.2. Kesme kuvvetleri ölçümü.....	123
5.6.3. Yüzey pürüzlülüğü ölçümü.....	123
5.6.4. Takımlar.....	124
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	125
6.1. Isıl İşlem – Mikroyapı – Mekanik Özellikler İlişkileri.....	125
6.1.1. Östenitleme sıcaklık ve süresinin tespiti.....	125
6.1.2. Östemperleme sıcaklığına bağlı mikroyapı değişimi.....	126
6.1.3. Östemperleme süresine bağlı mikroyapı değişimi	131
6.1.4. Östemperleme sıcaklık ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkileri...	137
6.2. İşlenebilirlik – Mikroyapı İlişkileri.....	143
6.2.1. Sert tornalama deney sonuçlarının değerlendirilmesi.....	143

	Sayfa
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	155
7.1. Sonuçlar.....	155
7.2. Öneriler.....	156
KAYNAKLAR.....	159
ÖZGEÇMİŞ.....	197

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Beynit (α_b) ve martensitin (α') dönüşüm özellikleri.....	21
Çizelge 3.1. Östenitleme sıcaklığı 840 °C’de hesaplanmış östenit ve sementit denge kompozisyonları.....	30
Çizelge 3.2. Östenitleme sıcaklığı 860 °C’de hesaplanmış östenit ve sementit denge kompozisyonları.....	30
Çizelge 3.3. Temperleme süresine bağlı çökelti büyüklüğü ve boy–en oranı (BEO).....	42
Çizelge 3.4. Temperleme süresine bağlı faz dönüşümü.....	43
Çizelge 3.5. Temperleme süresine bağlı martensit kafes parametreleri ve C miktarı.....	44
Çizelge 3.6. Dupleks mikroyapıda bulunan fazların hacimce yüzdeleri.....	56
Çizelge 3.7. Sıcaklığa bağlı çekme verileri.....	64
Çizelge 3.8. Temperleme sonrasında mekanik özellikler (σ_y : 0,2 akma gerilimi σ_f : kırılma gerilimi).....	71
Çizelge 3.9. Metalurji ve mühendislik ihtiyaçları doğrultusunda rulman çelikleri için gerekli özellikler.....	83
Çizelge 4.1. Sert tornalama için kesme koşulları, iş parçası ve takım malzemesinin özeti.....	92
Çizelge 5.1. AISI 52100 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)......	115
Çizelge 5.2. M_s sıcaklığının tahmini için farklı formüller ve hesaplanmış M_s sıcaklıkları.....	117
Çizelge 5.3. Böhler, DCMT 11T304–M1 kodlu, BC7105 kalitede kesici takım geometri ve kalitesi (ölçüler mm olarak verilmiştir).....	123
Çizelge 5.4. Takım kalitesi HB10F teknik özellikleri.....	123
Çizelge 6.1. Hesaplanmış kalıntı östenit yüzdeleri.....	136
Çizelge 6.2. Dupleks mikroyapıda bulunan fazların hacimce yüzdeleri.....	137
Çizelge 6.3. 275 °C’de östemperleme süresine bağlı sertlik ve darbe tokluğu.....	141
Çizelge 6.4. 275 °C’de östemperleme süresine bağlı çekme ve akma dayanımı.....	141

Çizelge	Sayfa
Çizelge 6.5. Beynit hacim oranına bağlı ortalama kesme kuvvetleri.....	144
Çizelge 6.6. Kesme hızına bağlı ortalama kesme kuvvetleri F _c , F _f , F _r , değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş).....	145
Çizelge 6.7. İlerlemeye bağlı ortalama kesme kuvvetleri F _c , F _f , F _r , değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş).....	148
Çizelge 6.8. Beynit hacim oranına bağlı ortalama yüzey pürüzlülüğündeki (Ra) değişim.....	151
Çizelge 6.9. Kesme hızına bağlı Ra değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş).....	152
Çizelge 6.10. İlerlemeye bağlı Ra değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş).....	152

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Martensit plakasının şekil bozulması.....	6
Şekil 2.2. Martensit dönüşümünün olgusal teorisi.....	8
Şekil 2.3. Dislokasyonların ayrışması.....	9
Şekil 2.4. Tane sınırlarında oluşan ferrit.....	14
Şekil 2.5. Sıcaklığa bağlı olarak farklı çeliklerde a) büyüme hızı b) çekirdeklenme hızı.....	16
Şekil 2.6. T_0 ve T'_0 eğrilerinin şematik gösterimi, (T_1 serbest enerji eğrilerine karşılık gelen sıcaklıktır).....	17
Şekil 2.7. Fe-0,2C-1,5Mn-Cr alaşım serilerinin izotermal dönüşümü.....	18
Şekil 2.8. Beynit büyümesi ve üst beynit veya alt beynit oluşumu.....	20
Şekil 2.9. Beynit dönüşüm aşamaları.....	21
Şekil 2.10. Tek bir beynit alt-biriminin oluşumu ve yüzey rahatlaması.....	21
Şekil 3.1. Yumuşatma tavlama sırasında sementit katmanlarının kürelere dönüşmesi.....	28
Şekil 3.2. MTDATA kullanılarak hesaplanmış faz oranları.....	30
Şekil 3.3. İzotermal dönüşüm grafiği.....	31
Şekil 3.4. Östenit tane büyüklüğü değişimi.....	32
Şekil 3.5. Sementitin zamana ve östenitleme sıcaklığına bağlı Cr konsantrasyonu.....	33
Şekil 3.6. Sementit çözünmesinin kinetiği.....	34
Şekil 3.7. Jominy test verileri.....	37
Şekil 3.8. Sertleşebilirlik eğrileri.....	37
Şekil 3.9. Karbürlerin boyutsal dağılımı.....	38
Şekil 3.10. Temperleme sıcaklığı ile Fe-C alaşımında C içeriğine bağlı sertlik değişimi.....	39
Şekil 3.11. Temperleme sürelerine bağlı XRD verileri.....	45

Şekil	Sayfa
Şekil 3.12. Fe–1,04C–0,32Mn–0,19Si–1,35Cr çeliği için izotermal dönüşüm grafiği.....	49
Şekil 3.13. Fe–0,95C–0,44Mn–0,21Si–1,42Cr çeliği için izotermal dönüşüm grafiği.....	49
Şekil 3.14. Sürekli soğuma dönüşüm grafiği.....	49
Şekil 3.15. Östempirleme süre ve sıcaklığına bağlı sertlik değişimi.....	52
Şekil 3.16. Östempirleme süresine bağlı çekme dayanımı ve darbe tokluğunun değişimi.....	53
Şekil 3.17. Deformasyon uygulanmış (%5, %15) ve uygulanmamış (%0) numunelerin XRD profilleri.....	55
Şekil 3.18. Kalıntı östenitin C içeriğinin östempirleme süresine bağlı değişimi.....	57
Şekil 3.19. Soğuk deformasyon yüzdesine bağlı a) çekme gerilimi b)darbe tokluğunun değişimi.....	58
Şekil 3.20. Beynit + martensit mikroyapıda beynit hacim oranına bağlı olarak bükme dayanımı (yuvarlaklar), sertlik (kareler).....	64
Şekil 3.21. AISI 52100 çeliğinde izotermal dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak çekme özellikleri.....	65
Şekil 3.22. AISI 52100 çeliği için basma esnasında gerçek gerinime karşı basma gerilimi.....	66
Şekil 3.23. Östenitleme sıcaklığına bağlı, ısıtıl işlem öncesinde plastik deformasyon uygulanmış (noktalar) ve yumuşak tavllanmış (çemberler) halde, kalıntı östenit oranı, sertlik ve martensitin C içeriği.....	68
Şekil 3.24. AISI 52100 çeliği için gerilim–gerinim eğrileri.....	69
Şekil 3.25. AISI 52100 çeliği için gerilim–gerinim eğrileri.....	70
Şekil 3.26. Temperleme sıcaklığı ve çeliğin C içeriğine bağlı kırılma tepkisi.....	74
Şekil 3.27. Temas açısı.....	85
Şekil 3.28. Rulmanda yönlerin belirlenmesi.....	85
Şekil 3.29. Bilye ve yatak arasındaki sertlik farklılığına bağlı teorik yorulma ömrü.....	86

Şekil	Sayfa
Şekil 4.1. Takım yuvarlatmasına bağlı kazıma ve kesme etkisi.....	93
Şekil 4.2. Tornalamada kesme kuvvetleri.....	100
Şekil 5.1. Isıl işlem sisteminin temsili gösterimi.....	116
Şekil 5.2. Isıl işlemlerin özeti.....	118
Şekil 5.3. Sertlik numunesi üstünde sertlik ölçüm noktaları.....	121
Şekil 5.4. Çekme testi numunesi.....	121
Şekil 5.5. V-çentikli darbe numunesi.....	122
Şekil 6.1. Östemperleme sürelerine bağlı sertlik değişimi (Östenitleme sıcaklığı: 850 °C ve süresi: 30 dk.).....	126
Şekil 6.2. Östemperleme sürelerine bağlı sertlik değişimi (Östenitleme sıcaklığı: 950 °C ve süresi: 30 dk.).....	138
Şekil 6.3. Östemperleme sıcaklık ve sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi (V-çentik TE: tel erezyon, B: broş kullanılarak açılmış numune).....	138
Şekil 6.4. Östemperleme sıcaklık ve sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi (Çentiksiz numune).....	140
Şekil 6.5. Östemperleme süresine bağlı sertlik ve darbe tokluğu değişimi (östemperleme sıcaklığı 275 °C, çentiksiz numuneler).....	140
Şekil 6.6. BHO 30'da kesme hızına bağlı kesme kuvvetlerinin a)F _c b)F _f c)F _r değişimi.....	147
Şekil 6.7. BHO 30'da ilerlemeye bağlı kesme kuvvetlerinin a)F _c b)F _f c)F _r değişimi.....	149
Şekil 6.8. Beynit hacim oranına bağlı yüzey pürüzlülüğünün değişimi.....	150

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 3.1. AISI 52100 çeliği a) sıcak haddelenmiş halde, perlitik mikroyapıda b) küreselleştirilmiş halde.....	27
Resim 3.2. Resim 3.2. Mikroyapıda bantlaşma.....	29
Resim 3.3. AISI 52100 çeliğinde alt beynit.....	47
Resim 3.4. AISI 52100 çeliğinde a) beynit + martensit dubleks mikroyapı b) mikro sertlik ölçümü.....	52
Resim 3.5. Çok ince ferrit demetleri ve çözünmemiş karbürleri gösteren SEM resmi.....	59
Resim 3.6. Parlak alan TEM görüntüsü.....	59
Resim 5.1. Beynit + martensitten oluşan dubleks mikroyapı (beynit koyu renk, martensit açık renk, yüzeye yakın 200 µm kalınlığındaki decarburize katman koyu kahverengi).....	119
Resim 5.2. Beynit + martensitten oluşan dubleks mikroyapıda karbür dağılımı (beynit koyu renk, martensit açık renk, yapıda homojen dağılmış küresel karbürler beyaz).....	119
Resim 5.3. İşlenebilirlik deney numunesi.....	123
Resim 6.1. 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, farklı sıcaklıklarında a)250 °C b) 275 °C c) 300 °C’de 30 dk. süreyle östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapı fotoğrafları	129
Resim 6.2. 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, farklı sıcaklıklarında a)250 °C b) 275 °C c) 300 °C’de 30 dk. süreyle östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin SEM fotoğrafları.....	130
Resim 6.3. Dubleks mikroyapı fotoğrafı.....	131
Resim 6.4. Beynit plakalarının STM fotoğrafı a) alt beynitte alt plaka, b) alt plakanın lokal odaklanmış üst köşesi c) üst beynitte alt alt–birimler.....	132
Resim 6.5. 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de a) 15 dk. b) 30 dk. c) 1 saat d) 24 saat östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapı fotoğrafları.....	135
Resim 6.6. 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de a) 15 dk. b) 30 dk. c) 1 saat d) 24 saat östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin SEM fotoğrafları.....	135

Resim	Sayfa
Resim 6.7. Kırılma yüzeylerinin fotoğrafları a) V-çentikli numune b) çentiksiz numune.....	139
Resim 6.8. Beynit hacim oranına bağlı talaş oluşumu a) BHO 30 b) BHO 40 c) BHO 50.....	153
Resim 6.9. BHO 10 numunelerde oluşan talaş	154
Resim 6.10. İlerlemeye bağlı talaş morfolojisi değişimi, f (mm/dev), kesme hızı (V_C) = 100 m/dk.	154
Resim 6.11. Kesme hızına bağlı talaş morfolojisi değişimi V_C (m/dk.), $f = 0,1$ mm/dev	154

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
α	Ferrit
α'	Martensit
α_b	Beynit
$a_{\alpha'}$	Martensitin kafes parametresi
A_{c1}	Isıtma sırasında östenitin oluşmaya başladığı sıcaklık
A_{CM}	$\gamma+\theta/\gamma$ faz sınırına karşı gelen denge sıcaklığı
Al	Alüminyum
Al₂O₃	Alüminyumoksit
a.u.	Keyfi birim (Arbitrary unit)
B	Beynit
B_s	Beynit başlangıç sıcaklığı
$c_{\alpha'}$	Martensitin kafes parametresi
C	Karbon
Cr	Krom
Co	Kobalt
Cu	Bakır
°C	Santigrat derece
$\Delta G_{KİMYASAL}$	fcc den hcp'e kimyasal serbest enerji değişimi
ΔH	Bilye ve yatak arasındaki sertlik farklılığı
ϵ	Bir tür karbür
ϵ_p	Plastik gerinim
ϵ_T	Toplam uzama
$E_{\perp}(r)$	İki parçalı dislokasyon enerjisi
F	Fahrenheit sıcaklık birimi
Fe	Demir
Fe–Cr–C	Çelik alaşımı (Fe, Cr ve C içeren çelik alaşımı)

Simgeler	Açıklamalar
$(\text{FeCr})_3\text{C}$	Bir çeşit karbür
$(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$	Bir çeşit karbür
$G_{\text{GERİNİM}}$	Gerinim enerjisi
G_{F}	Bozuk düzlemin birim alanına karşılık gelen serbest enerji
G_{Pa}	Gigapascal
$G(r)$	Embriyonun birim alanına karşılık gelen toplam serbest enerji
γ	Östenit
γ_{r}	Kalıntı östenit
J	Joule
kN	Kilonewton
kV	Kilovolt
kW	Kilowatt
L10, B10	Rulmanların %10'u yalnız yorulmaya bağlı işgörmez olana kadar olan teorik ömür
$\overline{L_{\gamma}}$	Ortalama çizgisel kesişme
$M_{23}\text{C}_6$	Bir çeşit karbür
$M_7\text{C}_3$	Bir çeşit karbür
Mn	Mangan
Mo	Molibden
Mo₂C	Molibden karbür
MPa	Megapascal
M_s	Martensit başlama sıcaklığı
n	Bozulma sürecine katılan sıkı–istifli düzlemlerin sayısı
η	Bir tür karbür
N	Azot
N	Newton
Ni	Nikel
O	Oksijen
ρ_{A}	sıkı–istifli düzlemdeki atomların yoğunluğu
P	Fosfor
r	İki parçalı dislokasyon arasındaki mesafe

Simgeler**Açıklamalar**

r_{eq}	Dengeli uzaklaşma mesafesi ($G_F > 0$ olduğunda)
Si	Silisyum
Si₃N₄	Silisyum nitrür
θ	Rulman açısı
θ	Sementit
θ	Yansıma açısının yarısı (X-ışınları)
Ti	Titanyum
TiC	Titanyum karbür
σ	n'in bir fonksiyonu olarak yüzey enerjisi
σ_u	Çekme dayanımı
σ_y	Akma dayanımı

Kısaltmalar**Açıklamalar**

1C-1,5Cr	%1 C ve % 1,5 Cr içeren çelik
AE	Akustik emisyon
AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (çelikler için Amerikan standardı)
ANN	Yapay sinir ağı
APT	Atom sonda tomografisi
BUE	Talaş yapışması
CBN	Kübik bor nitrür
CPM	Pota parçacık metalurjisi
BEO	Boy-en oranı
BHO	Beynit hacim oranı
DIN	Alman Standartları Enstitüsü (çekikler için Alman standardı)
EDS	Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi
dk.	Dakika
FEM	Sonlu eleman metodu
FIB	Odaklanmış iyon ışını
HMK	Hacim merkezli kübik

Kısaltmalar	Açıklamalar
HMT	Hacim merkezli tetragonal
HSP	Hegzagonal sıkı paket
HRC	Rockwell C sertlik değeri
HV	Vickers sertlik değeri
HV30	Vickers sertliği (30 kilogram yükte)
IPS	Sabit düzlem gerinimi
l	Litre
LAM	Lazer destekli işleme
µm	Mikrometre
mm	Milimetre
MRPD	Çok değişkenli güvenilir parametre tasarımı
MTDATA	Faz denge ve termodinamik özellikler hesaplama yazılımı
nm	Nanometre
ppm	Milyonda parça
PCBN	Çok kristalli kübik bor nitrür
SAD	Seçili alan kırınımı
SAE	Otomotiv Mühendisleri Topluluğu (çelikler için Amerikan standardı)
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
sn.	Saniye
TEM	Geçirim elektron mikroskobu
TEP	Termoelektrik güç
TTT	Zaman–sıcaklık–dönüşüm (Bir çeşit diyagram)
VAR	Vakumda arkla yeniden eritme
VPN	Vickers sertliği
WEA	Beyaz dağlama alanı
WECs	Beyaz dağlama çatlakları
XRD	X–ışınları kırınımı
YMK	Yüzey merkezli kübik

1. GİRİŞ

Çelik, demir ile %0,2–%2,1 oranında değişen karbon alaşımıdır. Tarihte ilk olarak insan yapımı demir obje varlıklarına ulaşım yaklaşık olarak M.Ö. 2500'lere kadar dayanmaktadır. Bu objeler Mezopotamya ve Anadolu'da yapılan kazılarda bulunmuşlardır. M.Ö. 14. yüzyılın ortalarında Hititler demiri bir emtia haline getirmişlerdir (Figiel, 1991: 7–13). Çelik ilk olarak demirin odun kömürü ateşinde ısıtılıp tekrar tekrar dövülmesiyle az miktarda karbonun yüzeye emdirilmesiyle üretilmiştir. Taş kömüründen kok kömürü elde edilmesiyle, Avrupa'da 1700'lerin ortasına doğru odun kömürü kullanılmadan, büyük ölçekli ham demir üretimi mümkün olmuştur. 1700'lerin sonuna doğru ise ham demiri ocakta tavlama yöntemi ile sanayide kullanılabilecek miktarda iyi kalite çelik, ham demirdeki fazla karbonun uzaklaştırılması ile elde edilmiştir.

Elektrik fırınında elde edilen demirli alaşımların veya özel çeliklerin üretilmesine, ancak Birinci Dünya savaşından sonra başlanmıştır. Günümüzde ham demir, cevher, kok ve kireç taşının şarj edildiği yüksek fırınlarda ergitilerek elde edilmektedir. Çelik üretimi ise karbon miktarını istenen seviyeye getirilerek, istenmeyen elementlerin miktarını azaltılarak veya giderilerek ve alaşım elementi ilavesiyle gerçekleştirilmektedir. Elektrik ark ocağında çelik üretiminde ise bir kaç çeşit ark ocağı kullanılmaktadır. Bunların en yaygın olanı doğrudan ark tipidir. Fırına hurda demir–çelik ile alaşım elementleri ve kireçtaşı yüklenir. Bu yöntemin maliyeti yüksek olmakla beraber yüksek fırın yöntemine göre daha kaliteli alaşımlı takım çelikleri ve paslanmaz çelikler üretilmektedir.

Çelikler, farklı kullanım amaçları doğrultusunda üretilirler. Kullanım sırasında maruz kaldıkları mekanik yüklere, tribolojik etkilere ve korozyon şartlarına bağlı olarak, ihtiyaçlar doğrultusunda çelik türleri geliştirilmiştir. Çelik türleri zamanla önemli değişikliklere uğramıştır (Bjorhovde, 2004). Günümüzde, modern teknolojiyle birlikte, çeliklerden beklentiler de artmıştır. Bu beklentilere cevap verecek şekilde yeni çelik türleri bulunmakta veya bilinen türler geliştirilmektedir.

Çelikler başlıca içerdikleri alaşım elementleri ve bunların miktarına bağlı sınıflandırılırlar. %1 C ve %1,5 kromlu çelikler rulman malzemelerinin (bilyeler, rulman yatakları) servis koşulları dikkate alınarak (sertlik, titreşimleri sönmüleme, aşınmaya karşı direnç) rulman

çeliği olarak seçilmiştir. Bu çeliklere anılan özellikleri ısıt işlemlerle (sertleştirme, temperleme) kazandırılabilir.

Rulman üretimi aşamaları, dövme, ovalama, torna, ısıt işlem, taşlama, yıkama ve montajdan oluşmaktadır. Her aşamasında hassas kontrol gerektiren üretimde taşlama süreci uzun, maliyetli ve en zor olanıdır. Taşlamanın iyi yüzey sağladığı bilinmesine rağmen, alternatif olarak 55 HRC – 68 HRC aralığında bir sertliği olan çeliği tornalama olarak tanımlanan; sert tornalama, önemli ölçüde yüksek malzeme kaldırma oranlarında iyi yada daha iyi bir yüzey sağlayabilmektedir. Sert tornalama işlemi, düşük kesme derinliklerinde ve ilerleme hızlarında uygulansa bile işleme süresini %60'a kadar azalttığı tahmin edilmektedir (Huddle, 2001). Taşlamayı sınırlandırmak için kesme parametrelerinin doğru seçilmesiyle sert tornalamayla daha iyi yüzey pürüzlülüğü elde edilebileceğini çalışmalar göstermiştir (Davim ve Figueira, 2007). Sert tornalamada, takım kaplamasının etkilerinden, iyi yağlama, termal kararlılık ve daha yüksek aşınma özelliğine bağlı olarak, taşlamayla kıyaslanabilir yüzey elde edilmiştir (Jiang ve diğerleri, 2006). Rulman uygulamalarında yüzey kalitesi rulman ömrünü ve çalışma kalitesini önemli ölçüde belirlemektedir. Sert tornalanmış yüzeyle, taşlanmış yüzeyin karşılaştırıldığı çalışmada, tornalamada yüzeylerin eşyönlü olmadığı ve tekrar eder yapıda olduğu anlaşılmıştır. Taşlamada ise eşyönlü ve gelişigüzel yüzey yapısı olduğu görülmüştür (Waikar ve Gua, 2008).

İş parçasının mikroyapısı ve sertliği takım aşınmasında önemli rol oynar (Poulachon ve diğerleri, 2001; Poulachon ve diğerleri, 2003; Shi ve Liu, 2004a). AISI 52100 çeliğinin sert tornalanması sırasında araştırmacılar aşınmanın sadece ucun kompozisyonu ve bağlayıcının yapısına değil aynı zamanda iş parçasının sertliğine ve her şeyden öte mikroyapısına bağlı olduğu sonucuna varmışlardır (Poulachon ve diğerleri, 2001). Sert tornalamada mikroyapının etkileri üzerine yapılan çalışmalarda takım yan yüzey olukları iş malzemesinin mikroyapısındaki çeşitli karbürlerin varlığıyla ilişkilendirilmiş ve AISI 52100 çeliğinde ortalama çapları yaklaşık 1 µm olan M_7C_3 karbürlerin varlığının aşınmada etkin olduğu belirtilmiştir (Poulachon ve diğerleri, 2003).

Giderek artan sert tornalama çalışmalarının yaklaşık yarısı AISI 52100 çeliğiyle ilgili olmasına rağmen mikroyapıya yönelik çalışmaların mevcut zorluklardan dolayı sınırlı kaldığı görülmektedir. Literatür incelendiğinde mikroyapı tasarımındaki zorlukların

başında beynit ve karbür oluşumları ve hacim oranlarının kontrolü olduğu görülmektedir. Bu çalışmada, ısıtım işlem parametrelerinin hassas kontrolü ile AISI 52100 rulman çeliğinde beynit + martensit dubleks mikroyapılar üretilmiştir. Doğru belirlenmiş östenitleme sıcaklığından ideal östenitleme süresi sonrasında yüksek sıcaklıktaki tuz banyosuna alınan numunelerde izotermal bekleme öncesinde yapıda nano ölçekli ve homojen dağılmış karbürlerin çekirdeklenmesi hedeflenmiştir. İzotermal bekleme ile mikroyapıda beynitin üretilmesi ve sonrasında suda suvermeyle bu yapıların çok daha sert martensit matrisle çevrelenmesi sağlanmıştır. En iyi mekanik özellikler kombinasyonunu veren dubleks mikroyapı mekanik testlerle belirlenmeye çalışılmıştır. Tespit edilen ısıtım işlem aralığında farklı hacim oranlarına sahip dubleks mikroyapılar numunelerde üretilmiş ve sert tornalama deneyleri ile mikroyapıların kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerine etkileri araştırılmıştır.

2. ÇELİKLERDE MARTENSİT, BEYNİT VE KARARLI KALINTI ÖSTENİT

2.1. Çeliklerde Martensit

Östenitin kristal yapısı yüzey merkezli kübiktir (YMK). Bu yapı dönüşüm koşullarına göre hacim merkezli kübik (HMK), hacim merkezli tetragonal (HMT) veya hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıya sahip martensite dönüşür (Sherby ve diğerleri, 2008). Çelik endüstrisinde martensit teknolojik açıdan önemlidir, tokluk ve dayanımın çok iyi kombinasyonunu sağlayabilmesi nedeniyle birçok endüstriyel üründe martensitik mikroyapı üretilir.

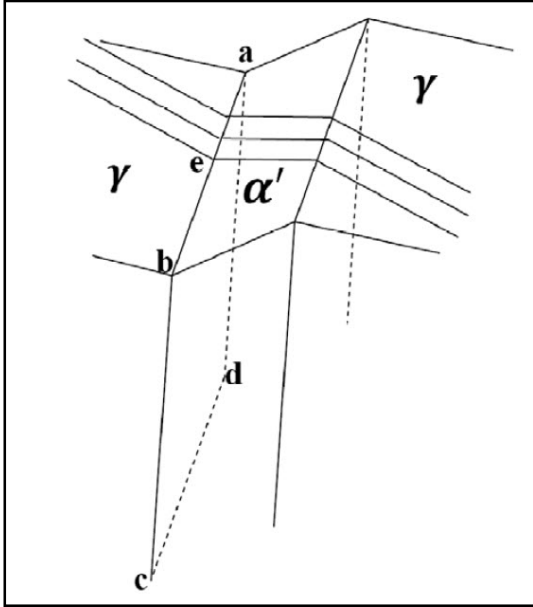
2.1.1. Difüzyonsuz dönüşüm

Arayer atomları dahil olmak üzere martensit dönüşümünün difüzyonsuz olduğundan hiç bir şüphe yoktur (Bhadeshia ve Honeycombe, 2006: 96). Bu nedenle martensit oluştuğu östenitin C içeriğine sahip olur ve aşırı doymuş duruma gelir. Östenitte C oktahedral arayer bölgesini doldurur. Dönüşüm sırasında C atomları tetragonalliğe sebep olacak şekilde martensitin küp–ucu oktahedral bölgesine taşınırlar. Martensitte oktahedral bölgelerdeki C dislokasyon kaymasını engelleyecek şekilde anizotropik (yönebağımlı) çarpılmaya sebep olur. Gerinim enerjisini düşürmek için martensit ince plakalar halinde alışkı düzlemi (habbit plane) olarak bilinen belirli kristalografik düzlemde oluşur. Dönüşen bölgenin şekli gözle görülür biçimde değişir, gerinim, alışkı düzlemine paralel kaymanın ($\sim 0,25$) ve dik dilatasyon gerinimlerinin ($\sim 0,03$) bir kombinasyonudur. Martensit oluşumunun çok düşük sıcaklıklarda ve çok hızlı (1100 m/sn) gerçekleşmesi, bu dönüşümün difüzyonsuz olduğunun bir kanıtıdır (Bhadeshia, 2002).

Östenit/martensit veya östenit/beynit arayüzeyleri bütünüyle uyumlu (coherent) veya en azından yarı uyumludur (semicoherent) çünkü arayüzeyin difüzyon olmadan hareket etmesinin şartlarından biridir. Diğer taraftan arayüzey hataları dikkate alındığında çoğu beynit/östenit alışkı düzlemi arayüzey yapısının son derece uyumlu olduğu görülmektedir. Eğer arayüzey sıcaklıktan bağımsız hareket edebilirse; bu tamamen rastlantısal olabilir ancak martensit/östenit arayüzeylerinin kaymalı olması gerekmektedir (Purdy, 2002).

2.1.2. Alışkı düzlemi

Alışkı düzlemi, östenit ve martensit arasında bir arayüzey düzlemidir. Şekil 2.1’de martensit plakasının şekil bozulması gösterilmektedir, burada abcd düzlemi alışkı düzlemidir. Alışkı düzleminin belirgin özelliği dönüşüm sırasında gözle görülecek kadar sabit olmasıdır. Çizme deneyi bunu doğrulamaktadır. Dönüşüm öncesinde yüzeye birkaç çizik atılacak olursa, martensit dönüşümü yüzeyde bir eğikliğe sebep olduğundan, çiziklerin de bu eğilmeyle birlikte hareket ettiği görülebilir. Yüzeyde kayma ile oluşan bu eğilme östenit martensit dönüşümü için alışılmış bir olgudur. Şekil 2.1’de e olarak gösterilen kesişimde devamsızlık olmaz, bu da alışkı düzlemi ve yüzey arasındaki kesişim çizgisi ab’nin sabit olduğu anlamına gelmektedir. Martensit plakasında yüzey herhangi bir düzlem olarak alındığında ab çizgisi alışkı düzleminde herhangi bir çizgidir. Bu nedenle alışkı düzleminde herhangi bir çizginin sabit olması, düzleminde sabit olduğunu göstermektedir.



Şekil 2.1. Martensit plakasının şekil bozulması (Yang, 2011)

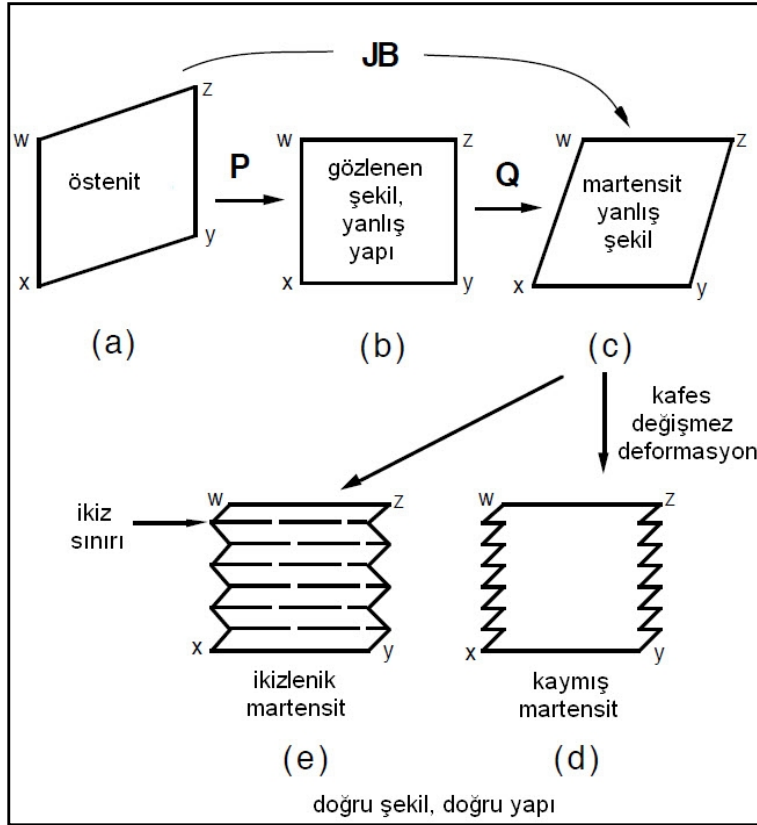
Alışkı düzlemi çeliğin C içeriğinin artmasıyla birlikte yaklaşık olarak $\{111\}_{\gamma} - \{225\}_{\gamma} - \{259\}_{\gamma}$ sırasıyla değişmektedir. Fe-(0,5–1,4C) alaşımında hacim merkezli tetragonal yapıdaki martensit için alışkı düzlemi $\{225\}_{\gamma}$ dir (Nishiyama, 1978).

2.1.3. Oryantasyon ilişkisi

Atomlar martensitik dönüşüm sırasında belirli bir düzende hareket ederler, bu da bulunan ve oluşan fazın oryantasyon ilişkisinin olmasını gerektirir. Çoğunlukla sıkı-istifli düzlemler paraleldir veya neredeyse paraleldir, bu düzlemlerdeki sıkı-istif yönleri de buna bağlı olarak paraleldir. Yapılan çalışmalarda östenit ve martensit düzlemleri ve yönleri arasında paralellik ilişkileri saptanmıştır ($(111)_\gamma \parallel (110)_\alpha$ ve $(\bar{1}10)_\gamma \parallel (111)_\alpha$ gibi).

2.1.4. Martensit dönüşümünün olgusal teorisi

Matematiksel teori, irrasyonel alışkı düzlemi, şekil deformasyonunun sabit düzlem gerinimi (IPS) karakteri ve martensitin oryantasyon ilişkisiyle açıklanabilir. Teorinin içeriği Şekil 2.2’de gösterilmektedir. Şekilde (a) östenit kristalini temsil etmektedir ve (c), (d), (e) hacim merkezli kübik yapılarıdır, (b) yüzey merkezli kübik ve hacim merkezli kübik yapı arası bir yapıdır, (e)’deki kesik çizgiler uyumlu ikiz sınırlarıdır. Bain geriniminin (B) rijit gövde dönmesiyle (J) birleştirilmesi, yüzey merkezli kübik yapıyı hacim merkezli kübik yapıya dönüştürecek, bir sabit çizgi gerinimi (ILS) olabilir. Şekil 2.2 (c)’de gösterilen x ve w boyunca kağıda dik çizgiler sabit çizgilerdir. JB deformasyonu ayrıca iki kayma gerinimi (P ve Q) birleştirilerek sağlanabilir çünkü bir sabit çizgi gerinimi her zaman iki sabit düzlem geriniminin birleşimine eşittir. İkiz veya kayma gibi kafes sabit deformasyonu gözle görülür şekilde sabit düzlem gerinimine uygulanabilir. Sonuç olarak bütün deformasyon gözle görülür bir şekilde bir sabit düzlem olarak kalır. Kağıda dik olan wx çizgisini taşıyan düzlem, sabit düzlemdir. Bu martensitin alışkı düzleminin neden irrasyonel olduğunu açıklar çünkü doğru şekli geri kazanmak için gerekli kafes sabit deformasyonu miktarı genellikle rasyonel değildir. Genellikle, düşük karbonlu çelikler (yüksek M_s) kaymış martensit olma eğilimindedirler, yüksek karbonlu veya yüksek nikelli çeliklerin (düşük M_s) iç ikizlenik martensit olması kolaydır. Bunun sebebi açıkça anlaşılamamıştır.



Şekil 2.2. Martensit dönüşümünün olgusal teorisi (Bhadeshia, 2001b)

2.1.5. Martensitin çekirdeklenmesi teorisi

Olgusal teori, oryantasyon ilişkisi, sabit alışkı düzlemi ve irrasyonellik gibi, martensitin kristal yapısını iyi bir şekilde açıklamaktadır. Ayrıca martensitte başarılı bir şekilde iç ikizleri tahmin etmektedir. Teorinin isminin olgusal olmasının sebebi dönüşümün sadece ilk ve son aşamalarını dikkate almasıdır. Bu nedenle bazı sınırlamaları vardır. Martensitin bazı karakteristik özelliklerinin olgusal teoriyle açıklanması kolay değildir. Bunlardan bir tanesi heterojen çekirdeklenmedir (Cao ve diğerleri, 1990). Martensit çekirdeklenmesi derinden kristal hatalarıyla bağlantılıdır ve olgusal teori makro ölçekte olduğu için bunu şematik gösterimle anlamak zordur. Martensitik dönüşüm çoğu durumda sıcaklığa bağlıdır. Çekirdeklendiğinde hızla büyür ve aktif çekirdek sayısı aşırı soğumaya bağlıdır. Martensitin sıcaklığa bağlı karakteri dönüşüm sırasında atomların hareketini tanımlayan ve tümleyen bir teori gerektirir. Böyle bir teori 1976 yılında ortaya atılmıştır; Olson ve Cohen'in mekanizması belirli dislokasyon hatalarının kendiliğinden ayrışmasını içermektedir. $\{111\}_{\text{YMK}}$ düzlemindeki mükemmel dislokasyonun iki Shockley parçalı dislokasyonuna ayrışması iki katman HSP fazının oluşmasına sebep olur. Şekil 2.3'te sıkı-

istifli düzlemlerin YMK istifi bozuk yapılarının istifleme sırası (a) normal YMK istifi, (b) dislokasyonların ayrışması, (c) HSP kristalinin iki tane daha katmanını oluşturan başka dislokasyonların ayrışması gösterilmektedir (Olson ve Cohen, 1976).

C	A	B
B	C	A
A	B	C
C	A	└─A─┘
B	C	C
A	└─A─┘	└─A─┘
C	C	C
B	B	B
A	A	A
(a)	(b)	(c)

Şekil 2.3. Dislokasyonların ayrışması (Olson ve Cohen, 1976)

Bozuk düzlemin birim alanına karşılık gelen serbest enerji (Eş. 2.1).

$$G_F = n \rho_A (\Delta G_{KİMYASAL} + G_{GERİNİM}) + 2 \sigma \quad (2.1)$$

n : bozulma sürecine katılan sıkı-istifli düzlemlerin sayısı

ρ_A : sıkı-istifli düzlemdeki atomların yoğunluğu

$\Delta G_{KİMYASAL}$: YMK'den HSP'e kimyasal serbest enerji değişimi

$G_{GERİNİM}$: gerinim enerjisi

σ : n 'in bir fonksiyonu olarak yüzey enerjisi

Kimyasal enerji değişimi, gerinim ve yüzey enerjisini karşıladığında bozulmuş bölgenin enerjisi negatif olabilir. Eş. 2.1 yüzey enerjisi varsayımıyla, istif bozukluğu enerjisi hesaplamaları için veya tam tersi olduğunda, geniş ölçüde kullanılmaktadır. Sonsuz uzunluktaki dislokasyonların ayrışımı, embriyonun birim alanına karşılık gelen toplam serbest enerji ($G(r)$: ayrışma yönüne dik) dislokasyon enerjisinin ve bozulma enerjisinin toplamıdır (Eş. 2.2).

$$G(r) = E_{\perp}(r) + G_F \cdot r \quad (2.2)$$

$E_{\perp}(r)$: iki parçalı dislokasyon enerjisi

r : iki parçalı dislokasyon arasındaki mesafe

$E_{\perp}(r)$ artan r ile birlikte monoton bir şekilde düşer, parçalı dislokasyonlar birbirlerini iterler. Ayrışmış parçalı dislokasyonlar $G_F \leq 0$ olduğunda toplam enerjiyi düşüreceklerinden kendiliğinden uzaklaşır. $G_F > 0$ olduğunda dengeli uzaklaşma mesafesi vardır (r_{eq}). Dolayısıyla, $G_F \leq 0$ olması martensitin çekirdeklenmesi ve büyümesinin kriteridir. Kristal hataları, sıcaklığın düşmesiyle kendiliğinden ayrışır ve bu sayede kimyasal itme kuvveti, gerinim ve yüzey enerjisi sağlar.

Bozuk düzlemin birim alanına karşılık gelen serbest enerjinin (G_F) sıfır olduğu sıcaklık, martensitin başlama sıcaklığına (M_s) karşılık gelir ve bozulmaya katılan düzlemlerin sayısına bağlıdır. Fazla sayıda dislokasyon düzgün yerleştğinde, bunların ayrışması kolay olur ve daha yüksek sıcaklıklarda ayrışır. G_F sıfır olduğunda potansiyel çekirdeğin sıcaklığı farklıdır, farklı sıcaklıkta aktive olur ve kendiliğinden büyürler. Bu martensitin sıcaklık bağımlılığını açıklar. Hacim merkezli kübik martensit için Olson ve Cohen'in modelinin ilk adımı da sıkı-istifli düzlemlerdeki bozulmadır.

2.2. Çeliklerde Beynit

Bain ve Davenport, çelik malzemelerde östenitin kritik altı sabit sıcaklıklarda dönüşümünü inceleyen ilk araştırmacılarıdır. Bain ve Waring tarafından geliştirilmiş teknik kullanarak östenitin geniş bir sıcaklık aralığında dönüşümü için gerekli zaman ölçümleri yapmışlardır. Fe-C denge diyagramına zaman faktörünü eklemek için yapmış oldukları çalışmalar sonucunda günümüzde zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı (TTT) olarak bilinen S-eğrilerini bulmuşlardır.

Elde ettikleri verilerle, östenitin dönüşüm ürünleri için daha mantıklı bir isim önermek mümkün hale gelmiştir (Paxton ve Austin, 1972). O tarihten yaklaşık 20 yıl sonra, Bain'in önemli katkılarından dolayı, martensit-troostit olarak bilinen, östenitten perlitte dönüşüm

sıcaklığının altında ve martensit oluşum sıcaklığının (M_s) üstünde meydana gelen, östenitin dönüşüm ürünü artık beynit olarak anılmaya başlanmıştır (Yang ve Fang, 2005).

Beynitin keşfinden bu yana yapılan araştırmalarda, çeliklerde beynit dönüşümünün mekanizması hakkında önemli bilgiler ortaya konmuştur. Beynit oluşum teorilerinin öğeleri yeni alaşımların tasarımında ve çeşitli deneysel verilerin yorumlanmasında artık dünyanın birçok yerinde sıklıkla kullanılmaktadır. Ancak teknolojik ilerlemenin önünü kesen bazı zorluklar hala bulunmaktadır. Karbürlerin çökmesi, plastik deformasyonlu östenitten beynit oluşumu (Bhadeshia, 1999; Bhadeshia ve Edmonds, 1980) ve tamamlanmamış reaksiyon olgusu olarak da bilinen sorun beynit oluşum mekanizmasının tamamen açıklanabilmesi için günümüzde bile hala üzerinde birçok çalışma yapılmasını gerektirmektedir (Caballero ve diğerleri, 2012; Caballero ve diğerleri, 2013).

Bütün östenit dönüşüm reaksiyonları arasında en az anlaşılanı beynit dönüşümüdür; araştırmacıların bir kısmı, gerilim–gerinim etkilerini dikkate alarak martensit benzeri, kayma yaklaşımı benimsemişlerdir (kayma ekolü), karşıt görüştekiler ise Widmanstatten ferrit benzeri difüzyona dayalı yaklaşım benimsemişlerdir (difüzyon ekolü). Kayma terimi askeri birlik disiplinde; arayüzey sınırının bir tarafındaki yer alan atomların östenit/beynit arayüzeyi boyunca alt dizisel kayma tipinde hareketle eş zamanlı veya çok düzenli hareket etmesidir. Difüzyonlu terimi disiplinsiz süreci tanımlar; atomlar tek tek arayüzey sınırına doğru veya sınırından dışarı doğru, difüzyona dayalı rasgele yürüyüş benzeri hareket ederler. Her ne kadar detayda belirgin farklılıklar gözükse de her iki ekol de çekirdeklenme sınırlı büyüme modelleri üzerinde, kısmen de olsa tartışmalı birleşir (Muddle ve Nie, 2002).

Beynitik ve martensitik dönüşümün bazı ortak karakteristik özellikleri vardır, benzer sınır yapıları gibi, martensiti anlamadan beynit dönüşümünü anlamak zordur (Moritani ve diğerleri, 2002).

2.2.1. Beynitin sınıflandırılması

İlk olarak 1952 Mehl tarafından gösterildiği gibi her iki ekolde de beynit genellikle üst beynit ve alt beynit olarak sınıflandırılır. Üst beynit ve alt beynit, dönüşmemiş östenit, sementit veya martensitle ayrılmış ferrit plakalarından (demetlerinden) oluşur. Üst beynit (kuştüyümsü beynit) yüksek sıcaklıklarda devamlı veya yarı devamlı karbür katmanı veya karbür parçacıkları diziniyle ayrılmış bir seri paralel ferrit çıtasından oluşur. Alt beynit düşük sıcaklıklarda ferritin çita veya plaka formunu aldığı ve ferritik yapının içinde karbür parçacıklarının dağılımından (genellikle ferritin uzun eksenine yaklaşık 55° – 60° açı yaparak) oluşur.

Kayma ekolüne göre: meta–beynit karbonca zengin östenit ve ferrit denge içeriğine sahiptir, beynit oluşumunun ilk aşaması olarak tanımlanır (Kang ve diğerleri, 1994). İleri safhalarında karbür beynitik ferritten çöker. Üst ve alt meta–beynit olarak sınıflandırılır, ancak her ikisi de düşük karbonlu martensit ve karbonca doymuş östenittir (Yang ve Fang, 2005).

Sürekli soğumada izotermal işleme oranla daha geniş beynit dönüşüm ürünü çeşitliliği görülmüştür. Basınçlı tanklarda kullanılan CrMoV çeliklerinde soğutma hızına bağlı olarak beynit plakaları arasında veya içinde bu çeşitlilik saptanmıştır (Gupta ve diğerleri, 2005). Düşük karbonlu Mn veya Mo içeren çeliklerde, sürekli soğumada (veya yüksek sıcaklıklarda izotermal dönüşümle) oluşan farklı bir çeşit beynit saptanmıştır. Ferritik matriste adacıklar içeren bu beynit, taneli beynit olarak tanımlanmıştır (Habraken, 1958). Morfolojilerin karışık olması tam olarak ne olduklarını anlamayı güçleştirmektedir; soğuma hızına ve kompozisyona bağlı olarak, beynit zannedilen bir yapı, martensit ve kalıntı östenitten oluşabilmektedir veya martensit, beynit ve kalıntı östenitten oluşabilmektedir. Üst beynit bölgesinde oluşan taneli–beynit matrisi üst beynitik ferrittir, ötektoid öncesi dönüşümde ise eşksenli Widmanstatten ferrittir. Taneli–beynit dönüşümü sırasında yüzey rahatlaması meydana getirir ancak IPS karakteri göstermez. Martensit, beynit ve Widmanstatten ferrit IPS şekil bozukluğuna sebep olurlar (Shipway ve Bhadeshia, 1997). Eşksenli ferritin taneli yapıda oluşması sırasında yüzey rahatlaması görülmez. Taneli yapının çekirdeklenmesi ve büyümesi difüzyon süreciyle kontrol edilebilir. Çoğu görüşe göre taneli yapılarda beynite ait değildir.

İşlenmiş ve kaynak yapılmış çeliklerde metalik olmayan kalıntılarda düzensiz iğnemsî ferrit çekirdeklenir (Enomoto ve diğerleri, 2004; Yang ve Enomoto, 1999; Yang ve Enomoto, 2001, Yang ve Enomoto, 2002). Düşük karbonlu çeliklerde (veya çok düşük karbonlu çeliklerde) yalnızca östenit tane sınırlarında değil östenit tanelerinin içinde metalik olmayan kalıntılar, çökelti veya yüksek yoğunluktaki dislokasyon gibi hatalarda bazı Widmanstatten morfolojisinde ferritler oluşur. Bunlar difüzyon ekolü tarafından iğnemsî ferrit (merceksi ferrit) veya ötektoid öncesi ferrit olarak sınıflandırılır. Ancak kayma ekolü bunları yer alan dönüşümle, tane içi çekirdeklenmiş beynit olarak tanımlar (Bhadeshia, 2001a; Yang ve Bhadeshia, 1986; Yang ve Bhadeshia, 1988,). Çok düşük karbonlu çeliklerde görülen beynitik yapıda beynitik ferrit plakalarının birleşmesiyle normalden daha kaba plakalar görülebilmektedir (Pak ve diğerleri, 2012). Bu iğnemsî beynitik yapıların üç boyutlu incelenmesi sonucunda bilinenden daha büyük oldukları görülmüştür (Keehan ve diğerleri, 2008). Kaynak yapılmış numunelerde ise soğuma hızına bağlı olarak yapının iğnemsî martensitten kaba beynite doğru değiştiği görülmüştür (Lan ve diğerleri, 2011). İğnemsî ferrit difüzyon olmadan ve kaymalı arayüzle oluşuyorsa yüksek hızla büyümesi gerekir ve bu martensit olarak kabul edilmelidir. Eğer difüzyon hemen oluşumundan sonra gerçekleşiyorsa o zamanda ürüne temperlenmiş martensit denmelidir (Hillert ve Purdy, 2000).

Beynit sınıflandırması bu nedenle karışıktır. Ters–beynit gibi tanımlamalarla karşılaşılmaktadır, burada sementit ilk faz olarak oluşur, sementit ve ferritin katmansız karışımı şeklinde sütunsu–beynittir. Perlitik–beynit ise sementit yerine alaşım karbürü (M_7C_3) içerir, uzamış koloni şeklinde ve düzensiz yapıdadır. Alt beynit de ötektoid öncesi ferrit gibi tane sınırını kaplar ama daha serttir (Bhadeshia, 2001a). Martensit morfolojisinde olan beynitlerde vardır; üçgen, çapraz veya N–şeklinde beynitler gibi. Kayma mekanizması savunucularının bakış açısıyla sütunsu ve perlitik beynit yeniden yapıcı büyüdüğü için yanlış adlandırılmışlardır.

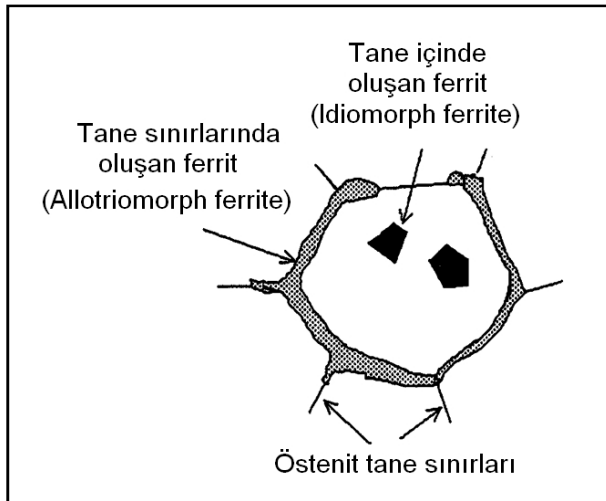
Radcliffe ve Rollason tarafından ilk olarak 1959’da tartışılan M_s sıcaklığının altında beynit oluşumu, 1980’lerde ötektoidüstü çeliklerde yapılan çalışmada M_s sıcaklığının 50 °C üstünde oluşan alt beynitten farklı olarak, M_s sıcaklığının ~10 °C altında oluşan, orta–damarlı alt beynit olarak tanımladıkları yapılarla belirginlik kazanmıştır (Okamoto ve Oka, 1986; Oka ve Okamoto, 1988). Ötektoidaltı çelikte M_s sıcaklığının altında dilatometri

(genleşme ölçümü) ve tarama elektron mikroskobu (SEM) araştırmalarıyla alt beynitten farklı morfolojiye sahip, beynit oluşumu gösterilmiştir (Bohemen ve diğerleri, 2008).

2.2.2. Beyniti tanımları

Beyniti mikroyapısal tanımı

Genelleştirilmiş mikroyapısal tanım beyniti ötektoid dönüşümün rekabetçi mekanizmasının bir ürünü olarak tanımlar. İlk araştırmalar beyniti mikroyapısal olarak plaka veya çıta morfolojide tanımlar (Davenport ve Bain, 1930; Robertson, 1929). Daha sonraki çalışmalarla araştırmacılar ötektoid dönüşüm sırasında oluşan karbonun katmansız dağılımını içeren tane sınırında oluşan ferriti de beynit olarak tanımlanması gerektiğini söylemektedir (Aaronson, 1969: 270–281). Tane sınırlarında oluşan ferrit, tane içinde oluşan ferritten farklı olarak kendi belirgin bir şekli yoktur olduğu östenit tane sınırının şeklini alır ve tane sınırı boyunca büyür (Şekil 2.4). Ötektoid dönüşüm sonucu oluşan katmansız ferrit + karbür (çoğu zaman sementit) görüntüsünde, ferritik bileşenin morfolojisi, mikroyapının beynitik olup olmadığını anlamayı güçleştirir (Lee ve diğerleri, 1988).



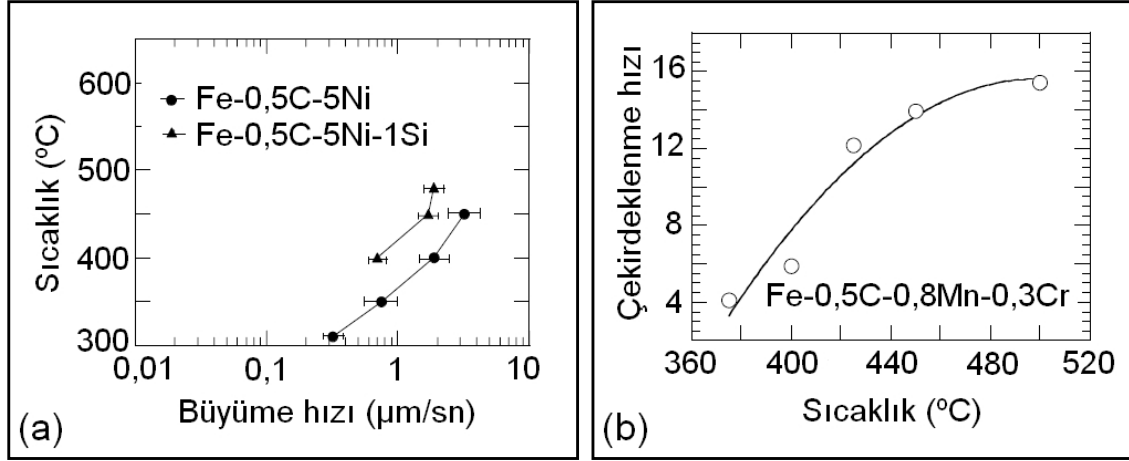
Şekil 2.4. Tane sınırlarında oluşan ferrit (Bhadeshia, 2001a)

Beynitin bütün reaksiyon kinetiği tanımı

Bütün reaksiyon kinetiği tanımı; TTT grafiğinde beynitin kendi C-eğrisi olduğunu göz önüne alır (Aaronson ve diğerleri, 2001; Zener, 1946). Fe-C ve bazı Fe-C-X alaşımlarında kısmen perlitin C-eğrisiyle üst üste biner ancak bütün olarak uygun alaşımlanmış çeliklerde perlit C-eğrisinin altında yer alır. İzotermal reaksiyon sıcaklığı C-eğrisinin üstüne beynit başlangıç sıcaklığına (B_s) ulaştığında, beynit oluşumu tamamen durur ve daha yüksek sıcaklıklarda görülmez (Hehemann ve Troiano, 1956).

Şekil 2.5'te sıcaklığa bağlı olarak farklı çeliklerde beynitin (a) büyüme hızı, (b) çekirdeklenme hızı gösterilmektedir. Si içeriği karbür çökmesini geciktirecek kadar yüksek olduğunda, beynitik çıtaların büyüme kinetiği sadece takım arayüzünden dışarı C difüzyonuna odaklanır. Ancak Si içeriği düştüğünde, karbür çökmesi ikinci bir süreç olarak beynitik ferritin gelişimine eşlik eder ve östenitin içinde fazlalık C akışı için yeni tutaklar sağlar. Bu çökeltilere doğru karbonun ilave akışını durdurur. Bu etkiyi nicel formül haline getirmek karbür çekirdeklenmesi için doğrulanması zor olan bir model gerektirir. Ancak bu model nicel olarak neden Si azaltılması ve bu koşulda karbürlerin çökmesinin beynitik büyümenin çarpımsal faktörünün artışına öncülük etmesini anlamaya izin verir (Şekil 2.5 (a)).

Çekirdeklenme hızı düşen sıcaklıkla beraber düşmektedir (Şekil 2.5 (b)). Bu durum çekirdeklenme hızının kaydırımlı yorumlanmasıyla çelişmektedir. Aslında izotermal martensit çekirdeklenme teorisine göre, çekirdeklenme için aktivasyon enerjisi, kompozisyon değişimi olmaksızın dönüşüm için düşen sıcaklıkla artan itme kuvvetinin doğrusal fonksiyonu olarak alınabilir. Bu durumda çekirdeklenme hızı sıcaklık azaldıkça artmalıdır. Bu durum beynit oluşumunda çekirdeklenme adımını östenit tane sınırları boyunca C difüzyonunun sınırladığını göstermektedir.



Şekil 2.5. Sıcaklığa bağlı olarak farklı çeliklerde beynitin a) büyüme hızı b) çekirdeklenme hızı (Quidort ve Brechet, 2002)

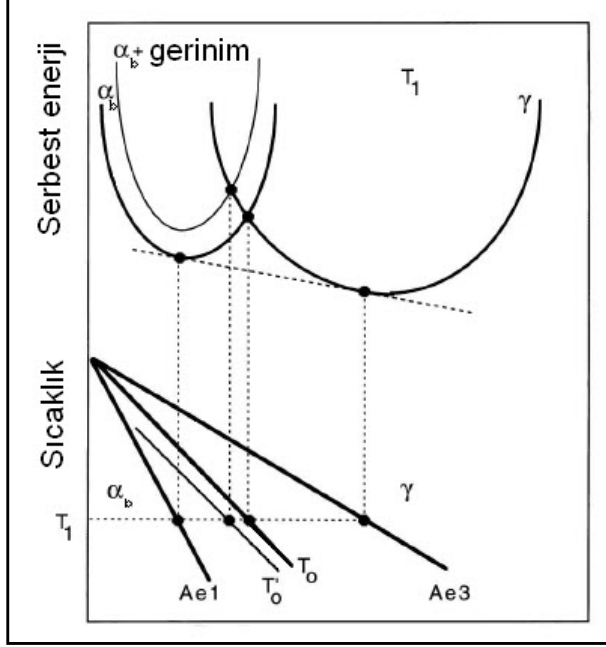
Tamamlanmamış reaksiyon olgusu

Beynit reaksiyonunun önemli özelliklerinden biride, üzerinde en çok tartışılan tamamlanmamış dönüşümdür: ferrit hacim oranı ferrit ve östenit arasındaki kaldıraç kuralına göre olması gereken hacme ulaşmadan B_s sıcaklığına yaklaştıkça artan bir şekilde tamamlanmaz ve dönüşüm durur (Hehmann ve diğerleri, 1972). Bu durum karbürsüz beynit üreten yüksek Si ve Al alaşımlarında görüldüğü gibi güçlü karbür yapıcı Mo ve Cr alaşımlarında veya Mn alaşımlarında da görülmektedir.

Kayma ekolüne göre tamamlanmamış reaksiyon olgusu

Beynit C difüzyonu olmadan büyür, difüzyon kontrollü büyüme teorisinde olduğundan çok daha hızlı büyür. Şekil 2.6'da gösterildiği gibi aynı kompozisyonda beynitik ferritin serbest enerjisi östenitinkinden aşağı düştüğünde beynit büyümesinin difüzyonsuz mekanizmayla olması için T_0 'ın altındaki sıcaklıklarda olması gerekir. Ae_1 , $(\gamma+\alpha)/\alpha$ faz sınırında dengeyi ifade eder ve Ae_3 , $(\gamma+\alpha)/\gamma$ faz sınırındaki dengeyi ifade eder. Beynitik ferritteki depolanmış enerji dönüşüme bağlı olarak oluşan gerinim enerjisinin miktarı kadar artar, T_0 eğrisini verir. İzotermal dönüşüm sırasında beynitin içindeki fazla C kalıntı östenite bölüşülür, bu durum karbonca zenginleşmiş östenitten yeni plaka büyümesi için zorlar. Süreç sonunda östenit C miktarının T_0 değerine ulaştığında tamamlanmamış reaksiyon olgusuna yol açacak şekilde durur (Bhadeshia ve Waugh, 1982). Bu durum karbür çökmesinin olduğu

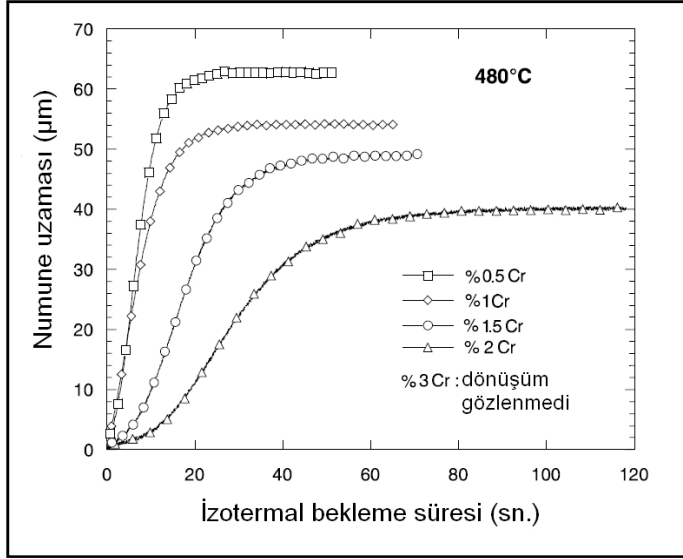
durumlarda görülmez. Karbürler, karbonu tüketir ve dönüşüm sürecinde östenitin içindeki konsantrasyonu T_0 'ın altında tutarlar.



Şekil 2.6. T_0 ve T'_0 eğrilerinin şematik gösterimi, (T_1 serbest enerji eğrilerine karşılık gelen sıcaklıktır) (Bhadeshia, 2001a)

Üç boyutlu atom sondası analizleri sonucunda kalıntı östenitle dengede olan beynitik ferritin içindeki C miktarının düşünülenenden fazla olduğunu göstermiştir (Peet ve diğerleri, 2004). Benzer çalışmalarda tetragonal ferrit ve östenitin dengede olduğu koşullarda ferritin içinde çözünen C miktarının oktahedral yapıya oranla demir atomları arasındaki boşlukların düzensiz olması nedeniyle daha yüksek olduğunu göstermiştir (Jang ve diğerleri, 2013). Denge şartlarının kesin hesaplanamaması da tamamlanmamış reaksiyon olgusunun anlaşılmasını zorlaştırmaktadır.

Şekil 2.7'de Fe-0,2C-1,5Mn-Cr alaşım serilerinin 480 °C'de beynite izotermal dönüşümüne kromun etkisi gösterilmektedir. İzotermal bekleme sonucu oluşan beynitin maksimum hacim oranının Cr içeriğine oldukça duyarlı olduğu görülmektedir. Bu durum çözülmüş elementle büyüyen arayüzey arasında özel etkileşim olduğunu göstermektedir. Özellikle tamamlanmamış reaksiyon olgusunu açıklamak için T_0 dengesi sınırı temelinde düşünceyi zayıflatmaktadır.



Şekil 2.7. Fe-0,2C-1,5Mn-Cr alaşımlarının izotermal dönüşümü (Numune uzaması dönüşümü göstermektedir) (Quidort ve Brechet, 2002)

Fe-C alaşımları dönüşüm kinetiği kayma mekanizması olgusuna uymaz hatta 0,06Fe-0,19C-1,8Mo (ağırlıkça %) alaşımında bile TTT eğrisi bir daralma göstermektedir (belinden büzülmüş şeklinde), beynit dönüşümü bir süre için durmakta ve sonra tekrar kaldığı yerden devam etmekte ve tamamlanmaktadır.

Termodinamik olarak tercih edilmediği ispatlanmış olsa bile (Aaronson ve diğerleri, 1966), kayma ekolünün hala canlı kavramı, hörgüçsel dönüşüm ve sonucunda T_0 sıcaklığının altında oluşan karbonca bitmiş bölgedir. Fe-0,65C-1,94Si-0,91Mn (ağırlıkça %) alaşımı üzerinde yapılan tarama Auger mikroskobu çalışmasında ön beynitik dönüşümün kuluçka döneminde (beyniten çekirdeklenme süreci), östemperlenen numunelerde ciddi C değişimi tespit edilmiştir. Difüzyon ve kümelenme sonucu tane sınırlarına yakın ve östenitin içinde karbonca bitmiş bölge oluşumu ön beynit dönüşümüyle bağlantılıdır. Ferrit plakalarının etrafında östenitin içinde C yığılmasıyla dönüşümün tamamlanmayışı açıklanmaya çalışılmaktadır ancak duraklama dönüşmemiş östenitin karbonca zenginleşmesi olmadığına da alaşıma bağlı olarak görülmektedir (Hsu ve Zhou, 1989).

Difüzyon ekolüne göre tamamlanmamış reaksiyon olgusu

Difüzyon ekolü tamamlanmamış reaksiyon olgusunu çözünen engel benzeri etkiyle açıklamaya çalışır; Mo gibi karbür oluşturunca alaşım elementleri gelişen tane sınırlarında birikir ve karbonun östenite yakın arayüzeyde hareketliliğini azaltır ve ferrit büyüme itme

kuvvetini düşürür. C hareketliliği alaşımın tamamında düştüğünde büyüme durur ve arayüzey sınırlarında Mo_2C çökelene kadar durağan kalır. Düşük karbonlu Mn–B alaşımlı çeliklerde Mn içeriği dikkate alındığında, ihmal edilebilir bölünme yerel dengesiyle uyumlu, α/γ arayüzeyinde ayrı bir zenginleşme olurken, α ve γ fazları arasında görülebilir bir farklılık olmadığı dikkat çekmektedir. Manganın konsantrasyonu sivri ucu α/γ arayüzey hareketine iğneleme etkisi yapar (engel benzeri etki). TTT eğrisinde daralmaya sebep olan bu engel benzeri etkidir.

Beynitin yüzey rahatlaması tanımı

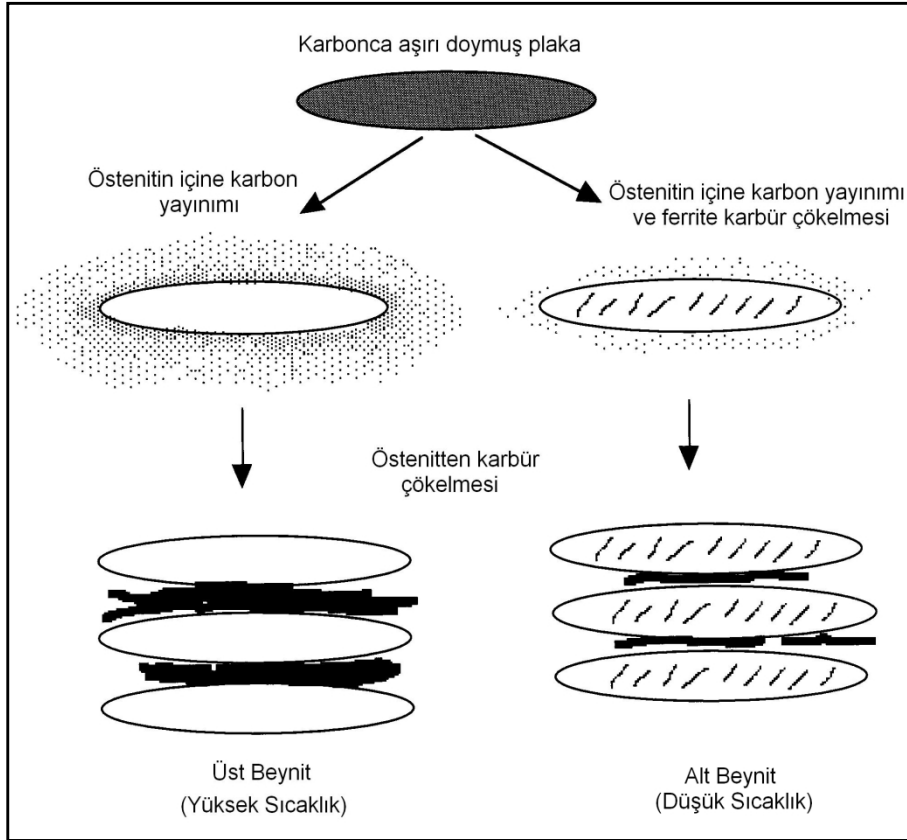
Yüzey rahatlaması tanımı; ferrit plakaları, parlatılmış yüzeyde rahatlama etkisiyle beraber oluşumları ispat edilmiş (Ko, 1953; Ko ve Cottrell, 1952), sonra sabit düzlem gerinimi tipinde (Watson ve McDoughall, 1973), C difüzyon kontrolünün izin verdiğini aşan hızlarda martensitik mekanizmayla veya C atomlarının arayer difüzyonuyla veya da C atomlarının arayer difüzyonuyla düzenlenmiş Fe kafesi martensitik dönüşümüyle büyüdüğünü göz önünde tutar (Ko, 1953; Ko ve Cottrell, 1952).

Bu üç tanımın çoğu zaman uyumsuz süreçleri içerdiği gösterilmiştir. Beynitin mikroyapısal tanımlamasının bir önemli ayrımı da iki ürün fazı gerektirmesidir (ferrit ve karbür gibi), halbuki diğer iki tanıma göre beynit tamamen ferriti içerebilir (Aaronson ve diğerleri, 2002a, 2002b). Beynitin her üç tanımının da kendi sınırlamaları vardır, önerilen diğer bir tanım ise beyniti çeliklerde yüzey rahatlamasının beraberinde, karbürlerin östenitten çökmesiyle birlikte (veya onsuz) plaka veya çıta şeklinde ferritin formunu, östenitin ara sıcaklık dönüşüm ürünü olarak ifade eder (Yang ve Fang, 2005).

2.2.3. Beynitin dönüşüm mekanizması

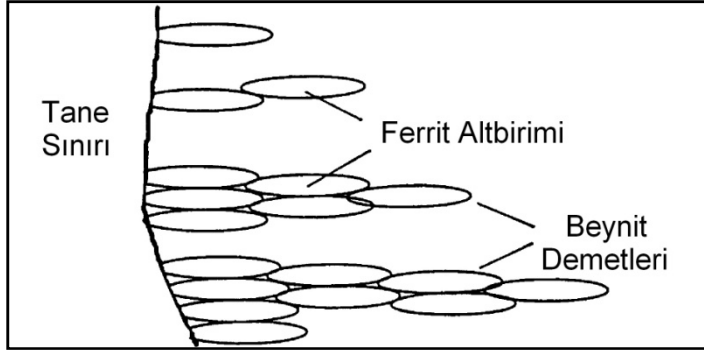
Kayma ekolüne göre, martensitten farklı olarak arayer karbonunun bölüşümüyle, beynit martensit gibi çekirdeklenir (Bhadeshia, 1981c). Çekirdeklenme sürecinin sonrasında yüzey–hacim oranı düşmesi hiç difüzyon olmadan büyümeyi mümkün hale getirir. Büyüme süreci Şekil 2.8’de gösterilmiştir. Beynit demetleri normalde östenit tane sınırlarında çekirdeklenirler ve her bir ferrit alt–biriminin çekirdeklenmesi ve büyümesiyle tane içine doğru büyürler (Gregg ve Bhadeshia, 1997). Ferrit alt–birimleri tane sınırlarına ek olarak varolan veya yeni oluşmuş demetlerin yüzeyinde çekirdeklenirler (Şekil 2.9.)

(Tszeng, 2000). Bu olguya otokatalitik denir, sempatik¹ çekirdeklenmeye bağlıdır (Takahashi ve Bhadeshia, 1990). Şekil 2.10'da (a) tek bir beynit alt-biriminin oluşumunun sebep olduğu yer değiştirmenin yüksek çözünürlükte atomsal kuvvet mikroskobu haritası, (b) beynit alt-birimine bağlı olarak yüzey rahatlaması boyunca tarama gösterilmektedir. Alt-birimler birbirlerinden karbür parçacığı ile veya kalıntı östenitle ayrılırlar (Bhadeshia, 1980; Hehemann, 1970; Kajiwar, 1981). Otokatalitik etkileri de dikkate alınarak hesaplanan faz dönüşümünde küresel beynit demetlerini varsayan çekirdeklenme ve büyüme modeliyle bağıntılı çekirdeklenmenin kontrol ettiği modelin (Rees ve Bhadeshia, 1992a, 1992b), sürece daha uyumlu olduğu görülmüştür (Tszeng, 2000). Deneysel hata sınırları içinde aynı çekirdeklenme teorisinin yüksek ve düşük karbonlu çelikler için kullanılabileceği gösterilmiştir (Garcia-Mateo ve Bhadeshia, 2004).

