

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**NIOPYUM ALAŞIMLI DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN
KESME KOŞULLARI ALTINDA AŞINMA DAVRANIŞI**

DOKTORA TEZİ

Yük. Müh. Alpay YILMAZ

Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Danışman: Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ

KOCAELİ, 2006

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**NİOBYUM ALAŞIMLI DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN
KESME KOŞULLARI ALTINDA AŞINMA DAVRANIŞI**

DOKTORA TEZİ

Yük. Müh. Alpay YILMAZ

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 25. 05. 2006

Tezin Savunulduğu Tarih : 14. 06. 2006

Tez Danışmanı	Üye	Üye
Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ	Prof. Dr. Ahmet TOPUZ	Prof. Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU
(.....)	(.....)	(.....)
	Üye	Üye
	Prof. Dr. Erdinç KALUÇ	Doç. Dr. Muzaffer ZEREN
	(.....)	(.....)

KOCAELİ, 2006

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Talaşlı imalatta geniş kullanım alanı olan ve ülkemizde 7nci Bakım Merkezi Komutanlığı haricinde üretilmeyen yüksek hız takım çeliğinin direkt dökümden kullanılması hedeflenerek üretim bu yönde yapılmıştır. Yeni geliştirilen döküm yüksek hız çeliği kesici takımların takım ömrü testleri; kesme ve aşınma testleri olarak piyasada geniş kullanım alanı bulunan HS6-5-2 ile karşılaştırmalı olarak yapılmıştır. Son olarak yeni geliştirilen alaşıma bor elementi ilavesi ile özelliklerdeki değişimlerin tespit edilmesi hedeflenmiştir. Daha önce yapılmayan böyle bir çalışmanın bu yönde yapılabilecek diğer çalışmalara katkı sağlamasını dilerim.

Bana tez çalışmalarım sürecinde sınırsız yardımcı olan danışmanım sayın Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ başta olmak üzere bu çalışmada bana sonsuz destek veren 7nci Bakım Merkezi Komutanı sayın Ord. Kd. Albay İsmail KOCAOĞUL'a ve 7nci Bakım Merkezi Komutanlığı Teknik Müdürü sayın Yük. Müh. Albay İ. Timuçin İNCE'ye minnet duygularımı sunarım. Ayrıca 7nci bakım Merkezi Komutanlığı dökümhane, ısıl işlem ve talaşlı imalat bölümü çalışanları ile KOÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği öğretim üyelerinden Yrd. Doç. Dr. Şeyda POLAT'a katkılarından dolayı ve öncelikle bu çalışmanın derlenmesi ve yazımında büyük emeği geçen eşim Esra YILMAZ başta olmak üzere bana her zaman en büyük yardım ve desteği veren aileme sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iv
TABLolar DİZİNİ	x
SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR LİSTESİ.....	xi
ÖZET	xii
İNGİLİZCE ÖZET	xiii
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. KESİCİ TAKIM MALZEMELERİ.....	3
2.1. Çelik Esaslı Malzemeler	3
2.1.1. Soğuk iş takım çelikleri.....	3
2.1.2. Sıcak iş takım çelikleri	7
2.1.3. Yüksek hız çelikleri.....	10
2.2. Kobalt Esaslı Döküm Malzemeler (Stellitler).....	10
2.3. Kompozit Malzemeler.....	12
2.3.1. Sertmetaller	12
2.3.2. Sermetler	14
2.4. Seramikler	16
2.4.1. Alumina esaslı seramik takımlar.....	17
2.4.2. Silisyum nitrür seramik takımlar.....	19
BÖLÜM 3. YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİ.....	21
3.1. Üretim Yöntemleri	22
3.1.1. Standart döküm ve haddeleme yolu ile üretim.....	22
3.1.1.1. Döküm.....	23
3.1.1.1.1. Birincil dendrit kol (dendrit gövdeleri) uzayları	24
3.1.1.1.2. İkincil dendrit kol uzayları.....	25
3.1.1.1.3. Homojen çekirdeklenme	26
3.1.1.1.4. Heterojen çekirdeklenme	28
3.1.1.2. Haddeleme.....	29
3.1.2. Toz metalurjik yüksek hız çelikleri.....	30
3.1.2.1. Yarı mamul üretimi	32
3.1.2.2. Direkt sıvı faz sinterlemesi.....	33
3.1.2.3. Günümüzün toz metalurjik üretimine bakış.....	34
3.1.3. Döküm yüksek hız takım çelikleri	34
3.2. Sınıflandırma.....	40
3.3. Alaşımlama ve Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	41
3.3.1. Karbon.....	41
3.3.2. Wolfram	42
3.3.3. Molibden	42
3.3.4. Krom	42
3.3.5. Vanadyum	43
3.3.6. Kobalt.....	43

3.3.7. Niobyum ve titanyum.....	43
3.3.8. Bor.....	43
3.4. Isıl İşlem.....	48
3.4.1. Yumuşatma tavlama.....	49
3.4.2. Östenitleştirme ve su verme (sertleştirme).....	49
3.4.3. Menevişleme.....	51
3.4.4. Aşırı menevişleme.....	53
3.5. Karbür ve Karbür Reaksiyonları.....	54
3.6. Yüksek Hız Çeliklerinin Özellikleri.....	56
BÖLÜM 4. AŞINMA VE SÜRTÜNME (İŞLEME).....	60
4.1. Genel.....	60
4.1.1. Talaş oluşumu.....	62
4.1.2. Metal kesmede oluşan kuvvetler.....	67
4.2. Kesmede Devreye Giren Aşınma Mekanizmaları.....	70
4.2.1. Aşınma mekanizmaları.....	71
4.2.1.1. Abrasiv (sürtünme) aşınma.....	71
4.2.1.2. Adhesiv (yapışma/kaynaklanma) aşınma.....	72
4.2.1.3. Atrasyon (termal yorulma/yetersiz tokluk) aşınması.....	73
4.2.1.4. Plastik deformasyon.....	74
4.2.1.5. Difüzyon aşınması.....	75
4.2.3. Takım ömrü testleri.....	76
BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMA.....	80
5.1 Genel.....	80
5.2. Karakterizasyon.....	82
5.2.1. Katılaşma.....	82
5.2.1.2. Deneysel dökümler ve mikroyapıları.....	92
5.2.1.3. Katılaşma hızı.....	97
5.2.2. Homojenizasyon.....	99
5.2.3. Yumuşatma.....	101
5.2.4. Sertleştirme : östenitleştirme ve su verme.....	101
5.2.5. Östenit tane boyutu ölçümü.....	104
5.2.6. Menevişleme.....	106
5.2.6.1. Deneysel döküm ve mikroyapılar.....	106
5.2.6.2. Nihai mikroyapının görüntü analizi.....	113
5.3. Kesme ve Aşınma Testleri.....	119
5.3.2.1. Kesme testleri.....	120
5.3.2.2. Aşınma ölçümleri.....	139
5.3.2.2.1. Serbest yüzey aşınması.....	139
5.3.2.2.2. Krater aşınması.....	153
5.4. Bor ile Alaşımlama.....	160
5.4.1. Sertlik ve sürtünme.....	160
5.4.2. Thermocalc hesaplamaları ile faz türü ve miktarlarının belirlenmesi.....	163
5.4.3. Bor alaşımlı döküm mikroyapılarında faz tanımlaması.....	166
5.4.4. Bor alaşımlı dökümlerin uygulanması.....	171
BÖLÜM 6. SONUÇ VE İLERİ BAKIŞ.....	174
KAYNAKLAR.....	177
ÖZGEÇMİŞ.....	180

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. AISI A2 (DIN 1.2363) Östenitleştirme sıcaklığının mikroyapıya etkisi.	4
Şekil 2.2. AISI D2. (DIN 1.2379) Dağlayıcının martenzit üzerindeki etkisi.	5
Şekil 2.3. AISI O1.(DIN 1.2510) Östenitleştirme Sıcaklığının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi	6
Şekil 2.4. AISI H13.(DIN 1.2344) Kromlu sıcak iş takım çelikleri.....	8
Şekil 2.5. AISI H21.(DIN 1.2510) Wolframlı sıcak iş takım çelikleri	8
Şekil 2.6. AISI H42. Molibdenli sıcak iş takım çelikleri.	9
Şekil 2.7. Döküm kobalt alaşımlarının sıcak sertlik değerlerinin diğer kesici takım malzemelerinkine ile sıcaklığın bir fonksiyonu olarak karşılaştırılması.	11
Şekil 2.8. Stellite T/M kesici takım malzemelerinin mikroyapısı. Kobalt bazlı matris içinde krom ve wolfram alaşımlı karbürler.	11
Şekil 2.9. % 6 Co, % 94 WC sert metal, orta büyüklükte tane boyutu	13
Şekil 2.10. Sertmetal mikroyapılarının Tarama Elektron Mikroskopundaki görüntüleri.	14
Şekil 2.11. TiCN bazlı Sermetin mikroyapısı	15
Şekil 2.12. Sermet ve sementit karbür takımların yüzey kalitelerinin karşılaştırılması	15
Şekil 2.13. Teorik yüzey kalitesi ile sermet takımla üretilmiş gerçek iş parçası yüzeyinin karşılaştırılması.	16
Şekil 2.14. Yüksek saflığa sahip, zirkonya ile toklaştırılmış alüminanın tarama elektron mikroskobu görüntüsü.....	17
Şekil 2.15. Sıcak-preslenmiş Al ₂ O ₃ seramik takım çeliğinin mikroyapısı	18
Şekil 2.16. SiC fiberlerle güçlendirilmiş Al ₂ O ₃ kompozit takım malzemesinin mikroyapısı.....	19
Şekil 2.17. β' tanelerinin camsı fazdaki durumunu gösteren β'-Sialon'un mikroyapısı	20
Şekil 3.1. AISI M2 tipi yüksek hız çeliğine ait ikili denge diyagramı.....	23
Şekil 3.2. Katı-sıvı arayüzeyinin şematik gösterimi	26
Şekil 3.3. Embriyo oluşumu için gerekli serbest enerji değişimi.....	27
Şekil 3.4. Katılaşma sırasında serbest enerji değişimleri.....	28
Şekil 3.5. Konvansiyonel üretimde haddeleme sonucu ortaya çıkan karbür dizileri.	30
Şekil 3.6. Toz metalurjik üretimde homojen karbür dağılımı, konvansiyonel üretimde dizili karbür bağları, Tarama Elektron Mikroskopu görüntüsü	31
Şekil 3.7. Toz metalurjik atomizasyon yöntemiyle elde edilen küresel yüksek hız takım çeliği tozu	32
Şekil 3.8. Yüksek hız çeliği tozların üretimi.....	33
Şekil 3.9. Ti aşılama sonucu elde edilen heterojen çekirdeklenmiş MC karbürü; merkezdeki siyah nokta Ti(CN) taneciğini göstermektedir	38
Şekil 3.10. Menevişleme ile çelikteki sertlik değişimi	39
Şekil 3.11. Döküm yolu ile 7. Bakım Merkezi, Tuzla'da üretilen HSS takımlardan bir kesit.	39
Şekil 3.12. Demirce zengin köşede Fe-B-C üçlü sistemi.....	45
Şekil 3.13. Çelik içindeki bor karbür tanecikleri	45

Şekil 3.14. Fe-B ikili sistemi.....	46
Şekil 3.15. Borun çeliğin sertleştirilebilirliği üzerine olan etkisi.....	46
Şekil.3.16. Demirce zengin köşede Fe-B ikili sistemi	47
Şekil 3.17. Östenitleştirmede karbür çözündürme tutumu.....	50
Şekil 3.18. Östenitleştirme sıcaklıklarının M2 çeliğinin su verilmiş sertliği üzerindeki etkisi	51
Şekil 3.19. Menevişleme sıcaklığı ve süresinin M2 yüksek hız çeliğinin sertliği üzerindeki etkisi	52
Şekil 3.20. HS2-10-1-8, HS6-5-2 ve HS10-2-5-8 yüksek hız çeliklerinin menevişleme eğrileri	53
Şekil. 3.21. II. Döküm-HSS mikroyapısı, IM, Nital ile dağlanmış, dendritler ve interdendritik karbürler	54
Şekil 3.22. M2C karbürünün MC (koyu tanecikler) ve M6C (beyaz tanecikler) karbürlerine ayrışmasının modellenmesi	55
Şekil 3.23. Takım çeliklerinin tipik mikroyapısal elementleri: a) bir yüksek hız çeliğinin tarama elektron mikroskopunda mikroyapısı b) mikroyapının şematik görünümü (mikron seviyesinde) c) mikroyapının şematik görünümü (nanometre seviyesinde).....	56
Şekil 3.24. Yüksek hız takım çeliği üretim süreci safhalarının, uygulama özellikleri üzerindeki rolü	58
Şekil 4.1. Talaşlı işlemden işlenebilirliği etkileyen faktörler	61
Şekil 4.2. TS 95'e göre standart HSS torna kalem tanımı.	62
Şekil 4.3. Metal kesme diagramı.....	63
Şekil 4.4. Bazı örnek talaş şekilleri.....	64
Şekil 4.5. Sürekli talaşın üç değişik yönde oluşumu.....	65
Şekil 4.6. Talaş tipleri	66
Şekil 4.7. Süreksiz talaş oluşumu.....	67
Şekil 4.8.a. Talaşlı işlemden etki eden talaş alma kuvveti [F] ve kuvvet bileşenleri, b. Tornalamada iş parçası malzemesi içinde oluşan akma alanı (OD doğrusu) ve iş parçası ile takım temas yüzeyinde oluşan kayma alanı.....	68
Şekil 4.9. Talaşlı işlem sürecinde etki eden gerilmelerin, torna kaleminde şematik belirlenmesi	69
Şekil 4.10. Tornalama işleminde ısı akış şeması, takım, iş parçası ve talaşta sıcaklık dağılımı	70
Şekil 4.11. Abrasiv aşınma.....	71
Şekil 4.12. Adhesiv aşınma	72
Şekil 4.13. Takımın kesme köşesinde yığıntı köşesi oluşumu.....	73
Şekil 4.14. Atrasyon aşınması	74
Şekil 4.15. Kesici köşede plastik deformasyon.....	75
Şekil 4.16. Difüzyon aşınması	76
Şekil 4.17. Takım aşınmasında ölçülen boyutlar	76
Şekil 4.18. Opitz ve König tarafından tespit edilen takım ömrü test sonuçları	77
Şekil 4.19. Takım aşınmasında görünüm.....	78
Şekil 4.20. Lineer ve logaritmik diyagramlar halinde standart serbest yüzey aşınması için gerekli olan kesme hızı-zaman testleri sonuçları	79
Şekil 5.1. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim-% ilişkisi.....	84
Şekil 5.2. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin sıcaklık, °C - MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	85

Şekil 5.3. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C-M ₆ C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	86
Şekil 5.4. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C-M ₂₃ C ₆ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	86
Şekil 5.5. Standart HS6-5-2 çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim-% ilişkisi. ..	87
Şekil 5.6. Standart HS6-5-2 çeliğinin sıcaklık, °C - MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	88
Şekil 5.7. Standart HS6-5-2 çeliğinde sıcaklık, °C-M ₂₃ C ₆ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	89
Şekil 5.8. Standart HS6-5-2 çeliğinin sıcaklık °C-M ₆ C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% arasındaki lineer ilişkisi.	89
Şekil 5.9. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim % ilişkisi.	90
Şekil 5.10. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C-MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	91
Şekil 5.11. Standart HS6-5-2-5 çeliğinin sıcaklık °C-M ₂₃ C ₆ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% arasındaki lineer ilişkisi.	91
Şekil 5.12. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C - M ₆ C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.....	92
Şekil 5.13. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri.....	94
Şekil 5.14. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri.....	95
Şekil. 5.15. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait SEM görüntüleri.....	96
Şekil 5.16. Döküm HSS mikroyapısı, IM, nital ile dağlanmış; a. dendritik oluşum,b. dendritler ve interdendritik karbürler, c. interdendritik MC ve M ₂ C tipi karbürler.	97
Şekil 5.17. Katılaşma yapılarında ikincil dendrit kolları aramesafesinin ölçümü.	98
Şekil 5.18. Yüksek hız takım çeliklerinde ikincil dendrit kolları aramesafesi ile katılaşma hızı ilişkisi [10].	99
Şekil 5.19. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin homojenizasyon konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri.	100
Şekil 5.20. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin yumuşatma işlemi sonrası ışık mikroskobu görüntüleri.....	101
Şekil 5.21. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin sertleştirilmiş(östenitleştirilmiş ve su verilmiş) konumuna ait SEM görüntüleri; matriks: martenzitik, MC: gri renkli ve M ₆ C: beyaz renkli.	102
Şekil 5.22. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin sertleştirilmiş (östenitlemiş ve su verilmiş) konumuna ait SEM görüntüleri. a. Işık mikroskobu, b. SEM, materyal kontrast görüntüsü.....	103
b.HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb (Sac Kalıba Döküm)	104
Şekil 5.23. İki değişik soğuma hızlı malzemede sertleştirme sonrası östenit tane boyutu, IM.....	104
Şekil 5.24. İki değişik soğuma hızında üretilen döküm malzemede sertleştirme sonrası ölçülen östenit tane boyutunun karşılaştırmalı dağılımı.	105
Şekil 5.25. Aşırı östenitleştirme sınır durumu, tarama elektron mikroskobu görüntüsü.....	106

Şekil 5.26. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin 1x550 °C/1h menevişleme sonucu mikroyapısının ışık mikroskobu görüntüleri, nital ile dağlanmış. a-d: artan büyütme sıralaması.	107
Şekil 5.27. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 2x550 °C/1h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin azalmış olduğu görülmektedir.....	108
Şekil 5.28. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 3x550 °C/1h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin giderek daha da azaldığı görülmektedir.	109
Şekil 5.29. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 4x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin hemen hemen hiç kalmadığı görülmektedir.	110
Şekil 5.30. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin mikroyapısının 5x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin değişimi artık farkedilmemektedir.	111
Şekil 5.31. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 6x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri.....	112
Şekil 5.32. Menevişleme ile yüksek hız çeliğindeki sertlik değişimi [25].....	113
Şekil 5.33. Kantitatif-metalografik analizlerin gerçekleştirildiği HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri.....	115
Şekil 5.34. Ticari HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliklerinde M ₆ C karbürleri boyut dağılımlarının karşılaştırılması.....	115
Şekil 5.35. Ticari HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliklerinde MC karbürleri boyut dağılımlarının karşılaştırılması.....	116
Şekil 5.36. Kokil kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb ile sac destekli kum kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerinin mikroyapıları.....	117
Şekil 5.37. Kokil ve sac destekli kum kalıba dökülen deneysel çeliklerde toplam çözünmemiş karbür boyut dağılımlarının karşılaştırılması; MC karbürleri orijinal kontrastlarında sayılmışken M ₆ C karbürlerinde selektif kaplama yapılarak kontrast artırılmıştır.....	117
Şekil 5.38. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinden üretilen bir kesici takımdaki heterojen çekirdeklenmiş primer karbür.	118
Şekil 5.39. Heterojen çekirdeklenen MC karbüründe veri doğru üzerinde element konsantrasyon dağılımları.	118
Şekil 5.40. Heterojen çekirdeklenen MC karbüründe veri doğru üzerinde birçok element konsantrasyon dağılımları.	119
Şekil 5.41. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliğine ait kesme ucu SEM görüntüleri.	121
Şekil 5.42. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu SEM görüntüleri.....	122
Şekil 5.43. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.	123
Şekil 5.44. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.	124
Şekil 5.45. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.	125

