

**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENSİT HACİM ORANI VE
MORFOLOJİSİNİN İŞLENEBİLİRLİK ÖZELLİKLERİ
ÜZERİNE ETKİLERİ**

Ahmet GÜRAL

83977

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

83977

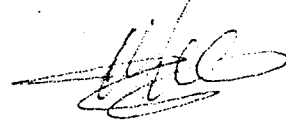
**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TC. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANİSTON MÜHÜRÜ**

Ocak 1999

ANKARA

Ahmet GÜRAL tarafından hazırlanan ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE
MARTENSİT HACİM ORANI VE MORFOLOJİSİNİN İŞLENEBİLİRLİK
ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİLERİ adlı bu tezin yüksek lisans tezi olarak
uygun olduğunu onaylarım.



Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Tez Yöneticisi

Bu çalışma, jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında yüksek lisans
tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Doç. Dr. Sedat Özbilen

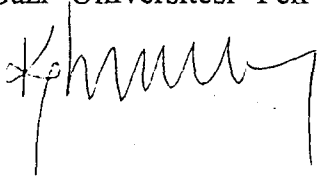
Üye : Doç. Dr. Ulvi SEKER

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mehmet Erdoğan

Üye : _____

Üye : _____

Bu tez, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına
uygundur.



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	iv
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	v
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ, YAPI VE ÖZELLİKLERİ	4
2.1. Çift Fazlı Çeliğin Üretimi İçin Uygulanan Isıl İşlemler.....	5
2.2. A ₁ ve A ₃ Arası Kritik Tavlama Sıcaklıklarında Kısmi Östenitleme ve Bekletme Süresinin Mikro Yapı ve Bazı Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi.....	6
2.2.1. Kritik sıcaklıklarda östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi	8
2.3. Alaşım Elementlerinin Etkileri ve Dağılımı	16
2.4. Östenitin Martenzite ($\gamma \rightarrow M$) Dönüşümü.....	18
2.4.1. Kritik tavlama sıcaklığının etkisi	22
2.5. Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Morfolojisi.....	24
2.6. Çift Fazlı Çeliğin Mikro Yapısında Oluşabilen Diğer Fazlar	26
3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ	30
3.1. Çekme Özellikleri.....	31
3.1.1. Akma Dayanımı	31
3.1.2. Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)	34
3.1.3. Çekme Dayanımı.....	38

3.1.4. Süneklik	41
3.1.5. Kırılma.....	44
3.6. Farklı MHO ve Morfolojilere Sahip Çift Fazlı Çeliklerin Çekme Özellikleri	44
4. METAL KESME MEKANİĞİ ve İŞLENEBİLİRLİK	48
4.1. Metal Kesme Mekanığı	48
4.2. Talaş Tipleri.....	55
4.2.1. Süreksiz talaş.....	55
4.2.2. Sürekli talaş.....	56
4.2.3. Sıvanan talaş	56
4.3. Talaş Kaldırma Esnasında Oluşan Sıcaklık ve Dağılımı.....	57
4.4. Kesici Takım Aşınması ve Aşınma Mekanizmaları.....	58
4.4.1. Kesici takım aşınması.....	58
4.4.2. Aşınma mekanizmaları	59
4.4.2.1. Sert parçacık aşındırıcılı (abrasiv) aşınma.....	60
4.4.2.2. Difüzyon ile aşınma.....	61
4.4.2.3. Oksidasyon.....	61
4.4.2.4. Yorulma ile aşınma.....	62
4.4.2.5. Yapışma ile aşınma.....	62
4.4.3. Aşınma tipleri.....	62
4.4.3.1. Krater aşınması.....	63
4.4.3.2. Yanak aşınması	64
4.4.3.3 . Plastik deformasyon	64
4.4.3.4. Çentik aşınması	64
4.4.3.5. Termal (ısı) çatlaklar	65
4.4.3.6. Mekanik yorulma çatlakları	65
4.4.3.7. Çıtlama (çentiklenme)	65
4.4.3.8. Kırılma.....	66

4.4.3.9. Kesici kenarda yığılma (BUE)	66
4.5. Yüzey Pürüzlülüğü	66
4.5.1. İdeal yüzey pürüzlülüğü	67
4.5.2. Doğal yüzey pürüzlülüğü.....	70
4.6. İşlenebilirlik	70
4.6.1. Orta karbonlu çeliklerin işlenebilirliğini etkileyen faktörler	71
4.6.1.1. İşlemeyi kolaylaştırıcı elementlerin ilavesi	71
4.6.1.2. Mikro yapı ve sertliğin işlenebilirlik üzerine etkisi	72
4.6.1.3. Kesme hızına bağlı olarak Built-Up Edge (BUE) oluşumu ve işlenebilirlik üzerine etkisi.....	75
5. MALZEME VE METOD	81
5.1. Malzeme	81
5.2. Isıl İşlemler	81
5.2.1. MHO' nın Kritik Tavlama Sıcaklığına (KTS) Bağımlılığı.....	81
5.2.2. Kritik tavlama öncesi oluşturulan başlangıç mikro yapıları	82
5.2.3. Sabit MHO' nda (~ %25 ve %45) yumuşak ferritik matriste farklı morfolojiye sahip martenzit dağılımının oluşturulması.....	82
5.3. Metalografi.....	84
5.3.1. Martensit parçacık ve perlit tane boyutu ölçümü.....	85
5.3.2. Östenit (Martensit) ve Perlit Hacim Oranının Ölçümü	86
5.4. İşlenebilirlik Deney Numunelerinin Hazırlanması	86
5.5. İşlenebilirlik Deneyleri	88
5.5.1. Kesme ve ilerleme kuvvetlerinin ölçümü	89
5.5.2. Yüzey pürüzlülüğünün ölçümü	90
5.5.3. Aşınma ve sıvanma (BUE) davranışlarının incelenmesi	90
5.5.4. Talaş kökünün çıkarılması	91

6.	DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMA	93
6.1.	Mikro Yapı Sonuçları	93
6.2.	Kesme Kuvvetleri	100
6.2.1.	Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin kesme kuvvetleri üzerine etkisi	100
6.2.2.	Farklı kesme hızlarında MHO'nın kesme kuvvetleri üzerine etkisi ...	102
6.2.3.	Farklı kesme hızlarında sabit MHO'nda farklı morfolojilerin kesme kuvvetleri üzerine etkisi	109
6.2.4.	Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip numunelerin kesme kuvvetleri üzerine etkisi	112
6.2.5.	Farklı kesme hızlarında kesme kuvveti üzerine sertliğin etkisi	114
6.3.	Yüzey Pürüzlülüğü	116
6.3.1.	Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin, dengeli olmayan işleme şartları altında yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi	116
6.3.2.	Farklı Kesme Hızlarında MHO ve Morfolojisinin, Dengeli İşleme Şartları Altında Yüzey Pürüzlülüğü üzerine Etkisi	119
6.3.1.1.	Farklı kesme hızlarında sabit MHO'nda farklı morfolojiye sahip çift fazlı ve α +P mikro yapıları çeliklerde yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi	121
6.3.1.2.	Farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi	126
6.3.1.3.	Sabit MHO'nda çift fazlı ve çift fazlı olmayan çeliklerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi	128
6.4.	Kesici Takımda Sıvanma (BUE) ve Aşınma Eğilimi	131
6.4.1.	Ferrit + Perlit (α +P) mikro yapıları numunelerin farklı kesme hızlarında işlenmesi ile kesici takımdaki sıvanma (BUE) ve aşınma eğilimleri	131

6.4.2. Farklı MHO ve morfolojiye sahip çift fazlı numunelerin farklı kesme hızlarında işlenmesi ile kesici takımındaki sıvanma (BUE) ve aşınma eğilimleri.....	137
7. SONUÇLAR.....	148
7.1. Kesme Kuvvetleri.....	148
7.2. Yüzey Pürüzlülüğü.....	149
7.3. Kesici Uçta Aşınma ve Sıvanma Eğilimleri	150
KAYNAKLAR	151
ÖZGEÇMİŞ.....	161



**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENSİT HACİM ORANI VE
MORFOLOJİSİNİN İŞLENEBİLİRLİK ÖZELLİKLERİ
ÜZERİNE ETKİLERİ
(Yüksek Lisans Tezi)**

Ahmet GÜRAL

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Ocak 1999**

ÖZET

Bu çalışmada, Ç 8620 çeliğinin ve bu çelikten üretilen , farklı martenzit hacim oranlarına (% 25 ve % 45) ve morfolojilerine (kaba, orta kaba, ince) sahip çift fazlı çeliklerin, işlenebilirlik davranışları incelenmiştir. Genel olarak, çift fazlı çelikler, bu çeliklerin orijinleri olan ferrit+perlit mikro yapılı çeliklere göre daha iyi işlenebilirlik özellikleri sergilemişlerdir. Bütün numunelerde, kesme hızı arttıkça, kesme kuvvetleri azalmıştır. Benzer şekilde, kesme hızı arttıkça yüzey pürüzlülüğü azalmıştır. Çift fazlı çelikler arasında en iyi işlenebilirlik özelliklerini yüksek martenzit hacim oranı ve ince martenzit parçacık dağılımlı çelikler sergilemişlerdir.

Bilim Kodu : 626 20 01

Anahtar Kelimeler : Çift fazlı çelik, işlenebilirlik, kesme kuvveti, yüzey pürüzlülüğü, takım aşınması

Sayfa Adedi : 161

Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

**THE EFFECTS OF MARTENSIT VOLUME FRACTION AND
MORPHOLOGY ON MACHINABILITY PROPERTIES ON
DUAL-PHASE STEELS**

(M.Sc. Thesis)

Ahmet GÜRAL

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
January 1998**

ABSTRACT

In this study, Ç 8620 steel and a dual phase steel that was produced from this steel with different martensit volume fractions and morphologies have been investigated. In general, these steels have shown better machinability properties than the ferrite-pearlite micro structured steels. In all samples, cutting forces decreased as the cutting speed increased. Similarly, surface roughness has tended to decrease while the cutting speed was increased. Similarly, surface roughness tended to decrease while the cutting speed increased. Among dual-phase steels the ones with higher martensite particulate size showed the best machinability properties.

Science code : 626 20 01

Key words : Dual phase steel, machinability, cutting force, surface roughness, tool wear

Page number : 161

Adviser : Assoc. Prof. Mehmet ERDOĞAN

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca çok değerli yardım ve tecrübeleri ile beni yönlendiren sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, çalışmalarımda bana yol gösteren Doç. Dr. Ulvi ŞEKER'e, deneylerimde yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. İhsan KORKUT'a, Dr. Zafer TEKİNER'e ve Arş. Gör. Bilge DEMİR'e, mali desteğinden dolayı Gazi Üniversitesi Araştırma Fon Saymanlığı'na, desteklerinden dolayı bölümüm tüm öğretim elemanlarına, sevgili yeğenim Erkan'a ve bu yolun yarısında bana katılan ve desteğini hiç esirgemeyen kıymetli eşim Melike'ye teşekkürlerimi bir borç bilirim.



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Ç 8620 çeliğinin ve bu çelikten üretilmiş çift fazlı çeliklerin çekme değerleri.....	45
Çizelge 5.1. Ç 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağırlık)	81
Çizelge 6.1. Farklı morfolojilerde elde edilmiş çift fazlı ve çift fazlı olmayan numunelerin metalografik ve sertlik sonuçları	97
Çizelge 6.2. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin kesme kuvvetleri (Fc) üzerine etkisi	101
Çizelge 6.3. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin yüzey pürüzlülüğü (Ra) üzerine etkisi.....	121

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Fe-Mn-Si denge diyagramında kritik tavlama sıcaklık (KTS) bölgesi.....	4
Şekil 2.2. Çift fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtım yöntemleri; a) Kritik çift fazlı (KÇF) çelik ısıtım işlemi, b) Östenit çift fazlı (ÖÇF) çelik ısıtım işlemi	6
Şekil 2.3. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip bir çelikte kritik tavlama sırasında östenit oluşumu. a) ferrit + perlit başlangıç mikro yapısı, b) sementitin küreselleşmesi ve ferrit-ferrit sınırlarında bulunan sementitin kabaşlaması, c) ferrit-ferrit tane sınırlarında kabalaşmış sementit paçacıklarında östenitin çekirdeklenmesi, d) perlitik bölgelerde küreselleşmiş sementitlerde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında östenitin dengeye ulaşana kadar büyümeye devam etmesi	9
Şekil 2.4. Ferrit+perlit mikroyapılı çeliklerde kritik tavlama sırasında östenitin şematik büyüme diyagramı; 1) Perlitin çözünmesi, 2a) Östenit içinde karbon difüzyonu kontrolü ile östenitin büyümesi, 2b) Ferrit içinde mangan difüzyonu kontrolü ile östenitin büyümesi, 3) Östenitte mangan difüzyonu ile son dengenin kurulması	10
Şekil 2.5. Fe-Mn-C Faz diyagramının demirce zengin köşesi için 730 °C ve 800 °C'de sabit sıcaklık çizimleri. (730 °C'de östenit oluşumu için gösterilmiş üç aşamalı mekanizma)	12
Şekil 2.6. KTS'nda Mn'ın tane sınırı difüzyonu mekanizması	13

Şekil 2.7. 740 C’de 0,06C-1,5Mn’lı çelikte östenit oluşumu; a) 0 dk, b) 2 dk, c) 1 sa, d) 24 sa.	15
Şekil 2.8. % 0,12-% 1,5 Mn’lı çelik için östenitin oluşum diyagramı.....	15
Şekil 2.9. Fe-C denge diyagramında Silisyum elementinin etkisi a) Saf karbonlu, b) Fe-C-Si denge diyagramı.....	17
Şekil 2.10. Farklı alaşım elementleri içeren çeliklerde KTS’ nin kısmi östenit hacmi üzerine etkisi	18
Şekil 2.11. Mikro alaşımlı ve alaşımsız çeliklerde farklı östenit hacim oralarında, östenitten martensit dönüşüm oranı üzerine kritik soğuma hızının etkisi	20
Şekil 2.12. Kritik tavlama sıcaklığında % 23 ve % 50 östenit hacim oranına sahip çeliğin mikroyapı haritaları a) % 23 östenit, b) %50 östenit.....	20
Şekil 2.13. Farklı karbon içeriğine sahip östenitin mevcut östenitin martensitik sertleşebilirliğinin kritik soğuma hızına bağlılığı; a) % 90 martensite dönüşüm, b) % 50 martensite dönüşüm ...	21
Şekil 2.14. Farklı KTS’ nda oluşturulan östenitin şematik sürekli soğuma diyagramları	23
Şekil 2.15. Farklı morfolojiye sahip çift fazlı çelikler için uygulanmış ısı işlem çevrimleri ve mikro yapı sonuçları	25
Şekil 2.16. Başlangıç ferrit + perlit mikro yapılarına sahip çeliklerin normalleştirme işleminin tekrarı ve KTS 750 °C den soğutma ile martensit parçacık boyutu inceltiren çift fazlı çelik mikro yapı fotoğrafları a) normalleştirme tekrarı yapılmamış. normalleştirme, bir defa tekrarlanmış, c) normalleştirme, iki defa tekrarlanmış, d) normalleştirme, sekiz defa tekrarlanmış	26
Şekil 2.17. Defomasyon miktarı ile değişen kalıntı östenit hacim oranı	27
Şekil 2.18. KTS’ nin değişiminin ile kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi	28

Şekil 2.19. Değişen tavlama sıcaklıklarında oluşabilen fazların hacim oranları.....	29
Şekil 3.1. Sade C' lu, SAE 980X, SAE 950X ve çift fazlı GM 980X çeliklerin gerilme - % uzama eğrileri.....	30
Şekil 3.2. a) Gerilim gevşetilmesi, b) % uzama oranının değiştirilmesi, c)Yükleme - boşaltma işlemlerinden sonra akma noktasının belirginleştirilmesi.....	32
Şekil 3.3. Fe - Mn - C alaşımlı çift fazlı çelikte MHO'nın akma dayanımı..... üzerine etkisi	33
Şekil 3.4. KTS'den su verme sıcaklığı ve C oranının, Fe - Mn - C alaşımlı çift fazlı çeliklerin akma dayanımı üzerine etkisi	34
Şekil 3.5. Ludwick eşitliğine göre çift fazlı çeliklerin Jould – Crussard analizi	36
Şekil 3.6. Deformasyon şamaları üzerine tane boyutunun etkisini gösteren Jould – Crussard analizi	37
Şekil 3.7. MHO'nun ve C içeriğinin fonksiyonu olarak çekme dayanımları. 38	
Şekil 3.8. Farklı bileşimlerdeki çeliklerin mekanik özellikleri üzerine soğuma hızının etkileri	40
Şekil 3.9. Çift fazlı ve çift faz olmayan çeliklerin düzgün uzama-çekme dayanımı ilişkisi	41
Şekil 3.10. Ferrit hacim oranının % uzama üzerine etkisi	42
Şekil 3.11. Si ve P içerikli çift fazlı çeliklerinde çekme dayanımının fonksiyonu olarak düzgün uzama değişimleri	42
Şekil 3.12. % 0,12 C, % 1,28 Mn, % 0,13 Mo'li çeliğin KTS'ndan sürekli soğuma diyagramı.....	43

Şekil 3.13. % 40 ve % 30 MHO'na ve ince (SS740, SS726), orta kaba (BS720, BS726) ve kaba (FS740, FS726) mikro yapılara sahip çift fazlı çelikler ile AISI 8620 çeliğinin gerilme - % gerçek uzama eğrileri a. ince, b. orta kaba, c. kaba mikro yapılı numunelere ait)	45
Şekil 3.14. Çift fazlı çelik numunelerde, farklı MHO ve morfolojilerine bağlı olarak tokluk değerlerindeki değişim.....	46
Şekil 3.15. MHO'na bağlı olarak ince (SS), orta kaba (BS), kaba (FS) mikro yapılı çift fazlı çelik numunelerinde akma ve çekme dayanımlarının değişimi	46
Şekil 3.16. MHO'na bağlı olarak ince (SS), orta kaba (BS), kaba (FS) mikro yapılı çift fazlı çelik numunelerinde % toplam uzama (ϵ) değerlerinin değişimi	47
Şekil 4.1. Metal kesme işleminin temel mekaniği	48
Şekil 4.2. Metal kesme esnasında oluşan kuvvet sistemi	50
Şekil 4.3. Talaş kesitinin kesme kenarı açısı ile ilişkisi	53
Şekil 4.4. Talaşın oluşum şekilleri a) Süreksiz kısa talaş, b) Sürekli talaş Sıvanan sürekli talaş	57
Şekil 4.5. Talaş kaldırma esnasında oluşan sıcaklık dağılımı.....	58
Şekil 4.6. Metallerin işlenmesi sırasındaki aşınma mekanizmaları	60
Şekil 4.7. Talaş kaldırma esnasında kesici uçta meydana gelebilen aşınma şekilleri	63
Şekil 4.8. Keskin köşeli kesici kalem ile oluşturulmuş yüzey pürüzlülüğü modeli, a) talaş kaldırıldıktan sonra oluşturulmuş yüzey, b) düzgün olmayan yüzeyin kesiti	67
Şekil 4.9. Yuvarlak köşeli kesici uç ile oluşturulan ideal yüzey pürüzlülüğü	69
Şekil 4.10. BUE katmanı	76

Şekil 4.11. Aşırı deforme olan BUE malzemesinin yapısı	77
Şekil 4.12. Yeniden kristalleşmiş akma bölgesinin yapısı	77
Şekil 4.13. Kesme hızına bağlı olarak BUE katmanındaki değişim	77
Şekil 4.14. Farklı metallerde kesme hızı - kesme kuvveti ilişkileri	80
Şekil 4.15. Orta karbonlu çelikte kesme hızının yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi	80
Şekil 5.1. % γ (M) hacim oranının KTS' na bağlı olarak değişimi	83
Şekil 5.2. Farklı martensit hacim oranı ve farklı morfolojilere sahip çift çelik üretimi için uygulanan işlemlerin şematik özeti	84
Şekil 5.3. İşlenebilirlik deney numunelerinin ısıtma işlem fırınına yerleştirme pozisyonu	87
Şekil 5.4. Isıtma işlem deney düzeneği ve işlenebilirlik deney numunesinin fırına yerleştirilmesi	88
Şekil 5.5. Kesme (F_c) ve İlerleme (F_t) kuvvetlerinin ölçümü için sistem donanımı	89
Şekil 5.6. Talaş kökü çıkarmak için üzerinde önceden belirlenen kesme hızları için kanal açılmış numune	91
Şekil 5.7. Çıkıntıları oluşturulmuş ve üzerinden talaş kökü alınmış numune	92
Şekil 6.1. Farklı morfolojilere sahip çift fazlı yapı üretimi öncesi farklı başlangıç mikro yapıları, a) Isıtma işlem görmemiş (kaba perlitik yapı) B numunesi, b) 900 °C'den normalleştirilmiş bantlaşma eğilimli N numunesi, c) 900 °C'den iki defa normalleştirilmiş ince perlitik yapı NN numunesi, d) 900 °C'den suda su verilmiş martensitik yapı S numunesi.....	95

Şekil 6.2.	% 25 ve % 45 MHO'larına sahip kaba martensit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar, a) % 25 MHO'na sahip BS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip BS745 numunesi	96
Şekil 6.3.	% 25 ve % 45 MHO'larına sahip orta kaba martensit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar, a)% 25 MHO'na sahip NNS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip NNS745 numunesi	96
Şekil 6.4.	% 25 ve % 45 MHO'larına sahip ince martensit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar, a) % 25 MHO'na sahip SS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip SS745 numunesi.....	97
Şekil 6.5.	Martensit parçacık boyutu-martensit parçacıkları arası mesafe ilişkisi	98
Şekil 6.6.	MHO' nun sertlik üzerine etkisi.....	98
Şekil 6.7.	Farklı MHO' larında martensit parçacık boyutunun sertlik üzerine etkisi.....	99
Şekil 6.8.	Farklı MHO' larında martensit parçacıkları arası mesafenin sertlik üzerine etkisi	99
Şekil 6.9.	Farklı kesme hızlarında MHO ve martensit morfolojisinin kesme kuvvetleri üzerine etkisi.....	100
Şekil 6.10.	Farklı kesme hızlarında, % 25 MHO ve farklı martenzit morfolojisinin SS725, NNS725, BS725 numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi.....	103
Şekil 6.11.	Farklı kesme hızlarında, % 45 MHO ve farklı martenzit morfolojisinin SS745, NNS745, BS745 numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi.....	103

- Şekil 6.12. Farklı kesme hızlarında ferrit+ perlit mikro yapılı ve farklı martenzit morfolojisinin B, N, NN numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi..... 103
- Şekil 6.13 56 m.dk^{-1} kesme hızında, B, BS725, BS745 numunelerinin işlenmesinde kullanılan kesici uç radyusu üzerinde BUE oluşma eğilimi..... 107
- Şekil 6.14. Farklı kesme hızlarında , BS725 numunesinde oluşan talaş kökü biçimi 107
- Şekil 6.15. Farklı kesme hızları ve % 25 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi 111
- Şekil 6.16. Farklı kesme hızları ve % 45 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi 111
- Şekil 6.17. Farklı kesme hızları perlit tane boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi 111
- Şekil 6.18. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde [BS725 (MHO=%25) ve BS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri 113
- Şekil 6.19. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip orta kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin [NNS725 (MHO=%25) ve NNS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri 113
- Şekil 6.20. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin [SS725 (MHO=%25) ve SS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri 114
- Şekil 6.21. Ferrit + Perlit mikro yapılı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi..... 115

- Şekil 6.22. % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi..... 116
- Şekil 6.23. % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi..... 115
- Şekil 6.24. Farklı kesme hızlarında, MHO ve martenzit morfolojisinin dengeli olmayan işleme şartları altında yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi [102]..... 118
- Şekil 6.25. Farklı MHO ve morfolojilere sahip çift fazlı ve $\alpha + P$ mikro yapıları çeliklerin, farklı kesme hızlarında yüzey pürüzlülükleri... 120
- Şekil 6.26. Farklı kesme hızlarında % 25 MHO ve farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerde (SS725, NNS725, BS725) yüzey pürüzlülüğü..... 123
- Şekil 6.27. Farklı kesme hızlarında % 45 MHO ve farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerde (SS745, NNS745, BS745) yüzey pürüzlülüğü..... 125
- Şekil 6.28. Farklı kesme hızlarında ferrit+perlit mikroyapılı ve farklı morfolojiye sahip B, N, NN numunelerde yüzey pürüzlülüğü.... 123
- Şekil 6.29. % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerin 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızındaki talaş kökü morfolojileri a) BS725, b) NNS725, c) SS725 124
- Şekil 6.30. Farklı kesme hızlarında ve % 25 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi..... 125
- Şekil 6.31. Farklı kesme hızlarında ve % 45 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi..... 125
- Şekil 6.32. Farklı kesme hızlarında perlit tane boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi 126

Şekil 6.33. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü.....	127
Şekil 6.34. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip orta kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü.....	127
Şekil 6.35. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü.....	127
Şekil 6.36. Farklı kesme hızlarında % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi.....	129
Şekil 6.37. Farklı kesme hızlarında % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi.....	129
Şekil 6.38. Farklı kesme hızlarında ferrit+perlit mikro yapılı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi.....	129
Şekil 6.39. 56 m.dk ⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	132
Şekil 6.40. 71 m.dk ⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	132
Şekil 6.41. 88 m.dk ⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	133
Şekil 6.42. 110 m.dk ⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç.....	133

Şekil 6.43. 56 m.dk ⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	134
Şekil 6.44. 71 m.dk ⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	134
Şekil 6.45. 88 m.dk ⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	135
Şekil 6.46. 110 m.dk ⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	135
Şekil 6.47. 56 ve 71 m.dk ⁻¹ kesme hızlarında NN numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 56 m.dk ⁻¹ , b. 71 m.dk ⁻¹)	136
Şekil 6.48. 56 m.dk ⁻¹ kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	138
Şekil 6.49. 71 m.dk ⁻¹ kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	138
Şekil 6.50. 88 m.dk ⁻¹ kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	139
Şekil 6.51. 56 ve 71 m.dk ⁻¹ kesme hızlarında BS745 numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 56 m.dk ⁻¹ , b. 71 m.dk ⁻¹)	139
Şekil 6.52. 88 ve 110 m.dk ⁻¹ kesme hızlarında BS745 numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 88 m.dk ⁻¹ , b. 110 m.dk ⁻¹)	140

Şekil 6.53. 56 m.dk ⁻¹ kesme hızında, NNS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	141
Şekil 6.54. 71 m.dk ⁻¹ kesme hızında, NNS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	141
Şekil 6.55. 88 ve 110 m.dk ⁻¹ kesme hızlarında, NNS725 numunelerinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a. 88 m.dk ⁻¹ , b. 110 m.dk ⁻¹)	142
Şekil 6.56. 56 m.dk ⁻¹ kesme hızında, NNS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS745 numunesinde oluşan talaş kökü (b).....	142
Şekil 6.57. Kullanılmamış kesici uç.....	143
Şekil 6.58. 88 m.dk ⁻¹ kesme hızında, SS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve oluşan talaş kökü (b).....	144
Şekil 6.59. 88 m.dk ⁻¹ kesme hızında, SS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve oluşan talaş kökü (b).....	144

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler

Açıklama

A_1	KTS bölgesi alt dönüşüm sıcaklığı
A_2	KTS bölgesi üst dönüşüm sıcaklığı
dev	Devir
dk	Dakika
F_c	Kesme kuvveti
F_R	Kesme direnci
F_f	İlerleme kuvveti
f	İlerleme
k_s	Özgül kesme direnci
R_a	Yüzey pürüzlülüğü değeri
R_c	Rocwel-c sertliği
t_1	Talaş kaldırma derinliği
t_2	Talaşa kesit kalınlığı
α	Ferrit
δ	Talaş açısı
β	Sürtünme açısı
γ	Östenit
γ	Boşluk açısı
χ	Kesme kenarı açısı
ϕ	Kesme düzlemi açısı
μ	Sürtünme katsayısı

μm

Mikron

Kısaltmalar**Açıklama**

B

Başlangıç

BS

Başlangıç + Su verme (KTS'den)

BUE

Built- Up Edge (Kesici Kenara Yığılma)

FZ

Flow Zone (Akma Bölgesi)

KTS

Kritik Tavlama Sıcaklığı

KÇF

Kritik Çift Faz

MHO

Martensit Hacim Oranı

N

Normalleştirme

NN

Normalleştirme+Normalleştirme

NNS

Normalleştirme+Normalleştirme+Su verme

ÖÇF

Östenit Çift Faz

SSD

Sürekli Soğuma Diyagramı

SS

Su verme+Su verme

YDDA

Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli

1.GİRİŞ

Çift-fazlı çelikler yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (YDDA) çeliklerin yeni bir türüdür. Mikro yapıları, yumuşak ferrit matris içerisinde sert martenzit paçacıklarının dağılımından oluşmaktadır. Mikro yapılarında çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı östenit bulunmasına karşın, çift faz terimi, esas fazları oluşturan ferrit ve martenzit fazlarından ileri gelmektedir [1]. Çift-fazlı çelikler diğer çeliklerden farklı olarak, belirgin akma noktası göstermezler ve yüksek pekleşme hızı, düzgün ve toplam uzama değerleri ile birlikte düşük akma dayanımına sahiptirler [2].

Pek çok çalışma, martenzit hacim oranının (MHO), çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli faktör olduğunu göstermiştir [2-5]. MHO arttıkça süneklik azalmakta ve dayanım yükselmektedir. Çift-fazlı çelikler için optimum mekanik özelliklerin % 15-25 MHO'larında elde edildiği gösterilmiştir [1, 6-8]. Ancak aynı MHO'na fakat farklı martenzit morfolojisine sahip çift-fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalar ise sınırlı kalmıştır .

Çift fazlı yapının oluşması sırasında, östenitten martenzite dönüşüm hacimce büyümeyi gerektirdiğinden, çelik kısmen deformasyona uğramakta ve bunun sonucu olarak akma dayanımı düşmektedir. Ancak, malzemenin şekillendirilmesi sırasında pekleşme katsayısı, diğer çeliklere göre önemli ölçüde artış göstermekte bunun sonucu olarak, hem mekanik özelliklerde hem de şekillendirilebilmede büyük miktarda iyileşme gözlenmektedir [2,9-11]. Bu özelliklerin bir sonucu olarak, çift-fazlı çelikler, sade karbonlu çeliklere göre, kullanılan malzeme ağırlığını azaltması ve üretimlerinin kolay olması nedeni ile ilgi çekici bir konumdadır. Çift-fazlı çelikler 1975'ten beri otomotiv endüstrisinde gövde panelleri, takviye direkleri, kampana v.b. gibi parçaların

üretiminde kullanılmakla beraber ülkemizde henüz üretim ve kullanım alanı bulamamıştır.

Çift fazlı çeliklerde, martenzitin hacimce büyüme etkisi nedeniyle sert martenzit parçacıkları basma, yumuşak ferritik yapı ise çekme gerilimleri etkisi altında kalarak yapı içerisinde kalıntı gerilimler oluşmaktadır [9,11,12]. Bu kalıntı gerilimlerin işlenebilirlik üzerinde olumlu etkisi olacağı ve talaş kırıcı bir mekanizma gibi davranacağı düşünülmektedir. Ancak, literatürde bu tür çeliklerin işlenebilirliği üzerinde, yapılmış olan çalışmalar oldukça sınırlıdır [13,14].

Bu güne kadar işlenebilirlik üzerine yapılan çalışmalar, işlenebilirlikte "sertliğin" önemli bir parametre olduğunu göstermiştir [15,16]. Çift fazlı çelikte sert faz olan martenzitin sertliği içerdiği karbon miktarına bağlı olduğundan, çift fazlı çelik ısıtma işlemi ile, martenzitteki karbon miktarı, çift fazlı çeliğin sertliğini tayin eden martenzitin hacim oranı ve çift fazlı çelik ısıtma işlemi öncesi başlangıç mikroyapısına bağlı olarak da martenzitin morfolojisi kontrol edilebilmektedir [17,18]. Mikro yapıları α +P'den oluşan çeliklerde işlenebilirliğin iyileştirilmesi için, perlit lamelleri arasındaki mesafenin optimize edilmesi [19] ve sementitin küreselleştirilmesi [20] en klasik yaklaşım olup, oldukça uzun süreli bir ısıtma işlemi gerektirmektedir. Aynı zamanda, küreselleştirme ısıtma işlemi, C miktarı % 0.6 'nın üzerinde olan çeliklere uygulanabilmektedir. Oysaki, çift fazlı çeliklerin üretimi için uygulanan ısıtma işlemi çok daha kısa süreli olmaktadır. Bu durum maliyet açısından önemli bir avantaj sağlamaktadır.

Bu çalışmada, endüstride yaygın olarak kullanılan ve sementasyon çeliği olarak bilinen Ç 8620 çeliğinden aynı MHO' na, ancak farklı morfolojiye sahip

Çift-fazlı elik yapılarının oluşturulması ve bu yapıların işlenebilirlik özellikleri üzerine etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

İşlenebilirliğin standardize edilmiş bazı özelliklere göre tanımlanması oldukça güç olmakla beraber en geniş anlamda; takım ömrü (veya takım aşınması), talaş oluşumu, yüzey kalitesi, kaldırılan talaş miktarı, kesme kuvvetleri (g veya özgül kesme direnci), sıvanma-yığılma (BUE - Built Up Edge) eğilimi kriterlerine göre değerlendirilmektedir [16,21,22].

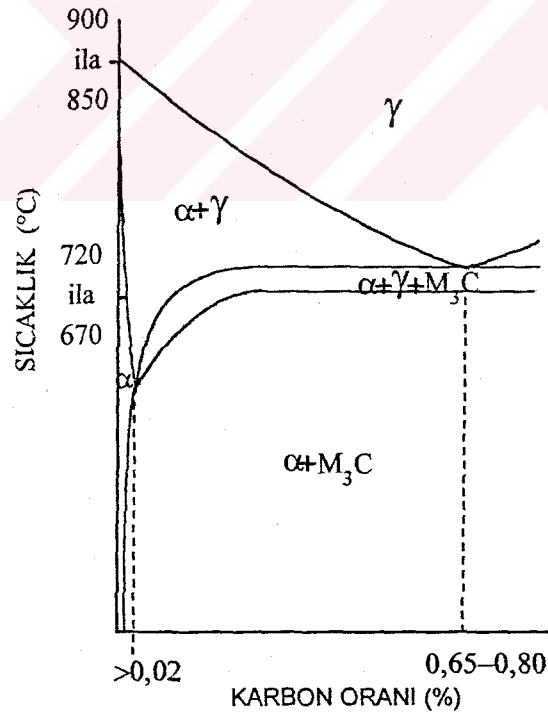
Bu çalışmada işlenebilirlik parametrelerinden kesme kuvvetleri, yüzey pürüzlülüğü ve kesici takımda sıvanma (BUE) ve aşınma eğilimi incelenmeye çalışılmıştır.



2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ, YAPI VE ÖZELLİKLERİ

Çift fazlı çeliklerin mikro yapılarında çok az miktarlarda kalıntı östenit, perlit ve beynit olabilmesine karşın ana fazları, sünek davranış gösteren ferritik matris ve matris içinde dağılmış sert martenzit parçacıkları oluşturmaktadır [23,24].

Çift fazlı çelikler, özellikle sertleşebilirlikleri iyi olan “yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (YDDA)”, çelikler demir-karbon-alaşım elementleri denge diyagramında (Şekil 2.1), Kritik Tavlama Sıcaklık (KTS) bölgesinde (A_1 ve A_3 sıcaklıkları arası) ferrit + östenit ($\alpha+\gamma$) fazlarının oluşumu için yeterli bir süre tavlanaarak (kısmi östenitleme) ve ardından da östenit fazının martenzit fazına dönüşümünü sağlayabilecek yeterli bir hızda, oda sıcaklığına soğutulularak üretilmektedirler [25-27].



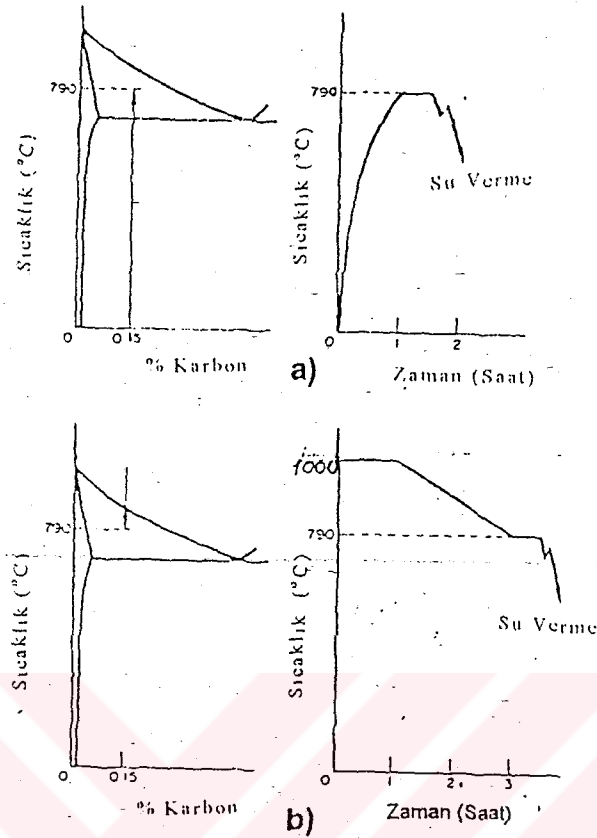
Şekil 2.1. Fe-C-Mn-Si Denge diyagramında kritik tavlama sıcaklık (KTS) bölgesi [28]

2.1. Çift Fazlı Çeliğin Üretimi İçin Uygulanan Isıl İşlemler

Çift fazlı çelik üretimi öncesi gerekli olan, kısmi östenitleme işlemi iki şekilde yapılmaktadır.

Bu yöntemlerden birinde ferrit + perlit ($\alpha+P$) yapısına sahip çelik oda sıcaklığından doğrudan A_1 ve A_3 arasında kalan KTS'na ısıtılır. Bu sıcaklıkta östenit, enerji bakımından uygun yerler olan, perlit ve ferrit-ferrit tane sınırlarında çekirdeklenir ve büyür. Sonuçta, oluşan $\alpha+\gamma$ yapısı, östenitin martenzite dönüşümü ($\gamma \rightarrow M$) için yeterli bir hızla soğutularak çift fazlı ($\alpha+M$) yapının üretimi gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.2.a). Bu işleme, “kritik çift fazlı (KÇF) çelik ısıl işlemi” adı verilmektedir [29-31].

Diğer ısıl işlem yönteminde ise; çelik doğrudan A_3 sıcaklığı üzerinde tamamen östenitlenir ve ardından A_1 ve A_3 kritik sıcaklıkları arasına soğutulur. Bu sıcaklıkta, östenit tane sınırlarında ferritin çekirdeklenip büyümesine izin verilir. Böylece östenit fazı ferrit tarafından kuşatılmış olur. Daha sonra yine $\gamma \rightarrow M$ dönüşümü için yeterli bir hızda soğutma yapılarak, çift fazlı yapı üretilir (Şekil 2.2.b). Bu işleme ise “östenit çift fazlı (ÖÇF) çelik ısıl işlemi” adı verilmektedir [32].



Şekil 2.2. Çift fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtım yöntemleri;
a) Kritik çift fazlı (KÇF) çelik ısıtım işlemi, b) Östenit çift fazlı (ÖÇF) çelik ısıtım işlemi [28]

2.2. A_1 ve A_3 Arası Kritik Tavlama Sıcaklıklarında Kısmi Östenitleme ve Bekletme Süresinin Mikro Yapı ve Bazı Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

KTS yükseldikçe levye kuralı gereğince östenit miktarı artmakta veya KTS düştükçe tam tersi bir durum gerçekleşmektedir. Bu durum, çift fazlı çeliklerde, martenzit hacim oranı (MHO)'nın kontrolü için büyük bir avantaj sağlamaktadır.

Kullanılan çelik, soğuk haddelenmiş durumda ise ferrit fazı kritik tavlama sırasında hızla yeniden kristallenmektedir [33]. A_1 sıcaklığının üzerine çıkıldığında metal karbürler (Fe_3C) hemen östenite dönüşmektedir [34,35].

Titanyum ve kolombiyum karbonitrürleri α ana fazında çözünmeyip, daha da kabalaşmaktadır [33]. Ferritte ince dağılım göstermiş uyumlu ya da yarı uyumlu vanadyum karbürleri kısa sürede çözünmektedir [29]. Mikro yapı üzerine yapılan incelemeler, yaklaşık 15 dk'lık tavlama süresinde, östenit hacim oranı (ÖHO) ve tane boyutunun aynı kaldığını göstermektedir. Ancak mikro alaşımsız çeliklerde bu sürede, tane boyutu önemli oranda artmaktadır [36]. Vanadyum ve titanyum alaşımlı SAE 980X çelikleri üzerinde yapılan araştırmalarda 20 dk'lık tavlama süresinde mikro yapıda herhangi bir tane irileşmesi olmadığı görülmüştür [29,37]. Benzer durum kolombiyom alaşımlı çeliklerde de söz konusudur [33].

% 0,34 Cr'lu, mikro alaşımsız karbonlu çelikler üzerine yapılan bir araştırmada, numunelere 800 °C'den havada soğutma uygulanmış ve 3 dk'lık tavlama süresinin üzerine, çekme, uzama ve pekleşme katsayısı (n)' in arttığı tespit edilmiştir. Daha fazla tavlama sürelerinde uzama özelliklerindeki artış hızı düşerken akma ve çekme dayanımı sabit kalmıştır [33].

Morrow ve Tither [37], % 0,11C, % 1,27 Mn, % 0,57 Si, % 0,008 N ve % 0,15 Mo içeren çelikler üzerinde 790 °C' de 15 ila 30 sn'lik çok kısa tavlama süreleri kullanarak 5 ila 28 °C/ sn'lik soğutma hızı ile yapmış oldukları araştırmalarında, çekme özelliklerinin bu tavlama sürelerinden etkilenmediklerini tespit etmişlerdir. Benzer sonuçlar Ti SAE 980 çeliklerinde de gözlenmiştir [29].

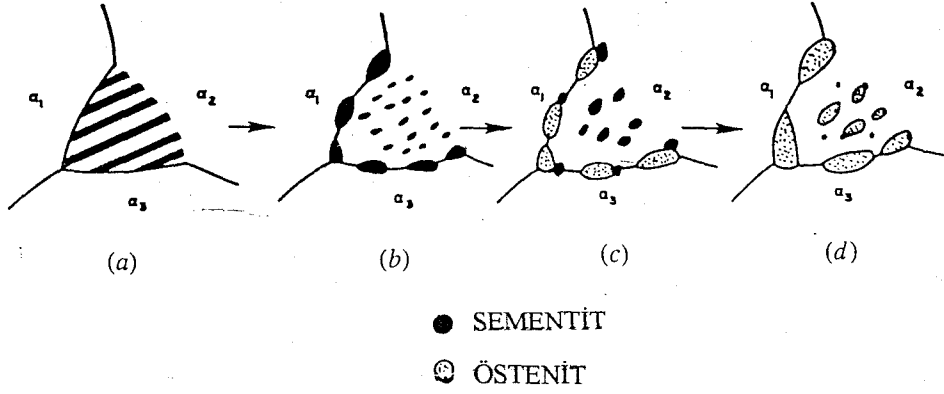
Mikro alaşımlı çeliklerde, genel olarak, KTS'nda östenit tane boyutu ve hacim oranı tavlama süresinden bağımsız olduğu anlaşılmaktadır. Mekanik özellikler ise ~3 dk' dan daha fazla tavlama sürelerinde nispeten sabit kalmaktadır.

2.2.1. Kritik sıcaklıklarda östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi

KTS aralığında tavlama sırasında östenit, tercihen özellikle sementit (Fe_3C) parçacıklarında ve ferrit-ferrit tane sınırları üzerinde çekirdeklenip büyümektedir. Bu durum deneysel çalışmalarla pek çok araştırmacı tarafından gözlenmiştir [38,39]. Kritik sıcaklıklarda östenitin çekirdeklenmesi için muhtemel yerler aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- ferrit / perlit (α/P) ara yüzeyleri,
- perlit / perlit (P/P) ara yüzeyleri,
- tane sınırlarında bulunan sementit/ferrit ($\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$) ara yüzeyleri,
- perlit kolonileri içinde bulunan ($\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$) ara yüzeyleri,
- ferrit teneleri içindeki atomik diziliş hataları,
- ferrit ana fazında homojen çekirdeklenme v.s. [38],
- ferrit taneleri içindeki ($\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$) ara yüzeyleri [38,40],
- ferrit tane sınırları [38,41]

Perlit kolonileri içindeki lamel veya parçacık şeklindeki sementit, östenitin çekirdeklenmesini başlatır. Östenit, böyle bir çekirdeklenme ve büyüme sonucu çubuk şeklinde bir morfolojiye sahip olmaktadır. Sementit parçacıkları, östenitin çekirdeklenmesi için ara yüzey enerjisini düşürücü bir etki yapmaktadır [39]. Östenit, özellikle tane sınırları boyunca sementitin yakınında ve bitişik olarak büyüyerek, bu sınırları hızla doldurmaktadır (Şekil 2.3) [42].

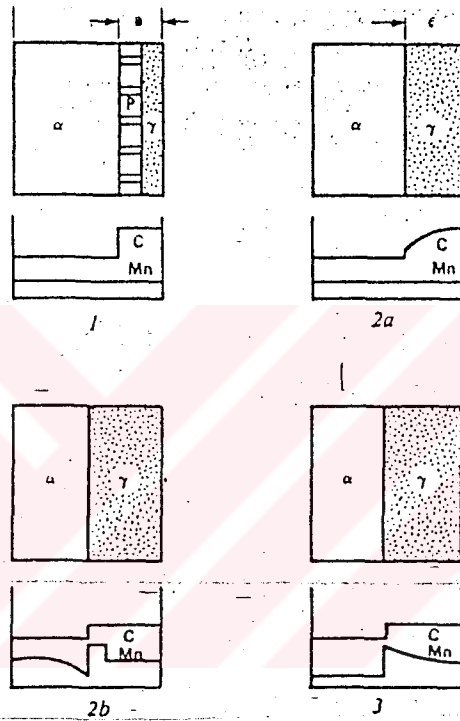


Şekil 2.3. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip bir çelikte kritik tavlama sırasında östenit oluşumu; a) ferrit + perlit başlangıç mikro yapısı, b) sementitin küreselleşmesi ve ferrit-ferrit sınırlarında bulunan sementitin kabalaşması, c) ferrit-ferrit tane sınırlarında kabalaşmış sementit paçacıklarında östenitin çekirdeklenmesi, d) perlitik bölgelerde küreselleşmiş sementitlerde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında östenitin dengeye ulaşana kadar büyümeye devam etmesi [42]

Ferrit matris içerisindeki sementit parçacıklarının östenit oluşumuna fazla bir etkisi olmadığı gözlenmiştir. Sementit parçacıkları izotermal bekletme sırasında ferrit içinde çözünmekte ve parçacıklardan çözünen C atomları ferrit tane sınırlarında öncelikle çekirdeklenmekte ve büyüyen östenit fazına doğru difüze olmaktadır [39].

Speich et. al.[43] % 0,06, % 0,12 ile % 0,2' ye kadar C ve % 1.5 Mn içeren ferrit+perlit başlangıç mikro yapıları çelikte KTS aralığındaki 740 °C ve 900 °C'de östenit oluşumunu incelemişlerdir. Bu çalışma sonucunda östenit oluşumunu üç safhaya ayırmışlardır.

1. Safha; Perlit tamamen çözünene kadar östenitin perlit içine doğru çok hızlı olarak büyümesi: Östenitin büyümesi için karbonun, östenit/perlit ara yüzeyi boyunca ve perlit lamelleri arası mesafesi kadar difüzyonu ile kontrol edilmektedir [24,39]. Bu safhada östenitin büyümesi lameller arasında çok kısa difüzyon mesafesinden dolayı, oldukça hızlıdır. Bu durum, Şekil 2.4'de gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Ferrit+perlit mikroyapılı çeliklerde kritik tavlama sırasında östenitin şematik büyüme diyagramı; 1) Perlitin çözünmesi, 2a) Östenit içinde karbon difüzyonu kontrolü ile östenitin büyümesi, 2b) Ferrit içinde mangan difüzyonu kontrolü ile östenitin büyümesi, 3) Östenitte mangan difüzyonu ile son dengenin kurulması [43]

Sıcaklıkta az miktarda yükselme, tane sınırı difüzyonu kontrolü ile östenite dönüşüm hızında, önemli miktarda artış sağlayabilmektedir. KTS'nda ~ 50 °C'lik bir artış yaklaşık olarak üç kat daha hızlı östenit oluşumunu gerçekleştirebilmektedir.

1.safhada, perlitin tamamen çözünmesi için gereken zamanı hesaplanmasında Speich et al.[43] tarafından, Eş. 2.1 kullanılmıştır.

$$t_p = \frac{a}{G} \quad (2.1)$$

Burada;

t_p : perlitin çözünümü için gereken zaman,

a : perlit kolonisinin yarı kalınlığı ;

G : perlitin büyüme hızıdır.