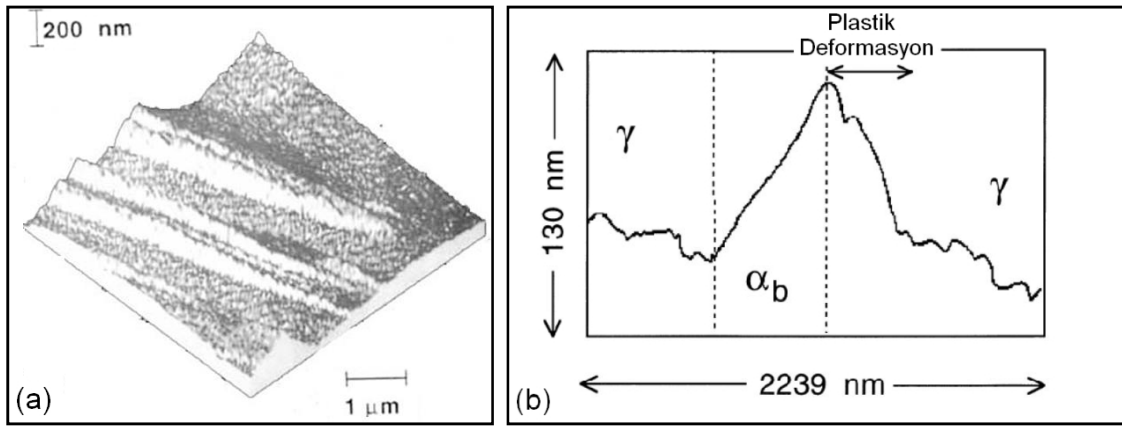


Şekil 2.8. Beynit büyümesi ve üst beynit veya alt beynit oluşumu (Takahashi ve Bhadeshia, 1990).

¹ Sempatik çekirdeklenme: dönüşüm süreci boyunca kristallerin kendi matris fazıyla kompozisyon olarak benzemez olduklarında, aynı fazın kristalinin arayüzey sınırında çökelti kristalinin çekirdeklenmesidir (Fang ve diğerleri, 2002).



Şekil 2.9. Beynit dönüşüm aşamaları (Tszeng, 2000).



Şekil 2.10. Tek bir Beynit alt-biriminin oluşumu ve yüzey rahatlaması (Swallow ve Bhadeshia, 1996)

Kayma ekolüne göre bey nit (α_b) ve martensitin (α') dönüşüm özellikleri Çizelge 2.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 2.1. Beynit (α_b) ve martensitin (α') dönüşüm özellikleri (Bhadeshia, 1997)

Dönüşüm özellikleri	α'	α_b	Dönüşüm özellikleri	α'	α_b
Çekirdeklenme & Büyüme	var	var	Büyük kayma	var	var
Katman şekli	var	var	IPS şekil deformasyonu	var	var
Difüzyonsuz çekirdeklenme	var	yok	Difüzyonsuz büyüme	var	var
Çekirdeklenme sırasında C difüzyonu	yok	var	Büyüme sırasında C difüzyonu	yok	yok
Çekirdeklenme sırasında yer alan difüzyon	yok	yok	Büyüme sırasında yer alan difüzyon	yok	yok
Östenit tanesiyle sınırlandırılmış	var	var	Kaymalı arayüzey	var	var

Difüzyon ekolüne göre, kinetik kısıtlamaların bir sonucu olarak fark edilebilir bir kinetikle çekirdeklenebilmesi için ferrit kritik çekirdekleri matris fazıyla mümkün olan en fazla uyumlulukta olmalıdır (Aaronson, 1993; Aaronson ve Russell, 1982; Cahn ve Hilliard, 1959; Lange ve diğerleri, 1988). Böylece uyumluluğa kısmi zarar verecek şekilde büyüyebilir (Aaronson, 1993). Plaka ve çıtaların geniş yüzlerinin kısmen uyumlu olduğu kabul edilmektedir (Aaronson, 1974; Furuvara ve diğerleri, 1995).

Beynitte bütün arayüzeylerin yapısı çıkıntısızdır, yani dışarı çıkık kaymış arayüzey dislokasyonu bileşeni yoktur. Böylece ferrit/östenit arayüzeyleri büyüme kinetiği, büyüme kenarları oluşumu ve yanal hareketiyle kontrol edilmek zorundadır (Aaronson ve diğerleri, 1970). Ferrit ve beynit plakalarının deneysel olarak ölçülmüş uzanım kinetiği (Simonen ve diğerleri, 1973), ferrit plakalarının kalınlaşma kinetiği (Kinsman ve diğerleri, 1975) ve tane sınırlarında oluşan ferritin uzanım ve kalınlaşma kinetiği (Bradley ve diğerleri, 1977), arayüzey yapısı temelinde tahminlerle mutabakat halinde, Fe-C alaşımlarında C difüzyon kontrollünün izin verdiği bir şekilde daha yavaştır (Enomoto, 1987a; Enomoto, 1987b; Enomoto ve Aaronson, 1989). Beynitin aşırı doymuş ferrit bileşeni, karbür çökmesine veya bunun ötesinde $\alpha/(\alpha + \text{karbür})$ ve $\alpha/(\alpha + \gamma)$ faz sınırları arasındaki farklılığa bağlı olarak, bu şekilde büyüme kinetiği ile savunulamaz (Hehemann ve diğerleri, 1972, Hillert, 1994). Bunun için çoğu karbür çökmesi östenitten olmalıdır. Beynitik karbürlerin çekirdeklenmesi öncelikle östenitin içinde α/γ sınırlarında olmalıdır, çünkü çekirdeklenmeyi yöneten hacim serbest enerji değişimi α/γ sınırlarında daha büyüktür ve karbür çökmesi sırasında bozulmuş sınır alanının enerjisi belirgin bir şekilde kritik çekirdek oluşumu için ihtiyaç duyulan net arayüzey serbest enerjini düşürür. Ancak α/γ sınırları hareketsiz olmadıkça (veya büyümenin çok geç aşamalarında) kritik çekirdeklere gelişmeye çalışan karbür embriyoları devam eden α/γ sınırları gelişimince hızlı bir şekilde çiğnenip geçilir (Aaronson ve diğerleri, 1978). Bu nedenle karbür çekirdeklenmesi normalde hareketsiz büyüme kenarlarının teraslarında gerçekleşir. Ancak büyüme kenarlarının basamakları kısmen uyumlu olduğunda, ikisi de hareketsizdir ve uygun çekirdeklenme bölgesi olarak hizmet edebilirler (Honeycombe, 1976). Karbür çekirdeklerinin tane sınırlarında oluşan ferrit tane sınırlarının uyumlu olmayan sınırlarında oluşabileceği tahminlerinin (Batte ve Honeycombe, 1973), neredeyse kesin yanlış olduğu gösterilmiştir (Furuvara ve Aaronson, 1988; Furuvara ve Aaronson 1991; Furuvara ve diğerleri, 1995; Furuvara ve Maki, 1992). Alt beynitte karbürlerin aşırı doymuş ferritten çökeldiği görüşü büyüme kinetiği delilleri ve alt beynit ve üst beynit morfolojisinin

faklılığı gözlemleriyle örtüşmemektedir. Alt beynit ferrit plakasında uçtan yüze sempatik çekirdeklenmeyle oluşur, üst beynit ise östenit tane sınırlarında veya tane sınırlarında ve yüzden yüze sempatik çekirdeklenmeyle oluşur (Spanos ve diğerleri, 1990). Her iki durumda da karbür çökmesi, neredeyse etkilenmiş plaka geniş yüzünden, östenitten meydana gelir (Hakney ve Shiflet, 1985; Hehemann ve diğerleri, 1972; Spanos ve diğerleri, 1990).

Beyniten itme kuvvetiyle ilgili birçok araştırma yapılmıştır (Hsu, 1985; Hsu ve Chang, 1984; Hsu ve Mou, 1984; Mou ve Hsu, 1986). Hesaplamalardan beyniten kayma mekanizmasıyla oluşumunun termodinamik olarak imkansız olduğu gösterilmiştir (Hsu, 1990).

2.3. Kararlı Kalıntı Östenit

Çelik kırılmasında en önemli etkenlerden bir tanesi kalıntı östeniti kararlı hale getirmektir (Kokosza, 2008). Östenitik faz oda sıcaklığında kararsız olduğundan, mekanik ve/veya termal yüklere maruz kaldığında martensit veya beynite dönüşebilir (Mahnken ve diğerleri, 2011). Kalıntı östeniten bulunmasının temel sebebi alaşım elementlerinin dallantılararası ve tane sınırları bölgesinde birikmesi sonucunda M_s in düşmesidir (Shaeri ve diğerleri, 2010). Önceden dönüşmüş östenite bağlı olarak ortaya çıkan basma gerilimleri küçüktür ve kalıntı östeniten kararlılığını belirgin bir şekilde etkileyemez. Kalıntı östeniten yüksek C içeriği ilk östenitten gelmektedir. Bu yüksek C içeriğine rağmen östenit kararlı değildir, izotermal ısıtma işlemi, temperleme ile östenite C bölüşümü veya martensit fazından dışarı difüzyonla C yeniden dağılımı meydana gelmesiyle, arayer C atomuyla östenit/martensit arayüzeyinin gecikmeli hareketi kararlılığa sebep olur (Abudaia, 2006).

Martensitte kaydırımlı dönüşümün C atomunun veya diğer arayer atomlarının difüzyonu olmaksızın gerçekleştiğine inanılmaktadır ve böylece hacim merkezli martensit fazı büyük oranda karbonca aşırı doymuş hale gelebilir (Bhadeshia, 1983). Daha sonraki martensit ve kalıntı östenit arasındaki C bölüşümü genellikle dikkate alınmaz çünkü suverme sonrasında önemli miktarda difüzyon olması için sıcaklık çok düşüktür ve diğer bir neden ise C aşırı doymunluğu genellikle karbür çökmesi gibi rakip işlemlerle önlenmiştir. Yine de, soğuma sırasında ince çıtalar arası filmlere (Sarıkaya ve diğerleri, 1982) veya Si içeren çelikte dönüşüm sonrasında izotermal beklemeyle (Gallagher ve diğerleri, 2002)

martensitten kalıntı östenite C bölüşümü olduğuna dair deliller vardır. Ayrıca, östenite C bölüşümü, karbürsüz beynit mikroyapıların difüzyonsuz martensitik büyümeyle oluşumu sırasında veya sonrasında meydana gelebilir (Bhadeshia, 2001a). Unutulmamalıdır ki beynit dönüşümünün kayma mekanizması kapsadığı evrensel olarak kabul edilmemiştir, ayrıca “beynit” teriminin karbürsüz mikroyapılara kullanılmaması önerilmektedir (Hillert ve Purdy, 2000).

C bölüşümü düşük sıcaklıklarda östeniti daha sonraki dönüşümler için kararlı hale getirecektir, bu özellikle karbür oluşumunu baskı altına alan Si alaşımı bulunduran çeliklerde önemlidir (Speer ve diğerleri, 2003). Suverme ve bölüşme karbonca zengin kalıntı östenit içeren çelik mikroyapısı elde etmek için iki aşamalı bir ısı işlemidir (Clarke ve diğerleri, 2009; Wang ve diğerleri, 2010). Suverme ve bölüşme işlemiyle elde edilen kalıntı östenit filmleriyle ayrılmış ferrit çıtalarından oluşan mikroyapı beynitik reaksiyonla elde edilmiş karbür oluşumunu önleyecek şekilde alaşımlanmış çeliğe benzerdir. Suverme ve bölüşme de östeniti kararlı hale getirmek, aşırı doymuş martensitten C bölüşmesiyle olur. Mekanik dengelileşme östenitin büyük plastik gerinimlere karşı korunmasında önemli rol oynar, plastik deformasyona karşı östenitin optimum kararlılığı yüksek dayanım ve uzama elde edilmesinin sebeplerinden biridir (Yi ve diğerleri, 2011).

Mikroyapıda daha kesin kontrol sağlanması nedeniyle suverme ve bölüşme işlemi tercih edilebilir ancak beynitik dönüşümü de içinde bulundurması nedeniyle daha uzun süreler gerektirmesi ticari uygulamalarda tercih nedeni olmayacaktır (Edmonds ve diğerleri, 2006). Teorik hesaplamalardan farklı olarak, karbür çökmesi veya dislokasyonlara C birikmesinin yanı sıra az miktarda oluşan karbürsüz ferrit neticesinde, östenit miktarında düşme görülür (Clarke ve diğerleri, 2008). Düşük bölüşme sıcaklıklarında bekletme süresinin az bir etkisi olduğu görülmüştür, diğer taraftan artan bölüşme sıcaklığıyla östenitin karbonca zenginleşmesinde ve hacim oranının artmasında hafif bir artış gözlenmiştir (Santofimia ve diğerleri, 2008a; Shaeri ve diğerleri, 2010). Suverme ve bölüşme işlemiyle elde edilen yapının tavlanması sırasında arayüzey göçü ve C difüzyonuna bağlı model geliştirmişlerdir (Santofimia ve diğerleri, 2008b).

Diğer bir alışılmadık yöntemde ise kalıntı östenit kararlı hale getirilmeye çalışılmıştır (Hsu, 1987). Çevre sıcaklığına suverildikten sonra, kalan östenitin izotermal olarak martensite dönüşmesi için çelik M_s in altında $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 saat kadar uzun bir süre

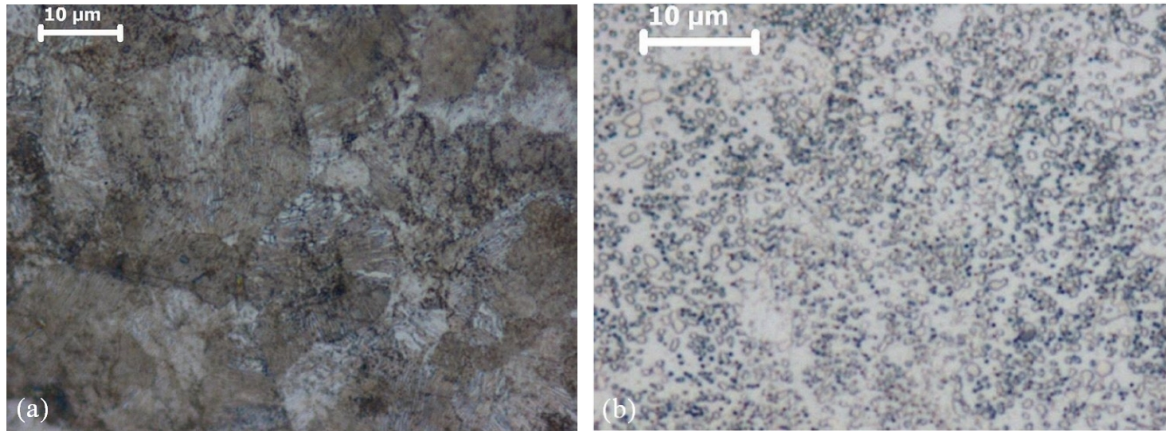
tutulmaktadır. Sıfırlı işlem sonrasında temperleme ve deformasyon kalıntı östeniti kararlı hale getirmektedir. Martensitin izotermal oluşumu sonucu meydana gelen deformasyon, kalıntı östenitte dislokasyonlara neden olmakta ve bu mekanik olarak fazı kararlı hale getirmektedir (Hsu, 1987; Xu ve diğerleri, 1990). Buna ek olarak M_s in altındaki sıcaklıklarda bekletme süresi arttırıldığında M_s sıcaklığı artar ve kalıntı östenit miktarı kısmen düşer (Shaeri ve diğerleri, 2010). Rulman çeliği literatüründe izotermal martensit nadir olarak tartışılmaktadır ama mekanizması ve mikroyapısal özellikleri belirlenmiştir (Kajiwara, 1981; Kajiwara, 1984; Okamoto ve Oka, 1985; M. Raghavan ve Entwisle, 1965; Sarma ve diğerleri, 1979).

Belirli bir sertleştirme döngüsünde soğuk işlemeye bağlı olarak A_{C1} , A_{C3} ve M_s sıcaklıklarının düştüğü görülmüştür. Bunun sonucu olarak kalıntı östenit miktarı artmıştır. Belirgin bir şekilde soğuk işleme östenit tane büyüklüğünün incelmesine neden olmuştur. Soğuk deformasyonla oluşan düşük açılı dislokasyon hücreleri ince ferrit tanecikleri oluşturmak için östenitleme sıcaklığına ısıtılırken toparlanırlar. Yumuşak tavlanmış yapılarda küresel karbür ve ince ferrit taneciklerinin kesişim noktaları tercih edilen östenit çekirdeklenme yerleridir. Östenitleme öncesinde işlem uygulanmamış yapılarda yumuşak tavlanmışa kıyasla daha ince östenit taneleri, hızlanmış karbür çözünmesi ve östenit alaşım zenginleşmesi görülür (Beswick, 1984).

3. AISI 52100 ÇELİĞİ

3.1. Isıl İşlem Öncesi Mikroyapı

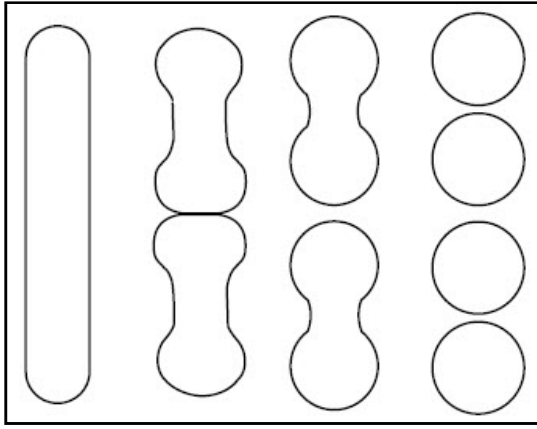
AISI 52100 çeliği genellikle piyasaya sıcak haddelenmiş koşullarda sunulmaktadır. Bu çelik mikroyapısında perlitik matris içerisinde önceki östenit tane sınırlarına, çökelmiş az miktarda ötektoid öncesi sementit (karbür, Fe_3C) içermektedir (Resim 3.1 (a)). Ötektoid öncesi sementit, östenit tane sınırlarında ağ oluşturduğundan, temas gerilimi 5 GPa'nın üstündeki hızlandırılmış testlerde yuvarlanma temas yorulması ömründe ters etki göstermektedir (Federal–Mogul Corporation, 1982). Sementit ağ oluşumu, en yüksek sıcak deformasyon sıcaklığından hızlı soğutma (Gembalova ve diğerleri, 2007) veya küreselleştirme ısıtma işlemi sırasında sementitin parçalanması ile önlenabilir (Chattopadhyay ve Sellars, 1982). Isıl işlem öncesi mikroyapı küreselleştirildiğinde (Resim 3.1. (b)), suda veya yağda suverme sonrası meydana gelebilecek çarpılda, dokunun ve kalıntı gerilmelerin etkileri ortadan kaldırılır (Amey ve diğerleri, 2012).



Resim 3.1. AISI 52100 çeliği a) sıcak haddelenmiş halde, perlitik mikroyapıda b) küreselleştirilmiş halde

Küreselleştirme ısıtma işlemi A_{c1} sıcaklığının hemen altında veya üstünde sabit sıcaklıkta uzun süreli (8–12 saat) uygulanmaktadır (Şekil 3.1). Bu ısıtma işlemi sırasında perlit, beynit ve martensit gibi yapılar bozularak ferritik matriste küresel karbürlerin bulunduğu yumuşak yapı ortaya çıkmaktadır. Ağırlıkça %0,6'dan daha fazla C içeren çeliklerde küreselleştirilmiş mikroyapı çeliğin daha kolay işlenmesini ve plastik olarak deforme edilebilmesini sağlamaktadır. Rulman çelikleri küreselleştirildiğinde mutlaka istenilen sertlik aralığı belirtilmektedir. Çeşitli çelik kalitelerine göre uygulanan küreselleştirme ısıtma

işlemi sonucunda elde edilen yapı için küreselleştirme dereceleri ve oranlarını gösteren standartlar bulunmaktadır. AISI 52100 çeliğinde ise küreselleştirme bozulmamış katmanlı (lamelli) perlit oranıyla ifade edilmektedir. Fe–C sisteminde ferritik matriste küreselleştirilmiş karbürlerden oluşan yapı enerji içeriği en düşük olan yapıdır, bu nedenle yapı küreselleşme eğilimindedir. Küreselleştirme hızını difüzyon kontrol eder ve perlit katmanları inceldikçe küreselleşme hızlanır (Totten, 2007: 344–349). AISI 52100 çeliğinde bulunan yüksek C kompozisyonu, küreselleştirme işlemini hızlandırdığından rulman üretiminde bu çeliğin tercih edilme nedenlerinden biri olarak görülebilir.



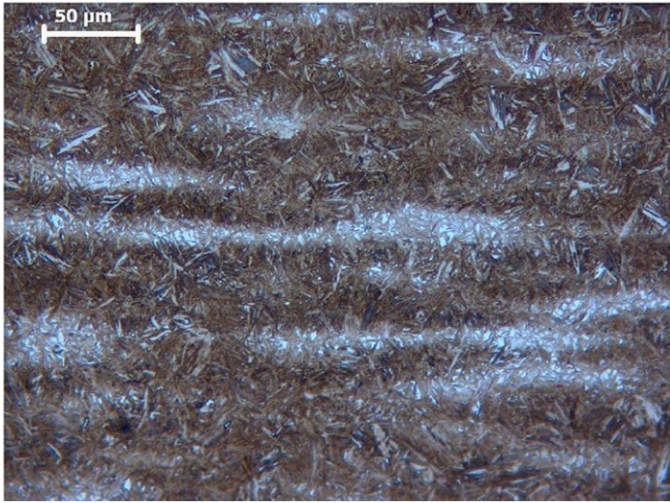
Şekil 3.1. Yumuşatma tavlama sırasında sementit katmanlarının kürelere dönüşmesi (Thelning, 1984: 207–211)

Piyasada sunulan AISI 52100 çeliğinin karbür oranı hacimce %16 olarak hesaplanmıştır ve karbür cinsini belirlemek için yapılan çalışmada bromür–metanol çözeltisiyle yapıdan çıkartılmış karbürlerin üzerine uygulanan X–ışınları toz bezemeleri sadece $(FeCr)_3C$ göstermiştir. Glowacki ve diğerleri, ölçümleriyle benzer şekilde çıkartılmış karbürün ağırlıkça %9'unun Cr olduğunu saptamışlardır (Stickels, 1974). Diğer bir çalışmada ise ferritin içindeki C miktarı sıfır olarak kabul edildiğinde ağırlıkça %1 C içeren AISI 52100 çeliğinde hacimce %14,95 karbür olduğu ve karbürün ağırlıkça %9'unun Cr olduğu saptanmıştır (Beswick, 1987). Sementitin Cr içeriğinin ağırlıkça en çok %18,4 olabileceği saptanmıştır (Woodyatt ve Krauss, 1976)

AISI 52100 gibi yüksek karbonlu çelikler genellikle AISI 8620, AISI 4118, AISI 4620 gibi düşük karbonlu çeliklere göre daha kalitelidirler. Bunun sebebi rulman için üretilen çelikler dahil olmak üzere, bütün bu çeliklere ergitmeden sonra vakumda gaz giderme

işlemi yapılması ve bunun sonucu olarak C oranı arttıkça oksijen gidermenin daha iyi tamamlanmasıdır (Stickels ve Janotik, 1980).

Bantlaşma, mikro ölçekli birikimlerin deformasyon eksenine paralel ayrı katmanlar oluşturmasıyla meydana gelen faz ayrışması olarak tanımlanmaktadır. Plaka şeklinde temin edilen AISI 52100 çeliğinde östenitleme ve suverme sonucunda bantlaşma gözlenmiştir, bantlı yapının yok edilmesi için kontrollü atmosferde 1150 °C’de 8 saat homojenizasyon ısı işlemi yapılmıştır (Nakazawa ve Krauss, 1978). Benzer mikroyapıya 950 °C – 1200 °C arasında kömürde veya yanık yağda ısıtılıp şahmerdanda dövülen numunelerde de rastlanmıştır (Resim 3.2). Bantlaşmayı önlemek için indüksiyonda kontrollü ısıtma ve hassas ısı kontrollü dövme işlemi uygulanmalıdır. 1200 °C’de 1 saat homojenizasyon ısı işleminin de etkili olduğu görülmüştür. Soğuk haddelenmiş çift fazlı çeliklerde (ferrit + martensit) ise; sıcak haddeleme sonrasında soğuma hızını artırarak ve düşük ara kritik sıcaklıklarda (750 °C) tavlama süresini uzatarak mikroyapıdaki bantlaşma kalıcı olarak önlenabilmektedir (Caballero ve diğerleri, 2006)



Resim 3.2. Mikroyapıda bantlaşma

3.2. Denge ve Östenitleme

Çizelge 3.1 ve Çizelge 3.2’de %1 C ve %1,5 Cr içeren çeliğin ortalama kompozisyonu için hesaplanmış denge faz oranları verilmiştir. Şekil 3.2’de ise çok bileşenli ve çok fazlı sistemlerde, faz denge ve termodinamik özellikler hesaplama yazılımı MTDATA kullanılarak, sıvı, ferrit, östenit, sementit, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 (M: Mo, Ti, V, Nb, Cr, Si, Mn

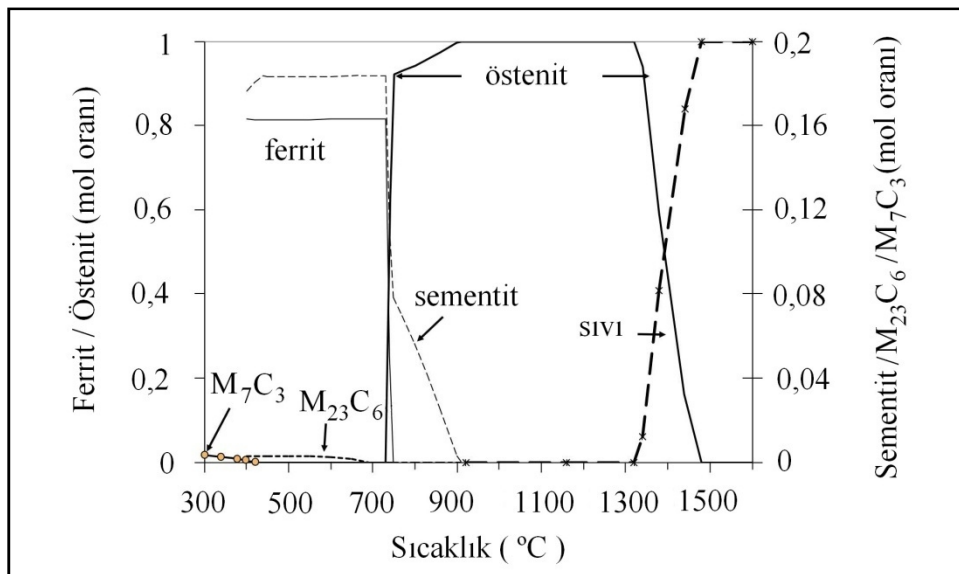
gibi karbür oluşturan elementleri ifade etmekte) faz oranları sıcaklığa bağlı olarak verilmiştir.

Çizelge 3.1. Östenitleme sıcaklığı 840 °C’de hesaplanmış östenit ve sementit denge kompozisyonları (Bhadeshia, 2012)

Faz	C	Cr	Si	Mn	Mo	Ni
Ortalama kompozisyon (ağırlıkça %)	1,04	1,45	0,25	0,35	0,05	0,125
Östenit denge kompozisyonu (ağırlıkça %)	0,86	1,15	0,26	0,34	0,05	0,13
Sementit denge kompozisyonu (ağırlıkça %)	6,74	11,00	~0	0,66	0,17	0,02

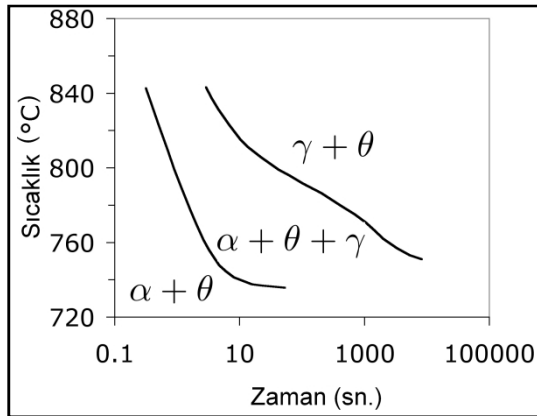
Çizelge 3.2. Östenitleme sıcaklığı 860 °C’de hesaplanmış östenit ve sementit denge kompozisyonları (Barrow ve diğerleri, 2012)

Faz	C	Cr	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Al
Ortalama kompozisyon (ağırlıkça %)	0,97	1,38	0,28	0,28	0,06	0,18	0,21	0,04
Östenit denge kompozisyonu (ağırlıkça %)	0,77	1,07	0,29	0,27	0,05	0,19	0,20	0,04
Sementit denge kompozisyonu (ağırlıkça %)	6,73	10,40	~0	0,53	0,25	0,02	0,54	~0



Şekil 3.2. MTDATA kullanılarak hesaplanmış faz oranları (Hollox ve diğerleri, 1981)

A_{CM} sıcaklığının üstünde östenitlemek, karbürlerin tamamının çözünmesine, östenit tane boyutunun aşamalı büyümesine, plaka martensite geçişe ve kalıntı östenitte artışa sebep olur (Nakazawa ve Krauss, 1978). Şekil 3.3'te izotermal dönüşüm grafiği gösterilmektedir (Melander, 1982). Denge şartlarında 900 °C civarında çelik tamamen östenit olur, ancak 1040 °C'de östenitlendiğinde yeterli süre beklenirse AISI 52100 çeliğinde sementit tamamen çözünür ve östenitteki C ağırlıkça %1,1 ve östenit tane büyüklüğü 40 μm – 60 μm arasında olur (Stickels, 1974). Daha düşük sıcaklıklarda, östenit + sementit bölgesinde (850 °C) ağırlıkça ~%1 C içeren AISI 52100 çeliğinde yüksek miktarda küresel karbür çözünmediğinden östenitteki C ağırlıkça %0,55 olur. Difüzyonsuz martensit dönüşümü etkisiyle suverme neticesinde martensitteki C ağırlıkça %0,55 olur. Östenitleme sıcaklığı ve süresindeki farklılıklar, sertlik ile sertleştirilmiş mikroyapının martensit içeriği arasında doğrusal ilişki kurmayı zorlaştırmaktadır (Krauss, 1999; Krauss, 2001). Yapılmış çalışmalarda yaklaşık aynı östenitleme sıcaklıklarında farklı sürelerle bağlı olarak, mikroyapıda farklı C içerikleri hesaplanmıştır.

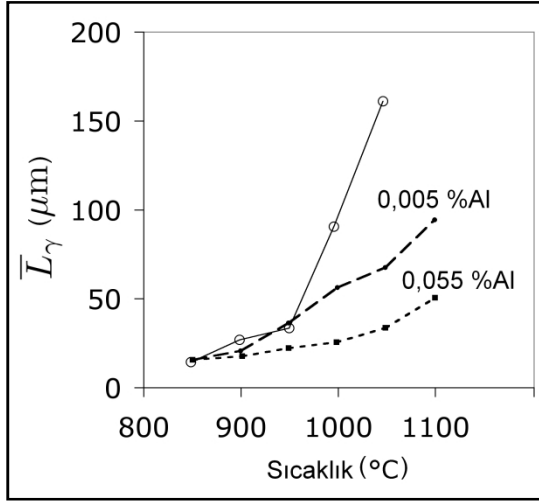


Şekil 3.3. İzotermal dönüşüm grafiği (Melander, 1982)

Karbürler çözeltiye alındığında, alüminyumun da etkisiyle, yüksek sıcaklıklarda östenit tane boyutunun (ortalama çizgisel kesişme $\overline{L_\gamma}$) östenitleme (1 saat bekleme süresinde) sıcaklığıyla nasıl değiştiği Şekil 3.4'te gösterilmektedir. Östenitleme tek faz bölgesinde yapıldığında, alüminyumun (alüminyum nitrat) tane boyutu üzerinde etkisi vardır. Hatta daha küçük tane boyutları kısa süreli ısıtım ile elde edilebilir (Grange, 1971).

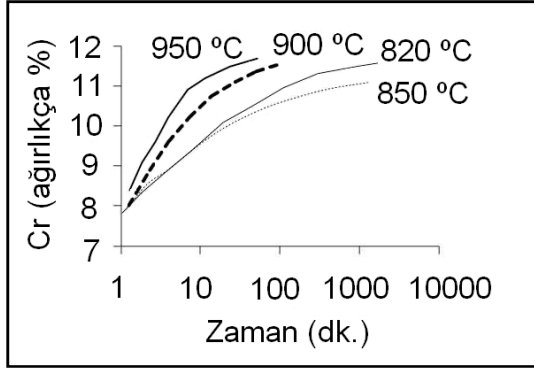
Sementitin çözünme kinetiği, Avrami teoremine dayanarak yarı deneysel “zaman–sıcaklık” parametresiyle ifade edilebilir. Karbür çözünmesi, östenitleme öncesinde çeliğin

soğuk işlenmesiyle hızlandırılabilir (Beswick, 1984). Endüstriyel ısıtma uygulamalarında denge sağlanamadığından (kısa bekleme süreleri), östenit oluşumunu sağlamak için, A_{CM} sıcaklığının üstünde bir sıcaklığa kadar aşırı ısıtma gerekmektedir. $2^{\circ}C/sn.$ oranında ısıtma sonucu östenit $A_{c1} = 756^{\circ}C$ 'de oluşmaya başlar ve ferrit $790^{\circ}C$ 'ye ulaşıldığında tamamen yok olur (Beswick, 1984).



Şekil 3.4. Östenit tane büyüklüğü değişimi (Hengerer ve diğerleri, 1993)

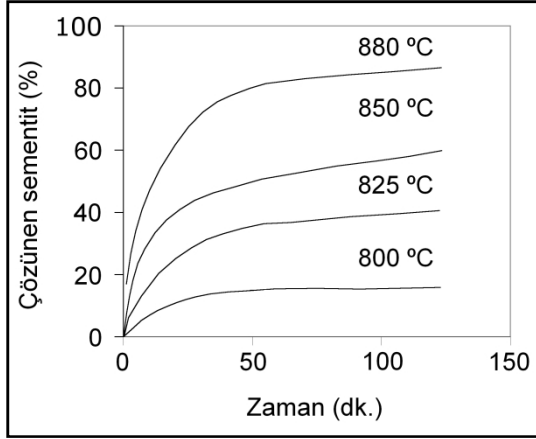
Yaklaşık ağırlıkça %3–%4 sementit $840^{\circ}C$ 'de genellikle çözünmemiştir, kesin miktar östenitleme zamanına ve başlangıç mikroyapısına bağlıdır. Isıl işlem sonrasında mikroyapıdaki sementit, çeliğin aşınmaya karşı direncini artırır (Monma, 1968). Benzer bir hesaplama ise $860^{\circ}C$ 'de gerçekleştirilmiş ve hacimce ~%4 sementit fazının östenitle birlikte bulunduğunu göstermektedir (Barrow ve Rivera–Díaz–del–Castillo, 2011). Sementit ayrıca çeliğin içinde bulunan bir miktar kromu içine alır, yer alan çözünen seviyesi, endüstriyel uygulamalarda zaman aralığına bağlı olarak denge seviyesine ulaşmayabilir (Österlund, 1982). Cr konsantrasyonunun zaman ve sıcaklıkla nasıl değiştiği Şekil 3.5'te gösterilmektedir. Başlangıçta, sementit, yer alan çözünenlerin içindeki elementlerin birleşimi ile hızla oluşur ve sonrasında zamanla dengelenir (Beswick, 1987, Beswick, 1988). Bu duruma enerji sanayisi için üretilen çeliklerde sıklıkla rastlanır (Bhadeshia, 1989).



Şekil 3.5. Sementitin zamana ve östenitleme sıcaklığına bağlı Cr konsantrasyonu (Beswick, 1988)

Cr A_{CM} sıcaklığını yükseltir. Östenit + sementit bölgesinde herhangi bir sıcaklıkta sementit oranı kromsuz çeliklere göre daha yüksektir (Kelly ve Krauss, 1985). Kromca zenginleşmenin sonucu olarak sementitin termodinamik kararlılığı sağlanır, bu sayede çözünmemiş parçacıklar, ısıtılma ve işleme sırasında faz dönüşümünü engelleyebilirler (Beswick, 1988; Wadsworth ve Sherby, 1978). X-ışını ve elektron kırınımı kullanılarak yapılan son çalışmalar sementit zannedilen bazı küresel parçacıkların $(FeCr)_{23}C_6$ olabileceğini göstermiştir. Bu parçacıkların kimyasal analiz sonuçları verilmediği halde Cr konsantrasyonlarının belirtilenden çok fazla olduğu, söylenmektedir (Yamamoto ve diğerleri, 2007). Sementit haricindeki karbürlerin Cr içeriğinin ağırlıkça ~%7 olduğu hesaplanmıştır (Beswick, 1987).

Östenitleme süresi genellikle 20 dk. dır. Ancak, bu sürede dengeye ulaşılacağını tahmin etmek sadece bir varsayımdır. Yapılan çalışmalarda ve sanayide uygulanmasa bile küreselleştirilmiş mikroyapıya sahip AISI 52100 çeliğinde 880 °C – 900 °C'nin altında dengeye ulaşmanın yaklaşık 3 saati bulacağı görülmüştür (Sourmail ve Smanio, 2013). Küreselleştirilmiş başlangıç mikroyapısına sahip AISI 52100 çeliğinde östenitleme sıcaklığına bağlı olarak sementit çözünmesinin hesaplanmış kinetiği Şekil 3.6'da gösterilmektedir. Östenitin C konsantrasyonu (ağırlıkça %0,86) alaşımdan (ağırlıkça %1,04) az olur, karbonun bu ağırlık oranı dikkate alınarak yapılan hesaplamalarda, martensit başlangıç sıcaklığı 148 °C olarak hesaplanmıştır (Bhadeshia, 1981a; Bhadeshia, 1981b). Bu nedenle, sonraki faz değişimleri düşük sertleşebilirliği olan C miktarı azalmış östenitten meydana gelir (Bhadeshia, 2012).



Şekil 3.6. Sementit çözünmesinin kinetiği (Guillot ve Dudragne, 1982)

C konsantrasyonunu ağırlıkça %0,77'e düşürerek, Si ve Mn ile katı çözelti sertleşmesi yoluyla çözünmemiş sementit miktarını azaltmak için deneyler yapılmıştır (Scott ve Blakewell, 1978). Bu tür alaşımlı çelikler, hızlandırılmış aşınma testlerinde kıyaslanabilir özellikler göstermiş olsa bile, sanayide ağırlıkça %1 C içeren çelik alaşımı kullanılmaya devam edilmektedir. Bunun bir sebebi de, düşük karbonlu çeliklerin küreselleştirilmesinin daha yavaş olmasıdır (Vedula ve Heckel, 1970).

3.3. Alaşımlama ve Sertleşebilirlik

3.3.1. Alaşımlama

Gelişmiş yüksek karbonlu çeliklere olan piyasa ihtiyaçları doğrultusunda bilinen kalitelerde değişiklikler yapılmaktadır. Malzeme kalitesini geliştirmek için döküm sırasında oluşan birincil karbürlerin sıcak haddeleme veya dövme ile ayrılmaları, incelmeleri ve homojen dağılmaları hedeflenmektedir. Bu amaçla yüksek karbonlu çeliklerde Cr içeriğinde değişiklikler yapılmaktadır (Yaso ve diğerleri, 2008). AISI 52100 çeliğinde ağırlıkça %1,30–%1,60 arasında bulunan kromun küreselleştirme, daha ince karbür oluşumu ve ferritten östenite dönüşme sıcaklığı üzerinde olumlu etkisi vardır (Beswick, 1987). Geliştirilmiş AISI 52100 çeliğinde ise, bir yandan sertliği ve sertleşebilirliği korurken öte yandan Cr miktarını azaltmak amacıyla, V ile mikro alaşımlama yapılmış ve bunun için de normalden fazla Si (ağırlıkça %0,85) kullanılmıştır (Brandis ve diğerleri, 1984; Darragh ve diğerleri, 1971). Benzer bir durum silisyum–molibden kullanımında da görülmüştür (Crawford, 1964; Crawford ve Chang, 1963;

Diesburg ve diğerleri, 1984). Si, sementitin içindeki düşük çözünürlüğünün verdiği üstünlük ile martensitin düşük sıcaklıkta temperlenmesini yavaşlatır (Kozeschnik ve Bhadeshia, 2008). Mo alaşım karbürler yada bunların öncül oluşumları aracılığıyla, temperleme işlemi süresince yer alan çözünenlerin hareketli olmasını sağladığı ölçüde sıcak sertliği artırmaya yardımcı olur. Silisyumla geliştirilmiş (ağırlıkça %0,31–%1,42) AISI 52100 çeliğinin temperlenme direncindeki artış yuvarlanma temas direncinin artmasına sebep olur. Bunun nedeni, aynı ısı işlem seviyesinde elde edilen daha yüksek sertlik değeri olabilir (Nakashima, 2008).

Fe–Cr–C alaşımlarına Ti eklenmesi TiC oluşumunu sağlar. Bu da titanyum karbürün yüksek derecelerde kararlı olması nedeniyle 1100 °C’ye kadar östenit tane büyümesini önler (Carlson ve diğerleri, 1979). Rulman çeliğinde yorulma ömrünü düşürmesi nedeniyle TiN içeriğinin düşük olması istenmektedir. Termodinamik hesaplamalar sonucunda Ti içeriğini kontrol eden esas faktörün cürufun TiO_2 içeriği olduğu anlaşılmıştır. Rulman çeliği üretiminde Ti–Al–O sisteminin dengesi de çeliğin Ti içeriğini kontrol etmek açısından önemlidir. Çözünebilen Al içeriğini uygun oranda düşürmenin de kalıntı miktarını düşürmede etkili olduğu görülmüştür. Rulman çeliğinin Ti içeriği 30×10^{-6} ’dan az olduğunda TiO_2 içeriği %0,3’ten az ve çözünebilen Al içeriği %0,015 az olması ve cürufta CaO/SiO₂ oranının 3’ün altında olması gerektiği anlaşılmıştır (Wu ve diğerleri, 2008).

Yüksek P oranının kalıntı karbürlerin küreselleşmesini geciktirdiği bulunmuştur (Brown ve Krauss, 1986). Al ve Mn, ϵ -karbürleri sementitten daha fazla kararlı hale getirir. Bu aslında daha çok faz dönüşüm enerjisini düşürür ve Mn ve C bakımından zengin çeliklerde (ağırlıkça %7,5’e kadar) ϵ -karbürleri kararlı çökelti haline getirir (Jang ve diğerleri, 2010).

Si alaşımlı çeliklerin temperlenme dirençleri beynitik ve martensitik yapıda da mükemmeldir (Vuorinen ve diğerleri, 2007). Si östenitin içine C difüzyonunu düşürür, C yüksek manganlı ve düşük silisli bölgeleri tercih eder (Darken, 1948). Si miktarı arttıkça östenitleme sırasında yapıda yeterli miktarda karbür çözünmesi için östenitleme süresinde belirgin artış yapılmalıdır. Si miktarının düşürülmesi ise en hızlı beynitik dönüşümü sağlamıştır (Sourmail ve Smanio, 2013). Östenitleme sırasında P, östenit tane sınırlarına birikir ve suverme sırasında tane sınırlarında çok ince bir sementit tabakası oluşmasına yardımcı olur (Ando ve Krauss, 1981).

Çelik mikroyapısına kuvvetli bir östenit kararlaştırıcısı olarak N ilave etmek önceleri zordu. Ancak çelik yapımında yeni kullanılan üstün teknolojiyle günümüzde bu daha mümkün hale gelmiştir. N arayer atomu olduğundan katı çözelti sertleşmesine sebep olur, Hall–Petch¹ etkisiyle yüksek akma dayanımına katkıda bulunur ve sürünme özelliği ve sünekliğin yanı sıra korozyon direncinde de iyileşmeye neden olur. Bu şekilde Ni çökeltisinin yerini tutar. Ayrıca temperleme sırasında oluşan krom karbür çökeltilerinin sayısal kontrolüne katkıda bulunur. Bu da doğrudan korozyon direncine etki eder (Lee ve diğerleri, 2009).

Orta karbonlu çeliklerden farklı olarak yüksek karbonlu çeliklerdeki yüksek Cr içeriği (ağırlıkça ~%1,45) küreselleştirme işlemi sonucunda büyük semetit oluşumuna neden olur. Bu da, yüksek karbonlu çeliklerin C bölüşmesini düşürür. Aynı şekilde Si geçiş karbürlerinin çökmesinde belirgin bir etki yapamaz. Ancak orta karbonlu çeliklerde olduğu gibi, daha düşük suverme sıcaklıkları, yüksek karbonlu çeliklerde daha yüksek östenit kararlılığına neden olur. Bunun nedeni de bölüşmeye uygun şekilde oluşan martesitin karbonca aşırı doymuş olmasıdır (Nayak ve diğerleri, 2008). Östemperleme süresini düşürmek için çeliğe ağırlıkça %2'nin altında Al ve Co ilave edilebilir (Garcia–Mateo ve diğerleri, 2003).

Geliştirilmiş AISI 52100 çelik türlerinin ancak bir kısmı günümüzde sanayide kullanılmaktadır. Bunun sebebi rulman sanayiinde üretim bandındaki herhangi bir değişikliğin maliyetinin çok yüksek olması ve geliştirilmiş alaşımların birçoğunun endüstriyel uygulamalarda kullanılabilmesi için gerekli özelliklerinin bütününün gereksinimleri karşılamamasıdır.

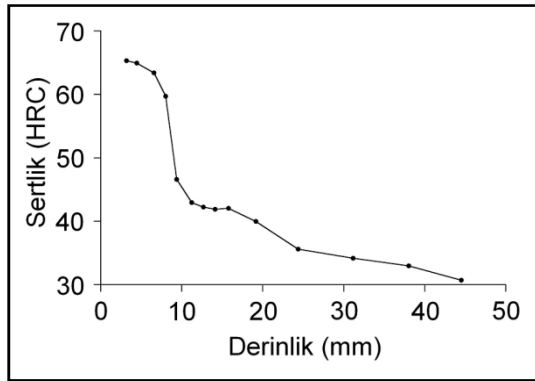
3.3.2. Sertleşebilirlik

Alaşımin sertleşebilirliği Şekil 3.7'de 845 °C'de östenitlenmiş AISI 52100 çeliği Jominy eğrisiyle gösterilmiştir. AISI 52100 çeliği en az 5 mm derinliğe kadar tamamen martensitik olur. Sertleşebilirlik eğrileri östenitleme sıcaklığı ve kritik çapa bağlı olarak AISI 52100 çeliğinin standart aralıktaki belirli kimyasal kompozisyonları ve genel kullanımdaki suverme yoğunluğunu gösterir (Şekil 3.8). Asıl sertleşebilirlik belirlenen aralıktaki belirli

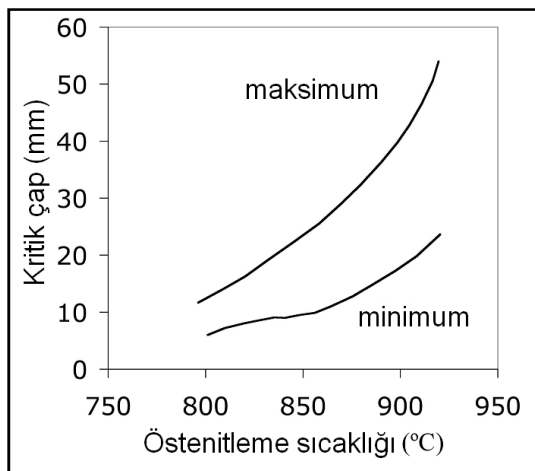
¹ Hall–Petch denklemi: tane boyutu ile metalin akma dayanımı arasındaki ilişkiyi ifade eder.

kimyasal kompozisyona bağılı olarak değişebilir. AISI 52100 çeliğinde suverilmiş halde martensit büyük C konsantrasyonu ile aşırı doymuş haldedir. Çözünmeye doğru eğilim de aynı zamanda yüksektir. Bu nedenle çeliğin sertliği az da olsa soğutma hızına duyarlıdır. Bunun nedeni, martensitin kendiliğinden temperlenmesinin (autotempering), martensitin oluşabildiği düşük hızlarda meydana gelmesidir (Kagan ve diğerleri, 1981).

Sertleşebilirlik, östenitin içindeki karbür boyut ve dağılımına ve dolayısıyla karbür dağılımını etkileyen çeşitli parametrelere bağlıdır. (Kachanov, 1962). AISI 52100 çeliğinin diğer bir alaşımı olan manganca zenginleştirilmiş olan 100CrMn6 ise, daha büyük sertleşebilirliğe sahiptir (Cappel ve diğerleri, 2004). Aynı mikroyapıya sahip olan molibdene dayalı diğer alaşımlar ise çok daha derine kadar sertleşebilirler (Eberhard ve Zwirlein, 1984).



Şekil 3.7. Jominy test verileri (Andersson–Drugge ve Lund, 1993)

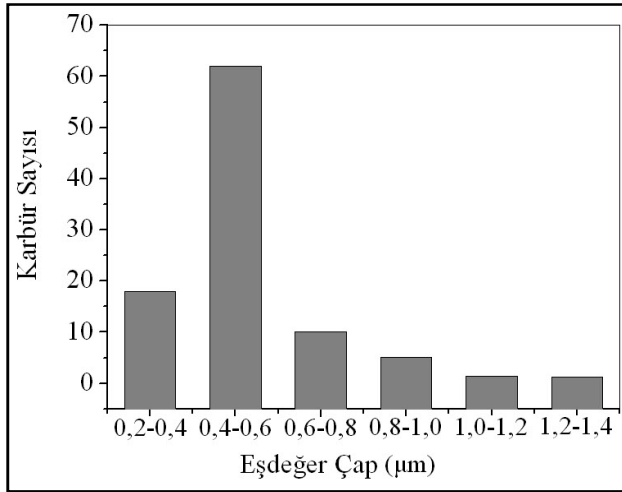


Şekil 3.8. Sertleşebilirlik eğrileri (Hewitt, 1981)

3.4. Suverme ve Temperleme

Endüstriyel uygulamalarda, suverilmiş haldeki martensitik mikroyapılarda oluşan kalıntı gerilme ve düşük tokluk istenmeyen özelliklerdir. Bu yüzden sertleştirilmiş parçaların neredeyse tamamı daha sonra temperlenir (Krauss ve Matlock, 1995).

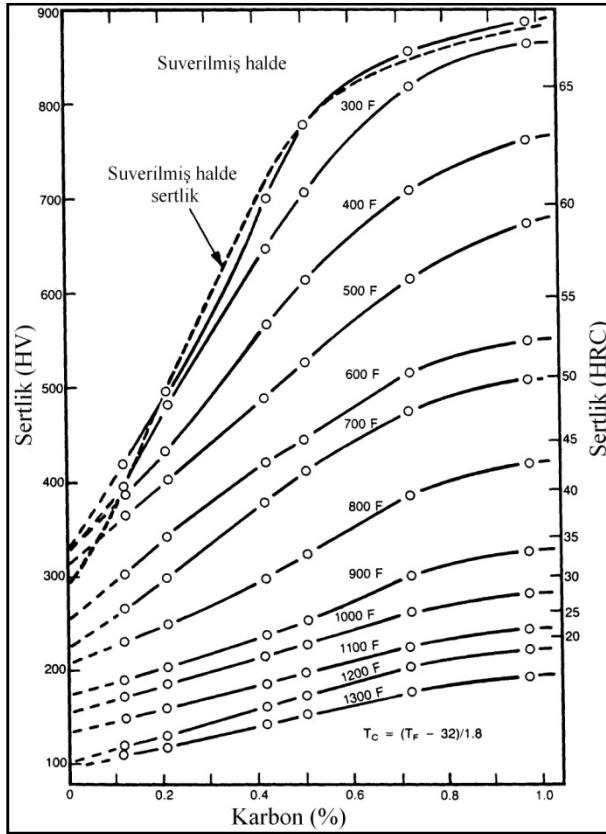
Çelik, östenitleme sıcaklığından suverildiğinde, mikroyapıda, martensit ile birlikte yaklaşık hacimce %6 kalıntı östenit ve östenitleme sırasında çözünemeyen $\approx$ %3–%4 sementit parçacıkları görülür (Beswick, 1989; Tsubota ve diğerleri, 1998). Daha sonra yaklaşık 160 °C’de temperlendiğinde, belirli bir oranda kalıntı östenit ayrışır ve doymuş martensitte demirin çeşitli geçiş karbürleri çöker. Bu parçacıklar, normalde homojen bir biçimde dağılır ve yaklaşık boyutları 0,4–0,6 μ m olarak ölçülür (Şekil 3.9). Geçiş karbürlerinin kristal yapıları belirsizdir. Jack ve Cohen tarafından ϵ ve η karbür olarak ifade edilirler (Mittemeijer ve diğerleri, 1988). 1150 °C’de homojenize edildikten sonra ara kritik sıcaklıktan suvermek ve sonrasında temperlemek, oluşan karbürlerin boyutsal dağılımını etkiler, önemli bir kısmı 0,25 μ m den küçük olan sıkışık tane içi karbürlerin oluşumuna neden olur (Brown ve Krauss, 1986).



Şekil 3.9. Karbürlerin boyutsal dağılımı (Daguier ve diğerleri, 2006)

AISI 52100 çeliğinin düşük derecede temperlenmesi sonrasında, martensitin dayanımı büyük ölçüde katı çözeltideki C (Şekil 3.10) ve demirin ince geçiş karbürleri, ϵ -karbürle bağlıdır. Malzeme, uzun çalışma sırasında, maksimum çalışma sıcaklığı sınırı olan 200 °C’yi aşan sıcaklıklarda yumuşar (Carter ve diğerleri, 1958). Montaj aşamasında rulmanı

şafta geçirmek için, gevşek veya sıkı geçmede farklı olarak, 80 °C – 100 °C arasında veya 225 °C'ye ısıtmak gerekebilir. Çelik, martensitik dönüşüm sonrasında 150 °C'de temperlenmiş kararlı yapıda olacağından, mikroyapıda herhangi değişime sebep olmayacak şekilde, yumuşamayı önlemek için kısa süreli ısıtma yöntemi bulunmuştur (Andreev ve diğerleri, 1976). Kısa süreli ısıtma 40 saniye süreyle 230 °C'ye ısıtma, sertlik açısından, 1 saat süreyle 150 °C'ye ısıtma ile aynıdır (Shepelyakovskii ve diğerleri, 1983).



Şekil 3.10. Temperleme sıcaklığı ile Fe-C alaşımında C içeriğine bağlı sertlik değişimi (Krauss, 2001)

Martensitin temperlenmesi sırasında mikroyapısal değişimi saptamak amacıyla hem dar hem geniş kapsamlı araştırmalar yapılmıştır. Dar kapsamlı araştırmalarda elektron mikroskobu (ve ona bağlı teknikler) kullanılarak karbürlerin doğasını ve yapısını tespiti yönelik çalışmalar yapılmıştır. Geniş kapsamlı araştırmalarda ise iç sürtünme, öz direnç ve boyutsal ve termal analizlerle, ısıtma eğrileri boyunca ve/veya izotermal yaşlandırma işlemleri sırasında detaylı mikroyapısal ölçümler yapılmıştır. Düşük hacim oranlarına bağlı olarak karbürlerin ancak sınırlı etkileri vardır. Bu etkiler genelde boyutsal ve termal analizler kullanılarak zorlukla ölçülebilir. Bu nedenle, yüksek karbonlu düşük alaşımlı çeliklerde temperlemeye bağlı karbür çökmesini araştırmak için termoelektrik güç (TEP)

kullanılmıştır (Tkalec diğerleri, 2004). TEP ölçümleri gibi yeni bakış açıları sağlayacak alternatif teknikler AISI 52100 çeliğinin araştırılmasında da kullanılmıştır (Perez ve diğerleri, 2009).

En kararlıdan daha az kararlıya doğru Fe karbürlerin (Fe_3C , Fe_4C , Fe_2C) yüzeyleri kıyaslandığında, yüzey enerjisi ve C içeriği arasında doğrusal korelasyon saptanamamıştır. Fe karbürlerin en kararlı yüzeyi ile HMK demirin en kararlı yüzeyi kıyaslandığında, karbür yüzeyinin daha düşük enerjiye sahip olduğu görülmüştür. Buna bağlı olarak yüzey termodinamiğine göre Fe yüzeyinde karbon konsantrasyonunu arttırmanın tercih edilen durum olduğu söylenmektedir (Bao ve diğerleri, 2009).

3.4.1. Sabit sıcaklıkta temperleme

Temperlenmeye bağlı olarak (160 °C’de 0,25–4 saat) AISI 52100 çeliğinde $\epsilon \rightarrow \eta \rightarrow \theta$ faz dönüşümü ve bunun mekanik özellikler üzerine olan etkileri araştırılmıştır. Martensitik dönüşüm sonucunda plaka martensit, birincil karbür, kalıntı östenit ve bir veya daha fazla ϵ , η ve θ fazlarını içeren kompleks mikroyapı oluşumu gözlenmiştir. Çökelti kinetiği hesaplamalarında, çökelti/matris kafes uyumsuzluğu gerinimi, parçacık boy–en oranının (BEO) etkileri, faz plakası sınırlarındaki çekirdeklenmeler, dislokasyonlar ve çökelti/matris arayüzey enerjisi dikkate alınmalıdır. Buna bağlı olarak çökelti hacim oranı, ortalama yarıçap, parçacık sayısı ve matris kompozisyonundaki artış, farklı dengelerde¹ çok bileşenli çökelti kinetiği hesaplamaları kullanılarak; katı çözeltideki C miktarı, martensit tetragonallığı ve morfolojisi arasındaki etkileşim, çökelti/matris gerinim enerjisi, mevcut çökelti çeşitleri ve morfolojilerine bağlı niceliksel olarak tarif edilmiştir (Barrow ve diğerleri, 2012).

Martensitik matriste, kararlı karbür (θ –fazı) oluşumu öncesi geçiş karbürlerinin (ϵ – fazı, η – fazı) çekirdeklenmesinde ve büyümesinde, ısıtım işlem şartları ile birlikte kalıntı θ –fazı kompozisyonu belirleyicidir (Perez ve diğerleri, 2009). Martensitik dönüşümün, C atomunu enerjik olarak tercih edilmeyen oktahedral bölgelere yerleştiren mekanik ikizlenme ile kolaylaştığı görülmüştür (Taylor ve diğerleri, 1989).

¹ Paraequilibrium: Hultgren tarafından 1947 de ilk olarak ortaya atılan kavram yer alan Mn ve arayer C elementinin alaşımda çok büyük hareketlilik farklılığının olması ve ferrit/östenit dönüşümü sırasında Mn elementinde bölüşme olmaması şeklindeki dönüşümleri ifade etmektedir (Yeon ve diğerleri, 2001).

Daha önce yapılmış çalışmalarda, yüksek karbonlu martensitin 160 °C’de temperlenmesi sırasındaki geçiş karbürlerinin çökmesi araştırılmıştır (Genin, 1988; Hagg, 1934; Hirotsu ve Nagakura, 1972; Nagakura ve diğerleri, 1983; Taylor ve diğerleri, 1989). Genellikle C konsantrasyonunun ağırlıkça %1’in üstünde olduğu durumlarda, temperlemenin ilk aşamalarında ortorombik η -fazı, hekzagonal ε -fazını baypas ederek direk olarak karbonca doymuş martensitten çökler. Temperlemenin daha ileri aşamalarında η -fazı doğrudan θ -fazına dönüşür veya daha yüksek sıcaklıklarda görülmez. C konsantrasyonunun ağırlıkça %1’in altında olduğu durumlarda temperleme sırasında yalnızca ε -fazı görülür (Morra ve diğerleri, 2001).

Endüstriyel östenitleme sonrasında, katı çözelti içindeki C konsantrasyonunun ağırlıkça ~%0,6 olduğu ve müteakiben uygulanan 160 °C’de 1–2 saatlik temperleme sonrasında kalıntı θ -fazının çökelti sertleşmesi yoluyla malzemenin dayanımını arttırdığı düşünülmektedir. Ancak, AISI 52100 çeliği için, geçirim elektron mikroskobu (TEM) ve X-ışını kırınımı (XRD) yöntemleri kullanılarak yapılan araştırmalar, temperleme sırasında, ε -fazının, η -fazına ve θ -fazına dönüşümünün ve bu dönüşümün mekanik özellikler üzerine etkisinin belirgin olmadığını göstermiştir (Barrow ve diğerleri, 2012).

Çökeltme süreci incelendiğinde, temperleme öncesinde, öncel östenit taneleri içerisinde büyük birincil karbürler olduğu gözlemlenmiştir. Bu tanelerin içinde yüksek oranda nano ölçekli ikizlenmiş martensit plakaları ve ince film ve blok morfolojilerde kalıntı östenit bulunmaktadır. Standart ısıtıl işlem uygulamalarında suverilmiş halde kalıntı östenit miktarı XRD yöntemiyle hacimce %10–%11 olarak hesaplanmıştır. Birincil karbürlerin miktarı ise aynı yöntemle hacimce %4 olarak tespit edilmiştir. Katı çözelti içindeki C konsantrasyonu ise ağırlıkça %0,73 olarak hesaplanmıştır (Zhao ve diğerleri, 2006). Bu C konsantrasyonuna sahip olan martensitin yapısı, kafes parametreleri $a_{\alpha'} = 0,286$ nm, $c_{\alpha'} = 0,295$ nm ve $c_{\alpha'}/a_{\alpha'} = 1,031$ olan hacim merkezli tetragonaldır (Jimenez–Melero ve diğerleri, 2007).

Temperlemenin ilk aşamalarında, nano ölçekli çökelti martensitten çekirdeklenmiştir (Çizelge 3.3). Yüksek çökelti yoğunluğuna bağlı olarak, yoğun çekirdeklenme bölgesinin belirlenmesi zordur. Bununla birlikte, parçacıkların martensit ikizleri ve plaka sınırları, öncül östenit tane sınırları, öncül karbür/matrıs arayüzeyi ve nano ölçekli ikizlenmiş

bölgelerde çekirdeklendiği savunulmaktadır. Bu parçacıklar, seçili-alan kırınımı (SAD) yöntemi kullanılarak belirli bir oryantasyonda dizilmiş ϵ -fazı olarak tespit edilmişlerdir. Bu oryantasyon, ϵ -fazı çekirdeği oluşumu sırasında meydana gelen hacim gerinimini en aza indirir. Aynı zamanda, martensitin içinde, hegzagonal Mo_2C çekirdeklenmesi olasılığının araştırıldığı oryantasyondur (Yamasaki, 2004). Ancak, genel olarak, Mo_2C için alışılmış oryantasyondan (Jack, 1950; Jack, 1951), hafif sapma gösterir (Murphy ve Whiteman, 1970).

Çizelge 3.3. Temperleme süresine bağlı çökelti büyüklüğü ve boy-en oranı (BEO) (Barrow ve diğerleri, 2012)

Zaman (s.)	Faz	Çap (nm)	Uzunluk (nm)	BEO	Yoğunluk (m^{-3})
0,25	ϵ -fazı	2 ± 1	2 ± 2	1	$6 \pm 0,2 \times 10^{24}$
1	ϵ -fazı	5 ± 1	10 ± 2	2	$10 \pm 2 \times 10^{23}$
2	η -fazı	10 ± 1	70 ± 5	7	$10 \pm 2 \times 10^{22}$
4	θ -fazı	10 ± 1	72 ± 5	7	$10 \pm 2 \times 10^{22}$

Temperleme devam ettikçe, ϵ -karbürler sadece alışılmış oryantasyonda matrisle olan bağlantısına uyum sağlayacak şekilde büyümüş olurlar. Parçacıklar, martensit ikizleri tane sınırları boyunca uzarlar. Ancak çökelti/matris arayüzeyinde gerinime bağlı düşük kırınım kontrastı yüzünden SEM kullanılarak bunları gözlemlemek zordur. Sarmal dislokasyon serilerinden oluşan martensit ikizleri tane sınırlarında, matristeki kafes gerinimlerini azaltacak şekilde C konsantrasyonu artmıştır. Bu bölgeler, aynı zamanda, ϵ -fazının büyümesine neden olacak şekilde çözünen deposu olarak hizmet ederler (Miller ve diğerleri, 1981). Temperlemenin ilk aşamalarında, 2 saate kadar ϵ -karbürler hala küçüktür, büyümeye karşı koyarlar (Barrow ve diğerleri, 2012).

İki saat geçince, çökeltiler, çapça ve uzunlukça büyümüşlerdir ve sayısal çoklukları azalmıştır. SAD yöntemi kullanılarak belirlenenler ise, ϵ -fazının dalgali karakterine sahip küçük karbürlerden oluşan η -fazıdır. η -fazı, izole edilmiş bölgelerde, birkaç nano ikizi ikiye bölecek yeterli boyutta, ikiz sınırlarına dik, iğnemsî bir morfolojide gözlenmiştir. Dört saatin sonunda, η -fazı, karbür boyutunda asgari seviyede değişim ve çökelti yoğunluğundaki azalmayla θ -fazına dönüşür. θ -fazı, daha küçük parçacıklardan meydana

gelir (Barrow ve diğerleri, 2012). θ -fazının matrisle olan oryantasyon ilişkisi sayesinde arayüzleri matristen bağımsızdır (Honeycombe ve Bhadeshia, 1995: 185).

η -karbür ve θ -karbürlerle ilişkili kırımın kontrastı, temperleme sürecinin, ε -karbürlerin yoğunlukla gözlemlendiği, erken aşamalarındaki kırımın kontrastından daha azdır. Temperlemenin, C hareketliliğine bağlı $\varepsilon \rightarrow \eta \rightarrow \theta$ dönüşümünü de kapsayan ileri aşamalarında (2 ila 4 saat), yer alan çözünenlerden az miktarda bölünme enerji spektrum görüntülemesi yöntemiyle gözlenmiştir (Barrow ve diğerleri, 2012). Beynitik dönüşüm sırasında Cr ve Mn karbürleri, θ -fazına geçerler (Barrow ve Rivera-Díaz-del-Castillo, 2011).

Temperlemede 2 saat ile 4 saat arasında θ -fazına dönüşen ε -fazı çökmesiyle martensit tetragonallığını kaybeder (Çizelge 3.4 ve Çizelge 3.5). Temperlemenin ilk 0,25 saati sonrasında dislokasyonlara C birikmesi ve ε -fazı çökmesiyle matrisin C konsantrasyonu ağırlıkça %0,24 olur (Perez ve diğerleri, 2009). Geçiş karbürlerine ilaveten 0,25 saat ile 2 saat arasında görünen θ -fazı; öncül östenit tane sınırlarına yerleşmiş birincil karbürler nedeniyledir. $\{01\bar{1}0\}_{\varepsilon}$ ve $\{121\}_{\theta}$ pikleri ε -fazı ve θ -fazı kafes parametrelerinin çok yakın ve özellikle 0,25 saat sonrasında ε -fazı miktarının beklenenden fazla olduğunu göstermektedir. Bir saatin sonunda ε -fazı miktarı yaklaşık 3 kat artmıştır. Bu durum, büyümenin C konsantrasyonu fazla olan ikizler tane sınırları boyunca kontrol edildiğinden, matristeki C konsantrasyonuna (ağırlıkça %0,02) bağlı değildir (Barrow ve diğerleri, 2012).

Çizelge 3.4. Temperleme süresine bağlı faz dönüşümü (Barrow ve diğerleri, 2012)

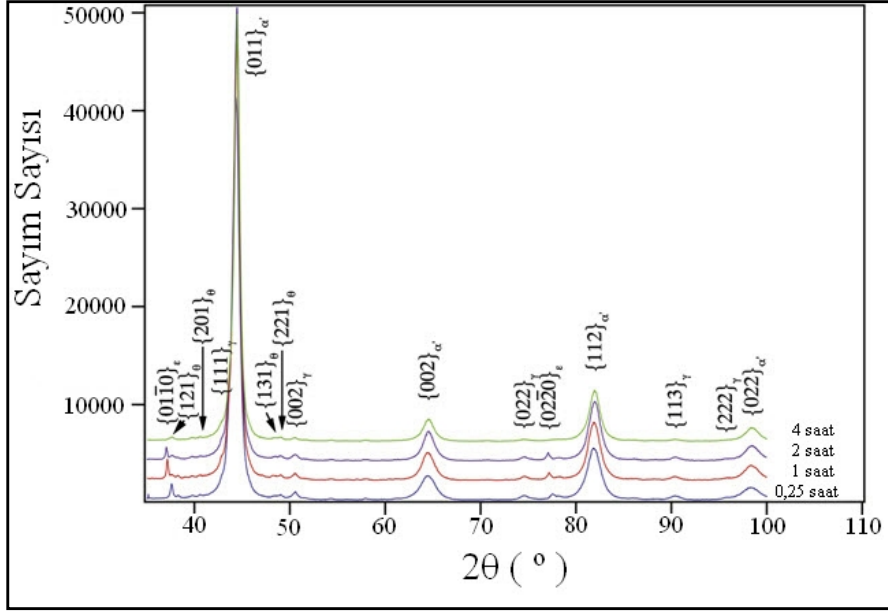
Zaman (s.)	$\varepsilon + \eta$ (hacim %)	θ (hacim %)	α' (hacim %)	γ (hacim %)
0,25	$2,4 \pm 0,2$	$4,0 \pm 0,2$	$82,5 \pm 0,2$	$11,1 \pm 0,2$
1	$6,5 \pm 0,2$	$4,0 \pm 0,2$	$78,2 \pm 0,2$	$11,3 \pm 0,2$
2	$7,3 \pm 0,2$	$4,0 \pm 0,2$	$77,7 \pm 0,2$	$11,0 \pm 0,2$
4	$0,0 \pm 0,2$	$14,1 \pm 0,2$	$82,1 \pm 0,2$	$3,8 \pm 0,2$

Çizelge 3.5. Temperleme süresine bağlı martensit kafes parametreleri ve C miktarı (Barrow ve diğerleri, 2012)

Zaman (s.)	$a_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}/a_{\alpha'}$	α' içindeki C (ağırlıkça %)
0	$0,2860 \pm 0,00005$	$0,2960 \pm 0,00005$	$1,034 \pm 0,01$	$0,73 \pm 0,03$
0,25	$0,2870 \pm 0,00005$	$0,2902 \pm 0,00005$	$1,011 \pm 0,01$	$0,24 \pm 0,03$
1	$0,2782 \pm 0,00005$	$0,2895 \pm 0,00005$	$1,010 \pm 0,01$	$0,22 \pm 0,03$
2	$0,2874 \pm 0,00005$	$0,2889 \pm 0,00005$	$1,005 \pm 0,01$	$0,11 \pm 0,03$
4	$0,2878 \pm 0,00005$	$0,2881 \pm 0,00005$	$1,001 \pm 0,01$	$0,00 \pm 0,03$

İki saat sonrasında matris $c_{\alpha'}/a_{\alpha'} = 1,005$ oranına sahip düşük karbonlu martensit halini alır ve η -fazı görülür. η -fazının içindeki küçük parçacıklar ε -fazıdır, η -fazındaki C konsantrasyonu düşük, ε -fazındaki C konsantrasyonu yüksektir. İlk saate kıyasla pik pozisyonunda daha fazla bir değişim olmaz. Bir saat ile iki saat arasında gözlenen çökelti büyümesiyle uyumlu olarak $\varepsilon \rightarrow \eta$ dönüşümü ilk saati hemen geçince gerçekleşir. ε/η karbür çökmesi numunenin hacminde belirgin bir azalmaya neden olur. (Mittemeijer ve diğerleri, 1988). Temperlemenin son aşamasında ise matris bütün tetragonallığını kaybeder. Son olarak, $\{01\bar{1}0\}_{\varepsilon}$ yansımayla η -fazı θ -fazına dönüşür. θ -fazının büyümesine ek olarak kalıntı östenit $\alpha + \theta$ -fazına dönüşür (Barrow ve diğerleri, 2012).