Şekil 5.46. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	126
Şekil 5.47. Artan büyütme sırasıyla 2 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	127
Şekil 5.48. Artan büyütme sırasıyla 2 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	128
Şekil 5.49. Artan büyütme sırasıyla 3 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	129
Şekil 5.50. Artan büyütme sırasıyla 3 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	130
Şekil 5.51. Artan büyütme sırasıyla 4 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	131
Şekil 5.52. Artan büyütme sırasıyla 4 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	132
Şekil 5.53. Artan büyütme sırasıyla 5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	133
Şekil 5.54. Artan büyütme sırasıyla 5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	134
Şekil 5.55. Artan büyütme sırasıyla 6 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	135
Şekil 5.56. Artan büyütme sırasıyla 6 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	136
Şekil 5.57. Artan büyütme sırasıyla 6.5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	137
Şekil 5.58. Artan büyütme sırasıyla 6.5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.....	138
Şekil 5.59. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 1 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.....	139
Şekil 5.60. Standart HS6-5-2 çeliğinin 1 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.....	139
Şekil 5.61. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 1.5 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.....	140
Şekil 5.62. Standart HS6-5-2 çeliğinin 1.5 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.....	140
Şekil 5.63. Tornalama boyu-serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.....	141
Şekil 5.64. Standart HS6-5-2 çeliği ile 1 metreden 4 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü.....	142
Şekil 5.65. Standart HS6-5-2 çeliği ile 5 metreden 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü.....	143
Şekil 5.66. Deneysel HS3-5-1.5-2-5+1Nb çeliği ile 1 metreden 4 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü.....	144
Şekil 5.67. Deneysel HS3-5-1.5-2-5+1Nb çeliği ile 5 metreden 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü.....	145
Şekil 5.68. Tornalama boyu-Serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.....	146

Şekil 5.69. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb kesici takımının SEM de çekilen kesici uçtaki örnek serbest yüzey aşınma görüntüleri.	150
Şekil 5.70. Standart HS6-5-2 kesici takımının SEM de çekilen kesici uçtaki örnek serbest yüzey aşınma görüntüleri. B deneysel, M ise standart HS6-5-2 çeliğini ifade etmektedir.	151
Şekil 5.71. Islahlı Ç1040 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.	152
Şekil 5.72. Ç1050 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.	153
Şekil 5.73. Islahlı Ç4140 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.	153
Şekil 5.74. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.	154
Şekil 5.75. Standart HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.	155
Şekil 5.76. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.	156
Şekil 5.77. Standart HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.	157
Şekil 5.78. Grup numunelerinin kesme testleri sonucunda SEM de ölçülen krater derinliği. B ile ifade edilenler deneysel HS3-5-1.5-5+1NB, M ile ifade edilenler standart HS6-5-2 kesici takımındır.	158
Şekil 5.79. Grup numunelerinin kesme testleri sonucunda SEM de ölçülen krater derinliği. B ile ifade edilenler deneysel HS3-5-1.5-5+1NB, M ile ifade edilenler standart HS6-5-2 kesici takımındır.	159
Şekil 5.80. 0.23 borlu deneysel döküm yüksek hız takım çeliğinde interdendritik alanlarda oluşan M_2B 'nin sertlik ölçüm izi ve sonucu.	161
Şekil 5.81. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.05B içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı. .	161
Şekil 5.82. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.05B içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı. .	162
Şekil 5.83. HS3-5-1.5-5+1Nb içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı.	162
Şekil 5.84. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.05B bileşimli deneysel çeliğin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları.	164
Şekil 5.85. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.25B bileşimli deneysel çeliğin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları.	165
Şekil 5.86. Artan bor miktarıyla (hacim-%) M_2B miktarında meydana gelen değişim.	166
Şekil 5.87. HS3-5-1.5-5+1Nb-0,05 B içeren numune döküm konumu IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.	167
Şekil 5.88. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.23 B içeren numune döküm konumu IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.	168
Şekil 5.89. HS3-5-1.5-5+1Nb-.05 B içeren numune döküm konumu SEM görüntüsü, nital ile dağlanmış.	169
Şekil 5.90. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.23B içeren numune döküm konumu SEM görüntüsü, nital ile dağlanmış.	170
Şekil 5.91. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.23B içeren numune östenileştirilmiş-su verilmiş konum IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.	171
Şekil 5.92. Borlu yüksek hız takım çeliğinden üretilen merdaneler.	172
Şekil 5.93. Borlu yüksek hız takım çeliğinden üretilen boru haddeleri.	173

TABLULAR DİZİNİ

Tablo 3.1. Yüksek Hız Çeliklerinde Kronolojik Olarak Önemli Gelişmeler	21
Tablo 5.1. Thermocalc programı ile hesaplanan yüksek hız çeliği kompozisyonları.	83
Tablo 5.2. Üretim yönteminin ikincil dendrit kolları aramesafesine ve dolayısıyla katılma hızına etkisi.	99
Tablo 5.3. Görüntü analizi sonuçları.....	114
Tablo 5.4. İslahlı AISI 4140 çeliğinin talaşlı işleme koşulları.....	120
Tablo 5.5. İslahsız AISI 4140 çeliğini işleme koşulları.	125
Tablo 5.6. HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğin ıslahlı AISI 4140 çeliği talaşlı işleminde elde edilen aşınma değerleri.	141
Tablo 5.7. HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğin ıslahsız AISI 4140 çeliği talaşlı işleminde elde edilen aşınma değerleri.	146
Tablo 5.8. 1. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	147
Tablo 5.9. 2. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	147
Tablo 5.10. 3. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	148
Tablo 5.11. 4. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	148
Tablo 5.12. 5. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	149
Tablo 5.13. 6. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.....	149
Tablo 5.14. Grup numunelerinde farklı işleme koşulları sonucu oluşan krater derinlikleri.....	160
Tablo 5.15. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan bor alaşımlı kompozisyonlar.	163
Tablo 5.16. Bor alaşımlı döküm kompozisyonları.....	163
Tablo 5.17. Artan bor elementi ile alaşımdaki faz miktarlarında meydana gelen değişim (Hacim-%).	166

SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR LİSTESİ

Simgeler

V_B	: Serbest yüzey aşınması ölçümü
μ	: Sürtünme katsayısı birimi
Ra	: Roughness average (Ortalama pürüzlülük), μm

Kısaltmalar

HSS	: High Speed Steel (Yüksek Hız Çeliği)
MC	: Metal mono-karbür (M= metal).
HRC, HRc	: Rockwell sertliği.
HB	: Brinell sertliği.
HV	: Vickers sertliği
IM	: Işık (Optik) Mikroskop
SEM	: Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
HIP	: Hot Isostatic Press (Sıcak İzostatik Pres)
PREP	: Plasma Rotating Electrode Process (Plazma Dönel Elektrod Sistemi)
PVD	: Physical Vapour Deposition (Fiziksel Buhar Biriktirme)
M_2B	: Metal Bor
TiCN	: Titankarbonitrür

NİOBYUM ALAŞIMLI DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN KESME KOŞULLARI ALTINDA AŞINMA DAVRANIŞI

Alpay YILMAZ

Anahtar Kelimeler: Kesici takım, yüksek hız takım çeliği, karakterizasyon, bor alaşımlama, thermocalc hesaplaması, kesme, talaşlı işlem, aşınma, serbest yüzey aşınması, krater derinliği.

Özet: Talaşlı imalatta kesici takım malzemesi olarak kullanılan yüksek hız takım çeliklerinin konvansiyonel talaşlı imalat tezgahlarında tüketimi oldukça fazladır. Bu çalışmada amaç dökümden sonra haddelenmeden direkt olarak kullanılabilen şekilde geliştirilen yüksek hız takım çeliğinin mikroyapısal karakterizasyonu ve işleme koşulları altında kesme ve aşınma davranışlarının incelenmesidir. Bilinen kimyasal kompozisyonlardan farklı bir alaşım dizaynı yoluna gidilmiş ve bu amaçla yeni dizayn edilen alaşımda niobyum (ve bazen ek katkı olarak titanyum) kullanılmıştır. Niobyumun kullanım amacı ergiyikten kontrollü olarak direkt monokarbür çökeltisidir. Böylece, döküm mikroyapısında dezavantaj olarak karşımıza çıkan ve dendritlerarası kırılabilirliği arttıran bağlantılı ötektik karbür filmi oluşumu kısmen engellenerek toklukta artış sağlanmıştır. Kokil ve kum destekli sac kalıplara dökülerek elde edilen çeşitli ebatlardaki yüksek hız çeliği parçalar östenitleştirme tavlama, su verme ve menevişlemeden oluşan bir seri ısı işleminden geçirilmiştir. Üretimin her adımında numuneler alınarak mikroyapı incelemesi gerçekleştirilmiş, oluşan mikroyapının görüntü analizleri yapılmış, üretilen döküm yüksek hız takım çeliğinin denge durumunda oluşan faz miktarları ve bileşenleri thermocalc programı ile hesaplanmıştır. Piyasadan temin edilen standart kesici uçlarla torna tezgahında değişik malzemeleri karşılaştırmalı olarak işleyerek adım adım serbest yüzey aşınması ölçümleri yapılmış, katastrofik aşınma sonucu oluşan krater derinlikleri tespit edilmiş, böylece takım ömrü testleri gerçekleştirilmiştir. Son olarak yeni geliştirilen döküm yüksek hız takım çeliğine çeşitli oranlarda bor elementi ilavesi ile denemeler yapılmış, oluşan faz miktarları yine thermocalc ile hesaplanmış, ilgili mikroyapılar görüntülenmiş ve plastik şekillendirme takımları ile uygulama örnekleri verilmiştir.

THE WEAR BEHAVIOUR OF NIOBIUM ALLOYED CAST HIGH SPEED STEELS UNDER CUTTING CONDITIONS

Alpay YILMAZ

Key Words: Cutting tool, high speed tool steel, characterization, boron alloying, thermocalc calculation, cutting, machining, wearing, flank wear, crater depth.

Abstract: The consumption of high speed tool steels used as cutting tool materials in conventional turning lathes are quite high. The aim of this work is to investigate the cutting and wear behavior of a high speed tool steel that can be used as cast without rolling and to characterize its microstructure. Alloy is designed with a chemical composition that differs from the common alloys and niobium is used for this purpose with titanium additions. Niobium helps to obtain controlled precipitation of monocarbides from the liquid phase. Thus, the formation of interdendritic eutectic carbide films are prevented partially and toughness is increased since such films are undesirable in the microstructure because they cause interdendritic brittleness. High speed tool steel parts in varying sizes are manufactured by chill and sand supported sheet moulds, have been subjected to a series of heat treatments like austenitizing, quenching and tempering. At the all stages of the production, samples are taken and microstructure and image analysis are carried out, thermocalc programme is utilized to calculate the amounts of the phases present under equilibrium conditions. Produced parts and standard cutting tools, that are purchased from the market for comparison purposes, are used at turning lathe to machine various materials. The flank wear and crater depths caused by catastrophic wear are measured at given intervals of machining process. Also trials are carried out by boron additions to the newly developed cast high speed tool steel and parts as forming material. Microstructure analysis and calculations by thermocalc programme are carried out.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

18. yüzyılın ilk yarısından önce mühendislik yapılarında kullanılan ana malzeme ağaç esaslıydı. Bu devirdeki torna ve az sayıdaki diğer işleme tezgahları en çok ağaç ve ağaç parçaları şekillendirmekte kullanılıyordu. Bu arada çok az miktarda metal vidalar ve küçük metal parçalar da yapılmaktaydı. Buhar makinasının icadıyla büyük metal silindirlerin ve diğer parçaların imalatı kesin boyut ve ölçü kararlılığı gerektirdiğinden metal kesme ve işlemede ilk esas gelişmeler bu devirde başlamıştır [1].

İlk buhar makinalarının yapımında kullanılan malzemelerin işlenmesi çok zor değildi. Buhar makinasının konstrüksiyonunda gri dökme demir, ham demir, pirinç ve bronzdan yararlanılıyor ve bu malzemelerin işlenmesinde sertleştirilmiş yüksek karbonlu takım çelikleri kullanılıyordu. Bu takım çeliklerinin ısıl işlem metodları işçilerin asırlık deneyimlerinin birikmesi ile geliştirilmiş ve oldukça güvenilir takımların yapımında faydalanılmıştır. Bu dönemde geniş bir Watt silindirinin bir yüzünün ve deliğinin işlenmesi için yaklaşık bir ay gerekmekteydi.

Buhar makinalarının ilk başlangıç dönemlerinde kesici takım endüstrisi henüz yoktu, bu endüstrinin gelişmesi son iki yüzyılın ürünüdür. 1760'dan 1860'a kadar olan yüzyıllık dilimde sanayi yatırımların kesici takımlara yönelik yapıldığı görülmektedir. 1860'tan itibaren malzemeleri işlemek için gerekli kesici takımların nasıl şekillendirilerek üretilebileceği konusu geniş ölçüde çözülmüştü [1]. Dökme demir, ham demir ve az sayıdaki bakır esaslı alaşımların işlenmesinde kullanılan malzeme içeriğinde çok az bir değişiklik yapılmıştı. 1860'tan günümüze kadar olan dönemde ise ana işleme takımlarının, gerekli şekil ve doğrulukta üretimindeki know-how ın geliştirilmesinde değişen en önemli unsur, yeni metal ve alaşımların işleme problemi ve işleme maliyetlerinin düşürülme çalışmasıdır [1]. Bessemer çelik üretim prosesi ile birlikte çelik ana konstrüksiyon malzemesi olarak ham demirin yerini almıştır. Çeliklerin işlenmesi ham demirin işlenmesinden çok daha zor olup takım

ömrünü artırmak için işleme hızları düşük tutuluyordu [1]. 19.yüzyılın sonlarına doğru işlemenin maliyeti ana sermaye ve insan gücü olarak çok büyük artış göstermiştir.

20. yüzyılın başlarında kullanılmaya başlanan yüksek hız çeliği, karbon çeliğinin yerini almasıyla işleme hızları kat kat artmıştır. Bu gelişmeyle birlikte kesici takım dizayncıları ve kullanıcıları yüksek kesme hızlarında uzun takım ömrü sağlayacak kesici takım üretimini hedeflerken, işleme yağı üreticileri de işlenen metal yüzeyinde biriken talaşı çabuk ayırarak, yüzey kalitesini artıracak yeni soğutucular ve yağlar geliştirmeyi hedeflemişlerdir.

Günümüzde kesici takım alanındaki gelişmelerin asıl sebebi, işleme hızlarının artırılması ve işlemede otomasyon prosesine geçilerek maliyetlerin düşürülmesi üzerindeki çalışmaların önemle teşvik edilmesinin devam etmesidir.

Talaşlı imalatta üretimin artması, kalitenin geliştirilmesi ve maliyetlerin düşürülmesi işlenecek malzeme için doğru kesici takımın seçilmesine bağlıdır. Üretimin artırılması kesme ya da ilerleme hızının artması demektir. Ancak bu hız, kesici takım malzemesi ve işleme tezgahının kapasitesi ile sınırlıdır. Hız ve ilerleme, kesici takım ömrünün kabul edilebilir seviyede olmasını sağlayacak kadar düşük tutulmalıdır. Aksi takdirde takım değiştirme ve taşlama maliyetleri hızlı işlemenin getireceği avantajlardan çok daha fazla olmaktadır. Talaşlı imalatın gerektirdiği spesifik işlem kademelerinde değişik takım malzemelerinin kullanımı gerekebilmektedir. Bu gereksinim kullanılan kesici takım malzemesi yelpazesini de genişletmiştir; yüksek hız çelikleri, stellite, sert metaller, sermetler, seramikler, elmaslardan oluşan kesici takım ailesi talaşlı imalatta geniş çaplı kullanılmaktadır [2].

Metallerin ve alaşımların işlenebilirliği ve işlenen yüzeyin kalitesi, kesici takımın performansını belirler ve bu performans kesici takım ile işlenen metalin temas ettiği çok küçük bir bölge ile alakalıdır. Kesme sırasında, kesici takım ve işlenen malzeme arasındaki arayüzeyin geniş olarak incelenmesi imkansızdır, ancak kesici takım ve işlenen malzeme arasında oluşan gerilimler, sıcaklıklar, metal akışı vb. olayların neden olduğu etkileşimler ve ilgili aşınma mekanizmaları birçok araştırma sonucunda açıklanabilmiştir [3].