Perlit kolonisi küp şeklinde ferrit tanesi gibi kabul edilirse;

$$a = V_p \cdot \frac{d}{2} \quad (2.2)$$

olarak verilmiştir. Burada;

V_p : perlitin kısmi hacmi,

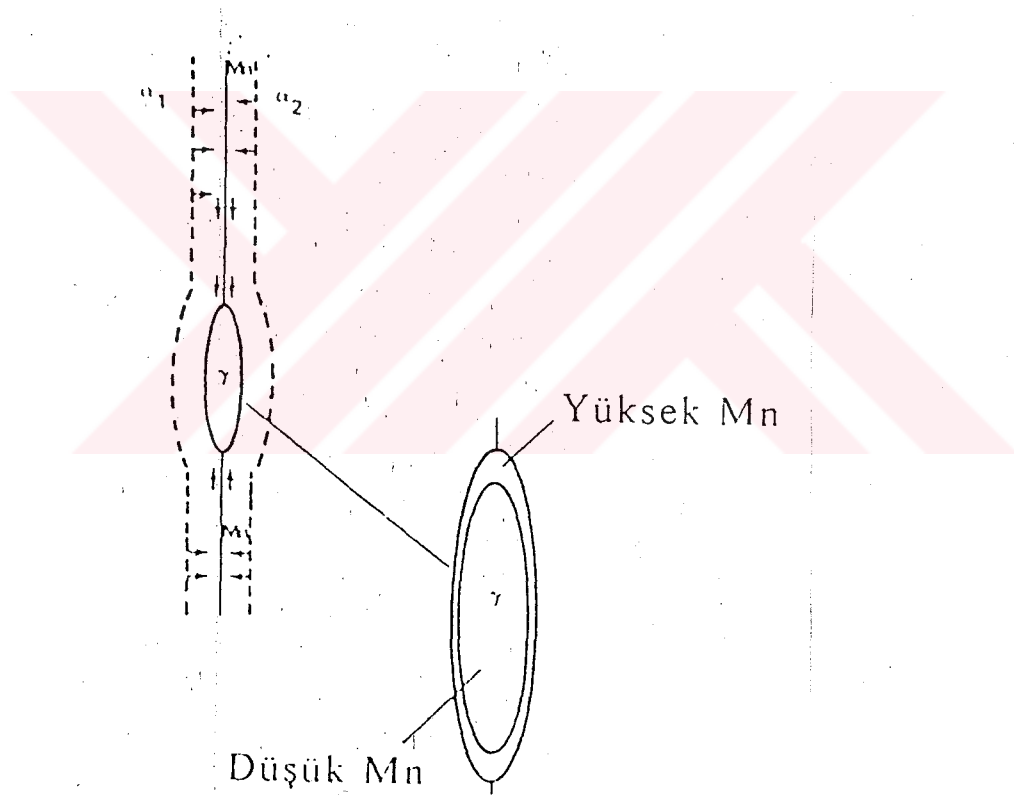
d : küp şeklinde kabul edilen ferrit tanesinin boyutudur.

2. Safha: Östenit büyümesini, C ve Mn difuzyonu kontrol etmektedir. Bu safhada birbirini talip eden iki dönüşüm mekanizması söz konusudur.

a) Ferrit içine doğru C difuzyonu kontrolü ile östenitin büyümesi: İlk safha tamamlandıktan sonra östenit fazı KTS bölgesinde terazi kuralına göre, faz dengesi kurulana kadar ferrit tanesi çevresinden ferrit içlerine doğru büyümektedir. Bu safhada, östenitin büyümesi Mn' in tekrar dağılımı ile ya da dağılımı olmaksızın gerçekleşebilmektedir. Mn' in tekrar bir dağılımı olmazsa kısmi denge (para equilibrium) [45] kurulmaktadır. Bu safhada genelde,

difüzyonundan daha hızlı olmaktadır. Ayrıca çeliğin C içeriği arttıkça A_3 sıcaklığı da düşeceğinden östenit büyüme zamanı daha uzun olabilmektedir.

Ferritten östenite doğru bu safhada Mn difüzyonu ile östenitin çevresi Mn'ca zenginleşmektedir. Şekil 2.6'da gösterildiği gibi, östenitin çevresi merkezinden daha fazla Mn konsantrasyonuna sahip olmaktadır. Bu nedenle, Mn'ca zengin östenit çevresi merkezinden daha fazla sertleşebilirliğe neden olacaktır. Bu durum yavaş soğuma hızlarında bile östenitin martenzite dönüşümünü sağlayabilmektedir [43].



Şekil 2.6. KTS'nda Mn'in tane sınırı difüzyonu mekanizması [43]

3. Safha ; östenit ve ferrit arasında son dengenin kurulması: Bu safhada östenit içindeki Mn konsantrasyon gradyanı östenit içine doğru Mn difüzyonu ile elemine edilerek düşmektedir. Mn' in konsantrasyon gradyanını % 90' a düşürmek için geçen zaman,

$$t_{\gamma}^{Mn} = E_f^2 / D_{\gamma}^{Mn} \quad (2.3)$$

olarak verilmiştir. Burada;

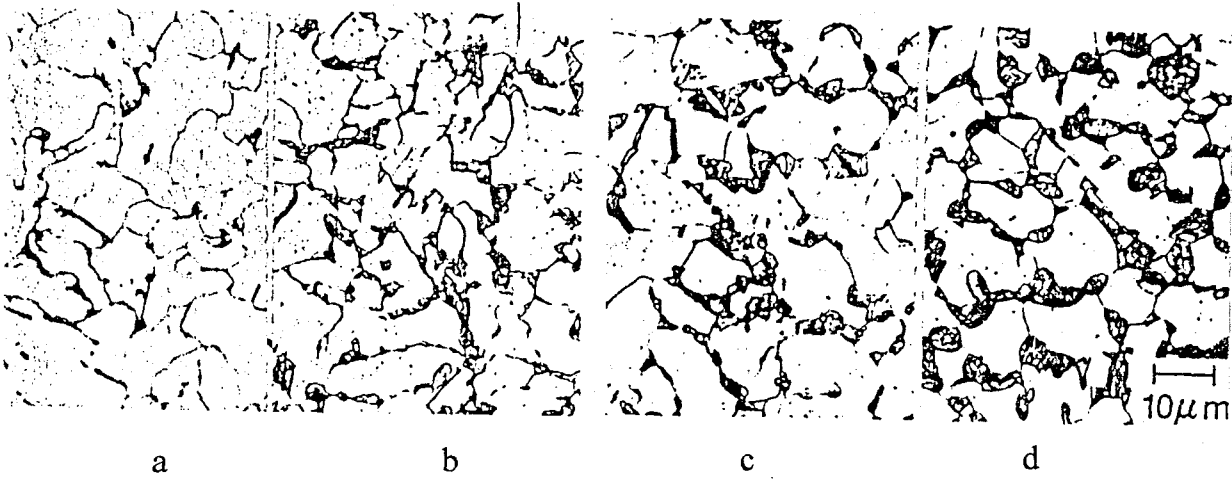
t_{γ}^{Mn} : Östenit içinde Mn difüzyonu için geçen zaman ,

E_f : Ferrit içine doğru Mn difüzyonu ile östenit büyümesinin

tamamlanması sonucunda östenit filminin kalınlığı,

D_{γ}^{Mn} : Mn' in östenitteki difüzyon katsayısı.

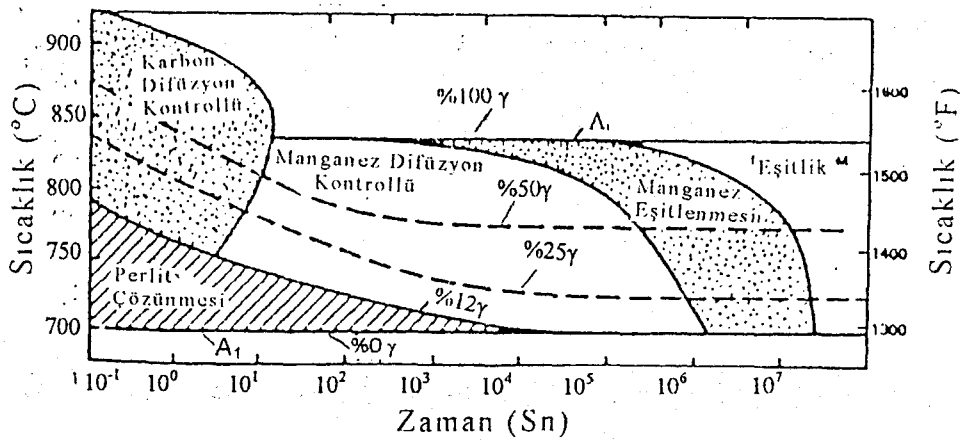
Perlitin tamamen çözünmesi için gerekli süreden daha uzun sürelerde tavlama ile östenitin hacim oranı daha da artmaktadır. Çünkü perlitin çözünmesi çok hızlı tamamlandıktan sonra östenitin ferrit içine doğru büyümesi devam etmektedir [43]. Östenit fazı, ferrit tane sınırlarında bulunan Fe_3C parçacıklarında öncelikli olarak çekirdeklenir. Kısa tavlama sürelerinde bu yerlerde östenit çekirdeklenirken diğer potansiyel çekirdeklenme yerlerinde östenitin çekirdeklenmesi daha uzun zaman alır. Östenit, ferrit tane içlerine doğru hem de ferrit tane sınırları boyunca büyümektedir. Ferrit tane içine doğru büyümekte olan östenitin ilerleme mesafesi tane sınırları boyunca ilerleme mesafesinden çok daha azdır. Östenit tane boyutundaki değişimi, ferrit tane sınırlarındaki düşey ve paralel difüzyon katsayılarındaki farklılıktan dolayı KTS'ndeki tavlama süresi etkileyebilmektedir [23]. 740 °C' de tavlanan % 0.06 C - % 1.5 Mn' lı bir çelik için, sabit KTS'nda tavlama süresinin arttırılması ile giderek artan östenitin mikro yapısı Şekil 2.7'de gösterilmiştir [43].



Şekil 2.7. 740 C'de 0,06C-1,5Mn'lı çelikte östenit oluşumu; a) 0 dk, b) 2 dk, c) 1 sa, d) 24 sa. [43]

Garcia and De Ardo [23], yapmış oldukları benzer bir çalışmada, 740 °C' de tavlama süresinin artışı ile ÖHO'nın da arttığını gözlemlemişlerdir.

Farklı alaşım elementleri içeren çeliklerin KTS'ndki, östenit oluşum diyagramları da farklıdır. Şekil 2.8'de % 0.12C - % 1.5 Mn'lı çelik için östenitin oluşum diyagramı gösterilmiştir.



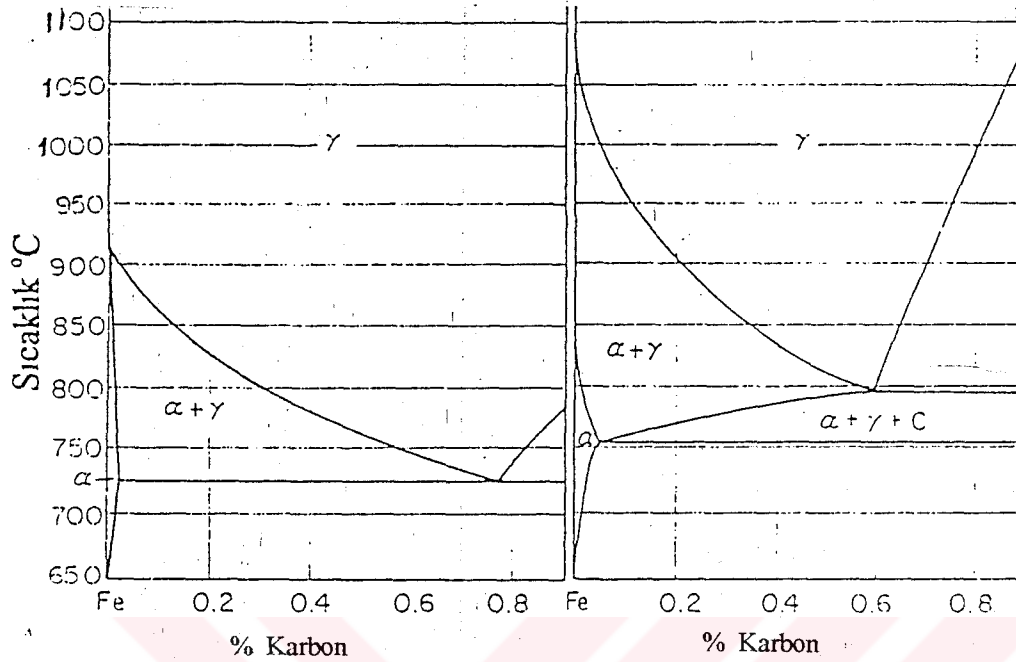
Şekil 2.8. % 0,12-% 1,5 Mn'lı çelik için östenitin oluşum diyagramı [31]

Bu diyagramda, örneğin numune 780 °C' lik bir KTS' na ısıtıldığında östenit oluşumunun ilk safhasında sadece perlit çözünümünün gerçekleştiği anlaşılmaktadır ve % 12' lik östenit oluşumu için geçen zaman ~0.2 sn kadar oldukça kısadır. 6 sn sonra ~ % 20 oranında östenit oluşmuştur [43].

2.3. Alaşım Elementlerinin Etkileri ve Dağılımı

Alaşım elementlerinin ilavesi genelde östenit hacim alanını genişletmekte ve östenite dönüşüm hızını artırmaktadır [45]. Sertleşebilirliği sağlayan çoğu alaşım elementleri arasından, en ekonomik ve yaygın olanı Mn' dir. Ferrit+östenit bölgesinde izotermal tavlama sıcaklığının azalmasıyla düşük difüzyon hızından dolayı elde edilen çift fazlı çeliğin martenzit fazındaki Mn içeriğinin düşmesi beklenir. Östenitin Mn' ca zenginleşmesi östenit/ferrit ara yüzeyine yakın bölgelerde sertleşebilirlikte artış sağlamaktadır [46].

İzotermal tavlama sırasında Mn' in dağılımı östenit/ferrit ara yüzeyini kilitleyici etki sağladığından yüksek sıcaklıktaki östenit tane boyutu soğuma sırasında aynen korunur [47]. Mn ve Mo gibi alaşım elementleri östenitin ferrite dönüşüm tepkimesini yavaşlatırken, Si bu tepkimeyi hızlandırmaktadır [48]. Si elementi her zaman ferrit ve martenzit fazları arasında homojen bir şekilde dağılır. Bu durum KTS' nda Si' un difüzyon hızının yavaş olmasından kaynaklanmaktadır [49]. Fe-C-Si üçlü alaşım denge diyagramında Si, A_3 sıcaklık çizgisinin eğimini artırmaktadır (Şekil 2.9) .



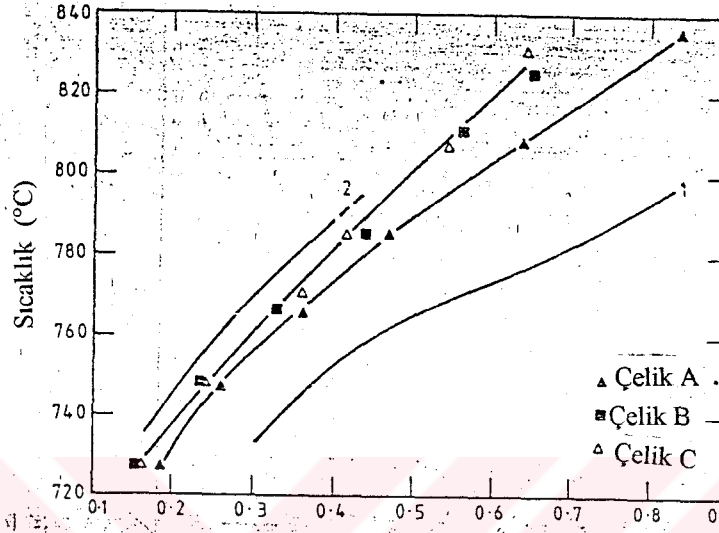
Şekil 2.9. Fe-C denge diyagramında Silisyum elementinin etkisi
a) Sade karbonlu, b) Fe-C-Si denge diyagramı [3]

% 0,1 C, % 1,3 Mn ve % 0,35 - 1,9 Si içeren çelik kullanılarak farklı KTS' nda Si' un dağılımını tespit etmek için yapılan bir çalışmada, 725 °C' de östenit/östenit ara yüzeyinde kısmi denge kurulduğunda Si miktarının Mn' ın miktarından daha fazla olduğu tespit edilmiştir [50].

Niobyum (Nb) ve vanadyum (V) elementlerinin sertleşebilirlik üzerine etkisi olmadığı tespit edilmiştir . Ancak karbür oluşumu ile sabit östenit hacim oranında östenitin C içeriği düşürülebilir. Bu durum, sertleşebilirlik üzerine olumsuz bir etki yapabilmektedir [25].

Şekil 2.10' da farklı alaşım elementleri içeren çeliklerde KTS' nin kısmi östenit hacmi üzerine etkisi gösterilmiştir. Mikro alaşımlı B ve C çelikleri benzer davranış gösterirken C ve Mn' lı A çeliği ise bütün sıcaklıklarda daha az miktarda östenit oluşturmuştur. Nb' lu B çeliğindeki bu farklılığın çok düşük oranda

çözünebilen niobyum karbür (NbC)'ün oluşumundan sanılmaktadır. Crooks et. al. [51] çalışmalarında NbC ve vanadyum karbür (VC)'lerinin çift fazlı çelik ısıtılmasından önce oluştuğunu tespit etmişlerdir.



Şekil 2.10. Farklı alaşım elementleri içeren çeliklerde KTS'nin kısmi östenit hacmi üzerine etkisi [25]

2.4. Östenitin Martenzite ($\gamma \rightarrow M$) Dönüşümü

KTS'nde üretilen östenitin martenzit ve diğer yapılara dönüşümü, soğuma hızına, östenit tane boyutu, karbon ve alaşım elementleri miktarına doğrudan bağlıdır. MHO [52] ve morfolojisi [37] dolayısıyla mekanik özellikleri, A_1 sıcaklığının üzerindeki östenitin, soğutma hızı kontrol edilir. Ancak MHO, çok yüksek soğutma hızlarından ziyade tavlama sıcaklığı ile kontrol edilmektedir [52,53].

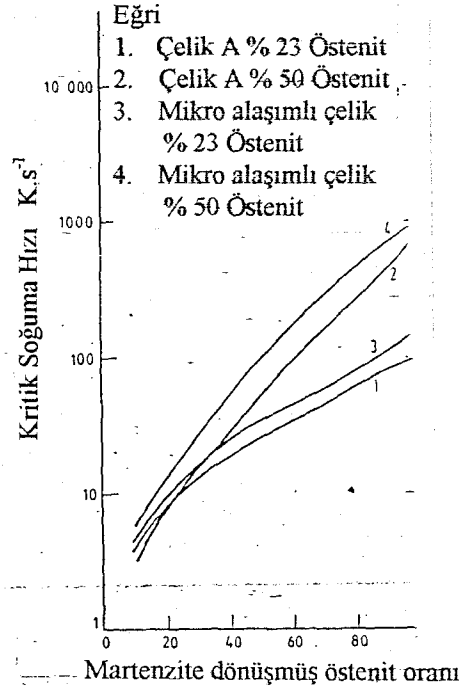
($\alpha + \gamma$) bölgesinde tane boyutu büyük olan östenit aynı hacim oranında dağılmış ince boyuta sahip östenit parçacıklarından biraz fazla sertleşebilirliğe sahiptir. Çünkü soğutma sırasında karbonun östenitten ferrite difüzyonu için ara yüzey alanı küçük taneli östenitlerden daha fazladır. Bu nedenle de kritik tavlama

sıcaklık bölgesindeki östenitin sertleşebilirliğinin tam östenitlenmiş çelik kadar olabilmesi için kritik tavlama ile üretilmiş östenit/ferrit ara yüzey alanının yeteri kadar küçük olması istenir [51].

Bir çeliğin sabit C miktarlarında KTS bölgesindeki östenit hacim oranı da östenitin martenzite dönüşümü üzerinde etkilidir. % 90 hacim oranına sahip östenitin, martenzit olarak sertleşebilirliği aynı bileşimli tam östenitlenmiş çelikten biraz fazladır. Çünkü sertleşebilirlik östenitin C içeriğine de bağlıdır. ($\alpha+\gamma$) bölgesinde, % 50 ÖHO'na sahip çeliğin sertleşebilirliği tam östenitlenmiş çeliğin sertleşebilirliğinden oldukça fazladır [26,51]. Çünkü levye kuralına göre, KTS' nda sıcaklık düştükçe östenitin içerdiği karbon miktarı artmaktadır.

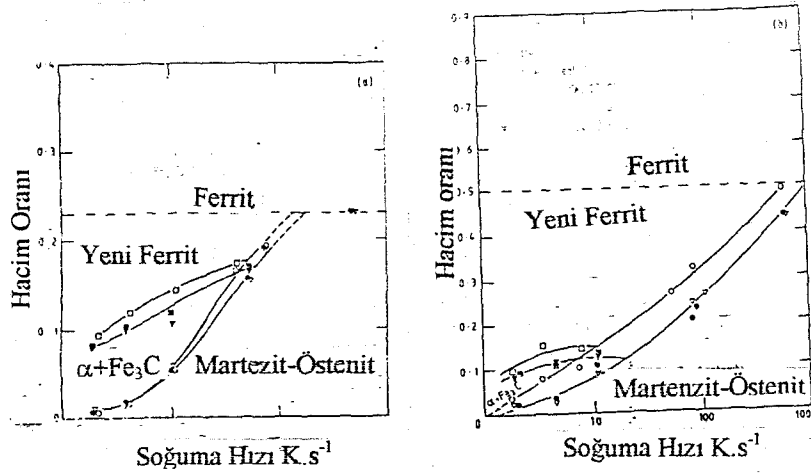
Martensite dönüşen östenitin hacim oranı soğuma hızının bir fonksiyonudur. Ayrıca MHO, östenitin içerdiği C ve alaşım elementleri miktarları ile de değişebilmektedir. Östenitin martenzite dönüşümü için yeterli miktarda kimyasal kompozisyon sağlandığında östenitin martenzite dönüşüm miktarı için kritik soğuma hızı önem kazanmaktadır. Bu durum ise östenitin martenzitik olarak sertleşebilirliğinin bir ölçüsüdür [27,51].

Şekil 2.11'de östenitin değişen karbon ve alaşım elementleri ile kritik soğuma hızının martenzite dönüşüm miktarı gösterilmiştir. Şekilden, % 23 oranında östenit içeren kritik tavlama bölgesindeki östenit, % 50 oranında martenzit fazına dönüşümü için 31 K s^{-1} kadar bir kritik soğuma hızı gerektirirken, % 50 oranındaki östenitin % 50 oranında martenzite dönüşümü için $\sim 60 \text{ K s}^{-1}$ kadar soğuma hızının gerekli olduğu anlaşılmaktadır. KTS bölgesinde ÖHO'ndaki artışla beraber, kritik soğuma hızının da artmasının nedeni, bu bölgede östenit hacim oranı artarken östenitin içerdiği karbon oranı da düşmektedir. Östenitin karbon oranı düştükçe sertleşebilirliği de düşmektedir [51,54].



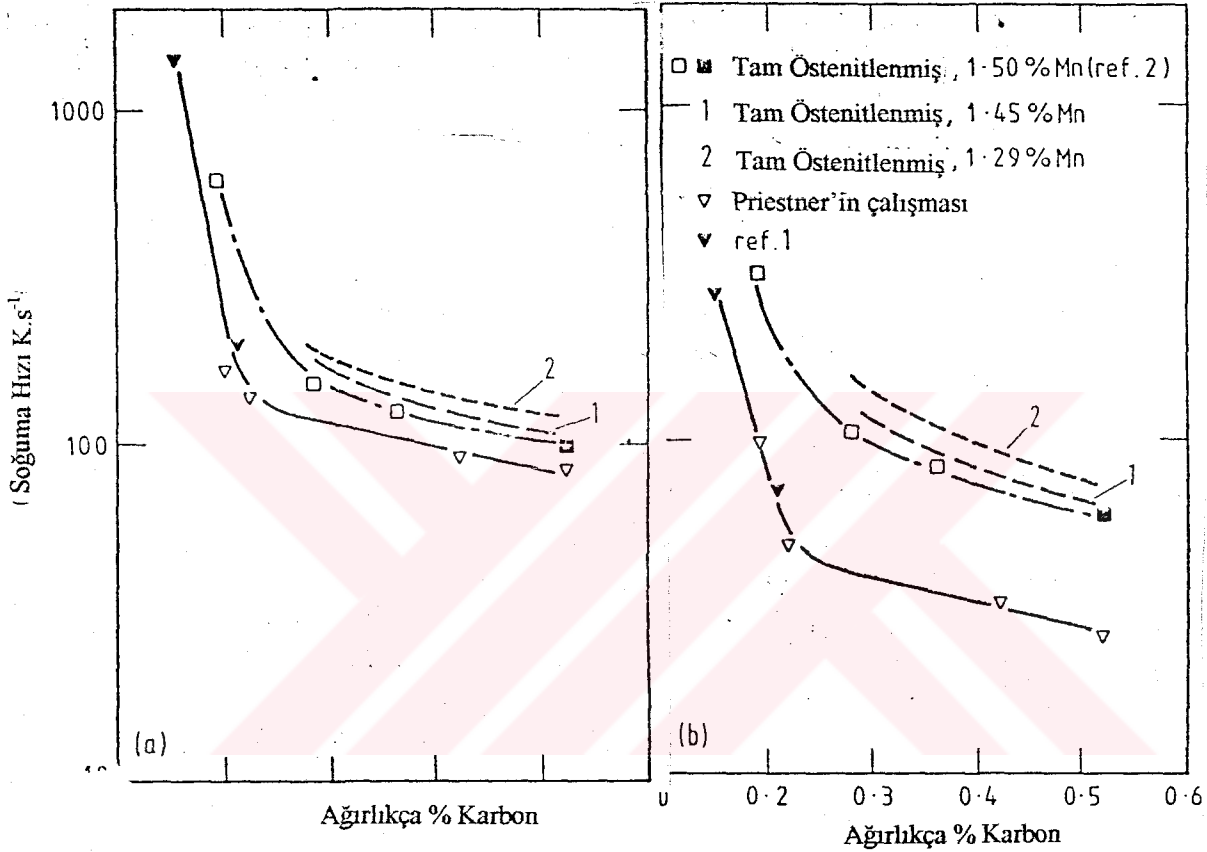
Şekil 2.11. Mikro alaşımlı ve alaşımsız çeliklerde farklı östenit hacim oralarında, östenitten martenzit dönüşüm oranı üzerine kritik soğuma hızının etkisi [51]

Farklı östenit oranları için soğuma hızları, östenitin martenzite dönüşüm oranının düşmesiyle birbirlerine yakınlaşır [51]. Priestner and Ajmal [25] mikroyapı haritalarında martenzite dönüşen östenitin oranı ve soğuma hızı arasındaki ilişkiyi deneysel olarak göstermişlerdir (Şekil 2.12).



Şekil 2.12. Kritik tavlama sıcaklığında % 23 ve % 50 östenit hacim oranına sahip çeliğin mikroyapı haritaları a) % 23 östenit, b) % 50 östenit [25]

% 90 ve % 50 oranında östenitten martenzite dönüşüm için gerekli soğuma hızları Şekil 2.13.a ve b'de karşılaştırmalı ve C içeriğinin bir fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Bu sonuçlara göre çeliğin C içeriği düşerken sertleşebilirliği de hafifçe düşmektedir [25].



Şekil 2.13. Farklı karbon içeriğine sahip östenitin mevcut östenitin martenzitik sertleşebilirliğinin kritik soğuma hızına bağlılığı; a) % 90 martenzite dönüşüm, b) % 50 martenzite dönüşüm (□ ve 1 ile 2 nolu eğriler extrapolasyon ile hesaplanmış) [25]

% 0,16 C, % 1,0 Mn ve % 0,08 C, %1,2 Mn ve % 1,78 Cr'lu bir çelik üzerine yapılmış bir araştırmada yüksek soğuma hızlarında C' un düşük soğuma hızlarında ise Cr'un sertleşebilirliğe katkısı olduğu gözlenmiştir. Aynı kompozisyona sahip haddelenmiş çeliklerin yüksek sıcaklık uygulamaları,

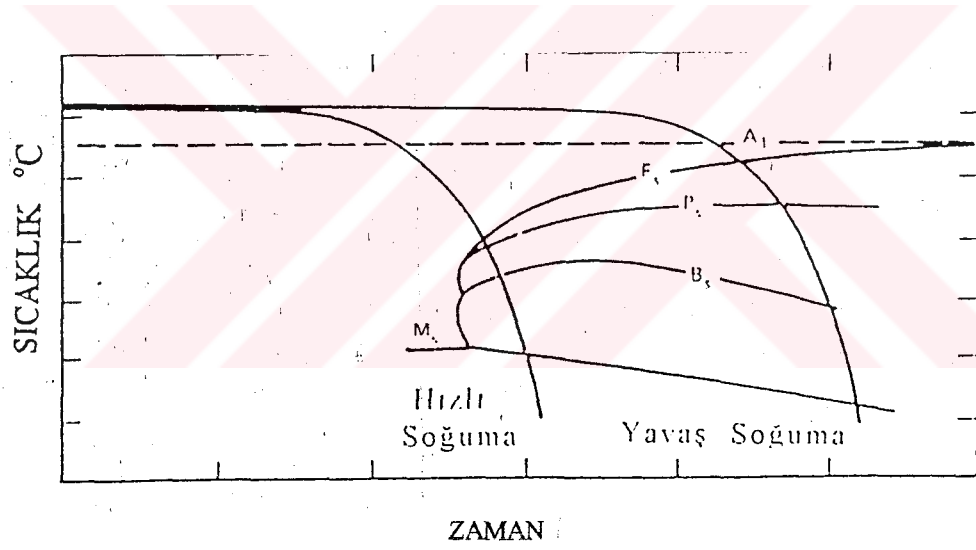
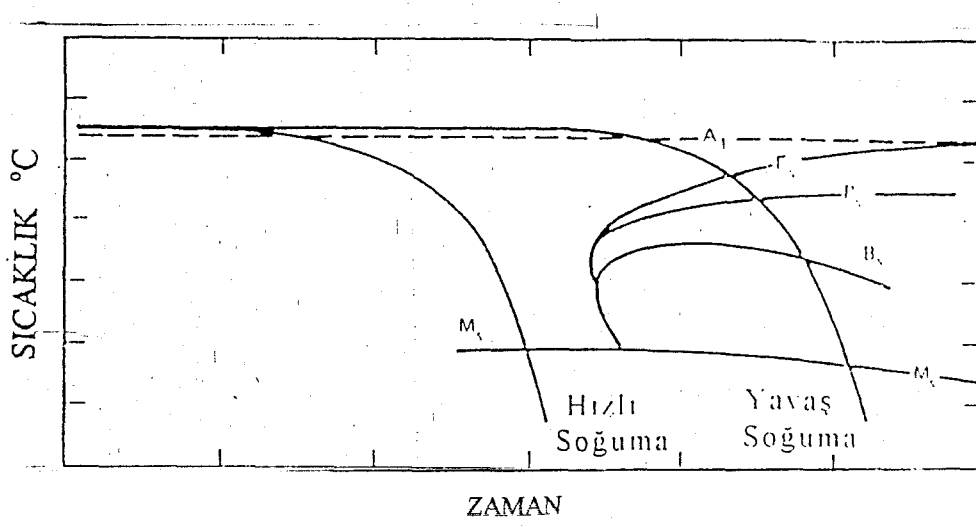
sertleşebilirliği düşürmektedir. Çünkü haddeleme östenit dağılımını artırırken ferrit/östenit ara yüzey alanını da artırmaktadır [27,50].

Speich et.al [43] yavaş soğuma hızlarında östenitin Mn' ca zenginleşmesi ile (Şekil 2.14) östenit/ferrit ara yüzeyine yakın kısımlarda sertleşebilirliğin artabileceğini belirtmektedirler. Bu nedenle de östenit tanesinin çevresinde martenzit halkası oluştuğunu tespit etmişlerdir. Östenit parçacıklarının merkezi daha yüksek sıcaklıklarda, demir karbüre dönüşebilmektedir. Aynı gözlem Wycliffe et. al. [47] tarafından da yapılmıştır.

2.4.1. Kritik tavlama sıcaklığının etkisi

Düşük KTS'nda östenit daha fazla karbon (~ % 0,4-% 0,6C) içermektedir. Bu nedenle östenitin martenzitik olarak sertleşebilirliği artırdığı daha önce belirtilmişti. Şekil 2.14'de görülen sürekli soğuma diyagramlarında iki farklı soğuma hızından, yavaş soğuma eğrisi $\alpha+P$ alanını kesmektedir.

Daha yüksek KTS kullanıldığında, östenitin karbon içeriği (~ % 0,2-% 0,3 C) düşmektedir. Bu durum, Şekil 2.14.b'de gösterildiği gibi sürekli soğuma diyagramının burnunu sola kaydırmıştır. Sonuç olarak kritik tavlama sıcaklığı yüksek olan çift fazlı çeliğin, MHO yüksek olurken martenzitik sertleşebilirliğinin kritik tavlama sıcaklığı düşük olan çelikten daha az olduğu anlaşılmaktadır [55].



Şekil 2.14 . Farklı KTS' nda oluşturulan östenitin şematik sürekli soğuma diyagramları [55]

2.5. Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Morfolojisi

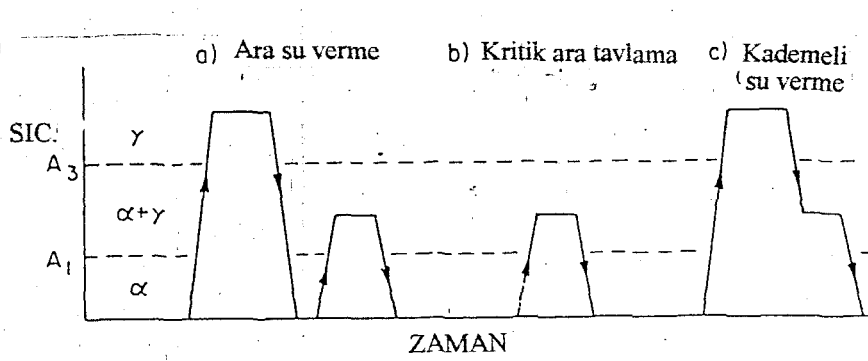
Çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisi çeliğin mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Çünkü, malzemedeki yapı - işlem - özellik arasındaki ilişki bu çeliklerin mikro yapı, dağılım ve geometrisi için de geçerlidir. MHO ve morfolojisi, çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini belirleyen önemli faktörlerdir. KTS bölgesinde ince bir östenit dağılımı sağlanması ve daha sonra bu östenitin ince martenzitik dağılımı koruyabilecek bir soğuma hızıyla soğutulması sonucunda üretilen çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerinde iyileşme sağlanabilmektedir [54]. Farklı martenzit morfolojisi, tavlama sıcaklığına, zamanına ve soğutma hızına da bağlıdır.

Başlangıçta mikro yapısı tamamen martenzitik olan çelik KTS'na ısıtıldığında östenit, çita martenzit sınırları boyunca çekirdeklenip büyümekte ve su verme işleminden sonra, ferrit matriste ince lifli martenzit parçacık dağılımı gerçekleşmektedir [49,56]. Şekil 2.15'de farklı morfolojilere sahip çift fazlı çelik üretimi için ısıtım çevrimleri ve bu ısıtım işlemleriyle elde edilmiş optik mikro yapı fotoğrafları gösterilmiştir.

Termomekanik işlemle de, östenit tane boyutu inceltirilerek, ve bu yapıya martenzite dönüşüm için kritik soğuma hızı uygulanarak ince fiberli martenzitik çift fazlı çelik üretilebilir [27,56]. Çift fazlı çeliklerde, martenzit parçacık boyutu, başlangıç mikro yapısına uygulanan normalleştirme ısıtım işleminin tekrarı ile de inceltilebilmektedir.

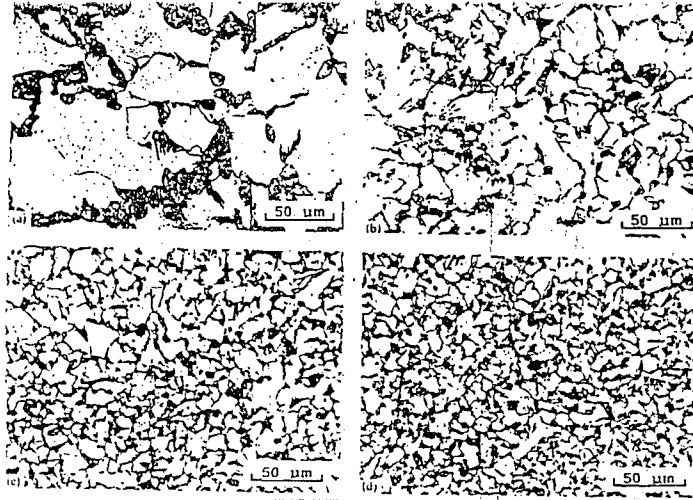
Mondal and Dey [57], vanadyumlu-mikro alaşımlı çelik numunelerine 910 °C'de 6 dk tavlama süresi kullanarak normalleştirme ısıtım işlemini aynı sıcaklık ve sürede tekrarlayarak, başlangıç ferrit+perlit yapılarını inceltmişler ve her birini

sabit KTS 750 °C'den soğutmak sureti ile ince martenzitik yapıya sahip çift fazlı çelikleri üretmişlerdir (Şekil 2.16).



Şekil 2.15. Farklı morfolojiye sahip çift fazlı çelikler için uygulanmış ısı işlemleri ve mikro yapı sonuçları [49]

Başlangıç mikro yapısı ferrit+perlitten çelik numunesi doğrudan KTS' nda tavlandığında, östenit, karbür/ferrit ara yüzeyi boyunca çekirdeklenmekte ve büyümektedir. Yeniden su verme işleminden sonra ferrit tane sınırları boyunca ince küremsi martenzit parçacık dağılımı sağlanır. Tam östenitlenmiş bölgeden kritik sıcaklık bölgesine kademeli su verme işleminden sonra sabit sıcaklıkta tutulduğunda östenit tane sınırlarında öncelikle ferrit çekirdeklenmekte ve östenit içine doğru büyümektedir. Yeniden su verme işleminden sonra ferrit tarafından kuşatılmış kaba dağılımlı martenzit üretilmektedir [49].



Şekil 2.16. Başlangıç ferrit + perlit mikro yapılarına sahip çeliklerin normalleştirme işleminin tekrarı ve KTS 750 °C den soğutma ile martenzit parçacık boyutu inceltiren çift fazlı çelik mikro yapı fotoğrafları a) normalleştirme tekrarı yapılmamış, b) normalleştirme, bir defa tekrarlanmış, c) normalleştirme, iki defa tekrarlanmış, d) normalleştirme, sekiz defa tekrarlanmış [57]

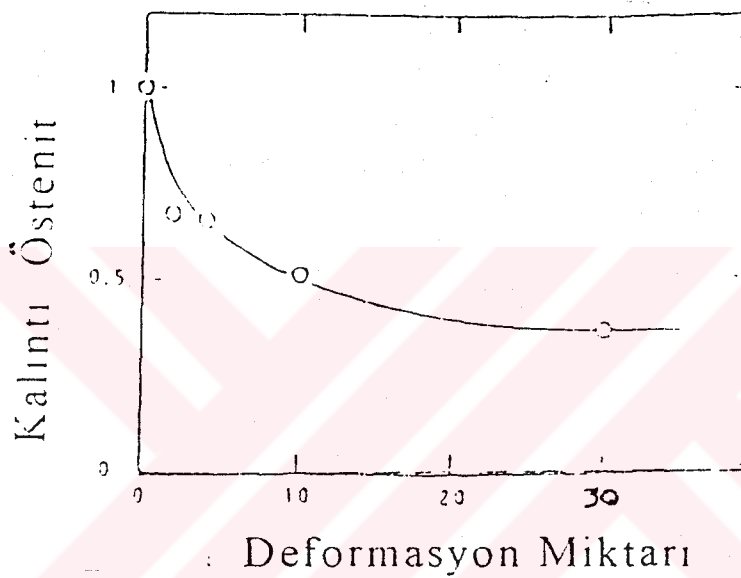
2.6. Çift Fazlı Çeliğin Mikro Yapısında Oluşabilen Diğer Fazlar

Çift fazlı çeliğin yapısında % 2-9 civarında kalıntı östenit bulunabilir. Kalıntı östenit çeliğin sünekliğini artırır. Ancak çift fazlı çelikte kalıntı östenit miktarı düşük olduğundan, çekme özellikleri üzerine etkisi ihmal edilebilir [38]. Kalıntı östenit genellikle ferrit tane sınırlarında sıkışmış olarak bulunabildiği gibi tane içlerinde de oluşabilmektedir [58].

Kalıntı östenit miktarını östenit tane boyu ve östenit/ferrit ara yüzey alanı etkilemektedir. Yüksek soğuma hızlarında kalıntı östenit miktarı düşmektedir. Bu nedenle -70 °C'ye kadar hızlı soğutma ardından temperleme ya da deformasyonla kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilmektedir [56].

Kritik tavlama ısııl işleminden sonra elde edilen çift fazlı çeliğin mikro yapısında bulunan kalıntı östenit miktarının uygulanan deformasyonla değişimi Şekil 2.17’de gösterilmiştir [59].

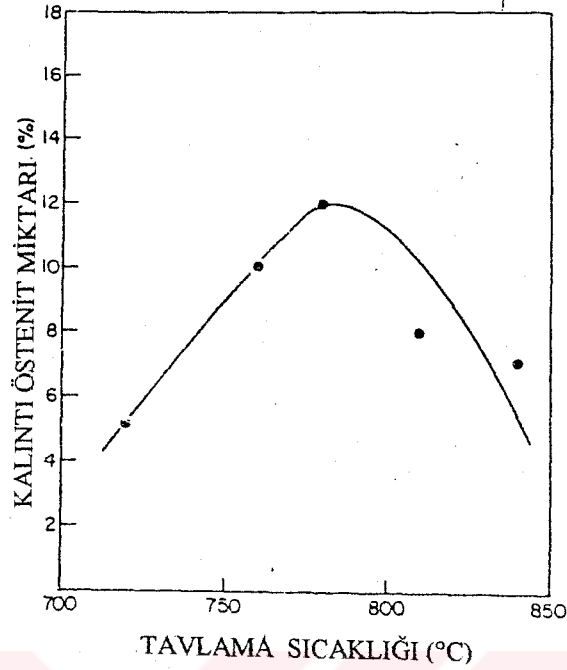
Diğer taraftan kritik tavlama ısııl işleminden önce uygulanacak bir soğuk deformasyon, östenite dönüşüm için çekirdeklenme yerlerini artıracığından böyle bir durumda kalıntı östenit miktarı genel olarak artmaktadır [59].



Şekil 2.17. Defomasyon miktarı ile değişen kalıntı östenit hacim oranı [59]

Long et.al. [60] % 0,07 C, % 1,63 Mn’lı bir çelikte 790 °C’ye kadar olan KTS’nda kalıntı östenit miktarının arttığını ve bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda ise düştüğünü tespit etmişlerdir (Şekil 2.18).

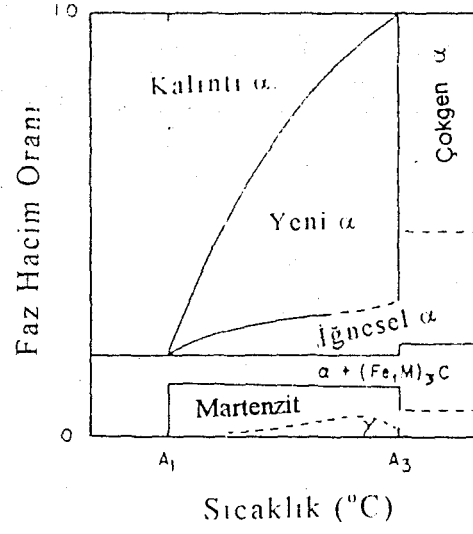
($\alpha+\gamma$) bölgesinde bulunan ferrit fazı hızlı soğutma ile yapısını aynen korumaktadır. Bu ferrite “eski ferrit” de denebilir. Yavaş soğuma hızlarında ise eski ferrit üzerinde tekrar yeni ferrit oluşumu görülebilmektedir. Bu ferrite, “yeni ferrit ve epitaksiyal ferrit” adı verilmektedir [48,58,61,64].



Şekil 2.18. KTS' nın değişiminin ile kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi [54]

Yeni ve eski ferrit arasında tane sınırı yoktur [41]. Yeni ferrit eski ferritin aynı düzlemler yönünde uzantısıdır [65]. Jeong et.al [41] yeni ferritin çekirdeklenerek farklı bir büyüme mekanizması ile oluştuğuna belirtmişlerdir Ancak Huppi et.al. [58] ve diğer pek çok araştırmacı [48,65] bu durumun aksini savunmaktadırlar.

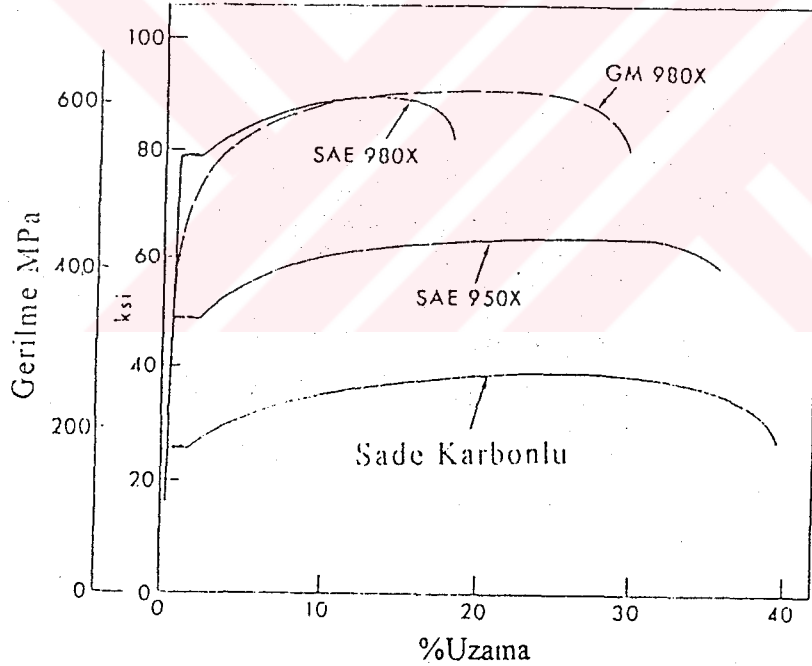
Şekil 2.19'da, KTS'nin bir fonksiyonu olarak sabit soğuma hızlarında oluşan fazların hacim oranları gösterilmiştir [58]. Şekilde özellikle A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında yeni ferritin oluştuğu ve artan KTS sıcaklıkları ile de yeni ferrit miktarının arttığı görülmektedir.



Şekil 2.19. Değişen tavlama sıcaklıklarında oluşabilen fazların hacim oranları [55]

3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ

Çift fazlı çelikler, üretildikleri düşük alaşımlı yüksek dayanımlı (YDDA) çeliklere göre daha iyi dayanım-süneklik sağlamaktadırlar [62]. Belirgin çekme özellikleri arasında, düşük akma dayanımı, yüksek çekme dayanımı ve pekleşme hızı, yüksek düzenli ve toplam uzama değerleri sayılabilir [55]. Çekme dayanımları, YDDA çeliklerinin kadar olmasına karşın düzenli ve toplam uzama miktarı oldukça fazladır [2]. Bu nedenle, çift fazlı çeliklerin darbe dirençleri oldukça iyidir. Sade C' lu, YDDA (SAE 980X, SAE 950X) çeliklerle çift fazlı (GM 980X) çeliğin çekme diyagramları karşılaştırmalı olarak Şekil 3.1'de verilmiştir.



Şekil 3.1. Sade C' lu, SAE 980X, SAE 950X ve çift fazlı GM 980X çeliklerin gerilme - % uzama eğrileri [2]

3.1. Çekme Özellikleri

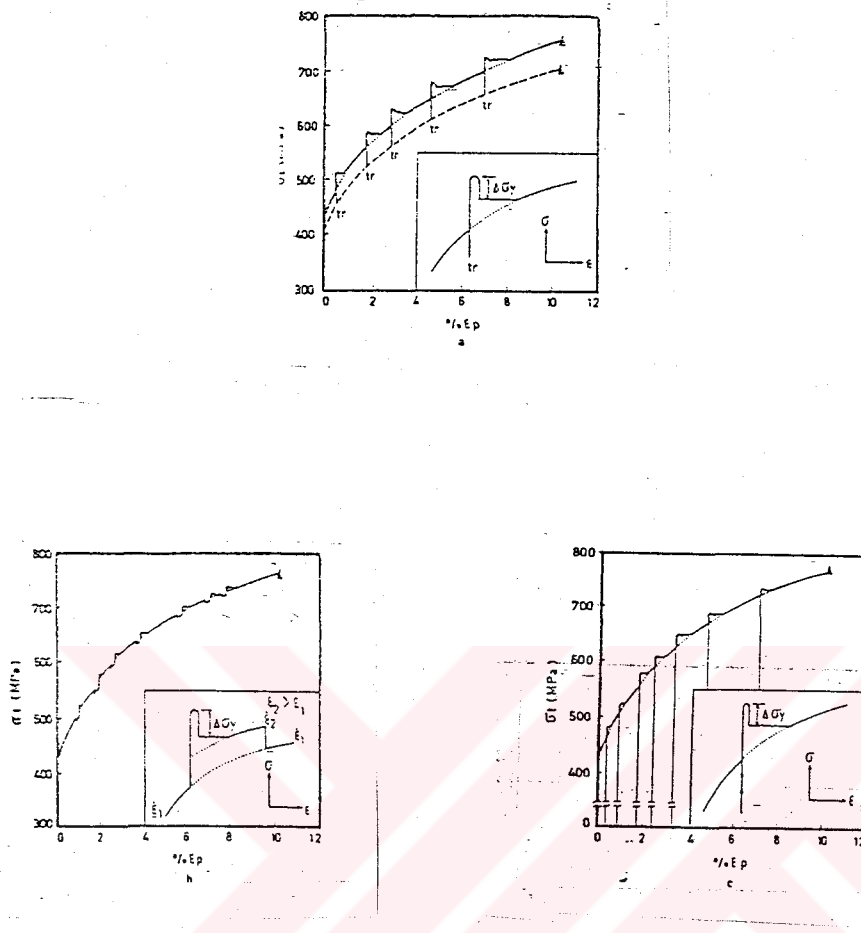
3.1.1. Akma Dayanımı

Çift fazlı çeliklerin akma dayanımları, YDDA ve sade C' lu çeliklere oranla daha düşüktür (Şekil 3.1). Aynı zamanda, belirgin akma noktası göstermeyip devamlı akma özelliğine sahiptirler. Devamlı akmanın nedeni, östenitin marteniste ($\gamma \rightarrow M$) dönüşümü sırasında kimyasal kompozisyona bağlı olarak % 2-4 oranında hacimce büyümesinden dolayı ferrit matrisin deformasyona maruz kalması sonucu martenzit parçacıklarının çevresinde hareketli dislokasyon yoğunluğunun artmasına ve kalıntı iç gerilimlere atfedilmektedir [2,55,63,66]. Metal esaslı malzemelerdeki hareketli dislokasyonlar, çekme gerilimi etkisi altında akma dayanımlarının düşük çıkmasına ve devamlı olarak akmaya neden olmaktadır [55,67-69].