Temperleme sırasındaki mikroyapısal değişimler, $\{002\}_{\alpha'}$ yansımasının pozisyonu ve şiddetiyle ölçülmüştür (Şekil 3.11). Temperleme süresince XRD verileri yardımıyla gözlenen 0,25 saat sonrasında oluşan ε -fazı pikleri, 2 saat sonunda gözlenen ε -fazı pikleri η -fazında demir atomlarının hegzagonal diziliminden kaynaklanmaktadır. İlk saat süresince martensit tetragonallığındaki hafif azalma artan $a_{\alpha'}$ kafes parametresi sonucu olarak pik pozisyonunda bir kaymayı yansıtmaz. Pik şiddetinin 0,25 saat sonrasında 1 saatte oluşandan daha düşük olması, ε -karbür çökmesinin tamamlanmadığının göstergesidir. $\{002\}_{\alpha'}$ yansımasının genişliği, tetragonal yapının özelliği ve dislokasyonlar ile çöktillerin uyumunun birleşmesiyle oluşan matristeki gerinin büyüklüğüne bağlıdır. Bu etkilerin üst üste gelmesi, pik genişliğine etkilerini ayrı ayrı incelemeye imkan vermez. Temperlemenin ilk aşamasında 0,25 saat sonunda en büyük olan pik genişliği, en çok, 1 saat ile 2 saat arasında azalır.



Şekil 3.11. Temperleme sürelerine bağlı XRD verileri (Barrow ve diğerleri, 2012)

3.4.2. Değişken sıcaklıklarda temperleme

AISI 52100 çeliğinde temperleme sırasında meydana gelen boyut değişimi, ϵ -karbürlerin çökmesine, kalıntı östenitin dönüşümüne, sementitin çökmesine ve dislokasyon yapısının geri kazanımı ve martensit çıtalarının kabalaşmasına bağlı olarak, TEP ölçümlerinden yararlanılarak, araştırılmıştır. Temperleme öncesinde XRD kullanılarak yapılan kalıntı östenit ölçümlerinde kriyojenik işleme tabi tutulan numunelerde kalıntı östenit hacimce $\%4,7 \pm 0,7$ ve kriyojenik işleme tabi tutulmayanlarda $\%10,3 \pm 1,5$ olarak ölçülmüştür (Perez ve diğerleri, 2009).

Temperleme sıcaklığının artışına bağlı aşamalı olarak aşağıdaki mikroyapısal değişimler gözlenmiştir:

- Birikim ($T < 100\text{ °C}$): C atomlarının ağırlıkça $\%2$ 'ye kadarının dislokasyonlara göçü.
- Birinci aşama ($100\text{ °C} < T < 200\text{ °C}$): ϵ -fazının oluşması.
- İkinci aşama ($200\text{ °C} < T < 300\text{ °C}$): kalıntı östenitin, sementite ve ferrite dönüşmesi.
- Üçüncü aşama ($200\text{ °C} < T < 350\text{ °C}$): varolan ϵ -fazının θ -fazına dönüşmesi.

($200\text{ °C} - 470\text{ °C}$ arasında M_3C karbürlerin çökeldiği saptanmıştır (Rogal ve Dutkiewicz, 2012).)

- Dördüncü aşama ($400\text{ °C} < T < 600\text{ °C}$): geri kazanım, martensit çıtalarının kabalaşması ve yeniden kristalleşme.

Bir ila üçüncü aşamalar C difüzyonunu içermektedir. Bununla birlikte, 4. aşama dislokasyon yapısının geri kazanımını içermektedir. Cr gibi alaşım elementlerinin karbonun difüzyon enerjisini etkili bir şekilde arttırdığı saptanmıştır. C difüzyonunun çökelme kinetiğini kontrol ettiği düşünülürse, sıcaklık ve süre denkliği önemlidir. Bununla birlikte, aktivasyon enerjisi çökelmede sınırlayıcı faktörse, klasik çekirdeklenme ve büyüme teorisine dayalı daha gerçekçi bir çökelme modeli kullanılması gerekir (Perez ve Deschamps, 2003; Perez ve diğerleri, 2008).

Kalıntı östenitin dönüşümü ve sementitin çökmesi (θ -fazının oluşumu) iki eşzamanlı işlemdir. Dislokasyonlarda biriken C, ϵ -fazında ve θ -fazındakinden daha kararlıdır. Östenitleme sırasında çözünmemiş karbürlerdeki C miktarı temperleme süresince sabit kalmaktadır. Bu kabullenmeler doğrultusunda TEP yöntemi ile yapılan ölçümler, farklı sürelerde ve sıcaklıklarda oluşan karbür çökmesi ve östenit ayrışmasını, C difüzyonunun yönettiğini göstermiştir. Aynı ölçümler, malzemede toplamda %0,3'lük bir büzümeye neden olan dislokasyon yapısının geri kazanımını ve martensit çıtalarının kabalaşmasını da demir atomlarının hareketliliği ile ilişkili olduğunu göstermiştir (Perez ve diğerleri, 2009).

Su verilmiş ve temperlenmiş SAE 52100 çeliğinde yarı dengeli östenit fazının östenit dönüşümü kinetiğini yüksek sıcaklıklarda (200 °C – 235 °C) ve sabit çekme gerilimi altında yüksek enerji senkrotron XRD deneyleriyle araştırılmıştır. Bu çalışmada östenitin sürekli ferrit ve sementite dönüştüğü gözlemlenmiştir. Dönüşüm kinetiği karbon atomlarının hareket eden γ/α arayüzeyinin önündeki östenitin içine uzun mesafeli difüzyonuyla kontrol edildiği görülmüştür. 295 MPa'lık çekme gerilimi karbonun kalıntı östenit içinde difüzyonunu desteklediği ve bunun toplam sürecin aktivasyon enerjisinin düşmesine sebep olduğu görülmüştür (Jimenez–Melero ve diğerleri, 2013).

3.5. İzotermal Dönüşüm

AISI 52100 türü çelikler 200 °C – 450 °C arasında izotermal dönüşümle beynitik yapılabılırler, dönüşüm sıcaklığı 350 °C'nin altında olduğunda alt beynit mikroyapıda baskın olur (Hollox ve diğerleri, 1981). Alt beynitteki karbürlerin sementit olduğu saptanmıştır (Swahn ve diğerleri, 1976). TEM ve atom sonda tomografisi (APT) kullanılarak yapılan daha yakın tarihli çalışmalarda ise bu karbürlerin ağırlıkça ~%25 C içeriğine sahip sementit (θ) ve ağırlıkça ~%29,4 C içeriğine sahip ϵ -karbür ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$)

olduğu, üst beynitteki karbürlerin ise sementit olduğu saptanmıştır (Song ve diğerleri, 2013). Bununla karşılaştırıldığında düşük sıcaklıkta (100 °C – 200 °C) temperlenmiş martensitte ise ϵ -karbür olduğu bilinmektedir (Becker, 1981; Bhadeshia, 2012). İlk faz ile karbonun beynitik ferrit içinde çözünmesi için kalıntı östenit ve çökeltiye bölme şeklinde iki talep olması farklılığı meydana getirir. İlk oluşan faz hakim olduğunda çökeltme ağırlıklı olarak karbonca zengin östenitten olur (Bhadeshia, 1980). Ferritin içinde ϵ -karbür ve sementitin termodinamik kararlılığı neredeyse aynı olduğu ancak östenitte sementit oluşumunun tercih edildiği görülmüştür (Song ve diğerleri, 2013). AISI 52100 de görülen 230 °C’de 10 saat süreli izotermal dönüşümle meydana gelmiş alt beynitik mikroyapı Resim 3.3’te gösterilmektedir.



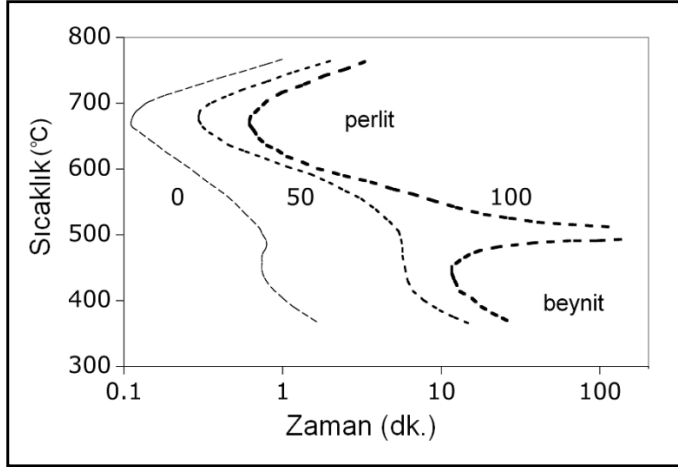
Resim 3.3. AISI 52100 çeliğinde alt beynit (Vetters ve diğerleri, 2006)

Şekil 3.12’de 1040 °C’de 30 dk. süreyle tamamen östenitlenmiş Fe–1,04C–0,32Mn–0,19Si–1,35Cr (ağırlıkça %) için izotermal dönüşüm grafiği gösterilmektedir. Tane büyüklüğü 40 μ m – 60 μ m, $T > 450$ °C olduğunda östenit tane sınırlarına çökelmiş ötektoid öncesi sementit ihmal edildiğinde rakamlar dönüşüm yüzdesini göstermektedir. Şekil 3.13’te $\gamma + \theta$ faz bölgesinde 845 °C’de 20 dk. süreyle östenitlenmiş Fe–0,95C–0,44Mn–0,21Si–1,42Cr (ağırlıkça %) için izotermal dönüşüm grafiği gösterilmektedir. Rakamlar dönüşüm yüzdesini göstermektedir (Vetters ve diğerleri, 2009). İzotermal ısıl işlemle M_s sıcaklığının altında az miktarda martensit oluşturma ihtimali vardır (Hsu, 1987).

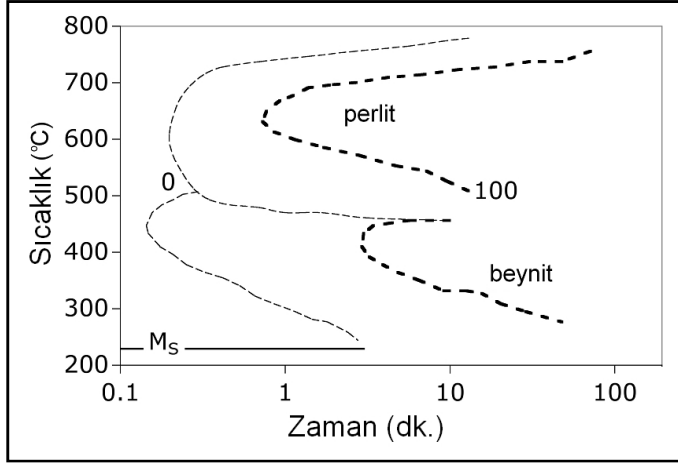
Şekil 3.13'te Şekil 3.12'den farklı olarak C konsantrasyonunu düşürmek için daha düşük sıcaklıkta östenitlenmiş kimyasal kompozisyonu neredeyse aynı çelik için yatay ölçekte çizilmiş alternatif grafik gösterilmektedir; sonuç olarak dönüşüm için itme kuvvetindeki artış beynit reaksiyonun ivmelenmesine sebep olur (Bhadeshia, 1982). Diğer taraftan östenitleme sıcaklığı daha fazla olduğunda (Şekil 3.12., Şekil 3.13.) perlit oluşumu daha hızlıdır; çünkü daha büyük konsantrasyonda C östenitin içinde çözünür. Şekil 3.14'te Fe–0,95C–0,36Mn–0,28Si–1,84Cr (ağırlıkça %) çeliği için sürekli soğuma dönüşümü grafiğinde karbonla kalıntı östenitin zenginleşmesine bağlı olarak, martensitin öncesinde beynite kısmi dönüştüğünde, sertlikteki değişimi göstermektedir.

M_s 'in hemen üstündeki sıcaklıklarda tamamen beynite dönüşüm 4 saat sürebilir, suverilmiş ve temperlenmiş durumla kıyaslandığında ısı işleme artı maliyet getirir. Reaksiyonu hızlandırmak mümkündür; bu ilk olarak M_s 'in yaklaşık 20 °C altında bir dakikadan daha az bekletmek ve daha sonra beynit bölgesine çıkmakla olur (Vetters ve diğerleri, 2006). Sadece beynit dönüşüm aralığında, daha yüksek sıcaklıklarda dönüşüm kinetiğini hızlandırmak için bu şekilde kesintili suverme bir süredir bilinmektedir (Bhadeshia, 2001a; Lange ve Mathieu, 1938). Rulman çeliklerinde deneysel olarak iki aşamalı suvermenin sertliği düşürmeden ısı işlem süresini kısaltabildiğini göstermiştir (Dong ve diğerleri, 2010; Lund ve diğerleri, 2000; Vetters ve diğerleri, 2006; Vetters ve diğerleri, 2009), ancak işlemin sanayide uygulanabilir olduğunu halen ispatlamak gerekmektedir. Örnek olarak 210 °C de AISI 52100 çeliğinin tamamen dönüşebilmesi için 33 saat gerekmektedir, sonucunda elde edilen sertlik 60,1 HRC'dir, ancak sertlikte çok az bir düşme ile 59,9 HRC'de aynı işlem 9 saat beklemenin ardından 250 °C'de bir saat beklemeyle gerçekleştirilebilir (Lund ve diğerleri, 2000).

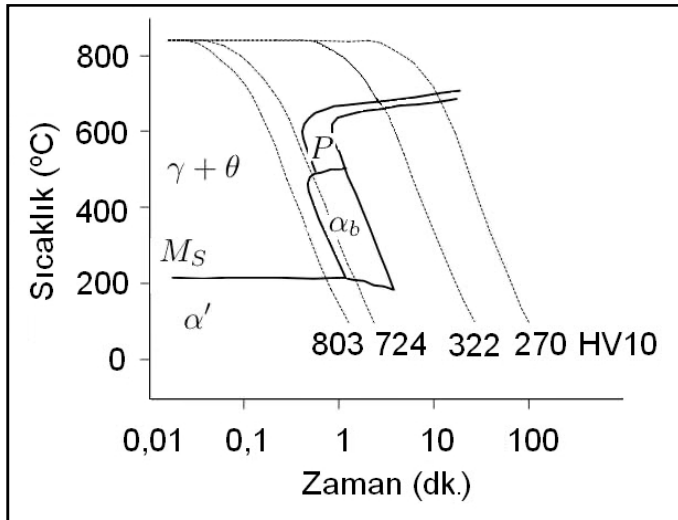
Karbür bileşenleriyle beynitik mikroyapının bir avantajı da AISI 52100 gibi rulman çeliklerinde hemen hemen bütün östenit bitene kadar reaksiyonun devam edebilmesidir. Östenit içeriği en düşük hacimce %1 olur, bu şekilde izotermal dönüşmüş yapı boyutsal olarak kararlıdır. Beynit üretimindeki tipik ısı işlem uygulaması suverme çatlağı ihtimalinin en aza indirilmesine yardımcı olur (Mikus ve diğerleri, 1960).



Şekil 3.12. Fe-1,04C-0,32Mn-0,19Si-1,35Cr çeliği için izotermal dönüşüm grafiği (Stickels, 1974)



Şekil 3.13. Fe-0,95C-0,44Mn-0,21Si-1,42Cr çeliği için izotermal dönüşüm grafiği (Vetters ve diğerleri, 2009)



Şekil 3.14. Sürekli soğuma dönüşüm grafiği (Bhadeshia, 2012)

Kinetik sınırlamalar ve ısıt işlemin kompleks olması nedeniyle kısmen büyük ölçekli uygulamalarda östemperlemeyle (M_s sıcaklığının üstünde izotermal bekleme) AISI 52100 çeliği tamamen beynitik mikroyapı elde etmeye çok uygun değildir (Chakraborty ve diğerleri, 2009). Ancak uygun alaşım elementi eklenmesiyle (Mo, gibi) öztemperleme sürelerinin azalacağı ve tamamen beynitik mikroyapılar üretilebileceği söylenmektedir (Beswick, 1989, Olund ve diğerleri 1998).

Beynitik çeliklerin büyük oranda ticari başarısızlıklarının sebebi karbürlerdir. Bu alaşımlar daha ince karbür dağılımına sahip suverilmiş ve temperlenmiş martensitik çeliklere karşı rekabet edememişlerdir (Bhadeshia, 2012).

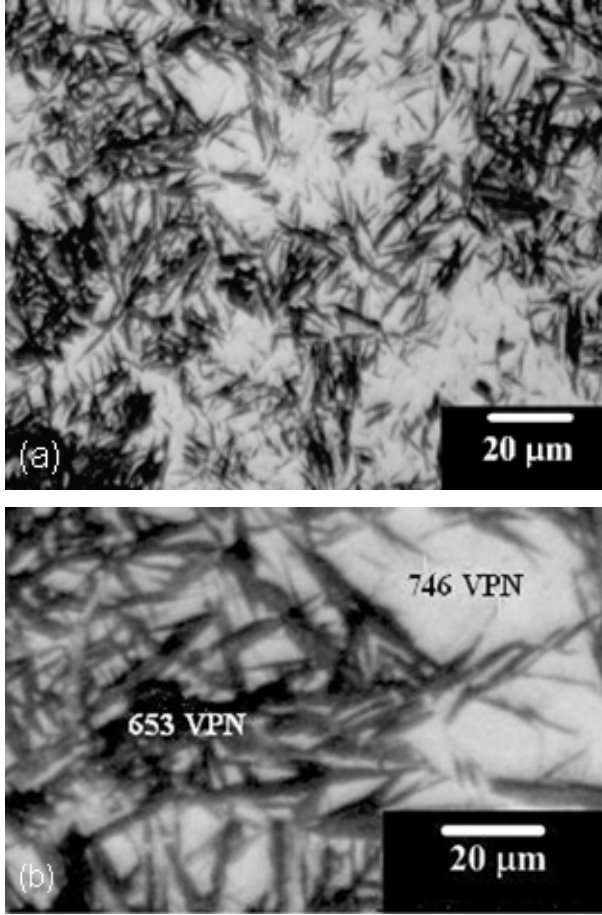
3.6. AISI 52100 Çeliğinde Beynit + Martensit Dupleks Mikroyapı

Uygun oranda beynit + martensit içeren dupleks mikroyapının yalnız martensitik veya beynitik mikroyapıya kıyasla çok daha iyi mekanik özellikler sergilediği bir çok araştırmacı tarafından ortaya konmuştur (Chakraborty ve diğerleri, 2008; Li ve Wang, 1993; Tomita ve Okabayashi, 1983; Wen ve diğerleri, 2006; Young ve Bhadeshia, 1994). Çalışmaların genelinde geleneksel östenitleme sıcaklığından (850 °C) daha yüksek östenitleme sıcaklıkları kullanılmıştır. Yapıda daha fazla kaba karbürü çözmek ve homojen dağılmış çok ince karbürleri çöktürmek amacıyla yüksek sıcaklıklar tercih edilmiştir. Dupleks mikroyapı çalışmalarının diğer bir ortak yönü ise, araştırmacılar tarafından, beynit dönüşümünün daha yüksek olduğu, nano boyutlu ferrit üretebilmek için, M_s sıcaklığına yakın östemperleme sıcaklıkları seçmeleridir. Süreye dayalı uygulanabilirliğin dikkate alındığı yakın tarihli çalışmalarda ise ısıt işlem döngüsü içerisinde soğuk deformasyon, termomekanik işlem ve termoelektrik yöntem gibi tane boyutunu düşürmeye yönelik çalışmalar yapılmaktadır (Chakraborty ve diğerleri, 2009; Chakraborty ve diğerleri, 2010; Chakraborty ve Manna, 2012).

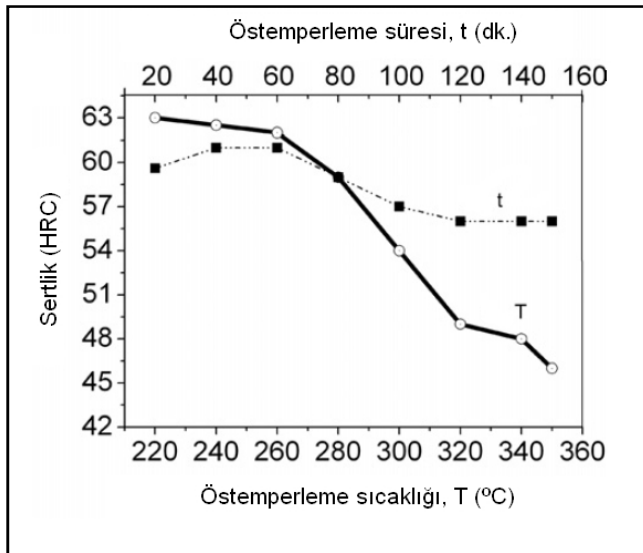
AISI 52100 çeliğinden numunelerde beynit + martensit mikroyapı 950 °C de 30 dk. östenitlemenin ardından (ara olmaksızın) 15 dk. – 120 dk. arası sürelerde, 250°C – 400 °C arasındaki sıcaklıklarda östemperlenme sonrasında suda suverme ile elde edilmiştir (Chakraborty ve diğerleri, 2008). Isıt işlem sonrasında, mikroyapı çalışmalarında yüksek büyütme SEM görüntüsünde ferritik demetlere gömülü halde parlak çok ince veya nano–ölçülü karbürler (< 80 nm), beraberinde çok büyük 950 °C de 30 dk. da çözünmemiş

küresel karbürler (hacimce %10–%15¹) görülmüştür. Mikroyapının dikkatli incelenmesi uzamış karbürlerin paralel ve düzenli geometride ferritik demetlere gömülü olduğunu göstermiştir. Seçilmiş numunelerin TEM araştırmaları aynı numunede iğnemi morfolojide martensit varlığını doğrulamıştır. Üç farklı östemperleme sıcaklığında elde edilen yapılarda genleşme ölçümleriyle birlikte yapılan sertlik testleri 270 °C’de en yüksek sertlik ve östenitten beynite en kısa oluşma süresiyle en iyi beynit + martensit kombinasyonunun elde edildiğini göstermiştir. Doğrudan karşılaştırmalı yöntemle, hacim oranı analizleri, elde edilen yapılarda, hacimce %5–%10 kalıntı östenit olduğunu göstermiştir. Suda suverme sonucu oluşan martensitin düşük tetragonallığından ve ferritle aynı kafes parametrelerine sahip olduğu için piklerinde belirgin bir ayırım görülememiştir. Resim 3.4’te beyaz, daha sert (746 VPN/62HRC) bölgeler martensit, siyah nispeten yumuşak (653VPN/58HRC) bölgeler beynit olarak gösterilmiştir (dağlanma etkisi). Alt beynit + martensit dubleks mikroyapı elde etmek için en uygun ısıl işlem aralığı 270 °C – 320 °C olarak saptanmıştır. 300 °C – 350 °C arasında, aynı sürede, düşük sıcaklıklarda olduğundan daha fazla ikincil karbür gözlenmiştir. Şekil 3.15’de (a) 950 °C de 30 dk. östenitlemenin ardından 270 °C’de östemperlenmiş sonrasında suda suverilmiş numunenin östemperleme süresine bağlı sertlik değişimi, (b) östemperleme sıcaklığına bağlı sertlik değişimi gösterilmektedir. Östemperleme sıcaklığının artmasıyla sertlikte meydana gelen istikrarlı düşüş karbür çökmesini düşündürmektedir. Bunun sonucu olarak yüksek sıcaklıklarda martensitin düşük karbon içeriği ve düşük tetragonallığı sertliği düşürmektedir. Mikroyapı çalışmaları 300 °C’nin üstünde östemperlemelerde karbürlerin daha kaba olduğunu göstermiştir. Aynı şekilde 270 °C östemperleme sıcaklığında, 30 dk. – 60 dk. arasında sertliğin tepe yaptığı ve sonrasında sürenin artmasıyla azaldığı ve sabitlendiği görülmektedir. Bu düşüş eğiliminin sebebi, süreyle birlikte artan beynit hacim oranıdır, 2 saatin sonunda sabitlenmektedir. Östemperleme süresince karbür çökmesini önlediği bilinen Si (ağırlıkça %0,27) eksikliğinden dolayı karbür çökmesi devam etmektedir. Bu sebeple östenitin kararlılığı hızlı gerçekleşmez (Bhadeshia, 2001a). Ferrit demetleri arasındaki blok şeklindeki östenitin martensite dönüşümü kolaylaşır, büyük miktarda östenitin kalması önlenmiş olur (Caballero ve Bhadeshia, 2004; Garcia–Mateo ve diğerleri, 2003; Garcia–Mateo ve Caballero, 2005).

¹ SEM fotoğrafında (200 nm skala) hesaplanan karbür miktarı.



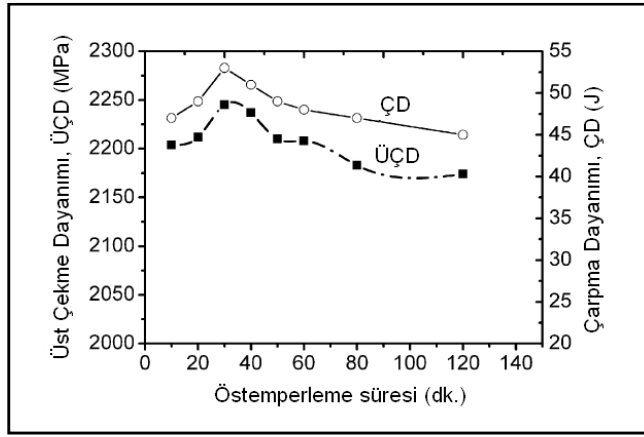
Resim 3.4. AISI 52100 çeliğinde a) beynit + martensit dubleks mikroyapı b) mikro sertlik ölçümü (Chakraborty ve diğerleri, 2008)



Şekil 3.15. Östempirleme süre ve sıcaklığına bağlı sertlik değişimi (Chakraborty ve diğerleri, 2008)

Şekil 3.16’da 950 °C de östenitlenmiş ve 270 °C de östempirlenmiş numunenin çekme dayanımı ve darbe tokluğu değişimi östempirleme süresine bağlı verilmiştir. Elde edilen

çok iyi çekme ve darbe tokluğu değerleri, tek bir sert fazdan oluşan mikroyapı yerine, sert bir fazla sınırlandırılmış zayıf fazın mekanik özellikleri iyileştirmesine atfedilebilir (Young ve Bhadeshia, 1994). Benzer sonuçlar daha önceki çalışmalarda da bulunmuştur (Tomita ve Okabayashi, 1983). Blok şeklindeki kalıntı östenitin martensite dönüşebileceği karbonca zenginleşme dikkate alındığında, östenitin C içeriğinin M_s sıcaklığını oda sıcaklığının altına düşürecek kadar fazla olmadığını göstermektedir.



Şekil 3.16. Östempereleme süresine bağlı çekme dayanımı ve darbe tokluğunun değişimi (Chakraborty ve diğerleri, 2008)

Elde edilen maksimum dayanım kombinasyonu, zayıf faz yığınının daha güçlü kütle ile etkili bağlanmasıyla açıklanabilir, ancak bağlanan yığının kalınlığı esas faz tarafından sınırlandırıldığı zaman bu sağlanabilir (Young ve Bhadeshia, 1994). Aslında, beynitik yapı boyutunun azalmasıyla birim hacme düşen ara yüzey alanı ve dayanım artar. Düşük Si ve yüksek karbonlu çelikte uzun östempereleme süresinden dolayı tamamen beynitik yapı üretmek endüstriyel olarak yüksek maliyetlerden dolayı uygulanabilir değildir.

İdeal östempereleme sıcaklık ve süresinden (270 °C de 30 dk.) sonra suda suverme beynit (hacimce %35) + martensit dubleks mikroyapı geliştirilmesini sağlamıştır ve iyileştirilmiş sertlik (~62 HRC), çekme (~2250 MPa) ve darbe tokluğu (ölçüsü verilmemiş numunede ~53 J) elde edilmiştir. Bu mükemmel kombinasyon geleneksel sertleştirme ve temperleme süreciyle elde edilemez (Chakraborty ve diğerleri, 2008; Young ve Bhadeshia, 1994). Benzer bir çalışmada beynit hacim oranının ~%37,5 elde edildiği durumda dubleks yapının en iyi mekanik özellikler kombinasyonunda artış meydana getirdiğini saptamışlardır (Wen ve diğerleri, 2006).

AISI 52100 çeliğinde beynit + martensitten oluşan yapı elde edilmesiyle üstün mekanik özellikler elde edilebileceği anlaşılmıştır. Bu durumu daha da ileriye götürmek için sert martensit plakaları veya çıtalaları arasındaki daha yumuşak beynitik–ferrit demetlerinin kalınlığını inceltmek gerekmektedir. Tamamen tek bir sert fazdan oluşan mikroyapı yerine sert bir matrisle sınırlandırılmış, zayıf faz mekanik özellikleri iyileştirebilir. Alışılmış Hall–Patch bağlantısını yer alan ve arayer atomlu katı çözelti sertleşmesi, pekleşme (deformasyon sertleşmesi) ve çökelti arası mesafenin etkileri aşağıdaki deneysel eşitlikle gösterilmiştir (Eş. 3.1) (Young ve Bhadeshia, 1994).

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sigma_c + \Sigma \sigma_{ss} + K_1 (L_3)^{-1} + K_2 \rho_d^{1/2} + K_3 \Delta^{-1} \quad (3.1)$$

σ_{Fe} tavlanmış saf demirin dayanımı

σ_c karbona bağlı katı çözelti sertleşmesinin etkisi

$\Sigma \sigma_{ss}$ bütün yer alan çözünenlere bağlı katı çözelti sertleşmesi toplamı

L_3 ferrit plakası kalınlığı

ρ_d dislokasyon yoğunluğu

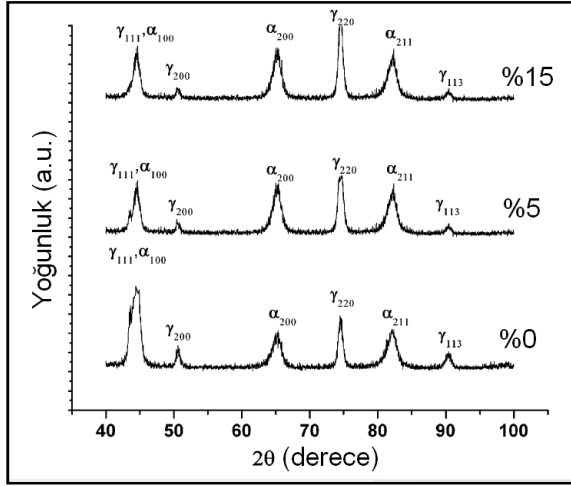
Δ karbür parçacıkları (veya çökelti) arasındaki mesafe

K_1, K_2, K_3 sabitler

Araştırmacılar L_3 ü azaltmak için östenit tane büyüklüğünü azaltmaya yönelik, numunelere ısıtıl işlem öncesi soğuk deformasyon uygulamışlardır. Önceki östenit tane büyüklüğü düştüğünde, katı faz beynitik çekirdeklenme kinetiğinin arttığını gözlemlemişlerdir (Barford ve Owen, 1962; Umemoto ve diğerleri, 1982). Beynit büyümesinin östenit taneleri incelendiğinde, durduğunu ortaya koymuşlardır (Graham ve Axon, 1959). Östenit tanelerini inceltmenin beynitin heterojen çekirdeklenme oranında artışa sebep olduğunu, ancak toplam dönüşümün yavaş büyüme oranıyla sınırlandırıldığını belirtmişlerdir (Matsuzaki ve Bhadeshia, 1999). Başka bir deyişle, önceki östenit tane boyutunu düşürmenin beynit için yeni çekirdeklenme bölgelerinin oluşmasına ve çekirdeklenme miktarının artmasına sebep olduğu ancak ferrit demetlerinin büyümesi tane sınırlarıyla sınırlandırıldığından ve ferrit demetleri ve/veya gömülmüş karbürleri inceltmek için tek başına yeterli bir etki yapmadığı görülmüştür (Chakraborty ve diğerleri, 2009).

Beynit + martensit yapıda çok ince (<500 nm) ferritik demetler üretmek için östenitleme öncesinde 10 mm çapında ve 180 mm boyunda küreselleştirilmiş AISI 52100 çeliğinden numuneler universal çekme testi cihazında %5, %10 ve %15 çekilerek uzatılmışlardır.

Numunelerin çekme işleminde tutulan uç kısımları kesilerek uzaklaştırılmıştır. 950 °C’de 15 dk. östenitlenen numuneler 270 °C’deki tuz banyosuna alınmış ve 10 dk. – 70 dk. arasında bekletildikten sonra suda suverilerek oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Şekil 3.17’de deformasyon uygulanmış (%5, %15) ve uygulanmamış (%0) numunelerin XRD profilleri gösterilmektedir.



Şekil 3.17. Deformasyon uygulanmış (%5, %15) ve uygulanmamış (%0) numunelerin XRD profilleri (Chakraborty ve diğerleri, 2009)

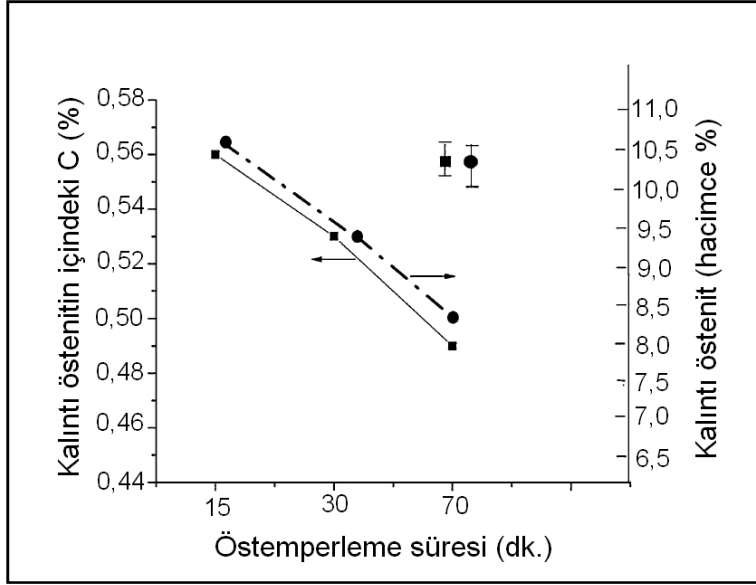
Çizelge 3.6’da yapıda bulunan fazların hacimce yüzdeleri gösterilmektedir. Deformasyon uygulanmamış numunelerde artan östenitleme süresiyle beynit hacim oranının arttığı, östenit ve martensit hacim oranlarının ise düştüğü görülmüştür. Ancak, artan soğuk deformasyon yüzdesiyle birlikte aynı östenitleme süresinde beynit hacim oranının düştüğü görülmüştür. Daha yüksek soğuk deformasyon yüzdesi ile dislokasyon yoğunluğunun arttığı ve kısmi yeniden kristalleşmeyle önceki östenit tane boyutunun düşmesine sebep olduğu bilinmektedir. Soğuk deformasyonun, mekanik kararlılıkla birlikte daha fazla kalıntı östenitin yapıda kalmasına sebep olduğu görülmektedir. Beynit miktarının artan soğuk deformasyonla birlikte az miktardaki düşüşüne esas olarak, östenitleme öncesi yeniden kristalleşme ve bunun sonucunda küçük östenit taneleriyle sınırlandırılmış ferrit büyümesiyle, önceki östenit tane boyutundaki belirgin düşüşün sebep olduğu söylenebilir (Bhadeshia, 2001a; Zakerinia ve diğerleri, 2011). Ayrıca, diğer bir sebep olarak ferrit demetlerinin büyümesinin 950 °C’de sadece 15 dk. östenitleme süresince tamamlanmamış yeniden kristalleşme sonucunda kalan dislokasyon dolanımı ile engellenmesi gösterilebilir. Daha da ötesinde önceki östenit tane boyutundaki düşmenin östenitin içinde çözünen C miktarını arttırması (Gibbs–Thomson etkisi) sonucunda kalıntı östenit miktarının artması,

beynit hacim oranının düşmesinin sebebi olabileceğidir. Ferrit pikinin yarı boyundaki toplam eninin dikkatli ölçümü gerinim ve aletin hata payını gidermek için gerekli düzeltmelerden sonra beynitik–ferrit kristalitinin boyutu 55 nm – 60 nm arasındadır. Bu sonuçlar mekanik özellikleri etkileyebilecek aralıkta olduklarını göstermektedir (Bhadeshia, 2004).

Çizelge 3.6. Dupleks mikroyapıda bulunan fazların hacimce yüzdeleri (Chakraborty ve diğerleri, 2009)

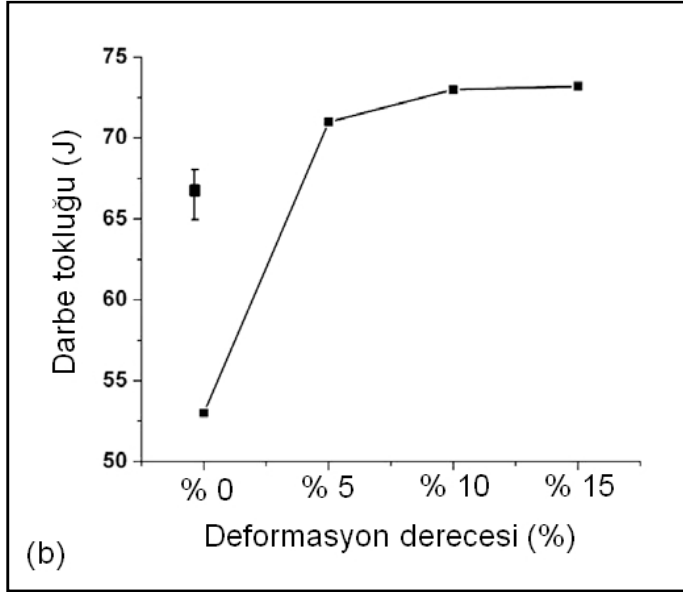
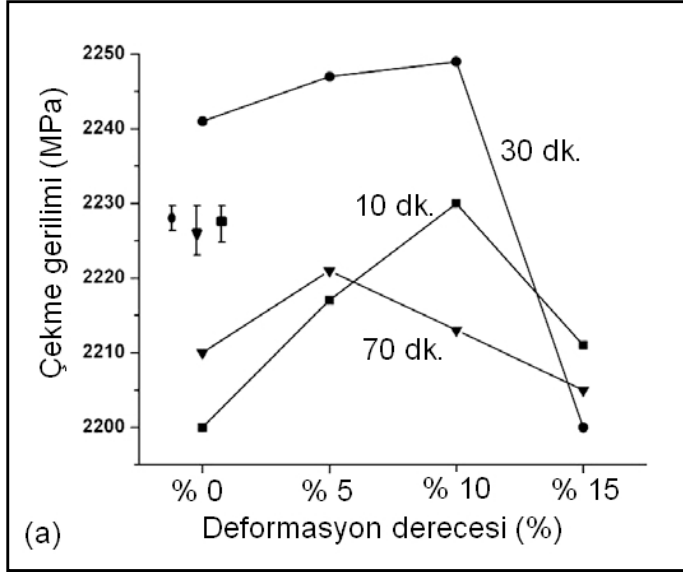
Soğuk deformasyon oranı	270 °C’de östemperleme süresi (dk.)	% Beynit	% Martensit	% Karbür	% Kalıntı östenit	
					Mikroyapı	XRD
0	15	10	77	1	12	
0	30	35	52	2	10	
0	60	40	47	3	8	
0	120	42	48	5	5	
%5	30	32	61	2	5	6
%10	30	30	63	1	6	6,7
%15	30	25	63	2	10	9,2

Şekil 3.18’de kalıntı östenitin C içeriğinin östemperleme süresine bağlı değişimi gösterilmektedir (%15 soğuk deforme edilmiş 950 °C de 15 dk. östenitlenmiş, 270 °C de östemperlenmiş numuneler için). Östenit pikinin ve östenit kafes parametrelerinin Nelson ve Riley analizleri kullanılarak hesaplanması östemperleme sürecinde C içeriğinin değişimini tahmin etmeyi sağlayacaktır (Cullity, 1959).



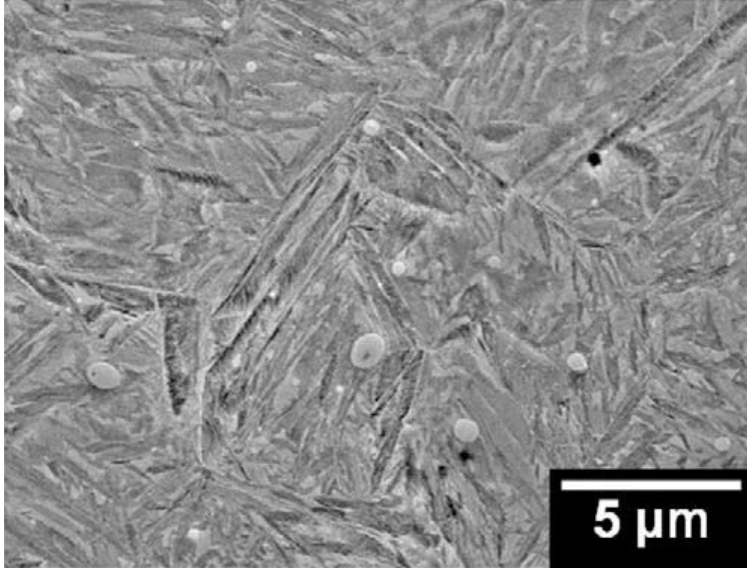
Şekil 3.18. Kalıntı östenitin C içeriğinin östempereleme süresine bağlı değişimi (Chakraborty ve diğerleri, 2010)

Şekil 3.19’da çekme gerilimi ve darbe tokluğunun soğuk deformasyona bağlı değişimi gösterilmektedir. Soğuk deformasyon miktarının %10 olduğu durumda en iyi değerler elde edilmiştir. Deformasyon miktarı %15’e çıktığında yapıda bulunan martensit/beynit oranının artması çekme geriliminin düşmesinin sebebi olarak görülmektedir. Soğuk deformasyon uygulanmadığında en yüksek ~53 J olarak hesaplanmış darbe tokluğu değerinin deformasyon uygulanmasıyla arttığı ve en yüksek ~73 J olduğu görülmüştür. Daha önceki çalışmalarda, benzer mikroyapıda GCr15 (AISI 52100) çeliğinde darbe tokluğu en yüksek değeri olarak 71,39 J gösterilmektedir (Li ve Wang, 1993). Darbe tokluğundaki artışın sebepleri olarak martensit + çok ince beynit dubleks mikroyapının ilerleyen çatlak engellemesi, saptırması ve daha yüksek darbe gerilimlerindeki nihai kırılma öncesinde çatlak ilerlemesinin toplam yol mesafesini uzatarak tokluğu arttırması gösterilebilir.



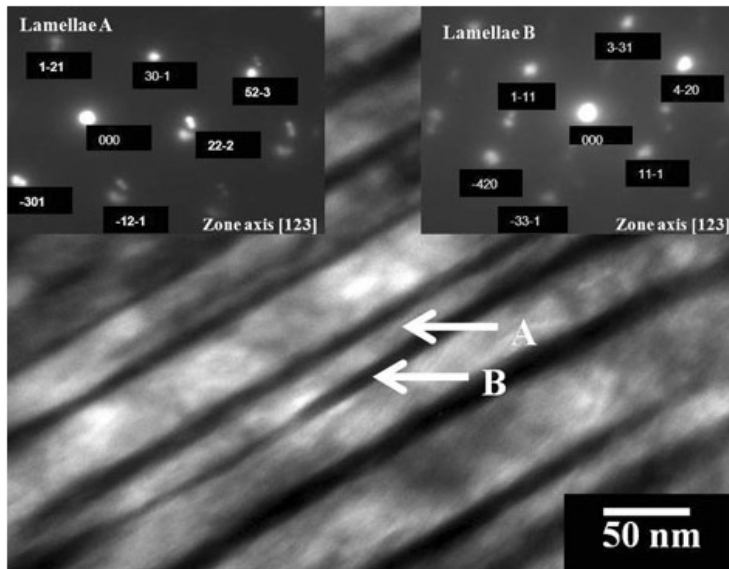
Şekil 3.19. Soğuk deformasyon yüzdesine bağlı a) çekme gerilimi b) darbe tokluğunun değişimi (Chakraborty ve diğerleri, 2009)

Resim 3.5’de az miktarda çözünmemiş küresel karbür içeren beynitik bölgede ferrit demetlerinin tipik morfolojisi ve boyutu gösterilmektedir (%10 soğuk deforme edilmiş, 30 dk. östemperlenmiş). Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) yapılarak tespit edilen karbürlerin (FeCrMn)-C (%8,75 C, %5,94 Cr, %0,8 Mn ve kalanı Fe) oldukları saptanmıştır.



Resim 3.5. Çok ince ferrit demetleri ve çözünmemiş karbürleri gösteren SEM resmi (Chakraborty ve diğerleri, 2009)

Resim 3.6'da %10 soğuk deforme edilmiş, 950 °C'de 15 dk. östenitlenmiş, sonrasında 270 °C'de 30 dk. östempirlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin parlak–alan TEM görüntüsü verilmiştir (A: tipik ferritik katman, B: tipik östenitik katman). Ferrit demetlerinin kalınlıklarının 50 nm'nin altında olduğu ve daha ince östenit katmanlarının bunların arasında bulunduğu görülmektedir. SAD analizleri bunu doğrular niteliktedir. Çok ince nano ölçekli ferrit demetleri, kalınlık yönünde dislokasyon hareketinin (kaymasının) kısıtlanacağını ve bunun dayanım seviyesini iyileştireceğini akla getirmektedir.



Resim 3.6. Parlak alan TEM görüntüsü (Chakraborty ve diğerleri, 2010)

Kontrollü termomekanik işlemle AISI 52100 çeliğinde dayanım artışı için çok ince ferrit demetleri (plakaları) geliştirmek için çalışılmıştır. 950 °C’de 30 dk. östenitlemenin ardından 270 °C’de östemperleme sonrasında suda suverme ile elde edilen iyileştirilmiş sertlik (~62 HRC), çekme (~2250 MPa) ve darbe tokluğu (~53 J) kombinasyonu (Chakraborty ve diğerleri, 2008), daha sonra östenitleme öncesinde soğuk deformasyon uygulanarak ilerletilmiş ve daha yüksek darbe tokluğu (~73 J) elde edilmiştir (Chakraborty ve diğerleri, 2009). Soğuk deformasyona alternatif olarak kontrollü termomekanik işlem uygulanması elde edilen sonuçları daha ileriye götürememiştir (Chakraborty ve Manna, 2012).

3.7. AISI 52100 Çeliğinin Özellikleri

3.7.1. Mekanik özellikler

Çeliklerin mekanik özellikleri, çeliğin üretiminde uygulanan değişik fizikokimyasal süreçlerin sonucunda oluşan mikroyapı ve kimyasal yapısının bir fonksiyonudur. Kullanım amacına yönelik iyi tasarlanmış bir çelik üretim yöntemine bağlı olarak, istenilen özelliklerin elde edilmesine imkan verecektir. Mikroyapı temizliği; oksijen oranı, hidrojen oranı, metalik olmayan kirlilikler gibi faktörlerin yanı sıra alaşımlama şartları da çeliğin özelliklerinde belirleyici olacaktır. Geliştirilen modern imalat yöntemleriyle mikroyapı temizliği etkin bir şekilde kontrol edilebilmekte ve daha hassas alaşımlama yapılabilmektedir. Vakumda arkla yeniden eritme (VAR), bu yöntemlerden bir tanesidir; çok zor şartlar altında kullanılacak çelikler için geliştirilmiş daha iyi kimyasal ve mekanik homojenlik elde edilmesini sağlayan ikinci bir eritme sürecidir. Diğer bir yöntem ise pota parçacık metalurjisidir (Crucible Particle Metallurgy: CPM®). Bu yöntemle malzemenin ısıtılma işlem duyarlılığına zarar verilmeden daha iyi karbür dağılımı ve daha kolay taşlama ve parlatma sağlanabileceği gibi, yüksek tokluk, aşınma dayanımı, korozyon direnci ve sıcak sertlik elde edilmektedir.

Üretim yöntemine bağlı olarak rulmanların maksimum ömürleri yaklaşık aynıdır ancak minimum kullanım ömrünün vakumda ergitme ile büyük ölçüde iyileştiği anlaşılmıştır (Sachs ve diğerleri, 1960).

Çeliklerin mekanik özellikleri onların kullanım alanlarını belirlemektedir. Isıl işlem çeliklere kullanım alanlarına uygun özellikler kazandırmanın etkili bir yoludur (Krishna ve diğerleri, 2012).

Ticari sertleştirilebilir çelikler gerçekte düşük alaşımlı çeliklerdir. Düşük alaşımlı C çeliklerinde sertliği ve dayanımı genellikle C içeriği belirler (Roberts ve Owen, 1968; Winchell ve Cohen, 1962). Düşük alaşımlı ve çok düşük karbonlu çeliklerde ise C miktarının yanı sıra ısıl işlem sırasında uygulanan soğutma hızına bağlı oluşan mikroyapı da mekanik özellikler üzerinde etkilidir (Sung ve diğerleri, 2011). Martensitik çelikler en yüksek dayanım istendiğinde 150 °C – 200 °C arasında temperlenirler (Krauss ve Matlock, 1995). Kalıntı östenit miktarı mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde etkilidir (Li ve diğerleri, 2010; Santos ve diğerleri, 2009). Mikroyapıda beynitik ferrit ve karbonca zenginleştirilmiş kalıntı östenit kombinasyonu iyi dayanım, tokluk ve süneklik özellikleri sağlar (Podder ve Bhadeshia, 2010). Blok şeklindeki kalıntı östenit morfolojileri ise tokluğu çok düşürmektedir, daha iyi tokluk için kalıntı östenitin beynitik ferrit demetleri arasında olması ve kararlı olması istenir (Podder, 2011). Tamamen kararlı östenitin ise gerinim sertleşmesine bir katkısı yoktur (Ryu ve diğerleri, 2010). Suverilmiş mikroyapıdaki karbür miktarının malzemenin karakteristik özellikleri (sertlik, korozyon dayanımı, çizintili aşınma ve aşınma) üzerinde önemli etkisi vardır (Garcia de Andres ve diğerleri, 1998).

Rulman ömrü bir metal yorulması olayıdır. Kullanım esnasında mikroyapıda meydana gelen değişimler literatürde 1940 ve 1990 yılları arasında ağırlıklı olarak ortaya konmuştur. Ancak günümüzde gelişen teknolojiye bağlı olarak yuvarlanma temas yorulmasına dayalı bozulmalar, geliştirilmiş SEM, elektron geri saçınım kırınımı (EBSD), EDS (EDX) ve TEM kullanılarak daha kesin olarak ortaya konmaktadır (Smelova ve diğerleri, 2017). Metal yorulması ölçümleri en basit haliyle bile çok zor bir iştir (Pessard ve diğerleri, 2011). Bu yüzden yeni yöntemler araştırılmakta ve geliştirilmektedir; tekrarlı itme testi bunlardan bir tanesidir (Kang ve Rivera–Diaz–del–Castillo, 2014). Diğer taraftan herhangi bir statik özellik ile yorulma arasında bir bağıntı kurmak rulman malzemesinin değerlendirilmesi açısından kolaylık sağlayacaktır. Bazı görüşlere göre malzemenin elastik limiti kısmen de olsa bu amaçla kullanılabilir (Sachs ve diğerleri, 1960).

Sertlik

Bir malzemenin, kendisinden daha sert başka bir malzemenin batma, çizme, kesme, bükme ve öğütmesine (kalıcı şekil değiştirmesine) karşı gösterdiği dirence sertlik denir. Malzemenin sertliği o malzemenin süneklik, elastik rijitlik, plastiklik, gerinim, dayanım, tokluk, viskoelastisite, viskosite özelliklerine bağlıdır. Parçanın uygunluğunu anlamak amacıyla sertlik ölçümleri endüstride en yaygın olarak kullanılan test yöntemidir.

Rulman ömrü dikkate alındığında, yuvarlanma elamanları ve yatakların bağlı sertlikleri önem kazanmaktadır. AISI 52100 çeliği için üretim yöntemlerine bağlı olarak 62 HRC sertlik değerine belirgin bir önem verilmiştir (Sachs ve diğerleri, 1960).

Yorulma ve aşınma özellikleri dikkate alındığında AISI 52100 çeliğinde güncel çalışmalar yapıda yüksek sertlik elde etme üzerinde yoğunlaşmaktadır. Ultrasonik nanokristalli yüzey modifikasyonu (UNSM) yöntemi bunlardan bir tanesidir. Bu yöntemle sementit parçacıklarının yüzeye doğru göçü sağlanmakta ve rulman çeliği daha güçlü ve tok hale getirilmektedir (Amanov ve diğerleri, 2016). Diğer bir çalışmada AISI 52100 çeliğine ısıtma işlem süresince voltaj uygulanmış ve mekanik özelliklerin iyileştiği saptamıştır. Bu nedenle voltaj uygulamanın demir-karbon denge diyagramını değiştirdiği düşünülmektedir. Voltaj uygulamanın sonuçlarının sertlik ölçümleri ile ortaya konmuş olmasına rağmen mikroyapıda bir farklılık gözlemlenememiştir (Machado, 2006). Benzer bir çalışmada sürekli soğuma sırasında çelik manyetik alana tabi tutulmuştur, oluşan mikroyapının tamamen normal olarak elde edilenden farklı olduğu görülmüştür. Beynit ve martensitten oluşan bir yapı beklenirken çok ince taneli (yaklaşık 50 nm) perlitik yapı elde edilmiştir. Elde edilen perlitik yapının sertliğinin bilinen tüm perlitik yapılardan daha yüksek olduğu görülmüştür (Jaramillo ve diğerleri, 2005). Tamamen tek bir fazdan oluşan yapılarda, özellikle çok ince perlitik yapılarda katmanlar arası mesafenin değişiminin sertlik farklılıklarına sebep olduğu düşünülmektedir (Wu ve Bhadeshia, 2012).

İzotermal olmayan temperleme sırasında meydana gelen sertlik artışına sebep olarak düşük sıcaklıklarda kümelenme ve yüksek sıcaklıklardaki çökelmenin bir arada etkisi gösterilebilir (Cheng ve diğerleri, 1988)

Çekme, basma ve bükme dayanımı

“Dayanım” dikkatli kullanılması gereken bir terimdir. Bir malzemede iç yapı hatalarını azaltmak için ısıtma işlemi kullanılarak taneleri inceltmek malzemeyi daha güçlü hale getirebilir. Alternatif olarak, dislokasyon hareketini zorlaştıracak maksimum düzeyde hatalarla dolu bir hacimde 5,5 GPa dayanım hesaplanmıştır (Bhadeshia ve Harada, 1993).

AISI 52100 gibi çelikler suverilmiş ve temperlenmiş koşullarda süneklikleri %1–%2 arasında değişmektedir. Çok sert malzemelerin çekme testlerinde, eş ekseninde bağlama problemi ile karşılaşılmalıdır. Standart bağlama aparatları ile yüksek sertliğe bağlı olarak gevrek kırılma gözlenir ve çekme dayanımı 1700 MPa civarında ölçülmüştür. Özel bağlama aparatları kullanıldığı takdirde çekme dayanımının 2400 MPa’a kadar çıktığı görülmüştür. (Sachs ve diğerleri, 1960). Özel bir çekme test numunesi tasarlanması sonucunda 61HRC sertlikte martensitik ve 59HRC sertlikte beynitik yapıdaki 52100 çeliklerinde 2400 MPa’a kadar çekme dayanımı elde edilmiştir (Ellermann ve Scholtes, 2015). AISI 52100 ile ilgili yapılmış çalışmalarda anlamlı çekme testi verileri yerine genellikle sertlik ve eğme deneyi sonuçları verilmektedir. Çekme ve sertlik verileri yorulma özelliklerinin yorumlanmasında kullanılmaktadır; örnek olarak kesit alanı daralması ve çekme dayanımı tek eksenli yorulma testlerini rasyonelleştirmede önemli rol oynar (Manson, 1964). Aynı şekilde % uzama ve akma dayanımı, yorulma çatlak büyüme hızı tahmininde önemli rol oynar (Dimitriu ve Bhadeshia, 2010; Duggan, 1977; Ramsamooj ve Shugar, 2001).

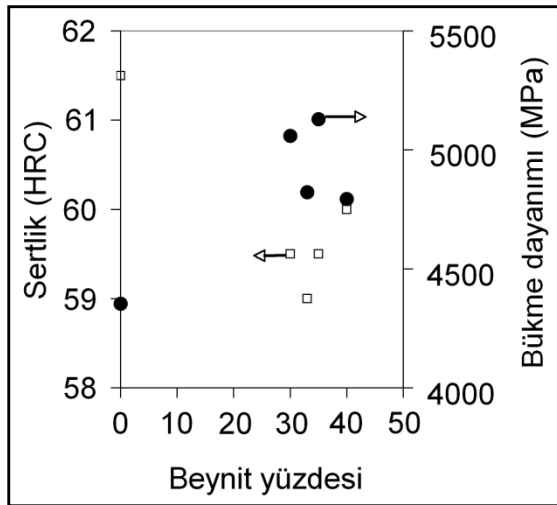
Sıcaklığa bağlı gerçek gerilim modellemesi üzerine yapılan çalışmada 843 °C’de östenitlenmiş, suverilmiş, sıfır altı işleme tabi tutulmuş ve 150 °C’de temperlenmiş numunelerin test sıcaklığına bağlı çekme özellikleri saptanmıştır (Çizelge 3.7). Elde edilen sonuçlardan farklı olarak çevre sıcaklığında kesit alanı daralması %0,5 den daha az olarak saptanmıştır (Nakajima ve diğerleri, 2010). Benzer bir çalışmada sıcaklığın artmasıyla malzemenin dayanımında azalma gözlenmiştir (Yin ve diğerleri, 2013). Bu çalışmalar AISI 52100 çeliğinin yüksek sıcaklıklarda (200 °C’nin üstündeki sıcaklıklar) çalışacak parçaların imalatına uygun olmadığını göstermiştir.

AISI 52100 çeliğinden Ø 10 mm ve 60 mm uzunluğunda silindirik numuneler 850 °C’de 10 dk. östenitlenmiş, dubleks yapılar üretmek için M_s –martensit bitiş sıcaklığı (M_f)

aralığındaki farklı sıcaklıklara (120 °C, 160 °C, 180 °C, 200 °C ve 220 °C) suverilmiş, 5 dk. bekletilmiş ve ardından 240 °C'ye çıkartılıp bekletildikten sonra yağda suverilmiş sonrasında 200 °C'de 1,5 saat temperlenmiş numunelerinde elde edilen bükme dayanımı ve sertlik değerleri Şekil 3.20'de gösterilmektedir. Mikroyapı değişimine bağlı olarak bükme dayanımı ve sertlik ters eğilim göstermektedir, bunun sebebi kesin olarak belirlenememiştir. Karışık mikroyapıların neden tamamen martensitik mikroyapılardan daha yüksek dayanım gösterdiği de kesin olarak anlaşılamamıştır (Li ve Wang, 1993).

Çizelge 3.7. Sıcaklığa bağlı çekme verileri (Shi ve Liu, 2005)

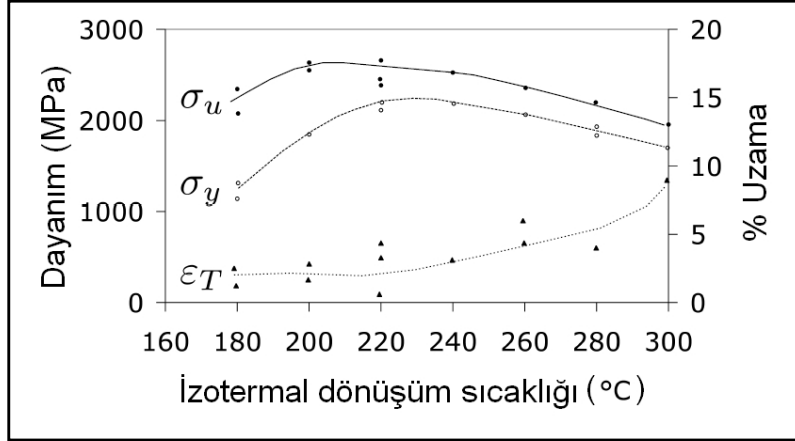
Sıcaklık (° C)	20	200	400	600	800
Akma dayanımı (MPa)	1394	1161	908	414	303
Çekme dayanımı (MPa)	1748	2151	1551	934	311
Kesit alanı daralması (%)	1,0	2,0	1,6	1,5	1,0
Young modülü (GPa)	208	163	154	113	103



Şekil 3.20. Beynit + martensit mikroyapıda beynit hacim oranına bağlı olarak bükme dayanımı (yuvarlaklar), sertlik (kareler) (Li ve Wang, 1993)

AISI 52100 çeliğinin alınlmış martensitik halinde (%11 γ_r içeren) veya 300 °C nin altında alt beynite dönüştüğünde (γ_r içermeyen), 1400–2200 MPa aralığında %0,2 akma direnci ve 2150–2450 MPa aralığında çekme dayanımı sergilemektedir (Sommer ve diğerleri, 1991). Yüksek değerler martensitik yapıdan kaynaklanmakta ve beynit dönüşüm sıcaklığı arttıkça dayanım düşmektedir. Beynit dönüşümüne bağlı olarak bazı kesin veriler, çekme dayanımı (σ_u), akma dayanımı (σ_y) ve toplam uzama (ϵ_T) elde edilmiştir (Şekil 3.21) (Kerscher ve

Lang, 2010; Mayer ve diğerleri, 2009). Beynitik yapı temperlenmiş martensitik yapıdan her zaman daha fazla süneklik sergiler; bu sonuç alt beynitik yapıya sahip rulmanların nemli ortamlarda suverilmiş ve temperlenmiş martensitik yapıya sahip olanlara göre daha uzun dayanım sergilemesinin sebebi olarak düşünülür (Hampshire, 1986).

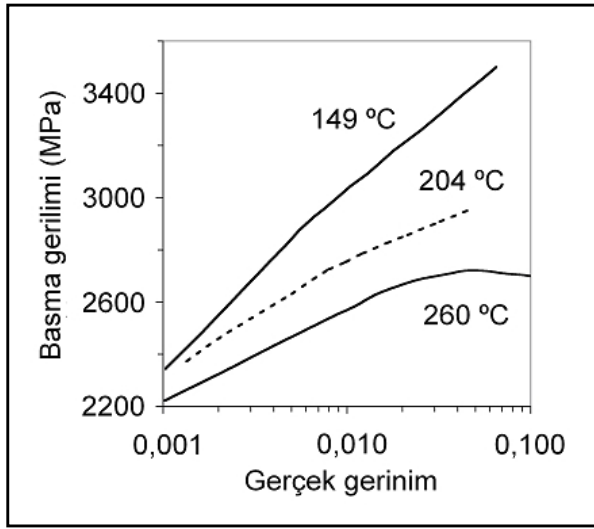


Şekil 3.21. AISI 52100 çeliğinde izotermal dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak çekme özellikleri (Bhadeshia, 2001b)

Sıcaklığa bağlı olarak dayanımdaki değişimle ilgili daha kapsamlı verilere ihtiyaç duyulmaktadır; örnek olarak işlemenin sayısal simülasyonunda sonlu öğeli modelleme amacı için gerinim ve gerinim hızı gerekmektedir. AISI 52100 çeliği için çok farklı durumda alaşımın yapısal davranışını deneysel olarak temsil eden, bir çerçeve çalışması gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada akma gerilimi için bir fonksiyonda parametre olarak sertlik kullanılmıştır. İş malzemesi sertliği 45 HRC değerini geçtiği zaman, takım aşınması belirginleştiğinde, sertlik işlenebilirliğin karakterizasyonunda önemli bir parametre halini almıştır. Ancak sertliğin yalnızca uygulanan ısısal işleme bağlı olarak algılanması ve mekanik işlemden bağımsız düşünülmesi malzeme bilimi açısından bazı sakıncalar doğurmasına rağmen modellemede metot olarak doğrudur (Umbrello ve diğerleri, 2004).

Şekil 3.22'de 840 °C'de 30 dk. östenitlenmiş, suverilmiş ve belirtilen sıcaklıklarda temperlenmiş AISI 52100 çeliği için basma esnasında gerçek plastik gerinime karşı basma gerilimi grafikleri gösterilmektedir. Basma gerilimi ölçümleri rulman uygulamalarıyla ilgili önemli bilgiler verir, basma gerilimi sonucunda oluşan kesme, toplam hasarı belirler. Temperleme sıcaklığı düştükçe daha fazla karbon martensitle birlikte katı çözültide kaldığından basma geriliminin arttığı görülmüştür. Temperleme sıcaklığı arttıkça pekleşme hızındaki azalmayla gerinime karşı gerinim eğrisi belirgin bir şekilde değişmiştir. Düşüşün

bir kısmı belki de artan temperleme sıcaklığının kalıntı östenit miktarını düşürmesiyle alakalıdır çünkü kalıntı östenitin gerilime bağlı dönüşümü pekleşme hızını artırır (Beswick, 1989). Ancak, daha güçlü çelikler daha hızlı pekleşmeye uğrarlar çünkü bunlar dislokasyon kaymasını önleyecek şekilde daha fazla engel içerirler. Pekleşme üssü (elastik gerinim (ϵ) = 0,005 için) $n = \ln \sigma / \ln \epsilon_p$ (σ : gerilim, ϵ_p : plastik gerinim) olarak tanımlanır, ısıtılma ve kalıntı östenit miktarına bağlı olarak 0,06–0,1 aralığındadır (Stickels, 1977).



Şekil 3.22. AISI 52100 çeliği için basma esnasında gerçek gerinime karşı basma gerilimi (Stickels, 1977)

Martensit (%74,5), kalıntı östenit (%22) ve karbürlerden (%3,5) oluşan yapıda %8,3 plastik gerçek gerinimde; sertlik 61 HRC, basma dayanımı 3820 MPa olarak ölçülmüştür. Ferrit (%91), kalıntı östenit (%6) ve karbürlerden (%3) oluşan yapıda %32 plastik gerçek gerinimde; ortalama sertlik 57 HRC'e, basma dayanımının 3100 MPa'a düştüğü görülmüştür. Yapı üst beyitlik olduğunda ise; sertlik 50 HRC'e ve basma dayanımı 1420 MPa'a düştüğü görülmüştür (Rogal ve diğerleri, 2015)

AISI 52100 türü çeliklerin homojenliğini ve küreselleştirilmesini kolaylaştırmak ve mekanik özelliklerini geliştirmek için bazı alışılmadık ısıtılma ve termomekanik işlemler uygulanmıştır (Kar ve diğerleri, 1979; Stickels, 1984). AISI 52100 çeliğinde üstün mekanik özellikler ve daha iyi korozyon direnci elde etmek için bir çok deneysel çalışma yapılmıştır. Deneysel tasarım genel olarak östenitleme sırasında çözünmeyen ve belirli

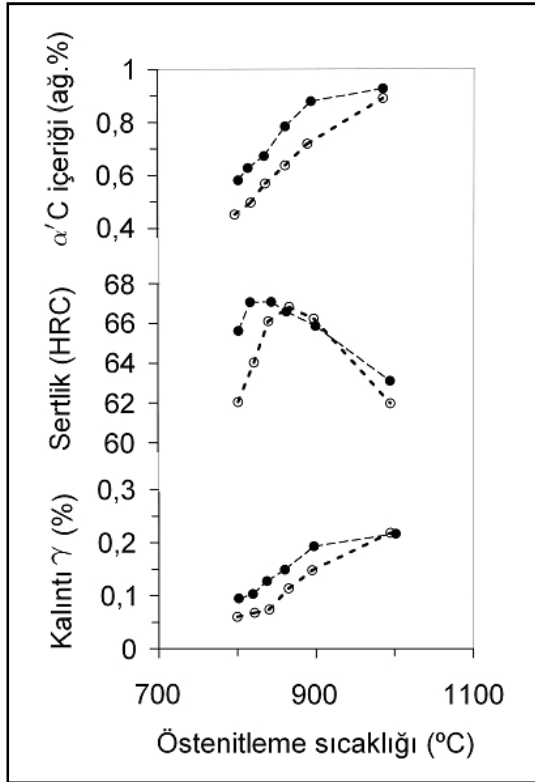
özellikler için zararlı olan yapıdaki karbürlerin kavramı üzerine kurulmuştur. Bazı önemli ısıt işlem çalışmaları aşağıda verilmiştir:

1. Normalden daha yüksek sıcaklıkta (900 °C) östenitlemenin ardından suverme ve 250 °C'de 1 saat temperleme yapıda daha fazla karbür çözülmesine sebep olur. Bunun sonucu olarak östenit daha yüksek C içermesi sonucu martensit de daha serttir (64,5 HRC) ve muhtemelen martensitin kılcal çatlamasına bağlı olarak gözle görülür akmadan önce numunenin gevrek kopması nedeniyle çekme özelliklerini ölçmek mümkün değildir.

2. İki aşamalı ısıt işlem; 1150 °C de östenitlemenin ardından suverme çatlamasını önlemek için 150 °C'de sıcak yağda kesintili suverme sonrasında oda sıcaklığına soğutma, arkasından 900 °C de tekrar, daha ince östenit taneleri elde etmek için sadece 20 dk. östenitleme sonrasında yağda suverme ve 250 °C de 1 saat temperlemek çekme dayanımını yükseltirken gevrekleşmeye neden olmaktadır.

3. 900 °C'de östenitlemenin ardından östenitin C içeriğine bağlı olarak M_s 250 °C olarak saptanmış ve 255 °C'de 1 saat izotermal dönüşümün ardından kısmen beynitik mikroyapı elde edilmiştir, sonrasında oda sıcaklığına soğutmak kalıntı östenitin bir kısmının temperlenmemiş martensite dönüşmesini sağlamıştır. Bu numune yüksek tokluk ve 2150 MPa gibi çekme dayanımı sergilemiştir. Tokluk izotermal dönüşüm öncesinde çift östenitleme ısıt işlemi (yukarıdaki gibi) uygulanarak iyileştirilebilir.

4. AISI 52100 çeliğinde 650 °C'de plastik deformasyon ile çözünmeyen karbürler belirgin bir şekilde inceltilebilirler. İlk mikroyapı perlitik yerine temperlenmiş martensitik olduğunda gelişme daha hızlı olur (Chung, 1979; McNelley ve diğerleri, 1983; Wadsworth ve Sherby, 1978). Sıcak-soğuk işleme kromca-dengeli sementit ve ferrit tanelerinin ince karışımıyla sonuçlanır ki düşük gerinim hızlarında 650 °C'de çekme testi sırasında AISI 52100 çeliği çok yoğun deforme olur, bunun sonucu olarak %1000 in üstünde uzama gerçekleşir (Kum ve diğerleri, 1983; Wadsworth ve Sherby, 1978). Aynı sıcaklıkta benzer koşullarda ağırlıkça %0,6 Si içeren ötektoid altı çeliklerde %290 uzama elde edilmiştir (Orhan ve Kurt, 2003). Şekil 3.23'de ısıt işlem öncesinde plastik deformasyon uygulanmış ve yumuşak tavllanmış halde, östenitleme sıcaklığına (15 dk.) bağlı olarak kalıntı östenit oranı, sertlik ve martensitin C içeriği gösterilmiştir.



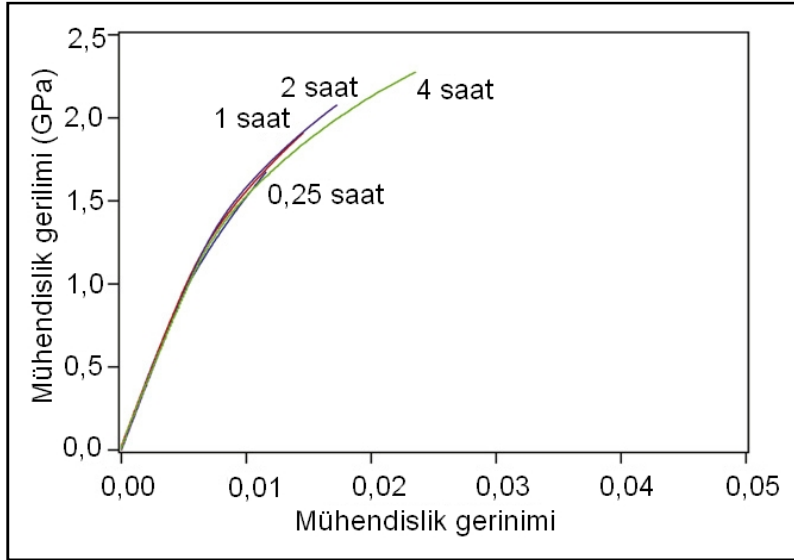
Şekil 3.23. Östenitleme sıcaklığına bağlı, ısıtılma işlemi öncesinde plastik deformasyon uygulanmış (noktalar) ve yumuşak tavlama (çemberler) halde, kalıntı östenit oranı, sertlik ve martensitin C içeriği (Garg ve McNelley, 1986)

5. Yüksek karbonlu çeliklerde incelmış mikroyapı elde etmek için ısıtılma işlemi geliştirilmiştir. Bu ısıtılma işleminin ilk aşamasında bütün karbürleri çözecek şekilde östenitlenmiş ve ardından suverilmiştir. Sonrasında oluşan martensit karbürlerce östenit tanelerinin büyümesinin önlenmesi için $\gamma + \theta$ faz alanına ısıtılır ve suverilir. Bu ısıtılma işlemi döngüsüne kalıntı östenit miktarını minimum düzeye getirene kadar devam edilir (Kayali ve diğerleri, 1979).