BÖLÜM 2. KESİCİ TAKIM MALZEMELERİ

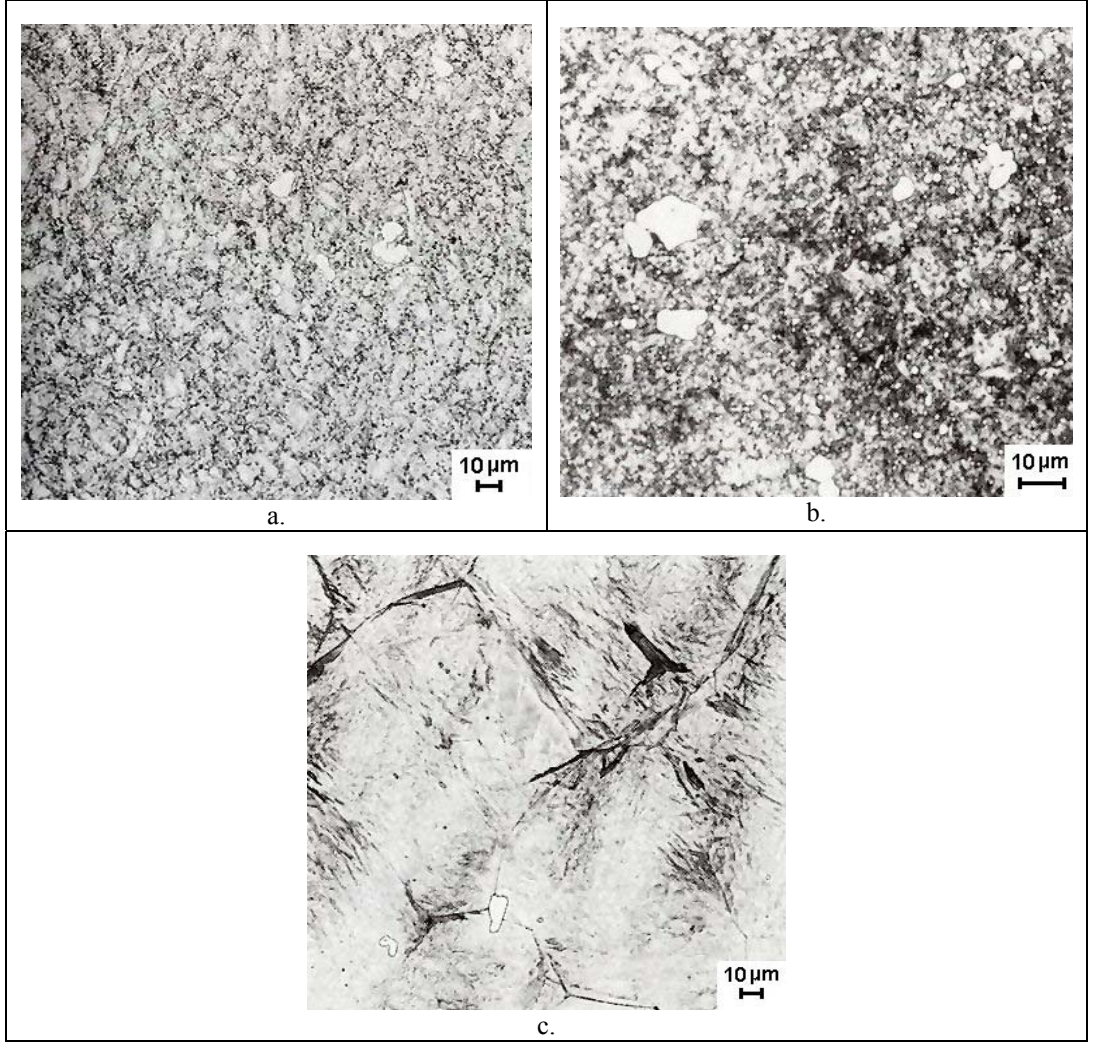
2.1. Çelik Esaslı Malzemeler

Bu grupta incelenecek çeliklerin genel adı takım çelikleridir. Takım çelikleri talaşlı veya talaşsız imalatta kullanılan, sıcak ($> 200\text{ }^{\circ}\text{C}$) veya soğuk haldeki ($< 200\text{ }^{\circ}\text{C}$) iş parçasını kesme, dövme ve sıkıştırma yöntemlerinden biri veya birkaçıyla biçimlendiren yüksek nitelikli çeliklerdir [4]. Takım çeliklerinin performansını, kullanıldığı sıcaklıklar etkiler.

2.1.1. Soğuk iş takım çelikleri

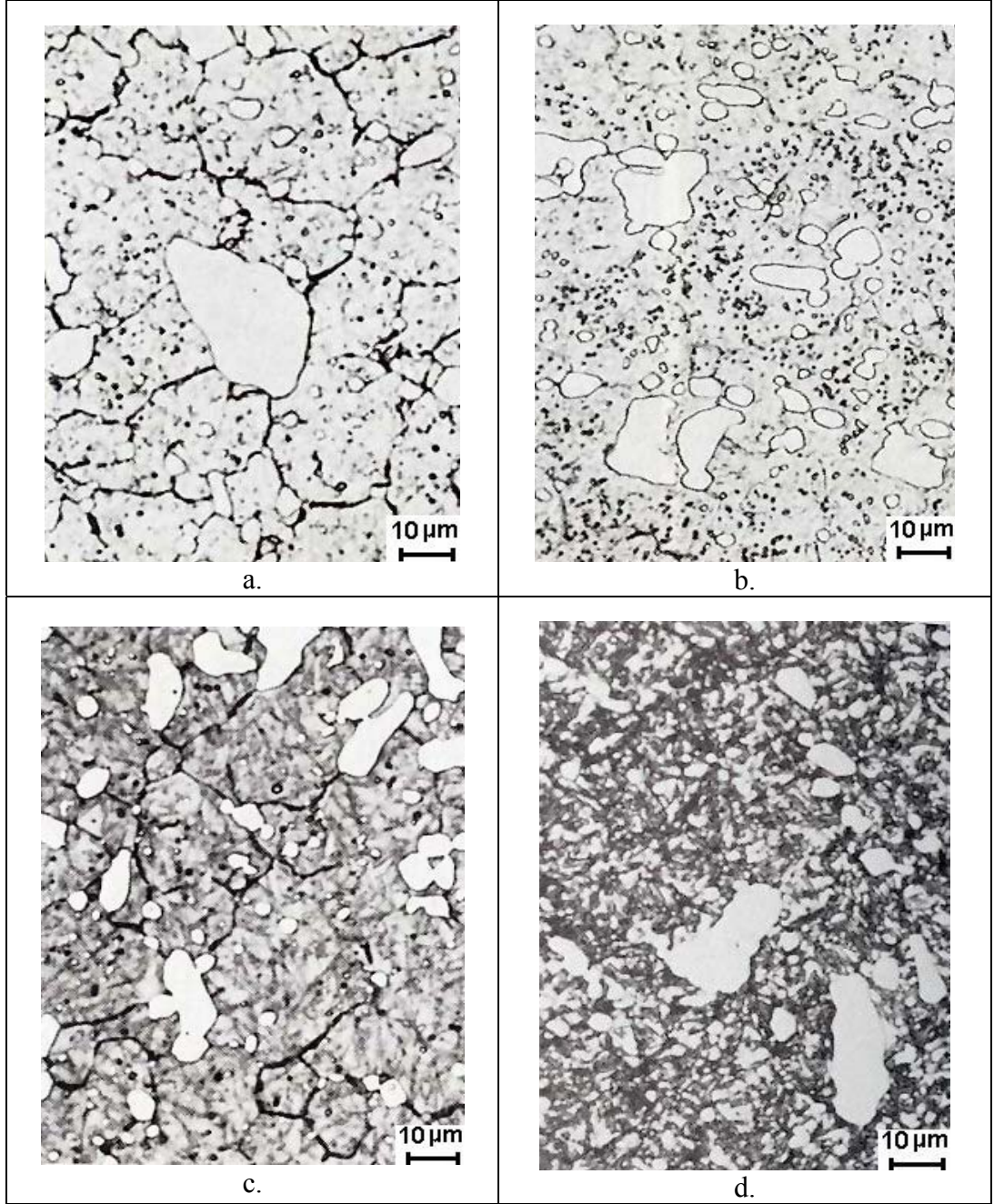
Soğuk iş takım çeliklerinde matriks sertleştirici elementler olmadığından menevişlemede ikincil sertlik olayı meydana gelmez. Bu çelikler yüksek sıcaklıklarda kullanıldığında matriks yumuşamaya başlar ve sertlik düşer. Bu nedenle uygulama alanları üst sınırı $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ seviyesiyle kısıtlanmıştır. Malzeme bu sıcaklıkların üzerinde uzun süre kaldığı ya da periyodik olarak bu sıcaklıklara maruz bırakılarak kullanıldığında deformasyon meydana gelir. Soğuk iş takım çelikleri; havada sertleşen orta alaşımlı soğuk iş takım çelikleri, yüksek karbon-yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri, yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri olmak üzere üç gruba ayrılırlar [5].

Havada sertleşen orta alaşımlı soğuk iş takım çelikleri, östenitleştirme sıcaklığından havada soğutma ile 100 mm çapındaki kesidi merkezine kadar sertleştirecek yeterli alaşım elementi içerir. Mangan, krom ve molibden bu derin sertleşmeyi sağlayan esas alaşım elementleridir. Bu çelikler aşındırıcı koşullarda mükemmel performans gösterir. Birçok takımın imalatında havada sertleştirme yöntemi uygulansa da çok kalın kesitli malzemelerde hava üfleme ya da sıcak yağa daldırma işlemleri de yapılmaktadır [5]. Şekil 2.1’de havada sertleşen orta alaşımlı soğuk iş takım çeliğinin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.1. AISI A2 (DIN 1.2363) Östenitleştirme sıcaklığının mikroyapıya etkisi. (a) 870°C (1600°F)'de östenitleştirme sıcaklığının altında ısıl işlem yapılmış, havada soğutulmuş, 48 HRC, % 2 nital (b) 950°C (1750°F)'de östenitleştirme yapılmış, havada soğutulmuş ve 200°C (400°F)'de menevişleme yapılmış, 61 HRC. Doğru şekilde östenitleştirilmiş. Vilella reaktif (c) 1095°C (2000°F)'de östenitleştirme sıcaklığının üzerinde ısıl işlem yapılmış, havada soğutulmuş. Karbürlerin çoğu çözünmüş ve tane boyutları oldukça kabalaşmış. Kalıntı östenit çok hafif gözükmemekte, % 2 nital. (C: 0.95-1.05, Mn: 1.00 max, Si: 0.50 max, Cr: 4.75-5.50, Ni: 0.30 max, Mo: 0.90-1.40, V: 0.15-0.50) [5].

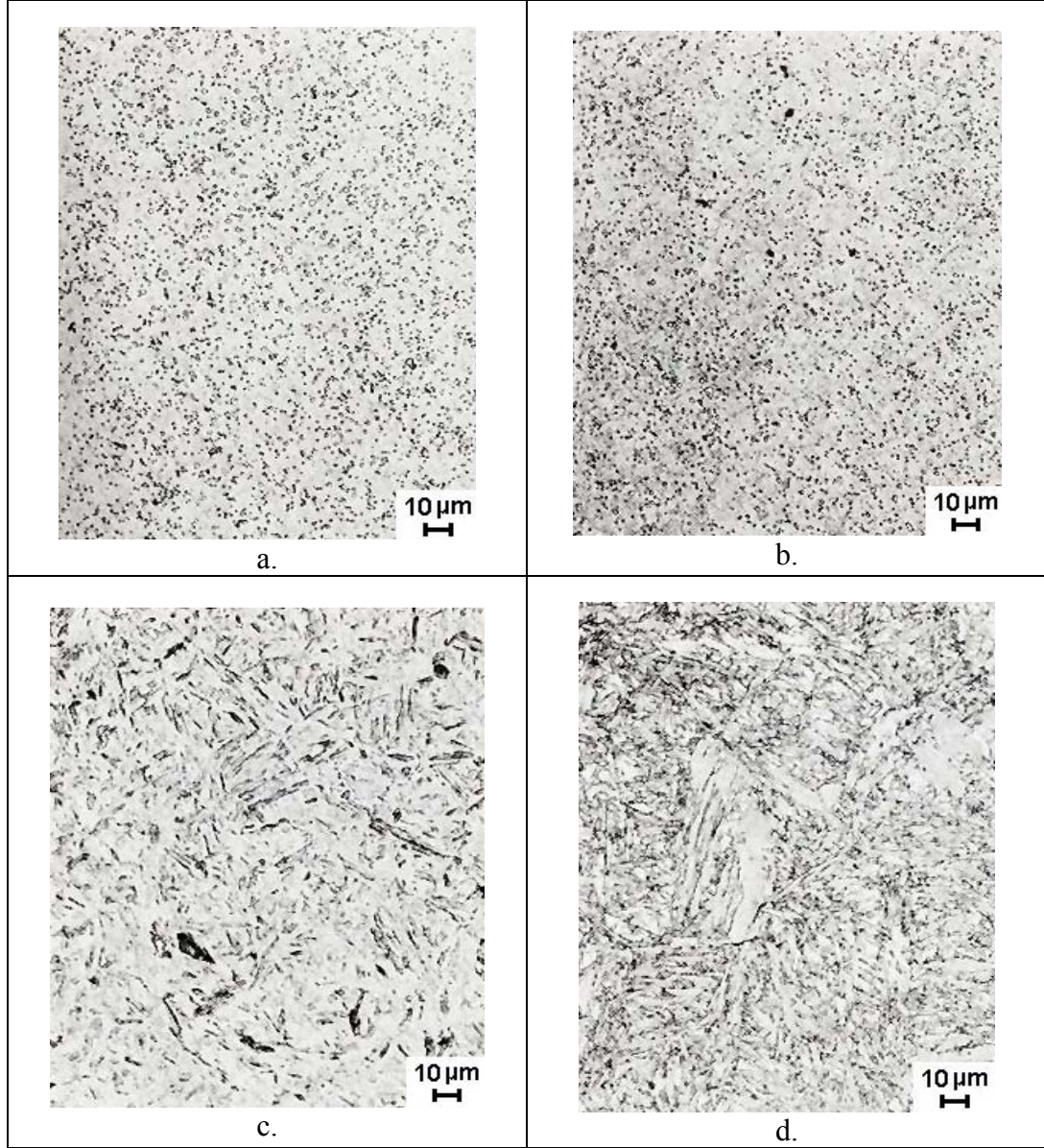
Yüksek karbon yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri % 1.50'den % 2.35'e kadar karbon ve % 12 krom içeren takım çelikleridir. Bu grup çelikler havada derin sertlik alabilirler, aşınma dirençleri yüksektir. Form kalıbı, kesme kalıbı, kesme bıçakları imalatında kullanılırlar [5]. Şekil 2.2'de yüksek karbon yüksek kromlu soğuk iş takım çeliğinin mikroyapısı verilmiştir.



Şekil 2.2. AISI D2. (DIN 1.2379) Dağlayıcının martenzit üzerindeki etkisi. 1040°C (1900°F)'de östenitleştirme yapılmış, havada soğutulmuş ve 200°C (400°F)'de menevişlenmiş. (a) % 10 nital dağlama tane sınırlarını, karbürleri ve martenziti (hafif) ortaya çıkarmakta (b) % 4 pikral ve ek olarak HCl dağlama, karbür ve martenziti (hafif) ortaya çıkarmakta (c) daha yüksek bir kontrast sağlamak ve kalan östeniti ortaya çıkarmak için %10 nital dağlama sonrası 540°C (1000°F)'de 5 dakika boyunca sıcaklıkla renk verilmiş (d) süperpikral dağlama kalıntı östenit ve karbürler beyaz olarak gözüküyor. (C: 1.40-1.60, Mn: 0.60 max, Si: 0.60 max, Cr: 11.00-13.00, Ni:0.30 max, Mo: 0.70-1.20, V: 1.10 max) [5].

Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri krom, mangan, wolfram, molibden, gibi alaşım elementleri içerir. Adından da anlaşılacağı gibi malzeme östenitleşme sıcaklığından yağa alındığında derin sertlik kazanır. Yüksek karbon içeriğinden

dolayı oda sıcaklığında aşınma dayanımı da yüksektir. Bu çeliklerden imal edilen takımlar kaynakla tamir edilebilirler. Genellikle derin çekme kalıbı, form kalıbı, zımba kalıpları imalatında kullanılırlar. Şekil 2.3'te yağda sertleşen bir soğuk iş takım çeliğinin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.3. AISI O1.(DIN 1.2510) Östenitleştirme Sıcaklığının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi (a) Her 25 mm (1.0 in.) kalınlık için 800°C'de 1 saat (1475°F)'de östenitleştirilmiş, 65 HRC, numune tam olarak östenitleştirilmiş (b) 870°C (1600°F)'de östenitleştirilmiş, 65 HRC, numune fazla östenitleştirilmiş. (c) 980°C (1800°F)'de östenitleştirilmiş, 64 HRC, numune aşırı östenitleştirilmiş, tüm karbürler çözünmüş. (d) 1100°C (2010°F)'de östenitleştirilmiş, 64 HRC, numune çok fazla derecede östenitleştirilmiş, kalıntı östenit (beyaz) kaydedilmiş, % 4 pikral, (C: 0.85-1.00, Mn: 1.00-1.40, Si: 0.50max, Cr: 0.40-0.60, Ni : 0.30max, W: 0.40-0.60, V: 0.30max) [5].

Soğuk iş takım çeliklerinin ömürleri, kesici uçların veya çentiklerin deformasyona karşı olan dirençleri ile doğru orantılı olup, sıkıştırma esnasındaki akma mukavemeti, uygulanan işlemin zorluk derecesine göre (basit kesme veya delme işleminden soğuk ekstrüzyon gibi zor şekillendirme işlemlerine kadar) 1.500-3.500 N/mm² arasında değişmektedir [6].

Soğuk iş takım çelikleri, delme zımbaları, kazıma bıçakları gibi çeşitli kesme takımlarında aynı zamanda sac şekillendirmede derin çekme takımlarında ve dişlilerin talaşlı imalatı için matkap ve kesicilerde ya da dişlilerin talaşsız imalatı için merdane veya çenelerde kullanılmaktadır [4].

2.1.2. Sıcak iş takım çelikleri

Metallerin, kesme, zımbalama, ya da form verme gibi üretim yöntemlerinden bir çoğu yüksek sıcaklıkta yapılmaktadır. Sıcak iş takım çelikleri ısı, basınç ve aşınma koşullarındaki kombinasyonlara karşı geliştirilmiştir [5]. Bu çelikler ikincil sertleşebilme özelliğine sahip olup matriksteki ince karbürler menevişleme ile çökeltilerek yüksek sıcaklıklarda çeliğin sertliğinin düşmemesini sağlarlar. Sıcak iş takım çeliklerinden optimum performans sağlanması için, bu çeliklerin, iyi menevişleme özelliklerine, yüksek ısıl kararlılığa, yüksek sıcak tokluğa, yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımının yüksek olmasına ve ısıl yorulma dayanımına sahip olmaları beklenir. Ana kullanım alanları, enjeksiyon kalıpları, hafif alaşımları işlemek için ekstrüzyon pres takımları, dövme pres kalıpları sayılabilir [6]. Sıcak iş takım çelikleri, kromlu, wolframlı ve molibdenli olmak üzere üç alt gruba ayrılırlar.