Çift fazlı çeliklere temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme ya da deformasyon yaşlanması işlemleri uygulandığında, akma noktaları belirginleşirken dayanımları da artmaktadır [55,63,69].

Çimenoglu v.d. [68], % 10 MHO'na sahip çift fazlı çelikler üzerine yapmış oldukları çalışmada, plastik deformasyona geçiş sırasında gerilim gevşetilmesi, uzama oranının değiştirilmesi ve uygulanan yükün boşaltılıp tekrar uygulanması işlemlerinin her birinin sonucunda akma noktasının belirginleştiğini gözlemişlerdir (Şekil 3.2)

Yüksek KTS'ndan soğutma sonucu üretilmiş çift fazlı çeliklerde MHO fazla olmakta ve ortalama martenzit parçacık boyutu da artmaktadır. Yüksek KTS'ndan düşük soğutma hızları uygulanırsa, martenzitin yanında perlitin bulunması durumunda akma noktası belirginleşmektedir.

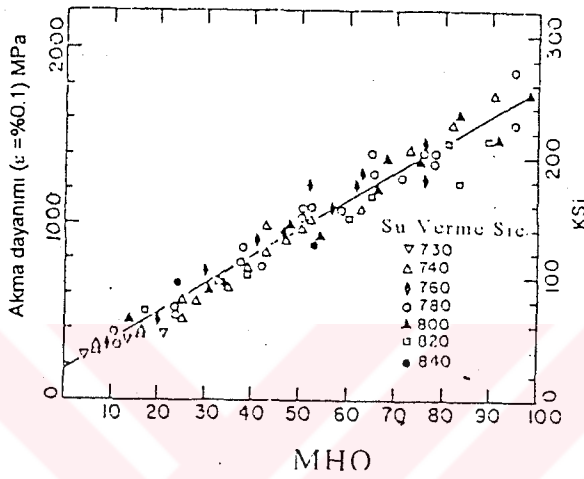


Şekil 3.2. a) Gerilim gevşetilmesi, b) % uzama oranının değiştirilmesi, c)Yükleme - boşaltma işlemlerinden sonra akma noktasının belirginleştirilmesi [68].

Çift fazlı çeliklerde, akma dayanımını MHO, C oranı ve KTS'den kritik soğutma hızı (KSH) gibi faktörler önemli oranda etkilemektedir. MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 3.3'de gösterilmiştir. MHO arttıkça akma dayanımı artmaktadır [6,43,70,71]. MHO'nın fonksiyonu olarak da, akma dayanımı, Eş. 3.1 ve Eş. 3.2'de verilmiştir.

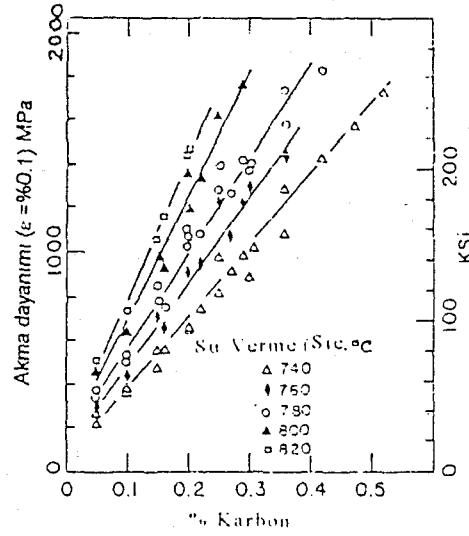
$$\sigma_{0.1} = 103 + 11,1 \% \text{ MHO} \quad (\text{MPa}) \quad (3.1)$$

$$\sigma_{0.2} = 172 + 15,9 \% \text{ MHO} \quad (\text{MPa}) \quad (3.2)$$



Şekil 3.3. Fe - Mn - C alaşımlı çift fazlı çelikte MHO'nın akma dayanımı üzerine etkisi [48]

Çift fazlı çeliklerde C oranının artmasıyla beraber akma dayanımı artmaktadır. Sabit KTS'nda C içeriğinin artması MHO'nu artırmaktadır [70,72]. Şekil 3.4'te C oranı ve su verme sıcaklığının akma dayanımı üzerine etkisi gösterilmiştir [72]. KTS' ndan hızlı soğutma ile üretilmiş çift fazlı çeliğin akma dayanımı, yavaş soğutma ile üretilmiş çift fazlı çeliğinkinden daha yüksektir [55].



Şekil 3.4. KTS'den su verme sıcaklığı ve C oranının, Fe - Mn - C alaşımlı çift fazlı çeliklerin akma dayanımı üzerine etkisi [73]

3.1.2. Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)

Çift fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler [73-75]. Bunun nedeni, $\gamma \rightarrow M$ dönüşümü sonucu, martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan hareketli dislokasyonlardan kaynaklanmaktadır [76]. Çekme sırasında, deformasyonun ilk aşamalarında, yapıda kalıntı gerilmeler yok olurken dislokasyonların birbirleri ile kesişmesi sonucu hareketleri engellenmektedir. Ancak deformasyonunu devamı için yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tane sınırlarında tırmanması için gerilmenin artırılması gerekmektedir. Artan gerilmeyle beraber, birim şekil değiştirme de artmaktadır [77].

Bazı araştırmacılar [9,47,74], çift fazlı çeliklerin yüksek pekleşme davranışlarının, Holloman denklemine uyduğunu belirtmektedirler (Eş.3.3 ve Eş.3.4)

$$\sigma = k \cdot \varepsilon_p^n \quad (3.3)$$

veya

$$\log \sigma = \log k + n \cdot \log \varepsilon_p \quad (3.4)$$

Burada;

σ : Gerçek gerilme,

ε_p : Gerçek gerinim,

k : Dayanım katsayısı,

n : Pekleşme katsayısı'dır.

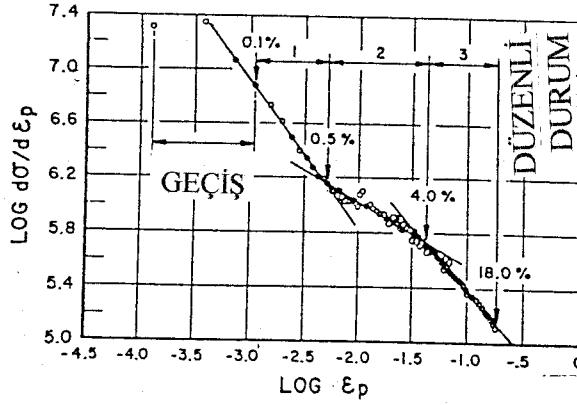
Çift fazlı çelikler, üç farklı deformasyon aşamasına sahiptirler. Her üç deformasyon aşaması için üç farklı pekleşme katsayısı "n" vardır. Holloman eşitliği genelde tek fazlı çelikler için kullanılır. Çift fazlı çelikler, tek fazlı olarak kabul edilirse, Holloman denklemi kullanılarak "n" belirlenebilir. Ramos et.al. [74] bu eşitliğin çift fazlı çeliklerin her üç deformasyon aşaması için kullanılamayacağını belirtmektedir. Daha önce yapılan çeşitli çalışmalarda da, Holloman denkleminin çift fazlı çeliklerin pekleşme davranışı için tam olarak kullanılır olmadığı belirtilmiştir. Bu nedenle, Eş. 3.5 ve Eş.3.6'da verilen Ludwivck denkleminden elde edilen Joul-Crossard analizi, çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışlarının belirlenmesi için kullanılmıştır [52,75,77].

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot \varepsilon_p^n \quad (3.5)$$

veya

$$\log \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) = \log k + \log n + (n-1) \cdot \log \varepsilon \quad (3.6)$$

Burada σ, k ve n değerleri $\log \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) - \log \varepsilon$ çizimi ile Jould-Crussard analizinden elde edilir (Şekil 3.5).



Şekil 3.5. Ludwick eşitliğine göre çift fazlı çeliklerin Jould – Crussard analizi [77]

Çift fazlı çeliklerde düzenli uzamayı belirlemek için Eş. 3.7’de verilen Swift denklemi kullanılabilir.

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 + C \cdot \sigma^m \quad (3.7)$$

Burada

ε_p : Gerçek gerinim,

C, m ve ε_0 : $\log\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) - \log \sigma$ çiziminden elde edilen sabiteler,

σ : Gerçek gerilme’dir

Çift fazlı çeliklerin deformasyon aşamaları, Cribb and Rigsbee [77] tarafından aşağıdaki gibi açıklanmıştır.

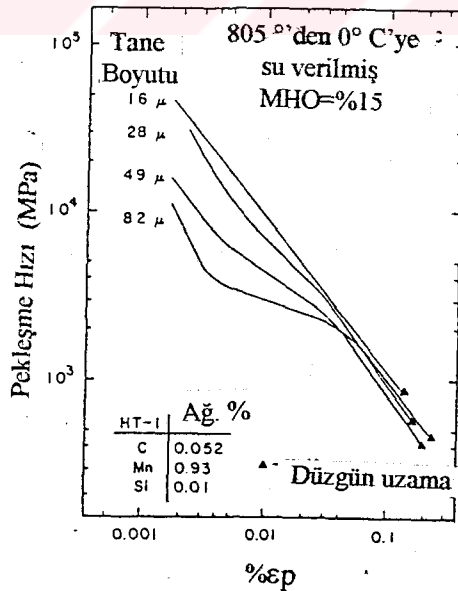
1. aşama ($\varepsilon = 0.1-0.5$): Çift fazlı çelik, gerilim altında iken martenzit çevresindeki ferritte, kalıntı gerilimler yok edilerek hızlı bir pekleşme sağlanır. Böylece ferrit hareketli dislokasyonlar vasıtası ile homojen

deformasyona uğrar. Aynı zamanda, ferrit martenzit fazları arasındaki plastik deformasyon uyumsuzluğundan dolayı ferritte kalıntı gerilimler oluşmaktadır.

2. aşama ($\epsilon = 0.5-4$): Bu aşamada, pekleşme hızı azalmaktadır. Deforme olmayan sert martenzit parçacıkları tarafından ferrit deformasyona zorlanmaktadır.

3. aşama ($\epsilon = 4-8$): Bu aşamada ise dislokasyon hücre duvarları oluşmakta ve ferritin daha fazla deformasyonu ile dinamik toparlanma ve dislokasyonların çapraz kaymasıyla beraber martenzit akmaya zorlanmaktadır.

KTS artırılıp soğuma hızının düşürülmesiyle bu üç deformasyon aşaması belirginleşmektedir [62,74]. Ayrıca çift fazlı çeliklerde tane boyunun deformasyon sertleşme hızına etkisi vardır. Soğuma hızının düşmesi ile ortaya çıkan duruma benzer şekilde tane boyundaki artışla beraber, başlangıçtaki pekleşme deformasyonunun ilk aşaması belirginleşir [62]. Şekil 3.6'da çift fazlı çeliklerde tane boyunun deformasyon sertleşme hızına etkisi gösterilmiştir.



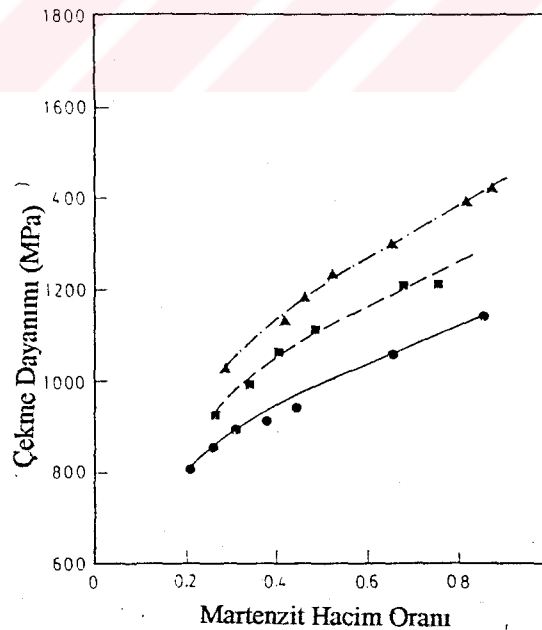
Şekil 3.6. Deformasyon aşamaları üzerine tane boyutunun etkisini gösteren Jould – Crussard analizi [9]

3.1.3. Çekme Dayanımı

Çift fazlı çeliklerin çekme dayanımı MHO'na doğrudan bağlı olup, YDDA çelikleri ile benzer dayanıma sahiptirler [2,74-79]. Çift fazlı çeliklerde optimum dayanım-süneklik ilişkisini sağlamak için MHO'nın % 15-25 arasında [6] ve ferritin de saf olması tavsiye edilmektedir [78].

MHO'nın artmasıyla beraber, çekme dayanımlarının da arttığı çeşitli araştırmacıların deneysel sonuçlarıyla da kanıtlanmıştır [6,55,72]. Çekme dayanımı MHO'nın yanı sıra çeliğin C içeriğine de bağlıdır. Şekil 3.7'de MHO ve C oranının fonksiyonu olarak çekme dayanımının ilişkisi gösterilmiştir. Eş. 3.6'da çekme dayanımı, MHO'nın fonksiyonu olarak, verilmiştir.

$$\sigma_c (\text{MPa}) = 235 + 3,8 \cdot (\text{MHO}) \quad (3.8)$$



Şekil 3.7. MHO'nın ve C içeriğinin fonksiyonu olarak çekme dayanımları [72]

▲ % 0,19 C, ■ % 0,14 C, ● % 0,10 C

Tane boyutu artışıyla beraber çekme dayanımları düşmektedir. Eş. 3.7 [28] ve Eş. 3.8 [85]'de çift fazlı çelikler için tane boyutu-çekme dayanımı verilmiştir.

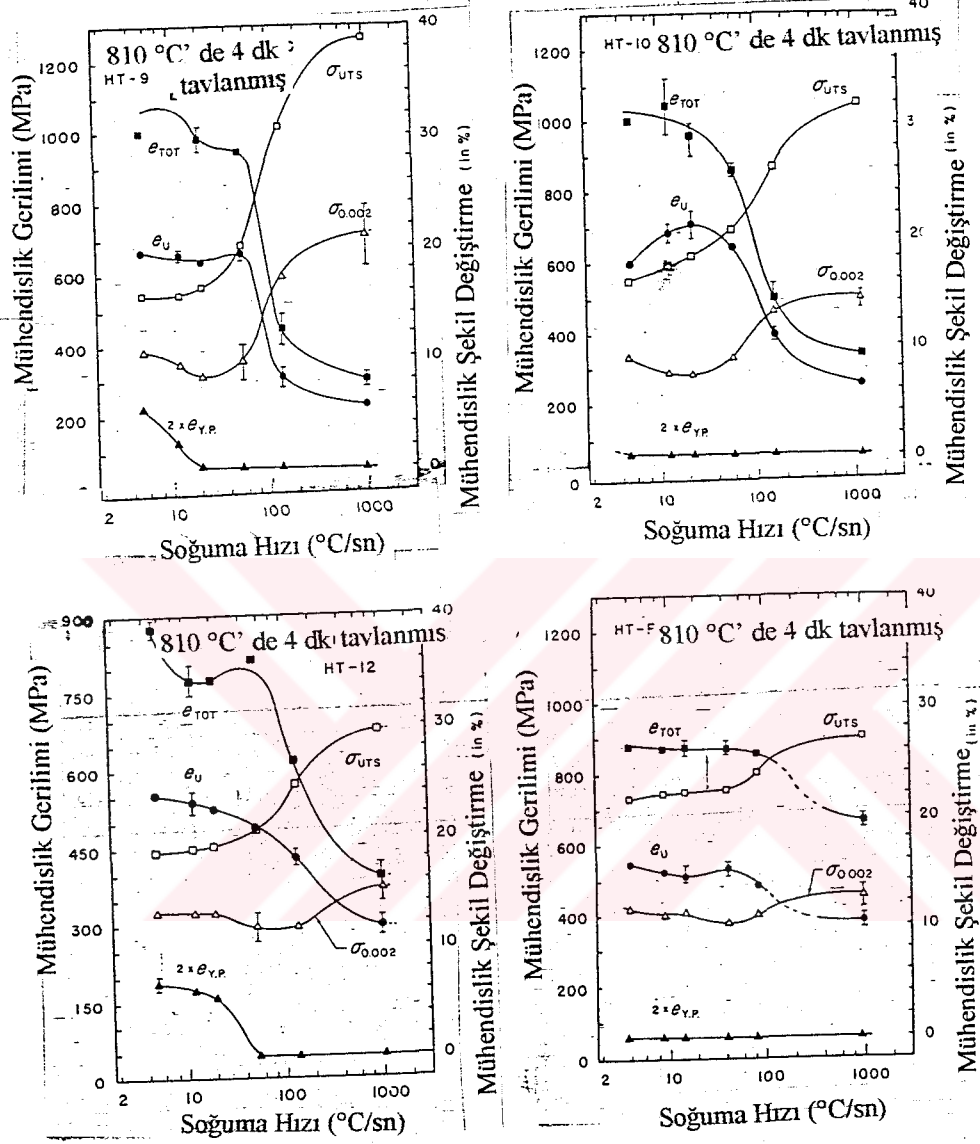
$$\sigma = 8,27.d^{-1/2} \quad (2.9)$$

$$\sigma = 7,42.d^{-1/2} \quad (2.10)$$

Davies et.al. [79], tane boyutu açısından optimum çekme dayanımın sağlanması için ferrit tane boyutunun $\sim 3 \mu m$ olması gerektiğini belirtmektedirler.

Çift fazlı çeliklerin dayanım ve sünekliğini KTS'da soğutma hızı etkilemektedir. Soğutma hızının azalmasıyla birlikte martenzitin yanı sıra ferrit ve perlit gibi diğer faz ya da yapıların oluşma ihtimali artmaktadır. Bu nedenle soğutma hızının azalmasıyla beraber, dayanım düşmekte, süneklikleri ise artmaktadır.

Huppi [80], 1,4 Mn ve 0,3 Si' lu çeliklerde soğuma hızının, mekanik özellikler üzerine etkilerini incelemiştir. Yüksek soğuma hızları ile elde edilmiş dört farklı çeliğin % uzaması düşerken çekme ve akma dayanımları artmıştır (Şekil 3.8). Deneye tabi tutulan her numunede düşük soğuma hızlarında süreksiz bir akma dayanımı gözlenmiştir [80].

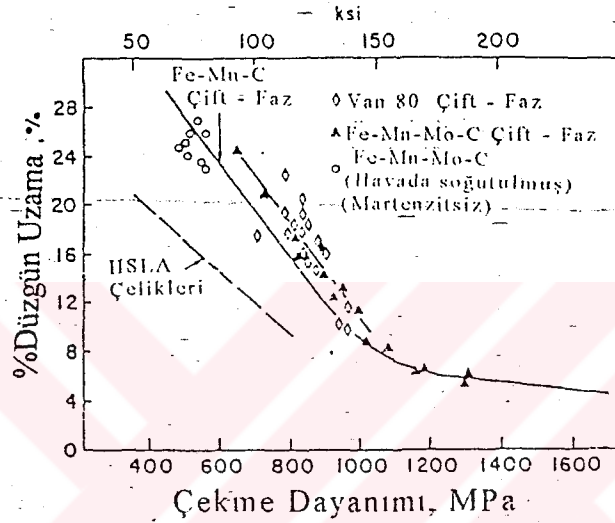


Çelik	C	Mn	Si	N	V	Cb
HT-9	0,15	1,37	0,27	0,0048	0,005	<0,005
HT-10	0,12	1,42	0,29	0,0060	0,045	<0,005
HT-12	0,084	1,47	0,34	0,010	0,003	0,053
MAXIFORM 80	0,082	1,40	0,52	0,017	0,096	0,11
HT-F						

Şekil 3.8. Farklı bileşimlerdeki çeliklerde soğuma hızının mekanik özellikleri üzerine etkileri [80]

3.1.4. Süneklik

Çift fazlı çelikler, YDDA çeliklerine oranla daha fazla uzama değerine sahiptirler (Şekil 3.1.) [2,73,81]. Fe-Mn-C alaşımlı YDDA ve çift fazlı çeliklere ait çekme dayanımlarının fonksiyonu olarak düzenli uzama değişimleri Şekil 3.9'da gösterilmiştir.

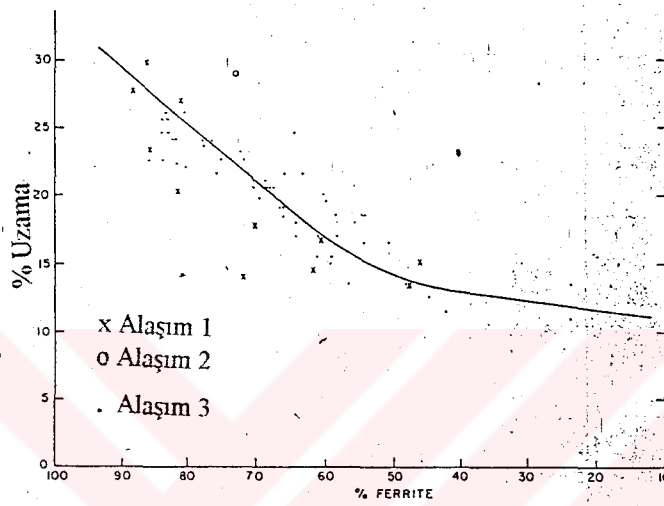


Şekil 3.9. Çift fazlı ve çift faz olmayan çeliklerin düzgün uzama-çekme dayanımı ilişkisi [6]

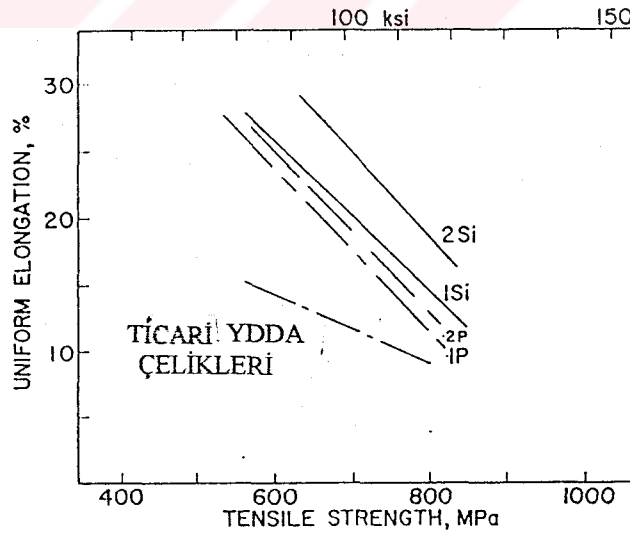
Çift fazlı çelikler aynı çekme dayanımlarında, oldukça fazla uzama değerlerine sahiptir (Şekil 3.9) [2,81]. Çift fazlı çeliklerde sünekliği sağlayan matris durumundaki ferrit fazıdır. Sünekliğinin en iyi düzeye çıkarılması için ferrit tane boyutunun $\sim 3 \mu\text{m}$ [79] olması ve ferrit hacim oranının $\sim \% 80$ olması tavsiye edilmektedir [78,82]. Şekil 3.10'de ferrit hacim oranının süneklik üzerine etkisi gösterilmiştir.

Si ve P gibi elementler ferritin saflığını artırmaktadırlar. Bu nedenle, çift fazlı çeliklerde belirli oranlarda bulunan bu elementler sünekliği artırıcı özellikler sağlar. Si elementi, martenzitin daha kolay oluşumu ile sertleşebilirliği artırıcı

özelliğinin yanı sıra, ferritte C içeriğini düşürerek ferritin daha saf olmasına neden olmaktadır. Si, aynı zamanda martenzit/ferrit ara yüzeyinde karbür oluşumunu önler ve mikro yapının incelmesine yardım ederek ferritin dayanımının artmasına neden olur [81,83]. Şekil 3.11’de çift fazlı çeliklere Si ve P elementlerinin ilavesinin düzenli uzama üzerine etkisi gösterilmiştir.



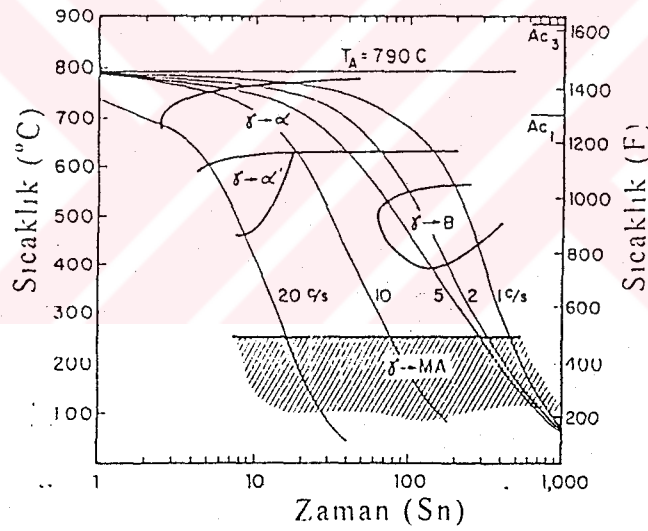
Şekil 3.10. Ferrit hacim oranının % uzama üzerine etkisi [63]



Şekil 3.11. Si ve P içerikli çift fazlı çeliklerinde çekme dayanımının fonksiyonu olarak düzgün uzama değişimleri [83]

Düşük C içeriğine sahip çift fazlı çeliklerde martenzit, deformasyona katkıda bulunarak toplam uzama değerlerini artırır [2,81]. Kalıntı östenit ve yeni ferit, çift fazlı çeliklerin sünekliğini artırmaktadır [9].

Ferritin tane boyutunun yanı sıra morfolojisinin de süneklik üzerinde etkisi vardır. KTS'dan çok yüksek soğuma hızlarında üretilen çift fazlı çeliklerde iğnesel ferrit üretilir. Şekil 3.12'de gösterilen sürekli soğuma dönüşüm (SSD) diyagramında da görüleceği üzere, biraz daha yavaş soğutma hızı kullanılırsa iğnesel ferrit yerine çokgen ferrit üretilir. İğnesel ferrit dayanımı attırırken sünekliği düşürmektedir.



Şekil 3.12. % 0,12 C, % 1,28 Mn, % 0,13 Mo'li çeliğin KTS'ndan sürekli soğuma diyagramı T_A : Östenitleme sıcaklığı, γ : östenit, α' çokgen ferrit, B: Beynit, MA: martenzit+östenit [84]

3.1.5. Kopma

Genellikle kopma, gevrek ve sünek olmak üzere iki türdür. Çift fazlı çelikler, YDDA çeliklerine göre daha sünek özellik sergilemektedir. Kopma mikro boşlukların oluşumuyla beraber mikro çatlakların başlaması ve bu mikro çatlakların ilerlemesiyle gerçekleşmektedir [17].

Çekme uygulamalarında boyun vermenin başladığı bölgede yüksek bir şekil değişimi söz konusudur. Mikro boşlukların meydana gelmesi çatlağın başlangıcını oluşturmaktadır [29].

Çift fazlı çeliklerde mikro çatlağın nedeni olan mikro boşluklar, sünek matriste dağılmış bulunan martenzit parçacıklarının ya da metal olmayan kalıntıların ferrite bitişik ara yüzeyinde öncelikli olarak oluşmaktadır [29].

3.6. Farklı MHO ve Morfolojilere Sahip Çift Fazlı Çeliklerin Çekme Özellikleri

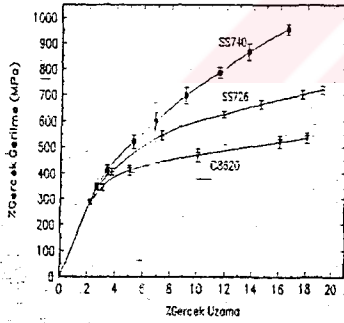
Bu konu ile ilgili olarak Demir [18] tarafından, şimdiki çalışmada olduğu gibi, aynı standart Ç 8620 ve bu çelikten üretilen farklı MHO morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin çekme değerleri Çizelge 3.1'de ve gerilme-gerçek uzama diyagramları ise Şekil 3.13'de gösterilmiştir. Burada SS, BS ve FS sırasıyla ince, orta kaba ve kaba mikro yapıli çift fazlı numuneleri temsil etmektedir.

Çizelge 3.1 ve Şekil 3.13'den görülebileceği gibi bütün çift fazlı çelikler, üretildikleri çeliğe oranla daha yüksek akma ve çekme dayanımları ve çift fazlı çelikler arasından ise en yüksek akma ve çekme değerlerini , ince mikro yapıya sahip olan, çift fazlı çelik numuneleri sergilemektedir.

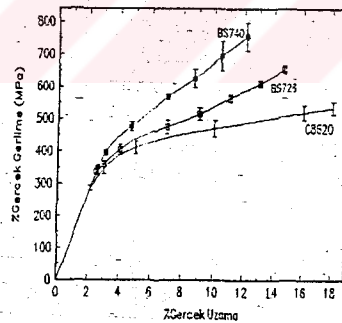
Çizelge 3.1. Ç 8620 çeliğinin ve bu çelikten üretilmiş çift fazlı çeliklerin çekme değerleri [18]

Numune ismi	Çekme Day. (σ_C) (MPa)	Akma Day. (σ_A) (MPa)	Tokluk (j)	%Top. Uzama %U _T	MHO (%)	%U _D %Düzgün Uzama	Kopma Day. (σ_K) (MPa)
Ç. 8620	535	306	23500	17.7	29*	15.89	290
SS 740	950	368	33500	14.2	40	13.92	926
SS 726	721	351	33000	18.3	30	16.67	633
BS 740	776	369	19410	9.65	40	9.51	742
BS 726	678	357	23570	13.5	30	12.1	651
FS 740	755	345	20306	12.5	40	10	412.8
FS 726	638	322	28850	16.5	30	14.81	593

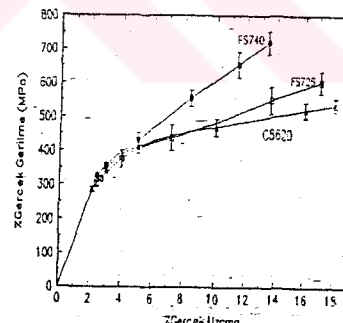
* Perlit Hacim Oranı



a



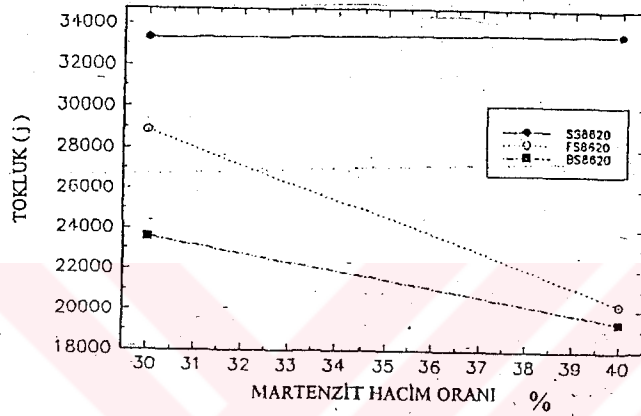
b



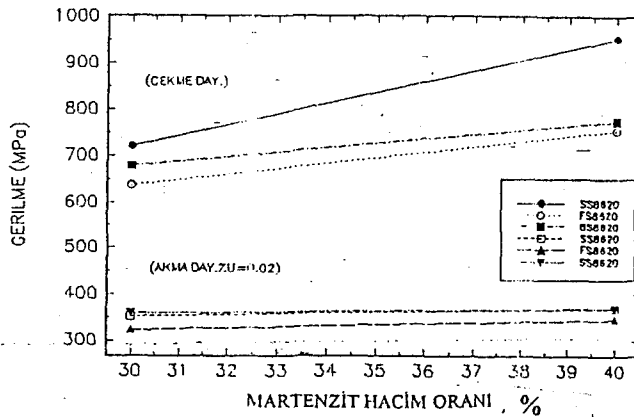
c

Şekil 3.13. % 49 ve % 30 MHO'na ve ince (SS740, SS726), orta kaba (BS720, BS726) ve kaba (FS740, FS726) mikro yapıya sahip çift fazlı çelikler ile Ç 8620 çeliğinin gerilme - % gerçek uzama eğrileri (a. ince, b. orta kaba, c. kaba mikro yapılı numunelere ait) [18]

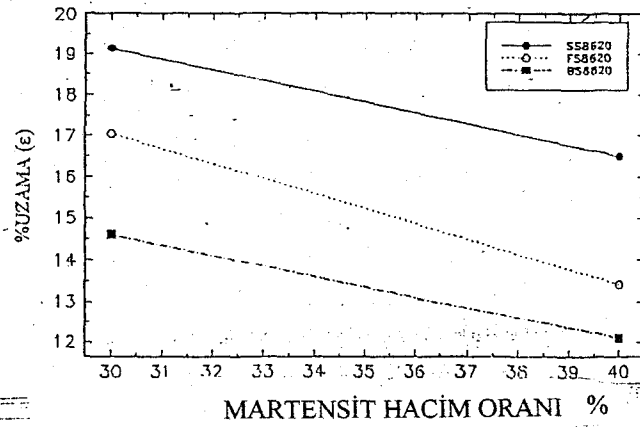
Aynı çalışmada, MHO artarken tokluk değerleri düştüğü ve en yüksek tokluk değerinin ise ince mikro yapıya sahip çift fazlı çelik numunelerinin sergilediği görülmüştür (Şekil 3.14). Yine MHO'nun artışına bağlı olarak akma dayanımı önemli oranda değişim göstermezken çekme dayanımları artmış (Şekil 3.15) ve % uzama oranları ise azalmıştır (Şekil 3.16).



Şekil 3.14. Çift fazlı çelik numunelerde, farklı MHO ve morfolojilerine bağlı olarak tokluk değerlerindeki değişim [18]



Şekil 3.15. MHO'na bağlı olarak ince (SS), orta kaba (BS), kaba (FS) mikro yapıya sahip çift fazlı çelik numunelerinde akma ve çekme dayanımlarının değişimi [18]

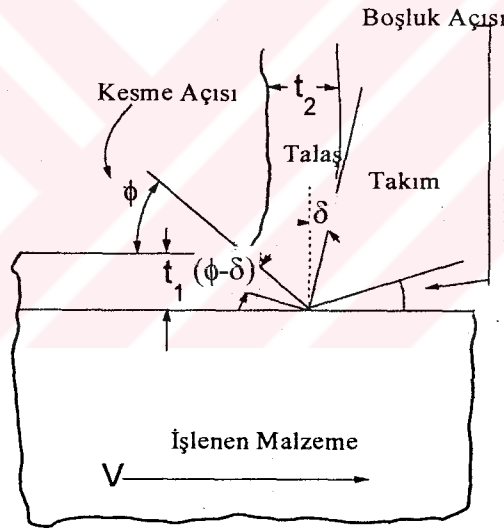


Şekil 3.16. MHO'na bağlı olarak ince (SS), orta kaba (BS), kaba (FS) mikro yapıli çift fazlı çelik numunelerinde % toplam uzama (ϵ) değeriinin değışimi [18]

4. METAL KESME MEKANİĞİ ve İŞLENEBİLİRLİK

4.1. Metal Kesme Mekanikliği

Metallerden talaş kaldırma (metal kesme) işleminin mekanizması, şematik olarak Şekil 4.1'de gösterilmiştir. Pozitif talaş açısı (δ) ve belli bir kesme kenarı açısına sahip kesici takım, t_1 derinliğinde numunenin yüzeyi boyunca hareket ettirilmektedir. Kesici takım ile malzeme yüzeyi ile ϕ kadar bir kesme düzlemi açısı yaparak, kesme düzlemi boyunca sürekli olarak talaş kaldırılmaktadır. Talaş kalınlığı (t_2), ϕ ve δ açılara ve t_1 'e bağlı olarak belirlenmektedir [21,85].



Şekil 4.1. Metal kesme işleminin temel mekanikliği [86]

Kesme açısı, talaş açısı ve talaş kaldırma oranı arasındaki ilişki Eş.4.1'de verilmiştir.

$$\tan \phi = \frac{r \cdot \cos \delta}{1 - r \cdot \sin \delta} \quad (4.1)$$

Burada;

ϕ : kesme açısı,

$r = \frac{t_1}{t_2}$: talaş kaldırma oranı,

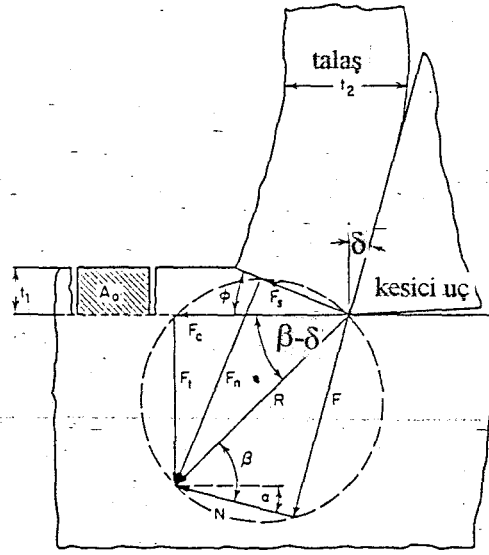
δ : boşluk açısıdır.

Kesme düzlemi açısı talaş kalınlığının kontrolü için önemlidir Çünkü, metal kesme performansını büyük ölçüde etkilemektedir. Malzemede meydana gelen kesme direnci (F_R) için, Eş. 4.2 kullanılabilir.

$$F_R = \cot\phi + \tan(\phi - \delta) \quad (4.2)$$

Metal kesme işleminde, F_R genelde 5'in altındadır. Talaş açısı ve sürtünme açısı (β) gibi faktörlerle belirlenen kesme düzlemi açısı için çeşitli formüller geliştirilmiştir [86].

Şekil 4.2'de, kesici takım üzerinde kuvvet bileşenlerinin etkisi gösterilmiştir. Bileşke kuvvet (R), esas kesme kuvveti(F_c), ilerleme kuvveti (F_f) ve pasif kuvvet (F_p) olarak üç bileşen kuvvetten meydana gelmektedir. Kesici takımın kesme yönündeki esas kesme kuvveti (F_c) yapılan iş miktarını belirler. Esas kesme kuvveti aynı zamanda kesme düzlemi üzerinde de iki bileşenlidir. Bu bileşenler, kesme düzlemi boyunca metali kesmek için gerekli kuvvet (F_s) ve bu düzlem üzerindeki kuvvet normali (F_n)'dir.



Şekil 4.2. Metal kesme esnasında oluşan kuvvet sistemi [86]

Kesici takım yüzeyi üzerinde F_c ve F_t 'ye bağlı olarak sürtünme katsayısı (μ), Eş. 4.3 ile belirlenebilmektedir.

$$\mu = \frac{F_t + F_c \cdot \tan \delta}{F_c - F_t \cdot \tan \delta} \quad (4.3)$$

Kesici takım boyunca sürtünme kuvveti, Eş. 4.4. ile belirlenmektedir [88].

$$F = F_t \cdot \cos \delta + F_c \cdot \sin \delta \quad (4.4)$$

Kesme Hızından bağımsız olarak malzemenin çekme dayanımına göre kesme düzlemi boyunca etki eden kuvveti (F_s)'yi belirlemek için Eş. 4.5 ve Kesme kuvvetini (F_c 'yi), sürtünme, boşluk ve kesme açlarına ve F_s 'ye bağlı olarak belirlemek için Eş. 4.6 verilmektedir [88].

$$F_s = t_1 \cdot f \cdot \sigma_c \cos \phi \quad (4.5)$$

Burada;

- t_1 : talaş derinliği (mm),
 f : ilerleme (mm.dev⁻¹),
 σ_c : çekme dayanımı (N.mm⁻²),
 ϕ : kesme düzlemi açısıdır.

$$F_c = \frac{F_s \cdot \cos(\beta - \delta)}{\cos(\phi + \beta - \delta)} \quad (4.6)$$

Burada;

- F_s : kesme düzlemi kuvveti (N),
 β : sürtünme açısı,
 ϕ : kesme düzlemi açısı,
 δ : talaş açısıdır.

Kesici takım yüzeyi üzerinde oluşan sürtünme katsayısı, kesme performansında önemli bir faktördür. Kesme sıvısı, yüksek kesme hızları, özellikleri geliştirilmiş kesici takım malzemeleri ya da işlenen malzeme bazı kimyasal bileşimlerin ilavesiyle sürtünme azaltılabilir [86]. Sürtünme katsayısı ile sürtünme kuvveti arasındaki bağıntı Eş. 4.7'deki gibidir.

$$\tan \beta = \mu \quad (4.7)$$

Burada;

- μ : sürtünme katsayısıdır

Talaşlı imalat uygulamalarında, kesme kuvveti, işlenen malzemenin talaş kesiti ile özgül kesme direncinin çarpımı esasına dayanır (Eş.4.8). Bu hesaplamada (Eş.4.8) talaş geometrisi büyük önem taşımaktadır.

$$F_c = A_o \cdot k_s \quad (4.8)$$

Burada;

A_o : talaş kesit alanı (mm^2),

k_s : özgül kesme direncidir ($\text{N} \cdot (\text{mm}^2)^{-1}$).

Şekil 4.3'den, talaş kesiti alanı, Eş. 4.9. ve Eş. 4.10' da verildiği şekilde, kesme kenarı açısı χ ' ya bağlı olarak belirlenmektedir.

$$A_o = t_1 \cdot f \quad (\chi = 90^\circ \text{ ise}) \quad (4.9)$$

veya

$$A_o = t_2 \cdot b \quad (\chi < 90^\circ \text{ ise}) \quad (4.10)$$

Burada ;

χ : Kesme kenarı açısı (bkz. Şekil 4.3),

t_1 : kaldırılan talaş derinliği,

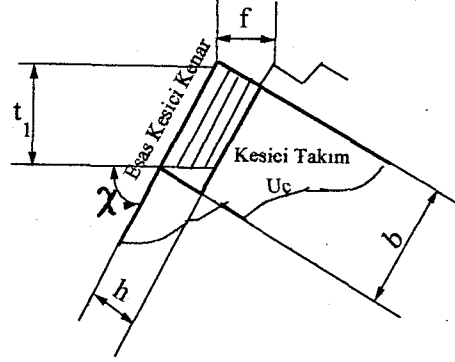
t_2 : talaş kalınlığı,

f : ilerleme,

t_2 ve b : ($\chi < 90^\circ$ ise) paralel kenarın kenarlarıdır (bkz Şekil 4.3).

$$t_2 = f \cdot \sin \chi \quad (4.11)$$

$$b = \frac{t_1}{\sin \chi} \quad (4.12)$$



Şekil 4.3. Talaş kesitinin kesme kenarı açısı ile ilişkisi [88]

Kesme kuvvetinin hesaplanmasında kullanılan özgül kesme direnci (k_s) için Eş. 4.13.'deki bağıntı verilmektedir [6,87,88].

$$k_s = \frac{k_{11}}{t_2^m} \quad (4.13)$$

Burada;

k_{11} : $t_2 = b = 1 \text{ mm}$ olan kesitin özgül kesme kuvveti,

m : işlenen malzemenin k_s değeri ile t_2 değeri arasındaki logaritmik ilişkiyi gösteren eğrinin eğimidir.

Talaş kalınlığının (t_2), artan değerlerine karşılık malzemenin özgül kesme direnci (k_s) azalmaktadır. 'm' değeri her malzeme için farklı değerler almaktadır.

Daha önce yapılmış çalışmalardan elde edilen deneysel sonuçlara göre, talaş kaldırma sırasında esas kesme kuvvetini etkileyen bazı düzeltme faktörleri vardır [87,88]. Bunlar Eş. 4.14' de gösterilmiştir.

$$F_c = (A_o \cdot k_s) \cdot k_v \cdot k_\delta \cdot k_a \cdot k_t \quad (4.14)$$

Bu eşitlikteki düzeltme faktörleri;

Kesme hızı faktörü (k_v): Kesme kuvveti, artan kesme hızı ile beraber azalmaktadır.

Talaş açısı faktörü (k_δ): Bu faktör, Eş. 4.15 ve Eş. 4.16' ya göre belirlenir.

$$k_\delta = 1 - \left[\frac{\delta - \delta_0}{66.7} \right] \quad (4.15)$$

Burada;

δ : takımın boşluk açısının referans değerinden farkı,

δ_0 : boşluk açısının referans değeridir.

Bir başka yaklaşımla da hesaplanabilir.

$$k_\delta = \frac{C - 1.58}{100} \quad (4.16)$$

Burada;

C : malzeme cinsine göre değişen bir sabittir.

Takım aşınma faktörü (k_a): Kullanılan takımın aşınmış olması esas kesme kuvvetini etiler. Yeni kullanılan veya bilenmiş kesici uçlar için k_a , 1-1,01 ve aşınmış kesici uçlar için k_a değeri 1,3-1,5 olarak alınır.

Takım malzemesi faktörü (k_t): Bu faktör, kesici takım malzemesi cinsine ve işleme şartlarına göre değişim göstermektedir.

4.2. Talaş Tipleri

Talaş tipleri kesme hızı ve ilerleme miktarı , talaş derinliği ve işlenen çeliğin mikro yapısı ile kontrol edilir [21,89]. Talaş tipinin oluşumu, işlenebilirliğin değerlendirilmesinde faydalanan yardımcı bir kriterdir. Talaş tipi imalat uygulamaları açısından da önemlidir. Uzun çıkan talaşların dolaşma problemi olacağından, yüzey kalitesine ve kesici uca zarar verebileceği gibi imalat kontrolünü de güçleştirebilir.

Talaş kaldırma uygulamalarında, bağımsız olarak 3 farklı talaş tipi vardır [22,89].

4.2.1. Süreksiz talaş

Kesici takımın kesme yönünde kırılmayla oluşan talaşlardır. Bu tür talaşlar gevrek malzemelerin işlenmesinde ya da sünek malzemelerin çok düşük kesme hızlarında işlenmesinde ve küçük talaş açısına sahip kesici uç kullanıldığında oluşmaktadır [21,86,90] (Şekil 4.4.a).

4.2.2. Sürekli talaş

Kesici takımın önünde talaş kaldırılan malzemenin sürekli deformasyonu ile oluşur (Şekil 4.4.b). Kesici takımın yüzeyi boyunca talaşın akışıyla devam eder. Bu tipte talaşlar, sünek malzemelerden genellikle yüksek hızlarda talaş kaldırılması sırasında olmaktadır [21,86,90].

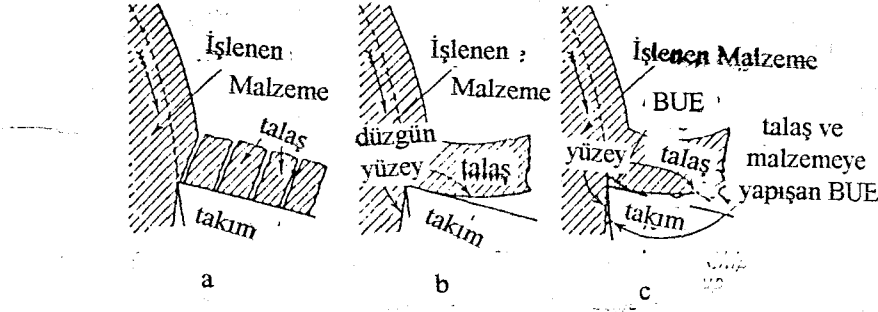
4.2.3. Sıvanan talaş

İşlenen yüzey boyunca devamlı olarak çıkan talaşın kesici takım yüzeyine yapışmasıyla oluşan talaş tipidir [21,86,90] (Şekil 4.4.c). Kesici takım tarafından talaşın çok fazla deformasyonu ve kesici takım ve talaş arasında yüksek sürtünmeden dolayı basınçlı kaynak nedeni ile yapışma bölgesi (BUE; Build-Up Edge, Kesici Kenara Yığılma) meydana gelmekte ve bu bölge ikinci deformasyon bölgesi olarak bilinmektedir [85,91].

Çıkan talaştan daha sert olan BUE, dengeli ya da dengesiz olabilmektedir. Dengesiz BUE çok sık aralıklarla kırılmakta ve yeniden oluşmaktadır. Dengesiz BUE, çıkan talaş tarafından uzaklaştırıldığı gibi, talaş uzaklaştırılırken ile yeni oluşturulan yüzeye de gömülebilmektedir. BUE, işlenen yüzeye gömülürse yüzey pürüzlülüğünü artırabilir. Ayrıca çok sert olan BUE kesici ucun ön ve alt yüzeyini aşındırarak kesici takım ömrünü de düşürmektedir [22].