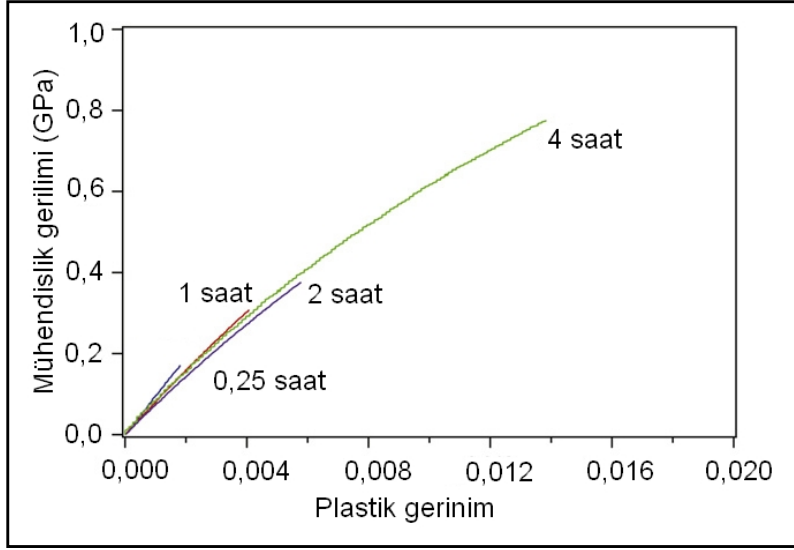
6. Düşük alaşımlı çeliklerin seri üretiminde rutin olarak kullanılan şekliyle termomekanik işlemlerle östenit tanelerinde belirgin küçültme yapılabilmektedir. İşlem, deformasyon ve tekrarlanan yeniden kristallenme veya dönüşümleri öncesinde östenit tanelerinin yassılaştırmış yapısını içermektedir (Speich ve diğerleri, 1984). AISI 52100 çeliğinde benzer bir çalışma yapılmıştır ancak alaşım bu amaçla tasarlanmamış olduğundan östenit tane sınırlarına çökelmiş alaşımsız kararsız karbürlerin tane büyümesini zorlaştırması için gerekli karbür miktarının azlığı sonuç mikroyapısında belirgin bir değişim gözlenmesini engellemiştir (Xie ve diğerleri, 2011).

7. Rulman çelikleri genellikle sıcak haddelenmiş veya sıcak dövülmüştür. Son haddeleme işlemindeki sıcaklık azalması (750 °C – 800 °C arasında) büyük karbürlerin incelmesini sağlamış ve küreselleştirme zamanında belirgin bir azalma olmuştur (Liu, 2005).

Şekil 3.24'te 0,25 saat – 4 saat arasında temperleme sürelerinde gerilim–gerinim eğrileri gösterilmektedir (gerinim hızı: $2 \times 10^{-4} \text{ sn}^{-1}$). Matrisin C içeriği, martensitteki tetragonal çarpılma derecesi ve mevcut karbür fazı çeşidi arasındaki etkileşimden dolayı mekanik tepki karışıktır. Temperleme süresi arttıkça, C matristen uzaklaştıkça, akma dayanımı, pekleşmeye tepki ve uzama artar. Sertleşmedeki azalma, C katı çözelti sertleşmesinin, pekleşme tepkisini de arttıran çökelti sertleşmesinin katkısıyla, etkisini yok eder (sıfır gerilim akma gerilimini göstermektedir, Şekil 3.25). Matrisin tetragonal olabilmesi için yeterli miktarda C bulunmasıyla bu etki 2 saate kadar gözlenebilir. Temperlemenin daha sonraki aşamalarında akma dayanımında azalma, pekleşme oranında düşme ve kopma geriliminde belirgin artış olmaktadır.



Şekil 3.24. AISI 52100 çeliği için gerilim–gerinim eğrileri (Barrow ve diğerleri 2012)



Şekil 3.25. AISI 52100 çeliği için gerilim–gerinim eğrileri (Barrow ve diğerleri 2012)

θ -fazına veya tetragonal çarpılmaya bağlı olarak farklı deformasyon mekanizması etkilidir, bunun belirtisi 2 saat – 4 saat arasında mekanik tepkideki değişimdir. Hacim merkezli kübik yapıda belirli sıkı–istifli düzlem yoktur ve deformasyon bir dizi muhtemel düzlemde gerçekleşebilir, bu mekanik tepki θ -fazına atfedilebilir. Matrisle uyumsuz θ -karbürleri Orowan mekanizmasıyla¹ güçlenmeye sebep olabilirler, bu ε -fazı ve η -fazından farklıdır, bunların kısmi derecede matrisle uyumluluğu vardır ve muhtemel dayanım artışına neden olan uyumluluk mekanizmasıdır (Gladman, 1999).

Çizelge 3.8’de 0,25 saat – 4 saat süreyle temperleme sonrasında mekanik özellikler verilmiştir. 2 saat – 4 saat koşullarında gösterilen farklı pekleşme tepkisine rağmen numune sertliklerinin yaklaşık aynı olması dikkat çekicidir. Sertlik çözeltideki C, dislokasyonlar ve çökelti/matris uyumluluk katkısının birleşmesiyle oluşan matristeki gerinimlerle kontrol edilmektedir. 0,25 saat sonrasında yapıda bulunan ε -fazı çözeltiden C eksilmesine bağlı gerinimlerin azalmasına karşı koyan yüksek yoğunluktaki parçacıklarla bağlantılı olarak matrisle uyumludur. Temperlemenin daha sonraki aşamalarında (1 saat – 4 saat), çökeltilerle matris arasındaki düşük uyumluluk vardır, sertliği daha kararlı karbürler ve çözeltideki C belirler.

¹ Orowan mekanizması: yapıda bulunan parçacıkların etrafında Orowan halkası adı verilen dislokasyon halkası oluşumuna bağlı olarak dislokasyon hareketinin çok zorlaşması.

Çizelge 3.8. Temperleme sonrasında mekanik özellikler (σ_y : 0,2 akma dayanımı σ_f : kopma dayanımı) (Barrow ve diğerleri, 2012)

Zaman (s.)	σ_y (GPa)	σ_f (GPa)	Uzama (%)	σ_y / σ_f	Sertlik (HV30)
0,25	$1,5 \pm 0,05$	$1,7 \pm 0,10$	$0,3 \pm 0,1$	1,1	888 ± 4
1	$1,6 \pm 0,05$	$2,0 \pm 0,10$	$0,6 \pm 0,1$	1,2	815 ± 5
2	$1,7 \pm 0,05$	$2,1 \pm 0,10$	$0,7 \pm 0,1$	1,2	770 ± 5
4	$1,5 \pm 0,05$	$2,3 \pm 0,10$	$1,0 \pm 0,1$	1,5	770 ± 7

Tokluk

Tokluk, darbenin soğurabilmesinden ötürü zor kırılma özelliği olarak tanımlanır. Kırılma mekanizması ve çatlak ilerlemesi yolu büyük ölçüde malzemenin mikroyapısına bağlıdır. Yüzde yirmiden daha az alt beynit içeren GCr18Mo (GCr15/AISI 52100) çeliğinde düşük tanelerarası kırılma nadiren meydana gelmektedir. Gevrek kırılma modu olan düzgün ayrılması (cleavage) alt beynit martensit arayüzeyiyle birleştiğinde çatlak ilerleme yolunu değiştirebilir, gerilim yoğunluğu etkili olarak boşalır ve bu bireysel çatlakların boyunu kısaltır. Alt beynitin içindeki uyumsuz ferrite bağlı olarak gerilim, rahatlatmış çatlak ucunda oluşur, bu sünek mekanizma için daha olumludur (Wen ve diğerleri, 2006). Yarı katı halde deforme edilmiş AISI 52100 çeliğinin 1425 °C'den hızla oda sıcaklığına soğutulan numunelerde, tane sınırları boyunca yüksek miktarda kalıntı östenit ve MnS oluşumundan dolayı tanelerarası kırılma saptamışlardır (Püttgen ve diğerleri, 2007).

Östenitleme sıcaklığının (800 °C – 1100 °C) sertleştirilmiş ve temperlenmiş 62 HRC sertlikte AISI 52100 çeliğinde kırılma davranışı araştırmıştır (Nakazawa ve Krauss, 1978). Bu araştırmada 1150 °C'de homojenize edilen numunelerde sertleştirilmeden önce fırında soğutma veya 580 °C'de izotermal dönüşümle perlitik mikroyapılar üretilmiştir. Fırında soğutulan numunelerde ötektoidöncesi karbür ağının A_{CM} 'in altında östenitleme sonrasında çözünmediğini gözlemlemişlerdir. Kalıntı ötektoidöncesi karbürlerin arasındaki karbürsüz martensit-östenit yapının kırılmayı kontrol ettiğini saptamış ve bu çalışmadaki en yüksek kırılma tokluğu (K_{IC}) değeri olan $19 \text{ MPa.m}^{1/2}$ bulmuşlardır. A_{CM} 'in altında östenitleme öncesinde izotermal dönüşümün numunelerde ince martensitik matriste dağılmış ince küresel karbürlerden oluşan ve kalıntı ötektoidöncesi karbürlerin olmadığı mikroyapıya sebep olduğunu görmüşlerdir. Sıkışık küresel karbürlerin etrafında çok küçük boşlukların

birleşmesinin sebep olduğu tanelerarası kırılma $14'ten 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ 'a kadar en düşük kırılma tokluğu değerlerini elde etmelerine sebep olmuştur. A_{CM} 'in üzerinde östenitlemenin bütün karbürlerin çözünmesine, östenit tane boyutunun aşamalı büyümesine, plaka martensite geçişe, kalıntı östenitin artışına sebep olduğunu görmüşlerdir. Öncelikle kırılmanın östenit tane sınırları boyunca ilerlemesine rağmen A_{CM} 'in üzerindeki östenitleme sıcaklığındaki artışla birlikte kırılma tokluğu az miktarda artmıştır. Tarama elektron mikroskobu ile doğrulanmış yorulma çatlaklarının kırılma arayüzeyini fazla yüklemesiyle kırılma tokluğu iyileşmesine sebep olan kısmen K_{IC} 'in belirlenmesinde en önemli etken ilk aşamalarındaki çatlak ilerlemesi sırasındaki tanelerarası çatlak genişlemesidir.

İzotermal olarak dönüşmüş AISI 52100 çeliğinin mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır (Kar ve diğerleri, 1979). Uyguladıkları ısıtma işlemlerinde tek aşamalı ve iki aşamalı östenitleme sonrasında izotermal bekleme ile martensit ve beynitten oluşan dubleks yapılar elde etmişlerdir. Buna ek olarak yüksek östenitleme sıcaklıklarının oda sıcaklığında yüksek miktarda kalıntı östenite sebep olduğunu görmüşlerdir. Kıyaslama amaçlı geleneksel yağda suverme ısıtma işlemi yapmışlardır. Tek aşamalı östenitleme sonrasında M_s 'in üstünde izotermal olarak bekleme ile elde edilen mikroyapının dayanım ve tokluk özellikleri olarak suverilmiş ve temperlenmiş AISI 52100 ile denk olduğunu bulmuşlardır. İki aşamalı östenitlemenin sonrasında izotermal beklemenin aynı sertlik ve çekme dayanımı değerinde kırılma tokluğunu iki kat iyileştirdiğini bulmuşlardır. Kalıntı östenitin mekanik kararlılığını iki aşamalı östenitleme sonrasında araştırmışlardır. Kararsız kalıntı östenitin bulunması en iyi dayanım ve tokluk kombinasyonu ile ilişkilendirilebilir, ancak kararlı kalıntı östenitin kesin olarak mekanik özellikleri etkilediği söylenemez.

Yüksek fosforlu ve düşük fosforlu AISI 52100 çeliklerinin tanelerarası kırılma yüzeylerini incelemişlerdir (Ando ve Krauss, 1981). Östenitleme sırasında P östenit tane sınırlarına birikir ve östenit tane sınırlarında sementit oluşumunu hızlandırır. McLean'in hafif alaşımlarda tane sınırı birikimi ile ilgili teorisiyle uyumlu olarak tane sınırlarında P birikmesi bütün alaşımdaki P miktarıyla ilişkilidir ve kararlı hale gelmesi yüksek sıcaklıklarda (785°C) olur. Daha düşük reaksiyon sıcaklıklarında (740°C) tane sınırlarında birikmesi beklenenden daha az görülür, bu sonuç fosforun düşük sıcaklıklarda düşük difüzyon eğilimine atfedilebilir. Martensitik matris içinde gömülü kaba ikincil-faz parçacıkları, küreselleştirilmiş karbürler veya kalıntılar, dayanım artırmada nispeten küçük

rol oynamalarına rağmen sertleştirilmiş çeliğin kırılmasında belirleyici rol oynarlar (Krauss, 1995).

AISI 52100 çeliğinin yüksek gerinim oranı deformasyonun tetiklediği kırılma sırasındaki mikroyapısal değerlendirme üzerine çalışmışlardır (Ryttberg ve diğerleri, 2009). Aynı sertlikteki mikroyapıdaki farklılığın (küreselleştirilmiş veya temperlenmiş martensit) parçalama üzerine etkisinin sertlik farklılığı kadar olmadığını tespit etmişlerdir.

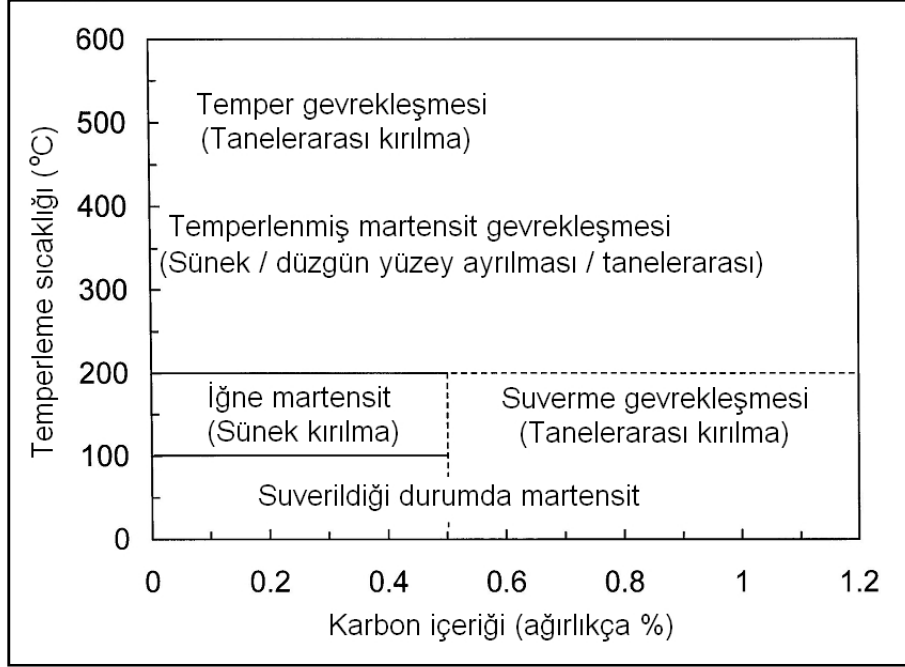
1930’larda Bain ve Davenport tarafından ileri sürülen östemperleme işlemi aynı tarihlerde bıçak ustası olarak tanınan Richtig tarafından kullanılmaktaydı. Richtig bıçaklarına yaptığı etkileyici tanıtımla meşhur olmuştur; bıçakların arkalarından çekiç vurarak demir ve çelik malzemeleri kesmiş ve sonrasında hala keskin olduklarını göstermiştir. “Gizli” ısı işlemi olarak o tarihlerde Richtig’in yaptığı, AISI 1090 ve AISI 1095 gibi çeliklerde A_{c1} sıcaklığının hemen üstünde ($A_{c1} + 30\text{ °C}$) östenitleme ve sonrasında $300\text{ °C} - 400\text{ °C}$ arasında östemperleme sonucunda çok tok yapılar elde etmesidir. Tamamen benzer mikroyapılar AISI 52100 çeliğinin 400 °C de östenitlenmesiyle elde edilmiştir (Wadsworth ve Lesuer, 2000).

Şekil 3.26’da temperleme sıcaklığı ve çeliğin C içeriğine bağlı olarak östenitten martensite suverilmiş karbon çelikleri ve düşük alaşımlı çeliklerin çekme yüklemesi koşullarında kırılma tepkisi gösterilmiştir. Suverme sonrasında iğnemsiz martensitin sınırlarında kalan östenit filmlerinin tokluk üzerindeki faydalı etkisi, temperleme ile dönüşüm sonucunda ortadan kalkmıştır (Sarıkaya ve diğerleri, 1983).

Aynı akma dayanımı ve çekme dayanımı seviyelerinde daha düşük manganlı çeliklerin temperlenmiş martensit yapısı daha yüksek manganlılara oranla daha iyi darbe tokluğu göstermektedir (Huang ve Thomas, 1971).

Araştırmacılar beynitik mikroyapıların temperlenmiş martensitik yapılara göre daha düşük darbe tokluğu sergilediklerini söylemektedir, buna karşı görüşlerde oldukça fazladır. Bir çok araştırmacı tarafından öne sürülen martensitteki ikizlenmenin sonucu olarak sünekliğin düşmesi, aynı dayanım seviyesinde alt beynitin tokluğunun aşırı derecede ikizlenmiş martensitten yüksek olduğu ve ikizlenmemiş martensitin ise beynite göre daha tok olduğu görülmüştür (Huang ve Thomas, 1971). JIS SK5 kalite çelikte yapılan diğer bir çalışmada

ise aynı sertlik değerinde beynitik ve martensitik mikroyapılardan beynitik olanın tokluğunun daha yüksek olduğunu saptamışlardır (Tu ve diğerleri, 2008).



Şekil 3.26. Temperleme sıcaklığı ve çeliğin C içeriğine bağlı kırılma tepkisi (Krauss, 2001)

Martensitik sertleştirme için kısa östenitleme döngüleri (10 sn.) sonucunda yüksek kalıntı östenit içeriğine sahip mikroyapılar elde edilmiştir. Bu mikroyapının sonucu olarak yüksek kırılma tokluğu ve çatlak büyüme hızında yavaşlama görülmüştür (Beswick, 1989).

Hidrojen gevrekliği bir sorun olduğu zaman, AISI 52100 çeliğinde alt beynitik yapının daha tok ve sünek olmasından dolayı martensite tercih edildiği bilinmektedir (Hampshire ve diğerleri, 1982). Martensitik mikroyapıya oranla beynitik mikroyapıdaki rulman çeliklerinin gevrekliğe ve aşınmaya karşı daha yüksek direnci vardır (Akbasoglu ve Edmonds, 1990).

Östenitleme sıcaklığında farklı oranda çözünmemiş sementit elde edilecek şekilde, zaman kontrol edilerek yapılan araştırmada sementit oranını %9'dan %1'e düşürmek martensitin içinde çözeltideki daha fazla C içeriğine bağlı olarak dayanım artışına sebep olmuştur, buna bağlı olarak tokluk ve yorulma direncinde düşme saptanmıştır (Park ve diğerleri, 2007).

Genelde metalik objelerde kalıntılar çatlak başlangıcı olarak düşünülürler ama kalıntı bulundurmalarına rağmen Japon kılıçlarında hiç çatlak bulunmaz. Japon kılıçlarının tanınmasını sağlayan yüksek tokluk ve dayanım özellikleri ferritik iç ve martensitik dış kısımdan oluşan mikroyapısı sayesinde. Üstün özelliklere sahip olmasının diğer sebepleri olarak ise geleneksel yöntemlerle üretilmiş Japon kılıcında iğne martensit ortalama blok kalınlığının ($0,47 \mu\text{m}$) ve paket boyutunun ($3,6 \mu\text{m}$) standart yöntemlerle üretilmiş yaklaşık aynı kompozisyona sahip Fe–C çeliklerinden daha küçük olması, paket ve östenit tane sınırlarının daha küçük eğrilikte ve daha düşük doğru çizgi oranına sahip olması düşünülmektedir (Matsumoto ve diğerleri, 2012).

Homojenizasyon işlemi yapılan çeliklerin tokluklarında belirgin bir artış saptanmıştır. Uygun sıcaklıklarda ve sürelerde uygulanan homojenizasyon işlemi darbe tokluğunda artışa neden olmuştur (Bina ve diğerleri, 2009).

Nanoyapılı çeliklerdeki mücadele, karşılanabilir bir maliyetle çok ince tane boyutu, yüksek dayanım ve tokluk elde etmek içindir. (Yokota ve diğerleri, 2004). Bu çeliklerin tasarlanmasında kimyasal alaşımın yanı sıra ısıtma işlem parametrelerinin iyi belirlenmesi de büyük önem taşımaktadır, bu amaçla östenit tane boyutu ve M_s sıcaklığına etkisi üzerine çalışmalar yapılmıştır (Yang ve Bhadeshia, 2009; Yang ve diğerleri, 2012).

Çatlak itme kuvveti (çatlak ilerlemesi için gerekli enerji) sabitse artan çatlak ilerleme hızı dağılım enerjisinde düşüşe ve çatlak ucu plastik bölgesinin boyutunda küçülmeye sebep olur. Bu, ana çatlak ilerlemesinin mikro–mekanizmasını yöneten sünek kırılmadan C çelikleri ve düşük alaşımlı çeliklerde gevrek çatlak başlama ve ilerleme mikro–mekanizmasına dönüşümünün temel sebeplerinden biridir (Dlouhy ve Strnadel, 2008).

AISI 52100 çeliğinde çelik saflığı, kalıntı bakır miktarı ve C içeriğinin kırılma mekaniği özellikleri üzerine etkisi ile ilgili yapılan çalışmada sadece C içeriğinin belirgin bir etkisi olduğu anlaşılmıştır. Kırılma tokluğu, süneklik ve yorulma özellikleri üzerinde düşük karbonlu beyritik çelikte metalik olmayan kalıntıların çekme yönüne bağlı olarak etkileri araştırıldığında, kırılma dayanımının izotropik (yönden bağımsız) ve sünekliğin anizotropik (yöne bağımlı) olduğu saptanmıştır (Pessard ve diğerleri, 2011).

Yorulma ve boyutsal kararlılık

Çalışma esnasında maruz kaldıkları termomekanik yüklemeye dayanması için rulman parçaları iki temel özellik etrafında tasarlanmışlardır: iyi yorulma direnci (iyi çelik saflığı ve yüksek sertlikle elde edilen) ve iyi boyutsal kararlılık (Perez ve diğerleri, 2009).

Yuvarlanma temas yorulmasını etkileyen üç ana değişken vardır: sertlik, kalıntılar ve hidrojen içeriği. Yüksek karbon (ağırlıkça ~%1) içeriğinden dolayı uygun ısıtma işlemle sertlik kontrolü en kolay olan değişkendir (Barrow ve Rivera-Díaz-del-Castillo, 2011). Sertlik değeri 59 HRC – 66 HRC arasında yuvarlanma temas yorulması ömrü ile pozitif korelasyon olduğu görülmüştür (Akbasoglu ve Edmonds, 1990). Yüksek sertlikler rulman parçalarının daha az aşınmasını sağlamıştır (Carter ve diğerleri, 1960). AISI 52100 çeliği daha sert bir halkaya karşı yağlamasız kaydıgında sertlikle olan korelasyon bozulur bunun sebebi malzeme kaydıgında oluşan ısıdır (Li ve diğerleri, 2005). Yuvarlanma temas yorulması ömründe hassas sert tornalama ile elde edilen yüzey pürüzlülüğündeki azalmaya ($R_a = 0,25 \mu m$, $R_a = 0,11 \mu m$) bağlı olarak (0,32 milyon, 5,2 milyon) artış saptanmıştır (Jouini ve diğerleri, 2013). Daha iyi yorulma ömrü elde etmenin gerekleri olarak düşük kesme derinliklerinde elde edilen düşük yüzey pürüzlülüğü değeri veya daha yüksek kesme hızına bağlı olarak oluşan basma kalıntı gerilmesi olduğu düşünülmektedir (Revel ve diğerleri, 2016)

Rulman çeliklerinin, modern imalat yöntemleri ile oksijen içeriği 10 ppm (milyonda parça) ile sınırlandırılmıştır (Furumura ve diğerleri, 1996). Bu durumda kükürt içeriği de yaklaşık ağırlıkça %0,012 dir (Forest ve diğerleri, 1994). Yuvarlanma temas yorulması üzerine etkileri gösterilen hidrojen içeriğini çelik üreticileri döküm sırasında düşürmektedirler (Ciruna ve Szieleit, 1973). Düşük hidrojen içeriğine sahip çeliklerde, başlıca bozulma martensitik yapıda krom karbürlerde, beyitlik yapıda ise titanyum nitratlardadır (Karsch ve diğerleri, 2014). Hidrojen içeriği çok düşük olsa bile rulman çalışma şartlarında, örnek olarak yağın ayrışması, yağlayıcıdaki nem, statik ve sürtünme korozyonu veya yağ katmanını bozan elektrik akımı sonucunda artmaktadır (Kino ve Otani, 2003). Gevreklik, çelik seyyar hidrojene sahip olduğunda görülür. Bu olayı açıklamaya çalışan çok sayıda teori vardır ancak şu ana kadar bir uzlaşmaya varılamamıştır. Güçlü bir şekilde desteklenen hipoteze göre hidrojen sınırlandırılmış yoğunluğu arttırır. Bu seyyar hidrojenin, dislokasyon hareketliliğini, ayrı cinsten sınırlandırılmış yoğun gerinime sebep olan kayma

düzlemselliğini ve alt kritik çatlak büyümesine neden olan gerilim yoğunlaşmasını arttırdığı varsayılmaktadır (Thomas ve diğerleri, 2003). Diğer bir sunulan açıklama ise hidrojenin kristal hatalarının hareketliliğini arttırdığıdır (Naguma ve diğerleri, 2001). Hidrojen gevrekliği deformasyonla uyarılan ve hidrojenle kararlı hale gelen kümelenmenin olduğu durumda atom boşluklarına bağlıdır. Seyyar hidrojen parçalanmaya sebep olduğundan hareketsiz hale getirmek için çok sayıda çalışma yapılmıştır. Hidrojenin kalıntılardaki oyukluklarda biriktiği veya Si içerdiği taktirde kalıntıya bağlandığı düşünülmektedir (Karsch ve diğerleri, 2014). AISI 52100 çeliğinde mikroyapıda hidrojeni tutacak (tuzak görevi yapacak) V_4C_3 oluşturmak için ağırlıkça %0,5 V ilave ederek ve uygun ısı ile hidrojen gevrekliğine çözüm bulmaya çalışmışlardır (Szost ve diğerleri, 2013). Mo_2C ve V_4C_3 gibi karbürler çeliğin içinde hidrojen tuzaklama bölgeleri olarak parçaların statik kırılma direncini iyileştirirler (Omura ve diğerleri, 2006). Mekanik ve hidrojen tuzaklama özelliği bir çok parametreye dayanır ancak en belirgin iki tanesi karbür boyutu ve bunların sayısal yoğunluğudur. Bu parametreler geçmişte deneyim ve deneysel çalışma temelinde araştırılmıştır. Hidrojene dirençli çelik tasarımını hızlandırmak ümidiyle, çeliğin temperlenmesi sırasında mikroyapıdaki alaşım karbürlerinin kinetiğini anlamak için, bir model geliştirmek amacıyla araştırmalar yapılmıştır (Yamasaki, 2004). İğnemsiz Mo_2C 'lerin boyutları temperleme sıcaklığının artışıyla artar ve 700 °C'e gelindiğinde matriste çözünürler (Zhou ve diğerleri, 2011).

Metalik olmayan kalıntılara (Al_2O_3) bağlı olarak yüzeyin hemen altında yorulma çatlak büyümesi tipik yuvarlanma temas yükleri altında AISI 52100 rulman çeliğinde incelenmiştir. Çatlakların farklı oryantasyonları ve farklı matris–kalıntı bağları durumu karşılaştırılarak elde edilen sonuçlarda çatlak açısının 0° ve 45° arasında olduğu durumda çatlak ilerlemesinin daha hızlı olduğu saptanmıştır (Cerullo, 2014).

İlk olarak çeliği 650 °C'de perlitte dönüştürmek, 900 °C'de tekrar östenitlemek ve sonrasında suverilmiş ve temperlenmiş duruma getirmek daha ince sementit dağılımı elde etmeyi sağlamak ve yorulma ömrünü iyileştirmektedir. Yorulma ömrünü en iyi hale getirmek için bütün sementiti çözmenin gerekli olmadığı sonucuna varılmıştır (Stickels, 1984). Östenitleme sırasında çözünmeyen karbürler küçüldükçe ve homojen bir biçimde dağıldıklarında yuvarlanma temas yorulması ömrü artar. Yapıda küçük ve düzgün dağılmış karbürlerin yuvarlanma temas ömrünü arttırdığı ve B10 ömründe %60'a kadar iyileşme sağladığı yapılan araştırmalarda görülmüştür (Stickels, 1974).

Ticari östenitlemede üst sıcaklık sınırının kullanılması sadece östenit tane büyümesini ve kalıntı östenit miktarının artmasını önlemekle kalmaz aynı zamanda kılcal çatlama riskini de en aza indirir (Mendiratta ve diğerleri, 1972). Kalıntı östenit (γ_r), düşük sıcaklıklarda kararsızdır ve servis sırasında gevrek martensite dönüşür. Ağırlıkça %1,1 C içeren bir çelikte östenitten (kafes parametreleri hesaplaması Roberts, 1953) martensite (kafes parametreleri hesaplaması Winchell ve Cohen, 1962) dönüşüm yaklaşık hacimce %4 genişleme meydana getirir (Cheng ve diğerleri, 1988; Das ve diğerleri, 2009). Östenitin martensite dönüşümü sırasında östenit martensit ara bölgesinde östenit hacim oranındaki değişime bağlı olarak, yüksek basma gerilmeleri görülmektedir. Bu şekildeki kusurlar çatlak başlangıcı için uygun bölgeler olduğu için malzemenin dayanımını düşürürler (Krishna ve diğerleri, 2012). Artan kalıntı östenit miktarıyla birlikte dikey kayma gerilimi dağılımı da artar ve daha asimetrik hale gelir. Östenit fazının etrafında dikey kayma gerilimi en yüksek değerlerine ulaştığı görülmüştür ve bunun bozulmanın başlamasına sebep olduğu anlaşılmıştır. Bu saptamalar sonucunda matematiksel modelleme ile yuvarlanma temas yorulması aşınması önceden tahmin edilebilecektir (Anoop ve diğerleri, 2015).

Suverilmiş ve temperlenmiş AISI 52100 çeliğinin yüzeyinde basma kalıntı gerilimi karbonlayıcı atmosferde östenitlemeyle elde edilebilir, karbonlanmış yüzeyde daha fazla birincil karbür ve kalıntı östenit vardır ve daha serttir. Yuvarlanma temas yorulması deneyleri göstermiştir ki karbonlama yorulma ömrünü %50 oranında arttırmaktadır (Stickels ve Janotik, 1980).

Martemperleme ısı işlemi, malzemeye martensit başlangıç sıcaklığının (M_s) hemen üstünde suverilmesi sonrasında malzemenin havada oda sıcaklığına soğutulmasıyla gerçekleşir. Böylece direk suverme ile yüksek soğuma hızlarından dolayı meydana gelen kalıntı gerilmelerin önlenmesi sağlanır (Krishna ve diğerleri, 2012).

Yorulma ömrünün düşmesine sebep olan perlit ve üst beynit oluşumundan kaçınılmalıdır (Hollox ve diğerleri, 1981).

AISI 52100 çeliğindeki çarpılma ve nanoyapılı beynit, ısı işlem ve alaşım tasarlanmasıyla kontrol edilebilir. Boyutsal değişime sebep olan temel etken ısı işlem ve soğuma hızına bağlı değişimdir (Karishna ve diğerleri, 2012). Suda ve yağda suverilmiş martensitik

yapıya oranla tuz banyosunda izotermal beklemeyle elde edilmiş beynitik yapı çarpılmayı azaltır. Daha fazla azalma soğuma hızının düşmesiyle olur, en fazla etki ise nanoyapılı karbürsüz beynitle sağlanabilir. Beynit oluşumuna bağlı genişlemeyi ve mikroyapısal rahatlamaya (kalıntı östenitin son kısmının dönüşmesiyle oluşan) bağlı daralmayı dengeleyerek çarpılma önlenabilir (Amey ve diğerleri, 2012).

Rüzgar tribünü dişli kutusundaki rulman bozulmalarının yaygın sebebinin Beyaz Dağlama Çatlakları (WECs) olduğu bilinmektedir. APT yöntemiyle bozulmamış bölgedeki yapının plakamsı martensit ve karbürlerden oluştuğu saptanmıştır. WECs bölgesinde ise karbürlere rastlanmamıştır ve buradaki yapının eşeksenli 10 nm tanelerden oluştuğu saptanmıştır. Şiddetli yerel plastik deformasyonla birlikte karbür çözünmesinin sebep olduğu bu bölgeler Beyaz Dağlama Alanı (WEA) olarak adlandırılmıştır. Bilgisayarlı X-ışınları tomografisi kullanılarak incelenen WEA da doğası tam anlaşılamayan kalıntı veya gözenek oldukları düşünülen kalıntısız objeler saptanmıştır. Çalışmalarda elde edilen bulgular neticesinde çatlakların bu kalıntıların olduğu yolları tercih ettiği düşünülmektedir (Danielsen, 2017). APT kullanılarak yapılan benzer bir çalışmada eşeksenli 10 nm tanelerin gözlenmesinin yanı sıra tane sınırlarında karbonca zenginleşme ve Beyaz Dağlama Alanında bilinenden daha yüksek C içeriği saptanmıştır. Bu sonuçlar WEA oluşumunun şiddetli yerel plastik deformasyonun yol açtığı karbür çözülmesi ve C yeniden bölüşümüyle olduğunu ortaya koymaktadır (Li ve diğerleri, 2017). Ancak çatlak ağları içinde kalan kalıntıların çatlak ilerlemesiyle etkileştiği, kimi zaman ise zıt olduğu görülmüştür (Gould ve diğerleri, 2017). Mikro çatlaklar boyunca gözlemlenen WEA, yuvarlanma yönüne göre 10°'den büyük açıyla eğilmiştir (Kang ve diğerleri, 2014). Bu yapıların kırılma öncesinde erken evrelerde tespitin zor olduğu anlaşılmıştır. Bazı WEA içinde karbürler gözlemlendiği gibi çoğunlukla karbürsüz oldukları görülmüştür. Devam eden plastik deformasyon ve çatlak yüzleri arasındaki malzeme transferi ile WEA artışı gözlemlenmiştir (Janakiraman ve diğerleri, 2015).

Kelebekler, rulmanlarda yuvarlanma temas yorulması sırasında uyarılmış yüzey altında oluşan malzeme kusurlarındaki mikroskobik hasardır. Kelebekler son elli yıldır üzerinde yoğun çalışmalar yapılmasına rağmen tam olarak anlaşılamamıştır. Rüzgar tribünü dişli kutusundaki rulman bozulmalarında kelebekler WEA başlangıçlarının etrafında kanatlar oluşturmaktadır. Odaklanmış iyon ışını (FIB) ve TEM analizleriyle kelebek çatlakları

oluşumu mekanizması incelendiğinde WEA dışında esas çatlak bitişiğinde çatlak ucunda boşluk/girinti birleşmesi saptanmıştır (Evans ve diğerleri, 2013).

3.7.2. Korozyon direnci

Rulman çelikleri iki ayrı grupta incelenebilir: 300 °C'nin altında dönüşen veya temperlenen, az miktarda yer alan atomu içeren çelikler ve belirli sıcaklıklarda çalışması için veya korozyon direncini arttırmak için tasarlanmış rulmanlarda kullanılan ikincil sertleştirme çelikleri.

Korozyon direncinin ön plana çıktığı durumlarda, martensitik paslanmaz çeliklerin kullanılması doğru olacaktır. Martensitik paslanmaz çelikler, korozyon direncinin yanı sıra iyi aşınma dayanımı gerektiren, rulman uygulamaları gibi durumlarda tercih edilen malzemelerdir (Kim ve diğerleri, 2003). Korozyon direnci dikkate alındığında bunu sağlamak için yüzeyde doğal koruyucu film oluşturacak miktarda alaşımda minimum %11 Cr olması gerektiği iyi bilinmektedir (Vander Voort ve James, 1992). Bu nedenle martensitik paslanmaz çeliğin korozyon direnci, östenitleme sonrasında matriste çözünen karbür hacim oranına ve temperleme sırasında çökelen karbürlerle yakından ilgilidir. Yüksek östenitleme sıcaklıklarında çözünen Cr–karbürler ve artan C içeriği korozyon direncinde iyileşmeye neden olur (J. Y. Park ve Y. S. Park, 2007). Dikkat edilmesi gereken bu hususlar göz önüne alındığında korozyon direncini kontrol edebilmek için bu çeliklerin işlenmesinde ısıtım işlem süreci çok önemlidir (Candelaria ve Pinedo, 2003).

Plazma nitrüleme sadece yüzey sertliğini arttırmaz aynı zamanda martensitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncini de iyileştirir (Li ve Bell, 2006). Benzer şekilde bir etki lazerle yüzey sertleştirmede 1200 °C'de en düşük üst üste bindirme oranıyla (%10) içinde nitratlar çözünmüş olan kalıntı östenitten ince bir yüzey katmanı oluşturularak korozyon direnci iyileştirilebilir (Van Ingelgem ve diğerleri, 2007).

Martensitik paslanmaz çelikler kullanılarak yapılan parçalarda bozulmaya sebep olarak, yapıda bulunan kaba karbürler gösterilebilir, bu karbürler çatlak başlamasına ve/veya çatlak için kolay yola sebep olurlar (Neri ve Colas, 2001). Uygun korozyon direnci için arzu edilen Cr içeriği ağırlıkça %13 olmalıdır (Herting ve diğerleri, 2009). Martensitik paslanmaz çeliklerde parlatma sırasında meydana gelen yüksek yüzey sıcaklıkları yüzey

oksitlerinin oluşmasına sebep olmaktadır, bu pasifleştirme özelliğinde iyileşmeye sebep olur (Herting ve diğerleri, 2009).

Isıl işlemin AISI 52100 çeliğinde erozyon–korozyon davranımı üzerine etkisini araştırmışlardır (Xie ve diğerleri, 2005). Çalışmayı üç ana başlıkta sürdürmüşlerdir; elektrokimyasal parametrelerin ölçümü, erozyonla meydana gelen noktasal gerinim ve gerinim enerjisinin saptanması ve erozyon ve korozyon arasındaki sinerjik etkinin karakterizasyonu. Isıl işlem aşınmış AISI 52100 çeliğinin elektrokimyasal reaksiyonunu termodinamik ve kinetik olarak etkiler. Kutuplaşma direnci ve korozyon oranı ölçümlerine dayanarak, temperleme işleminin en yavaş korozyon kinetiğini iyileştirdiğini bulmuşlardır. Temperlenmiş çelik korozyona en az duyarlı çeliktir. Temperlenmiş çelik kutuplaşma direnci en az olandır ve korozyon oranıyla ters orantılıdır ve en düşük termodinamik ve elektrokimyasal aktivitelerin göstergesi olan en düşük gerinim erkine sahiptir. Tavlanmış ve temperlenmiş numunelerin her ikisinde de yaratılan noktasal gerinim yalnızca erozyon sırasındaki mekanik deformasyonun sonucudur. Bununla birlikte suverilmiş numunelerde, suverme ile ortaya çıkan yüksek derecedeki noktasal gerinim ölçümlerinde, hesaplanan ve deneysel olarak ölçülen korozyon oranları arasında belirgin farkın olduğunu görmüşlerdir.

3.7.3. Aşınma dayanımı

Aşınma dayanımı çeliğin sertliğiyle ölçülmeyebilir, çünkü aşınma her ne kadar tamamen açıklanmamış olsa bile büyük ölçüde mikroyapıdaki değişimlere ve çeliğin karbon içeriğine bağlıdır (Ueda ve diğerleri, 2002). Aşınma performansı üzerindeki asıl katkıyı sertlikten ziyade tokluğun iyileştirilmesinin yaptığı AISI 52100 çeliği üzerinde yapılmış mukayeseli çalışmalarla saptanmıştır (Rahbar–kelishami ve diğerleri, 2014).

Çift fazlı çeliklerin aşınma davranımı, büyük ölçüde martensitin şekline, boyutuna ve dağılımına bağlıdır (Sawa ve Rigney, 1987). Semente edilmiş çelikler yüzeylerine dik, ağır yük altında olduklarında artan kalıntı östenit içeriğiyle aşınma dirençleri önce düşer sonra yükselir (Kim ve Kweon, 1996). Yüksek sertlikteki yapılarına rağmen AISI 52100 ve AISI 1080 çelikleri çok iyi bir aşınma direnci göstermezler (Wang ve diğerleri, 1999). Yapıların aşınma dayanımı şu şekilde artar; martensit + karbür + kalıntı östenit, küreselleştirilmiş yapılar, martensit, beynit ve katmanlı perlit. Perlitin yüksek aşınma direnci kayma teması sırasındaki yüksek pekleşmeye atfedilebilir (Kalousek ve diğerleri, 1985). Karmaşık

kayma koşullarında farklı aşınma mekanizmalarının baskın olması sebebiyle mikroyapı ve aşınma direnci arasındaki ilişki kesin olarak belirlenememiştir (Lee ve Polycarpou, 2005; Wei ve diğerleri, 2011). Rulman uygulamalarında her zaman uygun yağlama ile kullanılan AISI 52100 çeliğinden üretilmiş rulman parçalarının aşınma özelliklerinin yanı sıra yağlayıcının özellikleri de rulman ömründe belirleyicidir. Yağlama ile ilgili yapılan çalışmalarda 200 °C'e kadar sıcaklıklarda AISI 52100 çeliğinin yağlama ile üzerinde oluşan aşınmaya karşı etkili ince filmin mekanik özelliklerinin kimyasal yapısına ve morfolojisine bağlı olduğu saptanmıştır (Pereira ve diğerleri, 2007).

3.8. Rulmanlar ve Genel Özellikleri

Rulman, bir makine parçasının başka bir parça ile temas halinde iken mümkün olduğu kadar az sürtünme ile dönmesini veya hareket etmesini sağlar. Rulman, ayrıca yüklerin aktarılması ve parçaların doğru konumlandırılmasını da sağlamaktadır. Zor koşullarda güvenilir çalışabilmesi için rulmanın şiddetli statik ve radyal yüklere dayanması gerekmektedir. Çeşitli çelik türleri, bu koşullarda kullanılabildikleri için, rulman üretiminde tercih edilen malzemedirler. Rulman için çelik alaşımları üzerine çalışmaların başlaması bir asırdan daha fazla süre öncesine dayanır. Rulman malzemesi teknolojisinin, özellikle 1920 yılından sonraki gelişimini izlemek daha kolaydır. 1955 yılına kadar, nispeten daha az ilerleme olmuştur. O zamanlar, AISI 52100 ve bazı sementasyon türleri (AISI 4320, AISI 9310) çoğu uygulama için yeterliydi. Uçak jet motorundaki teknolojik ilerlemeler, rulman çeliği yüksek performansında kayda değer gelişmeyi doğurmuştur. Üretim süreçleri ve çelik türlerindeki gelişmelerle birlikte, yağlama teknolojisindeki ilerlemeler günümüzde rulman ömrünü 1950 yılına göre 80, 1940 yılına göre 400 kat iyileştirmiştir (Zaretsky, 1988; Zaretsky, 2012). Günümüzde halen, döner makine parçalarının karşılaştığı birçok çözülmemiş sorun, farklı bakış açıları, öngörülemeyen ortamlarda çalışmak zorunda kalan döner makine parçalarında bulunması istenen yeni teknolojik özelliklerin sağlanması ihtiyacı devam etmektedir. Bu konudaki literatüre özet bir bakış bile konunun hala çekici konumda olduğunu göstermektedir.

Rulman, yuvarlanma elemanları (bilyeler, silindir veya fiçi şekilli masuralar) ve yatak işlevi gören bileziklerden oluşmaktadır. Yuvarlanma elemanlarının üretim süreci, malzemenin dökülmesi ve yüksek sıkışma oranlı plastik deformasyon ile kare kesitli kütükler haline getirilmesi ile başlar. Deformasyon, dökülmüş haldeki dentritik yapının

kırılmasını ve boşlukların kapanmasını sağlar. Kütüklerin kesiti daha sonra haddeleme ve çekme ile daraltılır. Yumuşatma ısı işlemi sonrasında kangal çelikten bilye ölçüsüne uygun olarak silindirik parçalar kesilir. Özel kalıplarda ölçüsüne göre dövülen silindirik parçalar bir iki günlük taşlama ile düzgün küre şekline getirilir. Şekillendirme işlemi tamamlanmış olan bilyeler su verme ve temperleme veya izotermal dönüşümle istenilen sertliğe getirilir. En son olarak temizlenen ve parlatılan bilyeler ölçülerine göre hassas sınıflandırılır. Rulman bilezikleri ise sıcak haddeleme ile üretilmiş çubuklardan işleme ile veya dikişsiz borudan yapılabilir ve aynı şekilde sertleştirilirler. Sonrasında hassas işleme ve taşlama ile son ölçülerine ve yüzey kalitesine getirilirler. Yuvarlanma elemanları ve yatakların çoğunluğu çelik türü hammadde kullanılarak yapılır.

Metalurji ve mühendislik ihtiyaçları doğrultusunda rulman çelikleri için gerekli özellikler Çizelge 3.9’da gösterilmiştir.

Çizelge 3.9. Metalurji ve mühendislik ihtiyaçları doğrultusunda rulman çelikleri için gerekli özellikler (Bamberger, 1970)

Yorulma: Yuvarlanma Temas Eksenel Yükleme Çatlak İlerlemesi	Üretilebilirlik: İşleme, Biçimlendirme, Dövme, Taşlama, Isıl İşlemler, Boyutsal Kontrol, Değişim Toleransı
Sertlik, Dayanım	Sertleşebilirlik
Tokluk	
Süneklik	Yapısal Temizlik
Hidrojen Direnci	
Korozyon Direnci	Kullanım Maliyeti
Güvenilirlik	

3.8.1. Rulman çeşitleri

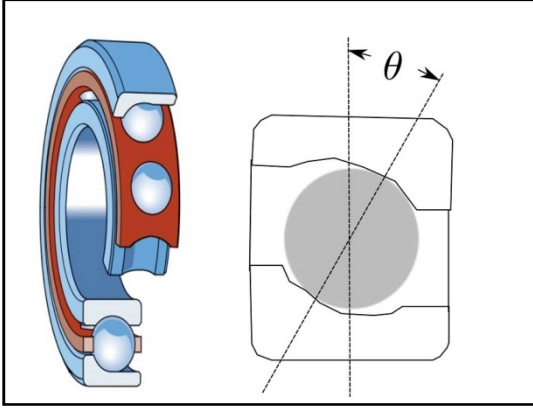
Rulmanın çalışması, eşmerkezli iki bilezikle çevrelenmiş bilyelerin, radyal yükü destekleyerek onları çevreleyen bileziklerin birbirinden bağımsız dönmesini sağlamaları esasına dayanır. Masuralı rulmanlarda ise bilye yerine silindir kullanılır. Yuvarlanma elemanı ile bilezikler arasında daha büyük temas olduğundan daha yüksek yük taşıma kapasitesi sunarlar.

Silindirik masuralı rulmanlar, büyük enli yassı çelik üretimi için sürekli haddeleme hatlarının geliştirilmesinde belirleyici rol oynamıştır (Aylen, 2010). Daha önceleri haddeleme işlemi, çeliğin tek bir haddeden tekrar tekrar geçirilmesiyle, çok aşamalı ısıtma ve basma gerektirmekteydi. İlk rulman tasarımı, dövme çelik dış bilezik ve çelik masuraları yerinde tutan, sabit bronz yatak yuvasından oluşmaktaydı. Günümüzde, modern rulmanlar bilye kafesi haricinde tamamen çelikten yapılmaktadır.

Küresel masuralı rulmanlarda yuvarlanma elamanları, iki paralel yatakta açısal teması sağlayan fiçî şeklindedir. Çift takım kullanılması, rulmanın, shaftın hizasızlığını düzeltmesine yardımcı olur. Konik masuralı rulmanlarda ise temas alanını artırmak için, büyük radyal ve eksenel yüklere uygun olacak şekilde, bilezikler ve masuralar konik şeklindedir. Bu nedenle, belirli bir şekil veya ağırlık için bilye veya silindirik masuralı rulmanlarla karşılaştırıldığında daha büyük yük taşıma kapasitesi sağlayacağından, özellikle, helikopter aktarmalarında, kullanılırlar (Parker, 1981). Son 10 yılda silindir masuralı rulmanlarda ve hibrid seramik bilyeli rulmanlarda kullanılmak üzere silisyum nitrür (Si_3N_4) kaplı seramikler geliştirilmiştir. Si_3N_4 bilyeli ve çelik bilezikli bu rulmanlar yüksek hızda çalışma koşullarında iş yatağı olarak kullanılmaktadırlar (Wang ve diğerleri, 2003).

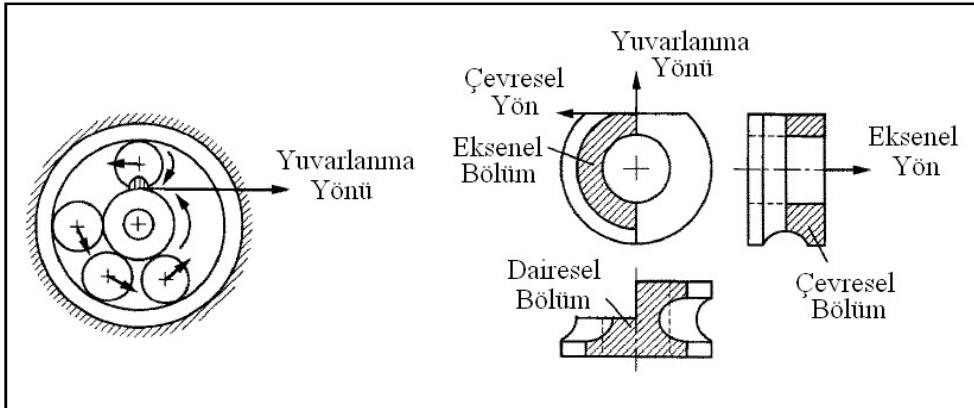
İğne masuralı rulmanlarda silindirler uzun ve incedir, bu nedenle rulmanın dış çapı iç çapından çok fazla büyük değildir. Yer sınırlaması olduğunda bu küçültülmüş tasarım büyük avantaj sunar.

Rulman mekaniğinde en önemli özellik temas açısıdır. Temas açısı (θ), malzeme seçimini, rulman performansını ve yük taşıma kabiliyetini kayda değer ölçüde etkilemektedir. Şekil 3.27’de şematik olarak tarif edilen temas açısı, yorulma ömrünü ve çalışma sırasında meydana gelen sıcaklığı etkilemektedir (Zaretsky ve diğerleri, 1962).



Şekil 3.27. Temas açısı (Bhadeshia, 2012)

Yukarı yuvarlanma yönü, iç bileziğe bağlı olarak, bilye ve yatak arasındaki temas noktası hareketinin yönüdür. Çevresel bölüm çevresel yöne diktir. Aynı şekilde aksel ve radyal bölümler her biri kendi aksel ve radyal (yuvarlanma) yönüne dik düzlemler üzerindedir (Şekil 3.28).

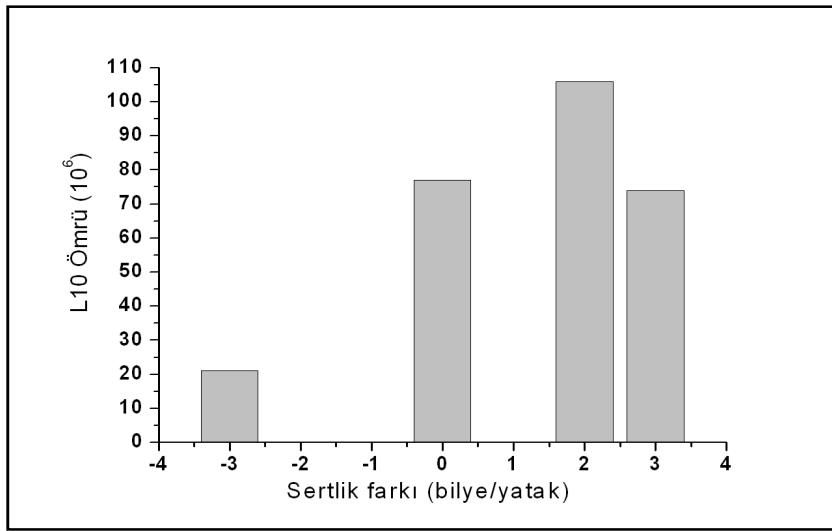


Şekil 3.28. Rulmanda yönlerin belirlenmesi (Polonsky ve Keer, 1995)

3.8.2. Rulman parçalarının bağıl sertlikleri

Rulman yatağı ve yuvarlanma elemanları için genellikle aynı çelik türü kullanılır. Yuvarlanma elemanı ve yatak malzemesi olarak kullanılan AISI 52100 çeliğinin sertliğinde olabilecek değişimlerin ne kadar az olacağı, ve bunların yuvarlanma teması sırasında kalıntı gerilmelere ve alt yüzey sertliğine etkisinin ne olacağı hususları ile ilgili yapılan çalışmalarda sistematik sonuçlar elde edilememiştir (Reichard ve diğerleri, 1968; Zaretsky ve diğerleri, 1965). Rulman bileşenleri yüzey sertliklerinin rulman tribolojik performansını etkileyen önemli bir özellik olduğu bilinmektedir (Neale, 1973). Ancak

bugüne kadar yapılan çalışmalarda yorulma ömrü ve malzeme sertliğindeki değişimler arasında doğrusal bir bağıntı kurulamamıştır. Şekil 7.3'te yatak sertliği 63 HRC olan AISI 52100 çeliğinden yapılmış derin yivli bilyeli rulmanın ΔH 'a (bilye ve yatak arasındaki sertlik farklılığı) bağlı teorik yorulma ömrü L_{10}^1 gösterilmektedir. Rulmanlar madeni yağlayıcı kullanılarak 598,74 kilogramlık radyal yükte ve 2750 dev/dk. hızında test edilmiştir. Çalışmalarda, en iyi yuvarlanma temas yorulması ömrü elde etmek için yuvarlanma elemanlarının 65 HRC sertlikte (rulman üretiminde, rulman bilezikleri için istenilen sertlik değeri ~62 HRC'dir) olması gerektiği ifade edilmektedir.



Şekil 3.29. Bilye ve yatak arasındaki sertlik farklılığına bağlı teorik yorulma ömrü (Zaretsky ve diğerleri, 1965)

3.8.3. Rulman çelikleri

Ağırlıkça %0,8–%1,1 C içeren ve toplamda ağırlıkça %3'ün altında yer alan çözünen alaşım içeren çelikler, genelde talaşlı imalat takım üretiminde kullanılmışlardır. Bu çelik türleri, tarih boyunca rulman çeliği pazarına hakim olmuştur (Bamberger, 1980; Cappel ve diğerleri, 2004). Bu çelik alaşımları, çoğunlukla östenitleme sıcaklığından, yağda veya tuzda suverilerek martensitik yapılar üretilebilir, sonrasında karşıt özellikleri dengelemek için martensit düşük sıcaklıkta temperlenebilir. Küçük rulmanlar tamamen sertleştirilebilirler. Malzeme rulmanın bütün kesiti boyunca martensitik olduğundan yeterli sertleşebilirliğe sahiptirler. Ancak, büyük rulmanlarda durum böyle değildir, martensitik dış kılıf oluşturmak için yüzey tabakasının öncelikle sementite edilmesi gerekir. Alternatif

¹ L10 veya B10, rulmanların %10'u yalnız yorulmaya bağlı işgörmez olana kadar olan teorik ömür.

yöntem olarak, yüksek konsantrasyonda alaşım elementi ile çeliğin sertleşebilirliği artırılarak, büyük rulmanlar da tümüyle sertleşebilirler.

1901 yılında Stribeck tarafından yürütülen rulman deneyleri %1 C ve %1,5 Cr içeren çelik türlerinin bu uygulamalar için uygun olduğunu göstermiştir (Hengerer, 1987). Bu durum, yaklaşık 110 yıl önce Fichtel & Sachs tarafından açıkça benimsenmiştir. Özellikle metalik olmayan kalıntılar bakımından çeliğin mikroyapısının temiz olmasına yönelik gelişmelere bağlı olarak, yorulma performansındaki aşamalı iyileşmelerin katkısıyla rulman üretiminde temel alaşım olarak kullanılmaya devam edilmiştir. (Cappel ve diğerleri, 2004; Tsubota, 1993). 1980'lerin sonunda yeni üretim teknikleriyle geliştirilmeye çalışılan bu çeliğin üretimi, yıllık 1,5 milyon tona ulaşmıştır (Dressel ve diğerleri, 1988). Günümüzde yıllık altı milyon tonluk rulman çeliği üretiminde bu çeliğin önemli bir payı vardır (Bhadeshia, 2012).

Rulman üretiminde en yaygın kullanılan çelik ısıtıl işlem uygulanmış yaklaşık 60 HRC sertlik değerine sahip AISI 52100 çeliğidir (Sachs ve diğerleri, 1960). Bu çelik alaşımı çok sayıda uluslararası gösterimle anılır. En yaygın kullanılan AISI 52100 (AISI: American Iron and Steel Institute – Amerikan standardı) veya SAE 52100 (SAE: Society of Automotive Engineers – Amerikan standardı) gösterimleridir, Türkiye’de ise daha çok DIN 100Cr6 (DIN: Deutschen Institut für Normung – Alman standardı) olarak tanınmakta ve gösterilmektedir.

4. İŞLENEBİLİRLİK

Bir malzemenin işlenebilirliğini yani işlenebilme yeteneğini belirlemek için genelde tanımlanması gereken üç ana faktör vardır:

- 1- İş parçası malzemesinin metalurjik/mekanik açıdan sınıflandırılması.
- 2- Mikro ve makro seviyelerde kullanılacak kesme kenarı geometrisi.
- 3- Uygun bileşenleri ile takım malzemesi (kalitesi).

Yukarıdaki seçimler, eldeki malzemenin işlenebilirliği üzerindeki en büyük etkiye sahip olacaktır. İlgili diğer faktörler; kesme parametreleri, kesme kuvvetleri, malzemenin ısı işlemleri, yüzey kabuğu, metalurjik kalıntılar, takım tutucu sistemleri ve genel işleme koşulları olarak sıralanabilir.

İşlenebilirliğin kaliteler veya sayılar gibi doğrudan hiçbir tanımı yoktur. Geniş anlamda iş parçası malzemesinin işlenebilme yeteneğini, kesme kenarında yarattığı aşınmayı ve elde edilecek olan talaş oluşumunu içerir. Bu açıdan düşük alaşımlı bir çeliğin işlenmesi östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla daha kolaydır. Düşük alaşımlı çeliğin, paslanmaz çeliğe kıyasla daha iyi bir işlenebilirliğinin olduğu düşünülür. “İyi işlenebilirlik” konsepti, genelde sorunsuz kesme hareketi ve uygun bir takım ömrü anlamına gelir. Belirli bir malzemenin işlenebilirliğinin bir çok değerlendirmesi pratik testler kullanılarak yapılır ve sonuçlar yaklaşık aynı koşullardaki başka tipteki bir malzemenin bir başka testi ile ilişki içerisinde belirlenir. Bu testlerde, mikroyapı, yapışma yatkınlığı, takım tezgahı, rijitlik, gürültü, takım ömrü gibi diğer faktörlerde göz önünde bulundurulmalıdır (Sandvik, 2017).

4.1. Sert Tornalama

Takım üreticileri tarafından 45 HRC’nin üzerinde ve tipik olarak 55 HRC – 68 HRC aralığında bir sertliği olan çeliği tornalama, sert parça tornalama veya sert tornalama olarak tanımlanmaktadır. Nispeten yüksek ilerlemede taşlamanın iyi yüzey sağladığı bilinmesine rağmen, sert tornalama önemli ölçüde yüksek malzeme kaldırma oranlarında iyi ya da daha iyi bir yüzey sağlayabilir. Sert tornalama işlemi, düşük kesme derinliklerinde ve ilerleme hızlarında uygulansa bile işleme süresini %60’a kadar azalttığı tahmin edilmektedir

(Huddle, 2001). Büyük rulmanların üretiminde meydana gelen belirgin çarpılmalar sert tornalama kullanımı ile giderilmektedir (Sourmail ve Smanio, 2013).

Çalışmalar, doğru takım geometrisi, ilerleme veya yeni takım teknolojileri kullanımı, sert tornalamada taşlamaya oranla daha iyi bitmiş yüzey elde edilmesinin sağlandığını göstermiştir. Taşlamada birçok bağlama yerine sert tornalamada tek bağlamada birçok işlem gerçekleştirilebilir. Bu ayrıca sert tornalamada yüksek hassasiyet elde edilmesini de sağlamaktadır.

Sert tornalama, 250 m/dk. ya kadar yüksek kesme hızlarında ve bazen bunun da üstünde, yüksek hızlarda işleme olgusudur. Bu nedenle bitirme işleminin yüksek hassasiyetle tamamlanabilmesi için takım tezgahının özellikleri; yüksek takım tezgahı rijitliği, yüksek yüzey hızı ve sabit yüzey hızı elde etmeyi mümkün kılmalıdır. Bu amaçlar doğrultusunda yapılan güncel çalışmalarda 0,1 μm – 0,2 μm gibi taşlamada olduğu kadar veya daha iyi yüzey pürüzlülüğü değerlerine ulaşılmıştır (Revel ve diğerleri, 2016).

İş parçasının sertliğinin 45 HRC'nin üstünde olmasından dolayı, uygulanan kuvvetlerin de yüksek olması beklenir, bu nedenle düşük aşınma özelliğine sahip daha sert takım malzemesi gerekmektedir. Bu sonuçla araştırmacılar genellikle kübik bor nitrür (CBN), çok kristalli kübik bor nitrür (PCBN) ve kaplamalı CBN takımlar kullanmışlardır (Kurt ve Şeker, 2004; Kurt ve Şeker, 2005). Bazıları seramik (Grezesik ve Wanat, 2006), yanı sıra TiN kaplamalı WC (Dessoly ve diğerleri, 2004) veya TiN kaplamalı CBN takımlar kullanmışlardır (Moore ve diğerleri, 2006).

Sert tornalama çoğu zaman soğutma sıvısı olmadan uygulanır, bazı araştırmacılar beyaz katman oluşumunu en aza indirmek için soğutma sıvısı kullanmayı tercih etmişlerdir (Zurecki ve diğerleri, 2003). Sert tornalamada hesaplanmış kesme bölgesi sıcaklığı, takım ömrünü düşürecek ve termal çarpılmayla yüzey pürüzlülüğünü bozacak ve soğutma sıvısının ani buharlaşmasına sebep olacaktır. Bundan dolayı çoğu sert tornalama işlemlerinde soğutma sıvısı kullanılmaz. Ancak soğutma sıvısı kullanılmaması bazı durumlarda takım ömrünü düşürmekte ve yüzey pürüzlülüğünü bozmaktadır (Haq ve Tamizharasan, 2006).

Sürekli işlemede, kuru kesme şartlarında oluşan yüksek sıcaklık kesilecek bölgenin tavanmasına (yumuşamasına) sebep olur, bu sertliği düşürür ve malzemenin daha düşük kesme kuvvetleriyle işlenmesine imkan sağlar. Bu, kuru kesmede, hızı neden arttırmanın daha faydalı olacağını açıklamaktadır. Soğutma sıvısı kullanılmadan kesme aynı zamanda belirgin maliyet avantajları sağlamaktadır.

Sertleştirilmiş çeliklerin tornalanmasında talaş oluşumu mekanizmasının iki teorisi vardır. Bir tanesi ilk kesme bölgesinde kırılmaya götüren kararsızlığın sebebi olarak adiyabatik kesmeyi önermektedir. Diğer teori çatlakların ucun ön tarafında serbest yüzeyde belirli aralıklarla başladığını ve kısmen kesici ucuna doğru ilerlediğini önermektedir (Elbestawi ve diğerleri, 1996; Poulachon ve Moisan, 1998; Shaw ve Vyas, 1998). Sert tornalamada da talaş kaldırma işlemlerinin çoğunda olduğu gibi, oluşan ısının büyük bir kısmı talaşla uzaklaştırılır. Kesme esnasında veya sonrasında talaşı incelemek işlemin doğru yapıp yapılmadığını gösterir. Sürekli talaş kaldırmada, talaş yanan turuncu bir kurdele gibi akıp gitmelidir. Yüksek hızlarda talaş oluşan ısının çoğunu emer, bu yüzden takım ve iş parçası sıcaklığı önemli ölçüde azalır. 360 m/dk. lık kesme hızında talaş sıcaklığının iş parçası sıcaklığından 15 kat daha fazla olduğu saptanmıştır (Yallese ve diğerleri, 2009).

4.2. Sert Tornalamanın Sınırlamaları

Sert tornalamanın, bitirme işlemi olarak taşlamanın yerine kullanılabilme avantajından dolayı ilgi çekici bir işlem olsa da makine maliyetinden, kurulum maliyetinden, yağlayıcı maliyet ve tehlikelerinden dolayı pahalı bir işlemdir ancak ürünün yüzey bütünlüğü dikkate alındığında işlem için bir kaç sınırlama bulunmaktadır (Bartarya ve Choudhury, 2012);

- i) Basma kalıntı gerilimler ve yüzeyin altında belirli noktadaki en büyük gerilimle, gerilim profilinin düşük miktarı (genelde, yüzeyde çekme tipi kalıntı gerilimlerin bulunması).
- ii) İşleme sırasında oluşan beyaz tabakanın, parçanın servis performansını önemli ölçüde etkilemesi.
- iii) Takım aşınmasına bağlı boyutsal, geometrik form ve yüzey pürüzlülüğü hataları ve büyük kesme kuvvetleri, iş parçasında ve kesme ucunda termal genişlemeler gibi diğer hata faktörleri.

4.3. Sert Tornalama Çalışmaları

Süreç esas olarak yüksek kesme hızı, düşük ilerleme ve düşük kesme derinliği kullanılan bir bitirme işlemidir. Çalışmalarda bildirildiği üzere kesme hızları 100 m/dk. ile 250 m/dk. arasındadır (Desolly ve diğerleri, 2004; Diniz ve Jose de Oliveira, 2008; Ebrahimi ve Moshksar, 2009; Grezesik, 2008; Rech ve Moisan, 2003). Bazı araştırmacılar daha yüksek hızlar belirtmişlerdir ancak rijitlik probleminden dolayı daha yüksek hızlardan kaçınılmıştır (Yallese ve diğerleri, 2009). Kesme derinliği 0,2 mm den fazla olmadığında ilerleme 0,005 mm/dev ile 0,2 mm/dev aralığındadır. Çizelge 4.1’de araştırmalarda genel olarak kullanılan sert tornalama için kesme koşulları, iş parçası ve takım malzemeleri özetlenmiştir. Araştırmacılar sertleştirilmiş malzemenin tornalanması sırasında farklı geometrideki takımların, takım malzemesinin ve kaplamanın işlem performansı üzerine etkilerini belirlemeyi hedeflemişlerdir. Çoğu araştırmacı ise sert tornalama sırasında aşınma olgusunu karakterize etmeye çalışmıştır. İşlem parametrelerinin kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü, kalıntı gerilimler ve beyaz katman oluşumu üzerine etkisini, deneysel veya modellemeyle anlamak için yeterli sayıda araştırma yapılmıştır (Bartarya ve Choudhury, 2012).

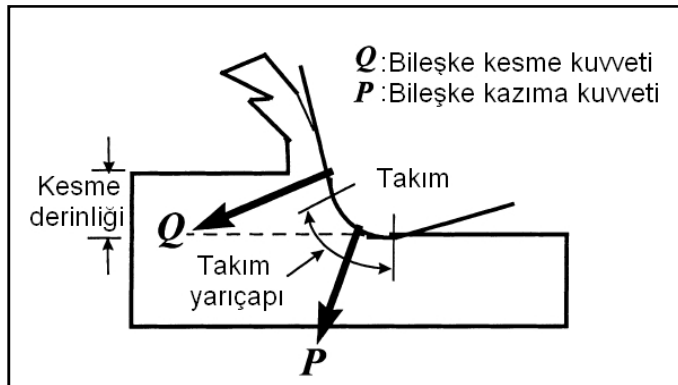
Çizelge 4.1. Sert tornalama için kesme koşulları, iş parçası ve takım malzemesinin özeti (Bartarya ve Choudhury, 2012)

İş parçası	Kullanılan takım malzemesi	Kesme şartları
~60 HRC sertlikte AISI 52100, AISI 4340, D2, H13 gibi çelikler.	CBN (düşük ve yüksek içerikli), kaplamalı CBN, seramikler, kaplamalı seramikler ve karbürler.	Kesme Hızı = 100–400 m/dk. İlerleme = 0,05 – 0,2 mm/dev. Kesme Derinliği = ~0,2 mm

4.3.1. Takım geometrisi

Sert tornalama, kaplamalı karbürler, seramikler ve CBN takımlar gibi yüksek sertlikte takımları içine alan yüksek hızda kesme olgusu olmanın yanında bir çok araştırmacı mevcut değişik kenar geometrilerinin süreç üzerinde etkilerini görmeye çalışmışlardır.

Yüksek ve düşük CBN içerikli kenarı yuvarlatılmış ve pahlı takım geometrileri ile AISI 4340'ın işlenmesi sırasında her iki tip kesme kenarı içinde düşük CBN içeren takımların daha iyi takım ömrü sağladığı görülmüştür (Diniz ve Jose de Oliveira, 2008). Kenar yuvarlatma miktarı arttığında takım ve iş parçası arasındaki artan temas alanı ısı kaybını artırır, dolayısıyla yüksek CBN içeren takımlarda takım ömrünü artırır. AISI 52100 çeliğinde takım geometrisi ve iş parçası sertliğinin etkileri araştırıldığında, büyük yuvarlatma yarıçapına sahip takımların deformasyonun kesme bileşenine göre artan oyuklama (sürtme) bileşeni sebebiyle yüzey pürüzlülüğünü arttırdığı, bu etkinin artan iş parçası sertliğiyle düştüğü görülmüştür (Thiele ve Melkote, 1999) (Şekil 4.1). Buna ek olarak büyük kenar yuvarlatması, küçük kenar yuvarlatmasında ve pahlı takımlarda görülmeyen, ölçülebilir yüzey altı plastik akışa sebep olarak daha çok basma gerilimleri oluşturduğu görülmüştür (Thiele ve Melkote, 2000). Kenar yuvarlatması aynı zamanda radyal kuvveti etkilemektedir. Küçük yuvarlatma yarıçapı için yuvarlatılmış ve pahlı olanlara oranla kuvvetler daha düşüktür (Thiele ve Melkote, 1999). Pahlı ve kenarı yuvarlatılmış takımları karşılaştırırken kesme hızının ilerlemeye kıyasla yan yüzey aşınmasında daha belirgin etkisi olduğu sonucuna varılmıştır (Karpat ve Ozel, 2007). Ayrıca pahlı takımların kenar yuvarlatması yapılmış olanlara oranla daha yüksek kuvvetlere ihtiyaç gösterdiği görülmüştür. Kesme kenarı boyunca üretilen ısıyı düşürdüğünden, iş parçasında daha az plastik gerinim meydana getirdiğinden ve takım aşınmasını düşürdüğünden, çeşitli yuvarlatma yarıçapları pek çok açıdan daha iyidir (Ozel ve Karpat, 2008).



Şekil 4.1. Takım yuvarlatmasına bağlı kazıma ve kesme etkisi (Thiele ve Melkote, 1999)

Değiştirilebilir kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlar, yüksek aşınma direnci, düşük takım sıcaklığı ve hiç krater aşınması olmadan sadece yan yüzey aşınması gösterirler (Dessoly ve Melkote, 2004; Kishawy ve Wilcox, 2003).