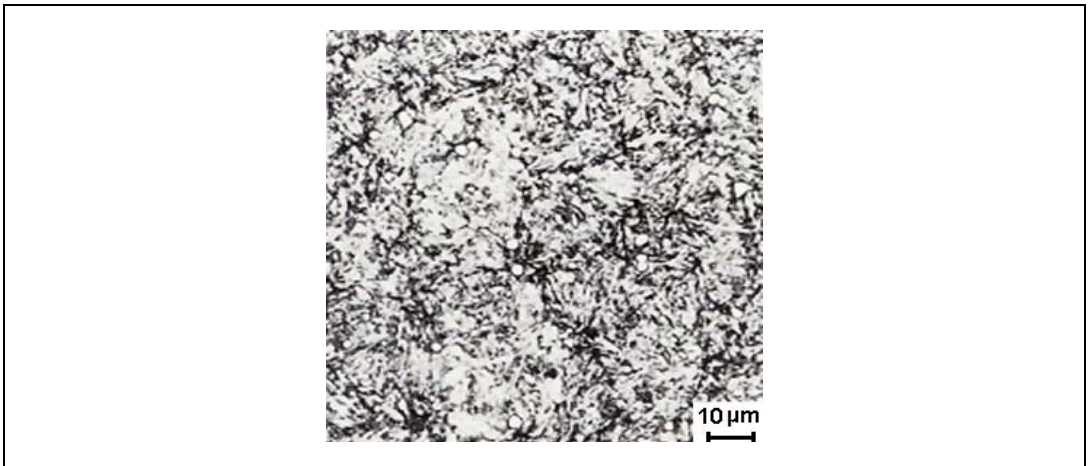
Kromlu sıcak iş takım çelikleri, orta miktarda krom içeriğinin yanısıra molibden, wolfram ve vanadyum gibi karbür yapıcı elementler içerdiğinden ısıl yumuşamaya karşı dirençlidirler. Düşük karbon ve düşük alaşım içeriği normal çalışma sertliği olan 40-55 HRC'lerdeki tokluğun yüksek olmasını sağlar. Yüksek wolfram ve molibden sıcak dayanımını artırır, ancak tokluğu da kademeli olarak düşürür. Vanadyum ise yüksek sıcaklıklardaki erozif aşınma dayanımını artırır. Bu çeliklerdeki silisyum artışı da 800 °C'lere kadar oksidasyon direncini yükseltir. Şekil 2.4'te kromlu sıcak iş takım çeliğinin mikroyapısı görülmektedir [5].



Şekil 2.4. AISI H13.(DIN 1.2344) Kromlu sıcak iş takım çelikleri. 1025°C (1875°F)'ye kadar ısıtılmış, havada soğutulmuş ve 595 °C (1100°F)'de iki kez menevişleme yapılmış. 42 HRC. Yapı martenzit ve az miktarda çözünmemiş ince karbür. % 2 nital. (C: 0.32-0.45, Mn: 0.20-0.50, Si: 0.80-1.20, Cr: 4.75-5.50, Ni: 0.30max., Mo: 1.10-1.75, V: 0.80-1.20) [5].

Bütün kromlu sıcak iş takım çelikleri, derin sertleşebilirlik özelliğine sahiptir ve sıcak ortamlarda çalışan tüm kalıplarda kullanılabilir. Özellikle alüminyum, magnezyum ekstrüzyon kalıp uygulamalarında iyi sonuçlar verir. Kokil kalıplarda, dövme kalıplarında, mandrellerde ve sıcak kesme kalıplarında kullanılabilirler.

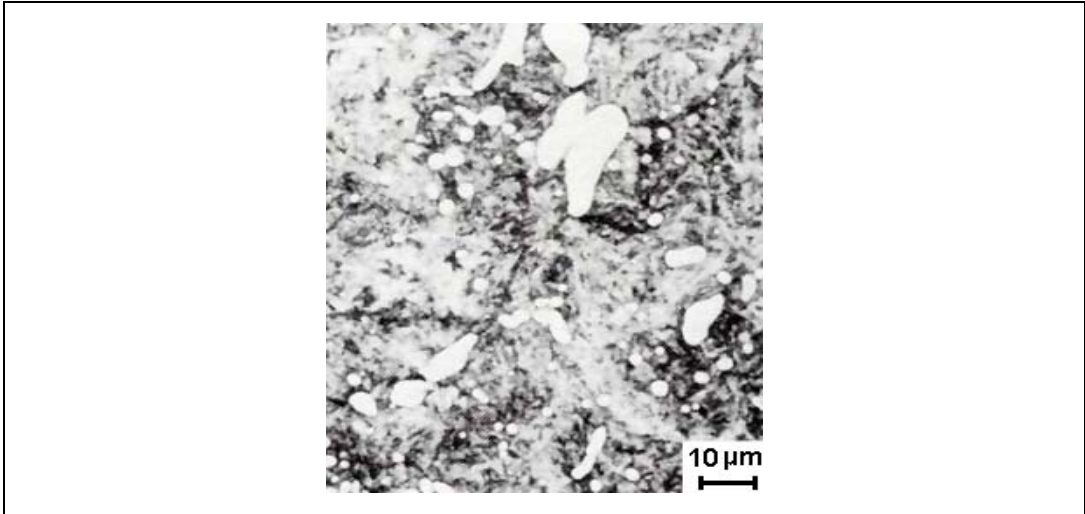
Wolframlı sıcak iş takım çeliklerinin esas alaşım elementleri karbon, wolfram, krom ve vanadyumdur. Bu çeliklerdeki alaşım elementi miktarı arttıkça ısıl yumuşama ve yüksek sıcaklıkta aşınmaya karşı direnc artmaktadır. Ancak bu yüksek alaşım miktarı normal çalışma sertliğinde (45 ten 55 HRC'ye kadar) kırılmalığa neden olmakta ve kullanım sıcaklığında su ile soğutulmasını zor hale getirmektedir. Şekil 2.5'te wolframlı sıcak iş takım çeliğinin mikroyapısı verilmiştir [5].



Şekil 2.5. AISI H21.(DIN 1.2510) Wolframlı sıcak iş takım çelikleri. 1200°C (2200°F)'a ısıtılmış, yağda soğutulmuş ve 595°C (1100°F)'de menevişleme yapılmış. 53,5 HRC. Yapı martenzit ve çözünmemiş karbür , % 2 nital / Vilella reaktif. (C: 0.26-0.36, Mn: 0.15-0.40, Si: 0.15-0.50, Cr: 3.00-3.75, Ni: 0.30max., W: 8.50-10.00, V: 0.30-0.60) [5].

Bu çelikler özellikle pirinç, nikel alaşımları ve çeliğin ekstrüzyon kalıplarında, kompleks şekilli sıcak dövme kalıplarında kullanılırlar.

Molibdenli sıcak iş takım çelikleri, molibden, krom, vanadyum, karbon ve çeşitli miktarlarda wolfram içerirler. Bu çelikler yüksek hız çeliklerinin kimyasal kompozisyonuna benzeseler de düşük karbon içeriği ve yüksek tokluklarıyla bu çeliklerden ayrılırlar. Ancak dekarbürizasyona meyilli olduklarından ısıtılışlarına çok dikkat edilmelidir. Wolframlı sıcak iş takım çelikleri ile aynı kullanım alanına sahiptirler. En büyük avantajı üretim maliyetinin wolframlı sıcak iş takım çeliklerinden düşük olmalarıdır. Şekil 2.6'da molibdenli sıcak iş takım çeliğinin mikroyapısı verilmiştir [5].



Şekil 2.6. AISI H42. Molibdenli sıcak iş takım çelikleri. 1175°C (2150°F)'ye kadar ısıtılmış, yağda soğutulduktan sonra, 565°C'de (1050°F) üç kez menevişleme, 65 HRC. Yapı martenzit ve çözünmemiş karbür. Vilella reaktif. (C: 0.55-0.70, Mn: 0.15-0.40, Cr: 3.75-4.50, Ni: 0.30max., Mo: 4.50-5.50, W: 5.50-6.75, V: 1.75-2.20) [5].

Sıcak iş takım çelikleri pres döküm tezgahlarındaki kalıplarda metal kamaraları ve presleme silindirlerinde, kalıp ve boru preslerinde, hafif ve ağır metallerin ve çelik alaşımlarının işlenmesinde profil pres takımlarında, sıcak kesme, sıcak çapak alma gibi uygulamalarda kullanılmaktadırlar.

2.1.3. Yüksek hız çelikleri

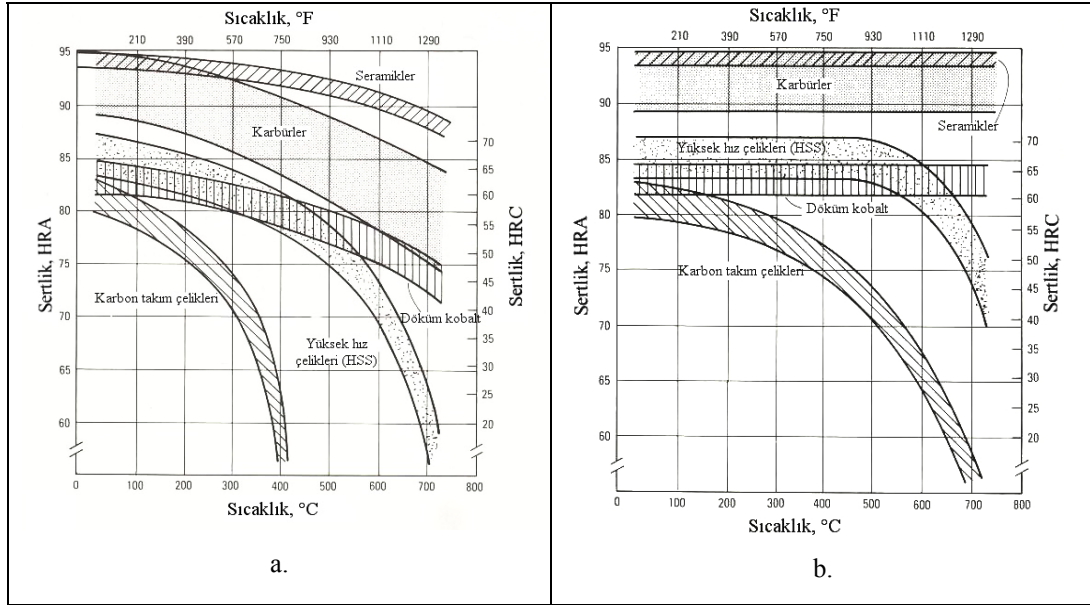
Yüksek hız çelikleri yüksek sertlik, sıcak sertlik, ısı ve aşınma dayanımına sahip yüksek alaşımlı takım çelikleridir. Yüksek kesme hızı ve kesme gücündeki yoğun artış ile yüksek kesme kapasitesi bu grup çeliklerin ‘Yüksek Hız Çelikleri’ olarak adlandırılmasına neden olmuştur. Bu çeliklerin en önemli özelliği yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımına sahip olmasıdır.

Ortalama sekiz alaşım elemanı içeren ve çoğunlukla denge diyagramları bile tam olarak bilinmeyen yüksek hız çelikleri günümüz metalurjistleri için en sofistike ve kompleks sertleştirme mekanizması sistemini içerir. Yeni metalbilimsel tekniklerin gelişmesi ile son derece kompleks mikroyapılarının kesme koşullarında nasıl görev yaptığı (fiziksel metalurjik esaslara dayanarak) son yıllarda açıklanmaya başlamıştır. Yüksek hız takım çelikleri genel olarak kullanılan kesici takım malzemeleri arasında en düşük sertlik ve en yüksek tokluğa sahip malzemelerdir. Bu çelikler konvansiyonel olan döküm-hadde ya da toz metalurjik yöntemlerle üretilmektedirler. En büyük dezavantajları ise doğal olarak sert olmayıp sertliğin ısı işlem ile sağlanmasıdır. Uygun ısı işlem ile 600 °C’ ye kadar sertlik ve kesme kuvvetlerini korurlar. Eğer kesme ucundaki sıcaklık 600 °C’nin üzerine çıkarsa çelik yumuşar ve uç deforme olur. Ana uygulama alanları olan delme, kesme, tornalama, frezeleme gibi işlemlerde freze, torna, testere gibi takımlar olarak kullanılırlar [2].

2.2. Kobalt Esaslı Döküm Malzemeler (Stellitler)

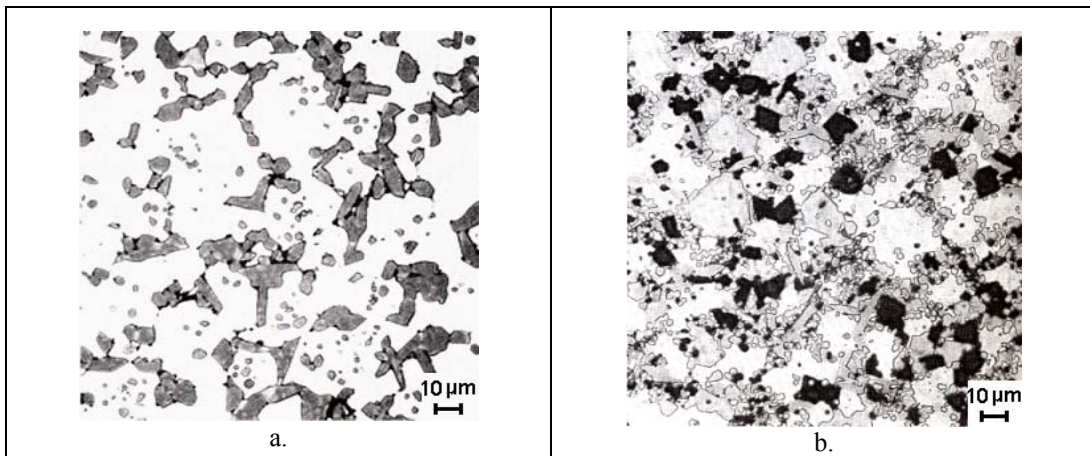
Kobalt esaslı malzemeler kobalt, wolfram, krom, karbon içerikli ve çok geniş bir gruba yayılmış aşınmaya dayanıklı malzemeler olup Stelit ailesi olarak tanımlanır. Bu malzemeler yüksek sıcaklıklarda da sertliklerini korur ve bu üstün özellikleri sayesinde yağlamanın olmadığı ortamlarda da uygulanabilirler. Döküm kobalt alaşımları, yüksek hız çelikleri ve sertmetaller arasında bir sınıfta yer alırlar. Oda sıcaklığında yüksek hız çeliklerinin sertliği döküm kobalt alaşımlarıyla karşılaştırılabilirse de, yüksek sıcaklıklarda döküm kobalt alaşımları çok daha sert olup (Şekil 2.7) kesme hızları yüksek hız çeliklerinden yaklaşık %20 daha yüksektir. Yüksek hız çelikleri, istenilen sertliğe ısı işlemle getirilebilirken döküm kobalt

alaşimleri dökülmüş durumda sert olup ısı ile yumuşatılmaz ya da sertleştirilemezler [5].



Şekil 2.7. Döküm kobalt alaşımlarının sıcak sertlik değerlerinin diğer kesici takım malzemelerinininki ile sıcaklığın bir fonksiyonu olarak karşılaştırılması.(a) sıcak sertlik, (b) Toparlanma sertliği [5].

Döküm kobalt alaşımları elektrik ark ocağı ya da indüksiyon ocağında koruyucu atmosfer altında dökülürler. Özel ve karmaşık şekillerde üretim yapılacaksa hassas döküm, shell döküm ya da kum kalıba döküm yapılabilir. Şekil 2.8'de görüldüğü gibi stellite alaşımlarının mikroyapılarında kobalt-krom-wolframli matrikse gömülmüş kompleks M_7C_3 , M_6C , $M_{23}C_6$ karbürleri bulunmaktadır [5].



Şekil 2.8. Stellite T/M kesici takım malzemelerinin mikroyapısı. Kobalt bazlı matriks içinde krom ve wolfram alaşımlı karbürler. Karbür seviyesi hacimce % 5'ten % 60'a kadar değişmektedir. a: Stellite 12: Cr: % 30, W: % 8.5, Ni: % 3, C: % 1.5, Co: kalan, b: Stellite 98M2: Cr: % 30, W: % 18.5, Ni: % 3.5, Mo: % 0.8, C: % 2.0, Co: kalan [5].

Stellit takımları, sert metalle işlemenin çok zor olduğu kesme işlemlerinde ve sert metalin çabuk kırılacağı durumlarda tercih edilirler. Bu duruma tipik bir örnek kaynaklı bölgelerin işlenmesidir. Kaynak bölgeleri serttir, yüzeylerinde inklüzyonlar olup pürüzlü bir yapıdadır ve dolayısı ile bu bölgelerdeki kesme işlemi süreksizdir. Kobalt esaslı malzemeler orta devirden düşük devire kadar ağır kesme koşullarında çalışabilirler. Sertlikleri alaşım elementlerinin oranlarına göre 55-65 HRC arasında değişir. Dar ve özel kullanım alanlarına sahiptirler.

2.3. Kompozit Malzemeler

2.3.1. Sertmetaller

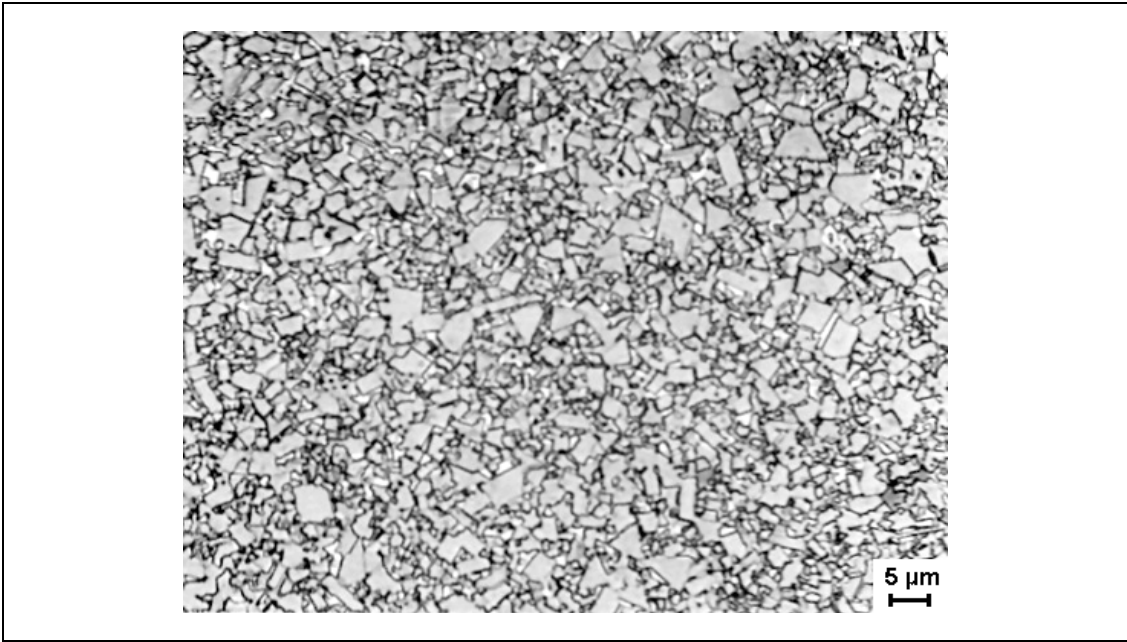
Sertmetaller aşınmaya dayanıklı, sert ve refrakter özellikli malzemeler olup sert karbür partiküllerinin yumuşak bağlayıcı madde ile 1300–1600 °C’de sinterlenmesi ile üretilmektedir. Bu malzemeler ilk olarak 1920’lerin başlarında Almanya’da geliştirilmiştir. İlk üretilen sertmetal, kobalt bağlayıcılı wolfram karbür (WC) dür. Yıllar geçtikçe temel wolfram karbür-kobalt (WC-Co) alaşımları geliştirilerek metal işleme, madencilik, konstrüksiyon, metal şekillendirme, aşınma dayanıklı parçalar gibi çok geniş alanlarda uygulanarak çeşitliliği artırılmıştır. ABD, İngiltere gibi anglosakson ülkelerde sementit karbür olarak adlandırılan bu malzemeler uluslararası tanımlamada sertmetaller olarak tanınırlar. Sert metal üretiminin yaklaşık %50’ si metal işleme uygulamaları üzerinedir [5].