Dengeli BUE'nin, talaş kaldırma esnasında boyutları sabit kalmaktadır. Dengeli BUE, kesme işlemlerinde genellikle fayda sağlayabilmektedir. Şöyle ki; kesici ucun talaş açısını artırarak yan yüzey aşınmasını (fank wear) en aza düşürebilmektedir [22]. Aynı zamanda, kesici uç-talaş arasında temas alanını kısıtlayarak kesme kuvvetlerini düşürebilmektedir [16,85]. Uygun takım geometrisi seçilerek dengeli BUE sağlanabilir [22].

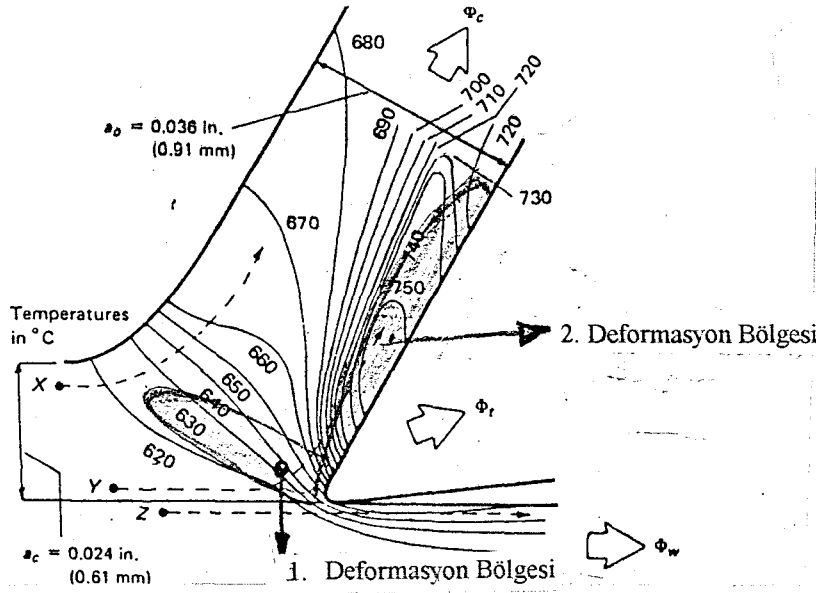
Genellikle bu tür talaşlar düşük kesme hızlarında ortaya çıkar ve kesiti ince olan talaşların oluşmasına neden olur. Bu tip talaşta elde edilen metalin yüzey kalitesi genelde iyi değildir [22,86].



Şekil 4.4. Talaşın oluşum şekilleri a) Süreksiz kısa talaş, b) Sürekli talaş c) Sıvanan sürekli talaş [90]

4.3. Talaş Kaldırma Esnasında Oluşan Sıcaklık ve Dağılımı

Kesme hızında ve talaş derinliğindeki artış, talaşa iletilen ısı miktarını artırdığı gibi, kesici uç ile talaş arasındaki ortalama sıcaklığı da artırmaktadır. Oluşan ısı, birinci ve ikinci deformasyon bölgesinde açığa çıkar ve kesici takım ucu, işlenen malzeme ve talaş arasında dağılımı sağlanır (Şekil 4.5). Düşük C' lu çelik malzemelerde yüksek kesme hızlarında ($\sim 200 \text{ m.dk}^{-1}$) kesici uç ve talaş ara yüzey sıcaklığı $800-186^\circ\text{C}$ olarak tespit edilmiştir [86,89]. Açığa çıkan ısıнын büyük çoğunluğu talaş tarafından uzaklaştırıldığından çift fazlı çelik malzemesi yüzeyinde geri kalan ısı herhangi bir faz dönüşümüne neden olmayabilir.



Şekil 4.5. Talaş kaldırma esnasında oluşan sıcaklık dağılımı [89]

4.4. Kesici Takım Aşınması ve Aşınma Mekanizmaları

4.4.1. Kesici takım aşınması

Talaş kaldırma işlemlerinde, bütün kesici takımlarda aşınmanın meydana gelmesi kaçınılmazdır. Talaş kaldırma işlemi sırasında kesici takımın kesici kenarı, belirli bir süre sonunda, orijinal yüzey yapısını koruyamaz hale geldiğinde, kesici uç aşınmış demektir [88].

Takım aşınması; kesici kenar üzerindeki mekaniksel, termal (ısı), kimyasal ve aşındırıcı yük faktörlerine bağlı ve takım-iş parçası-işleme şartları arasındaki karşılıklı etkileşimin bir sonucu olarak meydana gelmektedir. Bu yük faktörleri şu şekilde özetlenebilir;

Mekanik yük: Talaş oluşumu süresince, kesici takımda mekanik yüklerin statik bileşenlerinden başka dinamik yükler de söz konusudur. Bunların en önemlileri, değişen talaş derinliği ve titreşimli işlemeden kaynaklanmaktadır.

Isıl yük: Talaş kaldırma esnasında talaş/kesici uç ara yüzeyinde büyük miktarda ısı oluşumundan daha önce bahsedilmişti. Isıl yükün önemli miktarı takım malzemesi üzerinde bulunmakta ve frezelemede olduğu gibi bazı işlemlerde, kesici kenarlar iş parçasından ayrılıp yeniden işlemeye başladığında yeniden ısı yüklenmeyle dinamik yük olarak karşımıza çıkmaktadır [88].

Kimyasal yük: Talaş oluşumu süreci devamlı olarak yeni bir metal ara yüzeyi anlamı taşır ve talaşın biçimlenmesi sırasında takım malzemesi boyunca oldukça yüksek sıcaklık ve basınçta zorlama vardır. Oluşan bu bölgeler metallerin kimyasal reaksiyonları ve difüzyon için oldukça uygun bir ortam hazırlar [88].

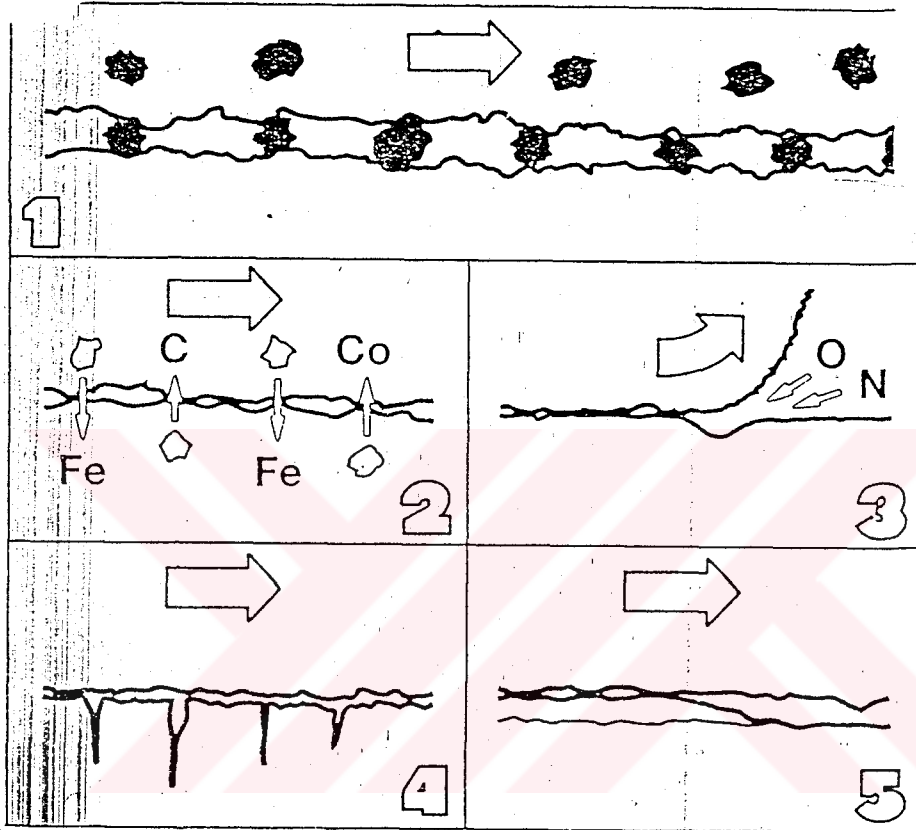
Aşındırıcı yükler: Pek çok iş parçası malzemesinin işlenmesi sırasında sertlikleri takım malzemesi kadar yüksek, çeşitli tipte oldukça sert parçacıklar görülebilir. Bunlar takım üzerinde aşındırma etkisine neden olmaktadır [16,88].

Talaş kaldırma işlemiyle kesici ucun aşınmasına neden olan aşınma mekanizmaları, kesici uç üzerinde etkili olan yük faktörleriyle beraber belirlenmektedir [88].

4.4.2. Aşınma mekanizmaları

Kesici uçtaki aşınma ve tipi, bazı aşınma mekanizmalarına bağlı olarak meydana gelmektedir. Bu mekanizmalar, talaş kaldırma işlemi sırasında kesici kenar üzerinde etkili olan yük faktörlerinin bir sonucu olarak işleme özelliklerine etki etmektedir [88].

Talaş kaldırma sırasında kesici kenar üzerindeki etkili olan yük faktörlerinin bir sonucu olarak bazı temel aşınma mekanizmaları metalden talaş kaldırma işlemine etki etmektedir. Bazı aşınma mekanizmaları Şekil 4.6'da gösterilmiştir.



1. Sert parçacık aşındırıcı (abrasiv) aşınma, 2. Difüzyon ile aşınma, 3. Oksidasyon ile aşınma, 4. Yorulma ile aşınma, 5. Yapışma ile aşınma

Şekil 4.6. Metallerin işlenmesi sırasında aşınma mekanizmaları [88]

4.4.2.1. Sert parçacık aşındırıcı (abrasiv) aşınma

Kesici kenarın abrasiv aşınmaya direnç kabiliyeti önemli ölçüde işlenen malzemenin sertliğine bağlıdır. İşlenen numune mikro yapısında bulunan sert kalıntılar, fazlar, bileşenler ve/veya çökeltiler kesici aşınmasına neden olabilir.

Mikro yapısında sivri köşeli parçacıklar bulunduran çelikler, sert ve küresel parçacıklara sahip olanlardan daha fazla aşındırmaya sebep olmaktadır. Aşındırıcı tanecikler aşınma mekanizması ile, takım yüzeyinde krater (çukur) tipi aşınma oluşmaktadır [88].

4.4.2.2. Difüzyon ile aşınma

Talaş kaldırma işlemi sırasında takım/talaş ara yüzeyinde kimyasal etkileşim ile difüzyonlu aşınma meydana gelir. Takım malzemesinin kimyasal özellikleri ve takım malzemesinin iş parçası malzemesine temas etme pozisyonu bu mekanizmanın oluşmasını belirlemektedir [88].

Semente edilmiş karbür kaplı kesici uçla talaş kaldırma esnasında sıcaklık ve basıncın etkisi ile birinci Fick yasasına göre konsantrasyon gradyanının aksi yönünde sıcaklığa bağlı olarak karbür kaplamalı yüzeyden C atomlarının difüzyonu olabileceği belirtilmektedir [86]. Bunun sonucu olarak kesici ucun sert katmanı özelliğini kaybedeceğinden, aşınmaya yol açar.

4.4.2.3. Oksidasyon

Yüksek sıcaklık ve havanın varlığı oksidasyona zemin hazırlar. Metal kesme sırasında yüksek zorlamalarla beraber sıcaklığın yükselmesi özellikle tungsten ve kobaltta gözenekli oksit tabakasına neden olabilir. Bu oksitler çıkan talaş tarafından kolayca kazınır. Bu tür oksitlerin dışında alüminyum oksit gibi bazı oksitler çok daha güçlü ve serttir. Bu tür oksitler ise kesici kenarın çentiklenmesine neden olabilir [88].

4.4.2.4. Yorulma ile aşınma

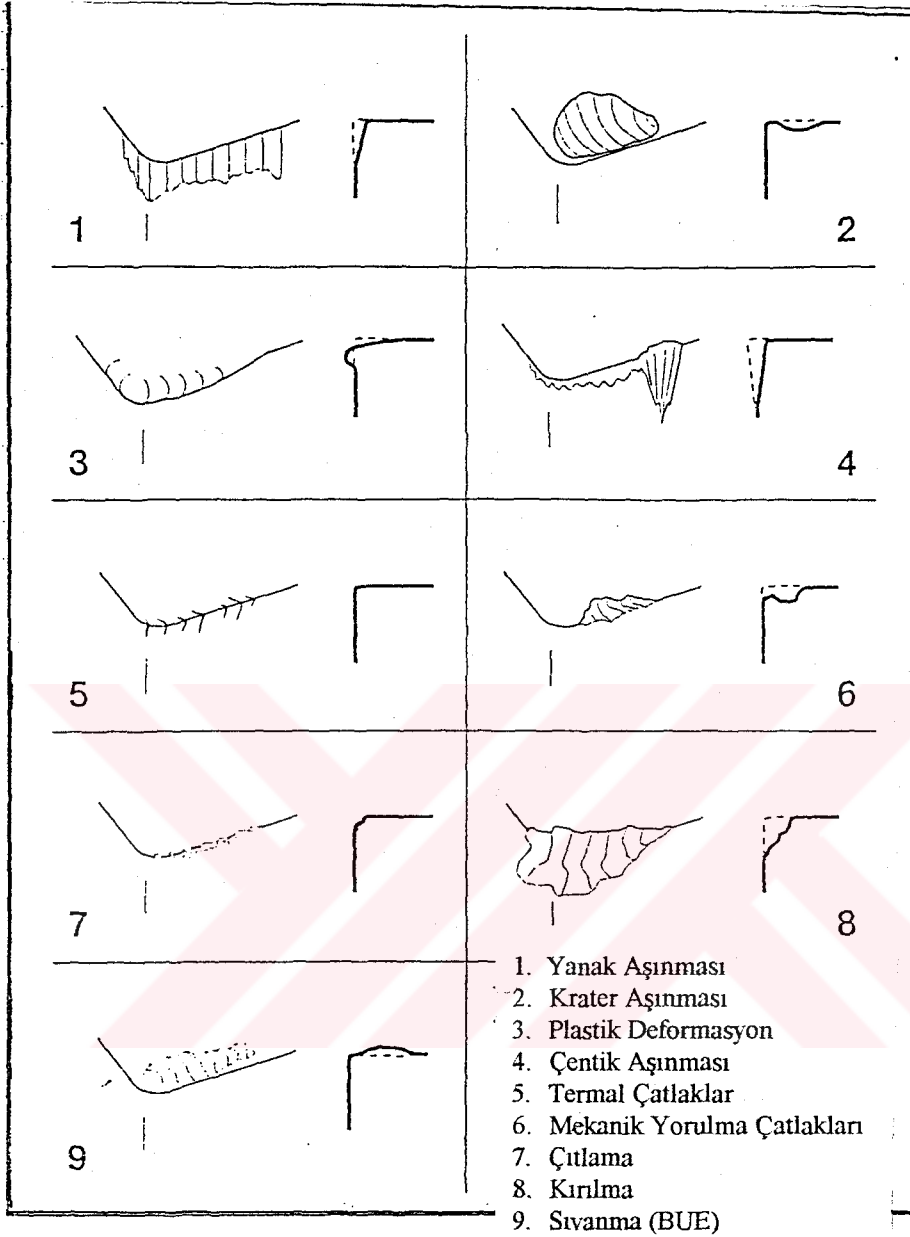
Genellikle aşındırıcı taneciklerle aşınma ve yapışarak aşınma mekanizmasının etkili olamadığı durumlarda bu aşınma mekanizması görülebilir. İşleme sırasında kesici ucun sürekli olarak yükleme ve boşaltma durumları (dinamik yükler), yüzeyde çatlak oluşumuna sebep olabilmektedir [88].

4.4.2.5. Yapışma ile aşınma

Düşük kesme hızlarında oluşturulan talaşın alt kenarı ile kesici takım yüzeyi arasında basınçlı bir kaynak olabilir. Böyle bir durumda kesici uçta sıvanan tabaka (BUE) görülebilir. Uzun (akma) ve kısa (kopuk) talaş veren iş parçası malzemelerinin hepsinde söz konusu olabilir. Talaşta birbirini takip eden katmanlar talaş yüzeyine kaynaklanarak sertleşir ve kesici ucun bir parçası haline gelir. Talaş kaldırma işlemi devam ederken BUE tabakası devamlı koparak uzaklaştırılır ya da kesici uçta birikebilir. Koparak uzaklaşan BUE kesici uçtan küçük küçük parçalar koparak aşınmasına neden olabilir. Ancak sürekli olarak sıvanma söz konusu ise kesici takım ucunda bu şartlar altında aşınma olmayabilir. Ancak kesici uçtan devamlı olarak kopan dengesiz sıvanma katmanı aşınmaya neden olur. Kesici uç ile sıvanan katman arasında çok güçlü bir bağ olursa aşınma oldukça az miktarda olmaktadır [22].

4.4.3. Aşınma tipleri

Temel işleme kriterleri, talaş kaldırma miktarı, yüzey durumu ve talaş kontrolü takım aşınmasının oluşup gelişmesine bağlıdır. Yukarıda sözü edilen aşınma mekanizmalarının biri veya bir kaçını bir araya gelerek Şekil 4.7’de gösterildiği gibi çeşitli aşınma tiplerini oluşturabilmektedir [91.88].



Şekil 4.7. Talaş kaldırma esnasında kesici uça meydana gelebilen aşınma şekilleri [91]

4.4.3.1. Krater aşınması

Talaş kaldırma süresince çıkan talaşın hareketinden dolayı kesici takım yüzeyine temas eden bölgede oluşan aşınmadır (Şekil 4.7). Buna ilave olarak, kesici uca sürtünerek yapışan (sıvanan) bölgenin kopmasıyla da krater aşınması meydana gelebilir. Çok yüksek kesme hızlarında kesici takım

üzerinde meydana gelen yüksek sıcaklığın neden olduğu ısıl yumuşamadan dolayı takım yüzeyi oldukça hızlı aşınır. Karbürlü kesici takım malzemeleri de yüksek sıcaklıklarda sertliklerini kaybedebilmekte ve katı hal difüzyonu ile hızlı bir aşınmaya maruz kalabilmektedirler [22].

4.4.3.2. Yanak aşınması

Talaşın kaldırılması ile oluşan yeni malzeme yüzeyi ve kesici takımın alt kenarı arasındaki temas bölgesi arasında sürtünmeyle oluşan aşınma şeklidir. Bu aşınan bölge yanak (flank) aşınması olarak bilinir. Bu tipteki aşınma kesme yönüne paralel meydana gelmektedir [86,91]. Kesici takımda en fazla görülen ve makul bir takım ömrü sonunda beklenen aşınma tipidir.(Şekil 4.7).

4.4.3.3. Plastik deformasyon

Plastik deformasyon, kesici kenar üzerindeki yüksek basınç ve yüksek sıcaklıkla beraber ortaya çıkmaktadır. Yüksek hızlar ve yüksek ilerlemeler sert iş parçası malzemesi, sıcaklık ve basınca neden olur. Takım malzemesinin bunlara karşı koyabilmesi ve plastik olarak şekil değiştirmemesi için yüksek sıcaklıklarda sertliğinin korunabilmesi istenir. Bu amaçla takım malzemesinde yüksek sıcaklıklarda dengeli karbürlerin bulunması kesici ucun plastik deformasyonunu engelleyebilir [88].

4.4.3.4. Çentik aşınması

Çentik kesici kenar ile iş malzemesinin birleştiği yerde oluşmaktadır. Aşınma havanın kesme bölgesine dahil olduğu kesicinin ucunda bölgesel olarak oluşmaktadır. Bu aşınma esasında yapışmalı aşınmanın sonucunda meydana gelmekte ve oksidasyon mekanizması ile büyümektedir [88].

4.4.3.5. Termal (ısı) çatlaklar

Termal çatlaklar, çoğunlukla ısı değişimlerinden kaynaklanan yorulma aşınmasıdır. Özellikle frezelemede oluşan sıcaklık değişimleri bu tip aşınmanın oluşmasına sebep olur. Termal çatlaklar kesici kenara dik olarak ortaya çıkmakta ve bu çatlaklar arasındaki takım malzemesi kesici kenardan koparak ayrılabilir. Takım malzemesi parçacıklarının kenardan kendiliğinden ayrılması, takımın kırılma ihtimali artırır ve kesici kenarın bozulmasına sebep olur [88].

4.4.3.6. Mekanik yorulma çatlakları

Esas kesme kuvveti darbeleri aşırı olduğunda, kesici takımda mekanik yorulma çatlakları oluşabilir. Kesici takıma uygulanan kuvvet doğrudan kırılmaya neden olabilecek büyüklükte olmamakla beraber, yükteki sürekli değişim sonucu zamanla, kesici takımında çatlaklara neden olmaktadır. Kesmenin başlangıcında ve kesme kuvvetindeki değişimlerle beraber oluşan bu çatlaklar büyüyerek ve kesici kenara paralel olarak gelişebilmektedir [88].

4.4.3.7. Çıtlama (çentiklenme)

Kesici kenarda meydana gelen çentikler, aşınmadan ziyade kesici kenar hattındaki küçük boyutlu kırılmalardır. Kesici uca sürekli olarak yükleme ve yükün boşaltılması, kesici takım malzemesinden küçük parçacıkların takım yüzeyinden ayrılmasına sebep olur. Çoğunlukla, darbeli çalışma şartlarında bu tip aşınma gözlemlenebilmektedir [88].

4.4.3.8. Kırılma

Kesici kenarın kırılması, genellikle diğer aşınma tiplerinin en son noktasıdır. Kesici takım geometrisinin değişimi, kesici kenarın dayanımının zayıflaması, sıcaklık ve uygulanan kuvvetin değişmesi gibi diğer faktörler kesici ucun kırılmasına zemin hazırlamaktadır [88].

4.4.3.9. Kesici kenarda yığılma (BUE)

Kesici kenar ile çıkan talaş arasında özellikle yüksek sıcaklıktan dolayı, kesici kenara işlenen malzemeden yapışmalar (BUE) gözlenebilir. BUE kesici kenar geometrisini değiştirerek olumsuz bir etki yapar. Bu olumsuzluk zamanla, takım malzemesi ile birlikte kopup uzaklaşması sonucu kesici ucun aşınmasına neden olmaktadır [88].

İş malzemesi ile iş malzemesi arasındaki yapı benzerliği BUE oluşunda önemli rol oynamaktadır. BUE oluşumu, aynı zamanda yüzey pürüzlülüğü üzerinde de olumsuz etkisi vardır [88].

4.5. Yüzey Pürüzlülüğü

Talaşlı imalat uygulamalarında işlenebilirliğin diğer önemli bir ölçütü yüzey kalitesi ya da yüzey pürüzlülüğüdür. Yüzey pürüzlülüğü birbirinden bağımsız şartlar altında değerlendirilmektedir [89]. Yüzey pürüzlülüğü talaş kaldırma uygulamalarında, pek çok fonksiyona bağlı olduğundan, iki ayrı tanımlamayla değerlendirilmektedir. Bunlar;

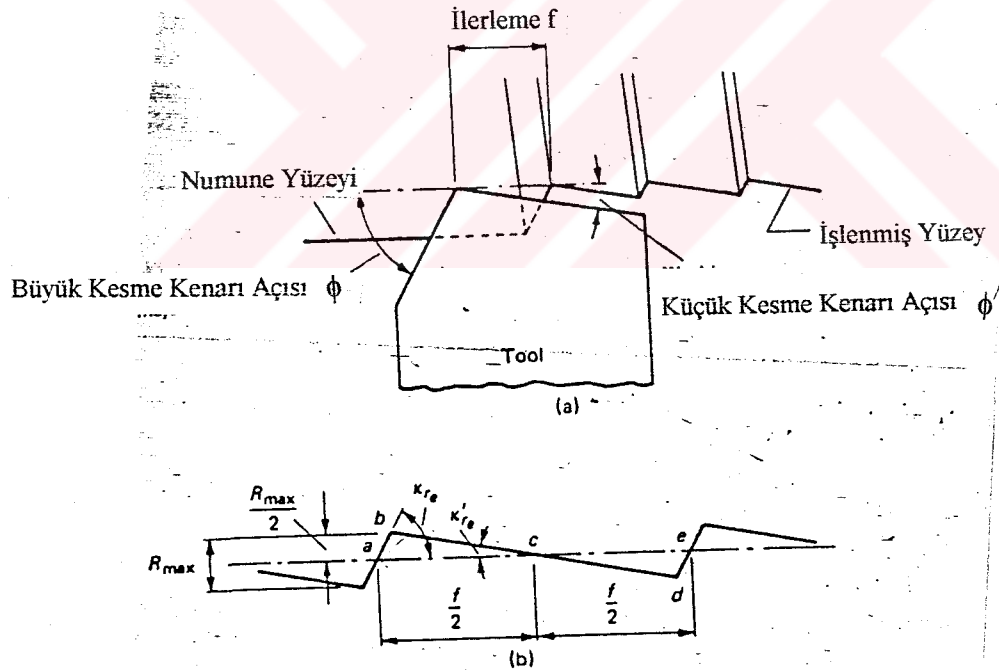
1. Uygun takım geometrisi ve ilerleme hızının sonucunda elde edilen “ideal”

yüzey pürüzlülüğü.

2. Kesme uygulamalarında düzensizliğin bir sonucu olan “doğal (tabii)” yüzey pürüzlülüğüdür.

4.5.1. İdeal yüzey pürüzlülüğü

En uygun biçimde verilmiş takım şekli geometrisi ve kesme hızı ile sağlanabilen en iyi yüzey pürüzlülüğü “ideal” yüzey pürüzlülüğünü vermektedir [89]. Kesici takımda sıvanma, titreşim ve takımın hatalı bağlanması v.b. etkenler azaltılırsa ideal yüzey pürüzlülüğü sağlanabilir. Tornalama uygulamalarında keskin köşeli kesici takım kullanılarak yukarıda ifade edilmiş ideal şartlar altında sağlanan ideal yüzey pürüzlülüğü, Şekil 4.8.a’da gösterilmiştir.



Şekil 4.8. Keskin köşeli kesici kalem ile oluşturulmuş yüzey pürüzlülüğü modeli, a) talaş kaldırıldıktan sonra oluşturulmuş yüzey, b) düzgün olmayan yüzeyin kesiti [89]

Şekil 4.8.b'de yüzeyden geçen bir ara kesit gösterilmektedir. Yüzey düzlemine paralel eksen ile üst tarafta kalan toplam alan ve eksenin altında kalan toplam alan olarak ikiye ayırmaktadır.

Yüzey pürüzlülüğü için sayısal değer R_a olarak ifadelendirilmiştir. R_a değeri için Eş. 4.17. kullanılmaktadır.

$$R_a = \frac{('abc' \text{ alanı}) + ('cde' \text{ alanı})}{f} \quad (4.17)$$

Burada,

f : ilerlemedir (mm.dev^{-1}).

'abc' alanı ile 'cde' alanları birbirine eşittir. Buna göre;

$$R_a = \frac{2('abc' \text{ alanı})}{f} = \frac{R_{\max}}{4} \quad (4.18)$$

elde edilir. Burada;

$\frac{R_{\max}}{2}$: 'abc' üçgeninin yüksekliğidir.

Bu aşamada düzgün köşeli düzensizliğe sahip yüzey için yüzey pürüzlülüğünün aritmetik olarak gerçek değeri pürüzlülüğün maksimum yüksekliğinin $\frac{1}{4}$ 'üne eşittir [89].

Şekil 4.8'deki geometriye göre;

$$R_{\max} = \frac{f}{\cot\phi + \cot\phi'} \quad (4.19)$$

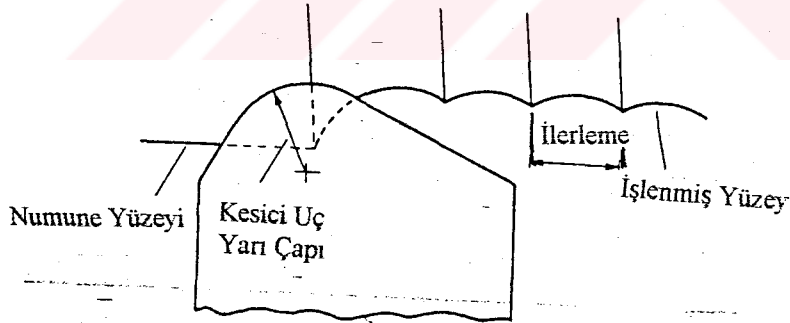
Burada

ϕ ve ϕ' sırasıyla en yüksek ve en düşük kesme açılarıdır. Sonuç olarak Eş. 4.18' de, Eş. 4.19 yerine konursa

$$R_a = \frac{f}{4(\cot\phi + \cot\phi')} \quad (4.20)$$

elde edilmektedir [89].

Talaşlı imalat uygulamalarında genelde yuvarlak köşeli kesici takımlar kullanılır. Şekil 4.9'da ideal şartlar altında yuvarlak uca sahip bir takımla işlenmiş yüzey pürüzlülüğünün geometrisi gösterilmiştir. Bu şekilde bir yüzey pürüzlülüğü için geometrik olarak R_a , değerinin hesaplanması güçtür.



Şekil 4.9. Yuvarlak köşeli kesici uç ile oluşturulan ideal yüzey pürüzlülüğü [89]

Ancak bunun içinde R_a değerinin hesaplanması için ilerleme ve kesici ucun yarı çapı hesaplamaya katılarak aşağıdaki Eş. 4.21. kullanılmaktadır [89].

$$R_a = \frac{0,0321 \cdot f^2}{r_e} \quad (4.21)$$

Burada

r_e : kesici takım uç yarı çapı (mm),

f : ilerlemedir (mm.dev⁻¹),

4.5.2. Doğal yüzey pürüzlülüğü

Talaşlı imalat uygulamalarında yukarıda belirtilmiş ideal şartlara uyulması genellikle mümkün değildir. Bu doğal şartlar altında elde edilen yüzey pürüzlülüğü gerçek yüzey pürüzlülüğünün bir ölçüsüdür. Doğal yüzey pürüzlülüğüne neden olan temel etkenlerden biri de sıvanmanın (BUE) oluşmasıdır. Bazı durumlarda BUE devamlı olarak oluşur ve kopabilir. Bu şekilde sıvanma oluşan talaş yüzeyinin altında ve talaş kaldırılmış malzemenin yüzeyinde uzaklaştırılan parçalardan dolayı daha pürüzlü bir yüzey meydana gelmektedir.

4.6. İşlenebilirlik

İşlenebilirliğin standardize edilmiş bazı özelliklere göre tanımlanması oldukça güçtür. İşlenebilirlik genellikle iş parçası malzemesinin talaş kaldırmak suretiyle ne kadar kolay işlenebileceği (kesilebileceği) veya kesici bir takım ile iş parçasının istenilen biçime getirilmesindeki ihtiyaçlar kapsamında işlenebilme yeteneği olarak tanımlanmaktadır [16].

Metal bir malzemenin metalurjisi, ısıtma işlemi, katkı elemanları, enklüzyonlar, yüzey tabakası vb özellikler işlenebilirliği üzerinde önemli bir etkiye sahipken,

kullanılan kesici takımın kenar özellikleri, takım bağlama biçimi, kullanılan takım tezgahı, işleme yöntemi ve işleme şartları da önemli etkiye sahiptir.

Geniş anlamda işlenebilirlik aşağıdaki kriterlere göre belirlenmektedir. [16,21,22,92,93].

- Takım ömrü (veya takım aşınması),
- Talaş oluşumu,
- Yüzey kalitesi,
- Kaldırılan talaş miktarı,
- Kesme kuvvetleri (güç veya özgül kesme direnci),
- Sıvanma-Yığılma (BUE; Built-Up Edge) eğilimi

İşlenebilirliğin tanımlanması için özellikle kesici takım ömrü, takım aşınma hızı, talaş oluşumu için gerekli enerji ya da meydana getirilen işlenmiş yüzeyin kalitesi gibi kesme uygulamalarının biri ya da bir kaçısı değerlendirilebilir. Kesme kuvvetleri ya da işleme için gerekli enerji, ekonomik açıdan önem arz etmektedir. Bu amaç doğrultusunda kesme enerjisi ve yüzey kalitesi işlenebilirliğin değerlendirilmesinde önem kazanmaktadır. Sonuç olarak işlenebilirlik, ölçülebilen bu kriterlerin bir fonksiyonudur [89].

4.6.1. Orta karbonlu çeliklerin işlenebilirliğini etkileyen faktörler

4.6.1.1. İşlemeyi kolaylaştırıcı elementlerin ilavesi

Saf metallerde, kaldırılan talaşın kesici takım yüzeyine temas alanının fazla olması sonucu olarak takım aşınma oranı arttığı gibi, kesme kuvvetleri de bazı alaşımlı sert çeliklerinki kadar yüksek olmaktadır [22,89].

Çeliklere ve/veya demir dışı metallere S, Pb ve Te'un ilavesinin, talaşlı üretim hızını ve yüzey kalitesini iyileştirdiği belirtilmektedir. S, Pb ve Te' un metallere ilavesi sınırlı düzeyde olup, bu elementler, kesmeyi kolaylaştırıcı elementler (free cutting elements) olarak tanımlanırlar [94]. Bu tür elementlerin ilavesi takım ve iş malzemesi arasındaki metalik teması azaltarak sürtünme ve takım aşınma oranlarını düşürmektedir. Bu tür bileşenlerin metallere ilavesi, oda sıcaklığında mekanik özelliklerini fazla etkilemezken, yüksek sıcaklıklarda olumsuz yönde etkilemektedir [93].

Gaz türbinleri gibi yüksek sıcaklıklarda çalışan makina parçalarının imalatında kesmeyi kolaylaştırıcı elementler ihtiva eden metaller kullanılamazlar. Bu gibi durumlarda ise işleme teknikleri oldukça zorlaştığından, elektro kimyasal işleme teknikleri gibi işlemlerin kullanılması gerekebilir. Ancak bu işlemler maliyet açısından tercih edilmezler [22,89].

Takım aşınmasında iş malzemesinin etkileri bakımından teori yetersizliği, üretim yöntemlerinin belirlenmesinde mühendisler ve metalurjistler için güçlükler ortaya çıkarmaktadır. Örneğin; talaşlı imalat uygulamalarında özellikle otomasyonun geçerli olduğu durumlarda, takım aşınmasını en aza indirmek gerekmektedir. Günümüzde bu gibi durumlar kalite kontrol sistemlerinin gelişmesinde bile göz önünde tutulan en önemli durumlarda biridir.

4.6.1.2. Mikro yapı ve sertliğin işlenebilirlik üzerine etkisi

Malzemelerin mekanik özellikleri mikro yapılarına doğrudan bağlı olduğu gibi işlenebilirlik özelliklerini de etkiler. Bazı faz, yapı veya bileşenler aşındırıcı özelliktedir. Çeliklerde bulunan karbürler, kesici uçtaki aşınmayı artırırırlar [16]. C ve diğer alaşım elementleri de yapıyı doğrudan etkilemektedir. C'lu

eliklerde C en önemli alaşım elementi olup farklı faz ya da yapılar sağlanır. elik içerisinde bulunabilen bazı yapı ve fazlar kendi taşıdığı özelliklere göre işlenebilirlik özelliklerini değiştirebilir. Bu amaçla işlenebilirliği geliştirmek için bazı ısııl işlem uygulamaları ile mikro yapı modife edilir ya da işlemeyi kolaylaştırıcı elementler yapıya katılır [94].

İşlenebilirliğin geliştirilmesinde, perlit lamelleri arasındki mesafenin optimize edilmesi [19] ve sementitin küreselleştirilmesi en klasik yaklaşım olup [20], bu yöntemler oldukça uzun süreli bir ısııl işlem gerektirmektedir. Oysaki, ift fazlı çeliklerin üretimi için uygulanan ısııl işlem çok daha kısa süreli olmaktadır. Bu durum maliyet açısından önemli bir avantaj sağlamaktadır. Araki et.al.[14], haddelenmiş ferritik+beynitik (martenzitik) yapılı çeliklerin diğer α +P mikroyapılı çeliklere oranla, işlenmesinde kolay talaş kaldırılabilirdiği gibi kesici takım ucunda yanak aşınmasının ve kesme kuvvetlerinin daha az olması açısından işlenebilirliğinin daha iyi olduğunu belirtmektedirler.

Benzer şekilde, El-Gizawy, [95] ferrit+martenzitik çeliklerinde talaşın kolay kaldırılabilirdiğinden işlenebilirliğinin geliştirilmesi ve bunun yumuşak ferrit matriste bulunan sert martenzit parçacıkları ile doğrudan bir ilişkisi olabildiğinden söz etmektedir.

Çift fazlı çeliğin yapısı içinde bulunan ferrit fazı ve martenzit parçacıkları talaş kaldırma esnasında farklı oranlarda deformasyona maruz kaldıklarından dolayı sert ve yumuşak fazlar arasında talaş kaldırma sırasında mikro boşluk oluşumu daha kolay olması, talaş kaldırma için gerekli olan kuvvetlerin daha az olmasına yardım etmektedir [95]. Çünkü her iki fazın farklı oranlarda deformasyonu ile sert parçacıklar arasında bölgesel olarak üç boyutlu gerilimler oluşmaktadır [96]. Devam eden deformasyonla beraber, üç boyutlu

gerilimler hem mikro çatlakların oluşumuna hem de büyümesinin temel nedenidir. Oluşan üç boyutlu gerilimler potansiyel gerilim oranını artırırken çift fazlı çeliğin işlenmesi esnasında talaş oluşumunu da kolaylaştırmaktadır. Yüksek UTS/YS (en yüksek çekme dayanımı/akma dayanımı) oranı ile çift fazlı çeliklerin pekleşme kapasitelerini artırmaktadır. Bu durum birinci deformasyon bölgesinde, mikro çatlakların oluşumu ve büyümesine neden olmaktadır [95].

(α +P) mikro yapılı çelikte talaşın deformasyonu esnasında ferrit tanelerinin dayanımı pekleşme mekanizması ile artmaktadır. Bu durumda α ve P taneleri arasında dayanım farklılığı azalmaktadır. Bu nedenle mikro çatlakların oluşumu gecikmekte ve homojen bir deformasyon gerçekleşmektedir. Böyle bir durumda, kaldırılan talaşlar devamlı ve uzun tipte oluşmaktadır. Diğer taraftan çıkan talaş kesme bölgesinde devamlı olarak sünek yırtılmalara neden olacağından yüzeyin kalitesini de olumsuz yönde etkilemektedir [91]. Alaşımli çeliklerde mikro çatlak başlangıcı ve ilerlemesi için uygun yerlerin farklı dayanıma sahip fazların ara yüzeyinde başladığı belirtilmektedir [13]. Ayrıca, SAE 980X çeliği üzerinde yapılan incelemelerde, talaş kaldırma sırasında yırtılmaların olduğunu ve bu yırtılmanın daha yüksek esas kesme kuvveti gerektirdiğini ve bu nedenle işlenen yüzeyin düzgün olmadığını belirtmiştir.

Mikro yapı ve alaşım elementlerine bağlı olarak, malzemenin sertliğinin de işlenebilirlik üzerinde etkisi vardır. Genellikle sertliğin yüksek olması işlenebilirliği olumsuz yönde etkilemektedir. Çünkü güç tüketiminin fazla olması ve oluşan ısının yüksek olması ile kesici takım aşınma miktarı artmaktadır [88]. Ancak, soğuk deformasyonla sertleştirilmiş çeliklerde işlenebilirliğin bazı özellikleri geliştirilebilmektedir [16]. Çünkü soğuk deformasyon, malzemenin yapısında dislokasyon yoğunluğunu arttırmaktadır. Bu, yapı içerisinde potansiyel iç gerilim oluşturmaktadır. Talaş kaldırma

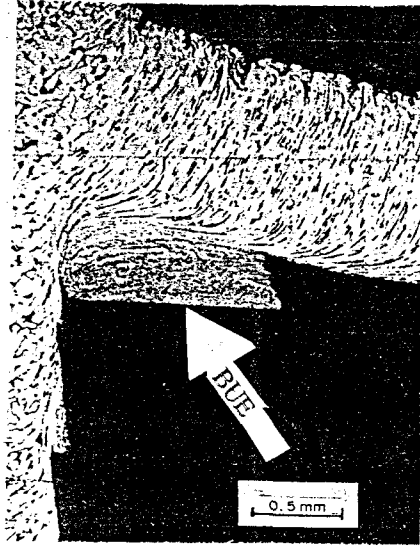
esnasında, hali hazırda plastik deformasyona maruz kalmış metali kesmek için daha az bir kesme kuvvetine ihtiyaç duyulmaktadır.

Çift fazlı çeliklere, % 5' lik ön deformasyon uygulamasının yüzey kalitesini iyileştirdiğini ve bu durumun çift fazlı çeliklerin düşük akma dayanımı ve pekleşme hızlarının yüksek olmasından kaynaklandığı belirtilmektedir [13].

Düşük süneklik değerleri genellikle kolay talaşlı üretim, dolayısıyla düşük güç tüketimi için istenirken [93] özellikle düşük kesme hızlarında BUE oluşumuna bağlı olarak yüzey kalitesini düşürdüğünden [97], süneklik değerinin optimum olması gerekmektedir.

4.6.1.3. Kesme hızına bağlı olarak Built-Up Edge (BUE) oluşumu ve işlenebilirlik üzerine etkisi

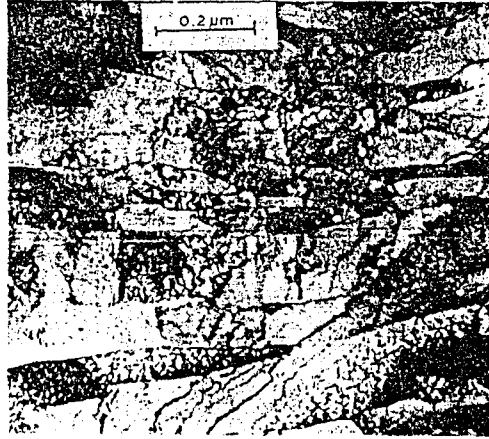
Saf metallerin ya da tek fazlı malzemelerin işlenmesi sırasında BUE oluşmamaktadır. Demir, nikel, bakır, alüminyum gibi çoğu saf metaller işlenmesinde kesme kuvvetlerinin yüksek olduğu bulunmuştur. Bu tür metallerde kesici takımın talaşa temas eden yüzey alanının çok fazla olması özellikle düşük kesme hızlarında kesme düzlemi açısının (ϕ) küçük olması nedeni ile talaş kalınlığının artmasına neden olmaktadır. Bu nedenle de saf metallerin işlenmesi oldukça zordur. BUE, genellikle düşük kesme hızlarında ve sünek metallerin işlenmesi sırasında kesici takım ile çıkan talaş arasında kalan ikinci deformasyon bölgesinde talaşın kökünde yığıntı katmanının oluşumuyla kendini göstermektedir (Şekil 4.10) [85]. BUE' nin oluşum mekanizması; mavi kırılmalığa neden olan dinamik gerilim yaşlanması ile açıklanmaktadır [98].



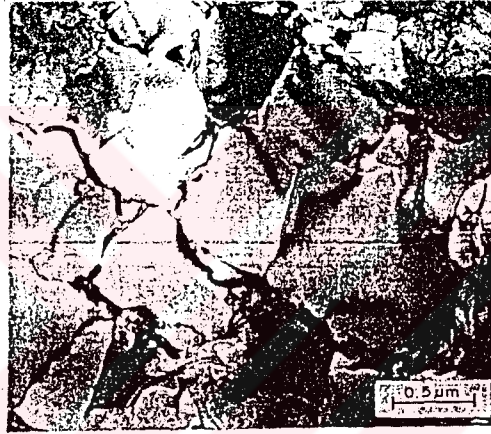
Şekil 4.10. BUE katmanı [85]

Oluşan BUE' nin sertliği, çok fazla oranda deformasyon etkisinden dolayı, ana malzemenin sertliğinden oldukça fazladır [16,85]. BUE oluşumunda, metal kesme sıcaklığı da önemli etkiye sahiptir. BUE, genellikle düşük kesme hızlarında ve talaş kaldırılan malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının altında meydana geldiği belirtilmektedir [85]. Şekil 4.11'de aşırı deforme olmuş BUE malzemesinin mikro yapısı gösterilmiştir. Yeniden kristalleşme sıcaklığı geçildiğinde, ikinci deformasyon bölgesinde BUE oluşumu yerine yeniden kristalleşmiş bir akma bölgesine (Flow Zone;FZ) geçiş yapılmaktadır [85]. Şekil 4.12'de yeniden kristalleşmiş FZ malzemesi gösterilmiştir. Metallerin işlenmesinde sıcaklığının kesme hızı arttıkça arttığı önceden belirtilmişti. Bu nedenle BUE, kesme hızı artarken azalmaktadır.

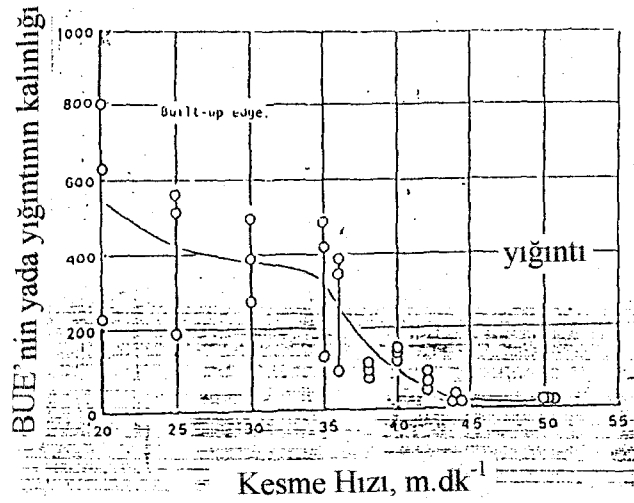
Şekil 4.13'de kesme hızına bağlı olarak BUE miktarındaki değişim gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı üzere düşük kesme hızlarında BUE oluşmaktadır. Kesme hızının artışı BUE miktarının düşmesine neden olmaktadır. Yüksek kesme hızlarında, nadiren, kesici takımın yüzeyinde ince bir sıvanma katmanı oluşmaktadır [97].



Şekil 4.11. Aşırı deforme olan BUE malzemesinin yapısı [85]



Şekil 4.12. Yeniden kristalleşmiş akma bölgesinin (FZ; Flow Zone) mikro yapısı [85]



Şekil 4.13. Kesme hızına bağlı olarak BUE katmanındaki değişim [97]

BUE' nin oluşumunda kesici takım geometrisinin de etkisi vardır. BUE' nin oluşum oranı, yuvarlak kesici uçlarda keskin köşeli kesici uçlara göre daha fazladır [16]. Talaş kaldırmada, talaş açısı fazla olan kesici uçlar kullanıldığında, gerekli olan kesme kuvvetleri düşmektedir [85].

Talaş kökünde yığılan BUE' nin bir kısmı çoğunlukla kesici takımın talaş yüzeyine yapışmaktadır. Çoğu karbür ve oksitler BUE malzemesinde ortaya çıkmaktadır. Böyle bir durumda, BUE' nin kesici takım yüzeyine yapışma mekanizması etkili olabilmektedir [97].

Şekil 4.14'da saf demirin, orta C' lu çeliğin, Cu ve pirinç malzemelerinin kesme hızı- esas kesme kuvveti ilişkileri gösterilmiştir. Bütün kesme hızı aralığında alaşımlı çeliklerin kesme kuvvetlerinin saf metalden daha düşük olduğu ve bu farklılığın çok düşük kesme hızlarında ise belirginleştiği görülmektedir. Sonuç olarak, kesme hızları artarken, kesme kuvvetleri azalmaktadır [85].

Orta kesme hızlarında, orta C' lu çelikte kesme kuvvetinin artması, bu kesme hızı aralığında BUE oluşumunun giderek azalmasına atfedilmektedir [85]. Kesme kuvvetini düşürmek için kesici takımın esas kesme yüzey alanının düşürülmesi gerekir. Talaş açısı büyük kesici takımlar kullanmak bu amaca hizmet eder. Böylece, takım talaş arasındaki temas alanı azaltılır. Ancak bu şekilde bir geometriye sahip kesici uç, dayanım düşeceğinden üzerindeki yüklerin fazla olmasından dolayı kırılabilir [85].

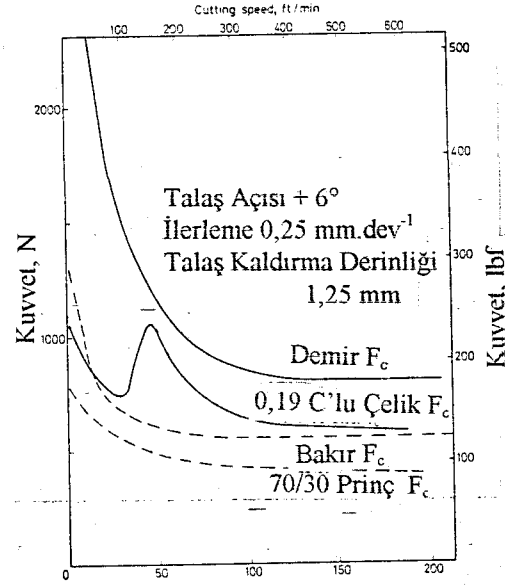
BUE, takım-talaş temas alanını azaltmaktadır. Bu durumda da kesme kuvvetinin düşmesini sağlar. Orta C' lu çeliğin işlenmesinde, orta kesme hızından sonra kesme hızının artması ile BUE' nin azalması kesme kuvvetini

arttırmakta ve oluşan eğrinin (bkz. Şekil 4.14) en tepe noktasından sonra, artan kesme hızıyla beraber kesme sıcaklığı ikinci deformasyon bölgesinde FZ oluşma eğilimi ile çıkan talaşın akması daha kolaylaşmakta ve kesme kuvvetlerini düşürmektedir [85].