Seramik takımlar ve silici takım geometrisi karşılaştırılırken, sertleştirilmiş AISI 5140 çeliğinin sert tornalanması sırasında, silici takım geometrisinin işlenmiş yüzeyin kalitesini arttırdığı ve geleneksel takım ile işlemede uygulanan ilerlemenin iki katında bile, geleneksel takım ile normal ilerlemede elde edilenden daha iyi yüzey kalitesi elde edildiği görülmüştür (Grezesik ve Wanat, 2006). Aynı iş parçası takım kombinasyonunda, araştırmacılar silici geometrinin krater aşınmasını plastik deformasyonla değiştirdiği ve mikro-düzgün kenar aşınması sonucunda ikincil yan yüzde yüzeysel çentik gözlenmiştir (Grezesik, 2008). Silici geometri kullanılarak yüksek yüzey kalitesi elde edilebilir (Ozel ve diğerleri, 2007; Yusof ve diğerleri, 2008). Kaplamalı veya kaplamasız CBN takımlarda, geleneksel ve silici geometrileri kullanılırken kesme hızı, ilerlemeye kıyasla, takım ömrünü daha belirgin şekilde etkilemiştir ve geleneksel olanlarla kıyaslandığında silici geometrili takımlar daha düşük takım ömrüne sahiptir (Gallopı ve diğerleri, 2006). Benzer sonuçlar seramik takımlar için de elde edilmiştir (Yusof ve diğerleri, 2008). Bu sonuçlardan farklı olarak, diğer bir araştırmada ise yüzey pürüzlülüğü ve takım aşınmasında silici geometrili takımların daha iyi sonuç verdiği görülmüştür (Gaitonde ve diğerleri, 2009). Geliştirilmiş geometriye sahip takımlarla, yüzeyi sertleştirilmiş çeliklerin işlenmesinde temas bölgesi sadece zırh (web) kısmıyla sınırlandırılmıştır. Yüzey katmanında en düşük basma kalıntı gerilmesi derinliğinin, takımın gövde genişliğiyle ayarlanabileceğini, buna bağlı olarak beyaz katman kalınlığının belirlenen zamanda sabitleneceğini ortaya koymuşlardır (Denkena ve diğerleri, 2008).

Yüzey kayma çatlağı, iş görmez hale getiren termoplastik dengesizlik mekanizmalarının genel talaş geometrisi ve işleme kuvvetlerine etkisi araştırıldığında, takım burun yarıçapının talaş morfolojisi üstünde etkisi olmadığı, talaş segmentlenme frekansı ve kesme hızı arasında mutlak doğrusal ilişki olduğu, artan şekilde negatif talaş açısının daha büyük talaş adımı ve orantısız radyal kuvvete sebep olduğu görülmüştür. Sonlu elemanlar metodu (FEM) simülasyonu ile tahmin edilen talaş oluşumu frekansı, talaş kesme düzlemi açısı ve talaş takım temas alanı deneysel sonuçlarla örtüşmüştür. Ancak talaş adımı ve talaş oranı tahminleri deneysel sonuçlarla farklılıklar göstermiştir. Segmentli talaş oluşumu iş parçasında zamandan çok yapısal uzunluğa bağlıdır (Koutanya ve diğerleri, 2009).

4.3.2. Takım aşınması ve takım ömrü

Takım aşınması beyaz katman oluşumuna sebep olduğundan, sert tornalamada birçok açıdan takım aşınması ve ömrü çok önemlidir. Dahası, sert tornalamanın bitirme işlemi olması sebebiyle taşlamayla kıyaslanabilir veya daha iyi yüzey elde etmek için takım ömrü dikkatli araştırılmalıdır. Takım ömrü kriterleri sert tornalamada genellikle önceden belirlenmiş yüzey kalitesi kriterlerine dayanmaktadır (Rech ve Moisan, 2003).

Yıllarca takım aşınması tiplerini belirlemek ve takım ömrünü tayin etmek için bir çok araştırmacı bu alanda çalışmıştır. Yakın tarihli çalışmalarda ise alternatif yöntemler geliştirilmeye çalışılmakta ve uygulanmaktadır ve lazer–destekli işleme (LAM) bunlara bir örnek oluşturmaktadır. LAM sırasında artan yüzey sıcaklığına bağlı olarak kesme kuvvetlerinde düşüş gözlenmiştir. Ancak artan sıcaklığın takım aşınmasını da arttırdığı gözlenmiştir (Panjehpour ve diğerleri, 2014).

Suverilmiş ve temperlenmiş AISI 1045 ve AISI 5140 çeliklerinin TiN kaplamalı karbür takımlarla sert tornalanması sırasında, yüksek hızlarda difüzyon hızı arttığında ve termal yorulma çatlağı büyüdüğünde, yapışma ve mikro–çentikleme temel aşınma mekanizmalarıdır. Kesme hızını arttırmak temas bölgesinde sıcaklığı arttırmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda öncülük eden aşınma mekanizması kimyasal aşınma mekanizmasıdır ve çoğu kez kesici kenarın zayıflamasını hızlandırır, bunun sonucu olarak takım kırılması olarak adlandırılan kırılma meydana gelir. Buna bağlı olarak sert tornalamada karbür takımların kullanımı sınırlıdır (Ebrahimi ve Moshksar, 2009).

Araştırmacılar farklı çeliklerin işlenmesinde seramik takımlar kullanmışlardır (Aslan ve diğerleri, 2007; Davim ve Figueira, 2007; Grzesik, 2008; Grzesik ve diğerleri, 2007; Grzesik ve Wanat, 2006; Grzesik ve Zalisz, 2008; Noordin ve diğerleri, 2007; Thoors ve diğerleri, 1993). Suverilmiş ve temperlenmiş çeliklerin işlenmesinde Ti esaslı sermet (metalli seramik) takım kullanımı sırasında, aşınma ve yapışma temel aşınma mekanizmalarıdır, ancak rulman çeliklerinin aynı takımla işlenmesi sırasında mikro–çentikleme, plastik deformasyon ve çatlama oluşan aşınma tipleridir (Thoors ve diğerleri, 1993).

Martensitik paslanmaz çelikler, kaplamalı sermet ve kaplamalı karbür takımlarla tormalandıklarında, düşük ilerleme ve kesme hızlarında TiN esaslı sermet, en uzun takım ömrü sergilemişken, diğer koşullarda kaplamalı karbürler daha iyi sonuç vermiştir. Takım ömrünü belirleyen takım iş görmezliği modlarının temel tipleri yan yüzey aşınması, takım kenar boşluk aşınması (clearance wear) ve kırılma (Noordin ve diğerleri, 2007).

Taşlamayla kıyaslanabilir bir yüzey elde etmek için D2 çeliğinin seramik takımlarla tormalanmasında takım aşınmasının en çok kesme hızından ve uzayan kesme süresinden etkilendiği, ayrıca yüksek kesme hızlarındaki aşırı aşınmanın yüzey kalitesini kötüleştirdiği görülmüştür. Belirli kesme basınçlarının en çok ilerlemeden etkilendiği, bunun yanı sıra yüzey pürüzlülüğünün en çok ilerlemeden ve kesme süresinden etkilendiği görülmüştür. Taşlamayı ortadan kaldırmak için kesme parametrelerinin doğru seçilmesiyle 0,8 µm'den daha iyi yüzey pürüzlülüğü elde edilebileceğini çalışmalar göstermiştir (Davim ve Figueira, 2007).

AISI 4340 (63 HRC) çeliğinin Al₂O₃ ve TiCN karışık seramik takım kullanılarak sert tormalanması sırasında, artan hızla, takım aşınma hızı yavaşlamaktadır. Bu belki daha az kuvvet ve sonucunda daha az aşınmaya sebep olan yüksek kesme sıcaklığına bağlı olarak malzemenin akma dayanımındaki azalmaya atfedilebilir (Aslan ve diğerleri, 2007).

Sertleştirilmiş (60 HRC) AISI 5140 çeliğinin seramik takımlarla sert tormalanması sırasında takım üzerinde aktarma katmanı oluşması ve pahta kırılmayla birlikte çentik aşınması görülmüştür (Grzesik ve Zalisz, 2008). Genelde işleme deneylerinde tanımlanmış aşınma mekanizmaları, çizinti, kırılma, plastik akış ve taşınmış katmanlar, talaş yapışması (BUE) ve sürtünmeli kimyasal etkilerdir. Takım aşınması, takım yan yüzeyinin köşesinde ve aktif ikincil kesme ucunda yoğunlaşmıştır. Geleneksel seramik takımların talaş yüzeyinde Fe, Cr, Si oksitlerinden ve mangan sülfürden (MnS) sıvanma ile dönüşmüş çelik tabakaları oluşur. Silici, karışık seramik takımlarda ise aynı mekanizmayla Ti, Al sıvanması görülür (Grzesik, 2008).

Yüzeyi sertleştirilmiş 1552 çeliğinin seramik takımlarla işlenmesi sırasında takım iş görmezlik oranının tahminine çalışılmıştır. Bu çalışmada tahmin edilen seramik takım iş görmezliği oranı %20 (işlemenin ilk bir kaç saniyesinde) ve artan kesme hızıyla arttığı

görülmüştür. Sonuçlar kesmenin ilk aşamalarında ucun bozulacağıyla ilgili her zaman bir risk olduğunu göstermiştir (Wardany ve Elbestawi, 1997).

CBN, çeşitli çeliklerin, farklı özelliklerine bağlı, sert tornalanması işlemini araştıranlar için popüler bir seçenek olmuştur (Costes ve diğerleri, 2007; Lahiff ve diğerleri, 2007; Lin ve diğerleri, 2008; More ve diğerleri, 2006; Park ve diğerleri, 2006; Yallese ve diğerleri, 2009). CBN-TiN kaplanmış karbür takımların ve PCBN kompakt takımların, sertleştirilmiş AISI 4340 çeliğinin tornalanmasında, performansları araştırıldığında yan yüzey aşınmasının esas olarak sertleştirilmiş AISI 4340 da bulunan martensitin çizinti hareketine bağlı olduğu görülmüştür. TiN koruyucu katmanın kayganlığından dolayı CBN-TiN kaplanmış takımların krater aşınmasının PCBN takımlara göre daha az olduğu görülmüştür. PCBN daha uzun takım ömrü göstermiştir (More ve diğerleri, 2006). CBN ile sert tornalama yapıldığında düşük hızlarda çizinti, baskın aşınma olgusudur daha yüksek hızlarda ise çizinti ve yayılım baskın olur. Artan kesme hızı takım yan yüzey aşınmasını arttırmıştır, bu da yüzey kalitesini düşürmüştür (Yallese ve diğerleri, 2009).

Sert tornalamada dört aşınma mekanizması olarak, çizinti, yapışma, yayılım ve kimyasal reaksiyon (BU katmanı), yığıntı katman PCBN kadar sert değildir. Yüksek miktarda karbür içeren çelikler, karbürlerin yapılarının martensite oranla daha aşındırıcı (çizinti) olması nedeniyle daha fazla takım aşınmasına sebep olurlar. Ayrıca, artan kesme hızıyla PCBN takım ömrü önce artar sonra azalır (Lahiff ve diğerleri, 2007). Benzer bir çalışmada, sertleştirilmiş AISI 52100 çeliğinin bitirme torna işleminde düşük CBN içeren takımların, daha iyi mekanik özelliklere sahip, yüksek CBN içerenlere oranla, daha iyi performans ve aşınma davranımı göstermişlerdir (Chou ve diğerleri, 2003; Dawson ve Kurfess, 2012; Huang ve diğerleri, 2007).

Sertleştirilmiş alaşımlı çeliklerin CBN takım kullanılarak tornalanmasında kesme hızını en uygun şekle getirmek takım ömrü için önemlidir (Lin ve diğerleri, 2008). CBN yan yüz aşınmasını tahmin üzerine hacim kaybı modeli için çizinti, yapışma ve yayılımı dikkate alan bir çalışma yapılmıştır (Huang ve Liang, 2004). İş parçası malzemesinin mikroyapısı ve sertliği yan yüz aşınmasında önemli rol oynar (Poulachon, diğerleri, 2001; Shi ve Liu, 2004a). AISI 52100 çeliğinin CBN takımla işlenmesi sırasında araştırmacılar aşınmanın sadece CBN'nin kompozisyonu ve bağlayıcının yapısına değil aynı zamanda iş parçasının sertliğine ve her şeyden öte mikroyapısına bağlı olduğu sonucuna varmışlardır. Ayrıca,

ucun ilerlemesi yan yüzey aşınmasına bağlı olarak zorlaştığında radyal kuvvet artmıştır ve yan yüzey aşınmasını radyal kuvvete bağlı incelemenin daha doğru olacağı anlaşılmıştır. Yüksek hızlarda bağlayıcının sert karbür parçalarıyla (krom karbür) aşınmasıyla meydana gelen krater aşınması, bağdan CBN tane ayrılmasıyla sonuçlanır. Yüksek hızlarda kaplamalı CBN sert iş parçası parçacıklarının kaplamayı aşındırması nedeniyle kaplamasız gibi davranır. Ancak, orta hızlarda kaplamalı takımlar, takım ömrü açısından daha iyi sonuçlar vermişlerdir. İş parçasının mikroyapısı yan yüzey aşınmasında etkilidir (Poulachon, diğerleri, 2001). Aynı sertlikteki (54 HRC) dört farklı çeliğin CBN takımla bitirme tornalanmasında takım aşınma hızında büyük farklar saptanmıştır. Takım yan yüzey olukları iş malzemesinin mikroyapısındaki çeşitli karbürlerin varlığıyla ilişkilendirilir (Poulachon, diğerleri, 2003).

CBN takım aşınmasının kesme parametreleri, kuvvetler ve yüzey pürüzlülüğüyle ilişkisi birçok araştırmacı tarafından belirlenmiştir (Arizmendi ve Fernandez, 2002; Tamizharasan ve diğerleri, 2006; Zhou ve diğerleri, 2003). AISI 52100 çeliğinin CBN ile işlenmesi sırasında pasif kuvvet ve takım aşınması arasında iyi bir korelasyon tespit edilmiş ve bu nedenle pasif kuvvetin de takım durumu takibi için etkili bir ölçü olabileceği sonucuna varılmıştır (Zhou ve diğerleri, 2003). Krank mili malzemesinin CBN ile işlenmesi sırasında, takım aşınması üzerinde, kesme derinliğinin ihmal edilebilir bir etkisi, ilerlemenin ise az bir etkisi olduğu görülmüştür. Ayrıca düşük CBN içerikli takımların ömürlerinin daha uzun olduğu görülmüştür. PCBN'nin bazı kalitelerinde, A-kalite (düşük CBN) takımlar gibi, optimum hızlarda, ilerleme aralığı arttığında takım ömrü az miktarda artar. PCBN'nin diğer kalitelerin kullanıldığı durumlarda, artan ilerlemeyle takım ömrü azalır (Tamizharasan ve diğerleri, 2006). Düşük CBN içerikli takım kullanılarak AISI 52100 çeliğinin tornalanması sırasında, takım aşınmasının yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi incelendiğinde, aşınmanın bazı belirleyici özellikleri olduğu ve yapı itibarıyla rasgele olmadığı görülmüştür. Erken aşamalarda, aşamalı çizinti kesme ucunu geri çektiğinde plastik deformasyon görülür. Ayrıca pürüzlülük profilinde ucun iyi bir aksi vardır bu nedenle kesme ucunun durumu, pürüzlülük parametreleri ve profillerin eğrilikleri aracılığıyla, kabul edilebilir hassasiyetle tahmin edilebilir (Arizmendi ve Fernandez, 2002).

Takım ömrü boyunca kesme değişiklikleriyle oluşan kuvvetlerin oryantasyonu izlenmiştir. Başlangıçta daha iyi bir kuvvet oryantasyonuna sahip olan takımın (kesme yüzeyine daha

dik olan), yan yüzey aşınmasıyla ölçüldüğünde, daha uzun bir ömrü vardır (Remadna ve Rigal, 2006).

Sert tornalama sırasında, çeşitli takım malzemelerinin performansları karşılaştırılmıştır (Raghavan ve diğerleri, 2013; Sales ve diğerleri, 2009). Sertleştirilmiş çeliklerin işlenmesinde seramik ve CBN takımların ömürleri kıyaslandığında takım aşınması için kesme hızının belirleyici faktör olduğu görülmüştür, bunu takım sertliği takip etmiştir. Takım aşınmasında en az etkiyi ilerlemenin yaptığı görülmüştür. Yapılmış çalışmaların çoğunda CBN takımlar seramiklerden daha iyi performans göstermişlerdir ancak AISI 52100 çeliğinin lazer temperlemeli tornalanmasında seramik takımların CBN takımlara yakın ve bazen de daha iyi performans gösterdiği saptanmıştır (Raghavan ve diğerleri, 2013). W320 çeliği tornalanmasında, kaplamalı kaynaşık karbürü takımlar, karıştırılmış seramikler ve PCBN-H (yüksek CBN içerikli PCBN) takımlar karşılaştırıldığında, 120 m/dk. hıza kadar kaynaşık karbürü takımlar daha iyi, CBN-H (yüksek CBN içerikli) takımlar yüksek kesme hızlarında (200 m/dk. ya kadar) daha üstündür. Karıştırılmış seramikler iyi performans göstermemiştir. Yapışma, çizinti ve plastik deformasyon baskın aşınma mekanizmalarıdır, ayrıca bazı araştırmalarda talaş yüzeyi ve yan yüzeyde çentme ve yıkımsal iş görmezliğe rastlanmıştır. Düşük hızlarda CBN, çentmeyle oluşan yüksek aşınmaya duyarlıdır (Sales ve diğerleri, 2009).

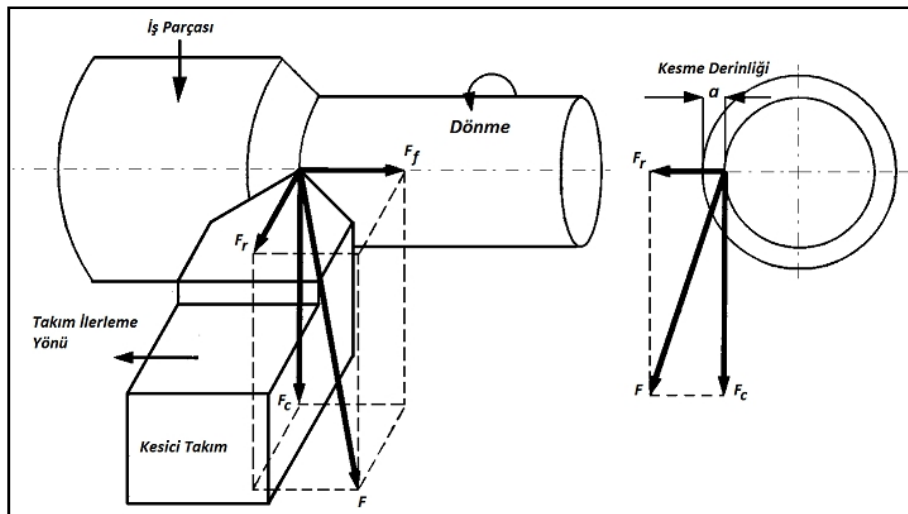
Bitirme sert frezeleme işleminde takım kalitelerinin karşılaştırılması amacıyla yapılan çalışmada, 62 HRC sertlikte X210Cr12 soğuk-ış takım çeliği kullanılmıştır, önce 50 m/dk. ve sonra 200 m/dk. kesme hızlarında TiCN ve TiCN + TiAlN kaplamalı karbür ve TiAlN kaplamalı sermet takımlar, karışık seramik $Al_2O_3 + TiCN$ ve CBN takımlara göre daha kısa takım ömrü sergilemişlerdir (Aslan, 2005).

Takım geometrisi geliştirildiğinde, krater aşınmasının, sert tornalama işlemini kontrol eden en önemli olgu olduğu görülmüştür. Yüksek kesme hızında, ucun talaş yüzeyindeki kimyasal aşınma uca zarar vermede önemli bir faktör haline gelir. İş malzemesinin belirli elementlerinin oksidasyonu, talaş yüzeyinde yığılma katmanı oluşur. Bu katman kararlı olmadığından ve ucun talaş yüzeyinden büyük kesme geriliminden dolayı periyodik olarak ayrıldığından, krater aşınmasına neden olan beraberinde yan yüzeyde takım malzemesinden bir miktar götürdüğünden krater oluşumunun asıl sebebidir (Mahfoudi ve diğerleri, 2008).

AISI 52100 (~63 HRC) çeliğinin tornalanmasında kaplamalı karbür takımların performansı incelenmiştir. Kesme hızının artmasıyla birlikte ucun daha hızlı aşındığı görülmüştür. 125 m/dk. kesme hızında ucun kısa bir kesme mesafesinde ömrünü doldurduğu görülmüştür. Uygulanan bütün kesme hızlarında kesme derinliğini 0,5 mm'den 0,25 mm'ye düşürmek 2–3 kat takım ömrünü uzatmıştır. Ucun aşınmasıyla birlikte yüzey pürüzlülüğünün arttığı görülmüştür. Artan kesme hızıyla birlikte 120 m/dk. ya kadar yüzey pürüzlülüğü belirgin şekilde düşmektedir. İlerlemenin yüzey pürüzlülüğü üzerinde belirgin etkisi olmadığı ancak 0,15 mm/dev'den sonra artan ilerlemeyle birlikte yüzey pürüzlülüğünün de arttığı görülmüştür (Ucun ve Aslantaş, 2009). Sertleştirilmiş AISI D2 çeliğinin PCBN takımlarla tornalanmasında uygulanabilir ilerlemeler ve kesme hızları 0,08 mm/dev – 0,20 mm/dev ve 70 m/dk. – 120 m/dk. aralığında tespit edilmiştir. PCBN takımların ağırlıklı olarak yan yüzey aşınması sonucunda ömürlerini tamamladıkları görülmüştür. En uygun ilerlemenin bitirme işleminde 0,14 mm/dev kaba işlemede ise 0,20 mm/dev olduğu anlaşılmıştır (Arsecularatne ve diğerleri, 2006). AISI 4340 çeliğinin (52 HRC) CBN/TiC kesme takımlarıyla sert tornalanmasında, takım aşınması ile iş malzemesinin Al ve S içeriği arasında makul bir ilişki saptanmıştır. Al içeriği aşınma hızını belirlemektedir (Barry ve Byrne, 2001).

4.3.3. Sert tornalamada kuvvetler

İlerleme kuvveti (F_f), radyal kuvvet (F_r) ve kesme kuvveti (F_c) olarak gösterilmektedir. Şekil 4.2'de tornalamada kesme kuvvetleri gösterilmiştir.



Şekil 4.2. Tornalamada kesme kuvvetleri (Abukhshim ve diğerleri, 2005)

Kesme koşullarıyla ve takım durumuyla doğrudan bağlantılı olduğu için kesme kuvvetleri, işleme sürecinin daha iyi anlaşılmasını sağlayacaktır. Normalde, bitirme sert tornalamada kesme derinliği ucun burun yarıçapından daha küçüktür, takım kuvvetlerinin radyal bileşenlerinin en çok etkili olduğu görülmüştür (Fnides ve diğerleri, 2008a; Huang ve Liang, 2005; Karpat ve Ozel, 2007; Yallese ve diğerleri, 2009; Zhou ve diğerleri, 2003). Farklı yuvarlatma yarıçaplarıyla, teğetsel kuvvet, radyal kuvvetten kesmenin verimliliğini artıracak şekilde daha yüksek hale gelir (Ozel ve Karpat, 2008). AISI 52100 çeliğinin CBN 7020 takım ile bitirme sert tornalanması sırasında, değişken kesme takım burnuyla sınırlı olduğunda, radyal kuvvet bileşenin en etkili olduğu görülmüştür (Yallese ve diğerleri, 2009). Elde edilen bu sonuç bilinenlerle tezat oluşturmaktadır, bilindiği üzere geleneksel tornalamada radyal kuvvet bileşeni, kesme kuvveti bileşeninin 0,3–0,5 katıdır. Dolayısıyla, radyal kuvvet, bu gibi işleme sistemlerinin statik ve dinamik davranışlarını karakterize etmede ihmal edilemez.

Düşük kesme hızlarında, düşük kesme sıcaklığı ve BUE oluşumuna bağlı olarak, büyük kesme kuvvetleriyle karşılaşmıştır. Yüksek hızlar yüksek kesme sıcaklıklarına neden olur, bunun sonucu olarak iş malzemesinin termal yumuşamasından dolayı kuvvetler düşer (Ebrahimi ve Moshksar, 2009; Lin ve diğerleri, 2008).

Küçük kesme derinliğinden ve burun yarıçapından dolayı kuvvetin bütün bileşenleri içinde pasif kuvvetin en büyük olduğu görülmüştür (Zhou ve diğerleri, 2003). AISI 52100 çeliğinin bitirme sert tornalanmasında PCBN ucun pah açısının kesme kuvvetleri ve takım gerilmeleri üzerine etkileri araştırıldığında, pah açısının artmasıyla kesme kuvvetleri de artmıştır ve pah açısının özellikle pasif kuvvet ve Von Mises gerilim dağılımı üzerinde etkili ve kritik pah açısının 20° olduğu saptanmıştır (Kurt ve Şeker, 2004; Kurt ve Şeker, 2005). Kesme kuvvetinden ayrı olarak talaş oluşumu kuvvetleri ve yan yüzey aşınmasına bağlı kuvvetlerin simülasyon çalışmasında, kuvvetlerin radyal bileşenlerinin en büyük olduğu görülmüştür (Huang ve Liang, 2005). Diğer bazı çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir (Bouacha ve diğerleri, 2010; Fnides ve diğerleri, 2008a, 2008b). Ayrıca radyal kuvvetin iş parçasının sertliğine büyük ölçüde duyarlı olduğu görülmüştür. Dahası kesme kuvveti ilerleme ve hıza oranla en çok kesme derinliğinden etkilenir (Bouacha ve diğerleri, 2010).

Sert tornalamada düşük kesme hızlarında kesme kuvvetlerinin daha büyük olduğu ve hızın artmasıyla düştüğü görülmüştür (Bouacha ve diğerleri, 2010; Ebrahimi ve Moshksar, 2009; Lin ve diğerleri, 2008; Yan ve diğerleri, 2005). ANOVA istatistik programı sonuçları ilerlemenin kesme kuvvetine etkisi olabileceğini, ancak radyal kuvvetin ihmal edilebilir olduğunu göstermiştir (Ebrahimi ve Moshksar, 2009). Kuvvet modellemesinde, ilerleme, kesme derinliği ve burun yarıçapının artmasıyla kesme kuvvetleri artar (Yan ve diğerleri, 2005). İşleme kuvvetleri üzerine kesme derinliğinin etkisini gösteren benzer sonuçlar bulunmuştur (Bouacha ve diğerleri, 2010; Gaitonde ve diğerleri, 2009). MDN 250 çeliğinin kaplamalı seramik takımlarla sert tornalanması sırasında 144 m/dk. ya kadar kesme hızlarının kuvvetler üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir. Ancak, ilerleme kuvveti kesme derinliğinden etkilenmiş, radyal ve kesme kuvvetleri ise ilerlemeden ve kesme derinliğinden etkilenmiştir (Lalwani ve diğerleri, 2008). Düşük ilerleme ve kesme derinliğinde 42 HRC sertlikte 4340 çeliğinin işlenmesi sırasında oluşan kuvvetler 50 HRC sertlikte olana kıyasla daha yüksek olduğu görülmüştür (Lima ve diğerleri, 2005).

Kuvvet ve sıcaklık modellemesi

Bitirme sert tornalaması, yüksek kesme sıcaklıklarını içeren, yüksek hızlı işleme sürecidir. Normal mühendislik malzemelerinden farklı olarak, iş parçası malzemesinin çok daha sert olması ve kaba işlemeden farklı olması nedeniyle, kuvvet ve sıcaklık koşullarını yakından incelemek değer kazanacaktır. Bu araştırmalar malzemelerde mekanik ve termal bozulmalar olmadan, süreçten en iyi sonuçların elde edilmesini sağlayacaktır. Kesme kuvvetini doğru tahmin edebilmek için verimli bir akış gerilimi modeli gereklidir (Umbrello ve diğerleri, 2007). Akış gerilimi genellikle işlenen malzemenin sertliğinden etkilenmektedir. Sertliğin etkisini de içeren bir akış gerilimi modeli, AISI H13 takım çeliğinin işlenmesi için sertlik–temelli akış gerilimi ve kırılma modeli, geliştirilmiştir (Umbrello ve diğerleri, 2008a). İzotermal olmayan viskoplastik sayısal model uygulanarak iş parçası sertliğinin talaş oluşması sürecine etkisi simüle edilmiştir. Literatürdeki sonuçlarla karşılaştırılarak tahmin edilen sonuçların geçerliliği araştırılmıştır. Araştırmalar ucun sıcaklığının büyük ölçüde kesme hızından etkilendiğini, kesme derinliğinin ve ilerlemenin sıcaklığa ciddi bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Takım yan yüzey aşınmasının ısı transferine, termal bozulmaya ve kesme mekanizmasına etkilerini araştırmak için termal analiz yapılmıştır. Özellikle yan yüzey aşınmasının nispeten az

olduğu durumda, ısı bölüşümünün analizi takım talaş ara yüzeyinde oluşan ısının takım iş ara yüzeyi boyunca ısı akışında önemli rol oynadığını göstermiştir (Wang ve Liu, 1999).

Muhtemelen pekleşmeyle etkinleştirilmiş beyaz katman oluşumu, çeliğin faz dönüşümünü de içine alacak şekilde, termal bir süreç gibi gözükmemektedir. Beyaz katman oluşumu için, takım yan yüzeyinde iş takım sürtünmesi ana ısı kaynağı olabilir. Beyaz katman oluşumunu anlamak için geliştirilen model beyaz katmanın sadece yan yüzey aşınması sabit olduğunda, kesme hızının bir fonksiyonu olduğunu göstermiştir. Beyaz katman, malzemenin kalanının üç katı, %33 östenit içeren bir östenit katmanıdır. Kuvvetli bir şekilde iş parçasının malzemesine bağlı olduğu görülmüştür. Yüksek östenitik sıcaklığı olan malzemelerde çok az görülür (Chou ve Evans, 1999).

Sonlu eleman analizleriyle kolay uygulanabilir, talaş takım etkileşimini karakterize edecek, sürtünme katsayısı ve akış gerilimleri kuvvet ayarlamasıyla ve malzeme testleriyle, bağlantılı olarak sürtünme modeli belirlenmiştir. Geliştirilmiş model iş parçasında, sıcaklık ve kalıntı gerilim dağılımlarını başarıyla tahmin etmiştir (Guo ve Liu, 2002).

Oxley¹ tahminsel işleme teorisi kullanılarak bir termal model geliştirilmiştir ve sonrasında model düzenlenerek ve iş parçası malzemesinin özelliklerini gerinime, gerinim hızına ve sıcaklığa bağlı sunacak şekilde genişletilmiştir (Huang ve Liang, 2003a). Benzer araştırmacılar takım geometrisini dikkate alarak, eğik talaş oluşma kuvvet modeli formüle etmişlerdir (Noordin ve diğerleri, 2007). Diğer bir kuvvet modelinde ayrıca oyuklama etkisi dikkate alınmıştır (Huang ve Liang, 2003b).

Bitirme sert tornalama işleminde, beyaz katmanı tahmin için, diğer bir termal modelde, üç ısı kaynağı dikkate alınmıştır (kesme düzlemi, takım talaş ara yüzeyi ve takım iş parçası ara yüzeyi) (Chou ve Song, 2005). AISI 4340 sert çelik için lineer olmayan sistemlerin geçici yükler altında çok fazla karışık etkileşim kullanılarak çözümlenmesini sağlayan özel amaçlı sonlu eleman çözümleyicisi (Abaqus/Explicit) kullanılarak talaş morfolojisi üzerinde termomekanik etkileri analiz etmek için yapılan simülasyonda yumuşama olgusunun bir sonucu olarak, dişli talaş oluşumu görülmüştür (Mabrouki ve Rigal, 2006).

¹ Oxley işleme teorisi: yüksek gerinim-hızı/yüksek sıcaklık akış gerilimi ve iş malzemesinin termal özelliklerini dikkate alarak kesme hızları, sıcaklıklar ve sonucunda BUE oluşum şartları, takım ömrü ve aşınma şartlarının tahminine yönelik teoridir.

İki boyutlu sonlu eleman analizi (FEA) yazılımı AdvantEdge kullanılarak çeşitli sertleştirilmiş çelikler için CBN veya PCBN kullanılarak sert tornalamanın sayısal simülasyonu yapılmıştır, sonuçlar yüksek sıcaklıklarda yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci ve kimyasal kararlılık göstermiştir. Bu sonuçlar ilerlemenin kesme kuvveti üstünde en belirgin etkiye sahip olduğunu göstermiştir (Quin ve Hossan, 2007).

Kesme sıcaklığındaki artışı kesme hızına ve aynı zamanda ilerlemeye bağlı ve iş parçası mikroyapısından etkilenen artma hızını tahmin eden, sert yüzden tornalama için sonlu eleman modeli geliştirilmiştir. Daha yüksek hız ve ilerlemeyle birlikte, kaba karbürlü yapılara göre, ince yapılarda sıcaklığın daha hızlı arttığı görülmüştür (Ren ve diğerleri, 2004).

Çoğu araştırmacının malzeme modellemesi için Johnson–Cook¹ modelini kullandığı, ancak bazı çalışmaların farklı modelleri esas aldığı görülmüştür (Shi ve Liu, 2004a).

AISI 52100 çeliğinin sert tornalanması sırasında sıcaklık dağılımını saptamak için matematiksel bir model geliştirilmiştir. 60 HRC – 62 HRC sertlikteki çeliğin PCBN takım ile sert tornalanması sırasında ölçülen sıcaklıklar ile iki boyutlu model kullanılarak elde edilen verilerin uyduğu gözlemlenmiştir. Artan kesme hızlarına bağlı olarak (100 m/dk. – 250 m/dk) sıcaklık değerlerinde de doğrusal bir artış (605,79 °C – 872,857 °C) saptanmıştır (Bapat ve diğerleri, 2015).

Sert tornalamada beyaz katman oluşumu

Beyaz katman sert tornalamanın en çok dikkat çeken özelliğidir. İş parçası yüzeyi üstündeki beyaz katmanın sebep olduğu kalıntı gerilim seviyelerine bağlı olarak, kötü yüzey pürüzlülüğü nedeniyle takım ömrü azalacaktır (Bartarya ve Choudhury, 2012).

Beyaz katman oluşumuna sebep olan veya ilişkili üç genel mekanizma tanımlanabilir. Bunlar; homojen yapıda veya çok ince taneli yapı meydana getiren pekleşme mekanizması, dönüşüm ürünlerini meydana getiren ani ısıtma, su verme mekanizması ve nitrürleme, karbonlama ve oksit oyuntulaması gibi çevreyle yüzey reaksiyonu

¹ Johnson–Cook akış gerilimi modeli: eşdeğer plastik gerinim, plastik gerinim hızı, malzeme özellikleri ve sıcaklığa bağlı bütünüyle deneysel akış modeli.

mekanizmasıdır. Diğer dikkate alınması gerekli faktörler ise, basınç gerinim hızı ve soğutma hızıdır (Bosheh ve Mativenga, 2006; Hosseini ve diğerleri, 2014a).

Belli kesme basınçlarının dönüşüm sıcaklığı üzerinde belirgin etkileri vardır. Östenitin yoğunluğunun, ferritten fazla olması nedeniyle basınç, faz dönüşüm sıcaklığını düşürür. Yüksek gerinim hızı, ısı yayılımının deformasyon için gerekli gerilimi düşürmesine sebep olur. Suverme hızı, düşük karbonlu çeliklerde sadece dönüşüm sıcaklığını değil, aynı zamanda oluşan sertliği etkileyen bir faktördür (Bartarya ve Choudhury, 2012).

Kaplamalı ve kaplamasız CBN takımlarla 27MnCr5 çeliğinin tornalanması sırasında kesme yerine büyük bir malzeme parçası oyuklandığında, minimum ilerleme söz konusudur. Bu malzemenin kenar akışına sebep olur. Kalıntı gerilimler mekanik, termal ve metalurjik etkilerin sonucudur. Takım yan yüzey aşınmasının artması, maksimum basma kalıntı gerilimler yüzeyin altında derine kaydığında, kalıntı gerilimlerin yüzeyde çekme yapısını artırır. Bu nedenle beyaz katman, yüksek sürtünme enerjisi ve takım aşınmasına veya yüksek hızlara bağlı kesme süreci neticesinde ısı yayılımına bağlıdır. Çelikteki martensit, yüksek sıcaklık koşullarına bağlı olarak, beyaz katman oluşturmak için östenite dönüşür. Kaplamalı takım kullanımı, kalıntı kuvvetler daha baskıcı olmaya doğru kaydığından, yüzey pürüzlülüğünü iyileştirmektedir (Rech ve Moisan, 2003). H13 çeliğinin CBN takım kullanılarak tornalanması sırasında oluşan beyaz katmanın sertliğinin malzemenin kalanından daha yüksek olduğu görülmüştür. Beyaz katmanda C ve O artmasıyla birlikte Fe ve Cr azalması görülmüştür. Kesme hızının artmasıyla takım aşınması arttığında, beyaz katman derinliği ve sertliği düşer (Bosheh ve Mativenga, 2006). Bunun sebebi olarak yüksek hızlarda talaşın sıcaklığının artmasıyla, iş parçasının sıcaklığının düşmesi gösterilebilir. Tornalanmış yüzeyin sıcaklığının düşmesi daha hızlı talaş ayrılması ve yetersiz temas süresinden olabilir. Buna bağlı olarak, ısının çoğunun ayrılan talaşla uzaklaşması, iş parçasına daha az ısı verilmesine sebep olur (Yallese ve diğerleri, 2009).

AISI 52100 çeliğinin CBN takımlarla tornalanması sırasında, TEM sonuçları, düşükten orta kesme hızlarına doğru şiddetli plastik deformasyon sonucu büyük ölçüde tane incelmeye işaret etmiştir. Yüksek kesme hızlarındaki beyaz katman oluşumu büyük ölçüde termal olarak meydana gelen faz dönüşümünden kaynaklanır. Bütün hızlardaki

beyaz katman malzemenin bütününe kıyasla çok ince (nano ölçekte) tanelidir (Ramesh ve Melkote, 2005).

Sert tornalama, taşlamayla karşılaştırıldığında pek çok durumda rekabetçidir, ancak beyaz katman oluşumu, bileşen ömrü açısından zarar vericidir. Beyaz katman iki süreç içinde temelde dört açıdan farklıdır, yüzey yapı karakteri, mikro–sertlik, mikroyapı ve kimyasal kompozisyon. Torna beyaz katmanı, taşlama beyaz katmanına göre çok daha fazla gerinim içerir. Koyu katman, beyaz katman kalınlık oranı taşlamada tornalamaya göre çok büyüktür. Mikro–sertlik dağılımı her iki süreçte de aynı olabileceği gibi taşlamada tornalamaya oranla %40 daha fazla olabilmektedir. Torna beyaz katmanı dağlanmaya dirençlidir, taşlamada böyle değildir. Torna beyaz katmanında çok daha fazla miktarda kalıntı östenit bulunmaktadır (Guo ve Sahni, 2004).

Yüzey bozulmasını izlemek için gerçek zamanlı akustik emisyon (AE) temelli izleme sistemi, beyaz katman ve takım aşınması, AE sinyallerinin beyaz katman ve takım aşınması arasında iyi korelasyon olduğunu göstermiştir. Beyaz katman yüksek AE sinyalinin esas sebebidir. AE frekansı ve yüzey pürüzlülüğü arasında güçlü bir korelasyon vardır. Beyaz katmanın bileşenlere faydalı veya zararlı olmasıyla ilgili yapılan metalografi çalışmasında, beyaz katmanın kalınlığının yan yüzey aşınmasının artan sıcaklıkla arttığı sonucuna varmışlardır (Guo ve Ammula, 2005). Ayrıca ince mikroyapıya sahip çelik, kaba olana kıyasla daha kalın beyaz katman göstermiştir. İşlenmiş yüzeyin enerji dağılımı spektrometresi (EDS) beyaz katmanın C içeriğinin artan katman kalınlığıyla arttığını göstermiştir (Poulachon ve diğerleri, 2005).

Parçanın yorulma ömrü üzerinde potansiyel etkisi olabilecek dört farklı tipte yüzey pürüzlülüğünün elverişliliği deneysel olarak analiz edilmiştir (Schwach ve Guo, 2005).

AISI 52100 çeliğinin CBN takım kullanılarak sert tornalanmasında, martensitik faz dönüşümünü destekleyen termal koşullar altında, beyaz katman oluşumunu araştırmak için bir FEA modeli geliştirilmiştir (Ramesh ve Melkote, 2008). Diğer bir modelde ise sertlik temelinde beyaz katman, koyu katman incelenmiştir (Umbrello ve Filice, 2009).

H13 çeliğinin CrTiAlN ve CrTiAlN/MoST–kaplamalı karbür takımlarla tornalanmasında, düşük sürtünme katsayısından dolayı kaplamalı takımlarda daha düşük iş parçası ve takım

sıcaklıkları saptanmıştır (Aramcharoen ve Mativenga, 2008). AISI 1045 çeliğinin karbür takımıyla tormalanmasında, maksimum iş parçası yüzey sıcaklığını tahmin etmek için bir model geliştirilmiştir. Plastik deformasyon sonucu olarak, çeliğin östenitleme sıcaklığının altında beyaz katman oluşumu gözlemlenmiştir (Han ve diğerleri, 2008).

Sertleştirilmiş (57 ± 1 HRC) AISI 52100 çelik disklerin PCBN takım kullanılarak dik açılı sert tormalanmasında, takım aşınmasının beyaz katman oluşumuna etkilerini araştırmışlardır. Kesme hızı arttıkça, hıza bağlı çizintiyle ve sıcaklığa bağlı yayınımla, krater aşınması görülmüş ve artmıştır, ayrıca artan hızla beyaz katman kalınlaşmış, koyu katman incelmıştır (Attanasio ve diğerleri, 2012).

Beynitik ve martensitik tamamen sertleştirilmiş, sırasıyla 60HRC ve ~61HRC sertlikte, AISI 52100 çeliğinde sert tormalama esnasında oluşan kesme sıcaklıklarının beyaz katman oluşumuna etkileri ve beyaz katman oluşumu mekanizması araştırılmıştır (Hosseini ve diğerleri, 2014a). Mekanik olarak oluşan beyaz katmanın ferrit ve sementitten oluştuğu ve termal olarak oluşan beyaz katmanın ise östenit, martensit ve sementitten oluştuğu saptanmıştır. Faz içeriğindeki farklılıkların sebebi olarak tersine martensitik dönüşüm tahmin edilmektedir. Kalıntı östenitteki artış ise nano ölçekli geçiş karbürlerinin ayrışmasıyla açıklanmaktadır (Hosseini ve diğerleri, 2015). Oluşan beyaz katmanda beynitik yapıda martensitik yapıya oranla daha yüksek kalıntı östenit saptanmıştır, sırasıyla normal yapıdan %15 ve %10 daha fazla. Kalıntı östenite rastlanmayan yapılarda yüzeyde ve hemen altında kalıntı gerilmelerin basma eğiliminde olduğu durumda beyaz katmanın dönüşüm sıcaklığının çok altında ~540 °C’de oluştuğu gözlenmiştir (Hosseini ve diğerleri, 2014a). Sert tormalanmış beynitik AISI 52100 çeliğinde yüzey bölgesinde $(Fe, Cr)_3C$ karbür morfolojisi deneysel ve simülasyon ile araştırıldığında; yüzeyden 20 μm derinliğe kadar belirgin bir karbür dönüşümüne rastlanmamıştır. Sert tormalanmış yüzeyde karbürlerin ~%12 kadar kısmının plastik deformasyonun göstergesi olarak uzadığı görülmüştür (Hosseini ve diğerleri, 2014b).

Beyaz katman oluşumu, çelik haricinde alaşımlarda da karşılaşılmış ve araştırılmıştır (Ranganath ve diğerleri, 2009).

Yüzey pürüzlülüğü

İşlenmiş parçaların işlevselliği açısından, pürüzlülük gibi yüzey özellikleri önemlidir. Yüzey üretim mekanizmalarının daha iyi anlaşılması işleme süreçlerini optimize etmede ve bileşenlerin işlevselliğini arttırmada kullanılabilir. Sonuç olarak tornalama işlemlerinde ilerleme, takım geometrisi, kesme hızı ve kesme derinliği gibi parametrelerin yüzey pürüzlülüğüne etkisini belirlemek için bir çok araştırma yürütülmüştür. Bu araştırmaların çoğu göstermiştir ki, yüzey pürüzlülüğü baskın olarak ilerlemenin bir fonksiyonudur (Basu ve diğerleri, 1993; Grzesik, 1996; Miller ve diğerleri, 1995; Mittal ve Mehta, 1988; Thiele ve Melkote, 1999; Ulutan ve Ozel, 2011).

AISI 52100 çeliğinin bitirme sert tornalama işleminde, takım kesme kenar geometrisi ve malzeme sertliğinin yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetlerine etkisini belirlemek amacıyla deneysel araştırma yürütülmüştür. Özellikle, kesmeye kıyasla oyuklama miktarının artmasına bağlı olarak, büyük takım yuvarlatması, küçük takım yuvarlatmasına oranla daha yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü ile sonuçlanır. Özellikle büyük kenar yuvarlatmasında, malzemenin sertliğinin artmasının, kuvvetin eksenel ve radyal bileşenlerine etkisi belirgindir (Thiele ve Melkote, 1999).

Sert tornalama, malzeme özellikleri ve takım kenar geometrisinin, yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetlerine etkilerini araştırmak için ideal bir süreç sunmaktadır. İş parçasının sertlik gibi özellikleri sert tornalamada önemlidir, çünkü bu süreç, yüksek sertlikteki malzemelerin işlenmesinde tipik olarak çıkan kendine özgü talaş tipi (segmentli) oluşumuyla tanımlanır (Chou ve Barash, 1995; Vyas ve Shaw, 1998). Ayrıca sert tornalama, iş parçasının nispeten geniş aralıkta sertlik değerlerini (≈ 45 HRC – 70 HRC) kapsar. Kesme takım kenar geometrisi, sert tornalamada son derece önemlidir. Çünkü oluşan büyük takım gerilimlerine dayanacak, üstün bir kenar dayanımına sahip takım gerekmektedir. Sonuç olarak çeşitli kenar görünümü tipleri; örneğin: takımlara yuvarlatma ve pahlar uygulanır (Konig ve diğerleri, 1993).

Sert tornalama araştırmaları öncelikle yüzey pürüzlülüğü ve talaş morfolojisine takım alaşımı, takım ömrü ve kesme koşullarının etkileri üzerine odaklanmıştır. İş parçasının sertliğinin AISI 4340 çeliğini boru biçimine getirmek için yüz tornalanmasının kalıntı gerilimler üzerine etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmalarıyla iş parçasının sertliğinin

etkilerini araştıran neredeyse ilk araştırmacılar olmuşlardır. Bu çalışma, yüksek sertlikteki iş parçasının pahlı takım ile tormalanmasında beyaz tabakanın varlığını ortaya çıkartmıştır (Matsumoto ve diğerleri, 1999).

Keskin kesme ucuyla, sert tormalama sırasında özgün “kanca” şeklinde kalıntı gerilim profili, yüzeyde basma kalıntı gerilimi ve yüzeyin altında maksimum basma kalıntı gerilimiyle karakterize edilmiştir, ancak takım aşındıkça, yüzey kalıntı gerilmelerinin yapısı çekme kalıntı gerilimine değişir, bu da parçanın yorulma ömrünü düşürür (Guo ve diğerleri, 2009; Warren ve Gue, 2009).

Kalıntı gerilimler üzerine yapılan bir modelleme çalışması, işlemeye bağlı kalıntı yüzey profilinde oyuklama derinliğinin ana etkili faktör olduğu ve oyuklama derinliği kritik değere ulaştığında, özgün kanca şekilli kalıntı yüzey profili oluştuğunu göstermiştir (Guo ve diğerleri, 2009).

CBN takım kullanılarak sert tormalanmış AISI 52100 parçalarının yuvarlanma temas yorulmasına, yüzey pürüzlülüğüne etkileri araştırıldığında diğer AE parametreleriyle kıyaslandığında akustik emisyon genliği, yorulma hasarına en tutarlı ve duyarlıdır (Schwach ve Guo, 2006). Çekme kalıntı gerilmelerini arttırdığından dolayı beyaz katman yuvarlanma temas yorulması için zararlıdır. Beyaz katmanın yorulma ömründe altı kata kadar etkili olduğu görülmüştür. Yeni takım ile işleme yapıldığında yüzeyde basma gerilmesi meydana geldiği görülmüştür (Guo ve diğerleri, 2010).

Yüzeyin altında takım geometrisinin etkili olduğu kalıntı gerilme profilinde, derine doğru basma kalıntı gerilimleri oluşmaktadır (Matsumoto ve diğerleri, 1999).

Sert tormalama işleminde, parçanın ömrünü artırmak için, kesme parametrelerinin etkili kontrolü ile istenilen yüzey kalıntı gerilim profilleri oluşturmak mümkündür (Gunnberg ve diğerleri, 2006). Yüzeyi en çok ilerleme ve burun yarıçapı etkilemektedir (Javidi ve diğerleri, 2008). Yapay sinir ağı (ANN) modeli kalıntı gerilmelerin kesme parametrelerine, takım geometrisine ve takım malzemesine duyarlı olduğunu göstermiştir (Umbrello ve diğerleri, 2008b). AISI 52100 çeliğinin sert tormalanması sırasında, beyaz ve koyu katman oluşumuyla meydana gelen mikroyapısal olgu, kalıntı gerilim dağılımını etkilemiştir (Umbrello ve diğerleri, 2010).

CBN–TiN kaplamalı takımlarla AISI 4340 sert tornalandığında, kaplamanın etkilerinden, iyi yağlama, termal kararlılık ve daha yüksek aşınma özelliğine bağlı olarak, taşlamayla kıyaslanabilir yüzey elde edilmiştir (Jiang ve diğerleri, 2006).

AISI 52100 çeliğinde yüzey pürüzlülüğünü etkileyen faktörler üzerine yapılan çalışmada kalıntı gerilimlerin, yorulma ömrüne etkisinin beyaz katmandan daha fazla olduğu anlaşılmıştır (Smith ve diğerleri, 2007). Sert tornalanmış yüzeyle, taşlanmış yüzeyin karşılaştırıldığı çalışmada, tornalamada yüzeylerin eşyönlü olmadığı ve tekrar eder yapıda olduğu anlaşılmıştır. Taşlamada ise eşyönlü ve geliş güzel yüzey yapısı olduğu görülmüştür (Waikar ve Gua, 2008). Deneysel çalışmada, çekme gerilimlerinin belirli kayma koşullarında oluştuğu ve 50 HRC'nin üstünde yüzey pürüzlülüğü değerinin düşme eğiliminde olduğu görülmüştür (Liu ve diğerleri, 2002). Yüzey kalıntı gerilimlerini tahmin etmek için ANN başarıyla kullanılmıştır (Umbrello ve diğerleri, 2008b). Düşük ilerlemelerde daha iyi yüzey kalitesi elde edilmiştir (Kaewkuekool ve diğerleri, 2007).

Sertleştirilmiş AISI 52100 çeliğinin silici karışık seramik takım ($Al_2O_3 + TiC$) kullanılarak tornalanmasını optimize etmek için çok değişkenli güvenilir (kalıcı) parametre tasarım (MRPD) yaklaşımı kullanılmıştır, tekli optimizasyondan daha iyi sonuçlar elde edilmiştir; en düşük yüzey pürüzlülüğünde kesme hızı 199,9 m/dk., ilerleme 0,191 mm/dev ve kesme derinliği 0,190 mm olarak saptanmıştır (Paiva ve diğerleri, 2012).

AISI 4130 çelik parçaların, ortalama malzeme kaldırma sıcaklığı, kesme hızı ve derinliği parametrelerine bağlı lazer destekli işleme (LAM) sürecinde, iş parçalarının yüzeylerinin daha iyi lazer enerjisi emebilmesi için, parçalar önce kumlanmış ve sonrasında Cotronics 931 grafit yapışma tozu/bağlayıcı karışımıyla boyanmıştır. İş parçasının işleme öncesi ve sonrasındaki sertlik ölçümleri 270 °C sıcaklığa kadar iş parçasında belirgin bir değişim olmadığını göstermiştir. Geleneksel işlemeye oranla LAM 150 MPa daha fazla basma eksenel kalıntı gerilimine neden olmuştur. İlerlemenin 0,1 den 0,05 mm/dev düşmesiyle her iki yönde (eksenel ve radyal) de daha fazla basma kalıntı gerilimleri meydana gelmiştir. Yüzeyin 20 µm altında, gerilim iki yönde de hızla düşmüştür (Ding ve Shin, 2012). AISI 52100 çeliğinin sert tornalanması, FEM simülasyonuna sertliğe dayalı akış gerilimi modeli uygulandığında, her iki yönde (eksenel ve radyal) de daha fazla basma kalıntı gerilimleri daha yüksek ilerlemede, daha yüksek iş parçası sertliğinde ve yuvarlatma yarıçapı arttığında ve pah olduğunda görülmüştür (Hua ve diğerleri, 2006).

AISI D2 çeliğinin (58 HRC) karışık alumina takımla tornalanmasında, silindirik taşlamada elde edilen yüzey kalitesine ulaşılmıştır, Ra değerleri 0,28 μm 'den 1,12 μm 'ye ilerleme ile artmış ve kesme hızıyla düşmüştür. Karışık alumina takımların yan yüzey aşınması, artan kesme hızı ve kesme derinliğine bağlı olarak artmıştır (Lima ve diğerleri, 2005).

İş parçası yüzey pürüzlülüğü değerleri seramik takımlarda 1,3 μm – 6,16 μm Ra ve CBN takımlarda 0,32 μm – 4,75 μm Ra olarak ölçülmüştür (Aslan, 2005). AISI 52100 çeliğinin bazı özellikleri geliştirilmiş prototip tornada işlenmesinde X ve Z eksenli hareket yönünde yüksek hassasiyet ve sağlamlık elde edilmesiyle yüzey pürüzlülüğü değeri 0,1 μm – 0,2 μm aralığında ölçülmüştür (Revel ve diğerleri, 2016)

Yağlama ve soğutma yöntemi

Çoğu takım üreticisinin de önerdiği şekilde sert tornalama işlemi genelde kuru bir tornalama işlemidir. Ancak bazı durumlarda yağlama ve soğutma metotları kullanılabilir. Bu metotlar çizinti ve yapışmayı azalttığından yan yüzey aşınması ilerlemesini yavaşlatmakta ve iş parçasının ısınmasını önlemekte, beyaz katman oluşumunu da etkili bir şekilde azaltmaktadır (Bartarya ve Choudhury, 2012).

Krank milinin karışık seramik takımlarla tornalanmasında, ısı nakil borusu kullanılmıştır, bunun sonucu olarak yan yüzey aşınmasında ve krater aşınmasında azalma sağlanmıştır (Hag ve Tamizharasan, 2006). D2 ve AISI 52100 çeliğinin sert tornalanmasında, sıvı azot püskürtülerek uygulanan kriyojenik soğutmada, seramik takımların performansının belirgin şekilde arttığı görülmüştür. İş parçasının ve ucun ısınmasının önlenmesi, beyaz katman oluşmasını da azaltmıştır (Schwach ve Guo, 2005). Kriyojenik işlemin çevreci ve sağlığa dost bir teknoloji olması nedeniyle diğer soğutma sistemlerine tercih edilmesi gerektiği ve verimliliğiyle ilgili yapılan çalışmada sertleştirilmiş ve normalize edilmiş AISI 52100 çeliklerine tornalama işlemi uygulanmıştır. Normalize edilmiş (183 HV – 229 HV) çeliklerde Al_2O_3 kaplamalı karbür takımlar sertleştirilmişlerde (850 HV, ~64 HRC) ise kaplamasız CBN takımlar kullanılmıştır. Kriyojenik soğutma uygulanmış normalize numunelerin işlenmesinde, numune sertliklerinin %10–%15 arttığı görülmüştür. Numunelerde beyaz katman oluşumu gözlenmemiştir (düşük ilerlemeler ve kesme derinliklerinin sebep olduğu (Chou ve Evans, 1997; Griffiths ve Furze, 1987; Poulachon,

1999). Kriyojenik koşullarda işleme süresince düşük sıcaklığa ve sürtünmeye bağlı olarak termal gerilimler düşmüştür. Bunun sonucu olarak, yüzey ve yüzeyin altında basma oluşmuştur ve bu daha iyi bir yüzey pürüzlülüğünü sağlamıştır. Normalize çeliğin işlenmesinde %370 daha fazla malzeme işlenmiştir, sertleştirilmiş numunelerde ise takımlarda doğru yuvarlatma ve pah açısı olmadığı takdirde düşük sıcaklığa bağlı olarak, CBN takımlarda işlemenin ilk aşamalarında gevreklikle karşılaşmıştır (Pusavec ve diğerleri, 2011). Titreşimlerin önlenmesiyle birlikte, sert malzemelerin CBN'le işlenmesinde daha iyi (%15'e kadar) takım ömrü sağlanabileceği görülmüştür (Bicek ve diğerleri, 2012). Sertleştirilmiş H13 çeliğinin sert frezelenmesi sırasında soğutucu olarak sıvı azot (LN_2) kullanılmıştır, 75 m/dk. – 125 m/dk. arasındaki hızlarda soğutmayla birlikte kesme sıcaklığı kuru ve ıslak işlemeye oranla %37–%60 azalmıştır. Takım yan yüzey aşınmasında ise %10–%34 arasında düşme ve yüzey pürüzlülüğünde ise %25–%40 arasında azalma olmuştur. Bu sonuçlar sıvı azotun kesme bölgesi sıcaklığında, belirgin düşüşe neden olmasına, daha iyi soğutma ve yağlama özelliğine bağlıdır (Ravi ve Kumar, 2011). AISI 52100 çeliğinin karışık seramik takımlarla, sert tornalanmasında katı yağlayıcı olarak grafit ve molibden disülfür kullanılmıştır. Kuru tornalamaya kıyasla daha düşük yüzey pürüzlülük değerlerine ulaşılmıştır (Dilbag ve Rao, 2008). Birçok araştırmacı kuru tornalama ile çeşitli soğutma tekniklerinin performansını karşılaştırmışlardır (Bruni ve diğerleri, 2008; Diniz ve diğerleri, 2003; Vikram Kumar ve Ramamoorthy, 2007; Varadarajan ve diğerleri, 2002). Düşük miktardaki yağlayıcıların kullanımı, kuru tornalama üzerinde belirgin bir avantaj sağlamamıştır (Bruni ve diğerleri, 2008). Soğutucu oranı yüksek yağlayıcıların etkili olduğu görülmüştür (Varadarajan ve diğerleri, 2002). Ancak kesme performansında maksimum etkinin akışkan parametrelerine bağlı olduğu görülmüştür (Vikram Kumar ve Ramamoorthy, 2007). Farklı soğutucu koşullarında, kuru, ıslak ve minimum yağ hacmine sahip, AISI 52100 çeliği TiN kaplamalı CBN takımla tornalandığında, kuru ve minimum yağ hacmine sahip soğutucu kullanıldığında çoğu zaman benzer yan yüzey aşınması göstermişlerdir ve her zaman ıslak olandan daha iyi sonuç vermişlerdir (Diniz ve diğerleri, 2003). Diğer bir çalışmada kuru, ıslak ve püskürtmeli yağlama kıyaslanmıştır ve kuru tornalamada en fazla takım aşınması görülmüştür (Sung Jung, 2009).

Soğutma sıvısı atıklarının çevresel kirlenmeye sebep olduğu günümüzde daha iyi anlaşılmaktadır. Gerek sert tornalamada olsun gerekse bitirme taşlama işleminde sanayi uygulamalarında maliyeti düşürmek ve çevreye verilen zararı en aza indirmek için soğutma

sıvısı kullanılmaz veya mümkün olan en az miktarda kullanılmaya çalışılmaktadır. Bu amaçla sistemler ve aparatlar geliştirilmektedir. 100Cr6 (AISI 52100) çeliğinin silindirik taşlanmasında soğutma sıvısının taşın belirli merkezlerinden verilmesinin hem kullanılan soğutma sıvısı miktarını önemli ölçüde azalttığı (5,0 l/dk., 1,0 l/dk) hem de yüzey pürüzlülüğünde ($R_a = 0,44 \mu\text{m}$ – $R_a = 0,20 \mu\text{m}$) belirgin bir iyileşme yaptığı saptanmıştır (Nadolny, 2015).

Sert tornalamada hassasiyet

Herhangi bir işlemin endüstride kabul görmesi için çevre şartlarından en az etkilenen ve güvenilir kalibrasyon faktörlerine haiz olması istenir. Sert tornalamada takım aşınması, kuvvet ve sıcaklık temel hata oluşumu faktörleridir (Zhou ve diğerleri, 2004). Sert tornalamada geometrik doğruluğu saptamak için yapılan çalışmada elde edilebilir boyut, form ve konumsal doğruluk üzerinde çalışılmıştır. Seri üretilen parçalarda boyut sapmaları, yuvarlaklık bozulması, silindiriklik ve paralellik hatalarıyla ölçülebileceği anlaşılmıştır (Kundrak ve diğerleri, 2008).

AISI H11 çeliğinin sert tornalanması sırasında kesme basıncının ve oluşan kuvvetlerin işlenmiş iş parçasının boyutsal doğruluğunu, talaş oluşumunu etkilediği ve takım burnunu deforme ettiği görülmüştür (Fnides ve diğerleri, 2008b).

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme AISI 52100 çeliği olup Ø 25 mm formunda küreselleştirilmiş mikroyapıda temin edilmiştir. Bu malzemenin kimyasal analiz sonucu Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. AISI 52100 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Cu	Ni	W
0.998	0.256	0.411	0.0217	0.0155	1.38	0.0412	0.0168	0.101	0,0678	0,005

5.2. Isıl İşlemler

5.2.1. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi

Tavlama işleminde kullanılan tav fırını özel olarak imal edilmiş, maflı tipinde adım ve akım kontrollü, bilgisayar bağlantılı, Microbifire® izolasyonlu elektrik direnci ile çalışan ± 2 °C duyarlıkta ve 0–1100 °C arasında tavlamanın yapılabilirdiği atmosfer kontrolü olmayan bir fırındır.

İzotermal işlemlerde kullanılan tuz banyosu özel olarak imal edilmiş 200 kg tuz kapasiteli, akım kontrollü, bilgisayar bağlantılı, Microbifire® izolasyonlu elektrik direnci ile çalışan ± 2 °C duyarlıkta ve 0–500 °C arasında çalışan bir banyodur.

Suverme işleminde 50 l kapasiteli AISI 304 östenitik paslanmaz çelikten imal edilmiş su banyosu kullanılmıştır.

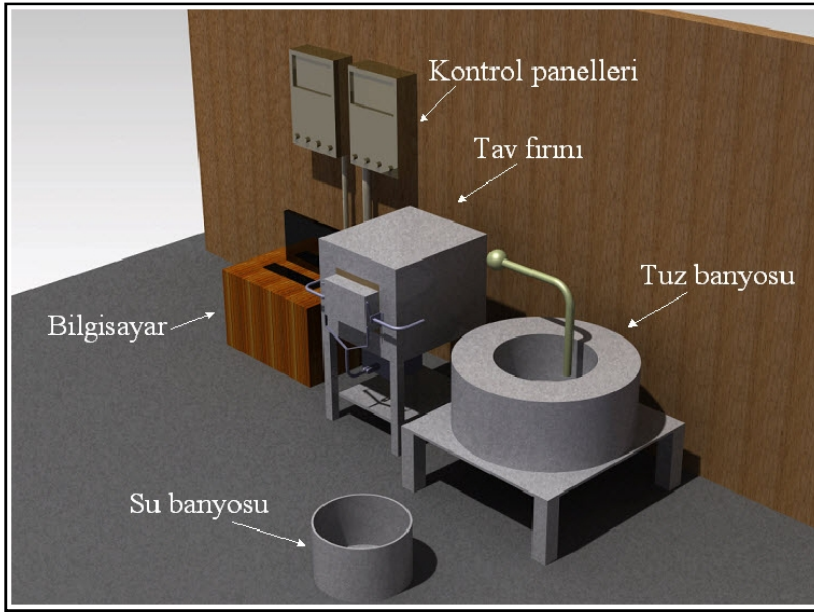
Numune üzerinden sıcaklık ölçümlerinde, K tipi mineral izoleli ısıl çift kullanılmıştır. Pilot ısıl işlemlerde, ısıl çift numunelere punta kaynağı ile kaynatılmış, fırın içinde ve tuz banyosunda numune üzerinden sıcaklık ölçümü yapılmıştır.

5.2.2. Östenitleme, östemperleme ve suverme ısıl işlemi

Tuz banyosunda numunenin banyoyu ısıtıp, ısı dalgalanmasına sebep olmayacağı ve numunelerin fırından banyoya transferinin çok kolay olacağı şekilde Ø 500 mm ve 500 mm derinliğinde, 200 kg tuz kapasiteli banyo kullanılmıştır.

Isıl işlem sistemi; fırın, tuz banyosu ve su tankından oluşmaktadır (Şekil 5.1). Numuneler ilk olarak fırında östenitlenmekte ve sonrasında östenitleme süresinin dolmasıyla numuneler hiç zaman kaybetmeksizin tuz banyosuna alınmaktadır. Tuz banyosu içerisinde numuneler, 1 dakika süre ile hızlıca hareket ettirilerek, tuz banyosunun sıcaklığına inmeleri sağlanır. Tuz banyosuna daldırılan bütün numuneler aynı sürede ve şekilde karıştırılmıştır. Numunelere östemperleme sonrasında, 50 l kapasiteli su tankında, suda suverilmiştir. Ani soğumadan dolayı çatlak oluşmaması için özel tutucu aparatlara bağlı numuneler, dik olarak su tankına daldırılmış ve herhangi bir karıştırma yapılmamıştır.

Numunenin fırının içinde tamamen homojen olarak ısınması için gerekli sürenin tespitine yönelik çalışmada, numunelere östenitleme sonrasında 60 °C sıcaklıktaki ısıl işlem yağında suverilerek yüzeyden merkeze kadar mikroyapı değişimi incelenmiştir.



Şekil 5.1. Isıl işlem sisteminin temsili gösterimi

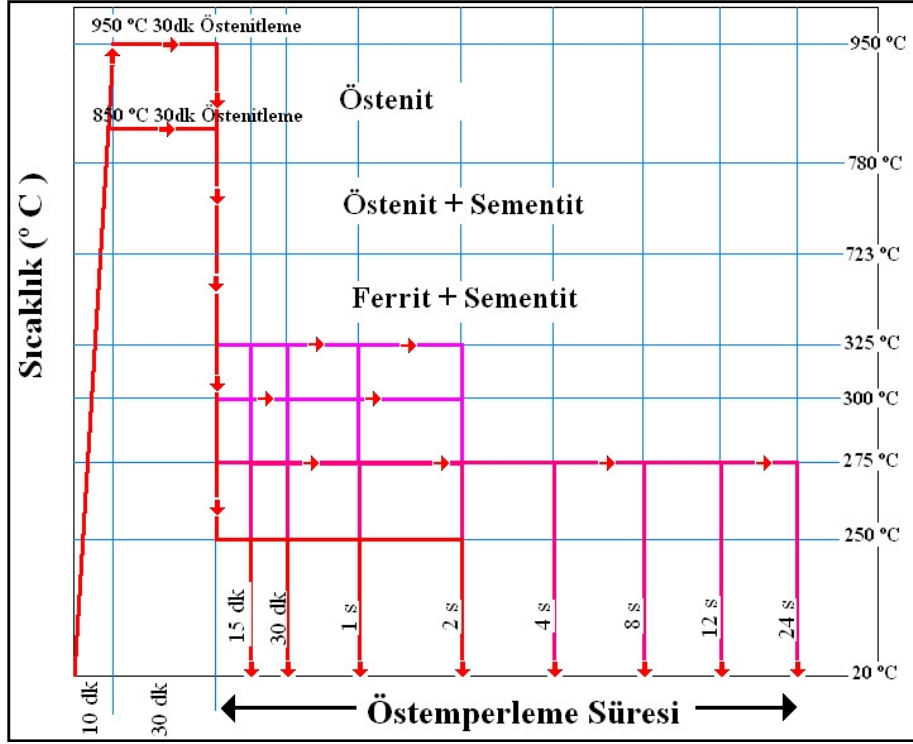
Uygulanacak ısıtma işlemlerinde optimum sertlik, darbe tokluğu ve çekme dayanımı kombinasyonu sağlayacak çok ince taneli, homojen ve nano boyutta karbür dağılımına sahip, uygun oranda beynit + martensitten oluşan, dubleks mikroyapı üretilmesi hedeflenmiştir.

Beynitik ve martensitik yapıların üretiminde büyük önem taşıyan M_s sıcaklığı Çizelge 5.1’de verilen AISI 52100 için farklı formüller kullanılarak hesaplanmış ve sonuçlar Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2. M_s sıcaklığının tahmini için farklı formüller ve hesaplanmış M_s sıcaklıkları

M_s (K), kompozisyonlar ağırlıkça %	Referans	Sıcaklık (°C)
$772 - 316,7C - 33,3Mn - 11,1Si - 27,8Cr - 16,7Ni - 11,1Mo - 11,1W$	Payson ve Savage, 1944	126,25
$811 - 361C - 38,9Mn - 38,9Cr - 19,4Ni - 27,8Mo$	Grange ve Stewart, 1945	105,44
$772 - 300C - 33,3Mn - 11,1Si - 22,2Cr - 16,7Ni - 11,1Mo$	Nehrenberg, 1945	150,70
$834,2 - 473,9C - 33Mn - 16,7Cr - 16,7Ni - 21,2Mo$	Steven ve Haynes, 1956	49,48
$785 - 453C - 16,9Ni - 15Cr - 9,5Mo + 217(C)^2 - 71,5(C)(Mn) - 67,6(C)(Cr)$	Andrews, 1965	131,22

Rulman imalatında, rulman parçalarının bağlı sertlikleri de dikkate alınarak, AISI 52100 çeliği kullanıldığında 62 HRC sertlik değerine belirgin bir önem verilmiştir (Sachs ve diğerleri, 1960). Bu sertlik değeri dikkate alınarak pilot ısıtma işlemler yardımıyla östenitleme sıcaklık ve süresi, östemperleme sıcaklık ve süresinin tespitine çalışılmıştır. Uygulanan ısıtma işlemlerin özeti Şekil 5.2’de verilmiştir.