Sertmetaller toz metalurjisi ile üretilmekte olup üretim esnasında bir dizi işlemlerden geçmektedir ve her işlem elde edilecek ürünün istenen özellik, mikroyapı ve performansta olması için çok dikkatli kontrol edilmelidir. Bu işlemler :

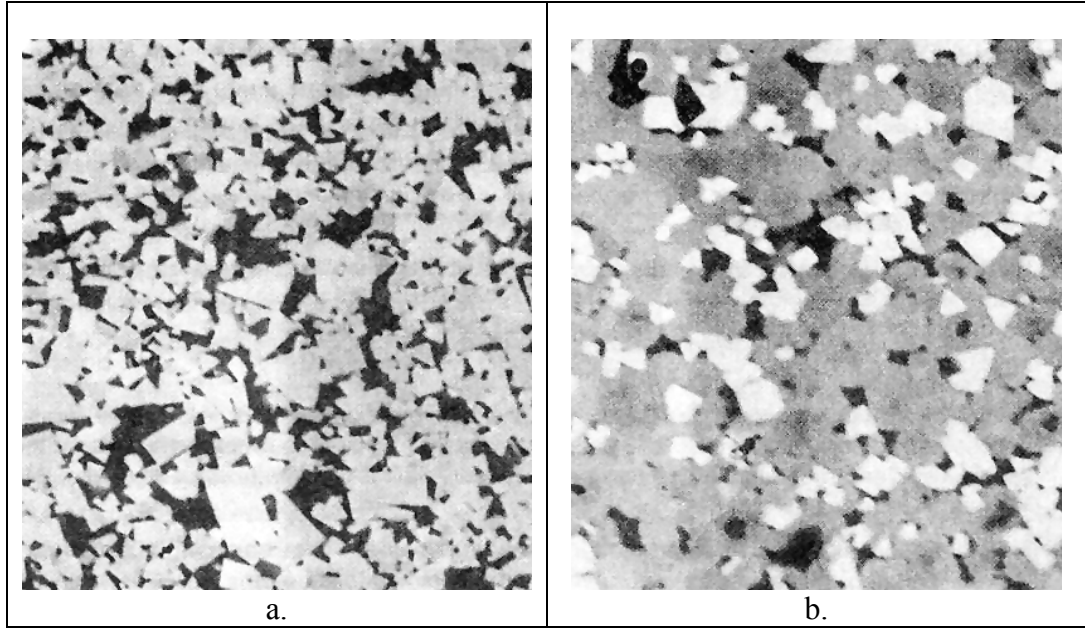
1. Cevherin işlenmesi ve wolfram karbür tozunun hazırlanması
2. Alaşıma ilave edilecek diğer karbür tozlarının hazırlanması
3. Tozların öğütülmesi
4. Tozun sıkıştırılması, preslenmesi
5. Ön sinterleme (900 °C’de vakum fırınında)
6. Şekillendirme (yumuşak, sünek ve tebeşir gevşeklğinde kolayca şekillenir)
7. Son sinterleme (1300-1600 °C’de vakum fırınında)
8. Taşlama, leplemedir.

Sertmetal kesici takımların performansı kimyasal bileşim ve mikroyapıyla sıkı sıkıya alakalıdır. Bu tür kesici takımların özellikleri ise sadece karbür tipi ve miktarına değil, karbürün tane boyutu ve kullanılan bağlayıcı metalin miktarına da bağlıdır.

Sertmetal kesici takımların temel mikroyapısı wolfram karbürdür (WC). Wolfram karbüre ilave edilen titanyum karbür (TiC), vanadyum karbür (VC), hafniyum karbür (HfC), zirkonyum karbür (ZrC) veya niobyum karbür de (NbC) karışık karbür olarak mikroyapıda yer alabildiği gibi, bazı özel sert metallerde krom karbür (Cr_3C_2), molibden karbür de (Mo_2C) bulunabilir. Matriks ise yüksek ısılatma özelliği nedeniyle karbür tanelerini bağlayıcı görevini üstlenen kobalt ya da nikelde oluşur. Ancak nikel bağlayıcı olarak düşük wolfram karbür ıslatabilirliğine sahip olduğu ve sertlik ve toklukta düşüşe neden olduğu için toplam karbür miktarının %10'undan fazla kullanılmaz [5]. Şekil 2.9 ve 2.10'da sert metal mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 2.9. % 6 Co, % 94 WC sert metal, orta büyüklükte tane boyutu [2].



Şekil 2.10. Sertmetal mikroyapılarının Tarama Elektron Mikroskopundaki görüntüleri. (a) K tipi WC-Co Sertmetal (açık gri: WC, koyu gri: Co) (b) P tipi WC-(Ta/Ti/Nb)C-Co (açık beyaz: WC, açık gri: (Ta/Ti/Nb)C, Siyah: Co) [4].

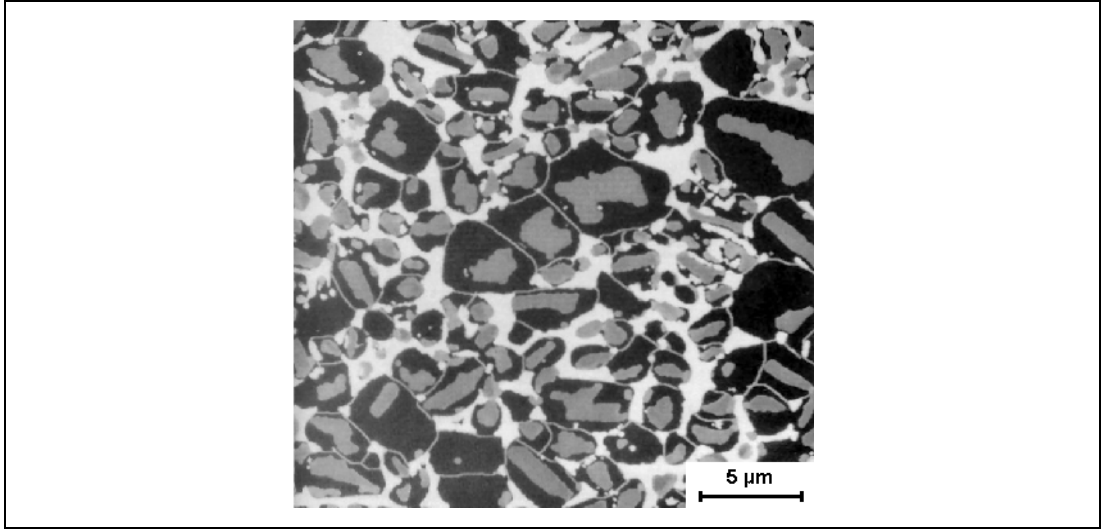
Kullanılacak sertmetalın çeşidi, işleme türü, çalışma koşulları ve işlenecek malzemenin çeşidine göre değişmektedir. Sertmetaller düşük-orta-yüksek kesme hızlarında, istenen boyutsal hassasiyette torna, freze, delme, dış açma, planya, çentik açma, sıyırma vb. işlem türlerinde kesici uç olarak kullanılır. İşlenecek malzemeler ise orta veya düşük çekme mukavemetine sahip çelik alaşımlarından belirli sertlik derecelerindeki gri dökme demirlere, sert ağaçlardan çeşitli demir dışı metal alaşımlarına kadar geniş çeşitlilik gösterir.

2.3.2. Sermetler

Sermet, seramik (seramik) ve metal (metal) olmak üzere iki ana fazın birarada bulunduğu malzemeye verilen addır. Mikroyapısı ortalama %50 miktarında sert karbonitrür fazı ve sertleşebilen çelik matriksinden oluşur. Almanyada ferrotitanitler (Ferro-TiC) olarak da adlandırılan bu malzeme sert metallere oranla daha yüksek kimyasal kararlılık gösterir [5].

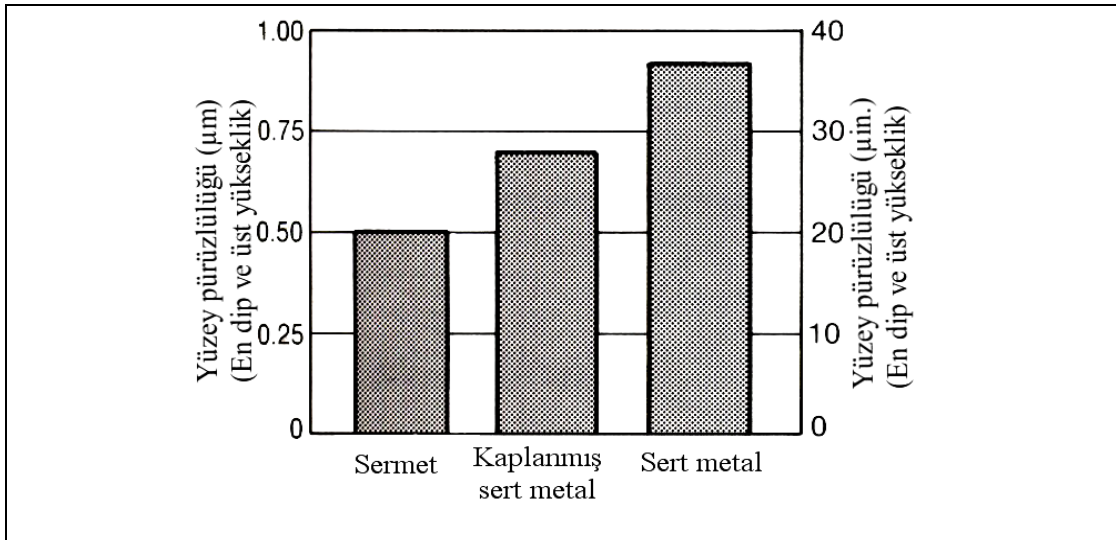
Mikroyapıdaki seramik fazda titanyumkarbonitrür ana bileşen olmak üzere, molibden, wolfram, tantal, niobyum, vanadyum, alüminyum ve bunların katı çözeltileri karbür veya nitrürler şeklinde bulunur. Bağlayıcı metal fazı ise nikel,

kobalt, molibden veya bunların bileşenlerinden oluşur [5]. Şekil 2.11’de bir TiCN sermetin mikroyapısı verilmiştir.

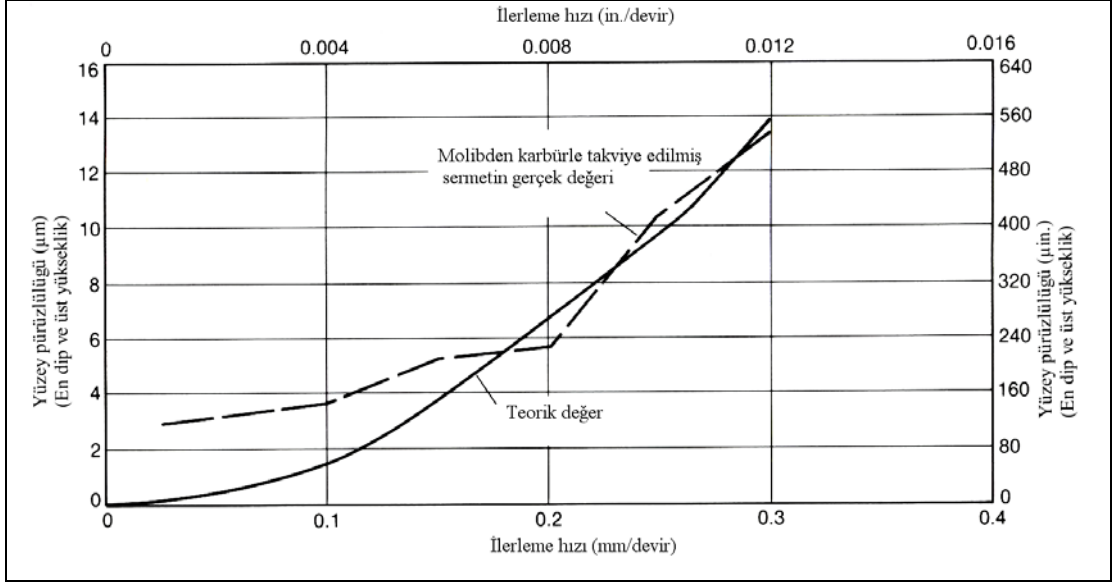


Şekil 2.11. TiCN bazlı Sermetin mikroyapısı [5].

Sermet takım malzemeleri çeliklerin, dökme demirlerin ve demir dışı alaşımların işlenmesinde kullanılabilir. Sert metal ve kaplanmış sert metallere daha yüksek hızlarda kullanılabilir ve daha iyi yüzey kalitesi elde edilir [5]. Şekil 2.12’de sermet ve sementit karbür takımların işleme yüzeyleri kaliteleri karşılaştırılmıştır. Şekil 2.13’te ise teorik yüzey kalitesi ile sermet takımla işlenmiş gerçek iş parçası yüzey kaliteleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 2.12. Sermet ve sementit karbür takımların yüzey kalitelerinin karşılaştırılması. İşleme parametreleri: kesme hızı, 250 m / dak.; ilerleme hızı, 0.30 mm / devir; kesme derinliği, 3.0 mm, soğutma sıvısı kullanılmamış. İş parçası: 1045 çeliği [5].



Şekil 2.13. Teorik yüzey kalitesi ile sermet takımla üretilmiş gerçek iş parçası yüzeyinin karşılaştırılması. Teorik değer = f^2 / BR , f ilerleme hızı ve R takım ucunun yarıçapını belirtmektedir. İşleme parametreleri: kesme hızı, 200 m / dak. kesme derinliği, 2.0 mm . İş parçası: 4135 çeliği [5].

2.4. Seramikler

Seramik kesici takımları geleneksel takım çeliklerinden ve sert metallere ayıran başlıca dört önemli özelliği vardır :

- kimyasal olarak inerttirler ve reaksiyona girmezler,
- aşınma dayanımları daha yüksektir,
- sıcak sertlikleri daha yüksektir,
- talaş kaldırma esnasındaki ısı yayınımları çok iyidir.

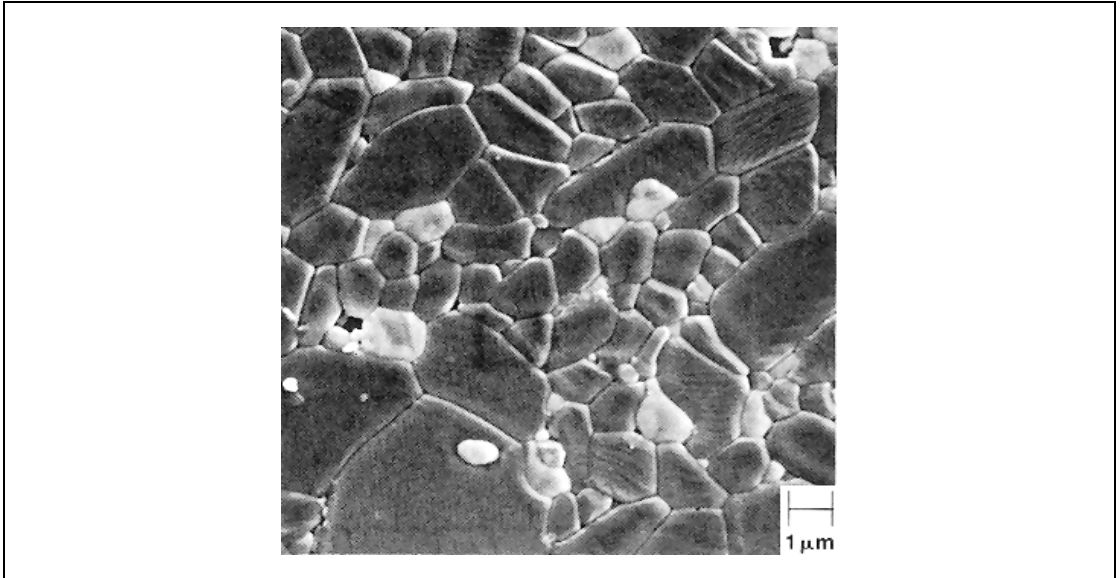
Bu özellikler toplamı bir yandan takım ömrünü uzatırken diğer yandan talaş kaldırma hızını da artırır. Seramik kesme takımlarının en önemli dezavantajı ise takım çelikleri ve sert karbürlerden çok daha düşük tokluğa ve eğme dayanımına sahip olmasıdır [5].

Günümüzdeki seramik takım malzemelerinin gelişimi, kısmen de olsa 1970'lerin başlarında otomotiv gaz tribünleri ve diğer yüksek sıcaklık malzeme uygulamalarında yüksek sıcaklık seramik malzemelerinin kullanılmasıyla başlamıştır. Metal işlemede seramik takım kullanımı ise alaşımli seramik ve seramik kompozitlerin gelişimiyle uzun bir zamanda yavaş yavaş olmuştur [5].

2.4.1. Alumina esaslı seramik takımlar

Metal işlemede en önemli faktör işleme esnasında ortaya çıkan ısıdır. Yaklaşık 800 °C' lerde Al_2O_3 seramikler özellikle basma gerilmeleri altında sert metallere göre daha iyi mekanik özellikler gösterir. 800 °C' nin altında sert metallere göre dayanımı Al_2O_3 seramiklere oranla daha yüksektir.