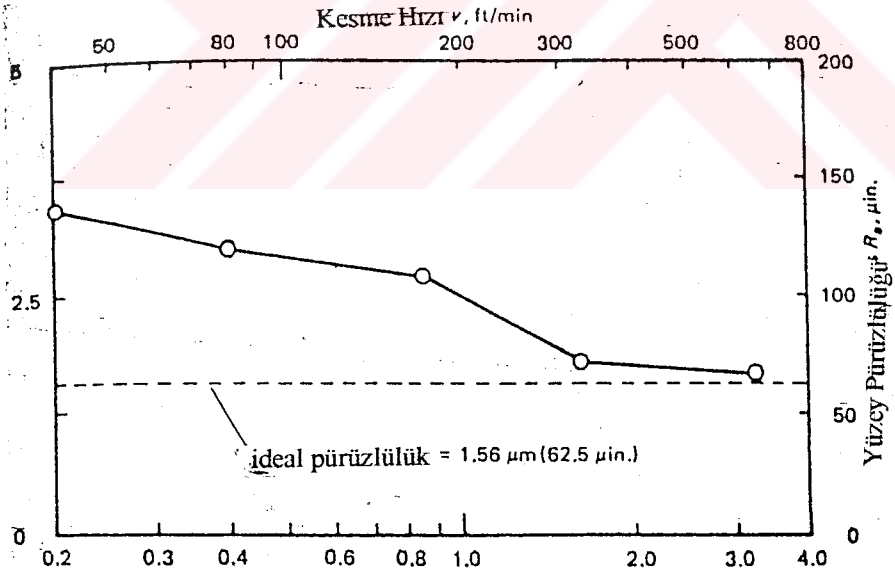
Büyük boyutlarda BUE oluşması yüzey pürüzlülüğünün daha da artmasına neden olur. BUE boyutu azaltılması ya da tamamen elemine edilmesi ile kesici takım ve talaş arasındaki sürtünme kuvveti en aza indirileceğinden daha kaliteli bir yüzey pürüzlülüğü sağlanabilir [89].

Şekil 4.15’de gösterildiği gibi kesme hızının artışı ile yüzey pürüzlülüğünde iyileşme sağlanmaktadır. Ancak bu durum oluşturulabilen en uygun şartlara bağlıdır. Doğal işleme şartları altında yüzey pürüzlülüğüne olumsuz yönde etki eden bazı faktörler bulunmaktadır [89] . Bunlar aşağıda sıralanmıştır.

- Talaş kaldırma esnasında kesici takımda titreşimlerin meydana gelmesi
- İlerleme mekanizmasındaki düzensizlikler
- Talaş kaldırılan malzeme yapısındaki hatalar
- Gevrek çelik malzemede süreksiz talaş oluşumu
- Sünek malzemeleri düşük kesme hızlarında işlerken işlenmiş yüzeyde yırtılmanın meydana gelmesi
- Uzun ve dolaşık çıkan talaşların işlenmiş yüzeye zarar vermesi v.b.



Şekil 4.14. Farklı metallerde kesme hızı-esas kesme kuvveti ilişkileri [85]



Şekil 4.15. Orta karbonlu çelikte kesme hızının yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi [89]

5. MALZEME VE METOD

5.1.Malzeme

Bu çalışmada, Çizelge 5.1.' de kimyasal bileşimi verilen Ç 8620 çeliği kullanılmıştır. Mikro yapı çalışmaları için deney numuneleri, sıcak olarak haddelenmiş Ø 26 mm kesit çapına sahip çelik silindirik çubuktan, haddeleme yönüne dik olarak 3x5x10 mm boyutlarında kesilerek elde edilmiştir. Kesit kalınlığının 3 mm' ye düşürülmesi ile, ısıtılma sırasında yüzeyle merkez arasında oluşabilecek sıcaklık farkının azaltılması amaçlanmıştır.

Çizelge 5.1. Ç 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağırlık)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,1733	0,182	1,18	0,0168	0,0316	0,903	0,0308	0,131	0,028	0,0107
Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Sb	Fe	
0,0155	0,0030	0,0017	0,0131	0,0226	0,0020	0,0083	0,0021	Kalan	-

5.2. Isıl İşlemler

5.2.1. MHO' nun Kritik Tavlama Sıcaklığına (KTS) Bağımlılığı

MHO' nun kritik tavlama sıcaklığına (KTS) bağımlılığı ile ilgili bir ön çalışma, A₁ sıcaklığı olan 714 °C ve A₃ sıcaklığı da 819 °C arasında yapılmıştır. Bu sıcaklık sınırları, Andrews ampirik formülü ile Çizelge 5.1. ' deki kimyasal bileşim değerleri kullanılarak bulunmuştur [99]. 3 mm kalınlığındaki numuneler

20 dk. süre ile α +östenit (γ) kritik sıcaklıkları arası bölgede daha önce belirlenen sıcaklıklarda tavllanmış ve $-8\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta tutulan NaCl+su ortamında soğutulmuştur. α + γ bölgesinde tavlama sırasında oluşan östenitin martenzite (M) dönüştüğü kabul edilmiştir (Şekil 5.1).

5.2.2. Kritik tavlama öncesi oluşturulan başlangıç mikro yapıları

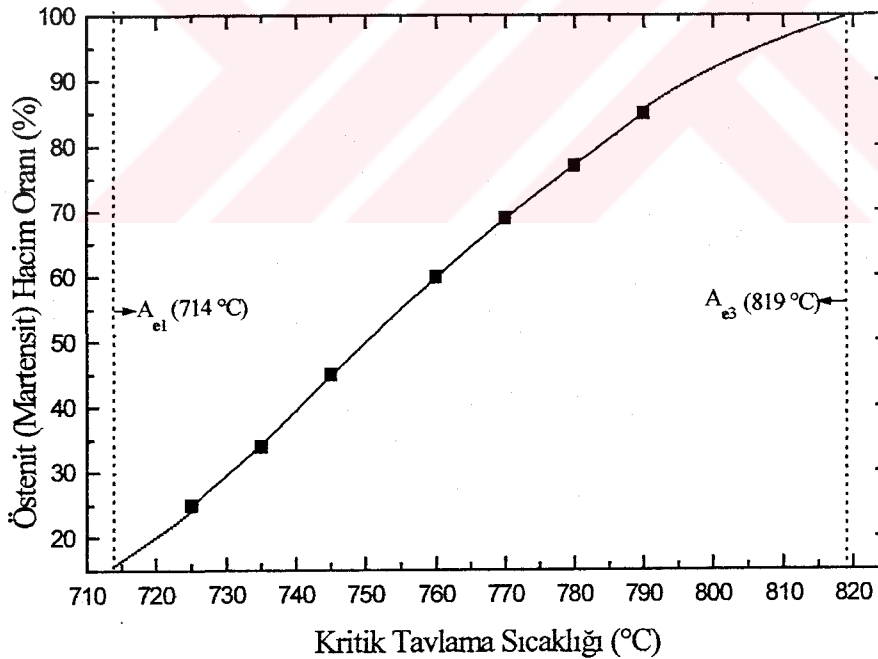
Henüz herhangi bir ısıtım işlemi uygulanmamış Ç 8620 çeliğinin başlangıç (B) mikro yapısının ferrit+perlit (α +P)'den oluştuğu gözlenmiştir (Şekil 6.1.a). Çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisini büyük ölçüde, kritik tavlama öncesi oluşturulan, başlangıç mikro yapıları belirlediğinden farklı martenzit morfolojilerine (kaba, orta kaba ve ince) sahip yapılar elde etmek amacı ile kritik tavlama işlemi öncesinde, ısıtım işlemi görmemiş (Şekil 6.1.a) yapıya ilaveten, $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de östenitleme ve 20 dk. beklettikten sonra normalleştirme (Şekil 6.1.b) ve normalleştirme ile oluşan bantlı yapı aynı işlemin tekrarı (çift normalleştirme) ile α +P' ten oluşan daha homojen bir mikro yapı elde edilmiştir (Şekil 6.1.c). $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de östenitleme ve 20 dk. beklettikten sonra su verme, hemen hemen martenzitik (kalıntı östenit hariç) bir yapı oluşturulmuştur (Şekil 6.1.d).

5.2.3. Sabit MHO' nda ($\sim$ %25 ve %45) yumuşak ferritik matriste farklı morfolojiye sahip martenzit dağılımının oluşturulması

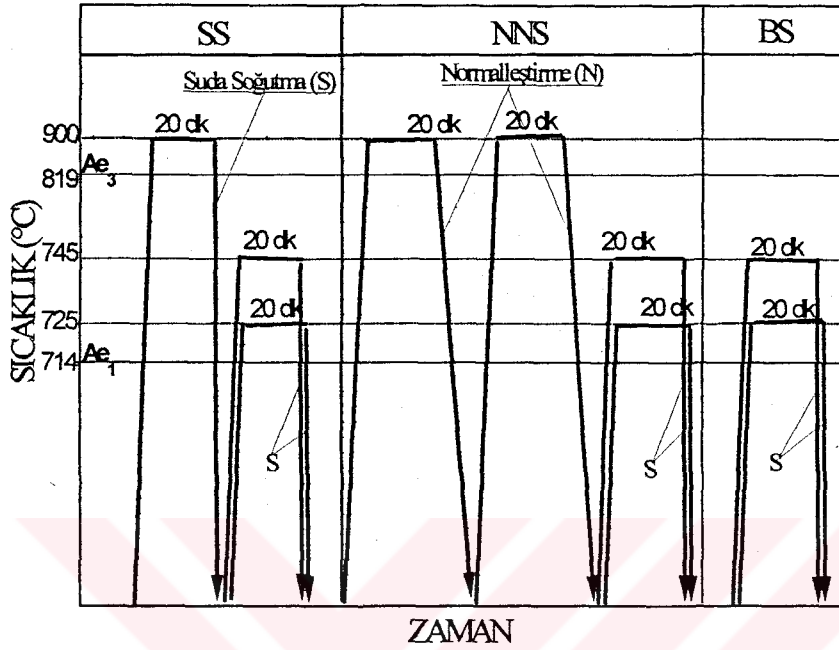
Sabit MHO'nda ($\sim$ % 25 ve % 45) ferrit matriste farklı morfolojiye sahip martenzit dağılımını (kaba, orta kaba ve ince) oluşturmak amacı ile uygulanan ısıtım işlemlerin şematik özeti, Şekil 5.2'de verilmiştir. Uygulanan ısıtım işlemler BS, NNS ve SS harfleri ile kodlanmıştır. Burada, BS harflerinden B harfi, ısıtım işlemi görmemiş başlangıç mikro yapısını ve ikinci harfi ise yine α + γ

bölgesinden su vermeyi , NNS harflerinden ilk iki NN harfi, 900 °C' den çift normalleştirmeyi, S harfi ise $\alpha+\gamma$ bölgesinden su vermeyi ve son olarak, SS harflerinden ilk S harfi, ince M dağılımlı çift-fazlı çelik ısıt işleminin öncesi, başlangıç mikro yapıyı oluşturmak için 900 °C' den su vermeyi, ikinci S harfi, $\alpha+\gamma$ bölgesinden su vermeyi temsil etmektedir.

Çift-fazlı çelik mikro yapılarında, üretilmesi hedeflenen, % 25 ve % 45 MHO' nları için gerekli sıcaklıklar, Şekil 5.1.'de verilen diyagram üzerinden 725 °C ve 745 °C olarak belirlenmiştir. Isıl işlemler süresince, her numunenin sıcaklığı, numunenin bir yüzeyine kaynaklan ısıt çiftin bağlı olduğu sıcaklık göstergesi ile takip edilmiştir.



Şekil 5.1 %γ (M) hacim oranının KTS' na bağlı olarak değişimi



Şekil 5.2. Farklı martenzit hacim oranı ve farklı morfolojilere sahip çift fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıt işlemlerin şematik özeti

5.3. Metalografi

Numuneler zımparalama + parlatma yöntemi ile dağlamaya hazırlanmıştır. Isıl işlemler sırasında numune yüzeyinde oluşabilecek dekarbürize bölgesinin metalografik ölçüm sonuçlarını etkilememesi için ~ 0,3 mm derinliğe kadar olan kısmı zımparalamak sureti ile yüzeyden uzaklaştırılmıştır. Dağlama işlemi iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada, dağlama ayırıcı olarak, % 2'lik nital (% 2 nitrik asit + % 98 metanol) ve müteakip ikinci dağlama aşamasında ise, % 90 su + % 10 sodyum metabi sülfid ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) ayırıcı kullanılmıştır.

Birinci aşamada yapılan dağlama, ferrit-karbür kısımlarını siyah olarak belirlemiş, ancak martenziti dağlamadan ferriti martenzitten siyah ana hatlarla ayıracak şekilde bırakmıştır. Müteakip ikinci dağlamada ise, ferrit-karbür kısımlarını siyah ve martenziti kahve rengi olarak dağlayarak ferrit tane sınırlarını açığa çıkarmıştır.

Mikro yapıların gözlenmesinde “Olympus” marka optik, kesici uçlardki aşınma ve sıvanma (BUE) oluşumunun gözlenmesinde ise “JEOL JSM 840A” marka elektron yüzey tarama mikroskobu kullanılmıştır.

5.3.1. Martensit parçacık ve perlit tane boyutu ölçümü

Parçacık ve tane boyutunun hesaplanmasında, Eş. 5.2 ve Eş. 5.3’de verilmiş olan çizgisel kesişme metodu kullanılmıştır [100].

$$D_{MLI} = \frac{L_T}{N_p} \times \frac{V_{Faz}}{M} \quad (5.2.)$$

$$D = D_{MLI} \times 1.776 \quad (5.3.)$$

Burada,

V_{Faz} : faz hacim oranı,

L_{Faz} : fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm),

L_T : toplam çizgi uzunluğu (500mm),

D_{MLI} : çizgisel kesişme uzunluğu (μm),

D : fazın ortalama tane ebatı (μm),

N_p : çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı,

M : büyütme oranıdır.

5.3.2. Östenit (Martensit) ve Perlit Hacim Oranının Ölçümü

Östenit (Martensit) hacim oranının ölçümü, çizgisel hesaplama metodu ile yapılmıştır (Eş. 5.1.) [100].

$$V_{\text{Faz}} = \frac{L_{\text{Faz}}}{L_T} \quad (5.1.)$$

Burada,

V_{Faz} : faz hacim oranı,

L_{Faz} : fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm),

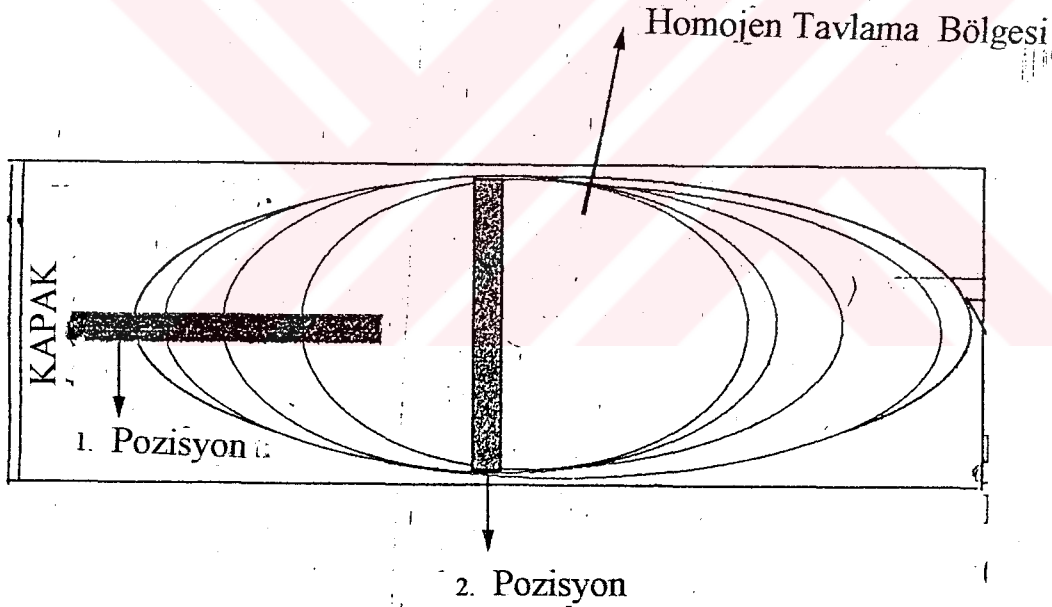
L_T : toplam çizgi uzunluğu.

5.4. İşlenebilirlik Deney Numunelerinin Hazırlanması

İşlenebilirlik deney numunelerinin ısıtılmasına başlamadan önce, fırının homojen tavlama bölgesini tespit etmek amacı ile Şekil 5.3’de üstten görünüşünün şematik kesiti verilen fırının farklı bölgelerinde, ısıtılma vasıtası ile, sıcaklık ölçümleri yapılmıştır. Yapılan sıcaklık ölçümleri sonucunda, fırının kapak bölgesine yakın kısımlarında sıcaklığın en düşük, orta (merkez) kısmında ise en yüksek olduğu tespit edilmiştir. Kapak ve orta kısım arasındaki sıcaklık farkının ~ 40 °C kadar olduğu tespit edilmiştir.

Fırın içerisinde homojen tavlama bölgesini tespit etmek amacı ile yapılan ölçümlere ilaveten, Ø 26 x 200 mm boyutlarında hazırlanan işlenebilirlik

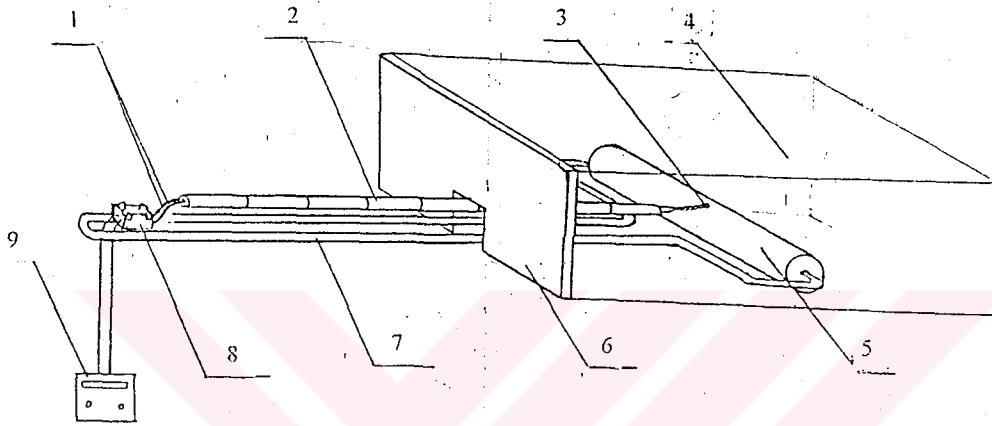
deneyleri için hazırlanan numuneler üzerinde de sıcaklık ölçümleri yapılmıştır. Bu amaçla deney numunesinin her iki uç kısımlarına, ısı çifti, nokta kaynağı ile tespit edildikten sonra numune, Şekil 5.3'de gösterilen birinci pozisyonda fırına yerleştirilmiştir. Deney numunesinin, fırın kapağına dik ve yakın olarak yerleştirildiği birinci pozisyonda, her iki uç arasındaki sıcaklık farkının $\sim 20^\circ\text{C}$ olduğu tespit edilmiştir. Bu sıcaklık farkı, çift fazlı çelik işlemi açısından, çok büyük bir fark olup kritik tavlama sırasında, östenit hacim oranını önemli oranda etkilemektedir (Şekil 5.1.). Ancak bu sıcaklık farkını minimize etmek için deney numuneleri, Şekil 5.3'de şematize edildiği gibi, ikinci pozisyonda fırın kapağına paralel olarak fırın merkezine yerleştirildiğinde, her iki uç arasındaki sıcaklık farkı $\pm 1^\circ\text{C}$ 'ye düşürülmüştür.



Şekil 5.3. İşlenebilirlik deney numunelerinin ısıtılma fırınına yerleştirme pozisyonları

Bütün işlenebilirlik deney numunelerini ikinci pozisyonda tavlama amacı ile, Şekil 5.4'de gösterilmiş düzenek hazırlanmıştır. Uygulanan ısıtılma işlemleri süresince numuneler, ikinci pozisyonda fırının aynı bölgesine yerleştirilmiş ve her numunenin orta kısmına kaynaklanan ısı çiftinin bağlı olduğu sıcaklık göstergesi ile takip edilmiştir. 3 mm kalınlığa sahip numunelerde elde edilen

mikro yapıların aynısı, kesiti daha büyük olan ($\varnothing 26$ mm) işlenebilirlik deney numuneleri üzerinde, benzer ısıtım şartları uygulanarak üretilmeye çalışılmıştır. Metalografik inceleme sonucunda hazırlanan işlenebilirlik deney numunelerinde de yüzeyden merkeze kadar aynı mikro yapıların oluştuğu gözlenmiştir.



- | | |
|---|--|
| 1. Cr-CrNi ısıtım çift telleri | 5. Deney numunesi |
| 2. Yalıtım seramikler | 6. Kapak |
| 3. Numune üzerinde ısıtım çift tellerin bağlantı yeri | 7. Numuneyi tutan maşa |
| 4. Fırın gövdesi | 8. Fırın göstergesine bağlayan klamens |
| | 9. Sıcaklık göstergesi |

Şekil 5.4. Isıtım işlem deney düzeneği ve işlenebilirlik deney numunesinin fırına yerleştirilmesi

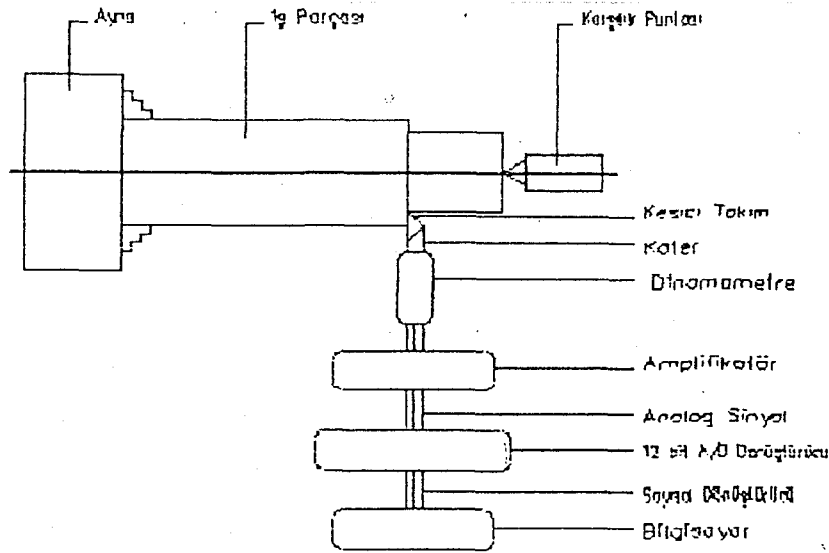
5.5. İşlenebilirlik Deneyleri

İşlenebilirlik deneyleri, ISO 3685'deki deney şartlarına uygun olarak, üniversal torna tezgahında gerçekleştirilmiştir. Bu standardın ön gördüğü şekilde kaldırılan talaş miktarı; ilerleme (f) $0,025 \text{ mm.dev}^{-1}$ ve talaş derinliği (t_1) 2,5 mm olacak şekilde sabit tutulmuştur. Standarda göre seçilen kesici takım malzemesi ve geometrisi bütün deneyler için aynıdır. Kullanılan sert metal uç kesici takım ISO 1832' ye göre SCMT 120408 formunda olup takım tutucu

biçimi ise ISO 5608'e göre SSBCR 2525-12 olarak seçilmiştir. ISO 3685'de belirtildiği şekliyle kullanılan kesici takım ve tutucu yanaşma açısı 75° olacak şekilde, kesici ucun kalitesi (grade) YDDA çeliklerine uygun seçilmiştir. Kesici uç kalitesine uygun kesme hızı ($V\text{-m.dk}^{-1}$) değerleri, imalatçı verilerinden yola çıkılarak ISO 3685'de belirtildiği gibi dört farklı değerde alınmıştır. $\varnothing 26\text{ mm} \times 200\text{ mm}$ boyutlarındaki numunelerden dört farklı hızda (56 m.dk^{-1} , 71 m.dk^{-1} , 88 m.dk^{-1} , 110 m.dk^{-1}) talaş kaldırılarak, işlenebilirliğe esas parametrelerin ölçümü yapılmıştır.

5.5.1. Kesme ve ilerleme kuvvetlerinin ölçümü

Talaş kaldırma esnasında oluşan kesme (F_c) ve ilerleme (F_f) kuvvetlerinin ölçümünde, Korkut [15] tarafından tasarlanmış ve imalatı yapılmış, gerinim ölçme (strain-gage) esasına dayalı, analog dinamometre kullanılmıştır. Dinamometre vasıtası ile, talaş kaldırma sırasında oluşan, F_c ve F_f kuvvetleri değerlerini, bilgisayar ortamına aktaran veri toplama sistemi Şekil 5.5'de gösterilmiştir.



Şekil 5.5. Asıl kesme kuvveti (F_c) ve ilerleme kuvveti(F_f)'nin ölçümü için veri toplama sistem donanımı [15]

Her deney için, aynı mikro yapıya sahip üç numune kullanılmıştır. Dinamometreden alınan analog değerlerin kazancı, anplifikatör ile yükseltilerek 12 bit' lik analogtan dijitale dönüştürücü yardımıyla, bilgisayar ortamına aktarılmış ve sonuçlar istatistiki olarak değerlendirilmiştir.

5.5.2. Yüzey pürüzlülüğünün ölçümü

Farklı kesme hızlarında oluşan, yüzey pürüzlülükleri, Mitutoya marka Surfes-211 tipi profilometre kullanılarak ölçülmüştür. Her deney için aynı mikro yapıya sahip üç numune işlenerek, her numune üzerinden beş farklı bölgeden ölçüm yapılmış ve ölçümlerin aritmetik ortalaması alınarak ilgili grafikler oluşturulmuştur.

Yüzey pürüzlülüğü değerleri önce kesme kuvvetlerinin ölçümü sırasında alınmıştı. Ancak elde edilen sonuçlar tatmin edici bulunmadığından aynı işleme şartları altında tekrar test edilmiştir. Bu konu, Kısım 6.3.1 ve Kısım 6.3.2' de ayrı ayrı tartışılmıştır.

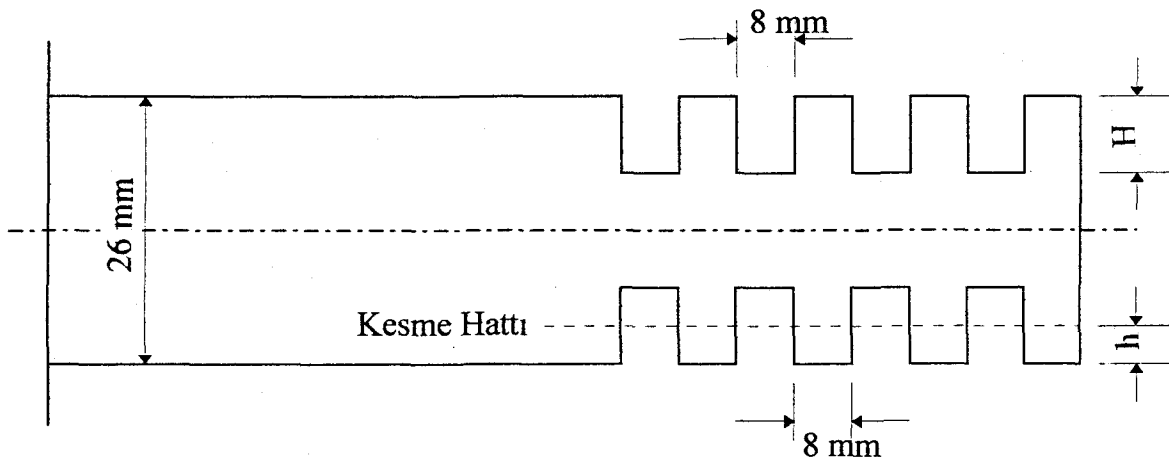
5.5.3. Aşınma ve sıvanma (BUE) davranışlarının incelenmesi

Farklı kesme hızlarında, kesici takım ucundaki, aşınma ve sıvanma (BUE) eğilimini belirlemek amacı ile her numune için ayrı bir kesici uç kullanılmıştır. Aşınma miktarının belirlenmesinde, kesici takımda aşınmadan dolayı azalabilecek ağırlığın ölçülmesi düşünülmüştür. Bu amaçla kesici uçlar, kullanılmadan önce ve kullanıldıktan sonra, ayrı ayrı 1:10000 gr hasasiyetli terazide tartılmıştır. Ancak ölçümler sonucunda, bazı kesici uçların ağırlıklarında artış olduğu gözlenmiştir.

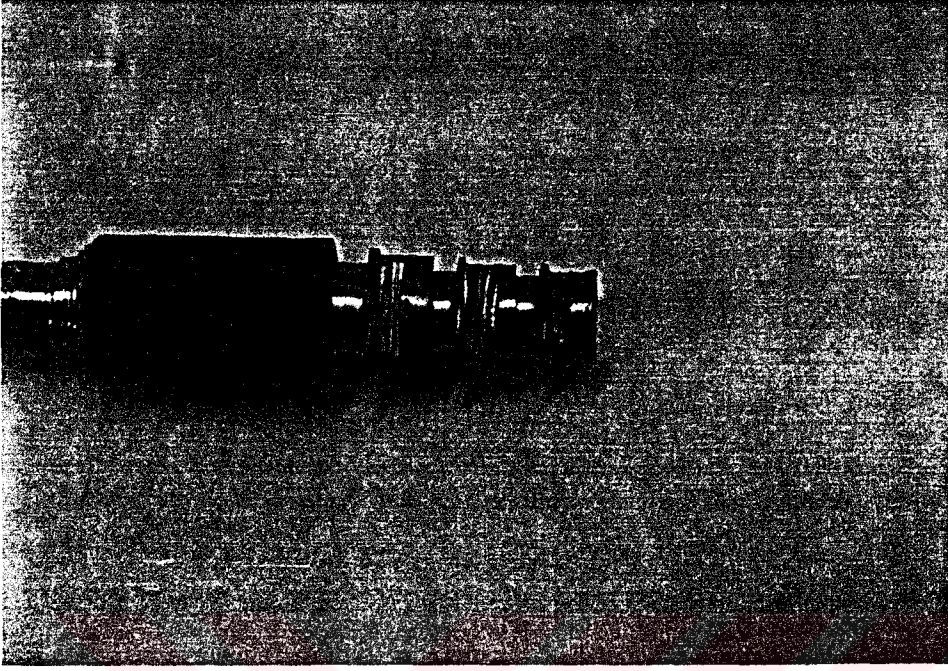
Kesici uçlar üzerinde yapılan mikroskobik incelemeler sonucunda, bazı kesici uçlar üzerinde, BUE oluşumlarına rastlanmış ve ağırlıktaki artışın BUE'lerden kaynaklandığı anlaşılmıştır. Bu nedenle ağırlık ölçümünden vazgeçilmiş ve ağırlık ölçme yerine, tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak kesici uçlardaki, aşınma ve sıvanma davranışları incelenmiştir.

5.5.4. Talaş kökünün çıkarılması

Farklı kesme hızlarında numune üzerinde oluşturulan talaş kökü morfolojisini incelemek amacı ile Şekil 5.6'da gösterildiği gibi numune üzerine, önceden belirlenen kesme hızları için, açılan kanalların 'H' yüksekliğindeki kademeleri kullanılmıştır. Tamamen martenzitik mikro yapı S kodlu numune dışındaki diğer numunelerin tamamının talaş kökleri çıkarılmıştır. Önceden belirlenen kesme hızları için 'H' kademeleri oluşturulmuştur. Ani durdurma sistemi bulunan torna tezgahında bu kademelerden talaş kaldırılmıştır (Şekil 5.7). Talaş kökleri belirli bir yükseklikten talaşa zarar vermeden kesilerek daha önce Kısım 5.3.'de bahsedilmiş metalografik işlemlerden geçirilerek morfolojileri incelenmiştir.



Şekil 5.6. Talaş kökü çıkarmak için üzerinde önceden belirlenen kesme hızları için kanal açılmış numune



Şekil 5.7. Kademeleri oluşturulmuş ve üzerinden talaş kökü alınmış numune

6. DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMA

6.1. Mikro Yapı Sonuçları

Çift fazlı çelik ısıtıl işlemi öncesi başlangıç mikro yapılarını teşkil eden, ısıtıl işlem görmemiş Ç 8620 çeliğinin (B), suda su verilmiş (S), normalleştirilmiş (N) ve çift normalleştirilmiş (NN) numunelerin mikro fotoğrafları Şekil 6.1’de ve başlangıç mikro yapılarından üretilen, % 25 ve % 45 MHO’ na sahip kaba (BS725 ve BS745), orta kaba (NNS725 ve NNS745) ve ince (SS725 ve SS745) martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin mikro fotoğrafları Şekil 6.2.- Şekil 6.4’de gösterilmiştir.

Farklı MHO ve martenzit morfolojisine sahip çift fazlı numunelerin martenzit parçacık boyutu, parçacıkları arası mesafe ve sertlik sonuçları Çizelge 6.1’de verilmiştir. Martenzit parçacık boyutu artarken, parçacıkları arası mesafe de artmıştır. Şekil 6.5’de farklı MHO’ nda, martenzit parçacık boyutuna bağlı olarak parçacıkları arası mesafenin değişimi gösterilmiştir.

Sabit MHO’ nda martenzit parçacık boyutu ve dağılımının ve buna paralel olarak da martenzit parçacıklar arası mesafe değişiminin, çift. fazlı çelik ısıtıl işlemi öncesi üretilen başlangıç mikro yapılarından kaynaklandığı gözlenmiştir.

Çift fazlı çelik ısıtıl işlemi öncesi başlangıç mikro yapısı tamamen martenzitik olan numunelerde (Şekil 6.1.d), östenit KTS’nda bekletme sırasında martenzit çita (lath) sınırlarında çekirdeklenerek büyümektedir [27,56]. Martenzit çita sınırları, östenit için çok sayıda potansiyel çekirdeklenme yerleri sağlamaktadır. KTS’nda bir birlerine çok yakın olan östenit çekirdekleri zamana bağlı olarak, kısmi denge kuruluncaya kadar çok kısa difüzyon

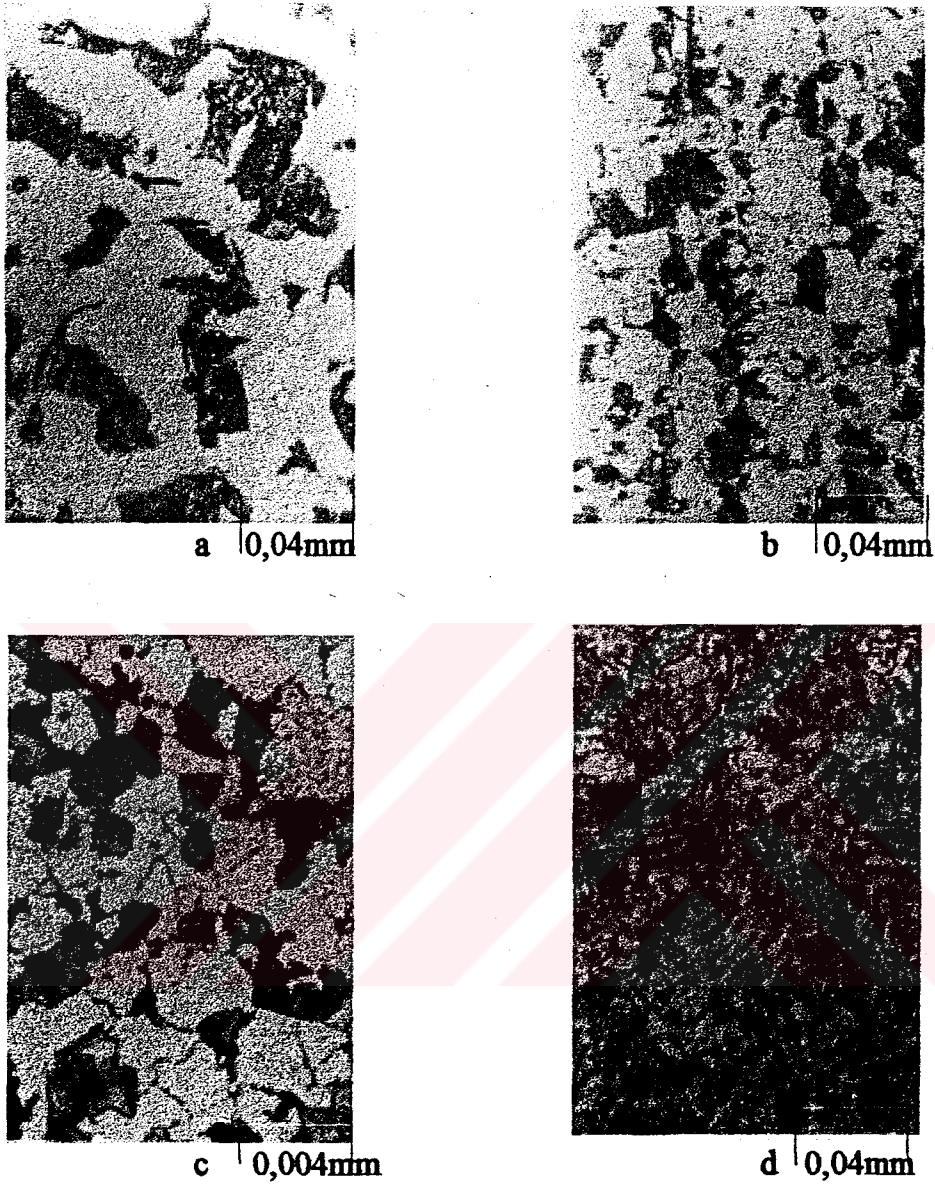
mesafesi ile büyümektedir. Böylece, birim alanda küçük ebatlarda çok sayıda östenit adacığının oluşumuyla adacıklar arası mesafe kısalmaktadır. Bu yapıdaki numunelere 725 °C ve 745 °C’de suda su verme işlemi uygulandığında, farklı MHO ve ince morfolojiye sahip çift fazlı mikro yapılar oluşturmaktadır (Şekil 6.4).

Orta kaba martenzit dağılımlı çift fazlı numunelerin üretimi için ısıtma işlemi görmemiş, kaba ferrit+perlitik yapıya sahip (B) numunesi ve çift normalleştirilmiş (NN) daha ince ferrit+perlitik yapıya sahip başlangıç numuneleri kullanılmıştır. B numunesinin 900 °C’de tam östenitlenmesinin ardından havada soğutulması sonucunda ısıtma işlemi görmemiş (B) numunesine oranla ince dağılımlı ferrit+perlit taneleri oluşmaktadır. Mikro yapının incelenmesi ile birlikte, perlit taneleri arasındaki mesafe de azalmaktadır.

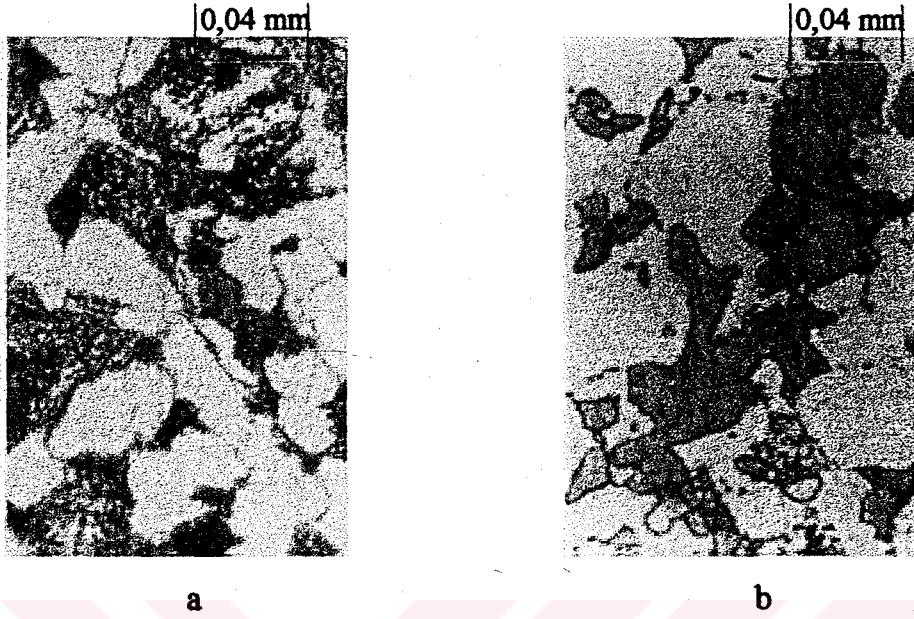
Başlangıç mikro yapısı ferrit+perlitten oluşan numuneler doğrudan KTS’nde tavlendiğinde, östenit, karbür/ferrit ara yüzeyi boyunca çekirdeklenip büyümektedir [57]. Başlangıç mikro yapısı incelindikçe bu yapıdan elde edilen çift fazlı yapı da incelmektedir.

NN başlangıç numunelerinden orta, B başlangıç numunelerinden ise kaba martenzit parçacık boyutuna sahip çift fazlı çelikler üretilmiştir. (Şekil 6.3, Şekil 6.4). Martenzit parçacık boyutu büyüdükçe, martenzit parçacıkları arası mesafe de artmaktadır (Şekil 6.5)

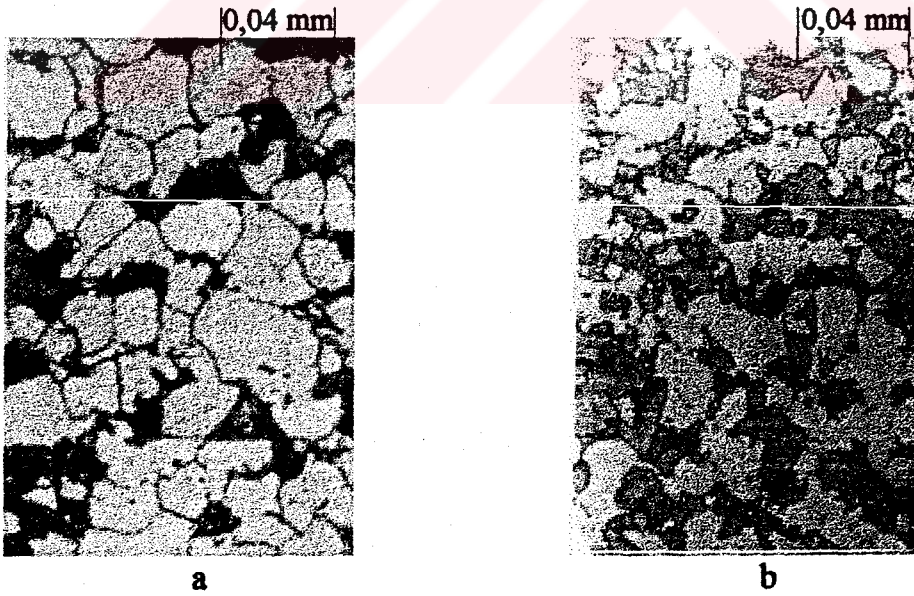
Numunelerin sertliği, artan MHO ile artarken (Şekil 6.6), martenzit parçacık boyutu ve parçacıklar arası mesafenin artmasıyla düşmüştür (Şekil 6.7, Şekil 6.8).