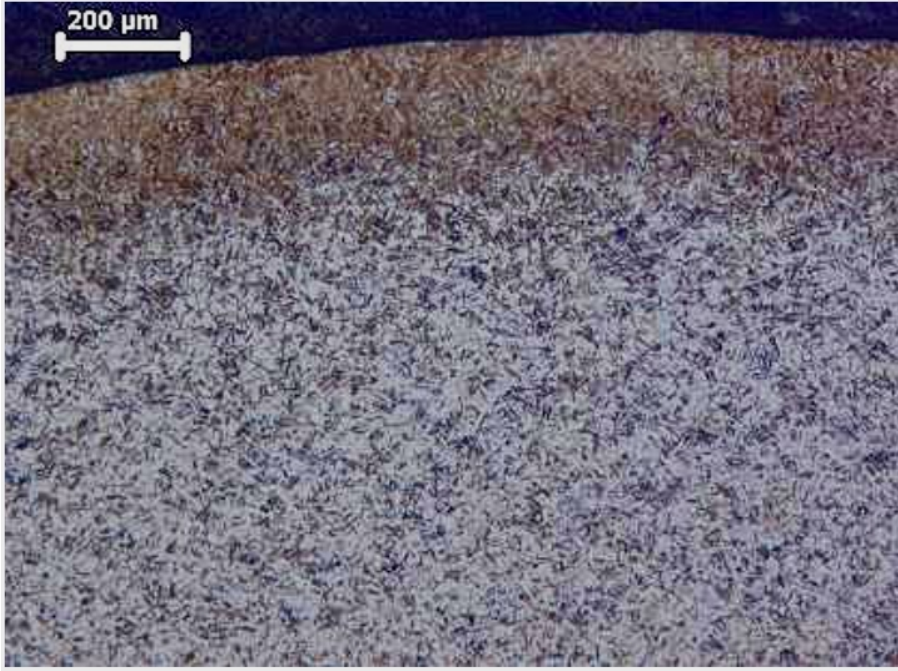


Şekil 5.2. Isıl işlemlerin özeti

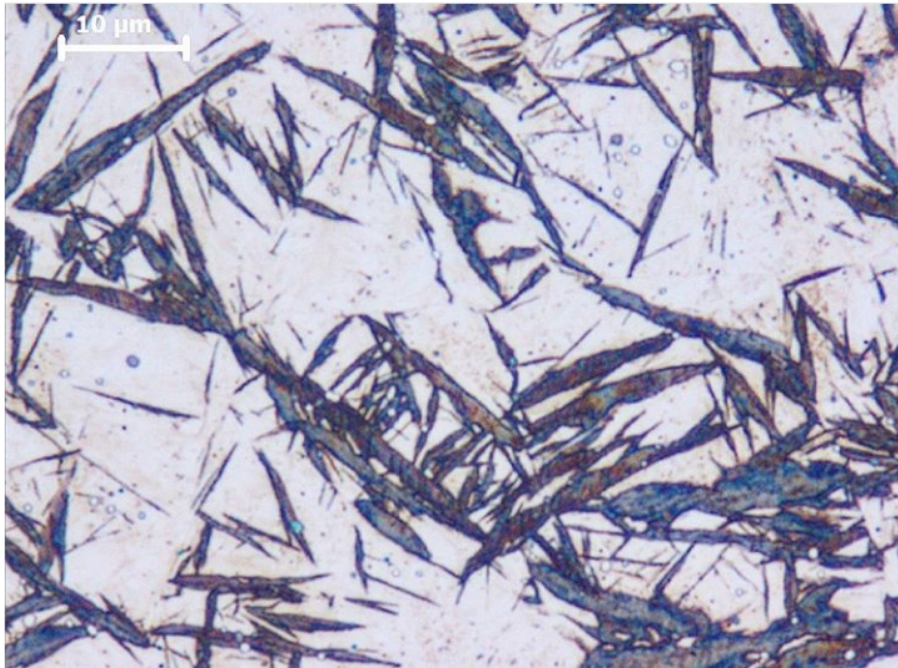
5.3. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlem uygulanan numuneler, standart metalografik yöntemlerle (Zımparalama + Polisaj) metalografik incelemeler için hazırlanmıştır. Açık atmosferde uygulanan ısıl işlem sırasında oksitlenme sonucu numune yüzeyinde oluşan dekarbürize katman derinliği 0,2 mm olarak tespit edilmiştir. Bu bölge metalografik ölçüm, mekanik ve işlenebilirlik testlerini etkilememesi için 0,5 mm taşlanarak uzaklaştırılmıştır.

Dağlayıcı olarak %2 nital (%2 HNO_3 + %98 CH_3OH) kullanılmıştır. Resim 5.1’de martensit ve beynitten oluşan dubleks mikroyapıda dekarbürize katman Resim 5.2’de ise homojen dağılmış küresel karbürler görülmektedir. Optik mikroskop incelemelerinde; açık renkli kısımlar martensit, koyu renkli kısımlar beynit olarak gözlemlenmiştir. Yapıda homojen olarak dağılmış birincil karbür ve östempereleme ısıl işlemi süresinde çökelen karbürler küresel beyaz renkli olarak açığa çıkmıştır.



Resim 5.1. Beynit + martensitten oluşan dubleks mikroyapı (beynit koyu renk, martensit açık renk, yüzeye yakın 200 μm kalınlığındaki decarburize katman koyu kahverengi)



Resim 5.2. Beynit + martensitten oluşan dubleks mikroyapıda karbür dağılımı (beynit koyu renk, martensit açık renk, yapıda homojen dağılmış küresel karbürler beyaz)

Faz hacim oranlarının hesaplanmasında Eşitlik 5.1’de verilen çizgisel kesişme metodu kullanılmıştır. Birim alana (mm^2) düşen beynit (koyu renk) sayısı dağlanmış numune yüzeyinde 100 büyütmede numunenin 10 ayrı bölgesinden resim alınarak hesaplanmıştır.

$$V_{faz} = \frac{L_{faz}}{L_T} \quad (5.1)$$

V_{faz} : Faz hacim oranı

L_{faz} : Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm)

L_T : Çizilen toplam çizgi uzunluğu (mm)

Mikro yapıların görüntülenmesinde Leica (QM550MW Imaging System) marka optik mikroskop ve FEI 430 Nano SEM (30 kV) kullanılmıştır.

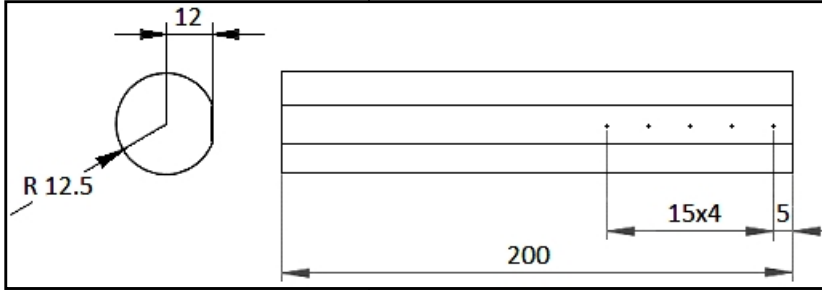
5.4. X–Işınları Kırınımı

AISI 52100 çeliğinden Ø10mm ve 10 mm yüksekliğinde zımparalanmış, polisaj yapılmış ve dağlanmış olarak numuneler hazırlanmıştır. Numunelerde kalıntı östenit hacim oranlarının belirlenmesi amacıyla X–ışınları kırınımı (XRD) çalışması yapılmıştır. XRD pikleri BRUCER D8 X–ışınları difraktometresinde 40 kV ve 20 mA monokromatik Cu Ka ışını kullanılarak elde edilmiştir. Parlatılmış numune yüzeylerinden iki teta (2θ) 40–100° aralığında 0.02° / dk. hızla tarama yapılmıştır.

5.5. Mekanik Testler

5.5.1. Sertlik testi

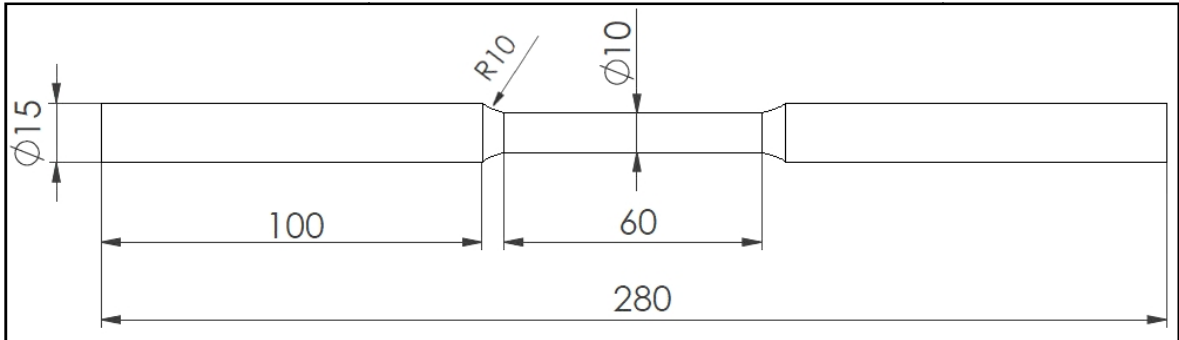
Sertlik testleri ASTM E–18 standartlarında Rockwell C ölçeğinde yapılmıştır. Östemperlenmiş ve suverilmiş koşullardaki numuneler, boydan 0,5 mm derinliğinde taşlanarak standart polisaj işleminin ardından makro sertlik ölçümleri beş farklı bölgeden 15 mm aralıklarla alınmıştır. Sertlik ölçümleri Şekil 5.3’te verilen ölçüm planına göre gerçekleştirilmiştir. Bu beş ölçümün ortalaması alınarak sertlikler hesaplanmıştır. Sertlik ölçümleri Emco Test N3A model sertlik ölçüm cihazında dairesel numune tutma aparatı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri, cihaz MPA sertifikalı 55 HRC sertliğinde kalibrasyon bloğu ile kalibre edildikten sonra yapılmıştır.



Şekil 5.3. Sertlik numunesi üstünde sertlik ölçüm noktaları

5.5.2. Çekme testi

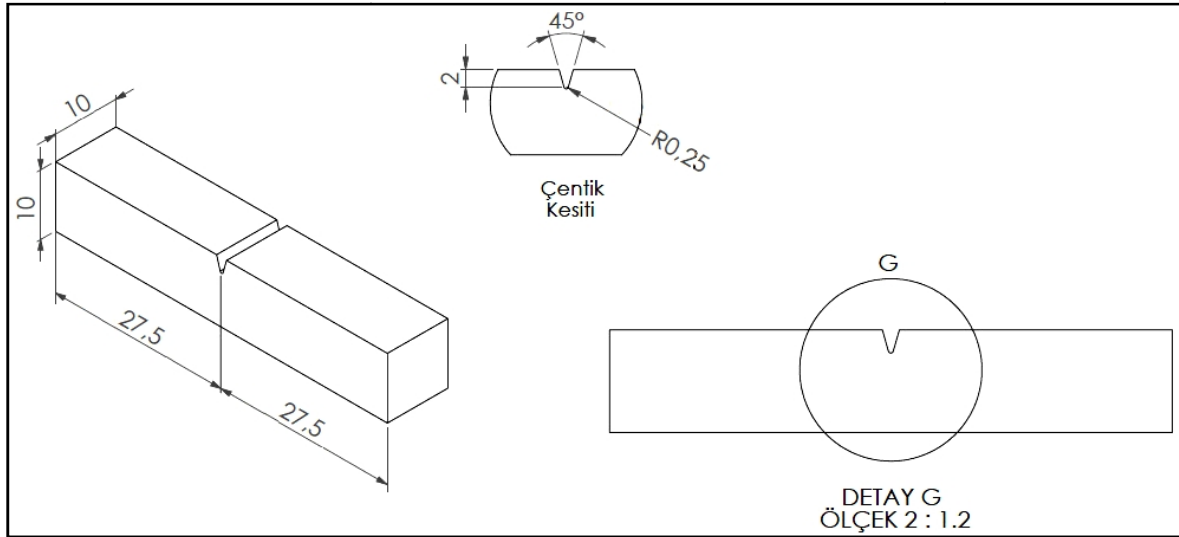
Çekme testinde kullanılan numune boyutları Şekil 5.4'te verilmiştir. Çekme testi numuneleri ASTM E8 standardına göre CNC de işlenerek hazırlanmıştır. Dekarbürize katman oluşumunu engellemek için ısıt işlemlerin öncesinde numunelerin yüzeyi bakırla kaplatılmıştır. Çekme testleri Instron 3369 model 50 kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazı kullanılarak oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Bütün deneylerde hareketli başlık hızı 0,5 mm/dk. olarak seçilmiştir. Her numune grubundan en az 3 numune deneye tabi tutulmuş ve deney sonuçlarının ortalamaları alınmıştır.



Şekil 5.4. Çekme testi numunesi

5.5.3. Darbe testi

Darbe numuneleri boyutları ASTM E23 standardı baz alınarak 10x10x55 mm boyutlarında V-çentikli (Şekil 5.5) ve standart dışı olarak literatürle kıyaslama amacıyla çentiksiz silindirik Ø 10mm x 55 mm boyunda CNC de işlenerek hazırlanmıştır. Dekarbürize katman oluşumunu engellemek için numunelerin yüzeyi bakırla kaplatılmıştır. V-çentikli numunelerin çentikleri ısıtıl işlemlerden sonra tel erozyon kullanılarak açılmıştır. Darbe deneyleri oda sıcaklığında Instron–Wolpert marka 150 J kapasiteli darbe cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aynı grup numunelerden en az 3 adet numune deneye tabi tutulmuş ve deney sonuçlarının ortalaması alınmıştır.

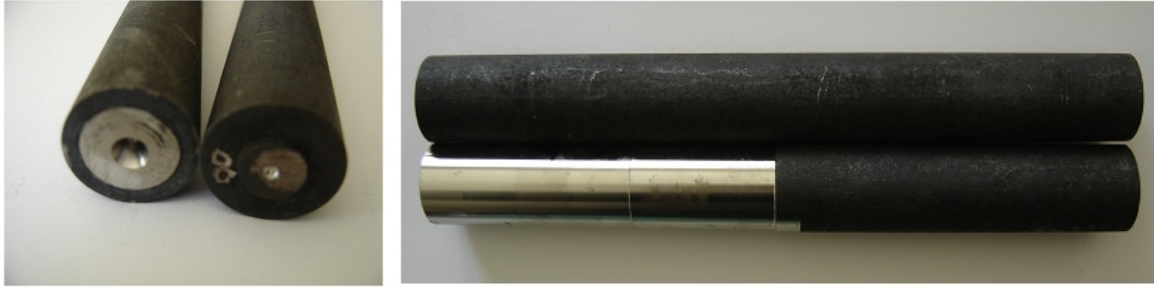


Şekil 5.5. V-çentikli darbe numunesi

5.6 İşlenebilirlik Deneyleri

5.6.1. Sert tornalama

İşlenebilirlik deneyleri için numuneler temin edilen Ø 25 mm formundaki AISI 52100 çeliğinden 200 mm boyunda kesilerek hazırlanmıştır. İşlenebilirlik numuneleri Resim 5.3'te gösterilmiştir. Dört farklı beynit hacim oranında, her biri için 14 adet test numunesi hazırlanmıştır. Isıl işlem sonrasında her bir numunenin bir ucuna üniversal torna tezgahında kaplamalı karbür punta matkabı kullanılarak punta deliği açılmış diğer ucuna ise elmas uç kullanarak seri numarası kodlanmıştır.



Resim 5.3. İşlenebilirlik deney numunesi

Sert tornalama deneylerinde Fanuc kontrol ünitesine sahip Johnford TC-35 sanayi tipi 10 kW gücünde, iş mili değışken kademesiz hıza sahip, maksimum hız 35450 devir/dk. olan CNC torna tezgahı kullanılmıştır.

İşlenebilirlik deneyleri, test numunesinin torna tezgahına bağlanması ve yüzeyden dekarbürize katmanın tornalanarak uzaklaştırılmasıyla başlatılmıştır. Bu işlem ve işlenebilirlik deneylerinde aynı özellikte takımlar kullanılmıştır. Her bir numune değıştirildiğinde bu takımlar kullanılarak 0,2 mm'lik dekarbürize katman 0,5 mm kesme derinliğinde tornalanarak temizlenmiştir.

Kesme deneylerinde; kesme hızı 60 m/dk., 80 m/dk., 100 m/dk. ve 120 m/dk. İlerleme 0,075 mm/dev, 0,1 mm/dev ve 0,125 mm/dev seçilmiştir. Her pasoda sabit kesme derinliği 0,25 mm, işleme boyu 150 mm seçilmiş ve deneylerin tamamı kuru kesme şartlarında gerçekleştirilmiştir.

5.6.2. Kesme kuvvetleri ölçümü

Kesme kuvvetleri ölçümünde Kistler 9257B tipi piezoelektrik dinamometre kullanılmıştır. Dinamometre Kistler 5019 tipi sinyal yükselticiye bağlanmış ve kesme kuvvetleri RS-232C ara kablo ile bilgisayara aktarılmış ve DynoWare 2825A1-2 yazılımı kullanılarak kesme kuvvetleri bileşenleri grafikleri elde edilmiştir.

5.6.3. Yüzey pürüzlülüğü ölçümü

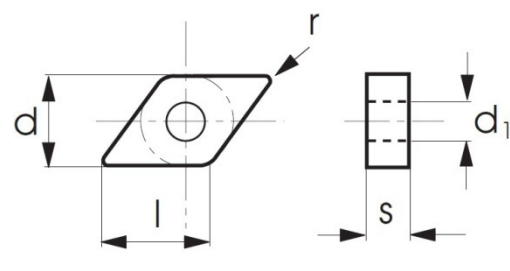
Mahr marka tarama hızı 0,5 mm/sn. olan 12 mm profil çözünürlüğüne sahip Perthometer M1 tipi masa üstü yazılı çıktı alınabilen yüzey pürüzlülüğü ölçme cihazı kullanılmıştır.

Ölçüm aralıkları 5,6 mm olarak uygulanmıştır, ölçümler iş parçası eksenine paralel olacak şekilde ve iş parçası her ölçüm sonrası 120° döndürülerek üç farklı yüzeyden ölçüm yapılmıştır. Yüzey pürüzlülük (Ra) değeri üç ölçümün ortalaması alınarak belirlenmiştir.

5.6.4. Takımlar

İşleme deneylerinde kullanılan takımlar üretilen mikroyapıların mekanik ve tribolojik özellikleri üretici firmaya bildirilmiş ve üretici firmanın konu üzerinde hassas araştırmaları sonucunda takım kalitesi tespit edilmiş ve işleme parametreleri üretici firmanın önerisi dikkate alınarak seçilmiştir. İşleme deneylerinde kullanılan takımlar BÖHLER Sert Maden tarafından üretilmiştir. Takımların Böhler kodu DCMT 11T304–M1 ve takım kalitesi BC7105, kaplaması AlTiN dır (Çizelge 5.3, Çizelge 5.4). Takım tutucu Akko® SDJCR 25X25 M11 kullanılmıştır.

Çizelge 5.3. Böhler, DCMT 11T304–M1 kodlu, BC7105 kalitede takım geometri ve kalitesi (ölçüler mm olarak verilmiştir)

	l	d	s	d ₁	r	Kalite
	11,60	9,52	3,97	4,40	0,4	HB10F

Çizelge 5.4. Takım kalitesi HB10F teknik özellikleri

Kalite	Kimyasal Kompozisyon ağırlıkça %		Yoğunluk ISO 3369 gr/cm ³	Sertlik HV30 ISO 3878	Basma dayanımı ISO 4506 N/mm ²	Kırılma Tokluğu K _{IC} MN/m ^{3/2}	Young çarpanı ISO 3312 kN/mm ²	Ortalama termal genleşme katsayısı 10 ⁻⁶ /K
	WC	Co						
HB10F	94,0	6,0	14,85	1850	6000	8,9	630	5

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Isıl İşlem – Mikroyapı – Mekanik Özellikler İlişkileri

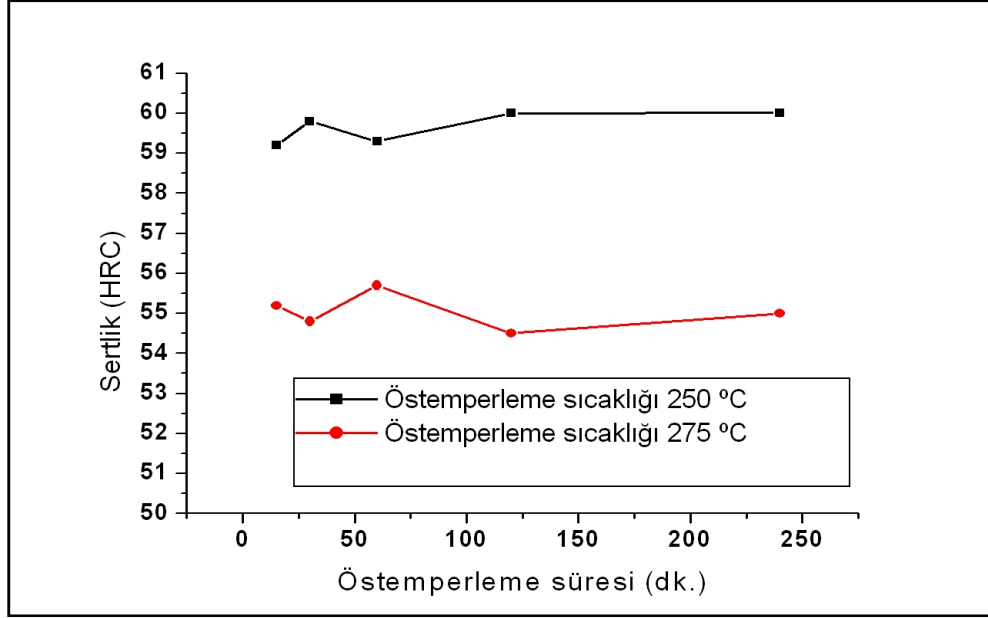
6.1.1. Östenitleme sıcaklık ve süresinin tespiti

AISI 52100 çeliğine endüstride uygulanan geleneksel ısıtıl işlemde, östenitleme sıcaklığı olarak 850 °C uygulanmaktadır. Uygun östenitleme sıcaklığının tespiti için test numunelerinin üzerine punta kaynak yöntemi ile ısıtıl çift kaynatılarak, östenitleme sıcaklıklarına çıkma süreleri tespit edilmiştir. 850 °C sıcaklığa numunelerin gelme süresinin minimum 10 dakika olduğu saptanmıştır. 30 dk. olarak uygulanan östenitleme süresine ek olarak ısınma süresi 15 dk. eklenmiş ve numuneler fırına koyulduktan sonra toplam 45 dk. fırında tutulmuşlardır (ısınma süresi olarak tespit edilen 15 dk. östenitleme süresine dahil edilmemiştir, östenitleme süresi numune tamamen o sıcaklığa çıktıktan sonraki süreyi kapsamaktadır).

850 °C’de 30 dk. süreyle östenitlenmiş numuneler M_s sıcaklığının üstünde 250 °C ve 275 °C’de 15 dk. – 240 dk. arasında östemperlenmiş ve suda suverilerek beynit + martensit dubleks mikroyapı üretilmiştir. Şekil 6.1’de numunelerin östemperleme süresine bağlı sertlik değişimleri gösterilmektedir. Hedeflenen sertlik değerine (62 HRC) ulaşamamıştır. Östenitleme süresini arttırmak, ısıtıl işlemin maliyetini önemli ölçüde arttıracığı için endüstride uygulanabilirliği kalmayacaktır. Yapılmış benzer çalışmalarda 850 °C’de östenit ve karbür arasındaki karbon bölüşümünün dengelenmesinin 4 saatten fazla sürdüğü görülmüştür (Stickels ve Janotik, 1980). 880 °C – 900 °C’nin altında dengeye ulaşmanın yaklaşık 3 saati bulacağı görülmüştür (Sourmail ve Smanio, 2013).

Deneysel çalışmalarda, östenitleme süresinin geleneksel sanayi uygulamalarında olduğu gibi 20dk. – 30 dk. olarak uygulanabilmesi için östenitleme sıcaklığının 950 °C olmasıyla ancak yapıda yeterli karbür çözündüğü görülmüştür. 825 °C – 850 °C’ler arasında östenitlemek küreselleştirilmiş karbürlerin %40 – %60’ının çözünmesine sebep olur (Stickels ve Janotik, 1980). 850 °C ve altında karbürlerin büyümesi çok yavaştır. Östenitleme süresi doğru ayarlanmazsa yapıda çözünmemiş ve fazla büyümüş karbürler kalır (Stickels, 1974). AISI 52100 çeliğinde 900 °C’de 1 saat östenitleme sonrasında

yapıda ağırlıkça %6 çözünmemiş karbür kaldığı görülmüştür (Kar ve diğerleri, 1979). 20 dk. östenitleme süresi olarak uygulandığında sıcaklığın 850 °C'den 950 °C'e çıkartılmasıyla suverme sonrasında yapıdaki sementit miktarının %3'ten %1'e düştüğü saptanmıştır (Jimenez–Melero ve diğerleri, 2013).



Şekil 6.1. Östemperleme sürelerine bağlı sertlik değişimi (Östenitleme sıcaklığı: 850 °C ve süresi: 30 dk.)

6.1.2. Östemperleme sıcaklığına bağlı mikroyapı değişimi

Resim 6.1 ve Resim 6.2'de sırasıyla 950 °C'de 30 dk. östenitlenmiş, farklı sıcaklıklarda a) 250 °C, b) 275 °C ve c) 300 °C'de 30 dk. süreyle östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin optik ve SEM fotoğrafları gösterilmektedir. 250 °C'de 30 dk. östenitlenmiş numunede daha ince ferrit demetleri olduğu gözlenmiştir. Östemperleme sıcaklığı arttıkça ferrit demetlerinin boyutu artmaktadır ve 300 °C'de morfoloji tamamen değişmiş ve yapı kabalaşmaya doğru gitmektedir. Östemperleme sıcaklığına, itme kuvvetine ve östenitin akma dayanımına bağlı olarak, yüksek dönüşüm sıcaklıklarında beynit tabakaları kalınlaşır (Singh ve Bhadeshia, 1998).

250 °C – 300 °C arasında 30 dk. süreyle östemperlenmiş numunelerde sıcaklıkla birlikte beynit hacim oranının da arttığı görülmektedir. Bu durum sıcaklığın artmasıyla birlikte

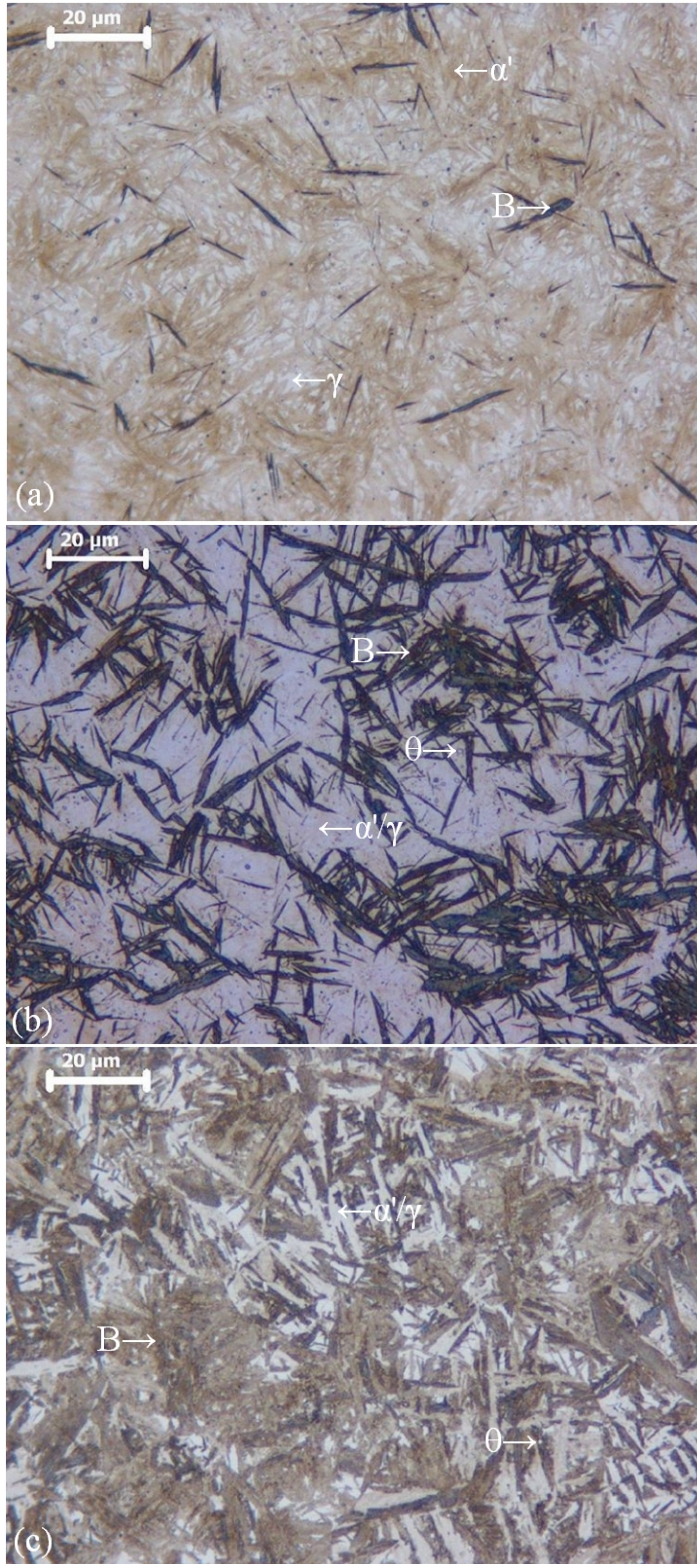
çekirdeklenme ve büyüme hızının artmasından kaynaklanmaktadır. Benzer sonuçlar Quidort ve Brechet (2002) tarafından da ifade edilmektedir.

950 °C’de 30 dk. östenitlemenin ardından yapıda karbürlerin neredeyse tamamı çözülmüştür. Isıl işlemler öncesi küreselleştirilmiş mikroyapıda karbür oranı hacimce %15,7 olarak hesaplanmıştır. AISI 52100 çeliğinin karbür oranı hacimce %16 olarak hesaplanmıştır (Stickels, 1974). Diğer araştırmalarda ise ferritik matriste C olmadığı varsayılarak %14,95 ve %15 ve 275 °C’de çözünmemiş karbür oranı hacimce ~%2 olarak hesaplanmıştır (Beswick, 1987; Luzginova ve diğerleri, 2008). Si miktarının karbür çökmesini önleyecek kadar olmaması (ağırlıkça %0,256) yapıda artan östemperleme süresiyle birlikte karbürlerin de östenitten çökeceğini göstermektedir. Östemperleme sırasında Si içeriği yeterli olmazsa karbür çökmesi önlenemez (Chakraborty ve diğerleri, 2008). Bu durumda östenitin kararlılığı çok hızlı sağlanamaz (Bhadeshia, 2001a; Spanos ve diğerleri, 1990). Al ve Si gibi elementlerle alaşımlama yapılırsa karbür çökmesi önlenabilir (Kozeschnik ve Bhadeshia, 2008). Fe–C–Si alaşımlarında Si oranı ağırlıkça ~%2’den büyük olduğunda, ferrit morfolojisinin üst ve alt beynit olduğu reaksiyon sıcaklıklarında beynitik karbür oluşumu önlenabilir (Bhadeshia ve Edmonds, 1979). Bu durum çekirdeklenmenin α/γ sınırında karbürlerde değil sempatik olduğunu da desteklemektedir (Aaronson ve Well, 1956). 250 °C’de reaksiyonun yavaş ilerlemesinden dolayı çok az karbür çökmesi gözlenmiştir ve karbürler çok ince boyuttadır. 275 °C’de karbürler daha belirgin bir hal almış ve ortalama büyüklükleri 1,2 μm civarındadır. 300 °C’de ise karbürler daha fazla büyümüşler ve ortalama büyüklükleri 1,8 μm civarındadır. Çekirdeklendikten sonra karbürler ferritle beraber rekabetçi bir şekilde büyür, karbürün büyüme hızına kıyasla ferritin yanal büyüme hızı daha yüksek olduğunda ferritle çevrelenebilirler (Jin ve Fang, 1990). 250 °C ve 275 °C sıcaklıklarda karbürlerin çekirdeklenmesi ve büyümesinin çok yavaş olduğu görülmektedir. Alt beynit ve üst beynit arasındaki geçiş kesin olarak tanımlanamamış ve ara sıcaklıklarda yapıda her iki formunda bulunabilmesine rağmen 350 °C tipik olarak çeliklerde geçiş noktası olarak düşünülmektedir (Yang ve Fang, 2005). Yapının üst beynite doğru kaydığı 350 °C civarındaki sıcaklıklarda, karbürlerin büyüme hızının ferritin büyüme hızından daha fazla olduğu ve hatta karbür embriyolarının da çekirdeklendiği ve büyüdüğü görülmektedir (Resim 6.3 (c)). Yapıda görülen çok farklı karbür boyutları bunu doğrular niteliktedir.

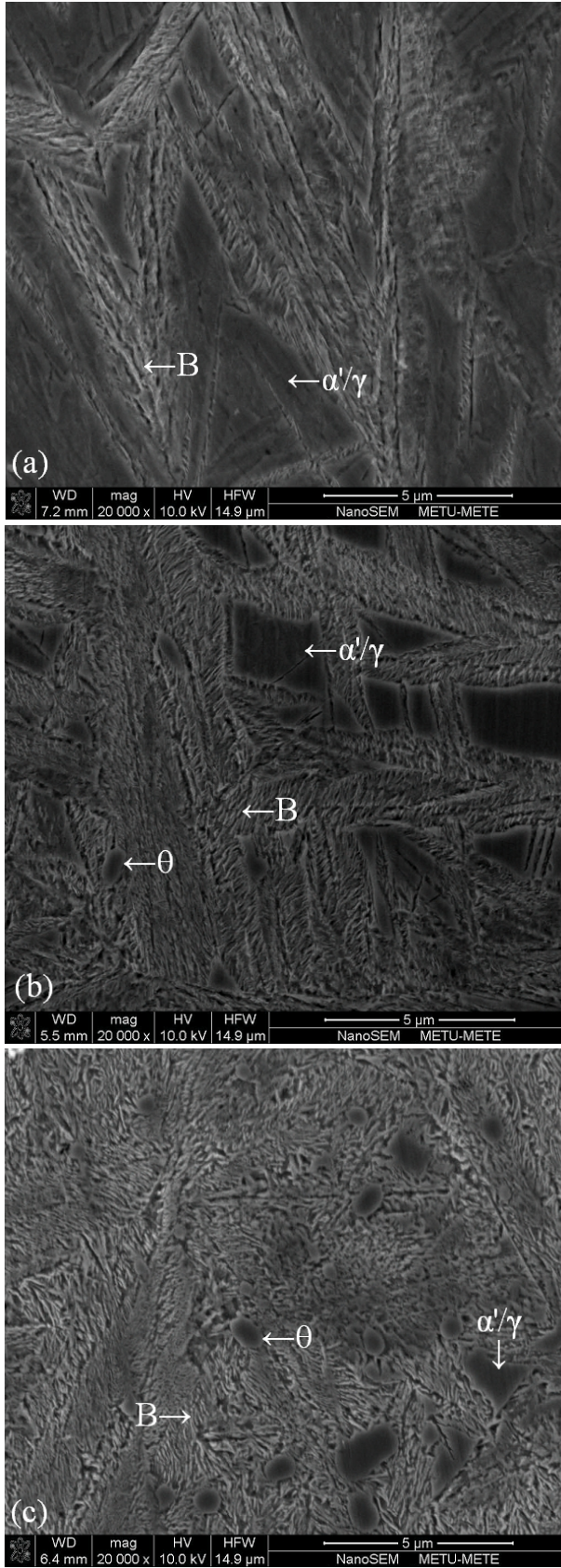
250 °C ve 275 °C’de üç veya dört köşeli blok şeklindeki fazlar, belirgin bir şekilde martensit veya beynit çıta morfolojisinde olduğundan daha büyüktür. Mikroyapısal

inceleme için dağlandığında beynitik bölgeler kolay dağlanırken blok şeklindeki bölgelerin dağlanmadığı görölmüştür. Temperlenmiş martensitin, temperlemeye bağlı olarak sementit çekirdeklenmesi ve büyümesi nedeniyle taze martensitle kıyaslandığında dağlanması daha kolaydır. Bu farklı dağlanma davranışına bakılarak kolay dağlanan kısmın beynit ve blok şeklindeki martensitin ise dönüşmemiş östenitten suverme sırasında oluşan yüksek C içeriğine sahip martensit olduğuna hükmedilebilir. Ancak 300 °C’de AISI 52100 çeliğinde oluşabilecek maksimum beynit hacim oranının ~%40 olacağı düşünöldüğünde, yapıda blok şeklinde martensit oluşmamasının sebebi olarak beynitik ferritin çekirdeklenme ve büyümesiyle birlikte karbür büyümesinin daha hızlı olması gösterilebilir. Diğer bir sebep ise morfolojinin alt beynitten üst beynite değişmesi ve kabalaşmasıyla birlikte martensite dönüşecek kalıntı östeniti çevrelemesi gösterilebilir. Yüksek karbonlu çeliklerde 350 °C’nin altındaki sıcaklıklarda oluşan alt beynit ve yüksek karbonlu martensit plaka şeklindedir (Ohmari, 2002).

250 °C’de 30 dk. süreyle östemperleme sonrasında mikroyapıda ~%5 beynit oluşmuştur, ~%2 çözünmeden kalan karbür, ~%14 kalıntı östenit vardır ve kalan ~%79 martensittir. 275 °C’de 30 dk. süreyle östemperleme sonucunda yapıda ~%60 martensit bulunmaktadır. Dağlanmaya gösterdiği dirençten de kolaylıkla anlaşılağı üzere 275 °C’de östemperlemenin ardından suda suverilen numunelerde oluşan martensit 250 °C’den suverilenden daha serttir. Martensit ve beynit hacim oranları da bunu desteklemektedir. Sertlikteki bu artışın sebebi martensitin C içeriğinin artmasına atfedilebilir. 275 °C’de oluşan aşırı doymuş beynitik ferritin büyümesi sırasında karbonun östenite bölüşümüyle östenit C içeriğı östenitleme sonrasında olduğundan daha yüksektir. 300 °C’de ise beynitik ferritin daha hızlı çekirdeklenmesi ve büyümesine karşılık karbürlerin rekabetçi bir şekilde çekirdeklenmesi ve büyümesi östenitin karbonca zenginleşmesini önlemiştir. Sertliğin de belirgin bir şekilde azalması bunu doğrulamaktadır.

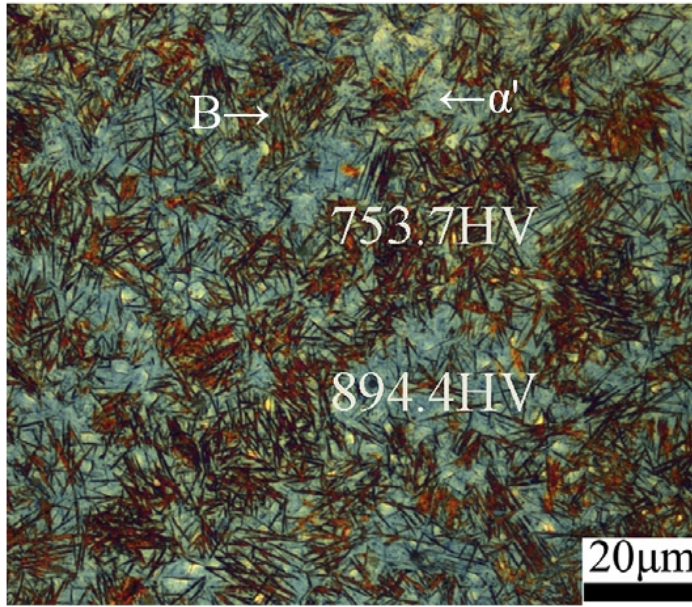


Resim 6.1. 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, farklı sıcaklıklarında a)250 °C b) 275 °C c) 300 °C’de 30 dk. süreyle östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapı fotoğrafları (B: beynit, α' : martensit, γ : östenit, θ : sementit)



Resim 6.2. 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, farklı sıcaklıklarında a)250 °C b) 275 °C c) 300 °C’de 30 dk. süreyle östempelenmiş ve suda suverilmiş numunelerin SEM fotoğrafları (B: beynit, α' : martensit, γ : östenit, θ : sementit)

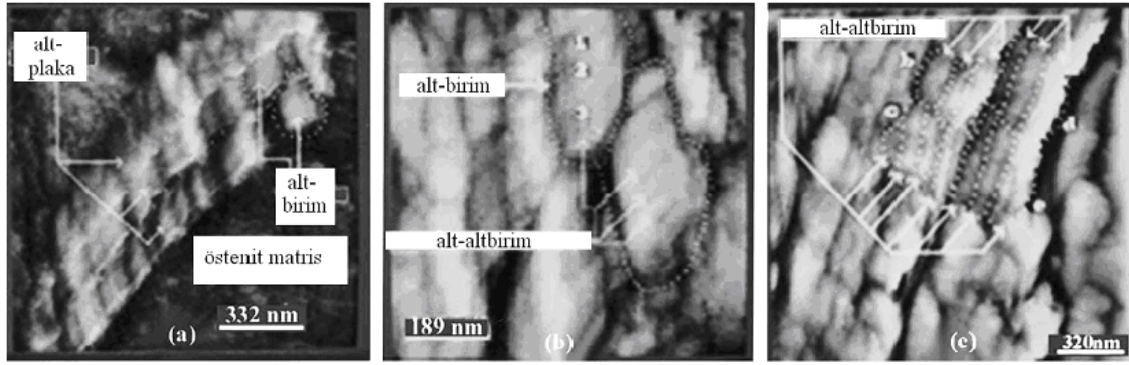
Benzer mikroyapı ağırlıkça %1,00C–0,25Si–0,69Mn–1,70Cr–0,43Mo–0,03Ni içeren rulman çelikliğinde 880 °C’de 30 dk. östenitlemenin ardından 200 °C’de 2 saat östemperlenen ve sonrasında havada oda sıcaklığına soğutulan numunelerde görülmektedir. Açık mavi ve daha sert (894,4HV/67HRC) bölgeler martensit, sarı/kahverengi nispeten yumuşak (753,7HV/62HRC) bölgeler ise beynit olarak gösterilmektedir (Resim 6.3).



Resim 6.3. Dupleks mikroyapı fotoğrafı (Huang ve diğerleri, 2016)

6.1.3. Östemperleme süresine bağlı mikroyapı değişimi

Beynitin ilk tartışılmaya başlandığından bugüne kadar oluşumunun iyi anlaşılamamasının sebeplerinden biri, belki de en önemlisi; belirli bir görüşü benimsemiş kayma ekolünden veya difüzyon ekolünden araştırmacıların kendi görüşlerine ters düşen veya bununda ötesinde kendi bulgularıyla örtüşmeyen güncel çalışmaları dikkate almamalarıdır. Fang ve diğerleri (1994, 1996, 2002) yapmış oldukları beynitik dönüşüm sırasında sempatik çekirdeklenme ve yanıl büyümenin bir biriyle rekabetçi oluşumunu, beynitin çok ince yapıları, bu yapıların yüzey rahatlaması ve östenitin içinde ferrit/östenit sınırında karbür çekirdeklenmesi delillerine dayanarak açıkladıkları çerçeve çalışmaları iyi anlaşılamamıştır. Tarama tünel (tünelleme) mikroskobu (STM) kullanarak yapılmış çalışmalarda beynit plakalarının alt plakalardan ve alt plakalarında alt–birimleri oluşturan alt alt–birimlerden oluştuğunu göstermişlerdir (Resim 6.4).



Resim 6.4. Beynit plakalarının STM fotoğrafları a) alt beynitte alt plaka, b) alt plakanın lokal odaklanmış üst köşesi (Fang ve diğerleri, 1994, Fang ve diğerleri, 1996) c) üst beynitte alt alt-birimler (Fang ve diğerleri, 2002)

Araştırmacılar halen Hall–Patch bağlantısından hareketle çok ince taneli yapılar üretmek için M_s sıcaklığının üst sınırına yakın östempereleme sıcaklıklarında özel tasarladıkları yüksek silisli alaşımlarla günler süren uzun bekleme sürelerinde karbürsüz çok ince beynitik yapılar üretmeye veya bu amaca hizmet edecek veriler elde edebilmek için çalışmalar yapmaktadırlar (Bhadeshia, 2010; Cornide ve diğerleri, 2011; Garcia–Mateo ve diğerleri, 2009; Peet ve diğerleri, 2011). Beynit plakalarının veya demetlerinin alt–birimlerden ve alt–birimlerinde alt alt–birimlerden oluştuğu düşünüldüğünde Bain’in de işaret ettiği gibi alaşım tasarımında, dönüşüm mekanizmalarının araştırılmasında atomların dikkate alınması gerekmektedir.

Üstün mekanik özellikler elde edebilmek için çok ince taneli mikroyapı elde etme çalışmaları temelinde yanlış olan bir hedef doğrultusunda çalışmaktır; üstün mekanik özellikler sergileyen Japon kılıçlarının (Matsumoto ve diğerleri, 2012) ve Richtig’in bıçaklarının (Wadsworth ve Lesuer, 2000) mikroyapıları bunu doğrulamaktadır.

M_s sıcaklığının hemen üstünde elde edilmeye çalışılan nano ölçekte beynitik ferrit çalışmaları, M_s sıcaklığının altında ispatlanmış beynit oluşumunu da (Bohemen ve diğerleri, 2008) dikkate almamaktadır.

Östenit tane boyutunu düşürmenin beynit için yeni çekirdeklenme bölgelerinin oluşmasına ve çekirdeklenme miktarının artmasına sebep olduğu ancak ferrit demetlerinin büyümesi tane sınırlarıyla sınırlandırıldığından ve ferrit demetleri ve/veya gömülmüş karbürleri

inceltmek için tek başına yeterli bir etki yapmadığı görülmüştür (Chakraborty ve diğerleri, 2009).

Martensit + beynitten oluşan yapıların tamamen martensitik veya beynitik yapılara oranla daha iyi mekanik özellikler sağladığı bilinmektedir. Ancak kendiliğinden temperlenme ile havada soğutulan Fe–Cr–C–Co alaşımlarında oluşan beynit + martensit yapıların ikizlenmiş temperlenmiş martensitik yapılardan daha kötü mekanik özellikler sergilediği görülmüştür (Raghavan ve Thomas, 1971). Aynı çalışmada M_s sıcaklığını yükselttiği bilinen kobaltın rulman çeliklerinde ikizlenme üzerine bir etkisinin olmadığı anlaşılmıştır. Bu çalışma da göstermektedir ki beynit + martensit veya çok ince taneli beynit tek başına mekanik özellikleri iyileştirmek için yeterli değildir. Mikroyapıda bulunan karbürler de mekanik özellikler açısından belirleyicidir. Beynitik çeliklerin ticari başarısızlıklarının en önemli sebebi karbürlerdir. Bu alaşımlar daha ince karbür dağılımına sahip suverilmiş ve temperlenmiş martensitik çeliklere karşı rekabet edememişlerdir (Bhadeshia, 2012).

Östenitleme sıcaklığının doğru seçilmesi mikroyapıdaki karbürlerin oranında ve dağılımında belirleyici olacaktır. A_{CM} sıcaklığının altında östenitlemek küçük östenit tane boyutu, çok ince martensit, küresel karbürler, minimum kalıntı östenit ve mikro çatlak miktarı elde edilmesini sağlar (Krauss, 1978). Ancak östenitleme süresi yeteri kadar uzun olmazsa yapıda karbürler irileşecek ve suverme sonucunda yapıda iri birincil karbürler kalacağından mekanik özellikler düşecektir. A_{CM} sıcaklığının üstünde östenitlemek yapıda daha fazla karbür çözünmesinde etkili olacaktır. Östenitleme süresinin mümkün oldukça kısa seçilmesi ise yapıdaki kristal hataların östenit büyümesini önlemesini sağlar.

Doğru belirlenmiş östenitleme sıcaklığından ideal östenitleme süresi sonrasında yüksek sıcaklıktaki tuz banyosunda suvermek östemperleme öncesinde yapıda nano ölçekli karbürlerin çekirdeklenmesine sebep olacaktır. M_s 'in üstünde suverme gerçekleştirildiği için martensit oluşumu ve kendiliğinden temperlenme karbür çekirdeklenmesiyle beraber görülmez.

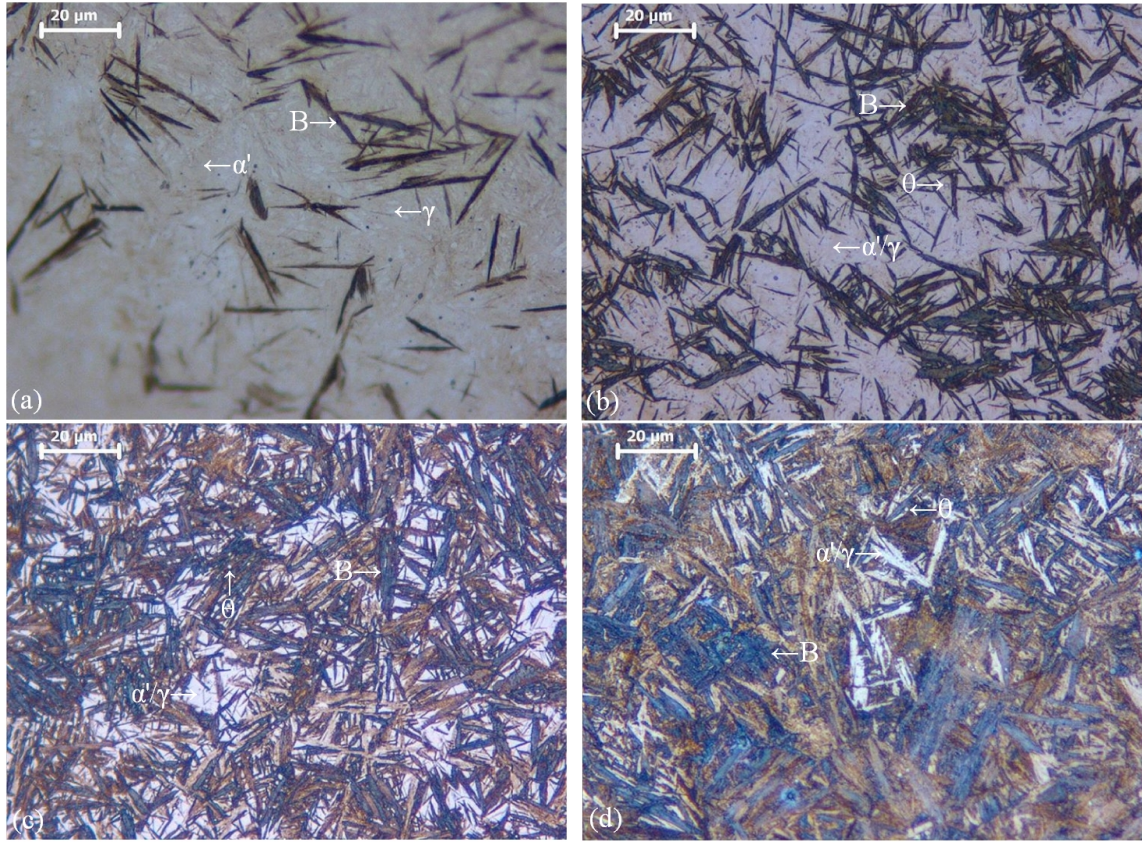
Numune izotermal bekleme sıcaklığına soğuduktan sonra beynitik ferritler tane sınırlarında çekirdeklenmeye başlar ve büyürler. Bekleme süresi ilerledikçe çekirdeklenme ve büyüme eşzamanlı olarak devam eder. Otokatalitik etkiyle de çekirdeklenme bölgesi artar, reaksiyon dengeye ulaşana kadar devam eder. İtme kuvvetinin düşmesi ve C içeriğinin

beynitik ferrit ve kalıntı östenitte dengelenmesiyle reaksiyon durur. İzotermal beklemenin ilk başlamasından reaksiyon tamamlanana kadar geçen sürede oluşumu tamamlanmış beynitik ferritler bir şekilde farklı sürelerde temperlenmeye tabi olmaktadırlar. Beyniti oluşumu sırasında östemperlemeye bağlı beynitik yapıların temperlenmeye tepkisi çok azdır (Garcia–Mateo ve diğerleri, 2004). Beynitik dönüşüm sonucunda oluşan aşırı doymuş ferritten temperlenmeye bağlı olarak C difüzyonu görülmez (Caballero ve diğerleri, 2010).

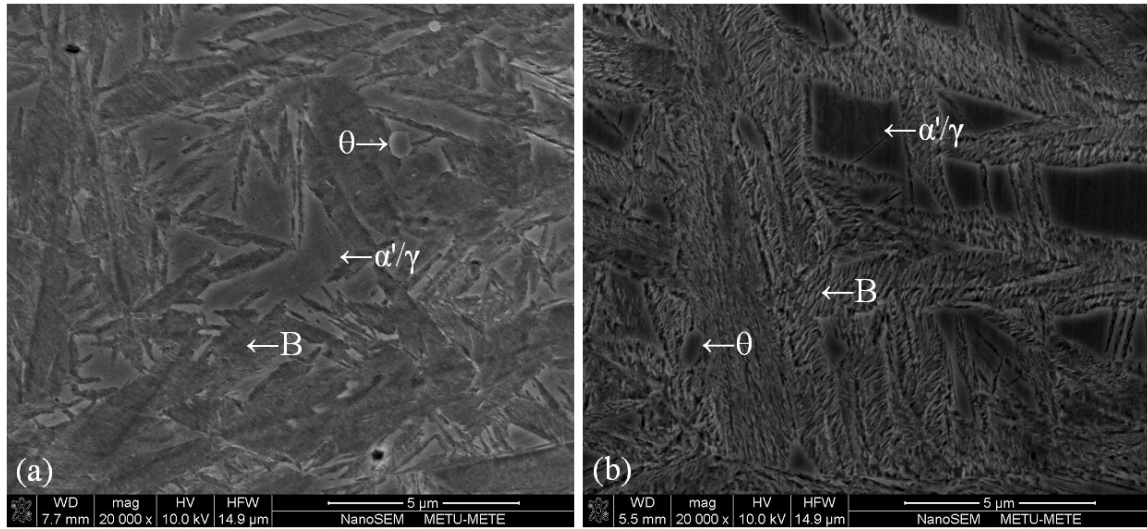
Temperlenmiş martensit gevrekliği martensitin iğnemi sınırlarında kalan östenit filmlerinin 250 °C – 400 °C arasında temperlenmesi sırasında M_3C filmlerine dönüşmesi sonucu mikroyapısal bir kısıtlamadır. Bu durum üst beynit içinde benzerdir. Sınırlarda oluşan bu karbürler çatlak çekirdeklenmesi veya çatlak yolu için uygun bölgelerdir (Sarıkaya ve diğerleri, 1983). Östenit filmleri ise toklukta önemli ölçüde iyileşmeye sebep olur (Liu ve diğerleri, 2004). Bu filmler martensit + beynitten oluşan mikroyapılarda tamamen martensitik veya tamamen beynitik olanlara oranla daha kararlıdır (Tomita, 1995; Tomita ve Okawa, 1993).

950 °C’de 30 dk. süreyle östenitlemeden sonra 275 °C’de östemperlemek kararlı kalıntı östenit miktarının ~%1’e kadar düşmesine sebep olmaktadır. Östemperleme süresi arttıkça darbe tokluğu yaklaşık aynı kalmaktadır (Çizelge 6.1). Tokluktaki kararlılık beynitik yapının alt beynit olduğunu, beynitik ferritler arasında östenit filmlerinden daha çok uzamış karbürlerin bulunduğunu göstermektedir. Üst beynitik yapı oluşumundan kaçınmak, iri karbür oluşumunu engellemek bükme yorulması ve yuvarlanma temas yorulması karıncalaşma direncini arttıracaktır (Krauss, 1978).

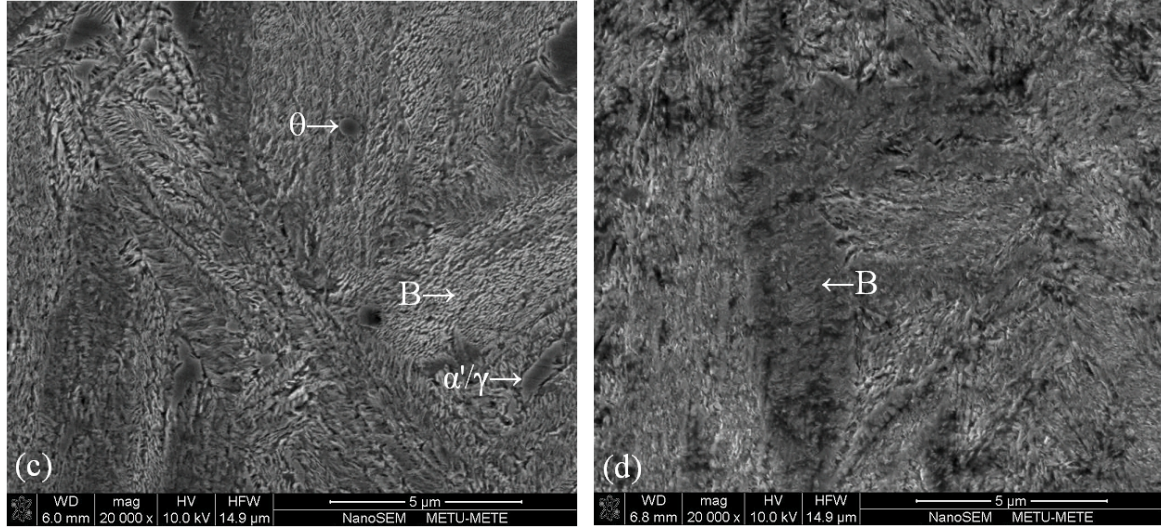
Resim 6.5’te ve Resim 6.6’da sırasıyla 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapı ve SEM fotoğrafları gösterilmektedir.



Resim 6.5. 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de a) 15 dk. b) 30 dk. c) 1 saat d) 24 saat östempirlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapı fotoğrafları



Resim 6.6. 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de a) 15 dk. b) 30 dk. c) 1 saat d) 24 saat östempirlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin SEM fotoğrafları



Resim 6.6. (devam) 950 °C’de östenitlenmiş, a) 15 dk. b) 30 dk. c) 1 saat d) 24 saat östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin SEM fotoğrafları

Kalıntı östenit miktarının hesaplanması

Hacim oranı hesaplamaları doğrudan karşılaştırmalı yöntem kullanılarak yapılmıştır (Cullity, 1959). ASTM E 975–03 standartları kullanılarak, 950 °C’de 30 dk. Östenitlenmenin ardından 275 °C’de farklı sürelerinde (15 dk. – 24 saat) östemperlenen ve suda suverilen numunelerde hacimce ~%14 ila ~%1 arasında kalıntı östenit miktarları hesaplanmıştır. AISI 52100 çeliğinde (110) ferrit piki ile (111) östenit pikleri arasında tam bir ayrılma görülmez, bu nedenle hesaplamalarda bu pikler kullanılmaz (Abudaia, 2006). Benzer şekilde östemperleme sonrasında oluşan martensitin muhtemelen tetragonalliğinin düşük olması ve ferritle aynı kafes parametresi nedeniyle yüksek çözünürlükte yavaş tarama ile (110) ve (200) pikleri de belirgin asimetri göstermez (Chakraborty ve diğerleri , 2008). Kalıntı östenit miktarının hesaplanmasında $(200)_\gamma$ piki kullanılmasıyla $(220)_\gamma$ piki kullanılması arasında kesin olarak ilk tercih edilen konumdan dolayı farklılık görülebilir (sırasıyla $30 \pm 1,0$ ve $33 \pm 1,3$ olarak hesaplanmıştır) (Stickels, 1977). Hesaplamalarda $(220)_\gamma$ ve $(200)_\alpha$ pikleri kullanılmıştır (Çizelge 6.1).

Çizelge 6.1. Hesaplanmış kalıntı östenit yüzdeleri

Numune	BHO 10	BHO 30	BHO 40	BHO 50
Kalıntı östenit (hacimce %)	14	8	2	~1

Çizelge 6.2’de 950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin mikroyapısında bulunan fazların hacimce yüzdeleri verilmektedir.

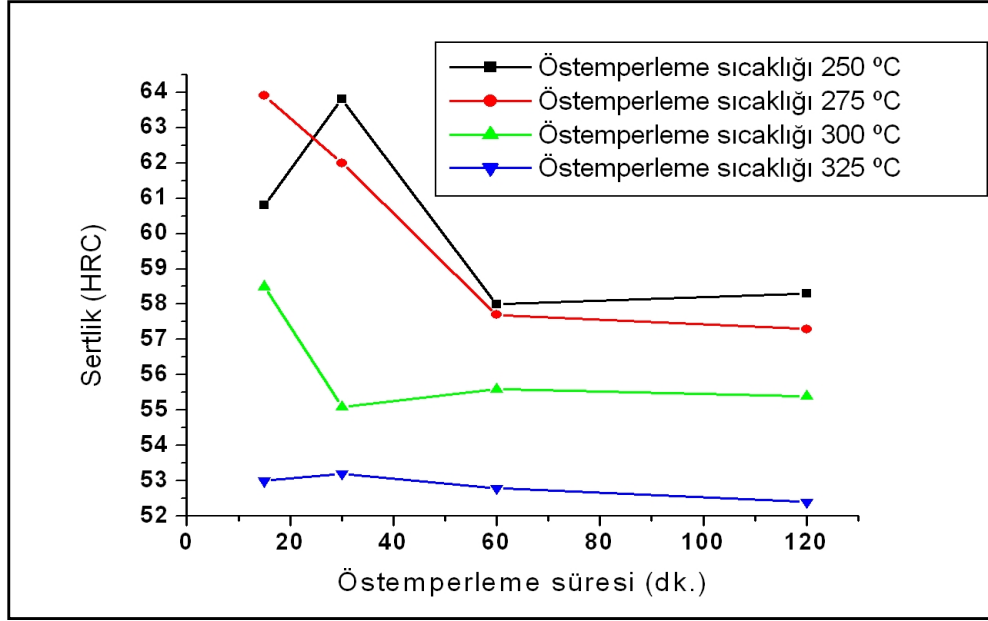
Çizelge 6.2. Dupleks mikroyapıda bulunan fazların hacimce yüzdeleri

275 °C’de östemperleme süresi (dk.)	Beynit	Martensit	Karbür	Kalıntı östenit
15	10	75	1	14
30	30	60	2	8
60	40	55	3	2
1440	50	44	5	~1

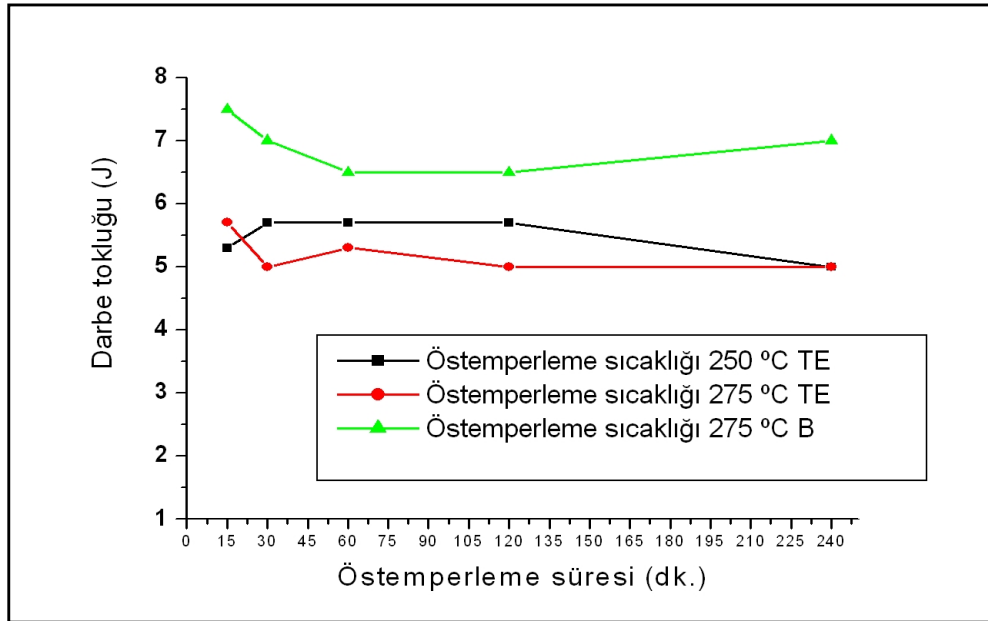
6.1.4. Östemperleme sıcaklık ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkileri

En iyi sertlik ve tokluk kombinasyonunu sağlayan östenitleme sıcaklık ve süresinin tespiti için 950 °C’de 30 dk. östenitlenen numuneler, tuz banyosunda 250 °C – 325 °C arasındaki sıcaklıklarda 15 dk. – 240 dk. sürelerle östemperlenmiş ve sonrasında suda suverilerek oda sıcaklığına getirilmişlerdir. Şekil 6.2’de östemperleme sıcaklık ve süresine bağlı sertlik değişimleri gösterilmiştir. 250 °C ve 275 °C östemperleme sıcaklıklarının 62 HRC sertlik elde etmek için uygun olduğu, daha yüksek östemperleme sıcaklıklarında ise sertliğin çok düştüğü gözlenmiştir.

250 °C ve 275 °C östemperleme sıcaklıklarının arasında tercih yapmak için V-çentikli numunelerin darbe tokluğu değerleri karşılaştırılmıştır. Şekil 6.3’te 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, 250 °C ve 275 °C’de östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunelerin östemperleme sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi gösterilmektedir. Daha önce yapılan çalışmalarda çentik kökünde suverme çatlamasını önlemek için çentik ısıtma işlem sonrasında elmas kesici kullanılarak açılmıştır (Ando ve Krauss, 1981). Ancak bu yöntemle çok sert numunelerde standart ölçülerde çentik açısı ve dip yarıçapı elde edilmesi elmas kesicinin çok hızlı körlenmesine bağlı olarak zorlaşmaktadır. Isıl işlem sonrasında tel erozyon tezgahında çentik açılan numuneler (TE) olarak kodlanmıştır, ısıtma işlem öncesi broş kullanılarak çentik açılan numuneler (B) olarak kodlanmıştır. Broş (B) kullanılarak ısıtma işlem öncesinde çentik açılan numunelerin daha yüksek darbe tokluğu sonucu vermesi tel erozyon tezgahında çentikler açılırken kılcal çatlakların oluşabileceğini göstermiştir.



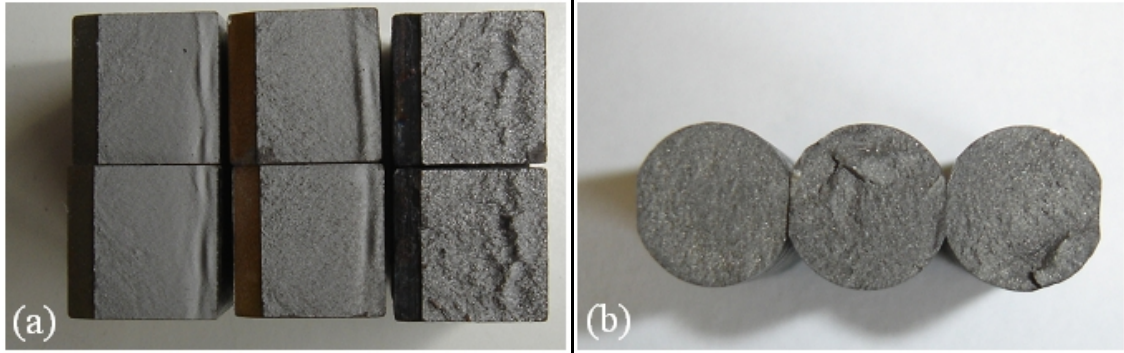
Şekil 6.2. Östemperleme sürelerine bağlı sertlik değişimi (Östenitleme sıcaklığı: 850 °C ve süresi: 30 dk.)



Şekil 6.3. Östemperleme sıcaklık ve sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi (V-çentik TE: tel erezyon, B: broş kullanılarak açılmış numune)

Farklı ısı işlemleri uygulanmış AISI 52100 çeliğinin ısı işlemlerine bağlı darbe tokluğundaki değişimleri saptamak için V-çentikli numuneler kullanılmasının doğru sonuç vermediği anlaşılmıştır. AISI 52100 çeliğinde darbe tokluğu değişimini saptamak için yapılmış çalışmalarda çentiksiz numuneler kullanılmıştır (Chakraborty ve diğerleri, 2008; Li ve Wang, 1993). Çentikli numunenin kırılma yüzeyinde kalıntılara rastlanmaz,

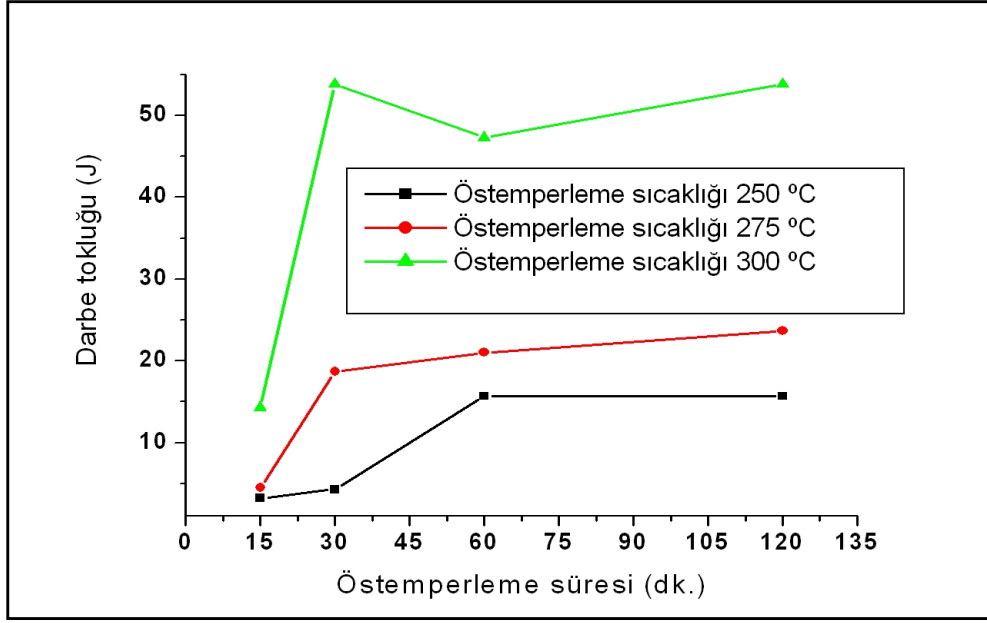
çentiksiz numunelerde ise çatlağı bir kalıntı başlatabilir, bu da yorulma çatlağına benzer bir durumdur. Resim 6.7’de kırılma yüzeylerinin fotoğrafları gösterilmektedir.



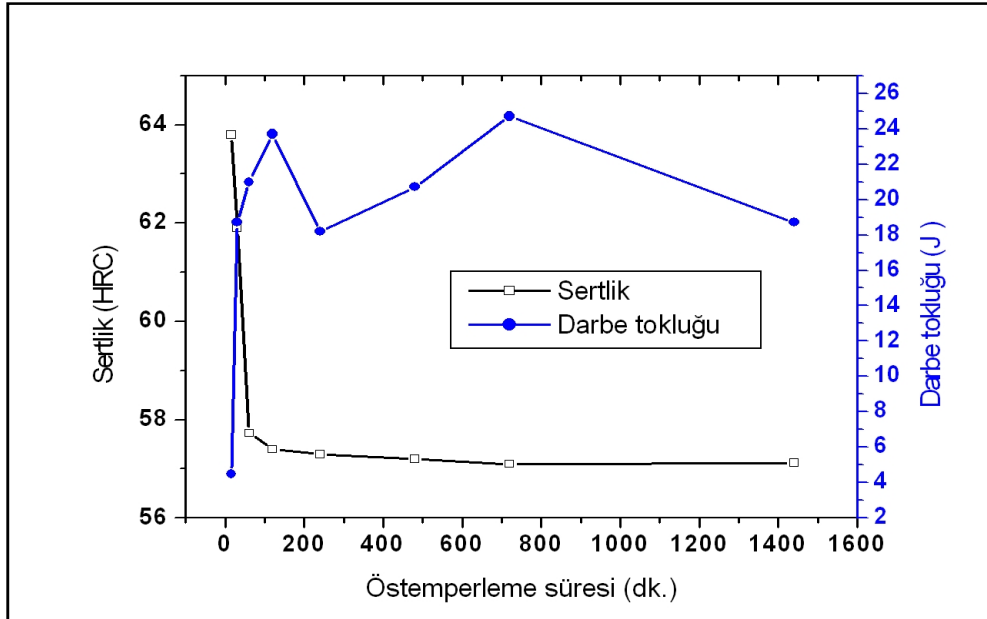
Resim 6.7. Kırılma yüzeylerinin fotoğrafları a) V-çentikli numune b) çentiksiz numune

Şekil 6.4’te 950 °C’de 30 dk. östenitlenmiş, 250 °C, 275 °C ve 300 °C’de östemperlenmiş ve suda suverilmiş çentiksiz numunelerin östemperleme sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi gösterilmektedir. 300 °C’de östemperlenen numunelerin 30 dakikayı geçtikten sonra çok yüksek darbe tokluğu değerleri verdiği görülmektedir ancak sertlik değerleriyle beraber dikkate alındığında, 55 HRC sertlik değeri ile iyi bir kombinasyon oluşturmamaktadır. 250 °C’de östemperlenen numuneler içinde durum aynıdır, çok yüksek sertlik değerlerine rağmen 60 dakikaya kadar çok düşük tokluk değerleri vermektedir.