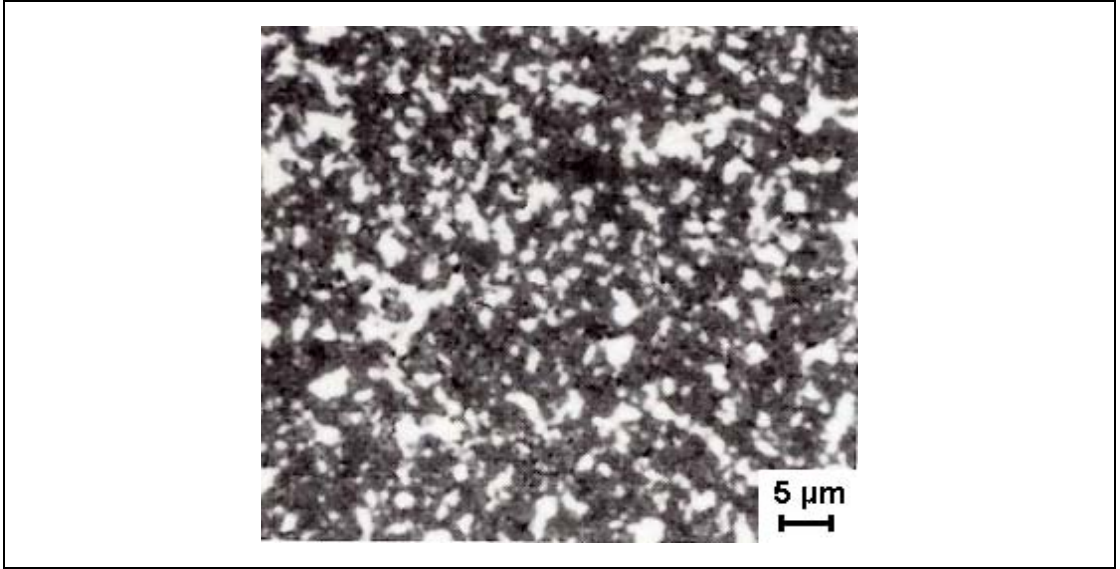
En temel Al_2O_3 seramik, beyaz renkli, % 5-% 30 civarında zirkonya ($Al_2O_3+ZrO_2$) ilave edilmiş primer fazın alümina, ikinci fazın zirkonya olduğu malzemedir, şekil 2.14'te yüksek saflığa sahip, zirkonya ile toklaştırılmış alumina takım malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Artan zirkonya miktarı ile kırılma tokluğu ve mukavemet artarken, sertlikte düşüş meydana gelir. Al_2O_3 'ya ZrO_2 ilavesi ile spesifik bir kristalografik dönüşüm meydana gelir; bu enerji absorbe eden bir mekanizmadır. Yapıda bulunan yarı kararlı tetragonal ZrO_2 , gerilim altında malzemenin kararlı monoklinik yapıya dönüşmesine neden olur. Bu dönüşüm gerilimi absorbe eder ve önler, herhangi bir çatlak oluşumunun ilerlemesi monoklinik fazda oluşan ikizlenmeler ile önlenir [5].



Şekil 2.14. Yüksek saflığa sahip, zirkonya ile toklaştırılmış alüminanın tarama elektron mikroskobu görüntüsü, Al_2O_3 matrisi içinde dağılmış ZrO_2 fazı (beyaz) [5].

Alumina-titankarbür (Al_2O_3+TiC) seramikler, 1970'lerin başlarında yüksek sertlik ve kırılma dayanımına sahip olması için refrakter metal (tityum karbür) partiküllerinin Al_2O_3 'ya ilave edilmesi ile keşfedilmiştir. Bu seramik kesiciler,

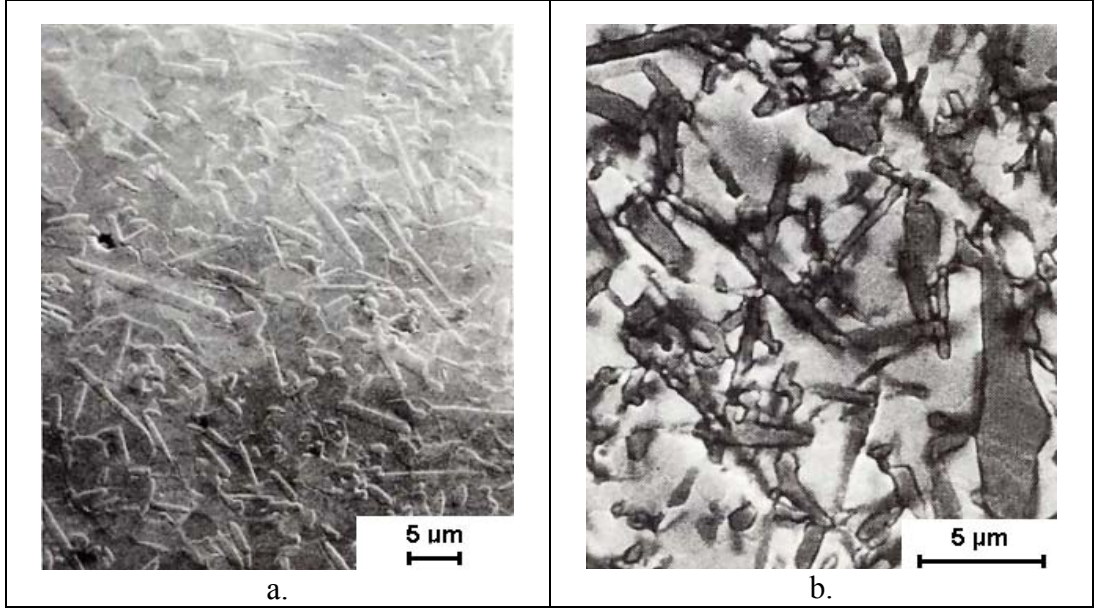
yaklaşık % 70 Al_2O_3 , % 30 TiC parikülleri içeren karışımın sıcak presleme ya da sıcak isostatik preslenmesi ile üretilirler (Şekil 2.15). Yapılarındaki titanyum karbür nedeniyle aldıkları renkten dolayı siyah seramikler olarak adlandırılırlar [5].



Şekil 2.15. Sıcak-preslenmiş Al_2O_3 seramik takım çeliğinin mikroyapısı [5].

Seramiğin içerisinde dağılmış olan sert partiküller, çatlak ilerlemesini önlemesi nedeniyle kırılma tokluğu ve eğme dayanımını artırır. Sert TiC partiküllerinin dağılımı, bu seramiklerin sertliğini 800 °C'lere kadar korumasını sağlar ve bu sıcaklıklarda, alumina-zirkonya seramik takımlara oranla daha rahat kullanım sağlar. 800 °C' yi geçen sıcaklıklarda TiC partikülleri oksidasyona uğrar, güçlendirici özelliğini kaybeder ve seramik yumuşamaya başlar. Bu nedenle kesme hızı, kesme derinliği ve besleme hızı seçiminde dikkat edilmelidir.

Alumina-silisyumkarbür (Al_2O_3-SiC) takviyeli takımlar en yeni alumina esaslı malzemelerdir. Alümina matriks içerisine %20-45 oranında silisyum karbür fiberlerin ilavesi ve sıcak preslenmesi ile takımın tokluğu belirgin ölçüde arttırılmıştır (Şekil 2.16) [5].



Şekil 2.16. SiC fiberlerle güçlendirilmiş Al₂O₃ kompozit takım malzemesinin mikroyapısı [5].

0.5-1 µm çapında ve 10-125 µm uzunluğunda olan silisyum karbür fiberler alumina esaslı Al₂O₃+TiC takımlardan daha yüksek termal iletkenlik ve daha düşük termal genişleme katsayısına sahip olduğundan termal şok direnci Al₂O₃+TiC esaslı takımlara göre yüksektir.

Alumina esaslı seramik takımlar sert metallere göre daha yüksek sıcak sertlik (2400 HV) dayanımına sahip olduğundan takımın kesici ucunda herhangi bir plastik deformasyon göstermeden 1000 m / dak seviyesinde yüksek hızlarda kullanılabilir. Yüksek sertliği takımı darbelerle karşı hassas hale getirdiğinden kullanım alanları temizleme, yarı bitirme ve son operasyon olarak sınırlandırılmıştır. Günümüzde bu takımlar yoğun olarak otomotiv sanayiinde dökme demir ve çelik malzemelerin talaşlı işleminde kullanılmaktadır.

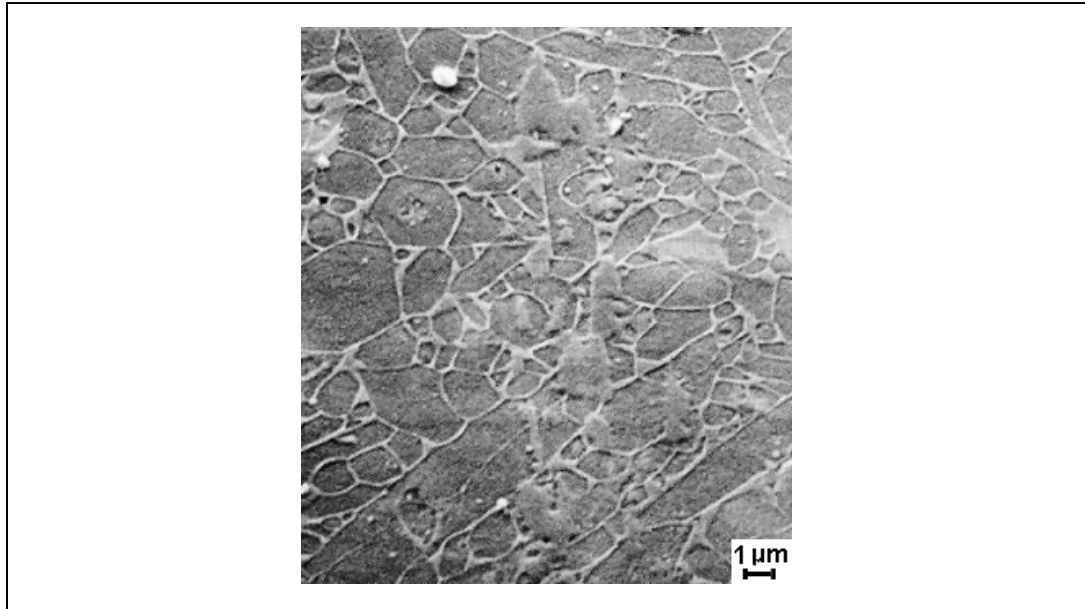
2.4.2. Silisyum nitrür seramik takımlar

Silis nitrür kesici takımlar geleneksel alümina esaslı kesici takımlardan daha yüksek mukavemet, aşınma dayanımı ve kırılma tokluğuna sahiptir. Bu malzeme 1980'lerin başlarında Si₃N₄ esaslı olmak üzere seramik takım üreticileri tarafından geliştirilmiştir. Si₃N₄ tozuna (içerisinde SiO₂ empürite olarak bulunur), Al₂O₃, Y₂O₃ ve MgO gibi sinterlemede yardımcı olacak maddelerin bir değirmende ilavesinden sonra soğuk presleme-sinterleme, sıcak presleme, gaz basıncında sinterleme ya da

sıcak isostatik presleme yöntemleriyle üretilirler. Sinterlemede yardımcı olan maddeler SiO_2 ile reaksiyona girerek sıvı hale geçerler. Bu camı bir yapı olup Si_3N_4 'ün sıvı faz sinterlemesinde yapının gözeneksiz olmasını sağlar. Mikroyapıda Si_3N_4 kristalleri ve tanelerarası bağ olmak üzere iki faz bulunur. Tanelerarası bağ ise ya SiO_2 içeren kısmi camı faz ya da sinterlemeye yardımcı olan $\text{Al}_2\text{O}_3, \text{Y}_2\text{O}_3, \text{MgO}$ 'tir. Sinterlemeye yardımcı olan malzemeler tokluğun düşmesine neden olan porozitelerin yoğun olarak azalmasına neden olur [5].

Si_3N_4 esaslı malzemelere metal karbür ya da nitrürlerin yapıya dağıtılarak ilavesi ile (TiC, TiN, HfC, vb.) sertlikte artış meydana getirir. Bu dağıtılan karbür ya da nitrürler kırılma tokluğunu artırır, çatlak ilerlemesine de engel olur.

Sialon ise Si_3N_4 'ün Al_2O_3 ve AlN ile yüksek sıcaklıkta reaksiyona girmesiyle elde edilen malzemeye verilen genel addır. Diğer bir deyişle Sialon, Si_3N_4 malzeme olup yapıdaki silisyumun bir kısmının alüminyum, azotun bir kısmının ise oksijenle yer değiştirmesi sonucu oluşan $\text{Si}_{6-x}\text{Al}_x\text{O}_x\text{N}_{8-x}$ kimyasal bileşimindeki malzemedir [5]. Şekil 2.17'de bir sialon takım malzemesinin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.17. β' tanelerinin camı fazdaki durumunu gösteren β' -Sialon'un mikroyapısı [5].

Tokluğu alüminyum oksitten daha yüksek olan sialon, alüminyumoksidin kullanım sahasında daha yüksek kesme hızlarına sahip olup özellikle beynitik ve menevişlenmiş martenzitik çeliklerin talaşlı işleminde kullanılabilir.

BÖLÜM 3. YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİ

Talaşlı imalatta 20. yüzyılın başlarına kadar sertleşebilirlikleri saptanmış olan mangan ve krom alaşımlı takım çelikleri kullanılıyordu, ancak bu çeliklerin talaşlı imalatta kesme hızları ve termal dayanıklılığı düşüktü. 20. yüzyılın başlarında wolfram ve vanadyum katkısıyla ilk yüksek hız çeliği (HSS; High Speed Steel) geliştirilmiştir. İçerisinde yaklaşık % 18 wolfram ve %1 vanadyum bulunan AISI standartına göre T1 olarak adlandırılan bu çelik günümüzde de hala kullanılmaktadır. Yüksek kesme hızı ve kesme gücündeki yoğun artış ile yüksek kesme kapasitesi bu grup çeliklerin “Yüksek Hız Çelikleri” olarak adlandırılmasına neden olmuştur [7].

Yüksek hız çeliklerinin gelişimi yüzyıllık bir süreç içerisinde genelde deneme-yanılma yoluyla gerçekleşmiştir. Bu süreç içerisinde 1930’lu yılların ortalarında yapılan molibden katkısıyla yüksek hız çeliklerinin günümüzde kullanılan temel alaşım dizaynı ortaya çıkmıştır. 1970’lerden itibaren toz metalurjisinin gelişmesiyle, yüksek hız çeliklerinde de toz metalurjik uygulamalar başlamış ve bu alandaki alaşımlama çalışmaları ivme kazanmıştır.

Tablo 3.1’de 20. yy’da yüksek hız çeliklerinin geliştirilmesi sürecindeki önemli aşamalar belirtilmiştir

Tablo 3.1. Yüksek Hız Çeliklerinde Kronolojik Olarak Önemli Gelişmeler [8].

No	Yıl	Gelişme
1	1910	18W-4Cr-1V çeliğinin (T1) geliştirilmesi
2	1912	Kızıl sertliğin sağlanması için %3 ten %5’e kadar Co ilavesi
3	1923	Daha yüksek hızlı işleme için %1.2 C’lu alaşım
4	1939	Yüksek V ve yüksek C’ lu süper yüksek hızlı çelikler (M4 ve T 15)
5	1940	Wolfram’ın yerine Molibden’in geçmesi
6	1953	Kükürt takviye edilmiş HSS
7	1961	M40 serisinde yüksek sertlikli (HRC→70) HSS’ler
8	1970	Toz Metalurjisi (T/M) esaslı HSS’in doğuşu
9	1973	Sertliği yükseltmek için daha yüksek Si ve Ni içeren HSS ler (M7)
10	1980	Serbest Kobaltlı süper HSS
11	1980	Aşınma dayanımı yüksek TiN kaplamanın geliştirilmesi
12	1982	Alüminyumla modifiye edilmiş HSS’ler
13	1983	Sıcak sertliği artırmak için N – alaşımlı HSS
14	1985	İkinci nesil T/M esaslı HSS ler
15	1990	Vakum altında “temiz” HSS üretimi
16	1994	Cüruf altı ergitme yöntemiyle HSS – kalıntı kontrolü
17	1996	Daha yeni nesil aşınma dayanımlı kaplamalar

Günümüzde torna, freze, planya gibi işleme operasyonlarının önemli bir kısmında kullanılan yüksek hız çeliklerinin yerini sert metallerin yavaş yavaş aldığı gözükse de, yapılan araştırmalara göre kaba bir tahminle, dünyadaki bu tür kesici uç üretiminin % 50'sini yüksek hız çelikleri oluşturmaktadır. Alaşım miktarı ve ısı işlem uygulamalarıyla mekanik özelliklerin ve mikroyapının kontrolü, çeşitli darbeli kesme işlemi altında yeterli sertlik ve tokluktaki karmaşık formda takımların tasarımı ve üretimine olanak sağlaması ile gelişim potansiyeli yüksek bir çelik grubu olan yüksek hız çelikleri, halen talaşlı imalatın çeşitli aşamalarında en çok kullanımı olan kesici takımlardır.

3.1. Üretim Yöntemleri

3.1.1. Standart döküm ve haddeleme yolu ile üretim

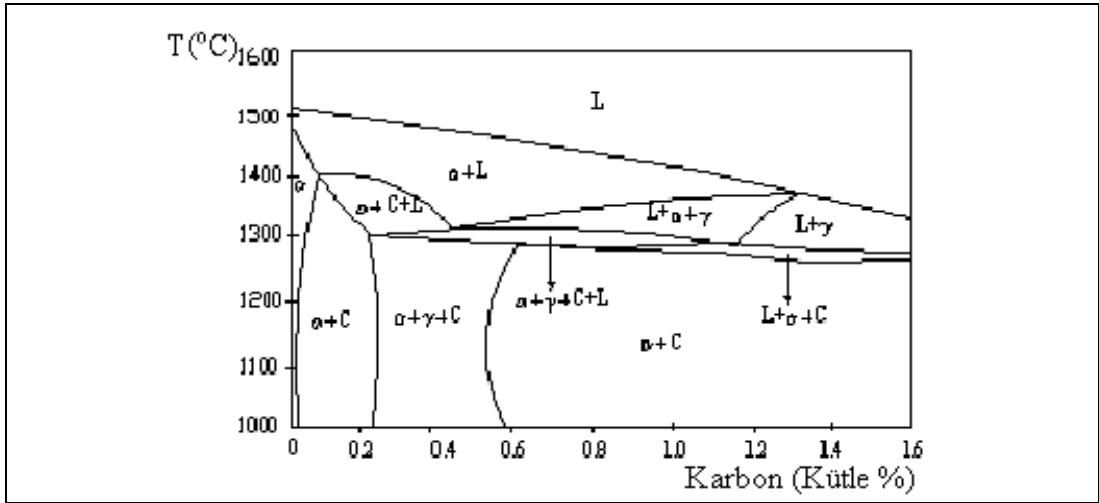
Yüksek hız çeliklerinin üretim aşamasının ilk adımı dökümdür. Ledeburitik bir çelik olan HSS'ler, yaklaşık 250-300 °C seviyesindeki katılaşma aralığıyla değişik mikroyapısal kusurlar içerir [9]. Döküm işleminde rastlanan en büyük problemlerin başında, döküm sırasında (sıvı metalin katılaşması sırasında) oluşan iri, hücrel karbür ağları (interdendritik uzaylarda ötektik karbürler) gelmektedir. Bu iri karbür ağları geniş ingotların merkezinde veya merkeze yakın yerlerinde oluşmaktadır. Mikroyapısal incelemelerde kalıp kenarına yakın bölgelerde yüksek katılaşma hızı nedeniyle ince taneli yapı oluştuğu, merkeze doğru ise katılaşma hızının giderek düşmesiyle tanelerin irileştiği görülmüştür. Primer dendritlerin etrafında nihai katılaşmada oluşan koloni şeklindeki ötektik yapı, segregasyon sorununun artmasına neden olmaktadır.