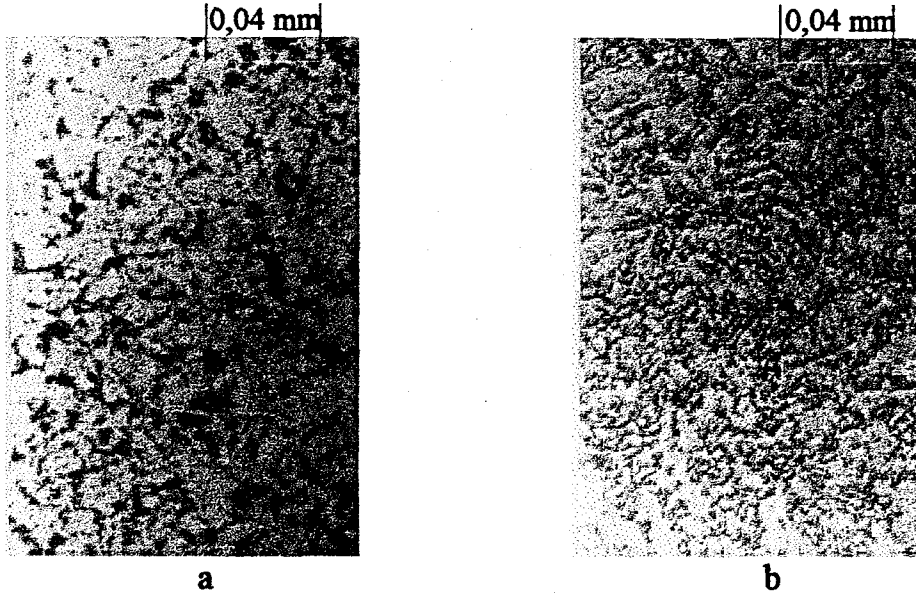
Şekil 6.1. Farklı morfolojilere sahip çift fazlı çelik ısıtılması öncesi üretilen başlangıç mikro yapıları a) Isıl işlem görmemiş kaba perlitik yapı B numunesi, b) 900 °C'den normalleştirilmiş bantlı N numunesi, c) 900 °C'den iki defa normalleştirilmiş ince perlitik yapı NN numunesi, d) 900 °C'den suda su verilmiş martenzitik yapı S numunesi Büyütme: 300 , Dağlama: %2'lik Nital



Şekil 6.2. % 25 ve % 45 MHO'larına sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar a) % 25 MHO'na sahip BS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip BS745 numunesi
Büyütme: 300, Dağlama: %2'lik Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$



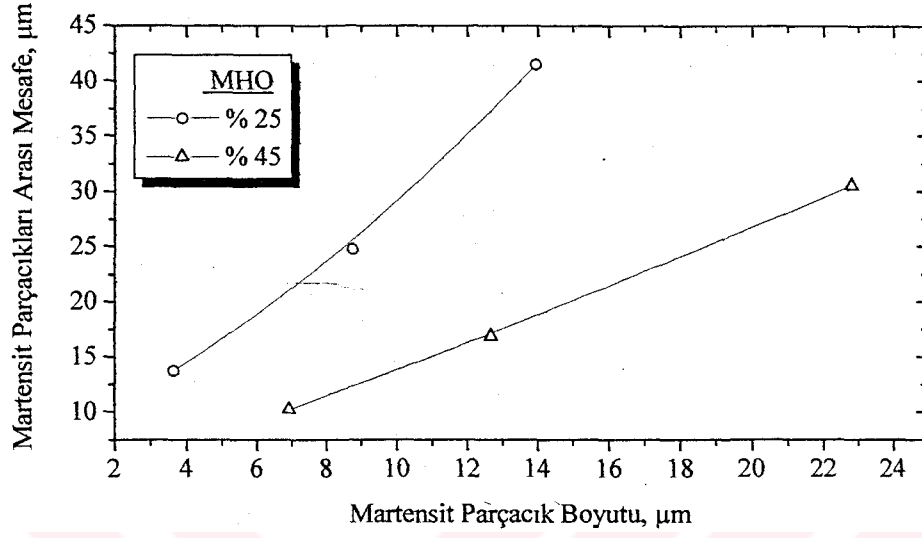
Şekil 6.3. % 25 ve % 45 MHO'larına sahip orta kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar a) % 25 MHO'na sahip NNS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip NNS745 numunesi) Büyütme: 300, Dağlama: %2'lik Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$



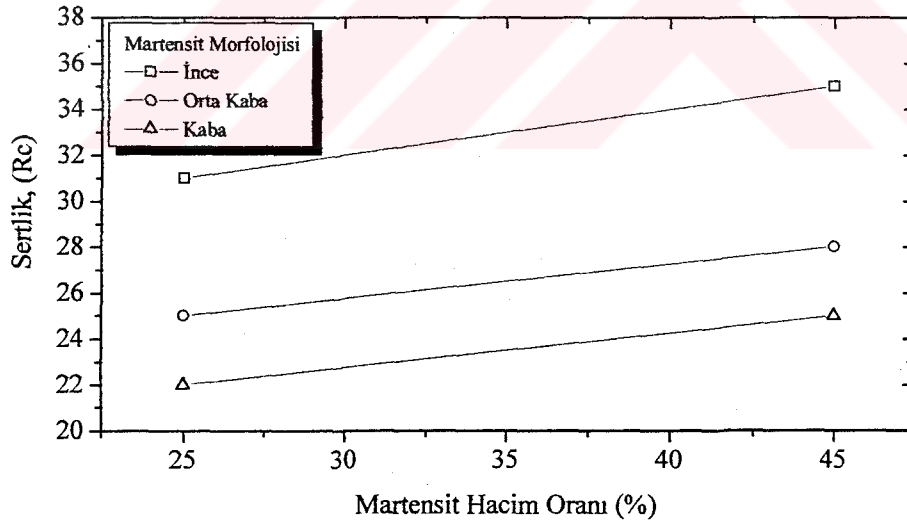
Şekil 6.4. % 25 ve % 45 MHO'larına sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelere ait mikro yapılar a) % 25 MHO'na sahip SS725 numunesi, b) % 45 MHO'na sahip SS745 numunesi
Büyütme: 300, Dağlama: %2'lik Nital + Na₂S₂O₅

Çizelge 6.1. Farklı morfolojilerde elde edilmiş çift fazlı ve çift fazlı olmayan numunelerin metalografik analiz ve sertlik sonuçları

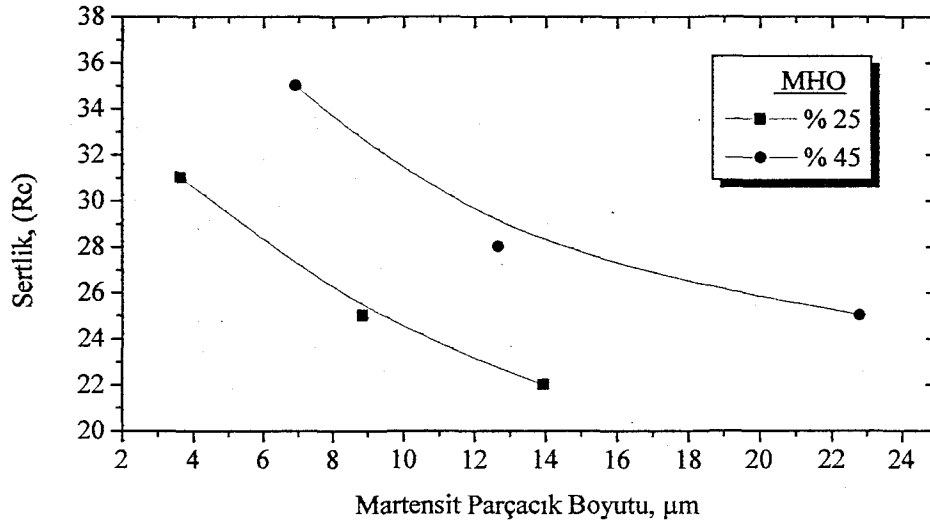
Numune Kodu	Martensit Hacim Oranı (MHO), %	Perlit Hacim Oranı, %	Martensit Parçacık Boyutu, (µm)	Martensit Parçacıkları Arası Mesafe, (µm)	Perlit Tane Boyutu, (µm)	Perlit Taneleri Arası Mesafe, (µm)	Sertlik, (Rc)
B	-	25	-	-	21.25	63.51	24
N	-	19	-	-	5.52	23.25	21
NN	-	20	-	-	6.03	24.46	20
SS725	25	-	3.65	13.71	-	-	31
SS745	45	-	6.93	10.23	-	-	35
NNS725	25	-	8.74	24.69	-	-	25
NNS745	45	-	12.68	16.85	-	-	28
BS725	25	-	13.95	41.41	-	-	22
BS745	45	-	22.79	30.49	-	-	25
S	100	-	-	-	-	-	45



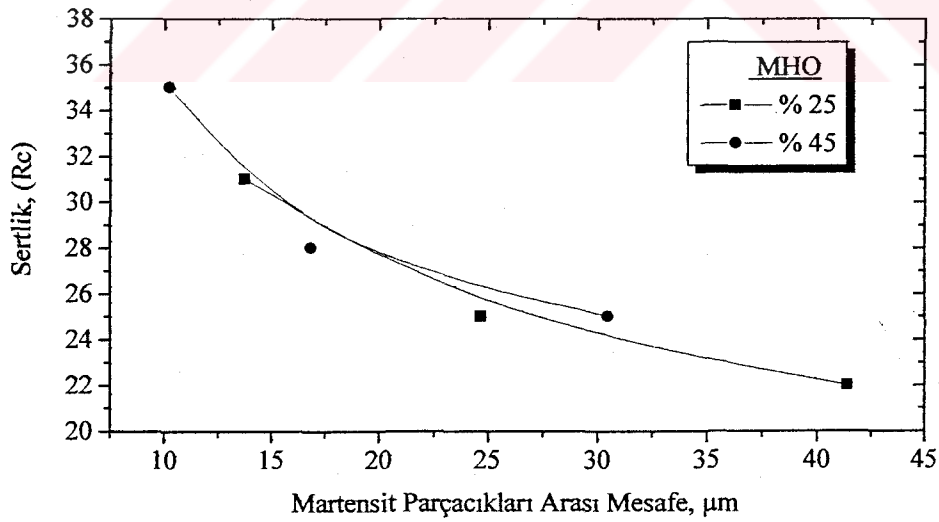
Şekil 6.5. Martensit parçacık boyutu-martensit parçacıkları arası mesafe ilişkisi



Şekil 6.6. MHO' nın sertlik üzerine etkisi



Şekil 6.7. Farklı MHO' larında martenzit parçacık boyutunun sertlik üzerine etkisi

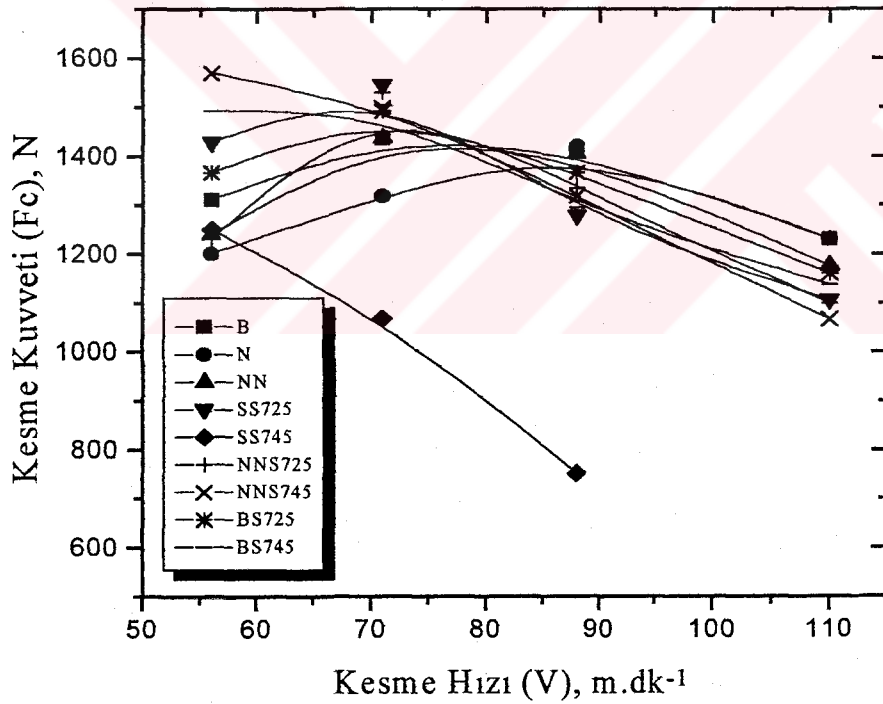


Şekil 6.8. Farklı MHO' larında martenzit parçacıkları arası mesafenin sertlik üzerine etkisi

6.2. Kesme Kuvvetleri

6.2.1. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin kesme kuvvetleri üzerine etkisi

Farklı MHO' ları ve martenzit morfolojilerine sahip çift fazlı numuneler ile diğer ferrit + perlit (α +P) mikroyapılı numunelerde farklı kesme hızlarının asıl (esas) kesme kuvveti üzerine etkisi Şekil 6.9'da gösterilmiş ve asıl kesme kuvvetleri ile ilgili değerler Çizelge 6.2'de verilmiştir.



Şekil 6.9. Farklı kesme hızlarında MHO ve martenzit morfolojisinin asıl kesme kuvveti üzerine etkisi

Çizelge 6.2. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin kesme kuvvetleri (F_c) üzerine etkisi

Numune Kodu	Kesme Hızları (m.dk ⁻¹)			
	56	71	88	110
	Kesme Kuvvetleri (F_c), (N)			
B(Başlangıç)	1310	1436	1413	1232
N	1201	1318	1420	1232
NN	1240	1436	1405	1177
SS725	1428	1546	1189	1106
SS745	1250	1068	752	*
NNS725	1232	1530	1334	1099
NNS745	1570	1499	1318	1067
BS725	1366	1491	1366	1161
BS745	1491	1491	1295	1138
S	**	**	**	**
* Bu kesme hızında ani takım kırılması görüldüğünden F_c değeri belirlenememiştir.				
** Bu numunelerin sertliği kullanılan kesici uç için yüksek değerde olduğundan F_c değeri belirlenememiştir.				

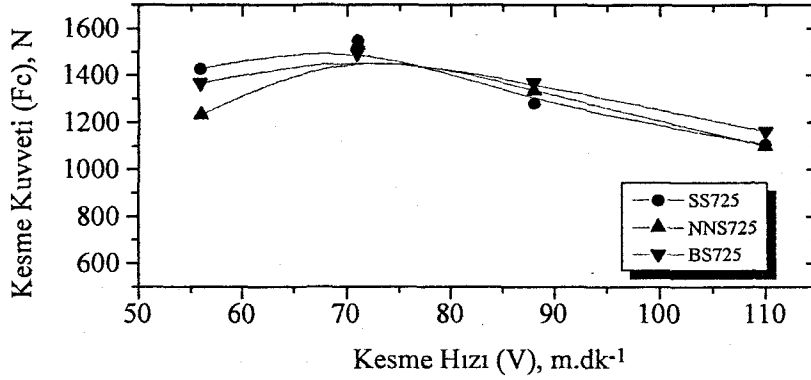
Çift fazlı ve α +P mikroyapılı numunelerin farklı kesme hızlarındaki kesme kuvvetleri incelendiğinde, en yüksek kesme kuvvetleri % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde ve 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, % 25 MHO' na sahip çift fazlı ve α +P mikroyapılı numunelerde ise 71 m.dk⁻¹ kesme hızında gözlenmiştir. En yüksek kesme hızı olan 110 m.dk⁻¹ da % 25 MHO' na sahip çift fazlı çeliklerin kesme kuvvetleri, α +P mikroyapılı numunelere göre bir miktar düşük çıkarken bu kesme hızında en düşük kesme kuvvetleri % 45 MHO' na sahip numunelerde ve özellikle de en ince mikroyapıya sahip (SS745) numunelerde gözlenmiştir.

6.2.2. Farklı kesme hızlarında MHO'nın kesme kuvvetleri üzerine etkisi

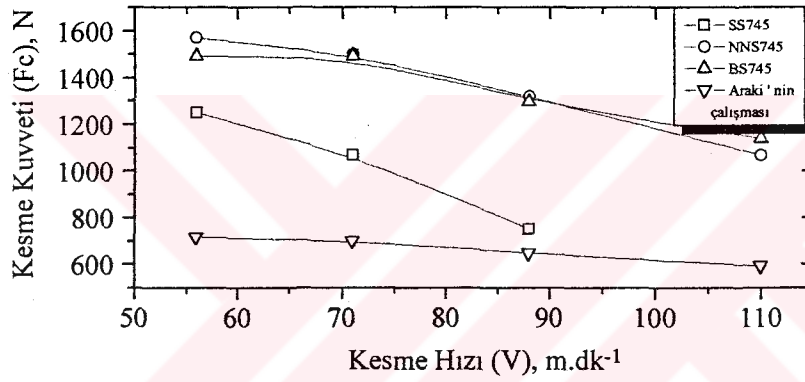
56 ve 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarında farklı MHO'na sahip çift fazlı numunelerin kesme kuvvetleri incelendiğinde % 25 MHO'na sahip numunelerde (SS725, NNS725, BS 725) kesme hızının 71 m.dk⁻¹' ya kadar artışı ile birlikte kesme kuvvetleri artarken (Şekil 6.10), % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerdeki (SS745, NNS745, BS745) kesme kuvvetlerinin ise artan kesme hızıyla birlikte düştüğü gözlenmiştir (Şekil 6.11).

% 45 MHO' na sahip numunelerde düşük kesme hızlarında, kesme kuvvetlerinin yüksek çıkmasının nedeni, sertliği arttıran yüksek MHO' na ve yumuşak ferritik matrisin düşük kesme hızlarındaki düşük pekleşme miktarına atfedilebilir.

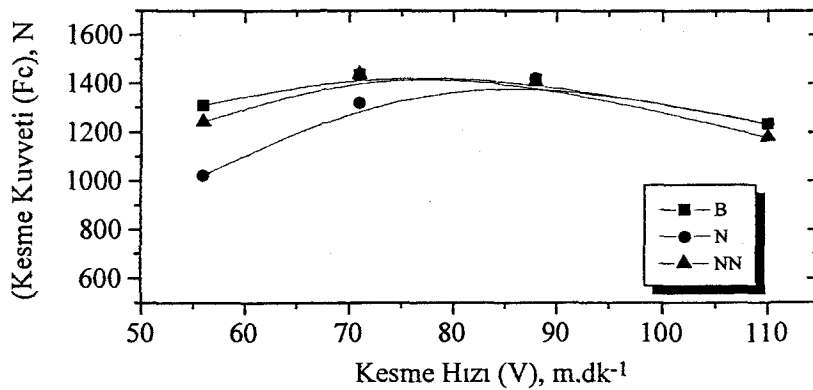
Daha önce de belirtildiği gibi östenitten martenzite dönüşüm, östenitin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak % 2-4 hacimce büyümeyi gerektirmektedir [7]. Düşük sıcaklıklarda gerçekleşen östenitin martenzite dönüşümü sırasında, bu hacimce büyümenin sağladığı deformasyon martenzite bitişik ferritik bölgelerde dislokasyon miktarını artırarak pekleşmeye neden olmaktadır [76]. MHO arttıkça ferritik matristeki dislokasyon yoğunluğu da artmaktadır [104]. Talaş kaldırma sırasında, kesici uçla uygulanan ilave deformasyonla, ferritik matristeki bu pekleşmenin kesme hızı arttıkça, artması beklenebilir.



Şekil 6.10. Farklı kesme hızlarında, % 25 MHO ve farklı martenzit morfolojisinin SS725, NNS725, BS725 numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.11. Farklı kesme hızlarında, % 45 MHO ve farklı martenzit morfolojisinin SS745, NNS745, BS745 numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.12. Farklı kesme hızlarında ferrit+ perlit mikro yapılı ve farklı martenzit morfolojisinin B, N, NN numunelerinde kesme kuvvetleri üzerine etkisi

% 45 MHO içeren numunelerde, kesme hızı arttırıldığında, yüksek miktarlarda hareketli dislokasyon içeren ferritik matriste pekleşmenin hızla artması sonucu, talaş kaldırma sırasında numunelerin kolay kırılabilirlik sağlayabileceği düşünülebilir.

% 25 MHO içeren numunelerde düşük kesme hızlarında ($56-71 \text{ m.dk}^{-1}$) yüksek kesme kuvvetlerinin nedeni yine düşük MHO ve pekleşmeye bağlanabilir. Çünkü talaş kaldırma sırasında pekleşerek kolay kırılabilirlik sağlayan ferrit miktarı, MHO azaldıkça artmaktadır. Bu da kolay kırılabilirlik için daha fazla ferritin pekleştirilmesinin gerektiği ve sonuç olarak kesme kuvvetlerinin artması anlamına gelmektedir. Bu numunelerde kesme kuvvetlerindeki artışın bir başka nedeni ise düşük MHO' ından dolayı östenitin martenzite dönüşümü sırasında oluşan pekleşmenin daha az gerçekleşmesi olabilir.

Çift fazlı çelik mikroyapısı içermeyen ve mikro yapıları $\alpha+P'$ den oluşan numunelerin (B,N ve NN) $56-71 \text{ m.dk}^{-1}$ ya kadar olan kesme hızı-kesme kuvveti ilişkileri (Şekil 6.12), % 25 MHO' na sahip numunelerin kesme hızı-kesme kuvveti ilişkilerine (Şekil 6.11) benzerlik göstermektedir. Ancak 71 m.dk^{-1} 'nın üzerindeki kesme hızlarında, % 25 MHO'nına sahip numunelerin kesme kuvvetlerinin, çift faz içermeyen numunelerin kesme kuvvetlerinden daha düşük çıktığı gözlenmiştir. Bu sonuç yüksek kesme hızlarında dislokasyonlar içeren ferritik matrise sahip çift fazlı yapının $\alpha+P'$ den oluşan yapılara göre pekleşme yeteneklerinin yüksek olduğunu göstermektedir. Çift fazlı çeliklerdeki yüksek akma/çekme dayanımı oranı bu çeliklerdeki yüksek pekleşme yeteneğinin bir göstergesidir [77].

α +P mikro yapılı çelikte talaşın deformasyonu esnasında ferrit tanelerinin dayanımı pekleşme mekanizması ile artmaktadır. Bu durumda α ve P taneleri arasında dayanım farklılığı azalmaktadır. Bu nedenle de mikro çatlakların oluşumu gecikmekte ve homojen bir deformasyon gerçekleştirilmektedir. Böyle bir durumda çelik işlendiğinde çıkan talaşlar devamlı ve uzun tipte oluşmaktadır. Diğer taraftan çıkan talaş kesme bölgesinde devamlı olarak sünek yırtılmalara neden olacağından yüzey kalitesini de olumsuz yönde etkilemektedir [89]. α +P mikroyapılı numunelerde α /P ara yüzeylerinde mikro boşluk oluşumunun gecikmesinin talaş kaldırılabilirliği zorlaştırması ve bu nedenle de kesme kuvvetlerini artırması beklenebilir.

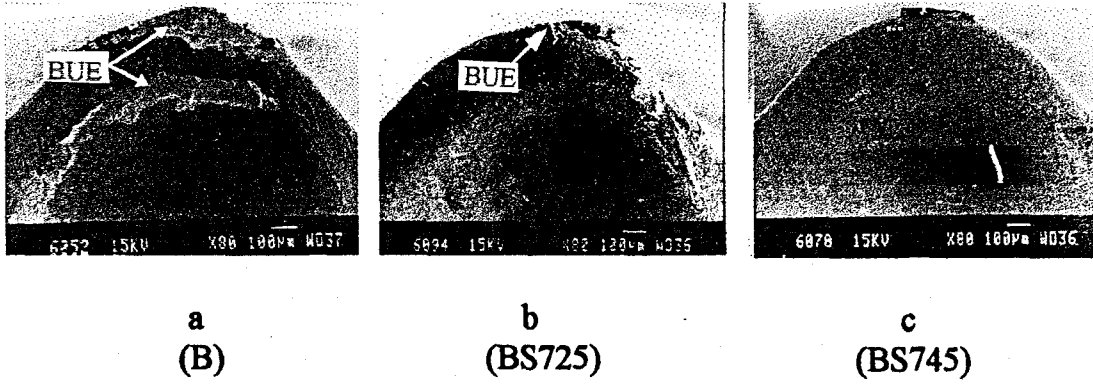
Çift fazlı çeliklerin işlenebilirliği üzerine yapılan çalışmalarda [94,95] bu çeliklerdeki kesme kuvvetlerinin, α +P mikroyapılı çeliklere göre düşük çıkmasının nedeni birinci deformasyon bölgesindeki α +M yapılarının farklı oranlarda deformasyona maruz kalmaları sonucu pek çok mikro çatlak oluşumuna atfedilmiştir [14]. Mikro çatlak oluşumu talaş kaldırılabilirliği kolaylaştırdığından, kesme kuvvetleri de düşüş göstermektedir.

Genel olarak orta karbonlu çelik malzemelerde düşük kesme hızlarındaki kesme kuvvetlerinin düşük çıkmasının nedeni düşük kesme hızlarındaki yüksek BUE oluşma eğilimine ve bunun sonucu olarak ta kesici uçla işlenen malzeme arasındaki temas uzunluğunun azalmasına atfedilmektedir [85]. BUE oluşma eğilimi yumuşak yapılarda daha fazla gözlenmektedir. Çünkü, genellikle BUE, sınırlandırılmış temas uzunluğuna sahip bir takım gibi davranır ve etkin bir şekilde, talaş ile takımın ara yüzeyindeki teması azaltır [85]. Bu durumun etkisi, yapılan incelemelerde de kendisini göstermiştir. 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarında kesme kuvvetlerinin 76 m.dk⁻¹'lık kesme hızına göre daha düşük çıkması (Şekil 6.10), 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarındaki yüksek BUE oluşma

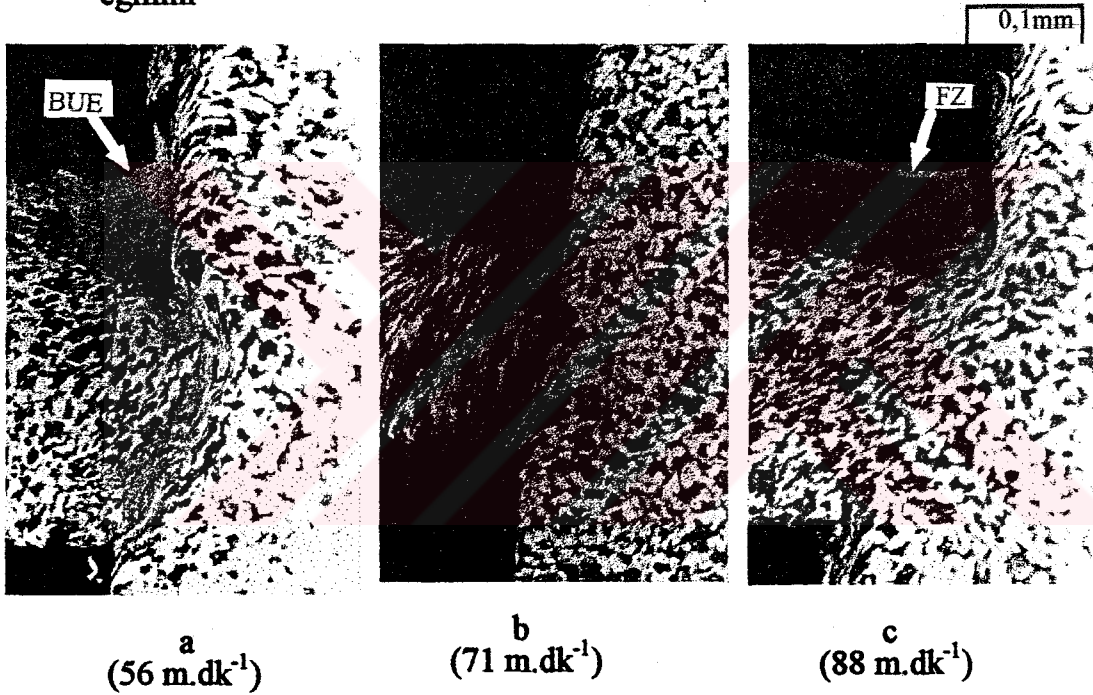
eğilimine (Şekil 6.13) bağlanabilir. Şekil 6.11’de aynı durumun gözlenmesi de bu eğilimi doğrular niteliktedir. % 45 MHO’na sahip çift fazlı numunelerde 56 m.dk⁻¹’lık kesme hızında kesme kuvvetleri diğer hızlara göre daha yüksektir. Bu kesme hızlarında, % 45 MHO’na sahip numunelerde, BUE oluşma eğilimi yok denecek kadar azdır (Şekil 6.13.c).

Elektron Tarama mikroskobu (SEM) ile kesici uç üzerinde yapılan incelemelerde, en fazla BUE eğilimi, düşük kesme hızlarında (56 m.dk) çift fazlı yapıya sahip olmayan numunelerde gözlenmiştir (Şekil 6.13.a). % 25 MHO’na sahip çift fazlı numunelerde, BUE eğilimi azalırken (Şekil 6.13.b), % 45 MHO’na sahip sert numunelerde ise BUE hemen hemen hiç gözlenmemiştir (Şekil 6.13.c).

Kesme hızı arttıkça birinci deformasyon bölgesindeki sıcaklık da yükselmektedir [89]. Bu bölgedeki aşırı derecede pekleşmiş BUE malzemesi sıcaklığın yükselmesine paralel olarak dinamik gerinme yaşanması, toparlanma ve yeniden kristalleşme safhalarından geçmektedir [85]. Sıcaklık yeniden kristalleşme sıcaklığına eriştiğinde aşırı derecede pekleşmiş BUE malzemesinin dayanımı aniden düşüş göstererek akma bölgesi (flow zone) oluşmakta ve BUE’ nin yerini bu akma bölgesi almaktadır. Test edilen numunelerinden BS725 numunesinin talaş kökü incelemeleri de bu sonucu doğrulamaktadır. Kesme hızı arttıkça BUE eğilimindeki azalmayı gösteren talaş kökü oluşumları Şekil 6.14’ de göstermiştir.



Şekil 6.13. 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, B, BS725, BS745 numunelerinin işlenmesinde kullanılan kesici uç radyusu üzerinde BUE oluşma eğilimi



Şekil 6.14. Farklı kesme hızlarında , BS725 numunesinde oluşan talaş kökü biçimi

Araki et al. [14], % 0.21 C, % 1 Cr ve % 0.5 Mo içeren α +P mikro yapısına ve yine bu çelikten üretilen çift fazlı çelik mikro yapısına sahip (α = % 52 ve M = % 48) numunelerin işlenebilirlik davranışları üzerine yapmış oldukları araştırmada çift fazlı çelik mikro yapısına sahip numunelerin, α +P mikro yapılı numunelere göre daha kolay talaş kaldırılabirlik ve düşük kesme kuvvetleri sergilediklerini gözlemlemişlerdir. Çift fazlı çeliklerin işlenebilirliğindeki bu

iyileşmenin nedenini, talaş oluşumu sırasında yumuşak ferrit ve sert martenzit fazlarının farklı oranlarda deformasyona maruz kalması ve bunun sonucunda birinci deformasyon bölgesinde gözlenen pek çok mikro çatlak oluşumuna atfetmişlerdir.

Bu çalışmada % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerdeki kesme hızı-kesme kuvvetleri arasındaki ilişki Araki et.al'ın [14] sonuçlarına benzer bir eğilim göstermektedir (Şekil 6.11.). Ancak Araki et.al. [14] aynı kesme hızlarında daha düşük kesme kuvvetleri gözlemlemişlerdir. Bunun sebebi, farklı deney şartlarından kaynaklanabilir. Çünkü, Araki et.al'ın [14] deney şartlarında, talaş derinliği (a) 1.5 mm, ilerleme (f) 0.2 m.dev⁻¹ olarak alınmış ve kullanılan takımın talaş açısı (γ) 8°' dir. Bu durumda, değişen işleme şartları ile kesme kuvvetlerinin değişmesi de kaçınılmazdır.

İlerleme ve talaş derinliği tarafından oluşturulan talaş kesit alanı, kesme kuvvetlerini belirleyen en önemli faktördür. Bu çalışmada talaş kesiti daha büyük olduğundan kesme kuvvetlerinin yüksek çıkması normaldir. Ayrıca pozitif talaş açısındaki değişme, kesme kuvvetlerini etkileyen faktörlerin başında yer alır. Pozitif talaş açısındaki artış, kesme kuvvetlerinin düşmesine sebep olmaktadır [16,85]. Araki et.al'ın [14] deneylerinde kullanılan talaş açısı (8°) ile, bu çalışmada kullanılan talaş açısı (5°) arasındaki fark, kesme kuvvetlerindeki farklılığın diğer bir nedenidir. Ayrıca bu araştırmacıların çalışmasında, martenzit morfolojisinin kesme kuvvetleri üzerine etkisi incelenmezken, bu parametre şimdiki çalışmanın temel amaçlarından biri olmuştur.

El Gizawy [95], % 0,1 C, % 0,31 Ni ve % 0,6 Cr içeren α +P mikro yapısına ve yine bu çelikten üretilen çift fazlı çelik mikro yapısına sahip (α = % 20 ve

M = % 80) çeliklerin işlenebilirliği üzerine yapmış oldukları araştırmada çift fazlı çelik mikro yapısına sahip numunelerin $\alpha+P$ mikro yapısına sahip numunelere göre talaş kaldırılabilirliği ve yüzey kalitesinin daha iyi ancak çift fazlı numunelerin kesme kuvvetlerinin yaklaşık % 15 daha fazla olduğunu gözlemiştir. Bu sonuç, çift fazlı çeliklerdeki MHO' nın kesme kuvvetleri açısından optimize edilmesi gereğini ortaya çıkarmaktadır. Bu araştırmacı da iyi talaş kaldırılabilirlik ve yüzey kalitesinin nedenini bu çeliklerin talaş kaldırma sırasındaki yüksek pekleşme yeteneklerinin birinci deformasyon bölgesinde gevrekliği arttırmasına ve yine aynı bölgedeki ferrit ve martenzit fazlarının homojen olmayan deformasyonları sonucu martenzit etrafında oluşan üç eksenli gerilimlerin, birinci deformasyon bölgesindeki mikroçatlak oluşumu ve büyümesini kolaylaştırması ile açıklamıştır. Bu araştırmada da martenzit morfolojisinin kesme kuvvetleri üzerine etkisi incelenmemiştir.

Çift fazlı ve diğer numunelerin hepsi yüksek kesme hızı olan 110 m.dk^{-1} 'da düşük kesme kuvvetleri sergilemişlerdir. Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır [14,85,89]. Kesme hızları arttıkça kesme kuvvetleri düşüş göstermektedir.

6.2.3. Farklı kesme hızlarında sabit MHO'nda farklı morfolojilerin kesme kuvvetleri üzerine etkisi

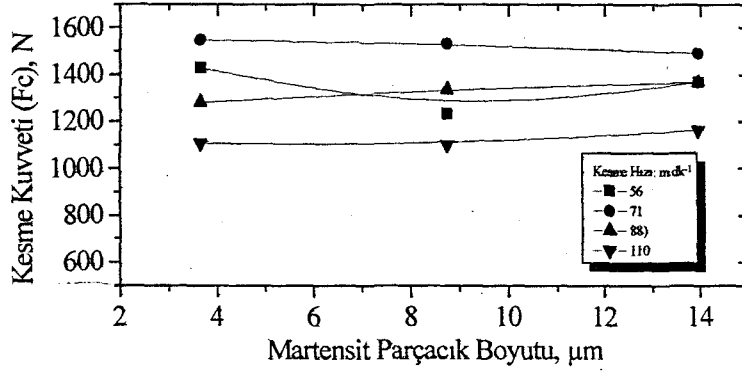
Sabit MHO' na sahip (% 25 ve % 45) çift fazlı numunelerdeki martenzit parçacık boyutu ve mikro yapısı $\alpha+P$ ' den oluşan çift fazlı olmayan numunelerdeki perlit tane boyutunun asıl kesme kuvveti üzerine etkisi Şekil 6.15, Şekil 6.16 ve Şekil 6.17' de gösterilmiştir.

Sabit kesme hızlarında, % 25 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine fazla bir etkisi görülmezken (Şekil 6.15), % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde martenzit parçacık boyutu küçüldükçe kesme kuvvetlerinde bir düşüş gözlenmiştir (Şekil 6.16).

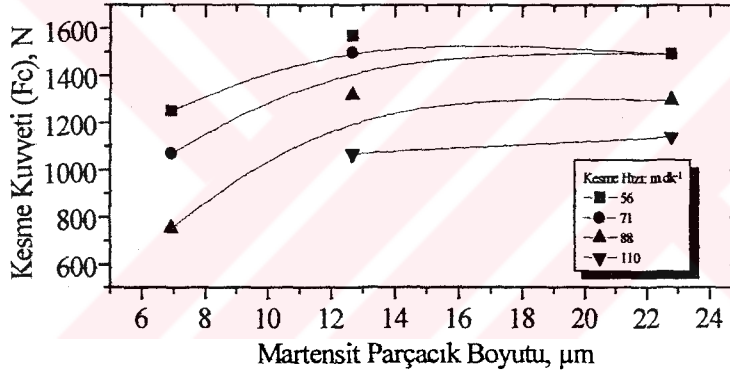
$\alpha+P'$ den oluşan numunelerde (B, N, ve NN), perlit tane boyutunun, % 25 MHO içeren çift fazlı numunelerde olduğu gibi sabit kesme hızlarında, kesme kuvvetleri üzerine fazla bir etkisi olmadığı görülmüştür (Şekil 6.17).

Genel olarak, talaş kaldırma işlemlerinde kesici ucun uyguladığı deformasyonla mikro yapıda bulunan sert faz (sementit, martenzit gibi), inklüzyonlar v.s. ile diğer faz ya da yapıların ara yüzeyinde mikro boşlukların oluşumu ve ilerleyen deformasyonla bu mikro boşlukların birleşip büyüyerek malzemenin ayrılması sonucu, talaş kaldırılmaktadır [91]. Bu genel yaklaşım çift fazlı çelikler için değerlendirilecek olursa, dışarıdan uygulanan kesme kuvvetlerinin deformasyonunun ilk safhalarında yumuşak faz ferrit üzerinde yoğunlaşması ve deformasyonun daha ileri safhalarında ise ferritte oluşan gerilimin sert faz martenzite transfer olmak üzere α/M ara yüzeyinde yoğunlaşması beklenebilir. Bu bölge hali hazırda deformasyon öncesi östenitin martenzite dönüşümü sırasında oluşan dislokasyonların yoğun olduğu bir bölgedir. Bu durumda, genel olarak mikro boşlukların bu bölgede çekirdeklenip büyümesi beklenebilir. Çekme suretiyle deformasyona uğratılan çift fazlı çeliklerde mikro boşlukların α/M ara yüzeyinde veya inklüzyon matris ara yüzeyinde başladığı gözlenmiştir [17,29]. Bu yaklaşıma göre, kesme kuvvetlerini düşürmek için mikro boşlukların oluşabileceği potansiyel alanın artırılması gerekmektedir. Sabit MHO' nda martenzit parçacık boyutunun küçültülmesi ile toplam α/M ara yüzey alanı artacaktır. Ayrıca MHO' nun artırılması, $\alpha+M$ oluşumu sırasında daha önceden belirtildiği gibi, α/M ara

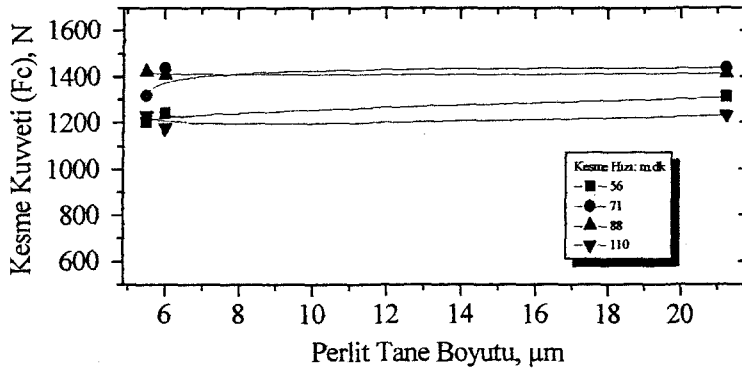
yüzeyine yakın bölgelerdeki dislokasyon yoğunluğunu artırarak mikro boşlukların çekirdeklenmesi için uygun bir ortam hazırlayabilir.



Şekil 6.15. Farklı kesme hızları ve % 25 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.16. Farklı kesme hızları ve % 45 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.17. Farklı kesme hızları perlit tane boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi

Bu çalışmada en düşük kesme kuvvetleri % 45 MHO' na ve en ince martenzit parçacık boyutuna sahip SS745 numunelerinde elde edilmiştir. Bu numunedeki martenzit parçacıkları arası ortalama mesafe 10,23 μm (Çizelge 6.1) olarak ölçülmüştür. Bu mesafe diğer numunelerdeki martenzit parçacıkları arasındaki mesafe ile karşılaştırıldığında en kısa olan mesafedir.

Dışarıdan kesici uçla uygulanan kuvvetle, birbirlerine çok yakın α/M ara yüzeylerinde bir çok noktada birden mikro boşlukların çekirdeklenmesi ve ilerleyen deformasyonla bu boşlukların büyüyerek, birbirlerine yakın olan bu boşlukların birleşmesi malzemenin ayrılmasına neden olarak kesme kuvvetlerini düşürebilir.

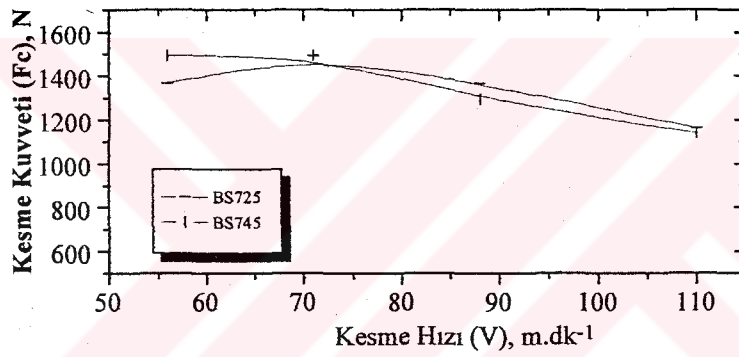
6.2.4. Farklı kesme hızlarında farklı MHO' nda benzer morfolojiye sahip numunelerin kesme kuvvetleri üzerine etkisi

Farklı MHO' larında (% 25 ve % 45) benzer morfolojiye (ince, orta kaba ve kaba) sahip numunelerde, farklı kesme hızlarının asıl kesme kuvveti üzerine etkisi Şekil 6.18, Şekil 6.19 ve Şekil 6.20'de gösterilmiştir.

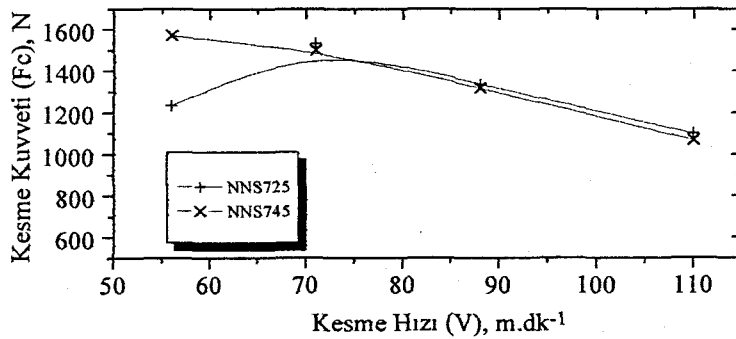
Benzer ısıtılma şartları altında üretilen ancak MHO' ları farklı SS, NNS ve BS numuneleri arasında en ince mikro yapıya, Şekil 6.4 ve Çizelge 6.1'den de görülebileceği gibi SS725 ve SS745 numuneleri sahip bulunmaktadır. % 25 MHO' a sahip SS numunesinde ölçülen ortalama martenzit parçacık boyutu 3,65 μm iken % 45 MHO' a sahip SS745 numunesinde 6,93 μm olmuştur. Bu numuneler arasındaki, kesme hızlarının, kesme kuvvetleri üzerine etkisi (Şekil 6.20) diğer çift fazlı benzer morfolojiye ve % 25-45 arasında MHO' a sahip BS (Şekil 6.18) ve NNS (Şekil 6.19) numunelerine göre oldukça farklı çıkmıştır. Bunun nedeni kısım 6.2.2. ve 6.2.3' de belirtildiği şekilde yine MHO

ve martenzit parçacık boyutunun kesme kuvvetleri üzerine etkisi ile açıklanabilir. SS725 ve SS745 numunelerinde 88 m.dk^{-1} lık sabit kesme hızında, kesme kuvvetleri arasındaki fark $\sim 650 \text{ N}$ ' a kadar yükselmiştir.

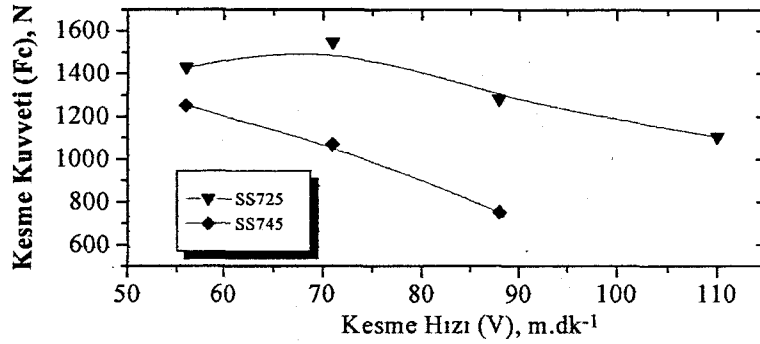
Diğer benzer morfolojiye sahip, ancak farklı MHO' a sahip numunelerde, 56 m.dk^{-1} kesme hızında, % 25 MHO' a sahip numuneler daha düşük kesme kuvvetleri sergilerken 71 m.dk^{-1} ve üzerindeki kesme hızlarında ise % 45 MHO' a sahip numunelerin kesme kuvvetleri, % 25 MHO' a sahip numunelere göre daha düşük çıkmıştır. Ancak bu fark çift fazlı SS numunelerindeki kadar fazla olmamıştır.



Şekil 6.18. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde [BS725 (MHO=%25) ve BS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri



Şekil 6.19. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip orta kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin [NNS725 (MHO=%25) ve NNS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri



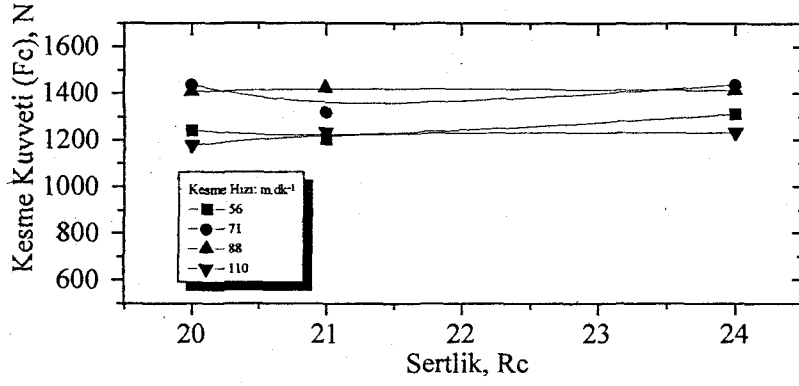
Şekil 6.20. Farklı kesme hızlarında farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin [SS725 (MHO=%25) ve SS745 (MHO=%45)] kesme kuvvetleri

6.2.5. Farklı kesme hızlarında kesme kuvveti üzerine sertliğin etkisi

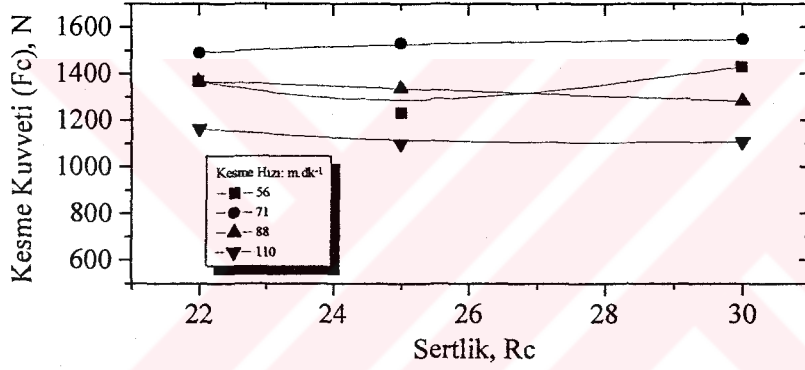
Deneye tabi tutulan numunelerin makro sertlik değerleri, Çizelge 6.1.'de verilmiştir. Benzer morfolojiye sahip ancak MHO'ları farklı SS, NNS ve BS numunelerinde beklendiği şekilde MHO arttıkça makro sertlik oranları da artmıştır.

Farklı morfolojiye sahip numuneler eşit MHO'nda birbirleri ile karşılaştırıldığında (örneğin SS725 ve BS725), makro sertlik değerleri ~ 9 Rc kadar yükselmiştir (bkz. Çizelge 6.1). Bu sonucun, martenzit parçacıklarının eşit MHO'nda farklı boyut ve dağılımlarından kaynaklandığı söylenebilir.

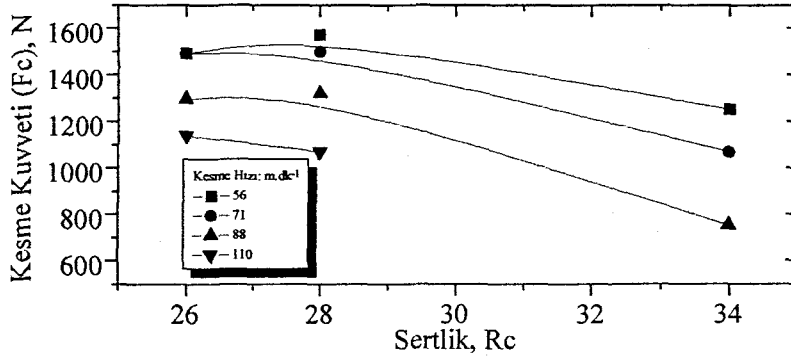
Sabit kesme hızlarında, sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi α +P mikro yapıları numuneler için Şekil 6.21'de, % 25 MHO' a sahip numuneler için Şekil 6.22'de ve % 45 MHO' a sahip numuneler için de Şekil 6.23'de gösterilmiştir.



Şekil 6.21. Ferrit + Perlit mikro yapılı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.22. % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi



Şekil 6.23. % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde farklı kesme hızlarında sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisi

% 45 MHO' a sahip numunelerde sertliğin kesme kuvvetleri üzerine etkisinin % 25 MHO' a sahip numunelere göre daha fazla olduğu görülmüştür. Makro sertlik üzerinde, sert faz MHO, martenzit parçacık boyutu ve dağılımının etkili olduğu yukarıda ifade edilmişti. Yine bir örnek verilecek olursa, % 25 MHO' a sahip SS725 numunesinin sertliği 31 Rc iken % 45 MHO' a sahip BS745 numunesinin sertliği 25 Rc olarak çıkmıştır (Şekil 6.6). Bu iki numune arasındaki MHO farkı % 20' ye yaklaşırken, MHO düşük olan numunenin sertliğinin fazla çıkması martenzit parçacık boyutu ve dağılımına atfedilebilir. Makro sertlik bir ölçüde MHO, martenzit parçacık boyutu ve dağılım etkisini yansıttığı için kesme kuvvetleri üzerine etki bu bağlamda değerlendirilmelidir.

6.3. Yüzey Pürüzlülüğü

6.3.1. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin, dengeli olmayan işleme şartları altında yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

Farklı MHO ve martenzit morfolojilerine sahip çift fazlı ve α +P mikro yapılı çeliklerin farklı kesme hızlarında titreşimli çalışma şartları altındaki yüzey pürüzlülüğündeki değişimleri Şekil 6.24'de toplu olarak gösterilmiştir.

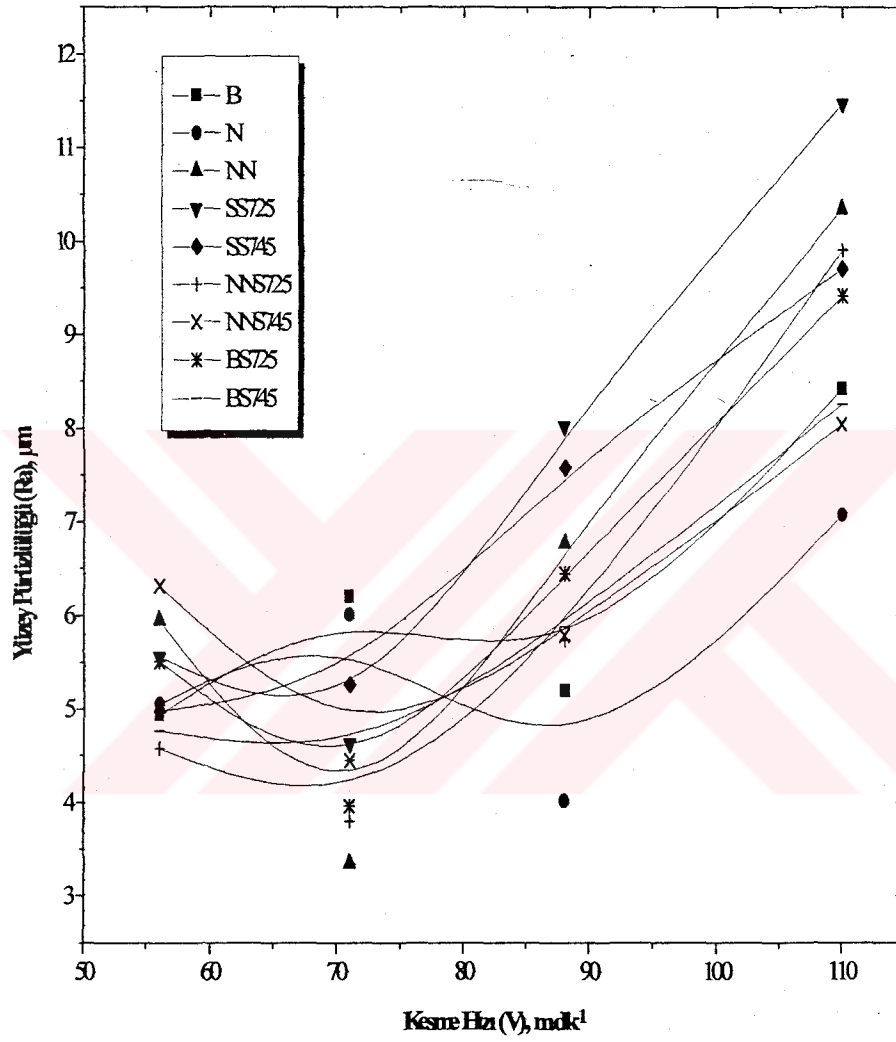
Bu yüzey pürüzlülüğü ölçümleri kesme kuvvetlerinin ölçümü ile beraber yapılmıştır. Dinamometreye bağlanan takımın olması gerektiğinden daha uzun bağlanması zorunda olması sonucu, dolayısıyla artan moment kolu ile beraber takım titreşiminin arttığı gözlenmiştir. Dolayısıyla, oluşan istenmeyen titreşimlerin yüzey kalitesini olumsuz etkilemiştir.

Bu şartları elemine etmek için aynı işleme şartlarında, dinamometreden çıkarılan aynı takımların, daha uygun ve sağlam bir şekilde tezgahın kalemine

bağlanmıştır. Bunun sonucunda titreşim probleminin ortadan kaldırılması ile daha dengeli şartlar sağlanmıştır ve sonuçları önemli oranda değiştirmiştir. Her iki incelemede tezgahın şartları aynı kalmıştır.

Titreşimli işleme şartlarında çift fazlı çeliklerin yüzey pürüzlülükleri incelendiğinde, 56 m.dk⁻¹’lık kesme hızından 71 m.dk⁻¹’a geçildiğinde yüzey pürüzlülük değerlerinde bir düşme gözlenmiştir. Ancak bu hız geçildikten sonra, yüzey pürüzlülük değerlerinde bir artış başlamıştır. Ancak α +P mikro yapılı numunelerde, 88 m.dk⁻¹’lık kesme hızına kadar ters bir eğilim gözlenmiştir.