Sertlik ve tokluk kombinasyonu dikkate alındığında 275 °C’de östemperlemenin daha iyi mekanik özellikler elde etmek için uygun olduğu görülmüştür. Şekil 6.5’te 275 °C’de östemperleme süresine bağlı olarak sertlik ve darbe tokluğu (çentiksiz numuneler için) değişimi gösterilmiştir. En yüksek sertlik değerinin sürecin başında 15 dk. östenitleme süresinde elde edildiği, 30 dakikadan sonra sertliğin çok düştüğü ve beynit dönüşüm reaksiyonunun yavaşlamasıyla 57 HRC – 58 HRC aralığında kaldığı saptanmıştır. Beynit dönüşüm reaksiyonunun yavaşlamasıyla sertlik yaklaşık aynı kalmaktadır. Darbe tokluğu ise ilk 15 dakikada çok düşüktür, sonrasında ise tokluk değeri 30 dakikadan itibaren yaklaşık aynı kalmaktadır. Çizelge 6,3’te östemperleme süresine bağlı sertlik ve darbe tokluğundaki değişim gösterilmektedir.



Şekil 6.4. Östempirleme sıcaklık ve sürelerine bağlı darbe tokluğu değişimi (Çentiksiz numune)



Şekil 6.5. Östempirleme süresine bağlı sertlik ve darbe tokluğu değişimi (östempirleme sıcaklığı 275 °C, çentiksiz numuneler)

Çizelge 6.3. 275 °C’de östemperleme süresine bağlı sertlik ve darbe tokluğu

Östemperleme süresi	15 dk.	30 dk.	1 saat	2 saat	4 saat	8 saat	12 saat	24 saat
Sertlik (HRC)	64	62	58	57	57	58	57	57
Darbe tokluğu (J)	5	19	21	24	18	21	25	19

Çizelge 6.4’te östemperleme süresine bağlı çekme ve akma dayanımı gösterilmiştir. En yüksek çekme dayanımı 275 °C’de 30 dk. östemperlenmiş numunelerde elde edilmiştir, martensitik yapılardan farklı olarak sertlik 58 HRC’e düştüğünde çekme dayanımı da düşmüştür. Yağda suverilmiş ve temperlenmiş numunelerde 50 HRC – 58 HRC arasında % uzamanın düşmesiyle birlikte çekme dayanımı artmış ve 58 HRC’den itibaren tekrar 65 HRC sertliğe kadar % uzama ile birlikte düşmüştür (Sachs ve diğerleri, 1960).

Çizelge 6.4. 275 °C’de östemperleme süresine bağlı çekme ve akma dayanımı

Östemperleme süresi	Küreselleştirilmiş (ısıtılı işlemsiz)	15 dk.	30 dk.	1 saat	24 saat
Çekme dayanımı (MPa)	768	2115	2253	2216	2188
Akma dayanımı (MPa)	656	1271	1388	1713	1697

Martensitik ve beynit + martensitten oluşan dubleks mikroyapının 62 HRC sertlik değerinde yaklaşık aynı çekme dayanımı verdiği görülmüştür. İki aşamalı östenitlemeyle elde edilen beynit + martensit dubleks mikroyapıda, sertlik 57 HRC’den 59 HRC’e çıktığı ve çekme dayanımının ise 2154 MPa’dan 2289 MPa’a çıktığı saptanmıştır (Kar ve diğerleri, 1979). Benzer sonuçlar beynitik yapıyı küçültmeye yönelik ısıtılı işlem öncesi numunelere soğuk deformasyon uygulanmasıyla elde edilmeye çalışılmıştır (Chakraborty ve diğerleri, 2009). Diğer bir çalışmada ise kontrollü termomekanik işlemle bu denenmiştir (Chakraborty ve Mana, 2012). Ancak normal olarak östemperleme ve suverme ile elde edilenden belirgin daha iyi bir çekme dayanımı ve sertlik değeri elde edilememiştir.

Martensitik çeliklerde Hall–Patch bağlantısına göre suverilmiş haldeki martensitin akma dayanımı büyük oranda paket boyutuna bağlıdır ancak temperleme belirgin bir şekilde paket boyutuna bağlılığı azaltmaktadır. Bu sonuç paket sınırlarına karbür çökmesi ve

bunun kendiliğinden temperlenme sonucunda suverilmiş halde martensitte oluşan karbon birikmesinin önlenmesine etki etmesine atfedilmektedir (Thomas ve Krauss, 1976). Beynitik mikroyapıda ise östemperleme sıcaklığına bağlı olarak beynitik yapı boyutunun çekme özellikleri üzerinde etkisi saptanmıştır. M_s sıcaklığının hemen üstünde karbür miktarı çok düşük olan beynitik mikroyapıda beynitik yapı incelmesinin etkisi yapılan çalışmada daha belirgin olarak ortaya konmuştur (Kar ve diğerleri, 1979). Ancak östemperleme sıcaklığı yükseldikçe beynitik yapı boyut etkisinin belirgin bir şekilde ortadan kalktığı ve alt beynitin oluştuğu nispeten yüksek sıcaklıklarda önceki östenit tane boyutunu düşürmenin tokluk üzerinde belirgin etkisinin olduğu saptanmıştır (Chakraborty ve diğerleri, 2008).

Sert tornalamayla ilgili yapılan çalışmalarda sertlikle akma ve çekme dayanımı arasında doğrusal ilişki kurulmuş ve 64 HRC sertliğe kadar sertlikle birlikte arttıkları kabul edilmiştir (Umbrello ve diğerleri, 2004, Poulachon ve diğerleri, 2001). Yapılan testlerde ve daha önce yapılmış çalışmalarda böyle bir ilişki saptanamamıştır.

950 °C’de östenitlenmiş, 275 °C’de 30 dk. süreyle östemperlenmiş ve suda suverilmiş numunede en iyi mekanik özellikler kombinasyonu elde edilmiştir. Hacimce %30 beynit oranına sahip dubleks mikroyapı çok yüksek sertliğin yanında çok iyi tokluk ve çekme dayanımı özelliğini bir arada bulundurmaktadır. Uygun oranda beynit + martensit içeren dubleks mikroyapının yalnız martensitik veya beynitik mikroyapıya kıyasla çok daha iyi mekanik özellikler sergilediği bir çok araştırmacı tarafından ortaya konulmuştur (Chakraborty ve diğerleri, 2008; Kar ve diğerleri, 1979; Li ve Wang, 1993; Tomita ve Okabayashi, 1983; Wen ve diğerleri, 2006; Young ve Bhadeshia, 1994). Dayanım ve tokluğun mükemmel kombinasyonu (59,5 HRC sertlik, 71,39 J darbe ve 5129 MPa bükme dayanımı) GCr15 (AISI 52100) çeliğinde 850 °C’de 10 dk. östenitleme sonrasında 180 °C’de 5dk. bekletme ve sonrasında 240 °C’de 18 dk. bekletildikten sonra yağda oda sıcaklığına soğutulan numunelerin 200 °C’de 1,5 saat temperlenmesiyle hacimce %35 beynit oranına sahip numunelerde elde edilmiştir (Li ve Wang, 1993). Aynı çalışmada M_s ’in altında 180 °C – 220 °C ön suverme ve ardından 240 °C’de östemperlemenin doğrudan 240 °C’de östemperleme ile aynı sonucu verdiğini bulmuşlardır. AISI 52100 çeliğiyle ilgili diğer bir çalışmada ise numuneler 950 °C’de 30 dk. süreyle östenitlenmiş ve 270 °C’de 30 dk. östemperlenmiş ve suda suverilmiş %35 beynit içeren numunelerde en iyi sertlik (~62 HRC), çekme (2250 MPa) ve darbe dayanımı (~53 J) özellikleri elde edilmiştir

(Chakraborty ve diğeri, 2008). AISI 52100 çeliğiyle yapılmış bir başka çalışmada ise 1150 °C’de 1 saat östenitlenen 150 °C yağda 5 dk. suverilen ve oda sıcaklığına soğutulan, tekrar 900 °C’de 20 dk. östenitlenen ve 255 °C’de 1 saat östemperlenen ve oda sıcaklığına suverilen numunelerde 59 HRC sertlikte 2289 MPa çekme dayanımı ve 58 MPa.m^{1/2} düzlemsel gerinimli kırılma tokluğu (K_{IC}) elde edilmiştir (Kar ve diğeri, 1979).

6.2. İşlenebilirlik – Mikroyapı İlişkileri

6.2.1. Sert tornalama deney sonuçlarının değerlendirilmesi

Kesme parametrelerinin her bir beynit hacim oranına göre elde edilmiş deney numuneleri üzerinde kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerine etkileri değerlendirilmiştir.

Kesme kuvvetlerindeki değişim

Deneyler sonucunda bileşke kuvveti oluşturan F_c , F_f ve F_r bileşenleri belirlenmiştir. Değerlendirmelerde; dinamometre yazılımı ölçüm aralığında kararlı bölgedeki kuvvet bileşenlerinin ortalaması alınmıştır.

Beynit hacim oranına (BHO) bağlı kesme kuvvetleri değişimi

0,25 mm kesme derinliği ve toplam 150 mm boyda talaş kaldırma sırasında, uygulanan 4 farklı kesme hızı (60, 80, 100, 120 m/dk.) ve 3 farklı ilerlemede (0,075, 0,1, 0,125 mm/dev) ortalama F_c , F_f , F_r için elde edilen 12 adet ölçümün ortalaması alınmıştır. Çizelge 6.5’te beynit hacim oranına bağlı ortalama kesme kuvvetleri gösterilmektedir. BHO arttıkça ortalama kuvvetler düşmüştür. Beynit hacim oranının artmasıyla birlikte sertliğin düştüğü dikkate alındığında elde edilen sonuçların literatürle örtüştüğü görülmüş, iş parçası sertliğinin artmasıyla birlikte kesme kuvvetlerinin arttığı yapılan çalışmalarla saptanmıştır (Bouacha ve diğeri, 2010; Qian ve Hossan, 2007; Strafford ve Audy, 1997; Tan ve diğeri, 2015; Thiele ve Melkote, 1999).

Çizelge 6.5. Beynit hacim oranına bağlı ortalama kesme kuvvetleri

Beynit hacim oranı (%)	F_c (N)	F_f (N)	F_r (N)
BHO 10	138	90	169
BHO 30	127	65	96
BHO 40	121	57	83
BHO 50	116	53	74

BHO 10 olduğunda mikroyapı, yüksek miktarda martensit (%75), çözünmemiş veya çökelmiş karbür (%1) ve kalıntı östenitten (%14) oluşmaktadır (Bkz. Resim 6.5 (a), Resim 6.6 (a)). Östenitleme sıcaklığının yüksek (950 °C) ve bekleme süresinin (30 dk.) yeterli olması yapıda kabalaşmış ancak çözünmemiş karbür oluşumunu engellemiştir mikroyapı fotoğrafları da bunu doğrulamaktadır (Bkz. Resim 6.5 (b), Resim 6.6 (b)). Çok düşük bekleme süresine (15 dk.) bağlı olarak yapıda ancak çok az miktarda çok ince veya nano karbür çökeldiği görülmektedir. Yapının ağırlıklı olarak martensit ve kalıntı östenitten oluşması suverilmiş ve temperlenmiş yapı ile benzer özellikler gösterdiği değerlendirilmiştir.

BHO 10 olduğunda $F_r > F_c > F_f$ olduğu görülmektedir. Normalde, bitirme işlemi olarak uygulanan sert tornalamada kesme derinliği takımın uç yarıçapından daha küçüktür. Sert tornalamada uç yarıçapının kesme derinliğinden daha büyük olduğu durumda kesme kuvvetlerinin radyal bileşeninin etkili olduğu literatürdeki çeşitli çalışmalarla ortaya konmuştur (Fnides ve diğerleri, 2008; Huang ve Liang, 2005; Karpas ve Özel, 2007; Thiele ve Melkote, 1999; Yallese ve diğerleri, 2009; Zhou ve diğerleri, 2003).

BHO 10 da karşılaşılan kesme kuvvetlerinin radyal bileşeninin diğerlerine oranla daha yüksek olmasının sebebi olarak yapının ağırlıklı olarak taze martensitten oluşması düşünülmektedir. Kalıntı gerilmelerin ve kalıntı östenitin en yüksek olduğu BHO 10 yapı doymamış östenitten dolayı diğer yapılara oranla pekleşme oranı en yüksek olan yapıdır. Pekleşmenin etkisinin en çok radyal kuvvet üzerinde etkili olması beklenen bir durumdur (bileşke kazıma kuvvetinin en yüksek olduğu yön ve elde edilen sonuçlar bunu doğrular niteliktedir). BHO 30, BHO 40 ve BHO 50 yapılarda $F_c > F_r > F_f$ olduğu tespit edilmiş olup literatürdeki çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir (Bouacha ve diğerleri, 2010; Poulachon, diğerleri, 2001).

BHO 10 numunelerin sertliği 64 HRC ve BHO 30 numunelerin sertliği ise 62 HRC dir. Sertlikteki çok az düşüşe karşılık radyal kuvvette %43'lük azalma saptanmıştır. Bu durum mikroyapının (faz hacim oranları, karbür türü, dağılımı ve morfolojisi) etkisinin daha net anlaşılabilmesi için çok önemli bir örnek niteliğindedir. Literatürdeki çalışmalarda da numune mikroyapılarının takım yan yüz aşınması üzerinde etkili oldukları tespit edilmiştir (Poulachon, diğerleri, 2001; Shi ve Liu, 2004b).

BHO 30 ve BHO 10 olan numunelerin darbe tokluğu sırasıyla 19 J ve 5 J olarak bulunmuş aralarındaki fark çok yüksek olmasına karşın, bu durumun kuvvetleri arttırıcı bir etkisi olmamıştır. Aksine aynı sertlikteki beynit + martensitten oluşan yapılarda yalnız martensitten oluşan yapıya oranla aynı kesme hızı ve ilerlemede, daha düşük kesme kuvvetleri elde edilmiştir (Tan ve diğerleri, 2015).

Kesme hızına bağlı kesme kuvvetleri değişimi

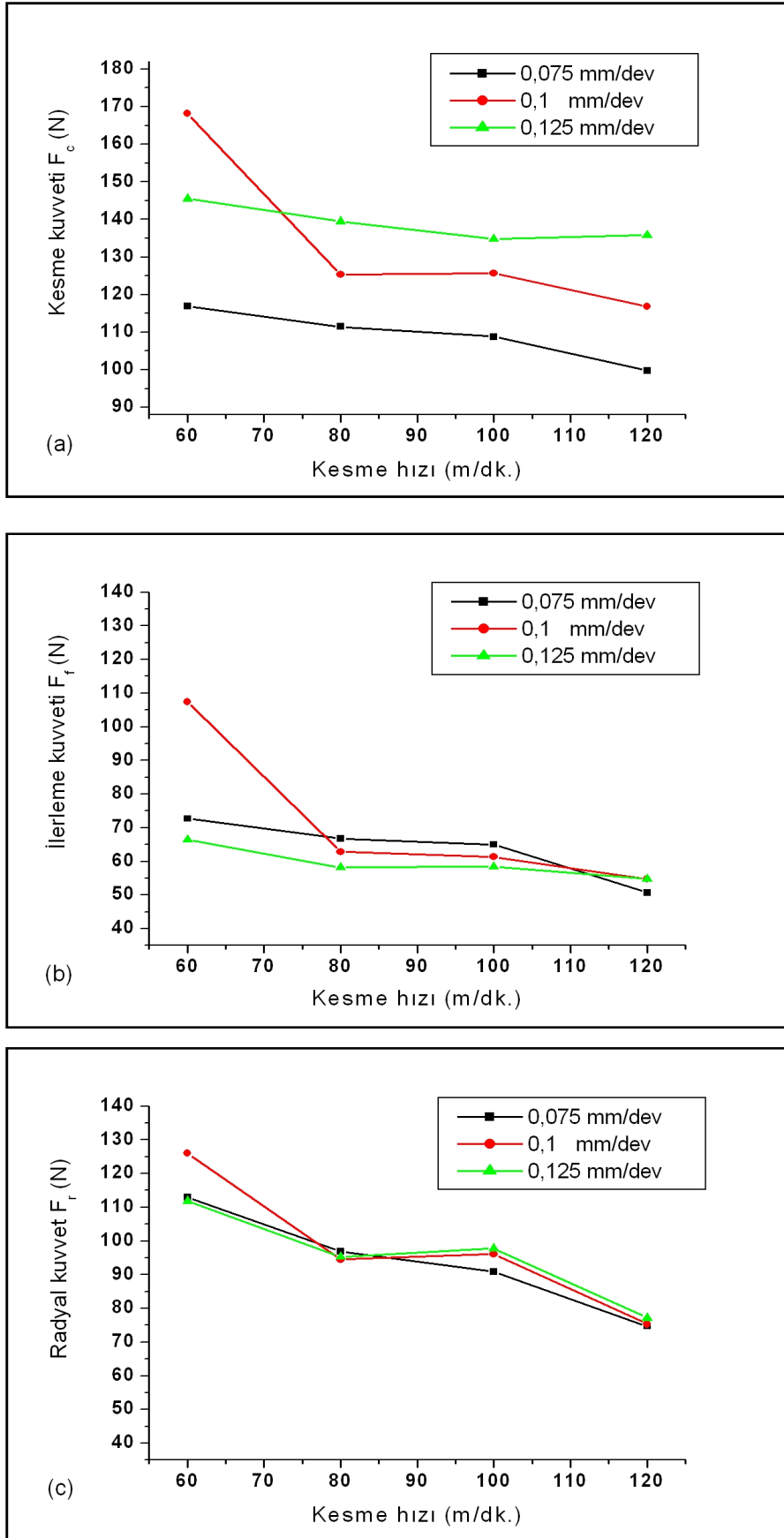
Çizelge 6.6'da kesme hızına bağlı ortalama kesme kuvvetleri F_c , F_f ve F_r değişimi gösterilmektedir. Bütün kesme hızlarında $F_c > F_r > F_f$ olduğu görülmüştür. Benzer sonuçlar literatürde bulunan çalışmalarda da elde edilmiş olup AISI 52100 çeliğinin 60 HRC – 62 HRC sertliğe sahip sert tornalanmasında, artan kesme hızlarına bağlı olarak $F_c > F_r$ olduğu belirlenmiştir (Ramesh ve Melkote, 2008; Yallese ve diğerleri, 2009). Kesme hızının kuvvetler üzerinde büyük bir etkisi saptanamamıştır, genel bir eğilim olarak kesme hızının artmasıyla birlikte kesme kuvvetleri azalmıştır. Bu durum, yapılmış çalışmalarda elde edilen kesme kuvvetlerinde en az etkiye kesme hızının sahip olduğu sonucunu destekler niteliktedir (Bouacha ve diğerleri, 2010).

Çizelge 6.6. Kesme hızına bağlı ortalama kesme kuvvetleri F_c , F_f ve F_r , değişimi
(* BHO 10 dahil edilmemiş)

Kesme hızı (m/dk.)	F_c (N)	F_c (N)*	F_f (N)	F_f (N)*	F_r (N)	F_r (N)*
60	132	130	69	65	102	92
80	127	122	66	60	104	85
100	124	119	67	57	109	83
120	121	115	64	52	106	76

Yapılan çalışmalar değerlendirildiğinde; takım sıcaklığının büyük ölçüde kesme hızından etkilendiğini, kesme derinliğinin ve ilerlemenin sıcaklığa ciddi bir etkisinin olmadığını ortaya koymaktadır (Wang ve Liu, 1999). Düşük kesme hızları seçilmiş olsa bile düşük kesme sıcaklığı ve BUE oluşumu büyük kesme kuvvetlerine sebep olmaktadır. Yüksek kesme hızları yüksek sıcaklıklara neden olmakta, bunun sonucu olarak iş malzemesi yumuşama eğilimi göstermektedir. Bu ve benzer durumlarda kesme kuvvetleri düşme eğilimi gösterir (Ebrahimi ve Moshksar, 2009; Lin ve diğerleri, 2008). Kesme hızı arttıkça BUE oluşum eğilimi azalır (56,5 m/dk. hızda bile BUE görülmemiştir) kesme hızı 176 m/dk. olana kadar hızların kuvvetlere etkisinin bir birine çok yakın olduğu ortaya konmuştur (Bouacha ve diğerleri, 2010). MDN 250 çeliğinin kaplamalı seramik takımlarla sert tornalanması sırasında 144 m/dk. ya kadar kesme hızlarının kuvvetler üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir (Lalwani ve diğerleri, 2008). Literatürde benzer sonuçlar AISI 52100 çeliğinin tornalanmasında 140 m/dk. – 240 m/dk. hızlarda da elde edilmiştir (Qian ve Hossan, 2007). Sert tornalamada düşük kesme hızlarında kesme kuvvetlerinin daha büyük olduğu ve hızın artmasıyla düştüğü çeşitli çalışmalarla ortaya konmuştur (Bouacha ve diğerleri, 2010; Ebrahimi ve Moshksar, 2009; Lin ve diğerleri, 2008; Remadna ve Rigal, 2006; Yallese ve diğerleri, 2009; Yan ve diğerleri, 2005). AISI 52100 çeliğinin sert tornalanmasında, optimum verimlilikle ilgili yapılan çalışmada ideal kesme hızı 120 m/dk. olarak saptanmıştır (Yallese ve diğerleri, 2009).

Şekil 6.6'da BHO 30'da kesme hızına bağlı kesme kuvvetlerinin değişimi gösterilmektedir. Kesme hızının 60 m/dk. olduğu durumda ilerlemenin kesme kuvvetleri üzerinde belirgin bir etkisi gözlenmiştir. Diğer hızlarda ise ilerlemenin belirgin bir etkisi yalnız asıl kuvveti F_c de gözlenmiştir.



Şekil 6.6. BHO 30'da kesme hızına bağlı kesme kuvvetlerinin a) F_c b) F_f c) F_r değişimi

İlerlemeye bağlı kuvvetlerin değişimi

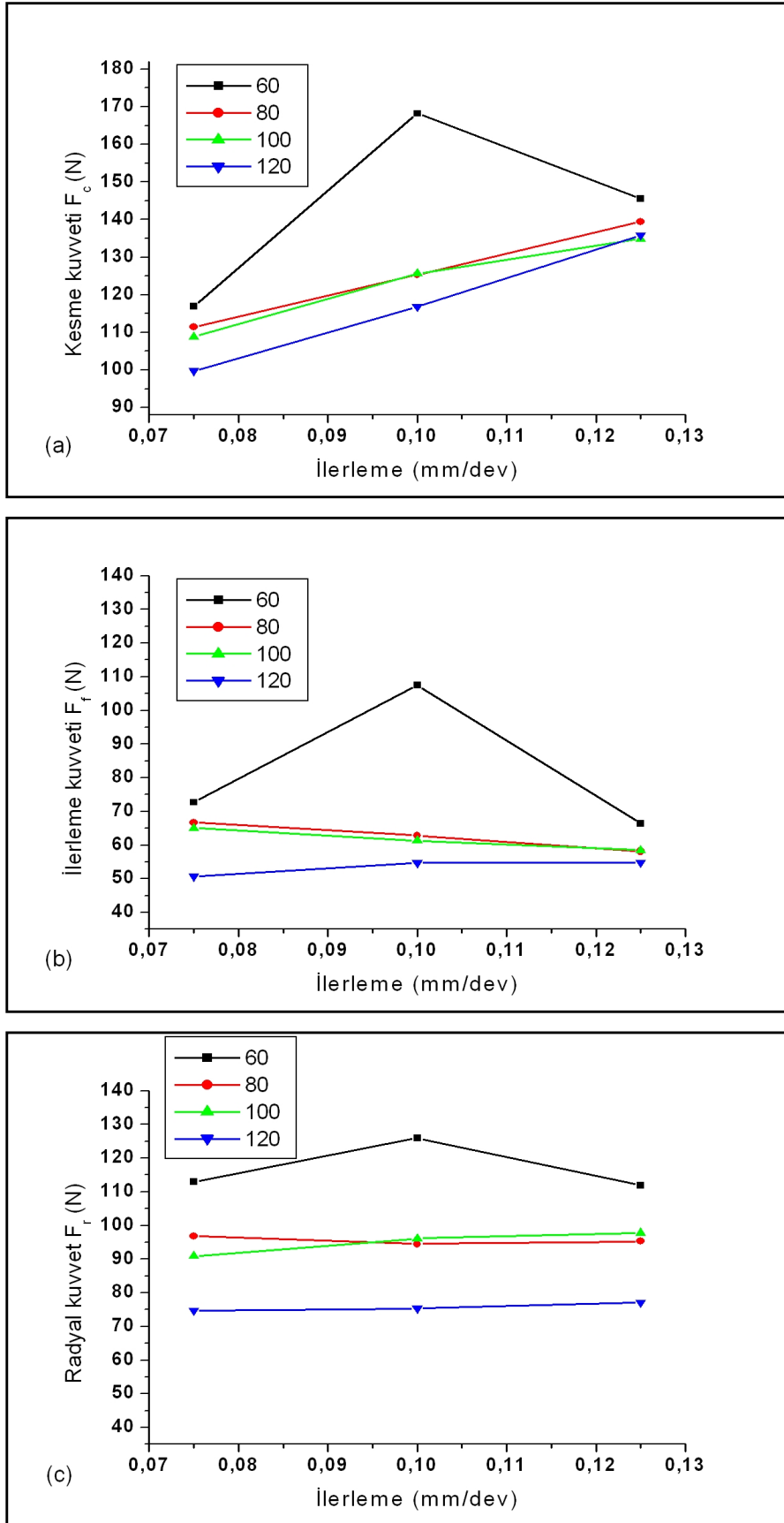
Çizelge 6.7’de ilerlemeye bağlı ortalama kesme kuvvetleri F_c , F_f ve F_r değişimi gösterilmektedir. İlerleme arttıkça kuvvetlerin arttığı ve asıl kesme kuvveti F_c üzerindeki en büyük etkiyi ilerlemenin yaptığı görülmüştür. Bu durum literatürdeki benzer çalışmalarda elde edilen sonuçlarla ortaya konmuştur (Bouacha ve diğerleri, 2010; Qian ve Hossan, 2007; Ramesh ve Melkote, 2008; Yallese ve diğerleri, 2009).

İlerleme 0,075mm/dev’den 0,1 mm/dev’e çıkarıldığında F_r , F_c yaklaşık olarak aynı oranda artmıştır (sırasıyla %16,03 ve %17,94). Literatürde 64 HRC sertlikteki 52100 çeliğinin CBN takım kullanılarak sert tornalanmasında 125 m/dk., 176 m/dk. ve 246 m/dk. kesme hızlarında ve 0,30 mm kesme derinliğinde ilerleme 0,08 mm/dev’den 0,12 mm/dev’e çıktığında ortalama kesme kuvvetinde (F_c) %7,5 artış saptanmıştır (Bouacha ve diğerleri, 2010). Kesme hızlarını arttırmanın kesme kuvvetleri üzerinde ilerleme etkisini düşürdüğü görülmektedir. Ancak AISI 52100 çeliğinde beynit + martensitten oluşan mikroyapıda işlemin hassasiyetinin daha iyi korunabildiği görülmüş, düşük kesme hızlarında bile benzer kesme derinliklerinde ve ilerlemelerde daha düşük kesme kuvvetleri elde edilmiştir.

Çizelge 6.7. İlerlemeye bağlı ortalama kesme kuvvetleri F_c , F_f ve F_r değişimi
(* BHO 10 dahil edilmemiş)

İlerleme (mm/dev)	F_c (N)	F_c (N)*	F_f (N)	F_f (N) *	F_r (N)	F_r (N) *
0,075	108	104	62	57	92	78
0,100	127	123	68	61	107	87
0,125	143	137	69	58	118	88

Şekil 6.7’de BHO 30’da ilerlemeye bağlı kesme kuvvetleri a) F_c , b) F_f , c) F_r değişimi verilmiştir. İlerlemenin en belirgin etkisinin kesme kuvveti F_c üzerinde olduğu görülmektedir. Kesme hızı 60 m/dk. olduğunda ilerleme 0,075 mm/dev’den 0,1 mm/dev’e çıktığında kesme kuvvetleri artmış ve 0,125 mm/dev de tekrar azalmıştır. Bu durum AISI 52100 çeliğinin sert tonalanmasında kesme hızı olarak 60 m\dk. nın uygun olmadığını göstermektedir.

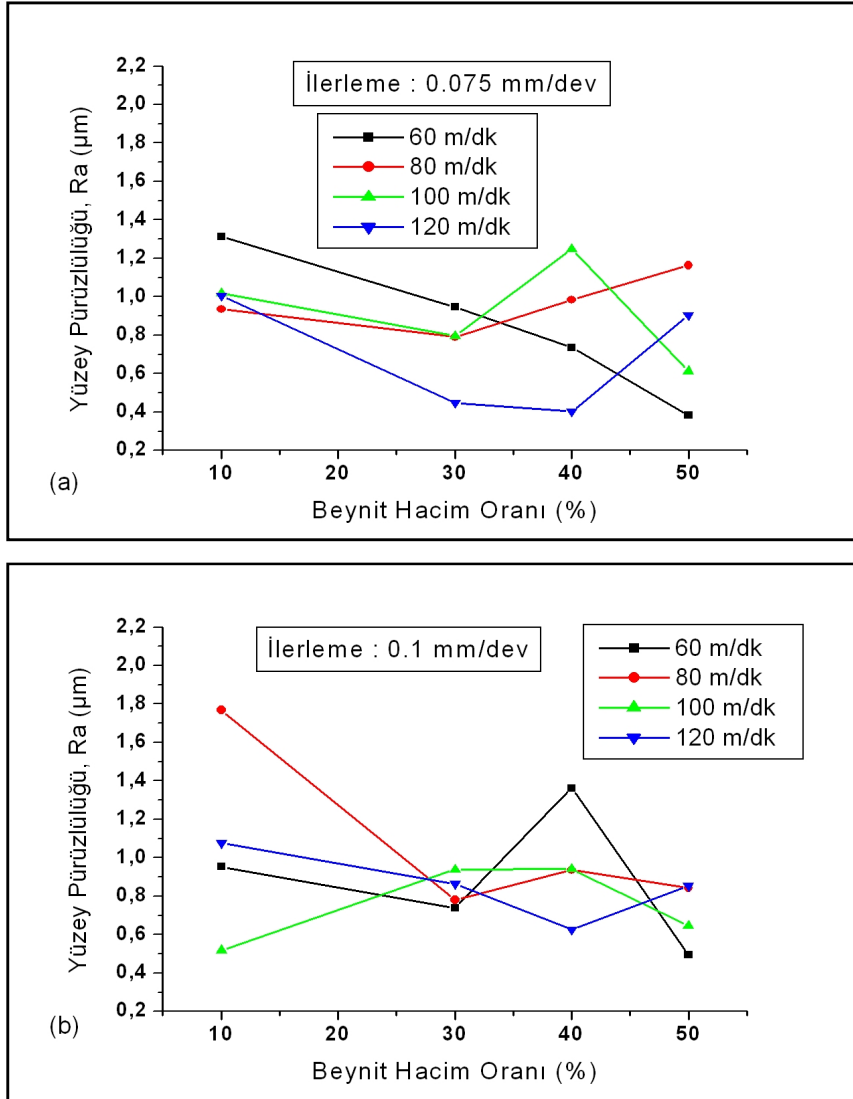


Şekil 6.7. BHO 30’da ilerlemeye bağlı kesme kuvvetlerinin a) F_c b) F_f c) F_r değişimi

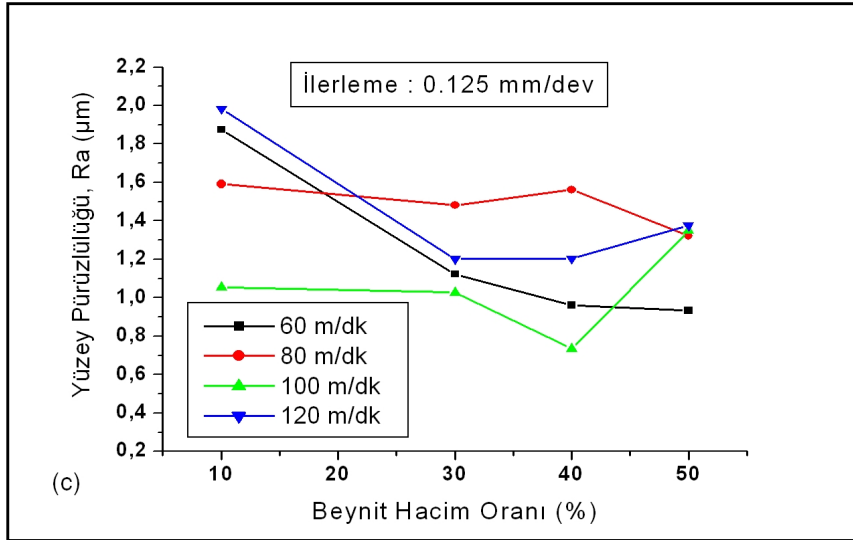
Ortalama yüzey pürüzlülüğündeki (Ra) değişim

Beynit hacim oranına bağlı Ra değişimi

Şekil 6.8’de Beynit hacim oranına bağlı yüzey pürüzlülüğünün değişimi gösterilmiştir. BHO artışıyla yüzey pürüzlülüğü arasında doğrusal bir ilişki saptanamamıştır. En düşük Ra değeri 0,38 μm , 0,075 ilerleme, BHO 50 ve 60 m/dk. kesme hızında elde edilmiştir. En yüksek Ra değeri 1,98 μm , 0,125 ilerleme, BHO 10 ve 120 m/dk. kesme hızında elde edilmiştir. Deneylerin genelinde Ra değeri 1,02 μm olarak saptanmıştır.



Şekil 6.8. Beynit hacim oranına bağlı yüzey pürüzlülüğünün değişimi



Şekil 6.8. (devam) Beynit hacim oranına bağlı yüzey pürüzlülüğünün değişimi

Çizelge 6.8 BHO'ya bağlı Ra değişimini göstermektedir. Bu çizelgede beynit hacim oranı arttıkça Ra'nın düştüğü görülmektedir. BHO 30 olduğunda BHO 40'dan daha iyi ve BHO 50'ye yakın Ra değeri elde edilmiştir. Çok yüksek sertlik farkına rağmen elde edilen sonuç BHO 30 olan mikroyapının homojen olduğunu ve sert tornalanmaya çok iyi tepki verdiğini göstermektedir.

Çizelge 6.8. Beynit hacim oranına bağlı ortalama yüzey pürüzlülüğündeki (Ra) değişim

Beynit hacim oranı (%)	Ra (μm)
BHO 10	1,26
BHO 30	0,93
BHO 40	0,97
BHO 50	0,91

Kesme hızına bağlı Ra değişimi

Çizelge 6.9'da kesme hızına bağlı Ra değişimi gösterilmektedir. Kesme hızına bağlı Ra değişimi incelendiğinde artan kesme hızıyla Ra'nın önce arttığı, sonra azaldığı görülmektedir. 58 HRC – 60 HRC sertlikte AISI 52100 çeliği sert tornalandığında kesme hızı 110m/dk. dan 150 m/dk. ya yükseldiğinde artışın Ra üzerinde belirgin bir etkisi saptanmamıştır, daha yüksek hızlarda (175 m/dk.) en iyi Ra değeri olan 0,75 μm elde edilmiştir (Diniz ve diğerleri, 2003). 60 HRC sertlikte AISI 52100 çeliğinin sert

tornalanması çalışmasında kesme hızı 90 m/dk. dan 180 m/dk. ya çıktığında Ra değeri 0,08 ilerlemede, 0,23 μm 'den 0,18 μm 'ye düşmüştür. 0,2 ilerlemede ise 1,08 μm 'den 0,88 μm 'ye düşmüştür (Yallese ve diğerleri, 2009). Bu sonuçlardan da anlaşılabacağı üzere Ra değeri ilerlemeye daha fazla duyarlıdır.

Çizelge 6.9. Kesme hızına bağlı Ra değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş)

Kesme hızı (m/dk.)	Ortalama Ra (μm)	Ortalama Ra (μm)*
60	0,98	0,85
80	1,18	1,10
100	0,91	0,92
120	0,99	0,88

İlerlemeye bağlı Ra değişimi

Çizelge 6.10'da ilerlemeye bağlı Ra değişimini gösterilmektedir. İlerleme arttıkça ortalama yüzey pürüzlülüğü Ra değeri artmıştır.

Çizelge 6.10. İlerlemeye bağlı Ra değişimi (* BHO 10 dahil edilmemiş)

İlerleme (mm/dev)	Ortalama Ra (μm)	Ortalama Ra (μm)*
0,075	0,86	0,78
0,100	0,90	0,84
0,125	1,30	1,20

Talaş oluşumu

BHO 30, BHO 40 ve BHO 50 olan numunelerde farklı kesme hızlarında ve ilerlemelerde benzer talaş yapılarıyla karşılaşmıştır (Resim 6.8). Dubleks mikroyapıda sertlik 50 HRC'nin üstünde olmasına rağmen tek fazdan oluşan çeliklerde 50 HRC'e kadar çelik sertliklerinde önerilen kesme mekanizmalarının etkin olduğu düşünülmektedir. Tek fazlı çeliklerde üç tip kesme mekanizması görülmüştür. Çeliğin sertliği 10 HRC – 50 HRC arasında olduğunda, sertlik arttığında kesme hızının düşmesiyle sürekli talaş oluşur (Chao ve Trigger, 1955; Eda ve diğerleri, 1980; Matsumoto ve diğerleri, 1987). Bu aralıkta çeliğin sertliğindeki artışın talaş/takım arayüzeyinin sıcaklığını arttırması çeliğin

yumuşamasına sebep olur. Bu etki tornalamada kesme düzlemi açısının artmasına neden olur bu da talaş/takım temas alanını düşürecek şekilde talaş kalınlığını düşürür. Her iki faktör de kesme kuvvetlerinin düşmesine sebep olur. Yumuşak malzeme tornalandığında kesme bölgesinde plastik deformasyon baskındır ve harcanan enerjinin malzemenin çekme dayanımıyla kontrol edildiği düşünülmektedir (Poulachon ve diğerleri, 2001).



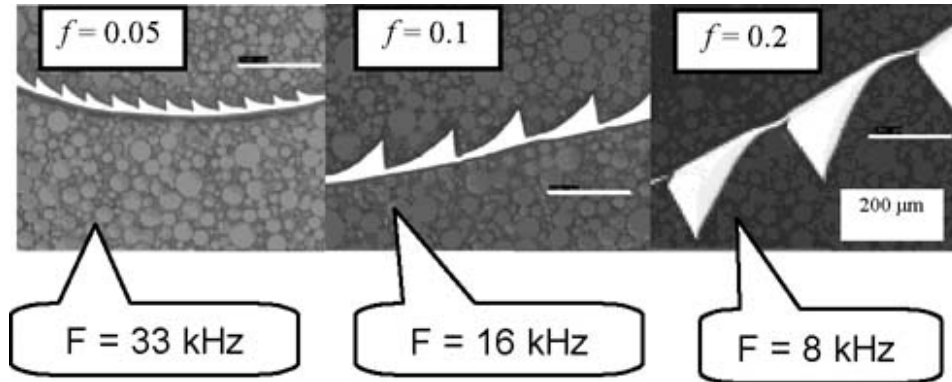
Resim 6.8. Beynit hacim oranına bağlı talaş oluşumu a) BHO 30 b) BHO 40 c) BHO 50

Dubleks mikroyapıda beynit hacim oranının çok düşük olduğu BHO 10 olan numunelerde, çok yüksek kararsız östenit, taze martensit ve çok düşük karbür içeriği nedeniyle talaş oluşumu tek bir fazdan oluşan ve sertliği 50 HRC'nin üstünde olan çelikler gibidir (Resim 6.9). Malzeme sertliği 50 HRC'yi geçtiğinde talaşın tekrar kesilmesi görülür ve kesme kuvvetleri artar (Komanduri ve Brown, 1981; Komanduri ve diğerleri, 1982; Narutaki ve Yamane, 1979; Poulachon ve diğerleri, 2001). Sertlikteki artışla beraber kesme düzlemi açısı artar ve talaş kalınlığı düşer. Talaş büyük ölçüde deforme olur ve oluşan ısının çoğu talaşa geçer. Talaşın bölgesel kesme bandında yüksek sıcaklık bölgesi gelişir. Sertlik arttığında iki çelişen faktör kesme mekanizmasını etkiler. Birincisi çeliğin sertliğinin artmasına bağlı olarak akma dayanımındaki artıştır, ikincisi yüksek kesme sıcaklığına bağlı akma dayanımı düşmesidir. Sertlik arttığında malzeme daha gevrek ve daha az enerji gerektirir. Daha sert malzeme işlendiğinde kırılma gerinimi düşer, düşüş belirli bir sınırın altına indiğinde kırılma baskın olur ve kesme alanında aralıklı olarak yoğun kesme meydana gelir. Bu durumda takımındaki sıcaklık artmak yerine düşmeye başlar. Sertlik ve kesme hızının takım aşınması üzerine etkileri birleştirildiğinde iki parametrenin eşit etkisinin talaş morfolojisi içinde geçerli olduğu görülmüştür (Poulachon ve diğerleri, 2001).

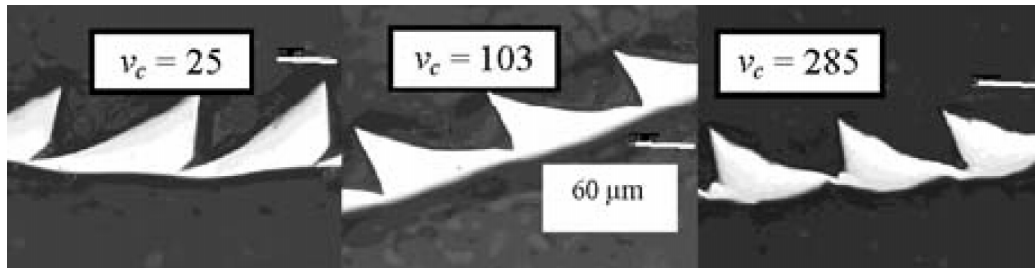


Resim 6.9. BHO 10 numunelerde oluşan talaş

AISI 52100 çeliğinin sert tornalanmasında talaş morfolojisi her zaman testere dişi şeklindedir. İlerleme ve kesme hızlarındaki değişimler talaş tipinde değişim meydana getirmemiştir (Resim 6.10, Resim 6.11).



Resim 6.10. İlerlemeye bağlı talaş morfolojisi değişimi, f (mm/dev), kesme hızı (V_c) = 100 m/dk. (Poulachon ve diğerleri, 2001)



Resim 6.11. Kesme hızına bağlı talaş morfolojisi değişimi V_c (m/dk.), $f = 0,1$ mm/dev (Poulachon ve diğerleri, 2001)

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada AISI 52100 rulman çeliğinde ısıtıl işlem parametrelerinin hassas kontrolü ile beynit + martensit dubleks yapıların üretilmesi, mekanik özellikler, kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkisi araştırılmıştır. Uygulanabilir östenitleme sıcaklık ve süresinin tespiti için 25 mm çapında ve 200 mm boyunda temin edilen küreselleştirilmiş mikroyapıdaki AISI 52100 çeliğinden üretilmiş numuneler kullanılmıştır. Çalışmada elde edilen önemli bulgular aşağıda özetlenmiştir:

- Rulman uygulamaları için gerekli sertlik değerini (~62 HRC) sağlayan östenitleme sıcaklık ve süresi olarak 950 °C ve 30 dk. saptanmıştır.
- Östempereleme sıcaklık ve süresinin tespitine yönelik çalışmada ise 275 °C östempereleme sıcaklığının ve 30 dk. sürenin en iyi mekanik özellikleri sağladığı tespit edilmiştir.
- BHO 10, BHO 30, BHO 40 ve BHO 50 olan numuneler, 950 °C’de 30 dk. süreyle östenitlemenin ardından 15 dk. ile 24 saat arasında sürelerde 275 °C’de tuz banyosunda östempereleme ve suda suverme ile elde edilmiştir.
- Dört farklı beynit hacim oranına sahip numunelere sabit kesme derinliğinde (0,25 mm), 4 farklı kesme hızı 60, 80, 100, 120 m/dk. ve 3 farklı ilerleme 0,075, 0,1, 0,125 mm/dev’de sert tornalama uygulanmıştır. İşleme parametrelerinden kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkileri araştırılmıştır. Deneysel çalışmalarda ~775 gr ağırlığındaki numuneler kullanılmıştır. Kullanılan ısıtıl işlem sistemi ve sarf malzemeler tamamen endüstriyel olarak kullanılan malzemeler ile aynı yapıdadır.
- 950 °C ve 30 dk. östenitlenen, 275 °C’de 30 dk. süreyle östemperelenen ve suda suverilen numunelerde (BHO 30) ~62 HRC sertlik, 19 J darbe tokluğu ve 2253 MPa çekme dayanımı elde edilmiştir. Dubleks mikroyapıların kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkilerinin saptanması amacıyla dört farklı beynit hacim oranına sahip numunelere uygulanan sert tornalama sonucunda; kesme kuvvetleri üzerindeki en büyük etkiyi BHO değişiminin yaptığı görülmüştür. BHO arttıkça asıl kesme kuvveti (F_c), ilerleme kuvveti (F_f) ve radyal kuvvet (F_r) azalmıştır. Kesme kuvvetlerinin sertlikten daha çok mikroyapıdaki faz hacim oranlarına ve morfolojilerine bağlı olduğu saptanmıştır.

- BHO artışıyla yüzey pürüzlülüğü arasında doğrusal bir ilişki saptanamamıştır.
- En düşük ortalama yüzey pürüzlülük değeri (R_a) 0,38 μm , 0,075 mm/dev ilerleme, BHO %50 ve 60 m/dk. kesme hızında elde edilmiştir. En yüksek R_a değeri 1,98 μm , 0,125 mm/dev ilerleme, BHO %10 ve 120 m/dk. kesme hızında elde edilmiştir.
- Ortalama yüzey pürüzlülük değeri (R_a) ile ilerleme arasında doğrusal bir ilişki saptanmıştır.
- En iyi mekanik özellikler kombinasyonu sağlayan (62 HRC sertlik, 2253 MPa çekme dayanımı ve 19 J darbe tokluğu) BHO 30 numunelerinde 0,25 mm sabit kesme derinliğinde 120 m/dk. kesme hızı ve 0,075 mm/dev ilerlemenin olduğu sert tornalama koşullarında en düşük 99,6 N asıl kesme kuvveti (F_c), 74,69 N radyal kuvvet (F_r) ve 0,45 μm ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri (R_a) elde edilmiştir.
- Yapılan çalışmalarda endüstriyel üretimdeki malzeme ve işlenebilirlik maliyetleri göz önünde bulundurulmuştur. Bu amaçla rulman üretiminde en yaygın olarak kullanılan ve ekonomik olan AISI 52100 çeliği rulman malzemesi ve işlenebilirlik içinde en kolay ulaşılan ve ucuz olan takımlar tercih edilmiştir.
- AISI 52100 çeliğinden üretilen beynitik martensitik dubleks mikroyapıların sert tornalanmasında elde edilen kesme kuvvetleri değerleri, literatürdeki çalışmalarla karşılaştırıldığında aynı malzemeden üretilen ve aynı mekanik özelliklere sahip ancak çok daha pahalı takımlarla sert tornalanan malzemelerin kesme kuvvetlerinden önemli ölçüde düşük olduğu gözlenmiştir.

7.2. Öneriler

Araştırmacılar halen Hall–Patch bağlantısından hareketle, çok ince taneli yapılar üretmek için M_s sıcaklığının üst sınırına yakın östemperleme sıcaklıklarında, özel tasarladıkları yüksek silisli alaşımlarla günler süren uzun bekleme sürelerinde, karbürsüz çok ince beynitik yapılar üretmeye veya bu amaca hizmet edecek veriler elde edebilmek için çalışmalar yapmaktadırlar. Yapmış olduğumuz çalışmalar göstermiştir ki ısıtma işlem parametrelerinin hassas kontrolü ile uygun oranda beynit + martensit içeren dubleks mikroyapılar üretmek yalnız martensitik veya beynitik mikroyapıya kıyasla çok daha iyi mekanik özellikler elde etmeyi sağlamaktadır. Yeni çelik kaliteleri geliştirmektense bilinen

kaliteleri iyileştirmek için sistemli ısıtma işlem çalışmaları yapılmalı ve endüstride uygulanabilirlikleri üzerinde durulmalıdır.

İzotermal bekleme ile elde edilen dubleks yapıların sürekli soğuma hattı üzerinde üretilmesine çalışılmalıdır. Bu amaca yönelik yeni ısıtma işlem sistemleri önerilmeli ve geliştirilmeye çalışılmalıdır.

Tamamen tek bir sert fazdansa yumuşak bir fazı çevreleyen sert fazdan oluşan dubleks mikroyapıların işlenebilirlik üzerine etkileri daha geniş bir şekilde araştırılabilir. Bu amaçla takım aşınması ve takım ömrü üzerine farklı takımlar karşılaştırılarak çalışmalar ilerletilebilir. Sert tornalamada kesme kuvvetleri ve sıcaklık modellemesi yapılabilir. Yağlama ve soğutma yöntemleri denenebilir. Farklı bağlama aparatları geliştirilebilir ve elde edilen hassasiyetin etkileri araştırılabilir. LAM gibi yeni metodlar dubleks mikroyapılar üzerinde denenebilir.

Elde edilen sonuçların daha iyi anlaşılabilmesine yönelik TEM, APT kullanılarak bulgular farklı boyutlarıyla ortaya konabilir.

Taşlama ile ilgili çalışmalar; farklı beynit hacim oranlarına sahip dubleks yapıdaki (AISI 52100 çelik malzeme) malzemelere farklı sonlandırma işlemleri (taşlama başta olmak üzere) ve ezme işlemleri uygulanarak rulman yapımında ideal malzeme tespiti bu çerçevede değerlendirilebilir.

KAYNAKLAR

- Aaronson, H. I. (1969). *The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids*. London: The Institute of Metals, 270–281.
- Aaronson, H. I. (1974). Observations on interphase boundary structure. *Journal of Microscopy*, 102(3), 274–300.
- Aaronson, H. I. (1993). Atomic Mechanisms of Diffusional Nucleation and Growth and Comparisons with Their Counterparts in Shear Transformations. *Metallurgical Transactions A*, 24(A), 241–276.
- Aaronson, H. I., Domain, H. A., and Pound, G. M. (1966). Thermodynamics of the Austenite–Proeutectoid Ferrite Transformation. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 236, 768–780.
- Aaronson, H. I., Laird, C., and Kinsman, K. R. (1970). *Phase Transformations*. Metals Park, Ohio: ASM, 313.
- Aaronson, H. I., Plichta, M. R., Franti, G.W., and Russell, K. C. (1978). Precipitation at interface boundaries. *Metallurgical Transactions*, 9A, 363–371.
- Aaronson, H. I., Purdy, G. R., Malakhov, D. V., and Reynolds Jr., W. T. (2001). Tests of the Zener Theory of the Incomplete Transformation Phenomenon in Fe–C–Mo Alloys. *Scripta Materialia*, 44(10), 2425–2430.
- Aaronson, H. I., Rigsbee, J. M., Muddle, B. C., and Nie, J. F. (2002a). Aspect of the surface relief definition of bainite. *Scripta Materialia*, 47, 207–212.
- Aaronson, H. I. and Russell, K. C. (1982). *Proceeding International Conference Solid–Solid Phase Transformations*, Warrendale, PA: TMS–AIME, pp. 371.
- Aaronson, H. I., Spanos, G., and Reynolds Jr, W.T. (2002b). A progress report on the definitions of bainite. *Scripta Materialia*, 47, 139–144.
- Aaronson, H. I. and Well, C. (1956). Bainite Reaction in a Plain Carbon Steel, *Transactions AIME*, 206, 1216–1217.
- Abudaia, F. B. (2006). On the stabilization of retained austenite. *Journal of Engineering Research*, 5, 48–58.
- Abukhshim, N. A., Matinvenga, P. T. and Sheikh, M. A. (2005). Investigation of heat partition in high speed turning of high strength alloy steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45, 1687–1695.
- Andreev, G. Ya., Kushakov, V. I., and Chernikova, I. E. (1976). The effect of rapid heating on the properties of ShKh15 steel in assembling rolling bearing units. *Chemical and Petroleum Engineering*, 12, 809–812.

- Akbasoglu, F.C. and Edmonds, D. V. (1990). Rolling Contact Fatigue and Fatigue Crack Propagation in 1C–1.5Cr Bearing Steel in the Bainitic Condition. *Metallurgical Transactions A.*, 21(A), 889–893.
- Amanov, A., Cho, I. S., Park, I. G., and Pyun, Y. S. (2016). The migration of spheroidal cementite towards the surface in nanostructured AISI 52100 steel. *Materials Letters*, 174, 142–145.
- Amey, C.M., Huang, H., Rivera–Diaz–del–Castillo, P.E.J. (2012). Distortion in 100Cr6 and nanostructured bainite. *Materials and Design*, 35, 66–71.
- Andersson–Drugge, I. –M. and Lund, T. (1993). A Ferritic–Pearlitic Steel with Eutectoid Composition. Hoo, J. J. C (Ed). *Creative Use of Bearing Steels*. Philadelphia. ASTM, pp. 171–184.
- Ando, T. and Krauss, G. (1981). The Effect of Phosphorus Content on Grain Boundary Cementite Formation in AISI 52100 Steel. *Metallurgical Transactions A.*, 12(A), 1283–1290.
- Andreev, G. Y., Kushakov, V. I., and Chernikova, I. E. (1976). The effect of rapid heating on the properties of ShKh15 steel in assembling rolling bearing units. *Chemical and Petroleum Engineering*, 12, 809–812.
- Anoop, A. D., Sekhar, A. S., Kamaraj, M., Gopinath, K. (2015). Numerical evaluation of subsurface stress field under elastohydrodynamic line contact for AISI 52100 bearing steel with retained austenite. *Wear*, 330–331, 636–642.
- Aramcharoen, A. and Mativenga, P. T. (2008). White layer formation and hardening effects in hard turning of H13 tool steel with CrTiAlN and CrTiAlN/MoST–coated carbide tools. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 36, 650–657.
- Arizmendi, P. and Fernandez, D. (2002). Effect of tool wear on roughness in hard turning. *Annals of CIRP*, 51(1), 57–60.
- Arsecularatne, J. A., Zhang, L. C., Montross, C., and Mathew, P. (2006). On machining of hardened AISI D2 steel with PCBN tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 171, 244–252.
- Aslan,E., Camuscu, N., and Birgoren, B. (2007). Design optimization of cutting parameters when turning hardened AISI4140 steel (63HRC) with Al₂O₃ + TiCN mixed ceramic tool. *Materials and Design*, 28, 1618–1622.
- Attanasio, A., Umbrello, D., Cappellini, C., Rotella, G., and M’Saoubi, R. (2012). Tool wear effects on white and dark layer formation in hard turning of AISI 52100 steel. *Wear*, 286–287, 98–107.
- Aylen., J. (2010). Open versus closed innovation: development of the wide strip mill for steel in the United States during the 1920s. *R & D Management*, 40,67–80.

- Bamberger, E. N. (1970). *Effect of materials–metallurgy viewpoint, Interdisciplinary approach to the lubrication of concentrated contacts*. (Report No. SP-237). Washington: NASA.
- Bamberger, E. N. (1980). *Materials for rolling element bearings, Bearing Design–Historical Aspects, Present Technology and Future Problems*. In W. J. Anderson (Ed.), San Antonio: ASME, pp.1–46.
- Bao, L. L., Huo, C. F., Deng, C. M., and Li, Y. W. (2009). Structure and stability of the crystal Fe_2C and low index surfaces. *Journal of Fuel Chemistry and Technology*, 37, 104–108.
- Bapat, P. S., Dhikale, P. D., Shinde, S. M., Kulkarni, A. P., and Chinchani, S. S. (2015). A Numerical Model to Obtain Temperature Distribution during Hard Turning of AISI 52100 Steel. *Materials Today: Proceedings*, 2, 1907–1914.
- Barford, J. and Owen, W. S. (1962). The effect of austenite grain size and temperature on the rate of the bainite transformation. *Metal Science and Heat Treatment*, 4, 359–360.
- Barrow, A. T. W. and Rivera–del–Castillo, P. E. J. (2011). Nanoprecipitation in bearing steels. *Acta Materialia*, 59, 7155–7167.
- Barrow, A.T.W., Kang, J. H., Rivera–Di’az–del–Castillo, P.E.J. (2012). The $\varepsilon \rightarrow \eta \rightarrow \theta$ transition in 100Cr6 and its effect on mechanical properties. *Acta Materialia*, 60, 2805–2815.
- Barry, J. and Byrne, G. (2001). Cutting tool wear in the machining of hardened steels Part II: cubic boron nitride cutting tool wear. *Wear*, 247, 152–160.
- Bartarya, G. and Choudhury, S. K. (2012). State of the art in hard turning. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 53, 1–14.
- Basu, A., Mohan, B., and Chandra, T. (1993). Development of a model to predict surface roughness during machining of high-strength low alloy (HSLA) steels. *Transactions of Mechanical Engineering, Institution of Engineers, Australia*, ME18(3), 183–188.
- Batte, A. D. and Honeycombe, R. W. K. (1973). Precipitation of Vanadium Carbide in Ferrite. *Journal of Iron and Steel Institute*, 211(4), 284–289.
- Becker, P. C. (1981). Microstructural changes around non–metallic inclusions caused by rolling–contact fatigue of ball–bearing steels. *Metals Technology*, 8, 234–243.
- Beswick, J. (1984). Effect of prior cold work on the martensite transformation in SAE 52100. *Metallurgical Transactions A.*, 15(A), 299–306.
- Beswick, J. (1987). The effect of chromium in high carbon bearing steels. *Metallurgical Transactions A.*, 18(A), 1897–1906.
- Beswick, J. M. (1988). The effects of alloying elements in high carbon bearing steels. *Ball Bearing Journal*, 231, 2–11.

- Beswick, J. (1989). Fracture and fatigue crack propagation properties of hardened 52100 steel. *Metallurgical Transactions A.*, 20(A), 1961–1973.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1980). The lower bainite transformation and the significance of carbide precipitation. *Acta Metallurgica*, 28, 1103–1114.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1981a). The driving force for martensitic transformation in steels. *Metal Science*, 15, 175–177.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1981b). Thermodynamic extrapolation and the martensite–start temperature of substitutionally alloyed steels. *Metal Science*, 15, 178–180.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1981c). A Rationalisation of Shear Transformations in Steels. *Acta Metallurgica*, 29, 1117–1130.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1982). A thermodynamic analysis of isothermal transformation Diagrams. *Metal Science*, 16, 159–165.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1983). Carbon content of retained austenite in quenched steels. *Metal Science*, 17, 151–152.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1989). Theoretical analysis of changes in cementite composition during the tempering of bainite. *Materials Science and Technology*, 5, 131–137.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1997). Recrystallisation of Practical Mechanically Alloyed Iron–Base and and Nickel–Base Superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 223, 64–77.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1999). The bainite transformation: unresolved issues. *Materials Science and Engineering A.*, 273–275: 58–66.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2001a). *Bainite in steels*. London: The Institute of Materials.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2001b). Martensitic Transformations: Crystallography and Nucleation. In K. Buschow, R. W. Cahn, M. C. Flemings, B. Iischer, E. J. Kramer and S. Mahajan (Eds.), *Encyclopedia of Materials Science: Science and Technology*. Elsevier Science, pp. 5203–5206.
- Internet: Bhadeshia, H. K. D. H. (2002). Martensite in steels. Material Science & Metallurgy Cambridge University
URL: <https://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/C9/lectures45.pdf>, Son Erişim Tarihi: 19.02.2017.
- Bhadeshia, H.K.D.H. (2004). Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation. *Materials Science and Engineering A.*, 378, 34–39.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). Nanostructured bainite. *Proceedings of the royal society A*. 466, 3–18.

- Bhadeshia, H. K. D. H. (2012). Steels for bearings. *Progress in Material Science*, 57, 268–435.
- Bhadeshia, H. K. D. H. and Edmonds, D. V. (1979). The Bainite Transformation in a Silicon Steel. *Metallurgical Transactions A*, 10(A), 895–907.
- Bhadeshia, H. K. D. H. and Edmonds, D. V. (1980). The mechanism of bainite formation in steels. *Acta Metallurgica*, 28, 1265–1273.
- Bhadeshia, H. K. D. H. and Harada, H. (1993). High-strength (5GPa) steel wire an atom-probe study. *Applied Surface Science*, 63, 328–333.
- Bhadeshia, H. K. D. H. and Honeycombe, R. W. K. (2006). *Steels: Microstructure and Properties* (3rd edition). Oxford: Butterworth–Heinemann, pp. 96.
- Bhadeshia, H. K. D. H. and Waugh, A. R. (1982). Bainite: An atom probe study of the incomplete reaction phenomenon. *Acta Metallurgica*, 30, 775–784.
- Bicek, M., Dumont, F., Courbon, C., Pusavec, F., Rech, J., Kopac, J. (2012). Cryogenic machining as an alternative turning process of normalized and hardened AISI 52100 bearing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 212, 2609–2618.
- Bina, M. H., Dini, G., Vaghefi, S. M. M., Saatchi, A., Raeissi, K., Navabi, M. (2009). Application of homogenization heat treatment to improve continuous-annealing furnace roller fractures. *Engineering Failure Analysis*, 16, 1720–1726.
- Bjorhovde, R. (2004). Development and use of high performance steel. *Journal of Constructional Steel Research*, 60, 393–400.
- Bohemen, S. C. M., Kamp, A., Petrov, R. H., Kestens, L. A. I., and Sietsma, J. (2008). Nucleation and variant selection of secondary α plates in a β Ti alloy. *Acta Materialia*, 56(20), 5907–5914.
- Bosheh, S. S. and Mativenga, P. T. (2006). White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46, 225–233.
- Bouacha, K., Yallese, Y. A., Mabrouki, T., and Rigal, J. F. (2010). Statistical analysis of surface roughness and cutting forces using response surface methodology in hard turning of AISI 52100 bearing steel with CBN tool. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 28, 349–361.
- Bradley, J. R., Rigsbee, J. M., and Aaronson, H. I. (1977). Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe–C Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 8(2), 323–333.
- Brandis, H., Berentzen, F., Engineer, S., and Schmidt, W. (1984). Development of a new ball bearing steel. *Harterei-technische Mitteilungen*, 39, 173–179.

- Brown, E. L. and Krauss, G. (1986). Retained Carbide Distribution in Intercritically Austenitized 52100 Steel. *Metallurgical Transactions A*, 17, 31–36.
- Bruni, C., Forcellese, A., Gabrielli, F., and Simoncini, M. (2008). Hard turning of an alloy steel on a machine tool with a polymer concrete bed. *Journal of Materials Processing Technology*, 202, 493–499.
- Caballero, F. G. and Bhadeshia, H.K.D.H. (2004). Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8, 251–257.
- Caballero, F. G., Garcia-Junceda, A., Capdevila, C., and Garcia de Andres, C. (2006). Evaluation of Microstructural Banding during the Manufacturing Process of Dual Phase Steel. *Materials Transactions*, 47(9), 2269–2276.
- Caballero, F.G., Miller, M. K., Clarke, A. J., and Garcia-Mateo, C. (2010). Examination of carbon partitioning into austenite during tempering of bainite. *Scripta Materialia*, 63, 442–445.
- Caballero, F. G., Miller, M. K., Garcia-Mateo, C., and Cornide, J. (2013). New experimental evidence of the diffusionless transformation nature of bainite. *Journal of Alloys and Compounds*, 577(1), S626–S630.
- Caballero, F. G., Miller, M. K., Garcia-Mateo, C., Cornide, J., and Santofimia, M. J. (2012). Temperature dependence of carbon supersaturation of ferrite in bainitic steels. *Scripta Materialia*, 67, 846–849.
- Cahn, J. W. and Hilliard, J. E. (1959). Free Energy of a Nonuniform System. III. Nucleation in a Two-Component Incompressible Fluid. *Journal of Chemical Physics*, 31, 688–699.
- Candelaria, A. F. and Pinedo, C. E. (2003). Influence of the heat treatment on the corrosion resistance of the martensitic stainless steel type AISI 420. *Journal of Materials Science Letters*, 22, 1151–1153.
- Cao, W., Krumhansl, J. A., and Gooding, R. J. (1990). Defect-induced heterogeneous transformations and thermal growth in athermal martensite. *Physical Review B*, 41(16), 11319–11327.
- Cappel, J., Weinberg, M., and Flender, R. (2004). The metallurgy of roller – bearing steels. *Steel Grips*, 2, 261–268.
- Carlson, M. F., Narasimha Rao, B. V., and Thomas, G. (1979). The effect of austenitizing temperature upon the microstructure and mechanical properties of experimental Fe / Cr / C steels. *Metallurgical Transactions A*, 10, 1273–1284.
- Carter, T. L., Butler, R. H., Bear, H. R., and Anderson, W. J. (1958). Investigation of factors governing fatigue life with the rolling–contact fatigue spin rig. *Tribology Transactions*, 1, 23–32.

- Carter, T. L., Zaretsky, E. V., and Anderson, W. J. (1960). *Effect of hardness and other mechanical properties on rolling–contact fatigue life of four high–temperature bearing steels* (Report No. TN–D–270). Cleveland: NASA.
- Cerullo, M. (2014). Sub–surface fatigue crack growth at alumina inclusions in AISI 52100 roller bearings. *Procedia Engineering*, 74, 333–338.
- Chakraborty, J., Bhattacharjee, D., and Manna, I. (2008). Austempering of bearing steel for improved mechanical properties. *Scripta Materialia*, 59, 247–250.
- Chakraborty, J., Bhattacharjee, D., and Manna, I. (2009). Development of ultrafine bainite + martensite duplex microstructure in SAE 52100 bearing steel by prior cold deformation. *Scripta Materialia*, 61, 604–607.
- Chakraborty, J., Chattopadhyay, P.P., Bhattacharjee, D., and Manna, I. (2010). Microstructural Refinement of Bainite and Martensite for Enhanced Strength and Toughness in High–Carbon Low–Alloy Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 2871–2879.
- Chakraborty, J. and Manna, I. (2012). Development of ultrafine ferritic sheaves/plates in SAE 52100 steel for enhancement of strength by controlled thermomechanical processing. *Materials Science and Engineering A*, 548, 33–42.
- Chao B.T. and Trigger K.J. (1955). Temperature distribution at the tool–chip interface in metal cutting, *ASME Transactions of American Society of Mechanical Engineers*, 77(2), 1107–1121.
- Chattopadhyay, S. and Sellars, C. M. (1982). Kinetics of pearlite spheroidisation during static annealing and during hot deformation. *Acta Metallurgica*, 30, 157–170.
- Cheng, L., Brakman, C. M., Korevaar, B. M., and Mittemeijer, E. J. (1988). The tempering of iron–carbon martensite; dilatometric and calorimetric analysis. *Metallurgical Transactions A*, 19(A), 2415–2426.
- Chou, Y. K. and Barash, M. M. (1995). Review on hard turning and CBN cutting tools, SME Technical Paper, Proc. First Int. Machining and Grinding Conf., MR95-214, pp. 951–962.
- Chou, Y. K., and Evans, C. J. (1996). Microstructural effects in precision hard turning. *Manufacturing Science and Engineering*, ASME Bound Volume, MED-Vol. 4, 237–242.
- Chou, Y. K. and Evans, C. J. (1999). White layers and thermal modeling of hard turned surfaces. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 39, 1863–1881.
- Chou, Y. K., Evans, C. J., Barash, M. M. (2003). Experimental investigation on cubic boron nitride turning of hardened AISI 52100 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 134, 1–9.

- Chou, Y. K. and Song, H. (2005). Thermal modeling for white layer predictions in finish hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45, 481–495.
- Chung, I. S. (1979). *The influence of thermomechanical processing and heat treatment on the fatigue resistance and fractographic characteristics of a high-carbon bearing steel*. Unpublished Master's Thesis, Naval Postgraduate School, Monterey.
- Ciruna, J. A. and Szieleit, H. J. (1973). The effect of hydrogen on the rolling contact fatigue life of AISI 52100 and 440C steel balls. *Wear*, 107–118.
- Clarke, A. J., Speer, J. G., Miller, M. K., Hackenberg, R. E., Edmonds, D. V., Matlock, D. K., Rizzo, F.C., Clarke, K. D., and De Moor, E. (2008). Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. *Acta Materialia*, 56, 16–22.
- Clarke, A. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., Rizzo, F. C., Edmonds, D. V., and Santofimia, M. J. (2009). Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. *Scripta Materialia*, 61, 149–152.
- Cornide, J., Garcia-Mateo, C., Capdevila, C., and Caballero, F. G. (2011). An assessment of the contributing factors to the nanoscale structural refinement of advanced bainitic steels. *Journal of Alloys and Compounds*, 577, S43–S47.
- Costes, J. P., Guillet, Y., Poulachon, G., and Dessoly, M. (2007). Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47: 1081–1087.
- Crawford, J. D. (1964). *Laboratory investigation of bearing steels for service up to 500 F.* (Report No. L-225), Michigan: Climax Molybdenum Company
- Crawford, J. D. and Chang, W. H. (1963). *Vacuum melted molybdenum steel for ball and roller applications*. (Report No. 3560A). Michigan: Climax Molybdenum Company
- Cullity, B. D. (1959). *Elements of X-Ray Diffraction* Massachusetts: Addison Wesley, 391.
- Daguier, P., Roesch, O., and Trojahn, W. (2006). New development in through hardened bearing steel grades for use in contaminated lubricants. *Journal of ASTM International*, 3(6), 1–8.
- Danielsen, H. K., Gutierrez Guzman, F., Dahl, K. V., Li, Y. J., Wu, J., Jacobs, G., Burghardt, G., Faester, S., Alimadadi, H., Goto, S., Raabe, D., and Petrov, R. (2017). Multiscale characterization of White Etching Cracks (WEC) in a 100Cr6 bearing from a thrust bearing test rig. *Wear*, 370–371, 73–82.
- Darken, L. S. (1948). Diffusion of carbon in austenite with a discontinuity in composition. *Metals Technology*, 430–438.
- Darragh, C. V., Donze, J. J., and Weigel, P. C. (1971). New bearing steel combines high hardenability, low cost. *Metal Progress*, 100, 74–75.

- Das, D., Dutta, A. K., and Ray, K. K. (2009). Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel. *Wear*, 266, 297–309
- Davenport, E. S. and Bain, E. C. (1930). Transformation of Austenite at Constant Sub-critical Temperatures. *Trans AIME*, 90, 117.
- Davim, J. P. and Figueira, L. (2007). Machinability evaluation in hard turning of cold work tool steel (D2) with ceramic tools using statistical techniques. *Materials and Design*, 28, 1186–1191.
- Internet: Dawson, T. G., and Kurfess, T. R. (2012). Wear Trends of PCBN Cutting Tools in Hard Turning, URL: http://www.mit.edu/cforest/project_gt/Dawson_Metz_Paper.pdf. Son Erişim Tarihi: 17.02.2013.
- Denkena, B., Boehnke, D., and Meyer, R. (2008). Reduction of wear induced surface zone effects during hard turning by means of new tool geometries. *Production Engineering Research and Development*, 2, 123–132.
- Dessoly, V., Melkote, S. N., and Lescallier, C. (2004). Modeling and verification of cutting tool temperature in rotary tool turning of hardened steels. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44, 1463–1470.
- Diesburg, D. E., Doane, D. V., and Mihelich, J. L. (1984). Critical alloying elements in bearing Steels. *Critical Materials in Bearings* (pp. 1–24) USA: Vanderbilt University
- Dilbag, S., and Rao, P.V. (2008). Performance improvement of hard turning with solid lubricants. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 38, 529–535.
- Dimitriu R., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). Fatigue crack growth rate model for metallic Alloys. *Materials and Design*, 31, 2134–2139.
- Ding, H., and Shin, Y. C. (2012). Improvement machinability of Waspaloy via laser-assisted machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 64, 475–486.
- Diniz, A. E., Ferreira, J. R., and Filho, F. T. (2003). Influence of refrigeration/lubrication condition on SAE 52100 hardened steel turning at several cutting speeds. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 43, 317–326.
- Diniz, A. E. and Jose de Oliveira, A. (2008). Hard turning of interrupted surfaces using CBN tool. *Journal of Materials Processing Technology*, 195, 275–281.
- Dlouhy, I., and Strnadel, B. (2008). The effect of crack propagation mechanism on the fractal dimension of fracture surface in steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 726–738.