Pratikte sıvı haldeyken yüksek hız çeliklerinin her yerinde yapının ve konsantrasyonun aynı olduğu kabul edilir. Demirin yanında karbon, manganez, silisyum, krom, wolfram, molibden ve vanadyum gibi yapıda bulunan tüm elementler ergiyiğin içinde homojen olarak dağılmıştır. Sıvı haldeyken yapının her yerinde bileşim uniformken, katılaşma devam ettikçe bu yapı uniformluğunu kaybetmeye başlar. Döküm sıcaklığı ile döküm kalıbındaki katılaşma hızı, oluşan döküm yapısını ve buna bağlı olarak özelliğini belirler. Termokupl yardımıyla döküm sıcaklığı kontrol altına alınabilirken, kalıptaki soğuma hızına müdahale etmek kolay değildir. Ufak ingot dökümlerinde bakır kalıplar, su soğutmalı kalıplar kullanarak soğuma hızı

bir miktar kontrol altına alınabilir, sıvı metalin katılaşması sırasında ingotta çekinti ve hava boşluklarını önlemek için yüzeyde oluşan çil tabakasını hemen kalıp yüzeyinden ayırmak gerekir. Yüksek hız çelikleri genellikle kokil veya seramik kalıplara dökülmektedir.

3.1.1.1. Döküm

Yüksek hız çeliklerinin mikroyapılarında MC ve M_6C tipi blok karbürler bulunur ve bu karbürler veya onların öncü fazları M_2C 'ler katılaşma sırasında oluşurlar. Horn ve Brandis [10] tarafından ampirik olarak belirlenmiş olan bir çoklu denge diyagramı kesiti Şekil 3.1' de verilmiştir. Bu denge diyagramının kesiti AISI M2 (DIN HS6-5-2) tipi yüksek hız çeliğine ait olup yüksek hız çeliklerinin büyük bir grubunun katılaşma davranışını tanımlayabilmektedir.



Şekil 3.1. AISI M2 tipi yüksek hız çeliğine ait ikili denge diyagramı [10].

% 6 W, % 5 Mo ve % 2 V den oluşan bu alaşımın tipik karbon oranı % 0.8 – % 1.0 arasındadır. Bu çeliklerde sıcaklığın düşmesiyle sırasıyla aşağıdaki reaksiyonlar meydana gelerek katılaşma sırasını oluşturur:

- (1) Primer delta ferrit oluşumu başlar.
- (2) Ferritin peritektik dönüşümüyle sıvıdan östenite dönüşüm başlar.
- (3) Ötektik ledeburitin kristalizasyonu, kalan interdendritik sıvı katılaşmaya başlar ($\gamma + C$, $C = M_2C$ ve/veya M_6C , MC de olabilir). Bu reaksiyon ötektik noktadan aşağıya doğru faz kompozisyonlarını değiştirerek solidüs sıcaklığına ulaşana dek devam eder ve

- (4) Ledeburit kristalizasyonu aynı zamanda, dendrit merkezlerindeki kalıntı ferrit östenit ve karbüre dönüşür. Buradaki morfolojik yapı ötektik yapıyla benzerlik gösterdiğinden, bu reaksiyon "delta-ötektoid dönüşüm" olarak bilinir.

Yüksek hız çeliklerinin çok bileşenli denge diyagramları çoğunlukla bilinmemektedir. Şekil 3.1' deki kesit karbon miktarına bağlı olarak faz alanlarının değişimini göstermekte, ancak oluşan karbür tipleri ve bu karbür fazlarının oranları hakkında ayrıntılı bilgi vermemektedir.

3.1.1.1.1. Birincil dendrit kol (dendrit gövdeleri) uzayları

Geleneksel olarak döküm ve haddeleme yoluyla üretilen yüksek hız çeliklerinin karakteristik yapısı olan karbür dizileri, ingottaki interdendritik sıvının (nihai katılaştıran artık sıvının) çoklu ötektik dönüşümü sonucu oluşurlar. Bu karbürler haddelemede karbür dizileri halinde mikroyapıda yer alır. Karbür dizilişinin, çeliğin tokluk ve kullanım alanı üzerinde direkt etkisi vardır [10] ve tüm bu nedenlerden dolayı dendrit yapısını etkileyen çeşitli parametrelerin bilinmesi ve tanımlanması önem kazanmaktadır. Dendrit yapısı iki parametre olarak karakterize edilebilir: dendrit gövdeleri arasındaki uzaylar (birincil dendrit gövdelerarası mesafe, S_1) ile bu uzayda oluşan dendrit kolları (ikincil dendrit kollararası mesafe, S_2).

Dendrit gövde alanları üzerinde yapılan deneysel çalışmalar, primer dendrit oluşumunun, gradyan, G_L ve büyüme hızı, V ile bağıntılı olduğunu göstermiştir. Alışılmış tanımlaması aşağıdaki gibidir :

$$S_1 = \text{const } V^{-c} G_L^{-d} \quad (3.1)$$

Çelikler ve demir alaşımları üzerinde yapılan ölçümler sonucu sabit, c 'nin $0.2 < c < 0.5$ ve d 'nin $0.5 < d < 0.75$ olduğu saptanmıştır. Hunt, Kurz ve Fisher ve Trivedi' nin teorik çalışmaları [10] V ve G_L parametrelerinin dendrit oluşumu üzerindeki etkisi konusunda aynı fikirde olduklarını göstermektedir, fakat katılma aralığı ΔT , sıvı içindeki difüzyon DL , arayüzey enerjisi γ_{LS} , ve ergime enerjisi, ΔS de primer dendrit oluşumunu etkilemektedir:

$$S_1 = \text{const } k^n (\gamma_{LS} / \Delta S \Delta T D_L)^{1/4} V^{-1/4} G_L^{-1/2} \quad (3.2)$$

Bazı farklı çalışmalar denge bölümü sabiti $k = c_S / c_L$ 'nin rolü açısından farklı görüştedirler ($c_S, c_L =$ sıvı ve katının verilen sıcaklıklardaki denge konsantrasyonları), burada $n = + 1/4$ yada $n = - 1/4$ olabilir.

Ana değişkenlerin yanında, sıcaklık gradyanı ve soğuma hızı, ΔT ve k sıvının kimyasal kompozisyonuyla bağıntılıdır.

3.1.1.1.2. İkincil dendrit kol uzayları

Genel olarak ikincil dendrit kol uzaylarına etkili olan parametreler, sıcaklık gradyanı ve katılma hızıdır. Bu iki parametre arasındaki bağıntı ampirik olarak ifade edilirken soğuma hızı $T = GV$, yada katılma süresi $\tau_f = (T_L - T_{E(max)}) / T$ ile ifade edilir ve ikincil dendrit kollararası mesafe:

$$S_2 = AT^{-b} \quad (3.3)$$

olarak yazılabilir.

Farklı alaşımlar arasında A ve b değerleri arasında çok az farklılıklar vardır ve A değeri $30.6 < A < 47.4 \mu\text{m s} / \text{K}$, b değeri ise $0.34 < b < 0.38 \mu\text{m s} / \text{K}$ arasında değişmektedir. A değeri ana alaşım elementinin konsantrasyonuyla değil, katılma süresiyle belirlenmektedir. İkincil dendrit kollararası mesafenin oluşumunda diğer önemli değişkenler ise karbür oluşumu ve oluşum sıcaklığıdır.

Katılma zamanını ikincil dendrit kolları yapısının kabalaşma süresi belirler. Yüksek hız çeliklerinde katılma başladığında çapraz olarak peritektik reaksiyon araya girer. Genellikle çeliklerde ikincil dendrit yapısını, östenit fazındaki katılma, ferrit fazındaki katılmadan daha fazla kabalaştırır. Yönlendirilmiş katılmış yapılarda kabalaşmış dendrit kollarının ölçümü daha basittir.

Dendrit kabalaşmasında aşağıdaki mekanizmalar etkilidir:

- (1) Arayüzey enerjisi ve difüzyon taşınımı ile kabalaşma devam eder (Ostwald Olgunlaşması).
- (2) Dendrit kol uçlarının yakınındaki büyüme değişimlerini, uzun kolların hızlı büyümesi izler.

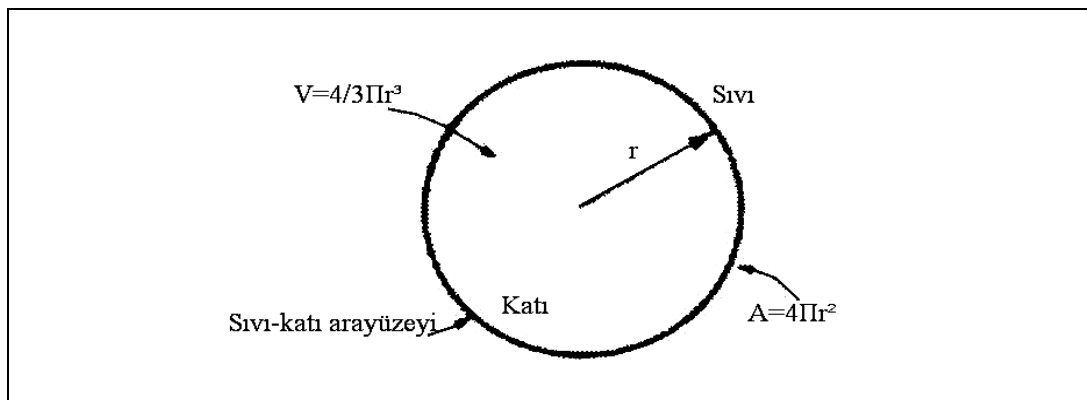
- (3) Dendrit kol ve gövdesi arasında oluşan boynun tekrar erimesiyle kaybolan dendrit kollarını, dendrit gövdelerinden dendrit kollarının ayrılması izler.
- (4) Sıcaklık etkisi ile yanyana olan bitişik kollar birleşir ve
- (5) Sıcaklık gradyanı bölgesinde ergimeyle dendrit kolları uzar.

3.1.1.1.3. Homojen çekirdeklenme

Katılma sırasında atomik diziliş, en düzenli kısa mesafeli düzenden uzun mesafeli düzene veya kristal yapıya kadar değişir. Katılma çekirdeklenme ve büyüme olarak iki aşamadan oluşur. Çekirdeklenme küçük katı parçacıkların sıvıdan embriyolaşması şeklinde olur. Çekirdek kararlı hale gelmeden önce minimum kritik çapa gelmelidir. Katının büyümesi, atomların sıvıdan oluşan çekirdeklere geçmeleri ile olur ve bu şekildeki büyüme sıvı tamamen bitene kadar devam eder.

Sıvı katılma sıcaklığının altına soğutulduğu zaman malzemenin katılması beklenir. Çünkü katının kristal yapısı ile ilgili enerjisi; sıvının enerjisinden daha azdır. Sıcaklık katılma noktasından daha da aşağıya düştüğünde giderek büyüyen enerji farkı katıyı daha da dengeli hale getirir. Katı ve sıvı arasındaki bu enerji farkı serbest hacim enerjisidir (ΔG_V).

Buna karşın katının oluşması için Şekil 3.2’de görüldüğü gibi katı ile sıvıyı ayıran bir arayüzeyin oluşması gerekir. Serbest yüzey enerjisi arayüzey enerjisi σ ile birleşmiştir geniş yüzeyler serbest yüzey enerjisini artırır, büyük bir yüzey daha büyük yüzey enerjisi demektir.



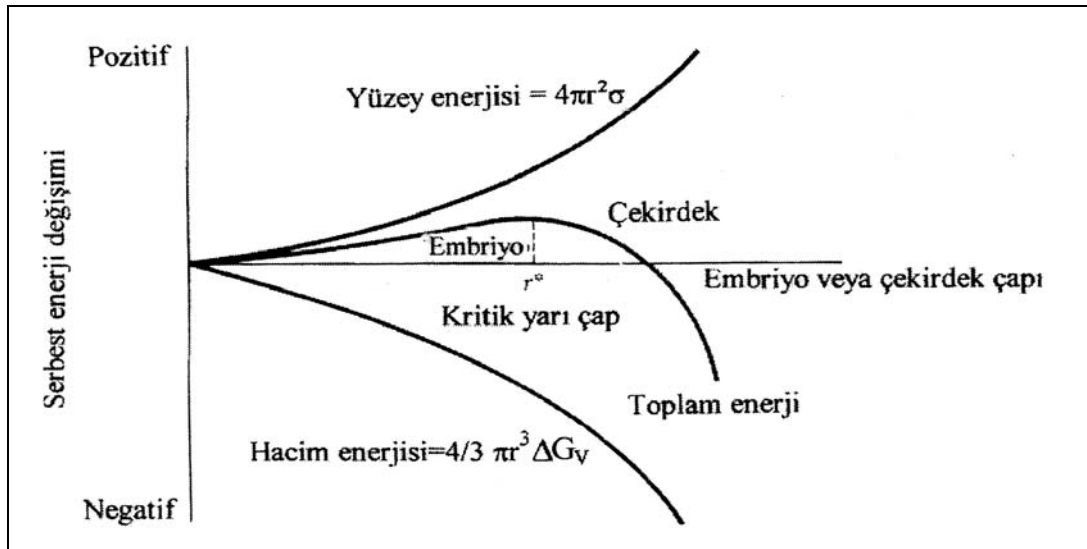
Şekil 3.2. Katı-sıvı arayüzeyinin şematik gösterimi [11].

Sıvı katılaşma noktasına soğutulduğunda, sıvı içerisindeki atomlar kümeleşerek katı malzemeye benzer küçük bir bölge oluştururlar. Bu küçük katı parçacıkları embriyo olarak adlandırılır. Embriyo oluştuğunda toplam serbest enerji değişimi, serbest hacim enerjisinde azalma ve serbest yüzey enerjisinde artış meydana gelir (Şekil 3.3). Böylece toplam serbest enerji,

$$\Delta G = 4/3\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma \quad (3.4)$$

olur.

Burada $4/3\pi r^3$, yarıçapı r olan küresel embriyonun hacmidir. $4\pi r^2$ küresel embriyonun yüzey alanıdır. σ serbest yüzey enerjisi ve G_v negatif değişen serbest hacim enerjisidir.



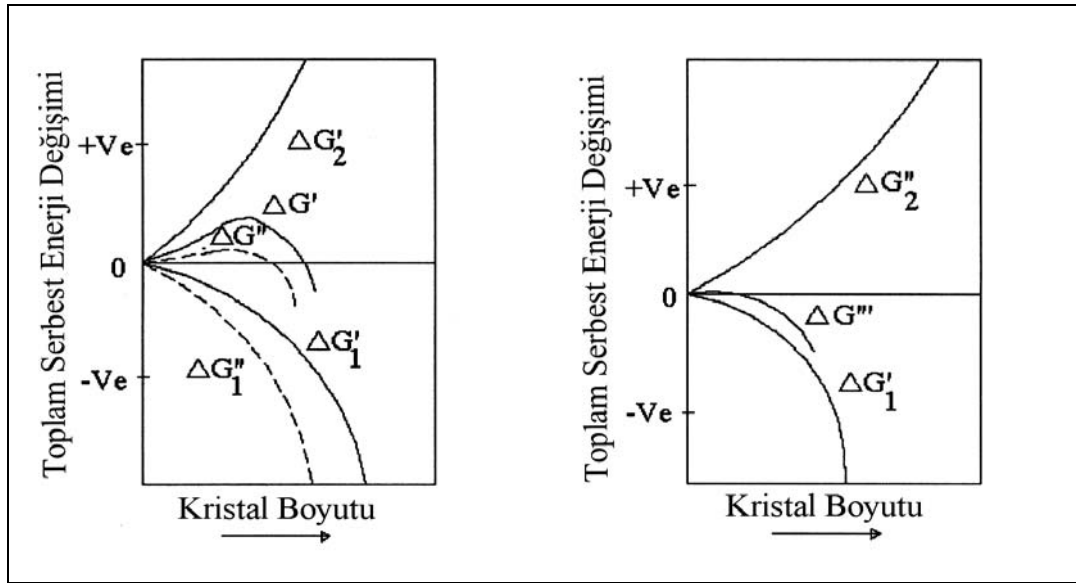
Şekil 3.3. Embriyo oluşumu için gerekli serbest enerji değişimi [11].

Serbest enerjideki değişiklik embriyonun boyutuna bağlıdır. Embriyo çok küçükse, embriyonun daha fazla büyümesi serbest enerjinin yükselmesine neden olacaktır ve büyüme yerine embriyo tekrar eriyecek bu da serbest enerjinin azalmasına neden olacaktır, metal de sıvı kalacaktır. Sıvı, denge katılaşma sıcaklığının altında bulunduğundan aşırı soğumuş olacaktır. Aşırı soğuma, gerçek soğuma sıcaklığı ile denge katılaşma sıcaklığı arasındaki farktır.

Sıvının sıcaklığı denge katılaşma sıcaklığının daha da altına soğutulduğunda, atomlar kümeleşerek, kritik yarıçaptan (r^*) daha büyük bir embriyo oluşturur. Buna ilaveten

aşırı soğuma, embriyonun kritik boyutunu geçmesini sağlayacak kadar büyük olduğunda homojen çekirdeklenme olur.

Şekil 3.4' de kesikli çizgi ile verilen eğri sıvıda aşırı soğumanın $\Delta G_1'$ ve $\Delta G_2'$ üzerindeki etkilerini göstermektedir. $\Delta G_1'$, $\Delta G_1''$ ye düşürülmekte, bu da $\Delta G''$ değerlerini düşürmektedir. Kararlı büyüme için kritik çekirdek büyüklüğünün küçülmesi, kristal oluşum olasılığını artırmaktadır. Aşırı soğuma sırasında $\Delta G_2'$ aşağı yukarı sabit kalmaktadır.



Şekil 3.4. Katılaşma sırasında serbest enerji değişimleri [10].

Yüksek hız çeliklerinin dökümünde homojen çekirdek oluşumu için sıvı metal içinde herhangi bir yabancı madde etkisinin bulunmaması ve yüksek aşırı soğuma gerekir. Pratikte nadiren homojen çekirdeklenme olur. Kalıp duvarları ve bunun gibi kaçınılmaz etkilerden dolayı aşırı soğuma önlenir ve belli miktarda heterojen çekirdeklenme meydana gelir. Hızlı soğutma ile birlikte döküm sıcaklığı düşük tutulabilirse aşırı soğuma mekanizması uygulanabilir. Büyük boyutlu ingotların merkezlerinde bu uygulamanın da etkisi yoktur [12].