Bütün numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri, 110 m.dk⁻¹’lık kesme hızı için incelendiğinde, yüzey pürüzlülük değerlerinde önemli oranda bir artış söz konusudur. Bu durumun muhtemel nedeni dengeli olmayan işleme şartları ile açıklanabilir. 110 m.dk⁻¹’a tekabül eden devir sayısı, deneylerin yapıldığı takım tezgahı için en yüksek devir sayısı olup, bu devirde tezgahta arzu edilmeyen titreşimler gözlenmiştir [102]. Titreşimli çalışma şartlarının yüzey pürüzlülüğünü olumsuz yönde etkilemektedir [16,86].

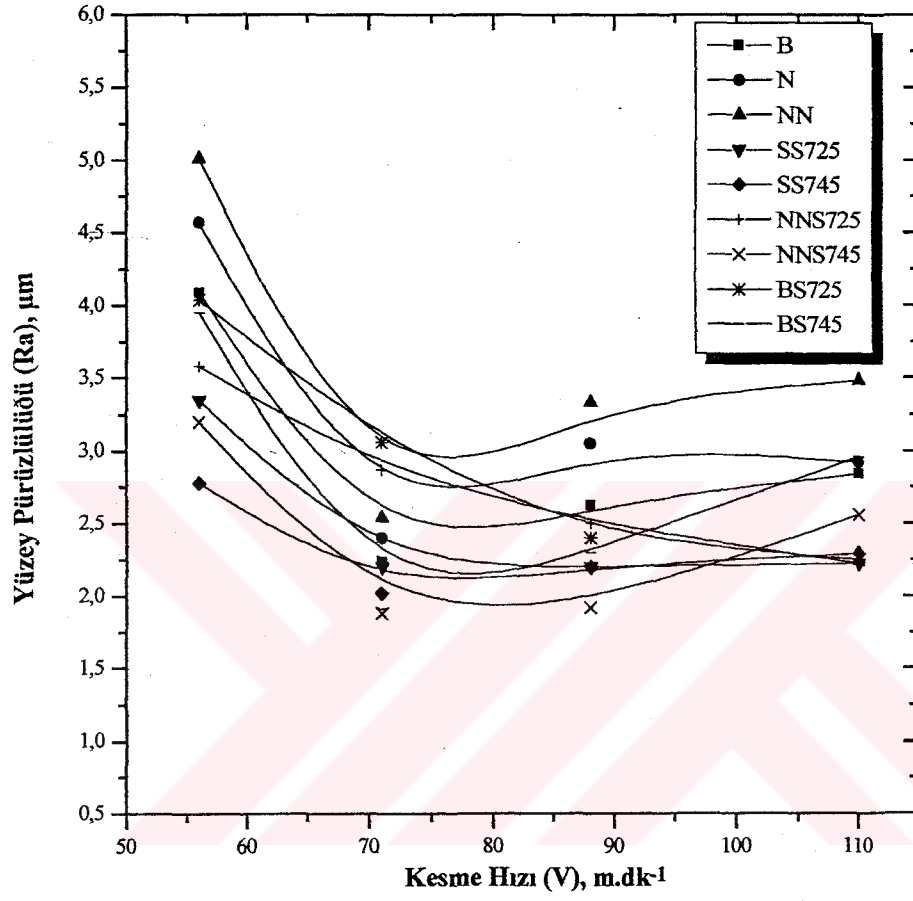


Şekil 6.24. Farklı kesme hızlarında, MHO ve martenzit morfolojisinin dengeli olmayan işleme şartları altında yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi [102]

6.3.2. Farklı Kesme Hızlarında MHO ve Morfolojisinin, Dengeli İşleme Şartları Altında Yüzey Pürüzlülüğü üzerine Etkisi

Farklı MHO ve morfolojilerine sahip çift fazlı ve $\alpha + P$ mikro yapılı çeliklerin farklı kesme hızlarına bağlı olarak yüzey pürüzlülüğündeki değişim Şekil 6.25'de ve yüzey pürüzlülüğü ile ilgili değerler Çizelge 6.3'de toplu olarak sunulmuştur.

Genel olarak bütün numunelerde, artan kesme hızları ile beraber yüzey pürüzlülük değerlerinin önemli oranda düştüğü gözlenmiştir (Şekil 6.25). 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızında, yüzey pürüzlülüğünün yüksek çıkmasının nedeni, bu kesme hızında, talaş kökünde meydana gelen BUE oluşumundan kaynaklanmaktadır. Kesme hızının artması ile birlikte BUE oluşma eğiliminin azalması [97], yüzey pürüzlülüğü değerini de düşürmektedir [16,85,89]. 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızından 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızına geçerken, BUE oluşma eğiliminin azalması bu numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerini düşürmüştür. BUE oluşumuyla paralellik gösteren yüzey pürüzlülüğü değerleri, 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızından sonra BUE'nin hemen hemen hiç gözlenmemesi nedeniyle yüzey pürüzlülüğü değerinde de önemli oranda bir değişim gözlenmemiştir.



Şekil 6.25. Farklı MHO ve morfolojilere sahip çift fazlı ve $\alpha + \text{P}$ mikro yapıları çeliklerin, farklı kesme hızlarında yüzey pürüzlülükleri

Çizelge 6.3. Farklı kesme hızlarında MHO ve morfolojisinin yüzey pürüzlülüğü (Ra) üzerine etkisi

Numune Kodu	Kesme Hızları (m.dk ⁻¹)			
	56	71	88	110
	Yüzey Pürüzlülüğü, Ra (μm)			
B(Başlangıç)	4.09	2.24	2.63	2.84
N	4.57	2.40	3.05	2.92
NN	5.01	2.54	3.33	3.48
SS725	3.35	2.20	2.20	2.22
SS745	2.78	2.02	2.20	2.29
NNS725	3.58	2.87	2.50	2.22
NNS745	3.20	1.88	1.92	2.56
BS725	4.04	3.06	2.40	2.25
BS745	3.95	1.91	2.30	2.96
S	*	*	*	*
* Bu numunelerin sertliği kullanılan kesici uç için yüksek değerde olduğundan Ra değeri belirlenememiştir.				

6.3.1.1. Farklı kesme hızlarında sabit MHO' ında farklı morfolojiye sahip çift fazlı ve α+P mikro yapılı çeliklerde yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

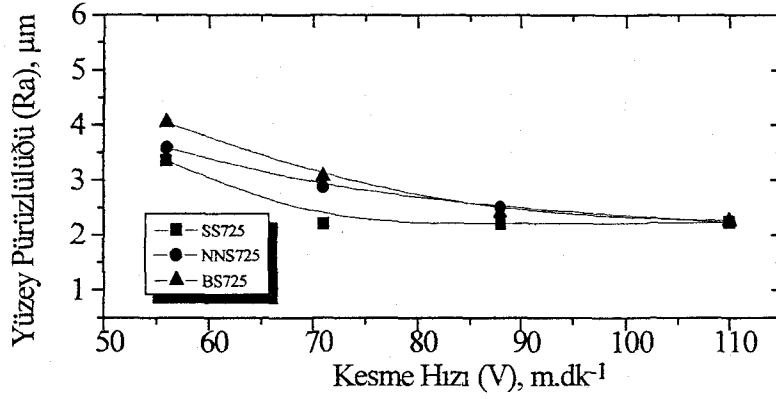
Sabit MHO' ında (% 25 ve % 45) farklı morfolojilere sahip çift fazlı ve α + P mikro yapılı çeliklerde, farklı kesme hızlarının yüzey pürüzlülüğü üzerine etkileri Şekil 6.26 - Şekil 6.28' de gösterilmiştir. % 25 MHO' na sahip numunelerden, NNS725 ve BS725 numunelerinde artan kesme hızıyla beraber yüzey pürüzlülüğü değerleri düşüş gösterirken, SS725 numunesinde 71 m.dk⁻¹ kesme hızından sonra yüzey pürüzlülüğü değeri hemen hemen sabit

kalmıştır. Ancak bu sabit MHO' ında en düşük yüzey pürüzlülüğü, bütün kesme hızlarında, SS725 numunesinde gözlenmiştir (Şekil 6.26).

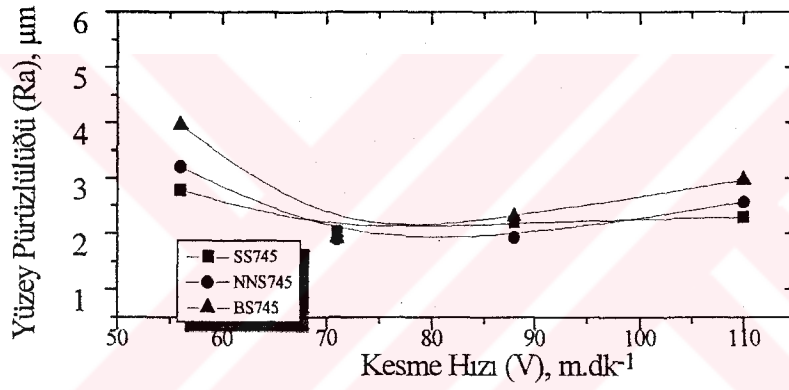
SS725 numunesinde, yüzey pürüzlülüğünün daha düşük çıkmasının nedeni, bu numunelerde martenzit parçacık boyutunun çok ince olması ve martenzit parçacıkları arası mesafenin NNS725 ve BS725 (orta kaba ve kaba martenzit parçacık dağılımlı) numunelere göre daha az olmasından kaynaklandığı düşünülebilir. Çünkü mikro yapı içerisinde bulunan yumuşak faz ya da yapıların, talaş kaldırma sırasında sünek yırtılmalara neden olması yüzey pürüzlülüğünü artırmaktadır [89]. Bu nedenle, ferrit hacim oranı ve martenzit parçacıkları arası mesafenin daha fazla olan kaba martenzit parçacık dağılımlı (bkz. Şekil 6.1) çift fazlı çeliklerde de benzer bir etki yapması beklenebilir. % 25 MHO ve ince martenzit parçacık dağılımına sahip SS725 numunelerindeki yüzey pürüzlülüğü değerinin aynı MHO'na sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı diğer numunelere göre düşük çıkmış olması bu durumu doğrulamaktadır.

% 45 MHO' na sahip numunelerden NNS745 ve BS745 numunelerinin yüzey pürüzlülük değerleri 71 m.dk^{-1} lık kesme hızına kadar azalırken, bu kesme hızının üzerindeki hızlarda artma eğilimi göstermiştir. Ancak bu artma eğiliminin SS745 numunelerinde olmadığı ve SS725 numunesine benzer şekilde, sabit kaldığı görülmüştür (Şekil 6.27).

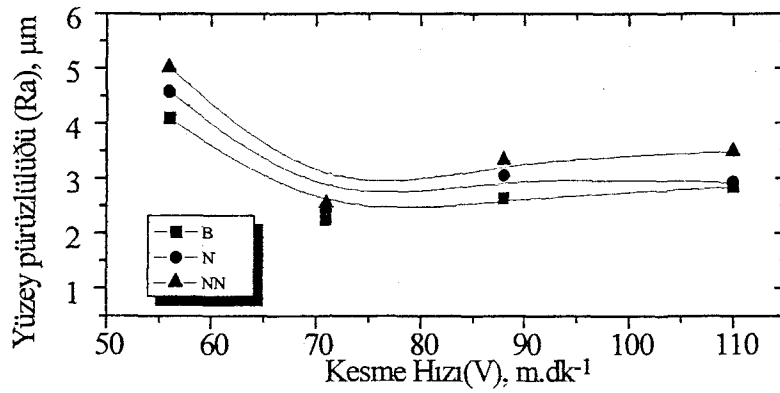
Yüzey pürüzlülüğünü etkileyen diğer bir faktör de talaş kökündeki BUE oluşma eğilimidir. BUE oluşumu yüzey pürüzlülüğünü arttırmaktadır [86]. Yüzey kalitesi iyi çıkan SS725 numunesinin talaş kökü incelendiğinde BUE oluşma eğiliminin diğer numunelere göre daha az olduğu gözlenmiştir (Şekil 6.29).



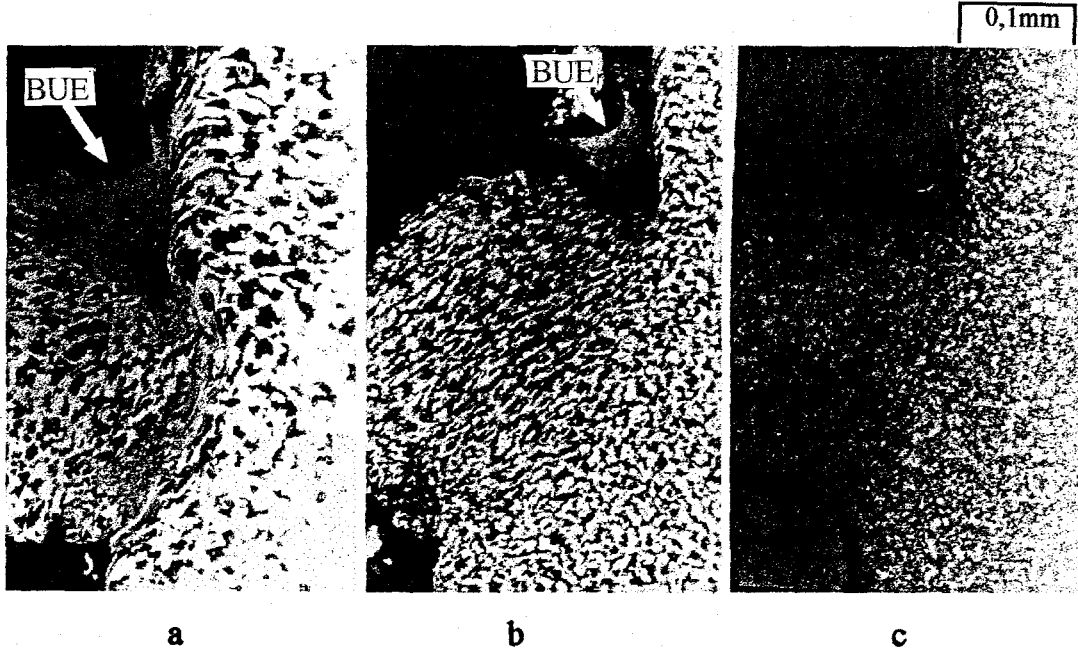
Şekil 6.26. Farklı kesme hızlarında % 25 MHO ve farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerde (SS725, NNS725, BS725) yüzey pürüzlülüğü



Şekil 6.27. Farklı kesme hızlarında % 45 MHO ve farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerde (SS745, NNS745, BS745) yüzey pürüzlülüğü



Şekil 6.28. Farklı kesme hızlarında ferrit+perlit mikroyapılı ve farklı morfolojiye sahip B, N, NN numunelerde yüzey pürüzlülüğü

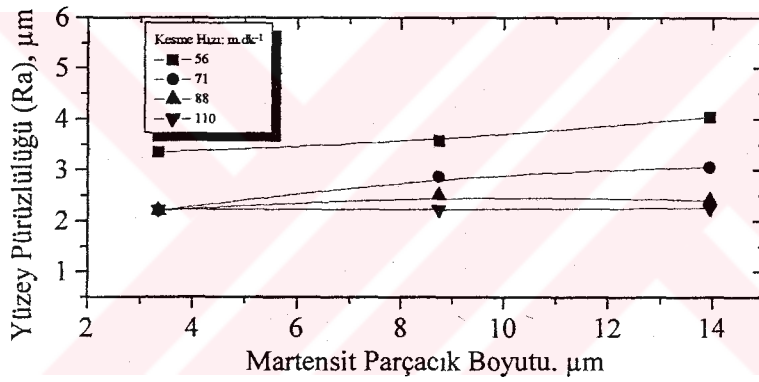


Şekil 6.29. % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerin 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızındaki talaş kökü morfolojileri a) BS725, b) NNS725, c) SS725

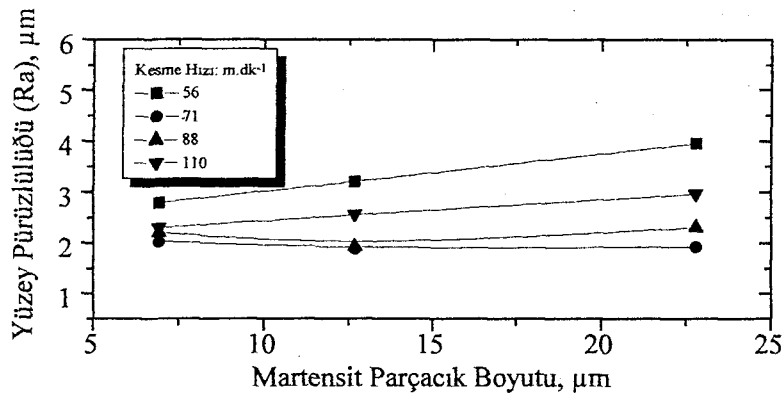
Diğer çift fazlı olmayan numunelerde yüzey pürüzlülüğü değeri NNS745 ve BS745 numunelerinde olduğu gibi 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızına kadar azalırken bu kesme hızının üzerindeki hızlarda ise arttığı gözlenmiştir (bkz. Şekil 6.27). Bununla beraber, bütün kesme hızlarında, B, N, ve NN numunelerinden en yüksek yüzey pürüzlülüğü değeri NN numunesi ve en düşük yüzey pürüzlülüğü değerini B numunesi sergilemiştir (bkz. Şekil 6.28). Bu sonucun muhtemel nedeni, numunelerin sahip oldukları makro sertlik değerlerinin farklı olmasından kaynaklanabilir. Sertliğin belirli oranlarda artması yüzey pürüzlülüğünü düşürmektedir [85,86,89]. Bu numuneler içinde en yüksek makro sertlik değerine sahip B numunesi (Şekil 6.1), bütün kesme hızlarında, en düşük yüzey pürüzlülüğü değerini sergilemiştir.

Martensit parçacık boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi incelendiğinde, martenzit parçacık boyutu ince olan SS numunelerinin bütün kesme hızlarında yüzey pürüzlülük değerlerinin daha düşük olduğu gözlenmiştir (Şekil 6.30, Şekil 6.31). Bunun nedeninin, bu numunelerde ki BUE oluşma eğiliminin daha

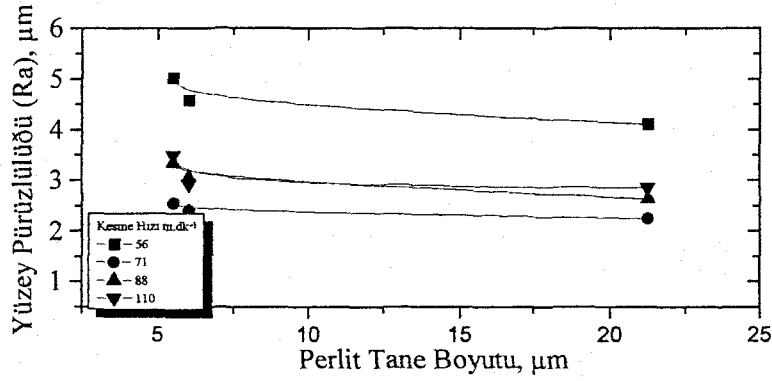
az olmasına atfedilmişti. Farklı MHO ve morfolojilere sahip çift fazlı numunelerin yüzey pürüzlülük değerinin diğer çift fazlı olmayan numunelere (Şekil 6.32) göre daha düşük çıkmasının nedeni $\alpha+P$ mikro yapıları numunelerdeki ferritin çift fazlı numunelerdeki ferrit gibi östenitten dönüşüm sırasında deformasyona maruz kalmamasından kaynaklanabilir. Çift fazlı olmayan numunelerdeki deforme olmamış daha yumuşak bir ferritik matris talaş kaldırma sırasında sünek yırtılmalara neden olarak yüzey pürüzlülük değerini artırabilir. Bu numunelerde iyi bir yüzey kalitesi açısından ideal kesme hızının bütün numunelerde 71 m.dk^{-1} 'nin üzerindeki hızlarda sağlandığı gözlenmiştir.



Şekil 6.30. Farklı kesme hızlarında ve % 25 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi



Şekil 6.31. Farklı kesme hızlarında ve % 45 MHO'nda martenzit parçacık boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

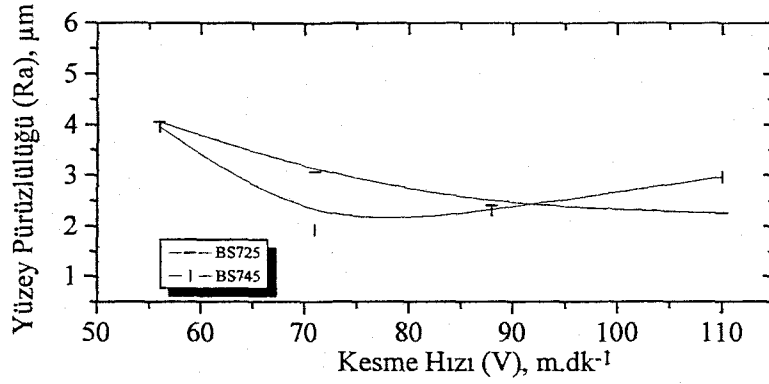


Şekil 6.32. Farklı kesme hızlarında perlit tane boyutunun yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

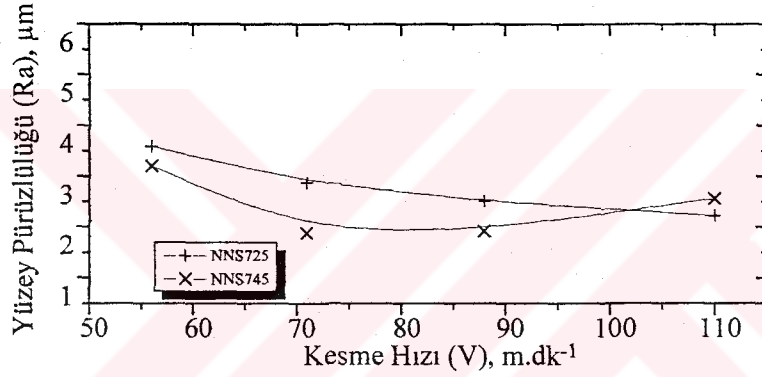
6.3.1.2. Farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

Farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip çift fazlı numunelerin yüzey pürüzlülüğü incelendiğinde MHO fazla olan numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerinin genel olarak düşük olduğu gözlenmiştir (Şekil 6.33-Şekil 6.35). Ancak BS (kaba) ve NNS (orta kaba) numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerinin 110 m.dk⁻¹'lık kesme hızında ters bir eğilim sergilemişlerdir (Şekil 6.34, Şekil 6.35).

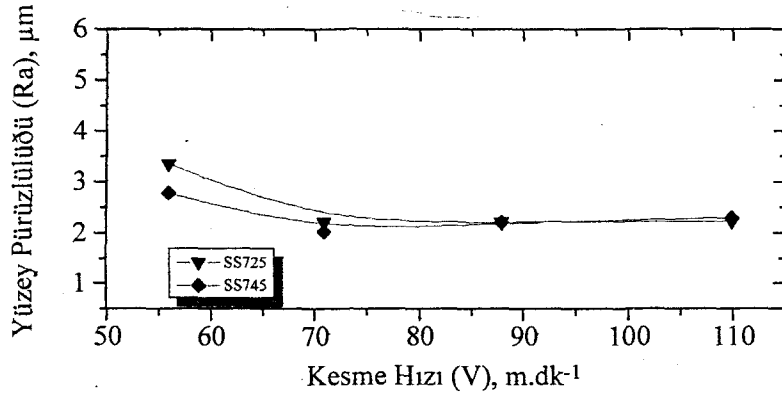
Genel olarak, benzer morfolojiye sahip MHO yüksek olan (%45) numunelerde yüzey pürüzlülük değerinin düşük çıkmasının nedeni bu numunelerin makro sertliklerinin MHO düşük olan (%25) çift fazlı numunelerden daha fazla olmasına atfedilebilir. Sertliğin, yüzey pürüzlülüğü kalitesini iyileştirici bir fonksiyonu bulunmaktadır [85,86,89]. % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerin belirtilen kesme hızı aralıklarında, yüzey kalitesinin daha iyi olmasının diğer bir nedeni de, daha önce belirtildiği gibi martenzit parçacıkları arası mesafenin % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerden daha az olmasından kaynaklanabilir (Çizelge 6.1).



Şekil 6.33. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü



Şekil 6.34. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip orta kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü



Şekil 6.35. Farklı kesme hızlarında ve farklı MHO'nda benzer morfolojiye sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde yüzey pürüzlülüğü

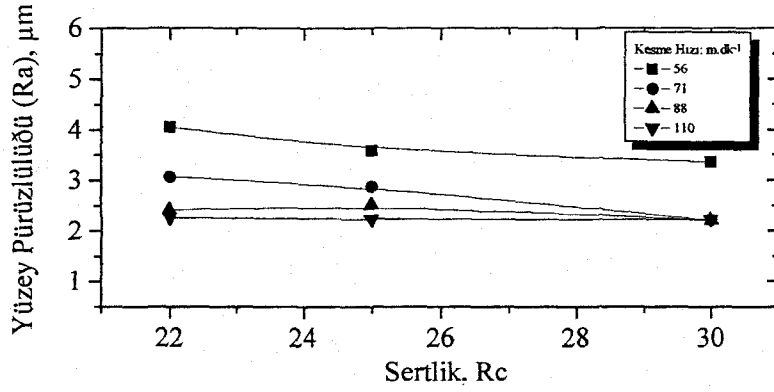
MHO artarken mertensit parçacıkları arası mesafe azalmaktadır (bkz. Şekil 6.2). Böylece ferritik matriste MHO' nın artması ile dislokasyon yoğunluğu da artmaktadır. Bunun sonucunda ferrit matrisin sünek yırtılması engellenmiş olabilir. Talaş kaldırma sırasında oluşacak sünek yırtılmanın yüzey pürüzlülüğü değerini artıracığı önceden belirtilmişti.

% 45 MHO' na sahip BS745 ve NNS745 numunelerinde 110 m.dk⁻¹'lık kesme hızında, yüzey pürüzlülük değerinin artırmasının nedeni bu numunelerdeki kaba martenzit boyutu ve dağılımının makro sertliği düşürmesinden kaynaklanabilir.

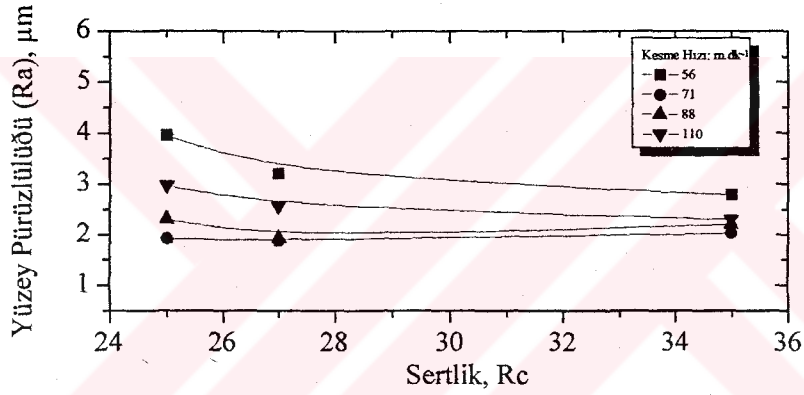
6.3.1.3. Sabit MHO' nda çift fazlı ve çift fazlı olmayan çeliklerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

Farklı MHO' larına sahip (% 25 ve % 45) çift fazlı ve α +P mikro yapıları çeliklerde değişen sertlik değerinin yüzey pürüzlülükleri üzerine etkileri Şekil 6.36- Şekil 6.38'de gösterilmiştir.

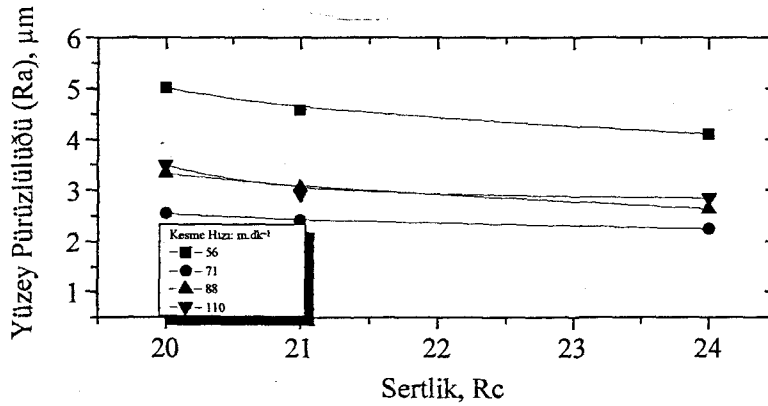
% 25 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde 56 ve 71 m.dk⁻¹'lık Kesme hızlarında, artan sertlikle beraber, yüzey pürüzlülükleri düşerken 88 ve 110 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarında artan sertlikleri ile beraber, yüzey pürüzlülüğünde çok fazla bir değişim gözlenmemiştir. Ancak 88 ve 110 m.dk⁻¹'lık kesme hızında sahip oldukları sertlik sınırları aralığında, en düşük yüzey pürüzlülük değeri sağlanmıştır (Şekil 6.36)



Şekil 6.36. Farklı kesme hızlarında % 25 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi



Şekil 6.37. Farklı kesme hızlarında % 45 MHO'na sahip çift fazlı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi



Şekil 6.38. Farklı kesme hızlarında ferrit+perlit mikro yapılı numunelerde sertliğin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi

% 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde (Şekil 6.37), en düşük kesme hızı olan 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızındaki yüksek yüzey pürüzlülük değerleri % 25 MHO' na sahip çift fazlı numunelerine benzerlik göstermiştir. Bunun muhtemel nedeni bu kesme hızında, ferritin yine sünek yırtılmasına ve düşük kesme hızlarındaki BUE oluşma eğilimine atfedilebilir. % 45 MHO' nda en düşük yüzey pürüzlülüğü değeri 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızında sağlanmıştır. Bu kesme hızından sonra yüzey pürüzlülüğü değeri artmıştır (Şekil 6.37). Bu kesme hızında, sahip oldukları sertlik sınırları aralığında, yüzey pürüzlülüğü hemen hemen sabit kalırken 88 ve 110 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarında artan sertlikle beraber, yüzey pürüzlülüğü çok az oranda düşmüştür .

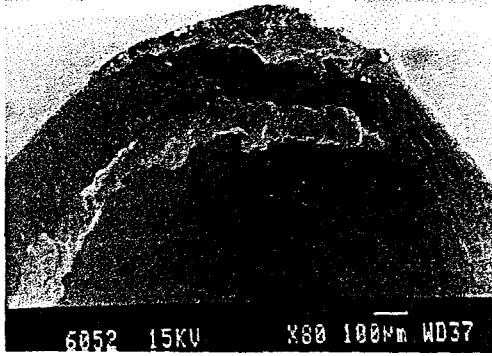
$\alpha + P$ mikro yapılı çeliklerin sahip oldukları sertlik sınırları aralığında yüzey pürüzlülük değerleri % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerinkine benzer bir özellik göstermiştir (Şekil 6.38). Ancak farklı MHO' larına sahip çift fazlı numunelerin sahip oldukları sertlik değerleri arasında yüzey pürüzlülük değerleri $\alpha + P$ mikro yapılı numunelerden daha düşük çıkmıştır. Sonuç olarak, farklı MHO' na sahip çift fazlı ve $\alpha+P$ mikro yapılı numunelerin sahip oldukları bütün sertlik değerleri için en düşük yüzey pürüzlülük değerleri, % 25 MHO' a sahip çift fazlı numuneler için 110 m.dk⁻¹ kesme hızında, % 45 MHO' a sahip çift fazlı ve $\alpha+P$ mikro yapılı numuneler için 71 m.dk⁻¹ kesme hızında sağlanmıştır.

6.4. Kesici Takımda Sıvanma (BUE) ve Aşınma Eğilimi

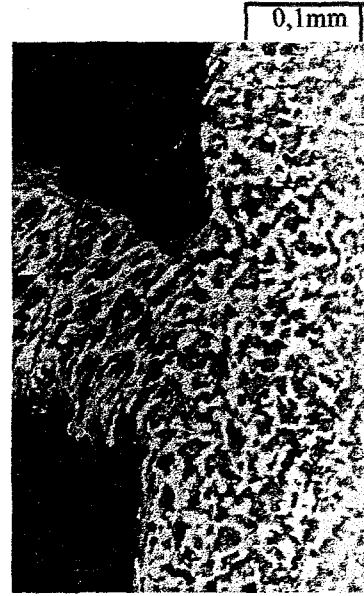
6.4.1. Ferrit + Perlit (α +P) mikro yapılı numunelerin farklı kesme hızlarında işlenmesi ile kesici takımdaki sıvanma (BUE) ve aşınma eğilimleri

Farklı MHO ve morfolojiye sahip çift fazlı ve α +P mikro yapılı numuneler, farklı kesme hızlarında işlendiğinde, BUE ve aşınma eğilimlerinin mikro yapıya bağlı olarak değişim gösterdiği gözlenmiştir. Genel olarak, bütün numuneler için kesme hızının artışı ile beraber sıvanma eğilimi azalmıştır. Bununla beraber, 110 m.dk⁻¹ kesme hızında, kaba mikroyapıya sahip BS725 ve BS745 çift fazlı numunelerin işlenmesinde kullanılan kesici uçlarda çentiklenme tipi (chipping) aşınma gözlenmiştir (Şekil 6.50.b, Şekil 6.52.b).

56 m.dk⁻¹ kesme hızında en fazla sıvanma (BUE) oluşma eğilimi, B numunesinde gözlenmiştir (Şekil 6.39.a.). BUE özellikle kesici uç radyusu çevresinde ve altındaki yüzeyde yoğunlaşmıştır. Bu bölgelere ilaveten talaş yüzeyinde, kesici uç radyusunun gerisinde de ciddi bir BUE oluşma eğiliminin mevcut olduğu görülebilir. Bu eğilim, talaş kökü incelemelerinde de kendisini açıkça göstermektedir (Şekil 6.39.b). Aynı numunelerde kesme hızının artması ile birlikte BUE oluşma eğilimi de azalmaktadır (Şekil 6.39 – Şekil 6.42). N ve NN numunelerinde de kesme hızın artışı ile beraber B numunelerindekine benzer BUE oluşma eğilimi gözlenmiştir. (Şekil 6.43 – Şekil 6.46).

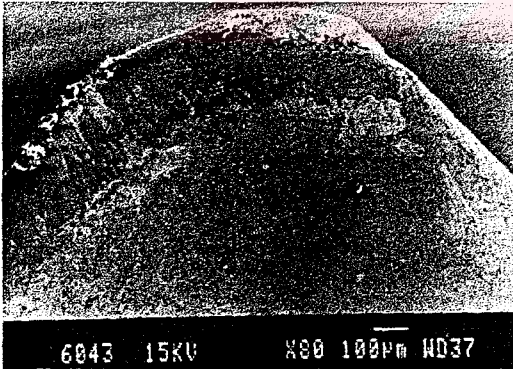


a

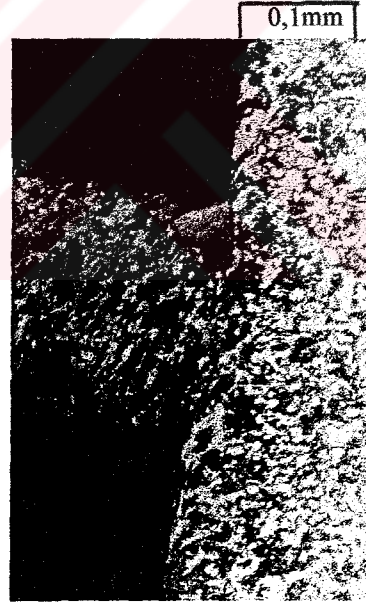


b

Şekil 6.39. 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b)

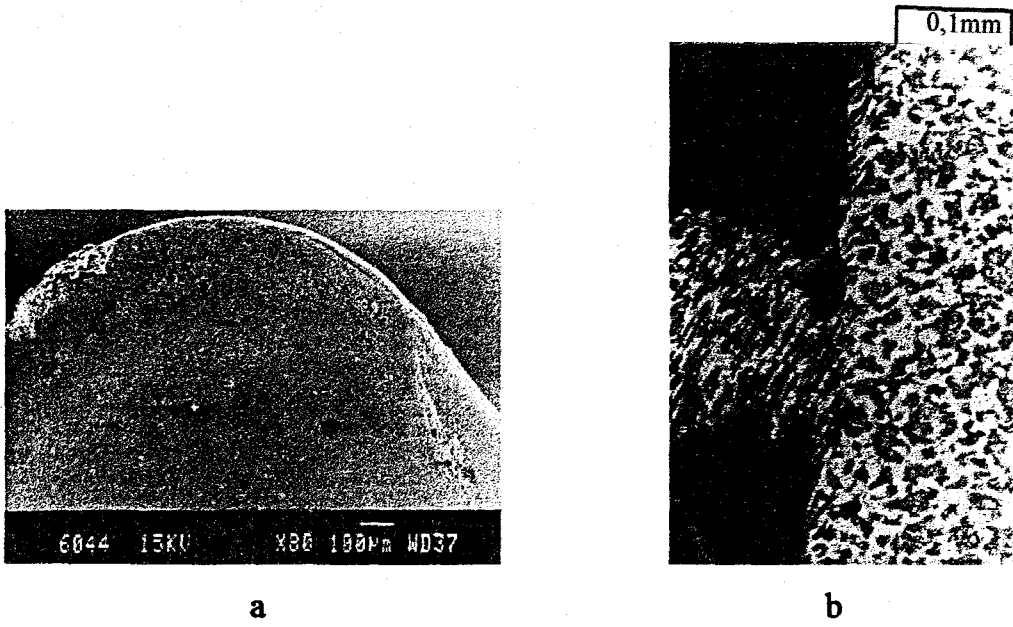


a

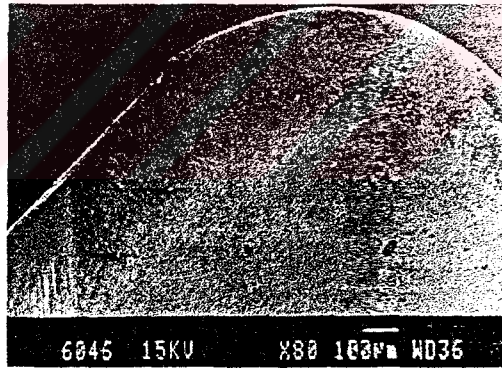


b

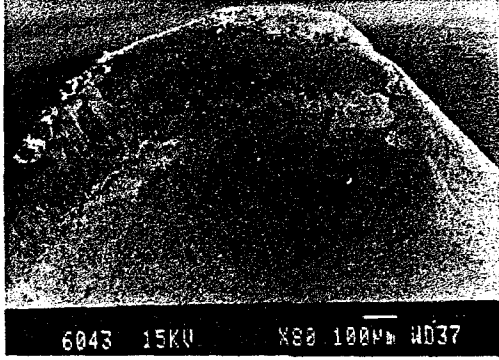
Şekil 6.40. 71 m.dk⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b)



Şekil 6.41. 88 m.dk⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve B numunesinde oluşan talaş kökü (b)



Şekil 6.42. 110 m.dk⁻¹ kesme hızında, B numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç

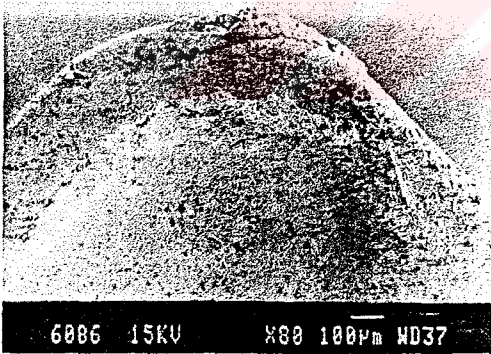


a



b

Şekil 6.43. 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b)

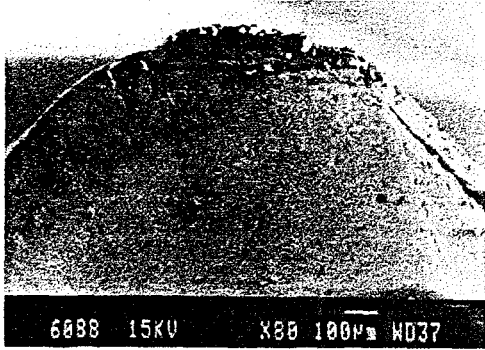


a

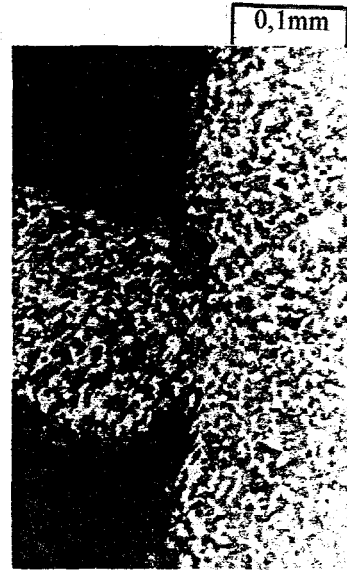


b

Şekil 6.44. 71 m.dk⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b)

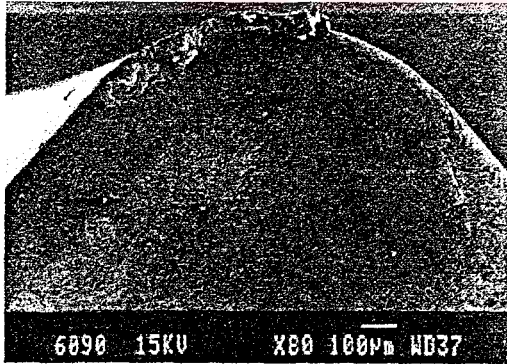


a

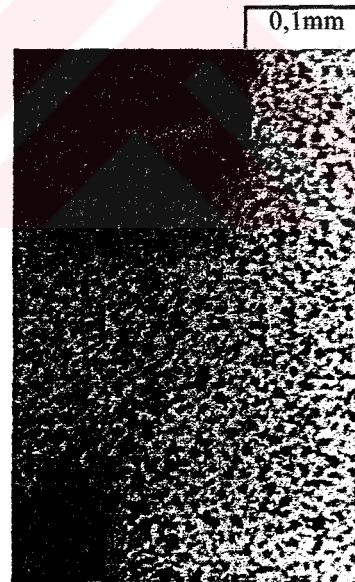


b

Şekil 6.45. 88 m.dk⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b)



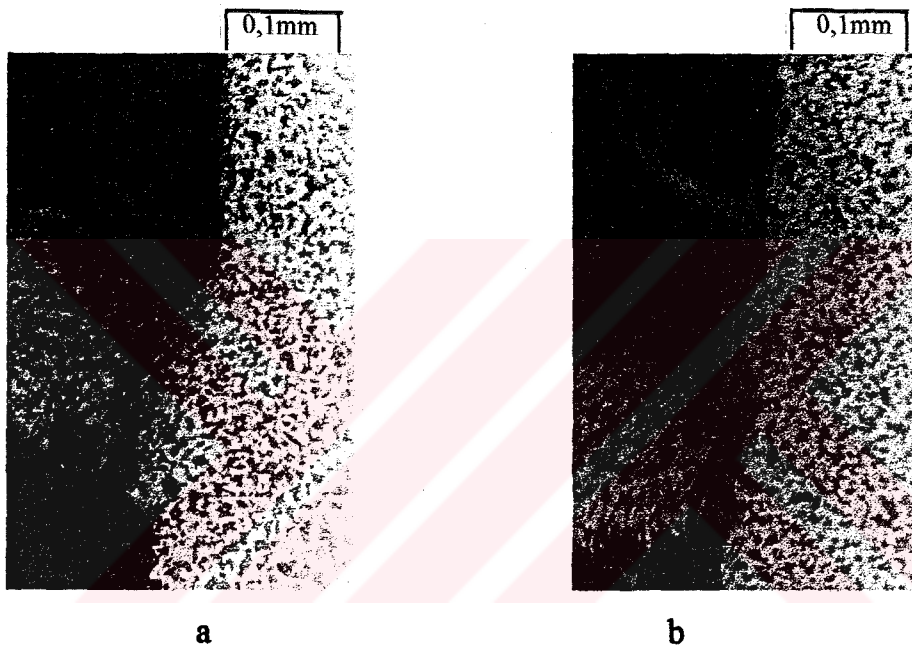
a



b

Şekil 6.46. 110 m.dk⁻¹ kesme hızında, N numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve N numunesinde oluşan talaş kökü (b)

NN numunelerinin talaş köklerine ait mikrograflar incelenecek olursa (Şekil 6.47), BUE oluşma eğiliminde ciddi bir azalma eğilimi görülmemektedir. Çift fazlı olmayan mikro yapıları $\alpha+P'$ den oluşan B, N ve NN numunelerinin makro sertlik değerleri bir birlerine oldukça yakındır ve bu numunelerin sertlik değerleri, çift fazlı yapılara sahip numunelerden daha düşüktür (Çizelge 4.1).



Şekil 6.47. 56 ve 71 m.dk⁻¹ kesme hızlarında NN numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 56 m.dk⁻¹, b. 71 m.dk⁻¹)

Sünek malzemelerin, düşük ve orta kesme hızlarında işlenmesi sırasında BUE oluşma eğilimi oldukça yüksektir. Bu sonuç literatürle aynı doğrultudadır [16]. BUE eğilimini engellemenin en kolay yolu, kesme hızını makul oranlarda artırarak kesici takım ile talaş arasında bir akma bölgesi (flow zone) oluşturmaktır [16,85]. Artan kesme hızlarıyla BUE oluşma eğilimindeki azalma bunu göstermektedir. Kaba martenzit parçacık dağılımına sahip çift fazlı çelikte 88 m.dk⁻¹'lık kesme hızında oluşan FZ daha belirgindir.

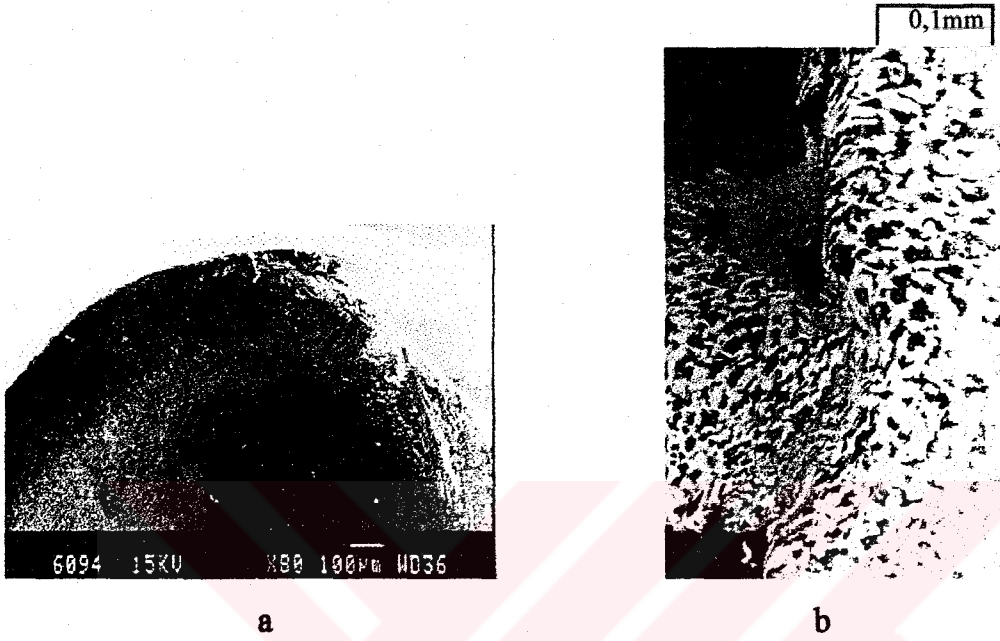
6.4.2. Farklı MHO ve morfolojiye sahip çift fazlı numunelerin farklı kesme hızlarında işlenmesi ile kesici takımındaki sıvanma (BUE) ve aşınma eğilimleri

Çift fazlı ve α +P mikroyapılı numunelerini işlenmesinde kullanılan kesici uç radyusu ve talaş kökü üzerinde BUE oluşma eğilimleri aynı kesme hızlarında birbirleri ile karşılaştırıldığında, çift fazlı yapıları işleyen kesici uçlar ve talaş kökleri üzerindeki BUE oluşma eğiliminin önemli oranda azaldığı gözlenmektedir. Örneğin çift fazlı BS725 numunesi 56 ve 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızında kesici uç radyusu etrafındaki BUE oluşma eğilimi (Şekil 6.48), aynı kesme hızındaki B,N ve NN numunelerinde oluşan BUE oluşma eğiliminden (Şekil 6.39, Şekil 6.43.a, Şekil 6.49, Şekil 6.56). oldukça düşük olduğu görülmektedir.