- Dong, J., Vettters, H., Hoffmann, F., and Zoch, H. W. (2010). Microstructure and fatigue strength of the bearing steel 52100 after shortened bainitic treatment. *Journal of ASTM International*, 7(2), 1–10.
- Dressel, P. G., Kremer, K.-J., Spitzer, H., Vöge, H., and Weber, L. (1988). New Developement in the Production and Testing of Bearing Steels. In J. J. C. Hoo (Ed.), *Effect of Steel Manufacturing Process on the Quality of Bearing Steels*. STP 987. Philadelphia: ASTM. pp. 293–307.
- Duggan, T. V. (1977). A theory for fatigue crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 9, 735–747.
- Eberhard, R. and Zwirlein, O. (1984). Neue hartbarkeitsprüfmethode für stähle hoher Durchhartbarkeit. *Harterei–technische Mitteilungen*, 39, 152–155.
- Ebrahimi, A. and Moshksar, M. M. (2009). Evaluation of machinability in turning of micro– alloyed and quenched–tempered steels: tool wear, statistical analysis, chip morphology. *Journal of Material Processing Technology*, 209, 910–921.
- Eda H., Kishi K., and Hashimoto H. (1980). Wear resistance and cutting ability of a newly developed cutting tool. *Proceedings of the International Conference on Cutting tool materials* (pp. 265–286). Fort Mitchell, Kentucky: American Society for Metals.
- Edmonds, D. V., He, K., Rizzo, F. C., De Cooman, B. C., Matlock, D. K., and Speer, J. G. (2006). Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Materials Science & Engineering A*, 438–440, 25–34.
- Ellermann, A. and Scholtes, B. (2015). The strength differential effect in different heat treatment conditions of steels 42CrMoS4 and 100Cr6. *Materials Science & Engineering A*, 620, 262–272.
- Enomoto, M. (1987a). Computer modeling of the growth kinetics of ledged interphase boundaries—I. Single step and infinite train of steps. *Acta Metallurgica*, 35(4), 935–945.
- Enomoto, M. (1987b). Computer modeling of the growth kinetics of ledged interphase boundaries—II. Finite train of steps. *Acta Metallurgica*, 35(4), 947–956.
- Enomoto M, and Aaronson H. I. (1989). Reply to comments by Doherty and Cantor and further work on computer modeling of the growth kinetics of ledged interphase boundaries. *Scripta Metallurgica*, 23(11), 1983–1988.
- Enomoto, M., Yang, Z. G., and Nagano, T. (2004). Calculation of the equilibrium of TiN particles in Iron. *ISIJ Int*, 44(8), 1454.
- Evans, M. H., Walker, J. C., Ma, C., Wang, L., and Wood, R. J. K. (2013). A FIB/TEM study of butterfly crack formation and white etching area (WEA) microstructural changes under rolling contact fatigue in 100Cr6 bearing steel. *Materials Science & Engineering A*, 570, 127–134.

- Fang, H. S., Wang, J. J., and Zheng, Y. K. (1994). Formation mechanism of bainitic ferrite and carbide. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 25(9), 2001–2007.
- Fang, H. S., Wang, J. J., Yang, Z. G., Li, C. M., Zheng, Y. K., and Li, C. X. (1996). Formation of bainite in ferrous and non-ferrous alloys through sympathetic nucleation and ledge-wise growth mechanism. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 27(6), 1533–1543.
- Fang, H. S., Yang, J. B., Yang, Z. G., and Bai, B. Z. (2002). The mechanism of bainite transformation in steels. *Scripta Materialia*, 47, 157–162.
- Federal–Mogul Corporation, The effect of carbide network on the life of AISI 52100 in rolling contact fatigue (1982). Technical Report May 6, Derbyshire, U. K: Author.
- Figiel, L. S. (1991). *On Damascus Steel* (First edition). Florida: Atlantis Arts Press, pp. 7–13.
- Fnides, B., Aouici, H., and Yallese, M.A. (2008a). Cutting forces and surface roughness in hard turning of hot work steel X38CrMoV5–1 using mixed ceramic. *MECHANIKA*, 2(70), 73–78.
- Fnides, B., Yallese, M. A., and Aouic, H. (2008b). Hard turning of hot work steel AISI H11: evaluation of cutting pressures, resulting force and temperature. *MECHANIKA*, 4(72), 59–63.
- Forest, B., Saleil, J., and Damie, G. (1994). Precipitation of non-metallic inclusions during the solidification of continuously cast bearing steel. *2nd European continuous casting conference* (pp. 321–328). Dusseldorf.
- Furuhashi, T. and Aaronson, H. I. (1988). On the mechanisms of interphase boundary carbide precipitation. *Scripta Metallurgica*, 22(10), 1635–1637.
- Furuhashi, T. and Aaronson, H. I. (1991). Crystallography and interfacial structure of proeutectoid α grain boundary allotriomorphs in a hypoeutectoid Ti – Cr alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 2887–2899.
- Furuhashi, T. and Maki, T. (1992). Interfacial Structure of Grain Boundary Precipitate in a Ni–45 mass %Cr Alloy. *Materials Transactions JIM*, 33, 734–739.
- Furuhashi, T., Wada, K., and Maki, T. (1995). Atomic structure of interphase boundary enclosing bcc precipitate formed in fcc matrix in a Ni–Cr alloy. *Metallurgical Materials Transactions A*, 26, 1971–1978.
- Furumura, K., Murakami, Y., and Abe, T. (1996). Development of long life bearing steel for full film lubrication and for poor and contaminated lubrication. *Motion and Control*, 1, 30–36.

- Gaitonde, V.N., Karnik, S.R., Figueira, L., and Davim, J. P. (2009). Machinability investigations in hard turning of AISI D2 cold work tool steel with conventional and wiper ceramic inserts. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27, 754–763.
- Gallagher, M. F., Speer, J. G., Matlock, D. K., and Fonstein, N. M. (2002). Microstructure development in TRIP–sheet steels containing Si, Al, and P. *Proceedings of the 44th Mechanical Working and Steel Processing Conference* (pp153–172). Warrendale.
- Galoppi, G. S., Filho, M. S., and Batalha, G. F. (2006). Hard turning of tempered DIN100Cr6 steel with coated and no coated CBN inserts. *Journal of Materials Processing Technology*, 179, 146–153.
- Garcia de Andres, C., Caruana, G., and Alvarez, L. F. (1998). Control of $M_{23}C_6$ carbides in 0.45C – 13Cr martensitic stainless steel by means of three representative heat treatment parameters. *Materials Science & Engineering A*, 241, 211–215.
- Garcia–Mateo, C., and Bhadeshia, H.K.D.H. (2004). Nucleation theory for high–carbon bainite. *Materials Science and Engineering A*, 378, 289–292.
- Garcia–Mateo, C. and Caballero, F. G. (2005). The Role of Retained Austenite on Tensile Properties of Steels with Bainitic Microstructures. *Materials Transactions JIM*, 46(8), 1839–1846.
- Garcia–Mateo, C., Caballero, F. G., and Bhadeshia, H.K.D.H. (2003). Acceleration of low–temperature bainite. *ISIJ International*, 43, 1821–1825.
- Garcia–Mateo, C., Caballero, F. G., Chao, J., Capdevila, C., and Garcia de Andres, C. (2009). Mechanical stability of retained austenite during plastic deformation of super high strength carbide free bainitic steels. *Journal of Material Science*, 44, 4617–4624.
- Garcia–Mateo, C., Peet, M., Caballero, F. G., and Bhadeshia, H.K.D.H. (2004). Tempering of a hard mixture of bainitic ferrite and austenite. *Materials Science and Technology*, 20, 814–818.
- Garg, A. and McNelley, T. R. (1986). Estimation of martensite carbon content in as–quenched AISI 52100 steel by X–ray diffraction. *Materials Letters*, 4, 214–218.
- Gembalova, P., Boruta, J., Grycz, E., and Cmiel, K. M. (2007). Hot forming parameters research of bearing steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 721–728.
- Genin, J. MR. (1988). On the morphology of the modulated precipitation of extended multiplets and Fe_9C_4 epsilon or eta carbide obtained by aging and tempering in Fe– C martensite. *Metallurgical Transactions A*, 19(12), 2901–2909.
- Gladman, T. (1999). Precipitation hardening in metals. *Materials Science & Technology*, 15, 30–36.

- Gould, B., Greco, A., Stadler, K., and Xiao, X. (2017). An analysis of premature cracking associated with microstructural alterations in an AISI 52100 failed wind turbine bearing using X-ray tomography. *Materials and Design*, 117, 417–429.
- Graham, L. W. and Axon, H. J. (1959). The Effect of Austenitising Treatments on Formation of Lower Bainite in a Plain Carbon Steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 191, 361–368.
- Grange, R. A. (1971). The rapid heat treatment of steel. *Metallurgical Transactions*, 2, 65–78.
- Gregg, J. M. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1997). Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals added to molten steel. *Acta Materialia*, 45(2), 739–748.
- Griffiths, B. J. and Furze, D. C. (1987). Tribological Advantages of White Layer Produced by Machining. *Journal of Tribology*, 109(2), 338–342.
- Grzesik, W. (1996). A revised model for predicting surface roughness in turning. *Wear*, 194 143–148.
- Grzesik, W. (2008). Influence of tool wear on surface roughness in HT using differently shaped ceramic tools. *Wear*, 265, 327–335.
- Grzesik, W., Rech, T., and Wanat, T. (2007). Surface finish on hardened bearing steel parts produced by superhard and abrasive tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47, 255–262.
- Grzesik, W. and Wanat, T. (2006). Surface finish generated in HT of quenched alloy steel parts using conventional and wiper ceramic inserts. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46, 1988–1995.
- Grzesik, W. and Zalisz, Z. (2008). Wear phenomenon in hard steel machining using ceramic tools. *Tribology International*, 41, 802–812.
- Guillot, M. and Dudragne, G. (1982). Optimisation of the thermal treatment of a roller bearing steel 100Cr6. *Memoires Etudes Scientifiques Rev. Metallurg*, 79, 493
- Gunnberg, F., Escursell, M., Jacobson, M. (2006). The influence of cutting parameters on residual stresses and surface topography during hard turning of 18MnCr5 case carburised steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 174, 82–90.
- Guo, Y. B., and Liu, C. R. (2002). 3D FEA modeling of hard turning. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 124, 189–199.
- Guo, Y. B. and Sahni, J. (2004). A comparative study of hard turned and cylindrically ground white layers. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44, 135–145.

- Guo, Y. B. and Ammala, S. C. (2005). Real-time acoustic emission monitoring for surface damage in hard machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45, 1622–1627.
- Guo, Y. B., Anurag, S., and Jawahir, I. S. (2009). A novel hybrid predictive model and validation of unique hook-shaped residual stress profiles in hard turning. *CIRP Annals–Manufacturing Technology*, 58, 81–84.
- Guo, Y. B., Warren, A. W., and Hashimoto, F. (2010). The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2, 129–134.
- Gupta, C., Dey, G. K., Chakravartty, J.K., Srivastav, D., and Banerjee, S. (2005). A study of bainite transformation in a new CrMoV steel under continuous cooling conditions. *Scripta Materialia*, 53, 559–564.
- Habraken, L. (1958). Some Special Aspect of the Bainitic Structure. *Proceedings of the Fourth International Conference on Electron Microscopy* (pp. 621). Berlin.
- Hagg, G. (1934). Powder Photographs of a New Iron Carbide. *Zeitscher. Kristallographic*, 89, 92–94.
- Hackney, S. A. and Shiflet, G. J. (1985). Interfacial structure at the pearlite: Austenite growth interface in an Fe–0.8C–12Mn steel. *Scripta Metallurgica*, 19(6), 757–762.
- Hampshire, J. M., Nash, J. V., and Hollox, G. E. (1982). Materials evaluation by flat washer testing. In J. J. C. Hoo (Ed.), *Rolling contact fatigue testing of bearing steels*. Pennsylvania: ASTM, pp. 46–66.
- Hampshire, J. M. (1986). The role of materials in the design and application of rolling contact Bearings. *Materials and Design*, 7, 192–197.
- Han, S., Melkote, S. N., Haluska, M. S., and Watkins, T. R. (2008). White layer formation due to phase transformation in orthogonal machining of AISI 1045 annealed steel. *Materials Science and Engineering A*, 488, 195–204.
- Haq, A. N. and Tamizharasan, T. (2006). Investigation of the effects of cooling in hard turning operations. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 30, 808–816.
- Hehemann, R. F. (1970). *Phase Transformations* (pp. 397–432). Ohio: ASM.
- Hehemann, R. F., Kinsman, K. R., and Aaronson, H. I. (1972). A debate on the bainite reaction. *Metallurgical Transactions*, 3, 1077–1094.
- Hehemann, R. F. and Troiano, A. R. (1956). The Bainite Transformation. *Metal Progress*, 70(2), 97–104.
- Hengerer, F. (1987). The history of SKF3. *Ball Bearing Journal*, 231, 2–11

- Hengerer, F., Beswick, J., and Kerrigan, A. (1993). Evaluation of the continuous casting method for bearing steel production—SKF experience. In J. J. C. Hoo (Ed.), *Creative use of bearing steels*. Philadelphia: ASTM.
- Herting, G., Lindstrom, D., Odnevall Wallinder, I., and Leygraf, C. (2009). Multi-analytical investigation of stainless steel grade AISI 420 in simulated food contact. *Journal of Food Engineering*, 93, 23–31.
- Hewitt, W. (1981). Hardenability – its prediction from chemical composition. *Heat Treatment of Metals*, 2, 33–38.
- Hillert, M. (1994). Diffusion in Growth of Bainite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25(A), 1957–1966.
- Hillert, M. and Purdy, G. R. (2000). On the misuse of the term bainite”, *Scripta Materialia*, 43(9), 831–833.
- Hirotsu, Y. and Nagakura, S. (1972). Crystal structure and morphology of the carbide precipitated from martensitic high-C steel during the 1st stage of tempering. *Acta Materialia*, 20, 645–655.
- Hollox, G. E., Hobbs, R. A., and Hampshire, J. M. (1981). Lower bainite bearings for adverse Environments. *Wear*, 68, 229–240.
- Honeycombe, R. W. K. (1976). Transformation from Austenite in Alloy Steels. *Metallurgical Transactions A*, 7, 915–936.
- Honeycombe, R. W. K., Bhadeshia, H. K. D. H. (1995). *Steels: Microstructure and Properties* (2nd edition). London: Butterworth–Heinemann, pp.185.
- Hosseini, S. B., Beno, T., Klement, U., Kaminski, J., and Rytberg, K. (2014a). Cutting temperatures during hard turning – Measurements and effects on white layer formation in AISI 52100. *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 1293–1300.
- Hosseini, S. B., Dahlgren, R., Rytberg, K., and Klement, U. (2014b). Dissolution of Iron–Chromium Carbides during White Layer Formation induced by Hard Turning of AISI 52100 Steel. *Procedia CIRP*, 14, 107–112.
- Hosseini, S. B., Klement, U., Yao, Y., and Rytberg, K. (2015). Formation mechanisms of white layers induced by hard turning of AISI 52100 steel. *Acta Materialia*, 89, 258–267.
- Hsu, T. Y. (1985). An approximate approach for the calculation of M_s in iron–base alloys. *Journal of Materials Science*, 20, 23–31.
- Hsu, T. Y. (1987). Heat treating process for stabilization of retained austenite in a 1C–1.5Cr ball bearing steel. *Industrial Heating*, 54, 22–23.
- Hsu, T. Y. (1990). On Bainite Formation. *Metallurgical Transactions A*, 21, 811–816.

- Hsu, T. Y. and Chang, H. (1984). On Calculation of M_s and driving force for martensitic transformation in Fe–C. *Acta Metallurgica*, 32(3), 343–348.
- Hsu, T. Y. and Mou, Y. (1984). Thermodynamics of the bainitic transformation in Fe–C alloys. *Acta Metallurgica*, 32(9), 1469–1481
- Hsu, T. Y. and Zhou, X. (1989). Thermodynamics of the martensitic transformation in Cu–Zn alloys. *Acta Metallurgica*, 37(11), 3091–3094.
- Hu, F. and Wu, K.M. (2011). Nanostructured high-carbon dual-phase steels. *Scripta Materialia*, 65, 351–354.
- Hua, J., Umbrello, D., and Shivpuri, R. (2006). Investigation of cutting conditions and cutting edge preparations for enhanced compressive subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 171, 180–187.
- Huang, C., Zhang, C., Jiang, L., Yang, Y., and Liu, Y. (2016). Isothermal heat treatment of a bearing steel for improved mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 660, 131–135.
- Huang, D. H. and Thomas, G. (1971). Structure and mechanical properties of tempered martensite and lower bainite in Fe–Ni–Mn–C steels. *Metallurgical Transactions*, 2, 1587–1596.
- Huang, Y. and Liang, S. Y. (2003a). Cutting forces modeling considering the effect of tool thermal property application to CBN hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 307–315.
- Huang, Y. and Liang, S. Y. (2003b). Force modelling in shallow cuts with large negative rake angle and large nose radius tools application to hard turning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 22, 626–632.
- Huang, Y. and Liang, S. Y. (2004). Modeling of CBN tool flank wear progression in finish hard turning. *Transactions of the ASME, Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 126, 98–106.
- Huang, Y. and Liang, S.Y. (2005). Modeling of cutting forces under hard turning conditions considering tool wear effect. *Transactions of the ASME, Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 127, 262–270.
- Huang, Y., Chou, Y. K., and Liang, S. Y. (2007). CBN tool wear in hard turning: a survey on research progresses. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 35, 443–453.
- Huddle, D. (2001). New Hard Turning Tools and Techniques Offer a cost-effective Alternative to Grinding. *Tooling and Production Magazine*, 80, 96–103.

- Jack, K. H. (1950). Results of further X-ray structural investigations of the iron-carbon and iron-nitrogen systems and of related interstitial alloys. *Acta Crystallographica*, 3, 392–394.
- Jack, K. H. (1951). Structural Transformations in the Tempering of High Carbon Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 169, 26–36.
- Janakiraman, S., West, O., Klit, P., and Jensen, N. S. (2015). Observations of the effect of varying Hoop stress on fatigue failure and the formation of white etching areas in hydrogen infused 100Cr6 steel. *International Journal of Fatigue*, 77, 128–140.
- Jang, J. H., Kim, I. G., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). ϵ -carbide in alloy steels: First-principles assessment. *Scripta Materialia*, 63, 121–123.
- Jang, J. H., Bhadeshia, H. K. D. H., and Suh, D.-W. (2013). Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite. *Scripta Materialia*, 68, 195–198.
- Jaramillo, R. A., Babu, S. S., Ludtka, G. M., Kisner, R. A., Wilgen, J. B., Mackiewicz-Ludtka, G., Nicholson, D. M., Kelly, S. M., Muruganath, M., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2005). Effect of 30 T magnetic field on transformations in a novel bainitic steel. *Scripta Materialia*, 52, 461–466.
- Javidi, A., Rieger, U., and Eichlseder, W. (2008). The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of Fatigue*, 30, 2050–2055.
- Jiang, W., More, A. S., Brown, W. D., and Malshe, A. P. (2006). A cBN–TiN composite coating for carbide inserts: coating characterization and its applications for finish hard turning. *Surface and Coatings Technology*, 201, 2443–2449.
- Jimenez-Melero, E., Blonde, R., Sherif, M. Y., Honkimaki, V., and van Dijk, N. H. (2013). Time-dependent synchrotron X-ray diffraction on the austenite decomposition kinetics in SAE 52100 bearing steel at elevated temperatures under tensile stress. *Acta Materialia*, 1154–1166.
- Jimenez-Melero, E., van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S. E., and Wright J. P. (2007). Characterization of individual retained austenite grains and their stability in low-alloyed TRIP steels. *Acta Materialia*, 55, 6713–6723.
- Jin, Q., and Fang, H. S. (1990). Ledges and carbides in lower bainite in a hypereutectoid steel. *Metallurgical Transactions A*, 21(10), 2637–2641.
- Jouini, N., Revel, P., Thoquenne, G., and Lefebvre, F. (2013). Characterization of surface obtained by precision hard turning of AISI in relation to RCF life. *Procedia Engineering*, 66, 793–802.
- Kachanov, N. N. (1962). Hardenability of bearing steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 4, 48–51.

- Kaewkuekool, S., Laemlaksakul, V., and Rachavong, C. (2007). The study of influent in surface quality of hard turning. *Proceedings of the IEEE International Conference on Industrial Engineering and Engineering Management*, Singapore: IEEM, pp.729–732.
- Kagan, A. S., Spektor, A. G., and Tsil'man, R. I. (1981). Decomposition of martensite in steel ShKh15 in the process of quenching. *Metal Science and Heat Treatment*, 23, 691–693.
- Kajiwera, S. (1981). Morphology and crystallography of the isothermal martensite transformation in Fe–Ni–Mn alloys. *Philosophical Magazine A*, 43, 1483–1503.
- Kajiwara, S. (1984). Continuous observation of isothermal martensite formation in Fe Ni Mn alloys. *Acta Metallurgica*, 32, 407–413.
- Kalousek, J., Fegredo, K. M., and Lauffr, E. E. (1985). The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructures of high hardness. *Wear*, 105, 199–222.
- Kang, J. H. and Rivera–Diaz–del–Castillo P. E. J. (2014). Fatigue in martensitic 100Cr6: Relationship between rolling contact fatigue microstructural transitions and repetitive push testing. *Materials Science & Engineering A*, 614, 214–222.
- Kang, J. H., Vegter, R. H., and Rivera–Diaz–del–Castillo P. E. J. (2014). Rolling contact fatigue in martensitic 100Cr6: Subsurface hardening and crack formation. *Materials Science & Engineering A*, 607, 328–333.
- Kang, M. K., Yang, Y. Q., Wei, Q. M., Yang, Q. M., and Meng, X., K. (1994). *Metallurgical Transactions A*, 25A(9), 1941.
- Kar, R. J., Horn, R. M. and Zackay, V. F. (1979). The effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties in 52100 steel. *Metallurgical Transactions A*, 10, 1711–1717.
- Karsch, T., Bomas, H., Zoch, H. W., and Mandl, S. (2014). Influence of hydrogen content and microstructure on the fatigue behaviour of steel SAE 52100 in the VHCF regime. *International Journal of Fatigue*, 60, 74–89.
- Karishna, P.V., Srikant, R. R., Iqbal, M., and Sriram, N. (2012). Effect of austempering and martempering on the properties of AISI 52100 steel. *International Scholarly Research Networt Tribology*, 2013: 1–6.
- Karpat, Y. ve Ozel, T. (2007). 3D FEA of HT, investigation of PCBN cutting tool micro geometry effect. *Transactions of NAMRI/SME*, 35, 1–8.
- Kayali, E. S., Sunada, H., Oyama, T., Wadsworth, J., and Sherby, O. D. (1979). The development of fine structure superplasticity in cast ultrahigh carbon steels through thermal cycling. *Journal of Materials Science*, 14, 2688–2692.

- Keehan, E., Karlsson, L., Bhadeshia, H. K. D. H., and Thuvander, M. (2008). Three-dimensional analysis of coalesced bainite using focused ion beam tomography. *Materials Characterization*, 59, 877–882.
- Kelley, J. B., and Krauss, G. (1985). Effect of chromium and microstructure on the bending fatigue of 0.75Mo–1.8Ni–0.80C steels. In *Proceedings of the 4th International Congress on Heat Treatment of Materials*. Berlin: International Federation for the Heat Treatment of Materials, 1, 147–163.
- Kerscher, E. and Lang, K. H. (2010). Influence of thermal and thermomechanical treatments on the fatigue limit of a bainitic high-strength bearing steel. *Procedia Engineering*, 2, 1731–1739.
- Kim, H. J. and Kweon, Y. G. (1996). The effects of retained austenite on dry sliding wear behaviour of carburized steels. *Wear*, 193, 8–15.
- Kim, S. K., Yoo, J. S., Priest, J. M., and Fewell, M. P. (2003). Characteristics of martensitic stainless steel nitrided in a low-pressure RF plasma. *Surface and Coating Technology*, 163–164, 380–385.
- Kino, N. and Otani, K. (2003). The influence of hydrogen on rolling contact fatigue life and its improvement, *Society of Automotive Engineers of Japan*, 24, 289–294.
- Kinsman, K. R., Eichen, E., and Aaronson, H. I. (1975). Thickening Kinetics of Proeutectoid Ferrite Plates in Fe–C Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 6, 303–317.
- Kishawy, H.A., and Wilcox, J. (2003). Tool wear and chip formation during HT with self propelled rotary tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 433–439.
- Ko, T. (1953). The Formation of Bainite in an En 21 steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 175, 16–18.
- Ko, T. and Cottrell, S. A. (1952). The Bainite Formation. *Journal of Iron and Steel Institute*, 172, 307–313.
- Kokosza, A. and Pacyna, J. (2008). Effect of retained austenite on the fracture toughness of tempered tool steel. *Archives of Materials Science and Engineering*, 31(2), 87–90.
- Konig, W., Berkold, A., and Koch, K. F. (1993). Turning versus grinding A comparison of surface integrity aspects and attainable accuracies. *Annals of CIRP*, 42, 39–43.
- Kountanya, R., Al-Zkeri, I., and Atlan, T. (2009). Effect of tool edge geometry and cutting conditions on experimental and simulated chip morphology in orthogonal hard turning of 100Cr6 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 5068–5076.
- Kozeschnik, E. and Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Influence of silicon on cementite precipitation in steels. *Materials Science and Technology*, 24, 343–347.

- Krauss, G. (1978). The microstructure and fracture of a carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, 9, 1527–1535.
- Krauss, G. (1995). Heat Treated Martensitic Steels: Microstructural Systems for Advanced Manufacture. *Iron and Steel Institute of Japan International*, 35, 349–359.
- Krauss, G. (1999). Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science & Engineering A*, 273–275, 40–57.
- Krauss, G. (2001). Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(A), 861–877.
- Krauss, G. and Matlock, D. K. (1995). Effect of strain hardening and fine structure on strength and toughness of tempered martensite in carbon steel. *Journal de Physique IV*, C(8), 51–60.
- Krishna, V. P., Srikant, R. R., and Iqbal, M. (2012). Effect of Austempering and Martempering on the Properties of AISI 52100 Steel. *ISRN Tribology*, 2013, 1–5.
- Kum, D. W., Oyama, T., Wadsworth, J., and Sherby, O. D. (1983). The impact properties of laminated composites containing ultrahigh carbon steels. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 31, 173–186.
- Kundrak, J., Karpuschewski, B., Gyani, K., and Bana, V. (2008). Accuracy of hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 202, 328–338.
- Kurt, A. ve Şeker, U. (2004). Kesici Uç Pah Açısının Kesme Kuvvetleri ve Kesici Takım Gerilmelerine Etkisi. *Politeknik Dergisi*, 7(4), 291–296.
- Kurt, A. ve Şeker, U. (2005). The effect of chamfer angle of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool on the cutting forces and the tool stresses in finishing hard turning of AISI 52100 steel. *Materials and Design*, 26, 351–356.
- Lahiff, C., Gordon, S., and Phelan, P. (2007). PCBN tool wear modes and mechanisms in finish hard turning. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 23, 638–644.
- Lalwani, D. I., Mehta, N. K., and Jain, P. K. (2008). Experimental investigations of cutting parameters influence on cutting forces and surface roughness in finish hard turning of MDN250 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 206, 167–179.
- Lan, L., Qiu, C., Zhao, D., Gao, X., and Du, L. (2011). Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering A*, 529, 192–200.
- Lange, H. and Mathieu, K. (1938). On the progress of austenite decomposition in the supercooled state in iron–nickel–carbon alloys. *Mitteilungen Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung*, 20, 125–134.

- Lange, W. F., Enomoto, M., and Aaronson, H. I. (1988). The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in Fe–C alloys. *Metallurgical Transactions A*, 19, 427–440.
- Lee, H. J., Spanos, G., Shiflet, G. J., and Aaronson, H. I. (1988). Mechanisms of the bainite (non–lamellar eutectoid) reaction and a fundamental distinction between the bainite and pearlite (lamellar eutectoid) reactions. *Acta Metallurgica*, 36, 1129–1140.
- Lee, H. W., Kong, J. H., Lee, D. J., On, H. J., and Sung, J. H. (2009). A study on high temperature gas nitriding and tempering heat treatment in 17Cr – 1Ni – 0.5C. *Materials and Design*, 30, 1691–1696.
- Lee, K. M. and Polycarpou, A. A. (2005). Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels. *Wear*, 259, 391–399.
- Li, C. and Wang, J. L. (1993). Effect of pre–quenching on martensite–bainitic microstructure and mechanical properties of GCr15 bearing steel. *Journal of Materials Science*, 28, 2112–2118.
- Li, C. X. and Bell, T. (2006). Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5%NaCl and 1% HCl aqueous solutions. *Corrosion Science*, 48, 2036–2049.
- Li, H. Y., Lu, X. W., Wu, X.C., Min, Y. A., and Jin, X.J. (2010). Bainitic transformation during the two–step quenching and partitioning process in a medium carbon steel containing silicon. *Materials Science and Engineering A.*, 527, 6255–6259.
- Li, W., Wang, Y., and Yan, M. F. (2005). Wear rate, frictional temperature, and energy consumption of steel 52100 with different microstructures during sliding. *Journal of Materials Science*, 40, 5635–5640.
- Li, Y., Herbig, M., Goto, S., and Raabe, D. (2017). Atomic scale characterization of white etching area and its adjacent matrix in a martensitic 100Cr6 bearing steel. *Material Characterization*, 123, 349–353.
- Lima, J. G., Avila, R. F., Abrao, A. M., Faustino, M., Paulo and Davim, J. (2005). Hard turning: AISI 4340 high strength low alloy steel and AISI D2 cold work tool steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 169, 388–395.
- Lin, H. M., Liao, Y. S., and Wei, C. C. (2008). Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool. *Wear*, 264, 679–684.
- Liu, D., Bai, B., Fang, H., Zhang, W., Gu, J., and Chang, K. (2004). Effect of tempering temperature and carbide free bainite on the mechanical characteristics of a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering A.*, 371, 40–44.
- Liu, J. H. (2005). Research on low temperature finish rolling of GCr15 bearing steel bar. *Iron and Steel*, 40, 49–52.

- Liu, X. L., Wen, D. H., Li, Z. J., Xiao, L., and Yan, F. G. (2002). Experimental study on hard turning hardened GCr15 steel with PCBN tool. *Journal of Material Processing Technology*, 129, 217–221.
- Lund, T., Larsson, S., and Olund, P. (2000). Method of complete bainite hardening. *United States Patent No. 6149743*. Hofors: United States Patent and Trademark Office.
- Luzginova, N. V., Zhao, L., and Sietsma, J. (2008). Bainite formation kinetics in high carbon alloyed steel. *Materials Science and Engineering A*, 481–482, 766–769.
- Mabrouki, T. and Rigal, J. F. (2006). A contribution to a qualitative understanding of thermo–mechanical effects during chip formation in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 176, 214–221.
- Machado, I. F. (2006). Technological advances in steels heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 172, 169–173.
- Mahfoudi, F., List, G., Molinari, A., Moufki, A., and Boulanouar, L. (2008). High speed turning for hard material with PCBN inserts: tool wear analysis. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 3 (1/2), 62–79.
- Mahnken, R., Schneidt A., Tschumak, S., and Maier, H. J. (2011). On the simulation of austenite to bainite phase transformation. *Computational Materials Science*, 50, 1823–1829.
- Manson, S. S. (1964). Fatigue: a complex subject – some simple approximations. *Experimental Mechanics*, 5, 193–226.
- Matsumoto, C., Das, A. K., Ohba, T., Morito, S., Hayashi, T., and Takami, G., (2012). Characteristics of Japanese sword produced from tatara steel. *Journal of alloys and compounds*, 577(1), S673–S677.
- Matsumoto, Y., Barash, M.M., and Liu, C.R. (1987). Cutting mechanism during machining of hardened steel, *Materials Science and Technology*, 3, 299–305.
- Matsumoto, Y., Hashimoto, F., Lahoti, G. (1999). Surface Integrity Generated by Precision Hard Turning. *Annals of the CIRP–Manufacturing Technology*, 48(7), 59–62.
- Matsuzaki, A. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1999). Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels. *Materials Science and Technology*, 15, 518 – 522.
- Mayer, H., Haydn, W., Schuller, R., Issler, S., Furtner, B., and Bacher–Hochst, M., (2009). Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel. *International Journal of Fatigue*, 31, 242–249.
- McNalley, T. R., Edwards, M. R., Doig, A., Boone, D. H., and Schultz, C. W. (1983). The effect of prior heat treatments on the structure and properties of warm–rolled AISI 52100 steel. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 14, 1427–1433.

- Melander, M. (1982). *The single-shot induction hardening cycle: A computational approach*. (Report No.LiTH-IKP-R-265). Sweden: Linköping University.
- Mendiratta, M. G., Sasser, J., and Krauss, G. (1972). Effect of dissolved carbon on microcracking in martensite of an Fe–1.39C alloy. *Metallurgical Transactions*, 3, 351–353.
- Mikus, E. B., Hughel, T. J., Gerty, J. M., and Knusden, A. C. (1960). The dimensional stability of a precision ball bearing material. *Transactions of the ASM*, 52, 307–320.
- Miller, J. C., Sutherland, J. W., and DeVor, R. E. (1995). Surface roughness characteristics for turning 380 and 390 aluminum casting alloys. *North American Manufacturing Research Conference Proceedings*, 282–288.
- Miller, M. K., Beavan, P. A., and Smith, G. D. W. (1981). A study of the early stages of tempering of iron–carbon martensites by atom probe field ion microscopy. *Metallurgical Transactions A*, 12(7), 1197–1204.
- Mittal, A. and Mehta, M.(1988). Surface finish prediction models for fine turning. *International Journal of Production Research*, 26(12), 1861–1876.
- Mittemeijer, E. J., Cheng, L., van der Schaaf, P. J., Brakman, C. M., and Korevaar, B. M. (1988). Analysis of nonisothermal transformation kinetics; Tempering of iron–carbon and iron–nitrogen martensites. *Metallurgical Transactions A*, 19(A), 925– 932.
- Monma, K., Maruta, R., Yamamoto, T., and Wakikado, Y. (1968). Effect of particle sizes of carbides and amounts of undissolved carbide on the fatigue life of bearing steel. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 32, 1198–1204.
- Moritani, T., Miyajima, N., Furuhashi, T., and Maki, T. (2002). Comparison of interphase boundary structure between bainite and martensite in steel. *Scripta Materialia*, 47, 193–199.
- More, A. S., Jiang, W., Brown, W.D. and Malshe, A. P. (2006). Tool wear and machining performance of cBN–TiN coated carbide inserts and PCBN compact inserts in turning AISI 4340 hardened steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 180, 253–262.
- Morra, P. V., Bottger, A. J., and Mittemeijer, E. J. (2001). Decomposition of iron–based martensite. A kinetic analysis by means of differential scanning calorimetry and dilatometry. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 64(3), 905–914.
- Mou, Y. W. and Hsu, T. Y. (1986). C–C interaction energy in Fe–C alloys. *Acta Metallurgica*, 34, 325–331.
- Muddle, B. C. and Nie, J. F. (2002). Formation of bainite as a diffusional–displacive phase transformation, *Scripta Materialia*, 47(3), 187–192.
- Murphy, S. and Whiteman, J. A. (1970). The precipitation of epsilon–carbide in twinned martensite. *Metallurgical Transactions A.*, 1, 843–848.

- Nadolny, K. (2015). Small-dimensional sandwich grinding wheels with a centrifugal coolant provision system for traverse internal cylindrical grinding of steel 100Cr6. *Journal of Cleaner Production*, 93, 354–363.
- Nagakura, S., Hirotsu, Y., Kusunoki, M., Suzuki, T., and Nakamura, Y. (1983). Crystallographic Study of the Tempering of Martensitic Carbon Steel by Electron Microscopy and Diffraction. *Metallurgical Transactions A*, 14, 1025–1031.
- Naguma, M., Nakamura, M., and Takai, K. (2001). Hydrogen thermal desorption relevant to delayed-fracture susceptibility of high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, 32(2), 339–347.
- Nakajima, M., Tokaji, K., Itoga, H., and Shimizu, T. (2010). Effect of loading condition on very high cycle fatigue behavior in a high strength steel. *International Journal of Fatigue*, 32, 475–480.
- Nakashima, H. (2008). *Trends in materials and heat treatments for rolling bearings*. (Technical Review No.76). Osaka: NTN Corporation, pp. 10–17.
- Nakazawa, K. and Krauss, G. (1978). Microstructure and Fracture of 52100 Steel. *Metallurgical Transactions A.*, 9, 681–689.
- Nayak, S. S., Anumolu, R., Misra, R. D. K., Kim, K. H., and Lee, D. L. (2008). Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon. *Materials Science & Engineering A*, 498, 442–456.
- Neale, M. J. (1973). *The Tribology Handbook*. London, England: Butterworth–Heinemann.
- Neri, M. A. and Colas, R., (2001). Analysis of a martensitic stainless steel that failed due to the presence of coarse carbides. *Materials Characterization*, 47, 283–289.
- Nishiyama, Z. (1934). Science Report. Tohoku University, 23, 325.
- Noordin, M. Y., Venkatesh, V. C., and Sharif, S. (2007). Dry turning of tempered martensitic stainless tool steel using coated cermet and coated carbide tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 185, 83–90.
- Ohmari, Y. (2002). Crystallographic aspects of bainite transformation in steels. *Scripta Materialia*, 47, 201–206.
- Oka, M. and Okamoto, H. (1988). Swing Back in Kinetics near M_s in Hypereutectoid Steels. *Metallurgical Transactions A*, 19, 447.
- Okamoto, H. and Oka, M., (1985). Isothermal Martensite Transformation in a 1.80 Wt Pct C Steel. *Metallurgical Transactions A*, 16, 2257–2262.
- Okamoto, H. and Oka, M. (1986). Lower Bainite with Midrib in Hypereutectoid Steels. *Metallurgical Transactions A*, 17, 1113–1120.

- Olson, G. B. and Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation, parts I–III. *Metallurgical Transactions A*, 7, 1897–1923.
- Olund, P., Larsson, S., Lund, T. (1998). *ASM Proceedings: Heat Treating*. Materials Park, OH: ASM, pp. 305–309.
- Omura, T., Kudo, T., and Fujimoto, S. (2006). Environmental factors affecting hydrogen entry into high strength steel due to atmospheric corrosion. *Materials Transactions*, 47(12), 2956–2962.
- Orhan, N. ve Kurt, B. (2003). The effect of small amount of Al and Si on the superplastic behavior of a hypoeutectoid high carbon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 136, 174–178.
- Österlund, R., Vingsbo, O., Vincent, L., and Guiraldenq, P. (1982). Butterflies in fatigued ball bearings – formation mechanisms and structure, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 11, 23–32.
- Ozel, T., Karpat, Y., Figueira, L., and Davim, J. P. (2007). Modelling of surface finish and tool flank wear in turning of AISI D2 steel with ceramic wiper inserts. *Journal of Materials Processing Technology*, 189, 192–198.
- Ozel, T., Karpat, Y., and Srivastava, A. (2008). Hard turning with variable micro geometry PCBN tool. *CIRP Annals—Manufacturing Technology*, 57, 73–76.
- Paiva, A.P., Campos, P.H., Ferreira, J.R., Lopes, L.G.D., Paiva, E.J., and Balestrassi, P.P. (2012). A multivariate robust parameter design approach for optimization of AISI 52100 hardened steel turning with wiper mixed ceramic tool. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 30, 152–163.
- Pak, J., Suh, D. W., and Bhadeshia, B. K. D. H. (2012). Promoting the coalescence of bainite platelets. *Scripta Materialia*, 66, 951–953.
- Panjehpour, A., Yazdi, M. R. S., and Shoja–Razavi, R., (2014). An experimental investigation of pulsed laser – assisted machining of AISI 52100 steel. *Optics & Laser Technology*, 63, 137–143.
- Park, J.–Y. and Park, Y.–S. (2007). The effect of heat–treatment parameters on corrosion resistance and phase transformation of 14Cr–3Mo martensitic stainless steel. *Materials Science & Engineering A*, 449–451, 1131–1134.
- Park, K. S., Cho, S. J., Lee, K. Y., Kim, G. S., and Lee, C. S. (2007). Effect of volume fraction of undissolved cementite on the high cycle fatigue properties of high carbon steels. *International Journal of Fatigue*, 29, 1863–1867.
- Park, S., Kapoor, S. G., and DeVor, R. E. (2006). Microstructure-level model for the prediction of tool failure in WC–Co cutting tool materials. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, 128, 739–748.

- Parker, R. J., Singer, H. R., and Pinel, S. I. (1981). *Endurance tests with large – bore tapered – roller bearings to 2.2 million dn*. Lewis Research Centre, Cleveland, Ohio: NASA.
- Paxton, H. W., and Austin, J. B. (1972). Historical account of the contributions of E. C. Bain. *Metallurgical Transactions*, 3(5), 1035–1042.
- Peet, M., Babu, S. S., Miller, M. K., and Bhadeshia, H.K.D.H. (2004). Three-dimensional atom probe analysis of carbon distribution in low-temperature bainite. *Scripta Materialia*, 50, 1277–1281.
- Peet, M. J., Hill, P., Rawson, M., Wood, S., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2011). Fatigue of extremely fine bainite. *Materials Science and Technology*, 27, 119–123.
- Pereira, G., Munoz–Paniagua, D., Lachenwitzer, A., Kasrai, M., Norton, P. R., Capehart, T. W., Perry, T. A., and Cheng, Y. T. (2007). A variable temperature mechanical analysis of ZDDP–derived antiwear films formed on 52100 steel. *Wear*, 262, 461–470.
- Perez, M. and Deschamps, A. (2003). Microscopic modelling of simultaneous two-phase precipitation application to carbide precipitation in low-carbon steels. *Materials Science and Engineering A*, 360, 214–219.
- Perez, M., Dumont, M., and Acevedo–Reyes, D. (2008). Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation. *Acta Materialia*, 56, 2119–2132.
- Perez, M., Sidoroff, C., Vincent, A., and Esnouf, C. (2009). Microstructural evolution of martensitic 100Cr6 bearing steel during tempering: From thermoelectric power measurements to the prediction of dimensional changes. *Acta Materialia*, 57, 3170–3181.
- Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., Flaceliere, L., and Baudry, G. (2011). Microstructural heterogeneities and fatigue anisotropy of forged steels. *Materials Science and Engineering A*, 529, 289–299.
- Podder, A. S. (2011). *Tempering of a Mixture of Bainite and Retained Austenite*. Doktora Tezi, University of Cambridge Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge, 19–22.
- Podder, A. S. and Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). Thermal stability of austenite retained in bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 527, 2121–2128.
- Polonsky, I. A. and Keer, L. M. (1995). On white etching band formation in rolling bearings. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43, 637–669.
- Poulachon, G. (1999). Metallurgical and mechanical aspects in CBN turning of hardened steel: application, machinability of AISI 52100 bearing steel. ENSAM France, Cluny.
- Poulachon, G., Moisan, A., and Jawahir, I. S. (2001). Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools. *Wear*, 250, 576–586.

- Poulachon, G., Bandyopadhyay, B. P., Jawahir, I. S., Pheulpin, S., and Seguin, E. (2003). The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 43, 139–144.
- Poulachon, G., Bandyopadhyay, B. P., Jawahir, I. S., Pheulpin, S., and Seguin, E. (2004). Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels. *Wear*, 256, 302–310.
- Poulachon, G., Albert, A., Schluraff, M., and Jawahir, I. S. (2005). An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45, 211–218.
- Purdy, G. R. (2002). Bainite: defect signatures. *Scripta Materialia*, 47, 181–185.
- Pusavec, F., Govekar, E., Kopac, J., and Jawahir, I. S. (2011). The influence of cryogenic cooling on process stability in turning operations. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 60(1), 101–104.
- Püttgen, W., Hallstedt, B., Bleck, W., Löffler, J. F., and Uggowitzer, P. J. (2007). On the microstructure and properties of 100Cr6 steel processed in the semi-solid state. *Acta Materialia*, 55, 6553–6560.
- Qian, L. and Hossan, M. R. (2007). Effect on cutting force in turning hardened tool steels with cubic boron nitride inserts. *Journal of Materials Processing Technology*, 191, 274–278.
- Quidort, D. and Brechet, Y. (2002). The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steels. *Scripta Materialia*, 47, 151–156.
- Raghavan, M., Entwistle, A. R., (1965). *Physical Properties of Martensite and Bainite*. (Special Report No. 93). London: ISI, pp. 30–37.
- Raghavan, M. and Thomas, G. (1971). Structure and mechanical properties of Fe–Cr–C–Co steels. *Metallurgical Transactions*, 2, 3433–3439.
- Raghavan, S., Melkote, S., and Hashimoto, F. (2013). Laser tempering based turning process for efficient machining of hardened AISI 52100 steel. *Journal of Manufacturing Process*, 15, 318–328.
- Rahbar-kelishami, A., Abdollah-zadeh, A., Hadavi, M. M., Seraj, R. A., and Gerlich, A. P. (2014). Improvement of wear resistance of sprayed layer on 52100 steel by friction stir processing. *Applied Surface Science*, 316, 501–507.
- Ramesh, A., Melkote, S. N., Allard, L. F., Riester, L., and Watkins, T. R. (2005). Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering A*, 390, 88–97.

- Ramesh, A. and Melkote, S. N. (2008). Modeling of white layer formation under thermally dominant conditions in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 48, 402–414.
- Ramsamooj, D. V. and Shugar, T. A. (2001). Model prediction of fatigue crack propagation in metal alloys in laboratory air. *International Journal of Fatigue*, 23, 287–300.
- Ranganath, S., Guo, C., and Hegde, P. (2009). A finite element modeling approach to predicting white layer formation in nickel superalloys. *CIRP Annals Manufacturing Technology*, 58, 77–80.
- Ravi, S. and Kumar, M. P. (2011). Experimental investigations on cryogenic cooling by liquid nitrogen in the end milling of hardened steel. *Cryogenics*, 51, 509–515.
- Rech, J. and Moisan, A. (2003). Surface integrity in finish hard turning of case-hardened steels. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 543–550.
- Rees, G. I. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1992a). Bainite transformation kinetics, part i, modified model. *Materials Science and Technology*, 8, 985–993.
- Rees, G. I. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1992b). Bainite transformation kinetics, part ii, non-uniform distribution of carbon. *Materials Science and Technology*, 8, 994–996.
- Reichard, D. W., Parker, R. J., and Zaretsky, E. V. (1968). *Residual stress and subsurface hardness changes induced during rolling contact* (Report No. D-4456). Lewis Research Center, Cleveland, Ohio: NASA.
- Remadna, M. and Rigal, J. F. (2006). Evolution during time of tool wear and cutting forces in the case of hard turning with CBN inserts. *Journal of Materials Processing Technology*, 178, 67–75.
- Ren, X. J., Yang, Q. X., James, R. D., Wang, L. (2004). Cutting temperatures in hard turning chromium hardfacings with PCBN tooling. *Journal of Materials Processing Technology*, 147, 8–44.
- Revel, P., Jouini, N., Thoquenne, G., and Lefebvre, F. (2016). High precision hard turning of AISI 52100 bearing steel. *Precision Engineering*, 43, 24–33.
- Roberts, M. J. and Owen, W. S. (1968). Solid solution hardening and thermally activated deformation in iron–nickel–carbon martensites. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 206, 375–379.
- Robertson, J. M. (1929). The Microstructure of Rapidly Cooled Steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 119, 391–419.
- Rogal, L. and Dutkiewicz, J. (2012). Effect of annealing on microstructure, phase composition and mechanical properties of thixo-cast 100Cr6 steel. *Materials Characterization*, 68, 123–130.

- Rogal, L. Korpala, G., and Dutkiewicz, J. (2015). Evolution of microstructure in 100Cr6 steel after cooling from a thixoforming temperature to bainitic transformation ranges. *Materials Science & Engineering A*, 624, 291–299.
- Ryttberg, K., Wedel, M. K., Dahlman, P., and Nyborg, L. (2009). Microstructural evaluation during fracture induced by high strain rate deformation of 100Cr6 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 3325–3334.
- Ryu, J. H., Kim, D.-I., Kim, H. S., Bhadeshia, H. K. D. H., and Suh, D. W. (2010). Strain partitioning and mechanical stability of retained austenite. *Scripta Materialia*, 63, 297–299.
- Sachs, G., Sell, R., and Weiss, V. (1960). *Tension, Compression, and Fatigue Properties of Several SAE 52100 and Tool Steels* (Report No. D-239). Washington: NASA.
- Sales, W. F., Costa, L. A., Santos, S. C., Diniz, A. E., Bonney, J., and Ezugwu, E. O., (2009). Performance of coated, cemented carbide, mixed-ceramic and PCBN–H tools when turning W320 steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 41, 660–669.
- Internet: Sandvik, (2017). URL: http://www.sandvik.coromant.com/tr-tr/knowledge/materials/workpiece_materials/machinability_definition/pages/default.aspx Son Erişim Tarihi: 11.03.2017
- Santofimia, M. J., Zhao, L., Petrov, R., and Sietsma, J. (2008a). Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. *Materials Characterization*, 59, 1758–1764.
- Santofimia, M. J., Zhao, L., and Sietsma, J. (2008b). Model for the interaction between interface migration and carbon diffusion during annealing of martensite–austenite microstructures in steels. *Scripta Materialia*, 59, 159–162.
- Santos, D. B., Barbosa, R., Oliveira, P. P., V. and Pereloma, E. (2009). Mechanical behavior and microstructure of high carbon Si–Mn–Cr steel with trip effect. *ISIJ International*, 49(10), 1592–1600.
- Sarikaya, M., Thomas, G., Steeds, J. W., Barnard, S. J., and Smith G. D. W. (1982). Solute element partitioning and austenite stabilization in steels. *International Conference on Solid to Solid Phase Transformations*. Warrendale. pp. 1421–1425
- Sarikaya, M., Jhingan, A. K., and Thomas, G. (1983). Retained austenite and tempered martensite embrittlement in medium carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, 14(A), 1121–1133.
- Sarma, D. S., Whiteman, J. A., and Keown, S. R., (1979). The structure of burst and isothermal martensites in an Fe–24Ni–0.5C wt% alloy. *Journal of Materials Science*, 14, 693–698.
- Sawa, M. and Rigney, D. A. (1987). Sliding behavior of dual-phase steels in vacuum and air. *Wear*, 119, 369–390.

- Schwach, D. W. and Guo, Y. B. (2005). Feasibility of producing optimal surface integrity by process design in hard turning. *Materials Science and Engineering A*, 395, 116–123.
- Schwach, D. W. and Guo, Y. B. (2006). A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue. *International Journal of Fatigue*, 28, 1838–1844.
- Scott E. D. and Blakewell, J. (1978). The assessment of ball bearing steels of modified chemical composition. *Wear*, 46, 273–279.
- Shaeri, M. H., Saghafian, H., and Shabestari, S. G. (2010). Effect of austempering and martempering processes on amount of retained austenite in Cr–Mo Steels (FMU–226) used in mill liner. *Journal of Iron and Steel Research International*, 17(2), 53–58.
- Shepelyakovskii, K. Z., Kuznetsov, A. N., and Gubenko, V. T. (1983). Influence of lowtemperature electric tempering cycles on the properties of bearing steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 25, 254–257.
- Sherby, O. D., Wadsworth, J., Lesuer, D. R., and Syn, C. K. (2008). Revisiting the Structure of Martensite in Iron–Carbon Steels. *Materials Transactions*, 49, 2016–2027.
- Shi, J. and Liu, C. R. (2004a). The influence of material models on finite element simulation of machining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, 126, 849–857.
- Shi, J. and Liu, C. R. (2004b). Flow stress property of a hardened steel at elevated temperatures with tempering effect. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46, 891–906.
- Shi, J. and Liu, C. R. (2005). On predicting chip morphology and phase transformation in hard machining. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 27, 645–654.
- Shipway, P.H. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1997). The mechanical stabilisation of Widmanstätten ferrite, *Materials Science & Engineering A*, 223, 179–185.
- Simonen, E. P., Aaronson, H. I., and Trivedi, R. (1973). Lengthening kinetics of ferrite and bainite sideplates. *Metallurgical Transactions*, 4, 1239 – 1245.
- Singh, S. B. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1998). Estimation of bainite plate–thickness in low–alloy steels. *Materials Science and Engineering A*, 245, 72–79.
- Smelova, V., Schwedt, A., Wang, L., Holweger, W., and Mayer, J. (2017). Electron microscopy investigations of microstructural alterations due to classical Rolling Contact Fatigue (RCF) in martensitic AISI 52100 bearing steel. *International Journal of Fatigue*, 98, 142–154.

- Smith, S., Melkote, S. N., Lara-Curzio, E., Watkins, T. R., Allard, L., and Riester, L. (2007). Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance. *Materials Science and Engineering A*, 459, 337–346.
- Sommer, C., Christ, H. J., and Mughrabi, H. (1991). Non-linear elastic behaviour of the roller bearing steel SAE 52100 during cyclic loading. *Acta Metallurgica and Materialia*, 39, 1177–1187.
- Song, W., Appen J., Choi, P., Dronskowski, R., Raabe, D., and Bleck, W. (2013). Atomic-scale investigation of ϵ and θ precipitates in bainite in 100Cr6 bearing steel by atom probe tomography and ab initio calculations. *Acta Materialia*, 61, 7582–7590.
- Sourmail, T., and Smanio, V. (2013). Low temperature kinetics of bainite formation in high carbon steels. *Acta Materialia*, 61, 2639–2648.
- Spanos, G., Fang, H. S., and Aaronson, H. I. (1990). A Mechanism for the Formation of Lower Bainite. *Metallurgical Transactions A*, 21(6), 1381–1390.
- Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., and Schroth, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51, 2611–2622.
- Speich, G. R., Cuddy, L. J., Gordon, C. R., and DeArdo, A. J. (1984). Formation of ferrite from control rolled austenite. In A.R. Morder and J. I. Goldstein (Eds.), *Phase Transformations in Ferrous Alloys*. Warrendale: Metallurgical Society of AIME, pp. 341–389.
- Stickels, C. A. (1974). Carbide refining heat treatment for 52100 bearing steels. *Metallurgical Transactions*, 5, 865–874.
- Stickels, C. A. and Peters, C. R. (1977). Compressive strain-induced austenite transformation in 52100 steel. *Metallurgical Transactions A*, 8, 1193–1195.
- Stickels, C. A. (1984). Rolling contact fatigue tests of 52100 bearing steel using a modified NASA ball test rig. *Wear*, 98, 199–210.
- Stickels, C. A. and Janotik, A. M. (1980). Controlling Residual Stresses in 52100 Bearing Steel by Heat Treatment. *Metallurgical Transactions A*, 11(3), 467–473.
- Sung, H. K., Shin, S. Y., Hwang, B., Lee, C. G., Kim, N. J., and Lee, S. (2011). Effects of carbon equivalent and cooling rate on tensile and Charpy impact properties of high-strength bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 530, 530–538.
- Sung Jung, H. E. O., (2009). Environmentally conscious hard turning of cemented carbide materials on the basis of micro-cutting in SEM (2nd report): stress turning with three kinds of cutting tools. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 23, 1959–1966.
- Swahn, H., Becker, P. C., and Vingsbo, O. (1976). Electron-microscope studies of carbide decay during contact fatigue in ball bearings. *Metal Science*, 10, 35–39.

- Swallow, E. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1996). High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation. *Materials Science and Technology*, 12, 121–125.
- Szost, B. A., Vegter, R. H., and Rivera–Diaz–del–Castillo, P. E. J. (2013). Developing bearing steels combining hydrogen resistance and improved hardness. *Materials and Design.*, 43, 499–506.
- Takahashi, M. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1990). Model for transition from upper to lower bainite. *Materials Science and Technology*, 6, 592–603.
- Tamizharasan, T., Selvaraj, T., and Haq, A. N. (2006). Analysis of tool wear and surface finish in hard turning. *International Journal Advanced Manufacturing Technology*, 28, 671–679.
- Tan, E., Ovalı, İ., Mavi, A., Kaplan, M., Okay, Ş. (2015). Influence of repeated tempering on the machinability and microstructure of an AISI 52100 steel. *Production–Oriented Testing/Materialography*, 57, 947–953.
- Taylor, K. A., Olson, G.B., Cohen, M., and Vander Sande J. B. (1989). Carbide Precipitation during Stage I Tempering of Fe–Ni–C Martensites. *Metallurgical Transactions A*, 20, 2749–2765.
- Thelning, K.–E. (1984). *Steel and Its Heat Treatment* (2nd ed.). London: Butterworths, pp. 207–211.
- Thiele, J. D. and Melkote, S. N. (1999). Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 94, 216–226.
- Thiele, J. D. and Melkote, S. N. (2000). Effect of Tool Edge Geometry on Workpiece Subsurface Deformation and Through– Thickness Residual Stresses for Hard Turning of AISI 52100 Steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2(4), 270–276.
- Thomas, R. L. S., Scully, J. R., and Gangloff, R. P. (2003). Internal hydrogen embrittlement of ultrahigh–strength AERMET 100 steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 34, 327–342.
- Thomas, S. and Krauss, G. (1976). The Effect of Structure on the Deformation of As–Quenched and Tempered Martensite in an Fe–0.2 Pct C Alloy. *Metallurgical Transactions A*, 7, 41–48.
- Thoors, H., Chandrasekaran, H., and Olund, R. (1993). Study of some active wear mechanisms in a titanium-based cermet when machining steels. *Wear*, 162–164, 1–11.
- Tkalcec, I., Azcoitia, C., Crevoiserat, S. and Mari, D. (2004). Tempering effects on a martensitic high carbon steel. *Materials Science and Engineering A*, 387–389, 352–356.

- Tomita, Y. (1995). Effect of morphology of nonmetallic inclusions on tensile properties of quenched and tempered 0.4C–Cr–Mo–Ni steel. *Materials Characterization*, 34, 121–128.
- Tomita, Y. and Okabayashi, K. (1983). Improvement in Lower Temperature Mechanical Properties of 0.40 Pct C–Ni–Cr–Mo Ultrahigh Strength Steel with the Second Phase Lower Bainite. *Metallurgical Transactions A*, 14, 485–492.
- Tomita, Y. and Okawa, T. (1993). Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. *Materials Science and Engineering*, 172, 145–151.
- Totten, G., (2007). *Steel Heat Treatment Handbook*. (2nd ed.) Boca Raton: Taylor & Francis, 344–349.
- Tsubota, K. (1993). Evaluation of bearing steels produced by powder metallurgy process. In J. J. C. Hoo (Ed.), *Creative Use of Bearing Steels*. Philadelphia: ASTM, pp. 95–105.
- Tsubota, K., Sato, T., Kato, Y., Hiraoka, K., Hayashi, R. (1998). *Bearing steels in to the 21st Century*. In J. J. C. Hoo and W. B. Gren (Eds.), Pennsylvania: ASTM, pp. 202–215.
- Tszeng, T. C. (2000). Autocatalysis in bainite transformations. *Materials Science and Engineering A*, 293, 185–190.
- Tu, M. Y., Hsu, C. A., Wang, W. H., and Hsu, Y. F. (2008). Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel. *Materials Chemistry and Physics*, 107, 418–425.
- Ucun, İ. ve Aslantaş, K. (2009). *Sertleştirilmiş 52100 Takım Çeliğinin Tornalanmasında Karbürlü Kesici Takımın Performansının Araştırılması*. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumunda sunuldu, Karabük.
- Ueda, M., Uchino, K., and Kobayashi, A. (2002). Effect of carbon content on wear property in pearlitic steels. *Wear*, 253, 107–113.
- Ulutan, D. ve Ozel, T. (2011). Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 51, 250–280.
- Umbrello, D., Ambrogio, G., Filice, L., and Shivpuri, R. (2007). An ANN approach for predicting subsurface residual stresses and the desired cutting conditions during hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 189, 143–152.
- Umbrello, D., Ambrogio, G., Filice, L., and Shivpuri, R. (2008a). A hybrid finite element method–artificial neural network approach for predicting residual stresses and the optimal cutting conditions during hard turning of AISI 52100 bearing steel. *Materials and Design*, 29, 873–883.

- Umbrello, D. and Filice, L. (2009). Improving surface integrity in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel by modeling white and dark layers formation. *CIRP Annals–Manufacturing Technology*, 58, 73–76.
- Umbrello, D., Hua, J., and Shivpuri, R. (2004). Hardness-based flow stress and fracture models for numerical simulation of hard machining AISI 52100 bearing steel. *Materials Science and Engineering A*, 374, 90–100.
- Umbrello, D., Outeiro, J.C., M'Saoubi, R., Jayal, A. D., and Jawahir, I. S. (2010). A numerical model incorporating the microstructure alteration for predicting residual stresses in hard machining of AISI 52100 steel. *CIRP Annals–Manufacturing Technology*, 59, 113–116.
- Umbrello, D., Rizzuti, S., Outeiro, J. C., Shivpuri, R., and M'Saoubi, R. (2008b). Hardness-based flow stress for numerical simulation of hard machining AISI H13 tool steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 199, 64–73.
- Umemoto, M., Minoda, K., and Tamura, I. (1982). Some characteristics of the substructure of lenticular martensite in Fe–Ni–C alloys. *Metallography*, 15(2), 177–191.
- Van Ingelgem, Y., Vandendael, I., Van den Broek, D., Hubin, A., and Vereecken, J. (2007). Influence of laser surface hardening on the corrosion resistance of martensitic stainless steel. *Electrochimica Acta*, 52, 7796–7801.
- Vander Voort, G. F., James, H. M. (1992). Handbook–Metallography and Microstructures. Wrought stainless steels. Materials Park, OH: ASM International, pp. 279–296.
- Varadarajan, A. S., Philip, P. K., and Ramamoorthy, B. (2002). Investigations on hard turning with minimal cutting fluid application (HTMF) and its comparison with dry and wet turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 42, 193–200.
- Vedula, K. M. and Heckel, R. W. (1970). Spheroidization of binary Fe–C alloys over a range of temperatures. *Metallurgical Transactions*, 1, 9–18.
- Vetters, H., Dong, J., Bornas, H., Hoffman, F., and Zoch, H.W. (2006). Microstructure and fatigue strength of the roller-bearing steel 100Cr6 (SAE 52100) after two-step bainitisation and combined bainitic–martensitic heat treatment. *International Journal of Materials Research*, 97, 1432–1440.
- Vetters, H., Dong, J., and Zoch, H. W. (2009). Effect of residual austenite on properties of tool steel following shortened treatments in lower bainitic phase. *International Heat Treatment and Surface Engineering*, 3, 131–135.
- Vikram Kumar, C. H. R., and Ramamoorthy, B. (2007). Performance of coated tools during hard turning under minimum fluid application. *Journal of Materials Processing Technology*, 185, 210–216.

- Vuorinen, E., Pino, D., Lundmark, J., and Prakash, B. (2007). Wear Characteristic of surface hardened ausferritic Si-Steel, *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*, 245–248.
- Vyas, A., and Shaw, M. C., (1998). The Mechanism of Chip Formation with Hard Turning Steel, *CIRP Annals*, 47/1, pp. 77–82.
- Wadsworth, J. and Lesuer, D. R. (2000). The knives of Frank J. Richting as featured in Ripley's Believe It or Not!. *Materials Characterization*, 45, 315–326.
- Wadsworth, J. and Sherby, O. D. (1978). Influence of chromium on superplasticity in ultrahigh carbon steels. *Journal of Materials Science*, 13, 2645–2649.
- Waikar, R. A. and Guo, Y. B. (2008). A comprehensive characterization of 3D surface topography induced by hard turning vs. Grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, 197(1–3), 189–199.
- Wang, C. Y., Shi, J., Cao, W. Q., and Dong, H. (2010). Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. *Materials Science & Engineering A*, 527, 3442–3449.
- Wang, I., Wood, R. J. K., Harvey, T. J., Morris, S., Powrie, H. E. G., and Care, I. (2003). Wear performance of oil lubricated silicon nitride sliding against various bearing steels. *Wear*, 255, 657–668.
- Wang, J. Y. and Liu, C. R. (1999). The effect of tool flank wear on the heat transfer, thermal damage and cutting mechanics in finish hard tuning. *Annals of the CIRP*, 48(7), 53–58.
- Wang, Y., Lei, T. Q., and Liu, J. J. (1999). Tribo-metallographic behaviour of high carbon steels in dry sliding II. Microstructure and wear. *Wear*, 231, 12–19.
- Wardany, T. I. E. 1. and Elbestawi, M. A. (1997). Prediction of Tool Failure Rate in Turning Hardened Steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 13, 1-16.
- Warren, A. W., and Guo, Y. B. (2009). Characteristics of residual stress profiles in hard turned versus ground surfaces with and without a white layer. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 131, 1-10.
- Watson, J. D. and McDougall, P. G. (1973). The crystallography of widmanstätten ferrite. *Acta Metallurgica*, 21(7), 961–973.
- Wei, M. X., Wang, S. Q., Wang, L., Cui, X. H., and Chen, K. M. (2011). Effect of tempering condition on wear resistance in various wear mechanism of H13 steel. *Tribology International*, 44, 898–905.
- Wen, J., Li, Q., and Long, Y. (2006). Effect of austempering on microstructure and mechanical properties of a GCr18Mo steel. *Materials Science and Engineering A*, 438–440, 251–253.

- Winchell, P. G., and Cohen, M. (1962). The Strength of Martensite. *Trans. ASM*, 55, 347–361.
- Woodyatt, L. R., and Krauss, G. (1976). Iron–Chromium–Carbon System at 870 °C. *Metallurgical Transactions A*, 7(A), 983–989.
- Wu, K. M. and Bhadeshia, H. K. D. H. (2012). Extremely fine pearlite by continuous cooling transformation. *Scripta Materialia*, 67, 53–56.
- Wu, W., Liu, Y., Liu, L., and Xue, Z. I. (2008). Titanium Content Control for Bearing Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 15(6), 29–32.
- Xie, F., Wang, Y., Ziang, Y., Zhang, Q. (2011). Influence of heat treatment for the microstructure in GCr15 bearing steel. *Applied Mechanics and Materials*, 44–47, 2385–2389.
- Xie, J., Alpas, A. T., and Northwood, D. O. (2005). The role of heat treatment on the erosion–corrosion behavior of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering A*, 393, 42–50.
- Xu, Z., Chen, Y. X., and Chen, W. Y. (1990). Application of isothermal martensite in GCr15 ball-bearing steel. *Iron and Steel (Peking)*, 25, 47–50.
- Yallese, M. A., Chaoui, K., Zeghib, N., Boulanouar, L., and Rigal, J. F. (2009). Hard machining of hardened bearing steel using cubic boron nitride tool. *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 1092–1104.
- Yamamoto, A., Inoue, K., and Tsubakino, H. (2007). Analysis of spherical carbides formed in chromium added hypereutectoid bearing steels. *Materials Science Forum*, 539–543, 4866–4871.
- Yamasaki, S. (2004). *Modelling the precipitation of carbides in martensitic steels*. Doktora Tezi, University of Cambridge, Cambridge
- Yan, H., Hua, J., and Shivpuri, R. (2005). Numerical simulation of finish hard turning for AISI H13 die steel. *Science and Technology of Advanced Materials*, 6, 540–547.
- Yang, H. S. (2011). *Design of Low–Carbon Low–Temperature Bainite*. Doktora Tezi, University of Cambridge, Cambridge, 3–4.
- Yang, H. S. and Bhadeshia, H. K. D. H. (2009). Austenite grain size and the martensite–start temperature. *Scripta Materialia*, 60, 493–495.
- Yang, H. S., Jang, J. H., Bhadeshia, H. K. D. H., and Suh, D. W. (2012). Critical assessment: Martensite–start temperature for $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 36, 16–22.
- Yang, J. R. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1986). *Advances in Welding Science and Technology*. In A. S. David (Ed.), Ohio: ASM, pp. 187–191.

- Yang, J. R. and Bhadeshia, H. K. D. H., (1988). Proceedings of an International Conference: Phase Transformations '87. In G. W. Lorimer (Ed.), London: Institute of Metals, pp. 203–206.
- Yang, Z. G. and Enomoto, M. (1999). A discrete lattice plane analysis of coherent f.c.c./B1 interfacial energy. *Acta Materialia*, 47(18), 4515–4524.
- Yang, Z. G. and Enomoto M. (2001). Calculation of the Interfacial Energy of B1-Type Carbides and Nitrides with Austenite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 267–274.
- Yang, Z. G. and Enomoto M. (2002). Discrete lattice plane analysis of Baker–Nutting related B1 compound/ferrite interfacial energy. *Materials Science and Engineering A*, 332, 184–192.
- Yang, Z. G. and Fang, H. –S. (2005). An overview on bainite formation in steels”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 9, 277–286.
- Yaso, M., Morito, S., Ohba, T., and Kubota, K. (2008). Microstructure of martensite in Fe–C–Cr steel”, *Materials Science and Engineering A*, 481–482, 770–773.
- Yeon, D. H., Cha, P.–R., and Yoon, J. K. (2001). A phase field study for ferrite–austenite transitions under *para*–equilibrium. *Scripta Materialia*, 45, 661–668.
- Yi, H. L., Lee, K. Y., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2011). Mechanical stabilization of retained austenite in δ -TRIP steel. *Materials Science & Engineering A*, 528, 5900–59003.
- Yin, F., Hua, L., Mao, H., and Han, X. (2013). Constitutive modeling for flow behavior of GCr15 steel under hot compression experiments. *Materials and Design*, 43, 393–401.
- Yokota, T., Garcia Mateo, C., and Bhadeshia, H. K. D. H. (2004). Formation of nanostructured steels by phase transformation. *Scripta Materialia*, 51, 767–770.
- Young, C. H. and Bhadeshia, H. K. D. H. (1994). Strength of Mixtures of Bainite and Martensite. *Materials Science and Technology*, 10(3), 209–214.
- Yusof, N. M., Zainal, A. M., and Kurniawan, H. D. (2008). Hard Turning of cold work tool steel using wiper ceramic tool. *Jurnal Mekanikal*, 25, 92–105.
- Zakerinia, H., Kermanpur, A., and Najafizadeh, A. (2011). The effect of bainite in producing nano/ultrafine grained steel by the martensite treatment. *Materials Science and Engineering A*, 528, 3562–3567.
- Zaretsky, E. V., Anderson, W. J., Parker, R. J. (1962). The effect of contact angle on rolling–contact fatigue and bearing load capacity. *Tribology Transactions*, 5, 210–219.
- Zaretsky, E. V., Parker, R. J., and Anderson, W. J. (1965). *Component hardness differences and their effect on bearing fatigue* (Report No. N66–27083). Cleveland, Ohio: NASA.

- Zaretsky, E. V. (1988). *Selection of rolling-element bearing steels for long-life applications, Effect of steel manufacturing process on the quality of bearing steels*. Philadelphia: ASTM.
- Zaretsky, E. V. (2012). Rolling bearing steels – a technical and historical perspective. *Materials Science and Technology*, 28(1), 58–69.
- Zener, C. (1946). Kinetics of the Decomposition of Austenite. *Trans AIME*, 167, 550–595.
- Zhao L, Vermolen F. J., Wauthier, A., and Sietsma, J. (2006). Cementite dissolution at 860 °C in an Fe–Cr–C steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 1841–1850.
- Zhou, J. M., Andersson, M., and Stahl, J. E. (2003). The monitoring of flank wear on the CBN tool in the hard turning process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 22, 697–702.
- Zhou, J. M., Andersson, M., and Stahl, J. E. (2004). Identification of cutting errors in precision hard turning process. *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154, 746–750.
- Zhou, Q., Wu, X., Shi, N., Li, J., and Min, N. (2011). Microstructure evolution and kinetic analysis of DM hot-work die steels during tempering. *Materials Science & Engineering A*, 528, 5696–5700.
- Zurecki, Z., Ghosh, R., and Frey, J. H. (2003). Investigation of white layer formed in conventional and cryogenic hard turning of steel. *Proceedings of ICEME'03*, Mechanical Engineering Congress and Exposition, Washington D.C.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : KAPLAN Mücahit
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 06.08.1972, Ankara
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 532 250 82 82
 e-mail : ebic38@hotmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi /Endüstriyel Teknoloji Eğitimi	2017
Yüksek lisans	ODTÜ/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2006
Lisans	ODTÜ/Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	1996
Lise	Ankara Atatürk Anadolu Lisesi	1989
İlkokul	DCS/ Şam - SURİYE	1983

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
1997-Halen	EBİÇ LTD. ŞTİ.	Şirket ortağı/Müdür

Yabancı Dil

İngilizce
 Arapça

Yayınlar

-

Hobiler

Bıçak yapımı



GAZİ GELECEKTİR...