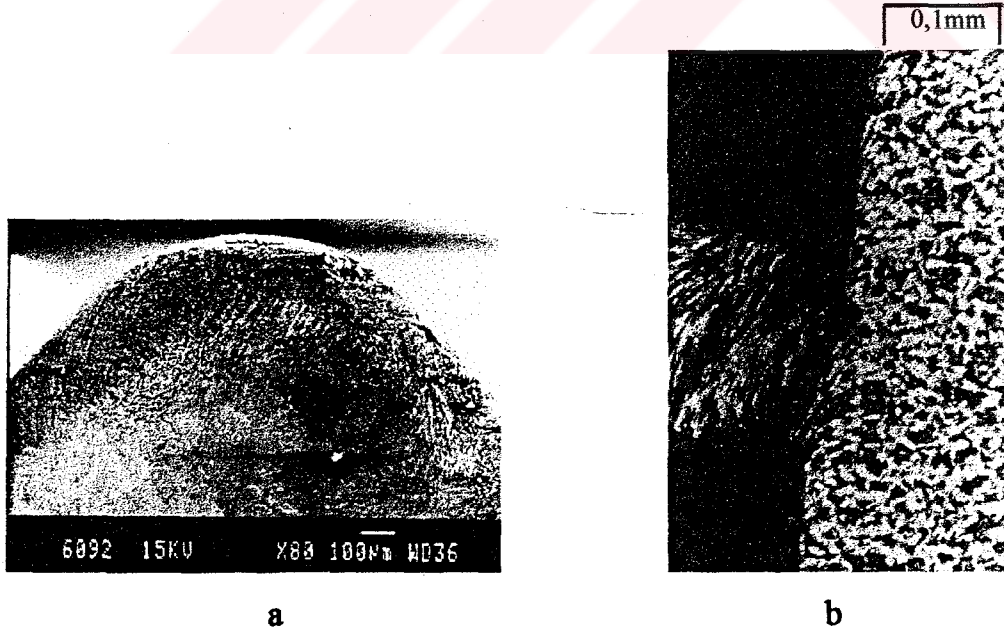
71 m.dk⁻¹'lık kesme hızlarının üzerindeki hızlarda BS725 numunesine ait kesici uç radyusu ve talaş kökü üzerindeki, BUE oluşma eğilimi tamamen ortadan kalkmaktadır. 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızında kesici uç ve talaş kökü üzerindeki BUE oluşma eğilimi ihmal edilecek kadar küçük boyutlara düşmekte (Şekil 6.49) ve bu iyileşme yüzey kalitesine de aynı şekilde yansımaktadır (bkz Şekil 6.32).

Çift fazlı numunelerde kesme hızının artışı ile beraber, farklı aşınma eğilimleri oluşmaya başlamıştır. Özellikle, kaba martenzit parçacık dağılımına sahip BS725 ve BS745 numunelerinin işlenmesinde kullanılan kesici uç kaplamasında cıtlama (centiklenme;chipping) şeklinde aşınma gözlenmiştir (Şekil 6.50). Bu sonuç kesici uç radyusu üzerinde oluşan mekanik yorulmalara atfedilebilir [16].

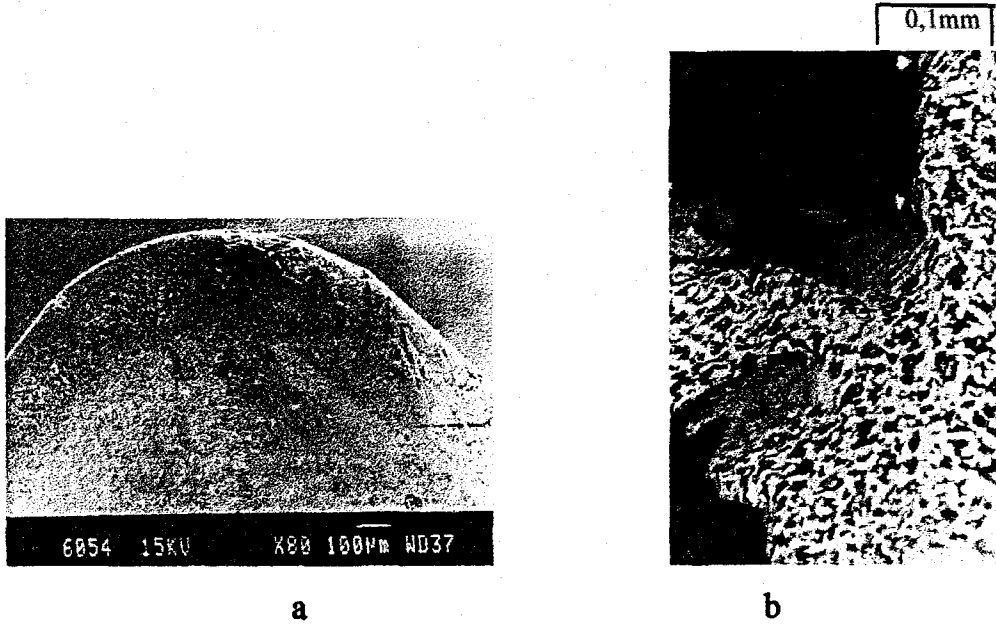
BS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uçlar incelendiğinde, bütün kesme hızları için çok küçük BUE oluşma eğilimlerine (Şekil 6.51) rastlanmakla beraber, BUE' lerin dengesiz bir yapıda olduğu görülmektedir.



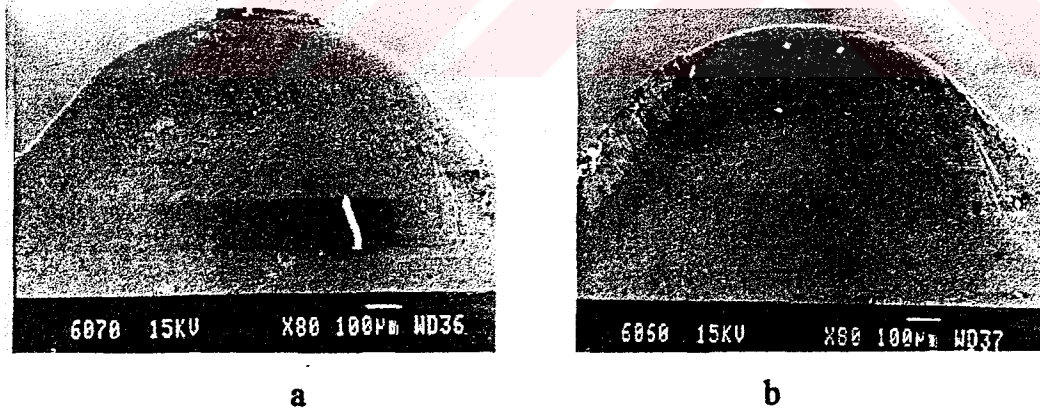
Şekil 6.48. 56 $m.dk^{-1}$ kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b)



Şekil 6.49. 71 $m.dk^{-1}$ kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b)



Şekil 6.50. 88 m.dk^{-1} kesme hızında, BS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve BS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b)



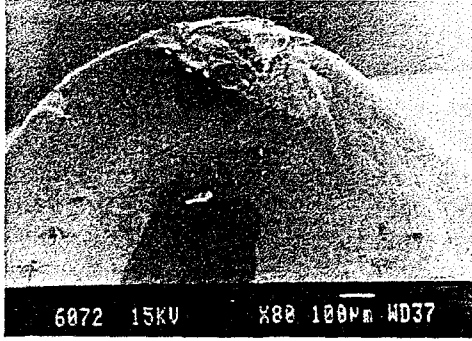
Şekil 6.51. 56 ve 71 m.dk^{-1} kesme hızlarında BS745 numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 56 m.dk^{-1} , b. 71 m.dk^{-1})



Şekil 6.52. 88 ve 110 m.dk⁻¹ kesme hızlarında BS745 numunelerinde oluşan talaş kökü (a. 88 m.dk⁻¹, b. 110 m.dk⁻¹)

NNS725 numunesinde 56 m.dk⁻¹ kesme hızında kesici uç üzerindeki BUE oluşma eğilimi B,N ve NN numunelerine ait kesici uçlar üzerindeki BUE oluşma eğilimleri ile karşılaştırıldığında, çift fazlı NNS725 numunesine ait kesici uçlar üzerindeki BUE oluşma eğiliminde çok fazla oranda azalmamakla beraber, uç radyusunun gerisinde oluşan BUE' nin ortadan kalktığı gözlenmiştir (Şekil 6.53, Şekil 6.54).

Kesme hızındaki artışla beraber BUE oluşma eğiliminde bir düşme olurken, dengesiz bir BUE yapısı oluşmaktadır (Şekil 6.55). 110 m.dk⁻¹'da kesici uç üzerinde görülen çok küçük çıtlamaların sebebi de bu dengesiz BUE oluşumu ile açıklanabilir. Dengesiz BUE parçacıkları uzaklaşırken beraberinde bir miktar takım malzemesini de uzaklaştırmaktadır [86,103].

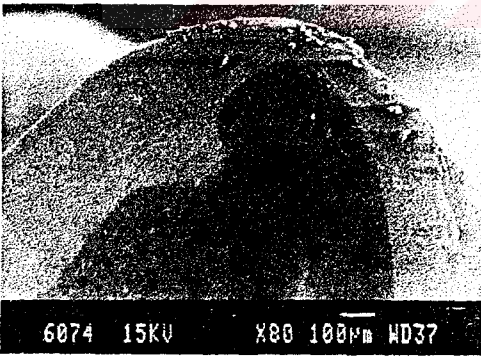


a

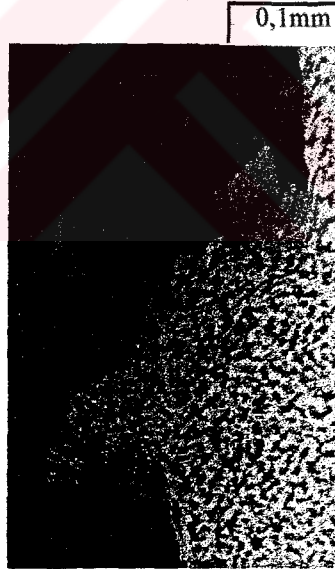


b

Şekil 6.53. 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, NNS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b)

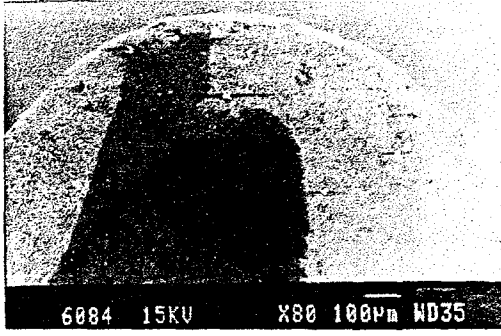


a

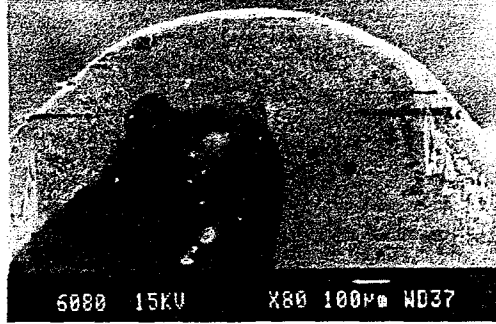


b

Şekil 6.54. 71 m.dk⁻¹ kesme hızında, NNS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS725 numunesinde oluşan talaş kökü (b)



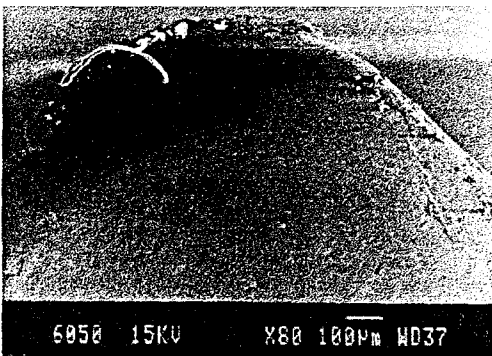
a



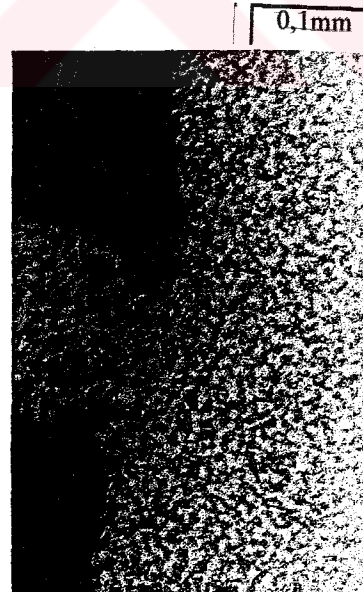
b

Şekil 6.55. 88 ve 110 m.dk⁻¹ kesme hızlarında, NNS725 numunelerinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a. 88 m.dk⁻¹, b. 110 m.dk⁻¹)

56 m.dk⁻¹ kesme hızında, NNS745 ve NNS725 numunelerine ait kesici uç üzerindeki BUE oluşma eğilimleri karşılaştırıldığında daha sert olan NNS745 numunesinde daha küçük bir BUE oluşma eğilimi görülmektedir (Şekil 6.56). Aynı numunede, artan kesme hızları ile birlikte BUE oluşma eğilimi tamamen ortadan kalkmaktadır.



a

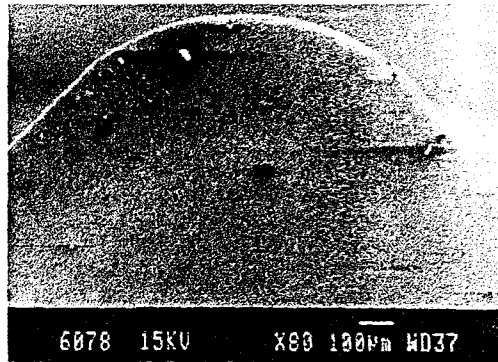


b

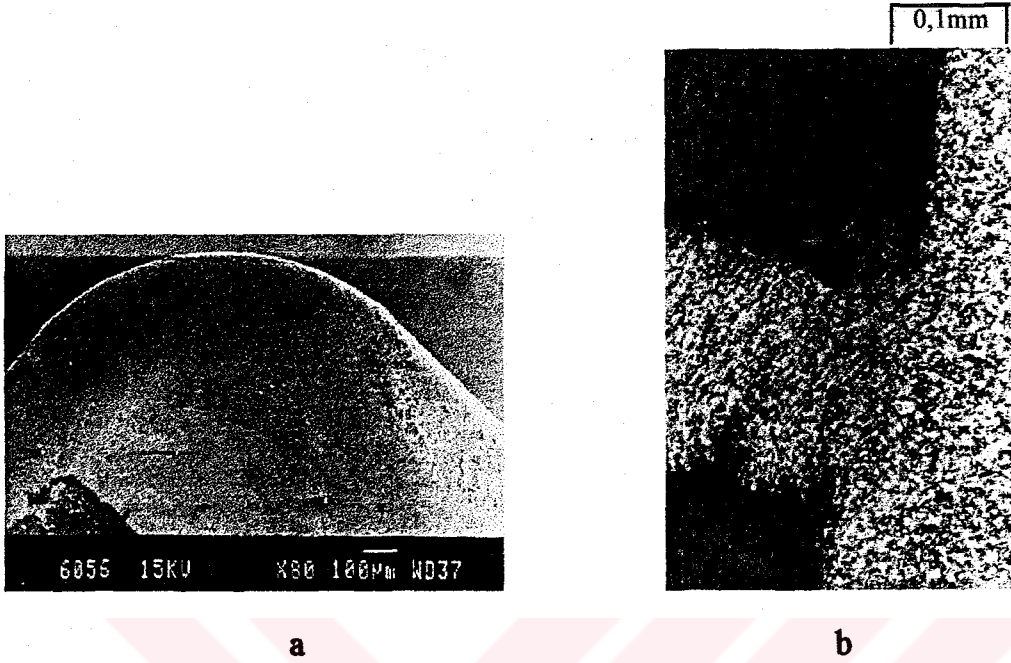
Şekil 6.56. 56 m.dk⁻¹ kesme hızında, NNS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve NNS745 numunesinde oluşan talaş kökü (b)

Genel olarak, çift fazlı numunelerin kesici uç üzerindeki BUE oluşma ve takım aşınması eğilimleri incelendiğinde, SS725 numunesinde bütün kesme hızlarında, BUE oluşma eğilimi gözlenmemekte ve bunun sonucunda düzensiz BUE' nin neden olabileceği çatlama eğilimleri de görülmemektedir (Şekil 6.58). Hiç kullanılmamış kesici ucun SEM fotoğrafı (Şekil 6.57) ile farklı kesme hızlarında kullanılan kesici uçların SEM fotoğrafları birbirleri ile karşılaştırıldığında, bu durum açıkça görülebilir. Aynı numunenin talaş kökü incelendiğinde plastik deformasyonun çok düşük olduğu ve ince taneli sert malzemelerden beklenen dilimli talaş oluşumu görülebilmektedir (Şekil 6.58.b).

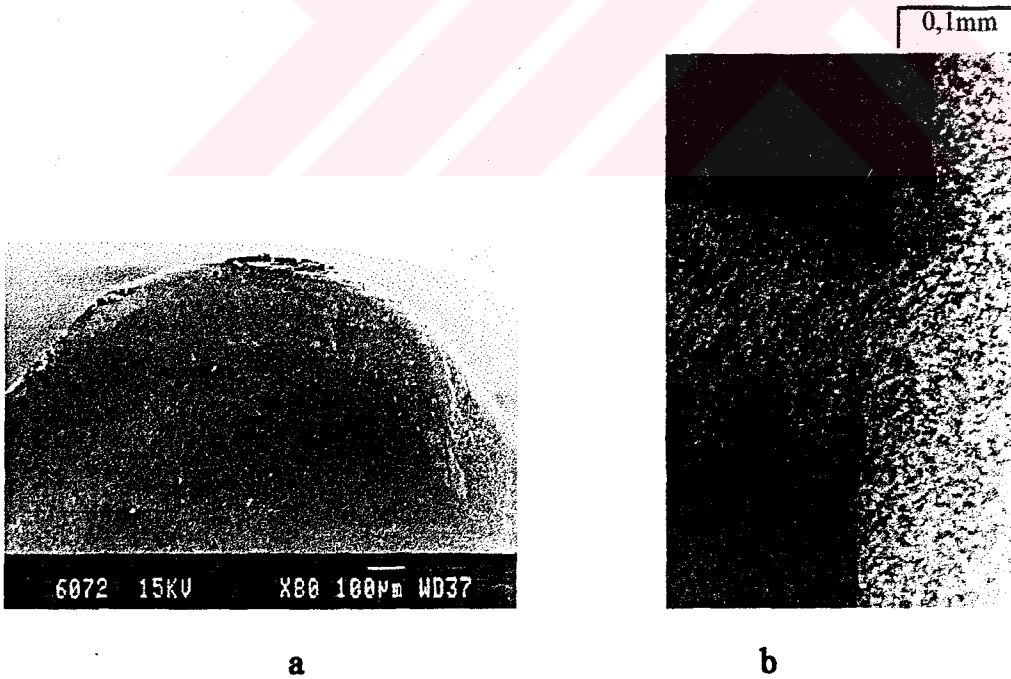
SS745 numunesine ait kesici uç üzerindeki aşınma davranış (Şekil 6.59.a), kullanılmamış uç (Şekil 6.57) ile karşılaştırıldığında çok önemli oranda bir aşınma problemi gözlenmemektedir. Ancak bu karşılaştırma, SS725 numunesi ile yapıldığında, SS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç radyusu üzerinde, mekanik yorulma çatlakları gözlenmektedir. Bu mekanik yorulmanın nedeni SS745 numunesinin (% 45 MHO – ince dağılımlı – 35 Rc sertliğine sahip) yüksek sertliğine atfedilebilir. Sertlik arttıkça mekanik yorulma eğilimi de artmaktadır [103].



Şekil 6.57. Kullanılmamış kesici uç



Şekil 6.58. 88 m.dk^{-1} kesme hızında, SS725 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve oluşan talaş kökü (b)



Şekil 6.59. 88 m.dk^{-1} kesme hızında, SS745 numunesinin işlenmesinde kullanılan kesici uç (a) ve oluşan talaş kökü (b)

Kesici takımındaki BUE oluşumunun, özellikle sünek malzemelerin düşük ve orta kesme hızlarında işlenmesi sırasında ortaya çıktığı bilinmektedir [94-96,99]. α +P mikro yapılı numunelerde ferrit matris içinde dağılmış bulunan perlit, α +M mikro yapılı çift fazlı numunelerdeki martenzitten daha yumuşaktır. Bunun yanında, α +P mikro yapılı çelikte talaşın deformasyonu esnasında ferritin dayanımı, pekleşme mekanizması ile artmaktadır. Bu durumda, ferrit ve perlit arasında, dayanım farklılığı azalmaktadır. Bu nedenle mikro boşlukların oluşumu gecikmekte ve böylece homojen bir deformasyon gerçekleştirilmiş olmaktadır. Böyle bir durumda, bu numuneler işlendiğinde mikro boşluk oluşumunun gecikmesi sonucu talaş kesme bölgesinde, devamlı olarak sünek yırtılmalara neden olacağından yüzeyin kalitesini de olumsuz yönde etkileyecektir [14]. Yüksek kesme hızlarında çift fazlı çeliklerin işlenmesinde kullanılan kesici takım ucunda çentiklenme gözlenmiştir (bkz Şekil 6.50.b ve Şekil 6.80.a). Bu durumun muhtemel nedeni, çift fazlı yapılar da bulunan sert martenzit parçacıklarının ve ikinci deformasyon bölgesinde yüksek kesme hızlarında meydana gelen akma bölgesinin (flow zone=FZ) aşındırma etkisi yapabileceği düşünülebilir. Talaş kaldırma sırasında ikinci deformasyon bölgesinde FZ, kesici uç-talaş arasındaki işlenen malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığı geçildiğinde meydana gelmektedir [85]. Bu sıcaklık, yapıda bulunan martenzitin dönüşüm sıcaklığının altında olması muhtemeldir. Böylece FZ' da bulunan martenzit parçacıklarının aşındırma etkisinin, FZ' dan dolayı kesici uç ve talaşın birbirine temas eden ara yüzey alanı artmasıyla beraber, çentiklenme aşındırmasına neden olabilir. Ancak MHO ve morfolojisinin optimize edilmesi, kesici uçta meydana gelebilecek, BUE ve aşınma eğilimlerini, SS725 numunelerinde görüldüğü gibi minimize edebilir. Kesici uçtaki aşınma ve BUE oluşma eğilimini minimize etmek için, mikro yapının optimize edilmesinin yanında uygun olan kesme hızlarının seçimi gerekmektedir.

α +P mikroyapılı numunelere (B,N) ait kesici uçlarda, düşük kesme hızlarında (56, 71 m.dk⁻¹), görülen sıvanma durumunun, daha önce de belirtildiği gibi bu kesme hızlarında; kesici ucun uyguladığı deformasyon oranı ve hızına bağlı olarak, ferritteki pekleşme sonucunda ferrit ve perlitin dayanım farkının azaltılmasından kaynaklanabilir [85,91]. Azalan dayanım farklılığı mikro boşluk oluşumunu geciktirmektedir. Talaşın aşırı deformasyonu ve kesici takım/talaş arasındaki sürtünmeden dolayı basınçlı kaynak nedeni ile BUE oluşmaktadır. Artan kesme hızıyla birlikte uygulanan deformasyon oranı ve hızının artması ile ferrit ve perlit arasındaki dayanım farkı artarak mikro boşluk oluşumu kolaylaşacaktır. Böyle bir durumda, daha kolay kaldırılan talaş kesici uca sıvanma olamadan uzaklaştırılabilecektir.

Perlit lamelleri arasındaki mesafesinin azalması perlitin dayanımının artırmakta ve buna paralel olarak ferrit ve perlit arasındaki dayanım farkı da artmaktadır. Ferrit ve perlitin dayanım farklarının artması sonucunda sıvanma oranının nispeten azalması beklenebilir. Normalizasyon işlemine tabi tutulan N numunesindeki, perlit lamelleri arası mesafesinin azaltılabileceği önceden belirtilmiştir. Bu durumda, yukarıda belirtildiği gibi ince perlitik N numunesine ait kesici uçtaki BUE oluşma eğiliminin, B numunesine göre azaldığı görülmüştür (Şekil 6.40.a. ve Şekil 6.46.a).

Çift fazlı yapıya sahip numunelerde, ferrit ve martenzit arasındaki büyük dayanım farklılığından dolayı sıvanma eğiliminin daha az olacağı sonucu çıkarılabilir. Çünkü yapıyı oluşturan ferrit ve martenzit arasında mevcut olan dayanım farkının yanı sıra, dönüşüm sırasında, ferritin hali hazırda pekleşmiş olması ve dışarıdan uygulanan kuvvetle beraber ferritten martenzite gerilim transferinin erken zamanlarda olması demektir. Gerilim transferi sırasında gerilimin ferrit/martenzit ara yüzeyinde yoğunlaşması sonucunda bu bölgede

mikro boşluk oluşumunun α +P mikro yapıli numunelere göre, daha fazla olması ve böylece, sıvanma eğilimini azaltması beklenebilir.

Çift fazlı numunelerde sıvanma eğilimi az olmakla beraber, yapısında bulunan sert martenzit parçacıklarının kesici ucun abrasiv aşınmasına neden olması beklenebilir.

Çift fazlı numunelerde aşınma ve sıvanma eğilimlerinin en aza düşürülmesi için, MHO ve morfolojisinin optimize edilmesi gerekmektedir. Çift fazlı numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, aşınma ve sıvanma eğilimi açısından en iyi özelliği veren numune 88 m.dk^{-1} kesme hızında, ince martenzit parçacık dağılımlı SS725 ve SS745 numuneleri olmuştur.

Çift fazlı çeliklerde martenzit parçacık boyutunun küçülmesinin ferrit/martenzit ara yüzey alanını artırarak mikro boşluk oluşumu için gerekli potansiyel alanını artırması beklenebilir. İnce martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı çeliklerde parçacıklar arasındaki mesafe azalacağından ferrit/martenzit ara yüzeyinde oluşacak mikro boşlukların kolay birleşmesi ve böylece talaşın kolay uzaklaştırılması sonucu aşınma ve sıvanma eğiliminin azalması beklenebilir. Şimdiki çalışmada martenzit parçacık boyutu büyüdükçe aşınma ve sıvanma eğiliminde artış gözlenmiştir.

7. SONUÇLAR

7.1. Kesme Kuvvetleri

1. Genel olarak, farklı kesme hızlarında çift fazlı numunelerin kesme kuvvetleri diğer $\alpha + P$ mikro yapılı numunelere göre düşük çıkmıştır. Kesme kuvvetleri % 25 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde 71 m.dk⁻¹'lık kesme hızına kadar, Ferrit + Perlit mikro yapılı numunelerde ise 88 m.dk⁻¹'lık kesme hızına kadar artarken, bu kesme hızlarından yüksek kesme hızlarında düşmüştür.

2. En düşük kesme hızında (56 m.dk⁻¹) , talaş kökündeki fazla BUE oluşma eğilimi, kesme kuvvetlerini düşürmüştür. Bu durum, ferrit + perlit mikro yapılı ve MHO % 25 olan numunelerde daha belirgindir. Artan kesme hızıyla birlikte BUE oluşma eğiliminin azalması kesme kuvvetlerini artırmıştır. Çok yüksek kesme hızlarında ise, BUE' nin yerini akma bölgesinin (FZ) alması ile, kesme kuvvetleri düşmüştür.

3. % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde ise kesme kuvvetleri, en düşük kesme hızı olan 56 m.dk⁻¹'lık kesme hızından itibaren artan kesme hızıyla düşmüştür. Bu sonuç Araki' nin çalışmasına benzerdir. Ancak bu çalışmadaki kesme kuvvetleri, talaş derinliğinin fazla ve boşluk açısının küçük olmasından dolayı, daha yüksek çıkmıştır.

4. Sabit MHO'nda ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerde kesme kuvvetleri orta kaba ve kaba martenzit parçacık dağılımlı numunelere göre daha düşük çıkmıştır. Bu durum % 45 MHO' na sahip numunelerde daha belirgindir.

5. Bütün kesme hızlarında düşük sertliğe ve % 25 MHO' na sahip ve ferrit + perlit mikro yapılı numunelerde sertliğin kesme kuvvetleri üzerine önemli oranda bir etkisi görülmezken sertliği daha yüksek olan % 45 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde morfolojisine bağlı olarak kesme kuvvetleri önemli oranda düşmüştür. En düşük kesme kuvvetlerini ince martenzit parçacık dağılımı ~ 34 Rc sertliğine sahip çift fazlı numuneler, 88 m.dk⁻¹ lık kesme hızında sergilemişlerdir.

7.2. Yüzey Pürüzlülüğü

1. Çift fazlı ve Ferrit+Perlit mikro yapılı numunelerde, kesme hızının artışıyla birlikte yüzey pürüzlülük değeri düşmüştür. Bununla beraber, çift fazlı numuneler bütün kesme hızlarında Ferrit+Perlit mikro yapılı numunelere göre daha düşük yüzey pürüzlülüğü değerleri sergilemiştir..

2. % 25 MHO' na sahip çift fazlı numunelerde en düşük yüzey pürüzlülüğü 110 m.dk⁻¹ da gözlenirken, % 45 MHO' na sahip çift fazlı ve ferrit + perlit mikro yapılı numunelerde ise 71 m.dk⁻¹ lık kesme hızında gözlenmiştir.

3. Çift fazlı numunelerde, martenzit parçacık dağılımı incelirken, yüzey pürüzlülüğü düşmüştür. Ancak çift fazlı olmayan numunelerde bu durumun tersi gözlenmiştir.

4. Farklı MHO ancak benzer morfolojiye sahip çift fazlı numunelerde MHO artarken hemen hemen bütün kesme hızlarında yüzey pürüzlülüğü değeri azalmıştır. Ancak 110 m.dk⁻¹ kesme hızında, orta kaba ve kaba mikro yapıya sahip çift fazlı numunelerde MHO arttıkça ters bir eğilim gözlenmiştir.

5. BUE oluşma eğilimi yüzey pürüzlülüğü değerini artırmıştır. BUE oluşma eğilimi % 25 ve 45 MHO'larına sahip ince martenzit parçacık dağılımlı SS725 ve SS745 numunelerinde, 88 m.dk⁻¹ 'lık kesme hızında ortadan kalkmıştır..

6. Genel olarak bütün numunlere de sertliğin artışı yüzey pürüzlülüğünü olumlu olarak etkilemiştir.

7.3. Kesici Uçta Aşınma ve Sıvanma Eğilimleri

1. Düşük kesme hızlarında Ferrit+Perlit mikro yapılı numunelerin işlenmesinde kullanılan kesici ucta sıvanma eğiliminin fazla olduğu ve kesme hızında artışla birlikte bu eğilimin ortadan kalktığı gözlenmiştir. Artan kesme hızıyla birlikte kesici uçlar üzerinde oluşan sıvanma eğilimdeki talaş kökü incelemelerinde de aynen gözlenmiştir.

2. Düşük kesme hızlarında, kesici uçlar üzerinde oluşan sıvanma eğiliminin oluşması, kesme kuvvetlerini düşürürken yüzey pürüzlülüğünü artırmıştır.

3. Kaba martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunlerin işlenmesinde kullanılan sırasında kesici uçlar üzerinde çentiklenme tipi (chipping) aşınma gözlenmiştir.

4. Farklı MHO'na sahip ince martenzit parçacık dağılımlı çift fazlı numunelerin işlenmesinde kullanılan kesici uçlar üzerinde, 88 m.^{dk-1} 'lık kesme hızlarında aşınma ve sıvanma eğilimi gözlenmemiştir.

KAYNAKLAR

1. Davies, R.G., 1979, On Ductility of Dual Phase Steel, **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, Ed. by Davenport A.T., AIME, s:25-40, New York
2. Rashid, M.S., 1979, Relationship Between Steel Microstructure and Formability, **Formable HSLA and Dual-Phase Steels** Ed. by Davenport A.T., AIME, s.1-24, New York
3. Koo, J.Y. and Thomas, G., 1979, Design of Dublex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications, **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, Ed. by Davenport A.T., AIME, s.40-58, New York
4. Lawson, R.D., Matlock, D.K. and Krauss G., 1981, The Effect of Microstructure on The Deformation Behaviour and Mechanical Properties of Dual Phase Steels, **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, Ed. by Bramfit B.L., AIME, s.347-81, New York
5. Hansen, S.S. and Pradhan R.R., 1981, Structure-Property Relationships and Continous Yielding Behavior in Dual-Phase Steels, **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, Ed. by Bramfit B.L., AIME, s.113-14, New York
6. Davies, R.G., 1978, Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels, **Met. Trans.**, Cilt 9A, s.671-679
7. Davies, R.G., 1979, Early Stages of Yielding and Strain aging of Vanadium Containing Dual-Phase Steels, **Met. Trans.**, Cilt 10 A, s.1549-1553
8. Cai, X. L., Feng, J. And Owen W.S., 1980, The Dependence of Some Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Steel on Its Microstructure **Met. Trans.**, Cilt 11A, s.1683-89
9. Rigsbee, J.M., and Vander Arend P.J, 1979, Laboratory Studies of Microstructures and Structure Property Relationship in Dual-Phase Steels **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, Ed. By Davenport A.T., AIME, Newyork, s.56-85

10. Narasimha, R., Bangaru, V., and Sachadev A.K., 1979, Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Retained Austenite in an Intercritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel , **Met. Trans.**, Cilt 13A, s.1899-1906
11. Magee, C.I., and Davies R.G., 1972, On the Volume Expansion Accompanying The FCC and BCC Transformation in Ferrous Alloys, **Acta Met.**, Cilt 20, s.1031-1043
12. Tither, G., and Lavite, M, 1975, Beneficial Stress-Strain Behaviour Of Moly- Colombium Steel Line Pipe, **J. Metal**, Cilt 27, s.15-23, ,
13. Kim, C. and Rashid, M.S., 1984, Dual Phase Steel Show Improved Machinability, **Automotive Engineering**, Cilt 92, s.53-58,
14. Toru, A., Yamamoto, S. and Nakajima, H., 1985, Improvement of Chipdisposability of Ferritic Steels by Containing Martensitic Microstructures , **Proceedings of the International Conference on High Productivity Machining, Materials and Processing**, New Orleans, Lousiana s.7-9 May
15. Korkut, I., 1993, Torna Tezghasında Strain-Gage ile Ölçüm Yapan Bilgisayar Bağlantılı Dinamometre Tasarımı ve İmalatı, **Doktora Tezi**, G.Ü.Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara
16. A Practical Handbook , 1997, **Modern Metal Cutting** , Sandvik Coromant, Sweden
17. Erdoğan M., 1994, Bauschinger and Tensile Properties of Dual Phase Steels, **Doktora Tezi**, UMIST, Manchester,
18. Demir B., 1997, Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, **Yüksek Lisans Tezi**, G.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara
19. Finn, M.E., Beaudoin, G.A., and Nishizaki, R.M., 1987, Influence of Steel Matrix on The Machinability of High Carbon Steel in Automatic Machining, in **Strategies for Automation of Machining Proceeding of International Conference**, Orlando, Florida, USA 5-7 May

20. Krauss, G., 1989, **Steels Heat Treatment and Processing Principles**, USA
21. Oxley, P.L.B., 1989, **The Mechanics of Machining-An Analytical Approach to Assessing Machinability**, Ellis Horwood Limited, England
22. Mills, B. and Redford, A.H., 1983, **Machinability of Engineering Materials**, Applied Science Publishers Ltd, U.K
23. Garcia, C.I., and De Ardo, A.J., 1981, Formation of Austenite in 1,5 Pct Mn Steels, **Met. Trans.**, vol:12A, p: 521-530
24. Jeong, W.C., Kim, C.H., 1985, Formation of Austenite from a Ferrite - Pearlite Microstructure during Intercritical Annealing, **Journal of Materials Science**, vol:20, p:4392-4398
25. Priestner, R., Ajmal, M., 1987, Effect of Carbon Content and Mikroalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steel, **Materials Science Technology**, vol: 3, p: 360-364, May
26. Priestner, R., 1987, Effect of Austenite Dispersion and Plastic Deformation on Phase Transformation in Dual-Phase Steel, **Department of Metallurgy and Materials Science University of Manchester/UMIST**, Grosvenor Street, Manchester M1 7HS, U.K.
27. Priestner R., and Ajmal, M., 1987, Thermomechanically Processed Dual-Phase Steel, **Department of Metallurgy and Materials Science University of Manchester/UMIST**, Grosvenor Street, Manchester M1 7HS, U.K.
28. Davies, R.G., 1978, The Deformation Behaviour of a Vanadium - Strengthened Dual-Phase Steel, **Metallurgical Transactions**, vol:9A, p:41-52
29. Rashid, M.S., 1976, GM 980X-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability, **SAE, Preprint 760206**
30. Kunio, T., Shimizo, M., Yamuda, K., and Suzuki H., 1975, An Effect of The Second Phase Morphology on The Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels, **Engineering Fracture Mechanics**, vol:7., p:411-43

31. Araki, K., Fukunaka, S., and Uchida, K., 1977, Development of Continuously Annealed High Strength Cold Rolled Sheet Steels, **Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan**, vol:17, p:701
32. Baucher, J.H., and Hamburg, E.G., 1977, High Strength Formable Sheet Steel, **SAE Preprint**, p:701
33. Hayami, S., Furkawa, T., 1975, A family of High Strength Cold Rolled Steels. Microalloying, **Union Carbide**, p:78
34. Matsuda, S. Okamura, Y., 1974, Microstructural and Kinetics Studies of Reverse Transformation in Low-Carbon, Low Alloy Steels, **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, vol:63(3), p:363
35. Karlson, B., 1972, Transformation Kinetics for the formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Structure, **Z. Metallkunde**, vol:63(3), p:363
36. Gondo, H., 1976, Method of Producing a Cold Rolled Sheet Steel Having Excellent Press-Formability, **United States Patent**, #495, 894
37. Morrow J., Tither G., 1978, Molybdenum in Intercritically Annealed Dual-Phase Steel, **Journal of Materials**, vol: 30(3), p: 16-19
38. Thompson, S.W., Fan, G.S., and Howell, S.R., 1984, Nucleation of Austenite during Intercritical Annealing of a Commercial Low - Alloy Steel, **Proceedings of an International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys**, Ed. Marder A.R. and Goldstern J.I. AIME, New York
39. Speich, G.R., and Szirmai, A., 1969, Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates, **TMS-AIME**, vol: 245, s:1063-1075
40. Hillert, M, Nilson, K, and Torndahl, L.E., 1971. Effect of Alloying Elements on The Formation of Austenite and Dissolution of Cementite, **Journal of The Iron and Steel Institute**, Cilt: 209, s: 49 Jan.
41. Jeong, Yi, J., Kim, I.S., and Choi, H.S., 1985, Austenitization during Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel, **Metallurgical Transactions A**, Cilt:16A, s:1237-1245

42. Yong, D.Z., Brown, E.L., Matlock D.K., and Krauss, G., 1985, The Formation of Austenite at Low Intercritical Annealing Temperatures in a Normalized 0,08 C, 1,4 Mn - 0,21 Si Steel, **Met. Trans.**, vol: 8A, p: 1523-1526
43. Speich, G.R., Demarest S:A., and Miller R.L., 1981, Formation of Austenite during Intercritical Annealing of Dual - Phase Steels, **Met. Trans. A**, vol:12A, p:1419-1428
44. Hultgren, A.H., 1947, **Trans. ASM**, vol: 39, p: 915-989
45. Estay S., Li Chengji, and Purdy G. R., 1984, Carbide Dissolution and Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Fe-C-Mn Dual Phase Steels, **Canadian Metallurgical Quarterly**, vol:23, No.1, p:121-130
46. Kumar A.N., 1991, Basu S.N., Manganese Partitioning and Dual-Phase Characteristic in a Microalloyed Steel, **Journal of Materials Science**, vol: 26, p: 2089-2092
47. Wycliffe S:A., Purdy G.R., and Embury J.D., 1981, Growth of Austenite in Intercritical Annealing of Fe-C-Mn Dual Phase Steels, **Canadian Metallurgical Quarterly**, vol: 20, No.3, p:339-350
48. Jeong, W.C. and Kim, C.H., 1985, Ferrite Growth on Cooling Annealing in a Dual Phase Steel, **Scripta Metallurgica**, vol:19, p:37-42
49. Kim N.J., and Thomas G., 1981, Effects of Morphology on the Mechanical Behavior of a Dual Phase Fe/2Si/0.1C Steel, **Metallurgical Transactions A**, vol:12A, p:483-489, March
50. Priestner R., 1990, Controlled Dual Phase Steel, **Manchester Materials Science Centre**, Grosvenor Street, Manchester M1 7HS, vol:7, No.1
51. Crooks, M.J., Garrett-Reed A.J., Vander Sande J.B., and Owen W.S., 1981, **Metall. Trans.**, vol:12A, p:1999
52. Davies, R.G., 1978, The Deformation Behavior of a Vanadium Strengthened Dual-Phase Steel, **Metall. Trans.**, vol: 9A, p: 42-51

53. Vander Arend, S.J., 1977, The Production of GM 980X Properties in HSLA Steels, **Republic Steel Research Publication PR 12**, p: 54-76
54. Messien J., Herman J.C., and Gréday T., Critical Cooling Rate to Obtain Dual-Phase Microstructures in Low-Carbon Steels, **Centre de Recherches Métallurgiques**, Liège, Belgium.
55. Mould, S.R., and Skena, C.C., 1977, Structure and Properties of Cold Rolled Ferrite Phase Martensite (Dual-Phase) Steels Sheets, **Formable HSLA and Dual Phase Steels**, ed. by A.T. Davenport, AIME, p: 183-203
56. Matsumura, N. and Tokizane, M., 1984 Mikrostructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Produced by Intercritical Annealing of Lath Martensite, **Transactions ISIJ**, vol: 24, p:648-654
57. Mondal D.K., and Dey R.M., 1992, Effect of Grain Size on the Mikrostructure and Mechanical Properties of a C-Mn-V Dual-Phase Steel, **Mat.Sci. and Eng.**, vol: A149, p: 173-181
58. Huppi G.S., Matlock D.K., and Krauss G., 1980, An Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures, **Scripta Metallurgica**, vol: 14, p: 1239-1243
59. Giordano L., Mutteazzi S., Tiziani A. And Zambon A., 1991, Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment, **Mat. Sci. And Eng.**, vol:A/31, p: 215-219
60. Long Q.Y., Tseng D., and Tangri K., 1987, Retained Austenite in Intercritically Annealed HSLA Steel, **Metallography**, vol:20, p:61-73
61. Thelning K.E., 1984, Çelik ve Isıl İşlemi, **Bofors El Kitabı**, Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul
62. Matlock D.K., Krauss, G., Ramos, L.F., and Huppi G.S., 1979, A Correlation of Processing Variables with Deformation of Dual-Phase Steels, **Structures and Properties of Dual-Phase steels**, Ed, by R.A. Kot and J.W. Morris, p:62-89
63. Marder, A.R., 1981, The effect of Heat Treatment of the Properties-Structure of Molybdenum and Vanadium Dual Phase Steels, **Met Trans.**, vol: 12A, p:1569-1579, September

64. Giordano, L., Muteezzai, P., Tiziani A., and Zambon, A., 1991, Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment, **Mat. Sci. and Eng.**, A/31, p:215-219
65. Geip M.D., Matlock D.K., and Krauss G., 1980, The Effect of Intercritical Temperature on The Structure of Niobium Micro Alloyed Dual- Phase Steel, **Met. Trans.**, vol: 11A, p:1683-1689 Oct.
66. Sarwar, and Priestner, R., 1996, Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile of Dual-Phase Steel, **Journal of Mat. Sci.**, vol: 31, p: 2091-2095
67. Nakaoka, K., Araki, K. and Kurihara, K., 1977, Strength, Ductility and Aging Properties of Continously Annealed Dual-Phase High-Strength Sheet Steels, in **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, ed. by A.T. Davenport, AIME, p: 128
68. Çimenoglu, H., and Kayalı, E. S., 1990, Yield Effects in As-Quenched Dual-Phase Steels, **Scripta Metallurgica et Materialia**, vol:24, p: 2437-2442
69. Speich, G.R., 1981, Physical Metallurgy of Dual-Phase Steel, in **Fundamentals of Dual-Phase Steels**, ed. by R.A. Kot and B.L. Bramfitt, AIME, p: 3-45
70. Speich, G.R., and Miller R.L., 1979, Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, ed. by R.A. Kott and J.W. Morris, AIME, p: 145-182
71. Tamura, I., Tomata, Y, Akao, A., Yamaoha, Y., Ozawa, M., and Kanotoni, S., 1973, On The Strength and Ductility of Two-Phase Iron Alloys, **Trans. Iron and Steel Inst. Japan**, vol: 13, p: 283-292
72. Huang-Chuan Chen, Gwo-Hwa Cheng, 1989, Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual-Phase Steels, **Journal of Materials Science**, vol:24, p:1991-1994
73. Baucher, J.H., and Hamburg, E.E., 1977, High Strength Formable Sheet Steel, **SEA Preprint**, s: 730-731

74. Ramos, L.F., Matlock, D.K., and Krauss, G., 1979, On The Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels, **Met. Trans.**, vol:10A, p: 259-261
75. Tomita, Y., 1990, Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase, **Journal of Mat. Sci.**, vol:25, p: 179-184
76. Paruz, H., and Edmants, D.S, 1983, The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel, **Mat. Sci. and Eng.**, vol: 132, p: 67-74
77. Cribb, W.R., and Rigsbee, J. M., 1979, Work Hardening Behavior and Its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, AIME, by R.A., Kot, J.W., Morris, p: 91-117
78. Thomas, G., and Koo, J.Y., 1977, Developments in Strong Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels, in **Fundamental of Dual-Phase Steels**, Ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, p: 183-209
79. Davies, R.G., and Magee, C.L., 1979, Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels, **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, Ed. by R.A.Kot and J.W.Morris, AIME, p: 1-19
80. Huppi G.S., 1979, Dual-Phase Microalloyed Steel: Temperature and Cooling Rate Effects, **MA.Thesis**, Colorado
81. Davies R.G., 1977, On The Ductility of Dual-Phase Steels, **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, Ed. by Davenport, AIME, p:25-39
82. Marder, A.R., 1977, Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Alloys, **Research Department Bethlehem Steel Corp.**, Bethlehem, PA 18015, p:87-98
83. Davies, R.G., 1979, Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual-Phase Steels, **Met. Trans.**, vol: 10A, p:113-118

84. Eldis, G.T., 1979, Influence of Microstructure and Testing Procedure on The Measured Mechanical Properties of Heat-Treated Dual-Phase Steels, **Structures and Properties of Dual-Phase Steels**, ed. by R.A. Kott and J.W. Morris, s: 202-220. AIME
85. Trent, E.M., 1984, **Metal Cutting**, Tanner, Ltd., London
86. Material-Removal Process and Machine Tools, **Mark Standard Handbook for Mechanical Engineers**, 9thed. New York, Mc Graw Hill, s:48
87. Mendi, F., 1996, **Takım Tezgahları Teori ve Hesaplamaları**, Ankara
88. Şeker, U., 1997, Kesme Kuvvetleri ve Takım Tasarımı, **Ders Notları**, Gazi Ü., Ankara
89. Boothroyd, G., 1977, **Fundamentals of Metal Machining and Machine Tools**, Singapore
90. Lissaman, A.J., Martin, S.J., 1982, **Principles of Engineering Production**, Hong Kong
91. Metals Handbook, 1989, Machining of Carbon and Alloy Steels, **Machining**, ASM, 9thed.vol:16, s:666-681
92. Bhattacharya, D., 1977, Machinability of Steel, **Journal of Metals**, March
93. Metals Handbook, Machining Characteristics of Steels, Properties and Selection: **Irons and Steels**, ASM, 9th ed., s:1
94. Araki, T., Yamamoto, S., 1979, An Evaluation of Machinability of Low Alloy Steel Materials with or without Heat Treatment, Machinability Testing and Utilization of Machining Data (**Prod.Conf.**), ASM
95. El-Gizawy, A.S., 1990, Machining Characteristics of Dual-Phase Steel, **Materials and Manufacturing Process**, vol:5(3), p: 377-386
96. Klevebring, B., **Scandinavian Journal of Metallurgy**, vol:2, p: 310

97. Ohgo, K., 1978, The Adhesion Mechanism of The Built-Up Edge and The Layer on The Rake Face of a Cutting Tool, **Wear**, vol:51, p:117-126
98. Quinto, D.T., Bhatta Charya, R.W., 1977, Influence of Metallurgy on Machinability of Steel, **Proc. of Int. Symp.**, Tokyo
99. Andrew, K. W., 1965, Emprical Formule for The Calculation of Some Transformation Temperatures, **J.I.S.I.**, No: 203, p:721-727
100. Vool Vonder, G.F., 1984, Metallography Principle and Practice, **Mc Graw Hill**, Chapter : 6, New York
101. Dieter, G.E., 1988, **Mechanical Metallurgy**, Mc Graw Hill, p: 241, London
102. Güral, A., Korkut, İ., Erdoğan, M., Şeker, U., 1998, Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojinin İşlenebilirlik Parametrelerinden Yüzey Kalitesi Üzerindeki Etkilerinin Deneysel Olarak İncelenmesi, **8th UMTİK (Konf.Bildirisi)**, Eylül, ODTÜ, Ankara s: 309
103. Williams, J.E., Smart, E., Milner, D., 1970, Metallurgy of Machinig , **Metallurgia**, Feb., vol: 81, p: 3
104. Sherman, A.M., Davies, R.G., and Donlon, W.T., 1981, **Electron Microscopic Study of Deformed Dual-Phase Steels**, in Fundamental of Dual-Phase Steels, ed.by Kot R.A and Bramfitt D.J. (TMS-AIME, Warrendale), p. 85, 198130

ÖZ GEÇMİŞ

1972 yılında Ankara'nın Ayaş kazasında doğdu. İlk ve orta öğrenimini Ayaş'da tamamladı. 1991 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesinde, lisans öğrenimine başladı. 1995 yılında buradan mezun oldu ve aynı yıl Gazi Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsünde, yüksek lisansa başladı. 1997 yılında mezun olduğu bölüme Araştırma Görevlisi olarak atandı. Evli olan Ahmet GÜRAL, halen aynı görevini sürdürmektedir.