3.1.1.1.4. Heterojen çekirdeklenme

Enerji engelini düşürmenin alternatif bir yolu da sıvı içerisine yabancı partiküller ilave etmektir. Uygun koşullar altında yabancı çekirdekler $\Delta G_2'$ yi düşürecek (Şekil 3.4b), bu da kristal oluşumunun azalmasına benzer bir etkiyle $\Delta G''$ nin azalmasına neden olacaktır.

Heterojen çekirdeklenme için uygun aşılama metodunun saptanması çok önemlidir. İlk olarak aşılama olarak seçilen madde katılma sıcaklığında ufak katı partiküller halinde sıvı metalde bulunmalıdır. Eğer aşılama sıvıda var olan bileşik ve ilave maddeler ile oluşuyorsa partiküllerin sıvı metalde dağılımı da bağlantı oluşumu için yeterli olmalıdır. Bu duruma örnek olarak alüminyum alaşımlarında tane inceltici olarak kullanılan ve ince çekirdeklenmeyi sağlayan potasyum-bor-florid gösterebiliriz. Potasyum-bor-florid sıvı metal ile reaksiyona girerek alüminyum borid oluşturur. Meydana gelen reaksiyon ekzotermik olup sıvının sıcaklığının yüksek kalmasını sağlar.

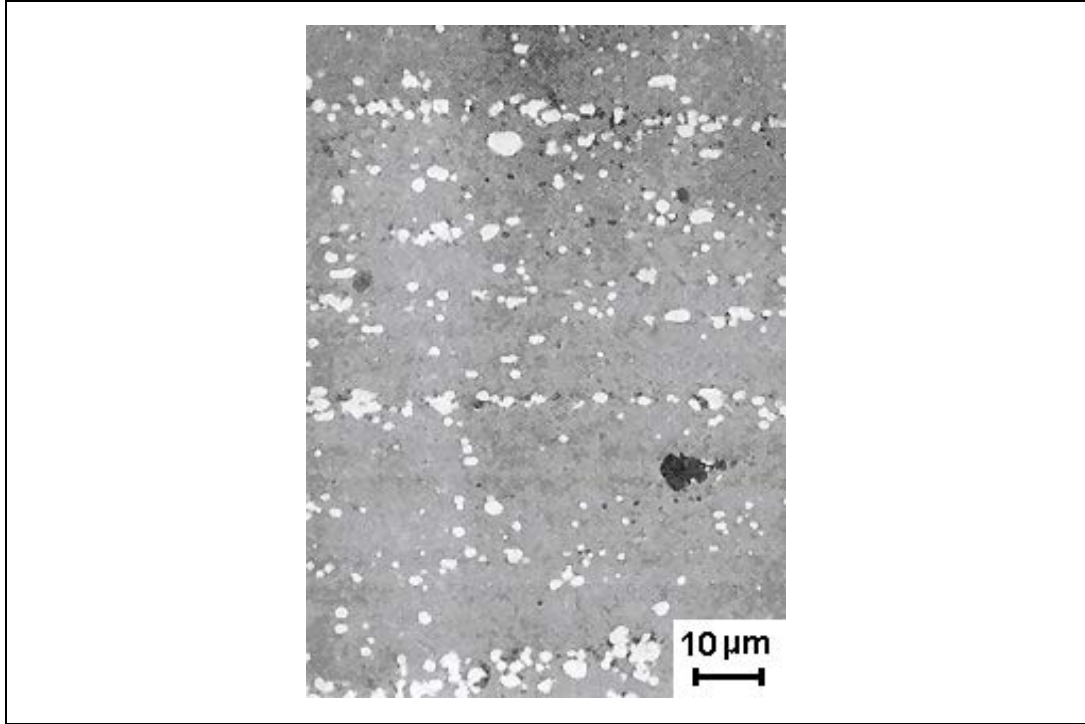
İkinci olarak, çekirdek sıvı metal tarafından ısıtılmalıdır. Üçüncü olarak ise katı metalin atomları ve çekirdek arasında çekim kuvvetleri oluşmalıdır. Bununla birlikte üçüncü faktör çok büyük olmamalı, ya da intermetalik bileşiklerin oluşumuyla çekirdeklenme oluşmamalıdır. Son olarak ise sıvı metal yapay çekirdeğin üzerinde eriyebilmelidir. Doğada belirli yönlendirme ilişkisi ile diğer bir kristal maddenin üzerinde çekirdeklenerek büyüyen çeşitli kristal örnekleri mevcuttur. Bu olaya yönlendirilmiş büyüme de denilmektedir. Heterojen çekirdeklenme üzerinde durulması gereken diğer bir kriter de, çekirdek ile katılma metal ara yüzeyinde çok az veya hiçbir zorlama olmadan bağlantının oluşması ve çekirdeğin büyümesidir.

3.1.1.2. Haddeme

Eğer kaliteli yüksek hız çeliği üretimi isteniyorsa, iç yapıda oluşan iri ötektik yapının yok edilmesi gerekmektedir. Karbür ağının kırılması için en geçerli yol, haddeme ile (sıcak deformasyonla) malzemenin \geq % 95 gibi büyük oranda deforme edilmesidir. Bu işlemdeki en büyük zorluk, ingotlarda rastlanan zayıf karbür dağılımıdır (kaba bağlantılı karbür aglomeratları). Eğer ingotta bu tür bir zayıf karbür dağılımı varsa haddeme sırasında ingot merkezinin çatlama olasılığı yüksektir [13].

Yüksek hız çeliklerindeki karbürler çok yüksek sıcaklıklarda bile çözünmezler. Bu nedenle ötektik karbür ağını bozmak için yoğun bir mekanik işlem gereklidir. Haddelenmiş (deforme edilmiş), nihai şekli verilmiş çubuklarda bile iyi ve kötü karbür dağılımının etkileri görülebilir. Haddeme sonrası homojen karbür dağılımına sahip çubukların tokluğu, band şeklindeki karbür yapısına sahip çubukların tokluğundan çok daha yüksektir.

Sıcak deformasyonla interdendritik uzaylarda bulunan karbürler hadde yönünde dizilir. Deformasyon miktarının artmasıyla karbür bantlarının eni daralır ve bantlararası mesafe kısalır. % 98 in üstü deformasyonda (örneğin matkaplar) karbür bantları tamamen birbirine yaklaşır ve homojen bir karbür dağılımı görüntüsüne neden olur [13]. Haddeleme işleminin etkinliğinde de sınırlamalar vardır. İngot ölçüleri büyüdükçe, iri karbür yapısı daha da fazlalaşmaktadır. Yaklaşık 35 cm²'den daha fazla kesit alanına sahip ingotlarda haddeleme ile döküm yapısındaki karbür ağını dağıtmak çok güçtür. Haddeleme sonucunda 15 cm²'lik kesite sahip homojen yapıya yüksek hız çeliği ingotun başlangıç kesit alanı yaklaşık 60 cm² olmalıdır. Bu geleneksel yüksek hız çeliklerinde haddeleme işleminin pratik sınırlandırılmasıdır. Haddeleme sonucu oluşan karbür dizileri Şekil 3.5'de gösterilmiştir [13].

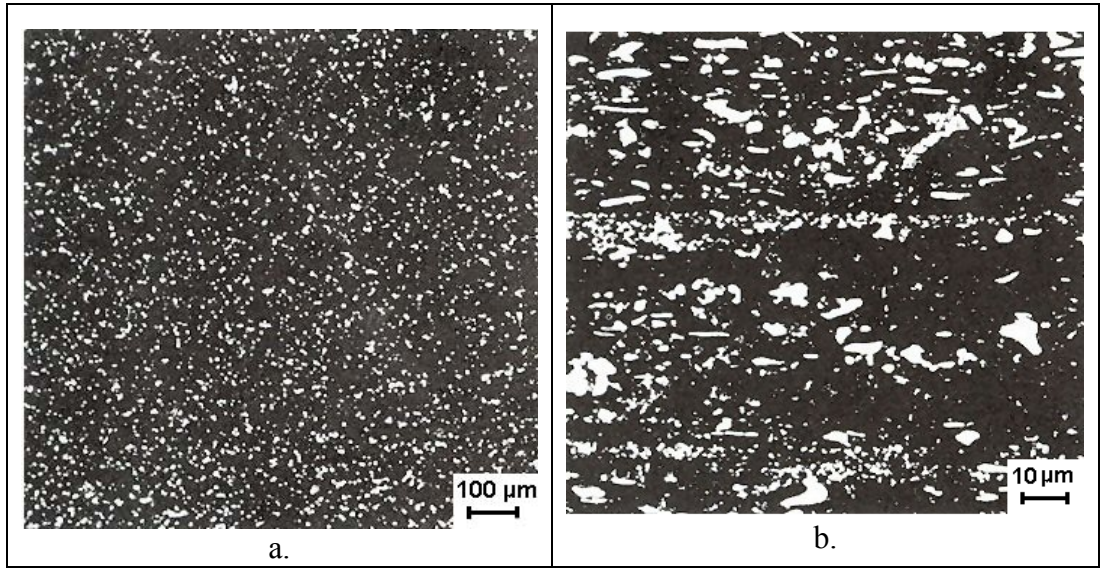


Şekil 3.5. Konvansiyonel üretimde haddeleme sonucu ortaya çıkan karbür dizileri; Tarama Elektron Mikroskobu görüntüsü (açık beyaz: M6C, koyu gri/siyah: MC) [4].

3.1.2. Toz metalurjik yüksek hız çelikleri

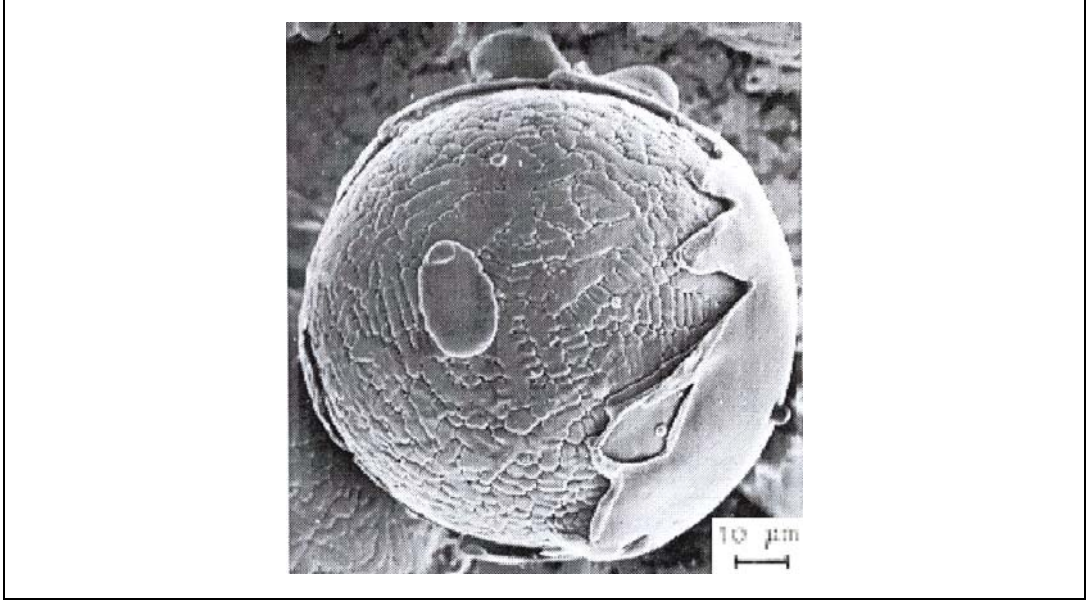
Yüksek hız çeliklerinin toz metalurjik uygulamasında esas, işlem sürecinde elde edilen yüksek katılma hızları sonucu hem dendritlerin, hem de dendritler arası uzayda bulunan karbürlerin inceltmesidir. Konvansiyonel döküm teknolojisiyle yapılan üretimde, yüksek hız çelikleri ledeburitik olarak katılabilirken, ingot merkezlerinde ikincil dendrit kolları arası aramesafe büyümekte, aynı zamanda

segregasyon sonucu dendritler arası uzayda birincil (blokvari veya dejenere ötektik) karbürler kaba olarak oluşmaktadır. Böylece büyük ingot merkezleri hem ikinci kalite malzeme olmakta, hem de ingotun haddelenmesi sonucu katılaşmadaki karbür, sıcak deformasyon sürecinde karbür bantları oluşturarak uniform olmayan bir mikroyapıya yol açmaktadır. Toz metalurjik üretimde elde edilen yüksek katılaşma hızları bu dezavantajlı mikroyapının yoğun olarak düzeltilmesini sağlar. Toz metalurjik üretimde homojen tane dağılımı ve konvansiyonel döküm-hadde yöntemiyle üretimde dizili karbür bantları Şekil 3.6'da karşılaştırmalı olarak görülmektedir.



Şekil 3.6. Toz metalurjik üretimde homojen karbür dağılımı, konvansiyonel üretimde dizili karbür bağları, Tarama Elektron Mikroskobu görüntüsü (açık beyaz: M6C, koyu gri/siyah: MC), a. Toz metalurjik üretim, b. Konvansiyonel üretim [5]

Yüksek hız çeliklerinin toz metalurjik üretimi sıvı metal püskürtme (su veya Argon gibi inert gazla atomizasyon) tekniğiyle gerçekleşir. Atomizasyon yöntemiyle toz içi 10^6 K / s'ye varan katılaşma hızları elde edilir. Artan katılaşma hızıyla beraber ikincil dendrit kolları aramesafesi 1-10 µm arasına, birincil karbür boyutları ise 1µm'nin altına iner. Şekil 3.7'de tipik bir gaz atomizasyonuyla üretilmiş toz tanesi gösterilmiştir. Tozun üzerinde görülen ince tabaka tipik bir splat-tabakasıdır ve ergiyik damlacığının tozun üzerine çarpmasıyla oluşur. Bu tabakalar 10^8 K/s seviyesinde katılaşma hızları gösterir ve melt spinning tekniğiyle üretilen ince şerit bantlara benzerdir [14,15].



Şekil 3.7. Toz metalurjik atomizasyon yöntemiyle elde edilen küresel yüksek hız takım çeliği tozu [14].

Günümüzde toz metalurjik yüksek hız çeliği üretimi yarı mamul üretimi ve direkt takım üretimi olmak üzere iki değişik teknikle yapılmaktadır.

3.1.2.1. Yarı mamul üretimi

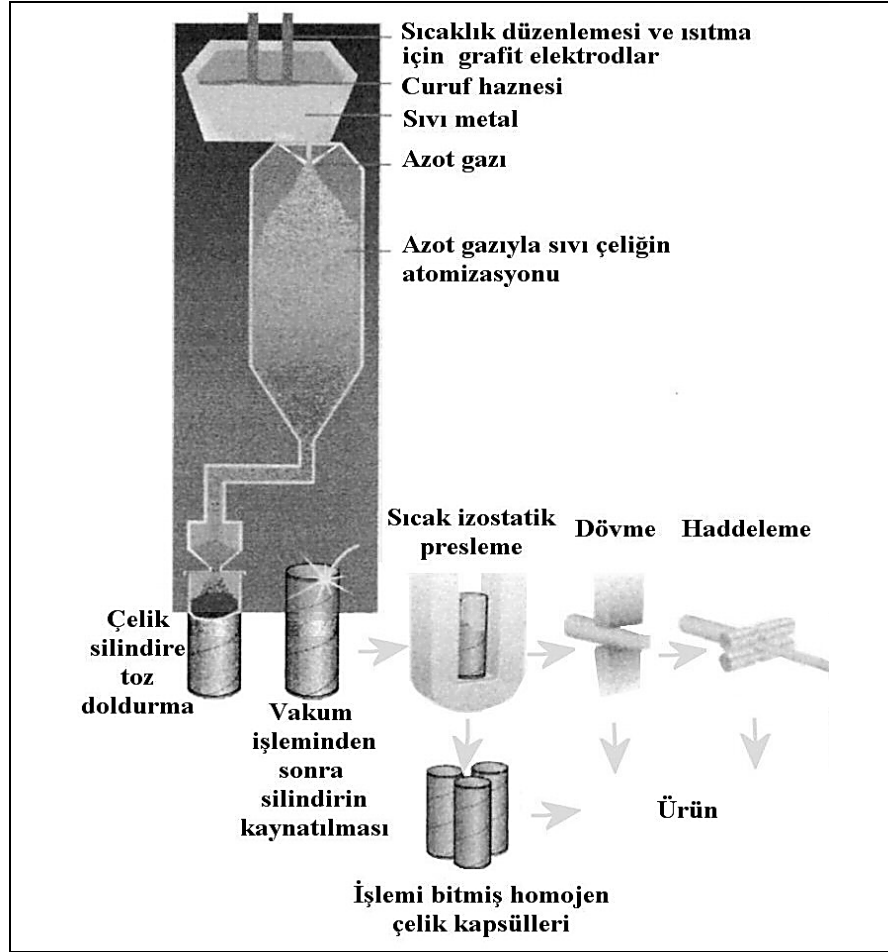
Bu yöntem üzerindeki çalışmalar 1960'lı yıllarda Holtz ve Reen'in çalışmalarıyla başlamıştır [14]. Şekil 3.8'de görüldüğü gibi azot atomizasyonu ile elde edilen tozlar, yumuşak çelik konteynerde kapsül lenerek yoğunlaştırılır. İşlem sonrası yumuşak çelik kabuk talaşlı işlenir veya haddelemede tufalleşmeye bırakılır. Elde edilen blok, konvansiyonel ingot gibi sıcak deformasyon işlemine sokulur.

Bu işlemde tozun yoğunlaştırılması üç değişik yöntemle mümkündür :

- Havası alınmış çelik kapsül içerisinde sıcak izostatik presleme (hot isostatic pressing, HIP)
- Havası alınmış çelik kapsül içerisinde ekstruzyon ve
- Havası alınmış çelik kapsül içerisinde dövme

Toz ekstruzyonu ile dövme/haddeleme yöntemlerinin daha ekonomik olmalarına rağmen ticari üretimde sadece HIP yöntemi kullanılmaktadır. HIP yönteminde yüksek hız çeliği tozların bulunduğu havası alınmış (düşük vakum altında) çelik kapsül, basınç ve sıcaklığın ortaklaşa etkide bulunduğu yüksek emniyetli bir hazneye

konur. Hazne içi yüksek işlem sıcaklıklarında tüm yüzeyden etki edecek şekilde yüksek gaz basıncı (düşük vakum altında) uygulanır. İşlem sürecinde toz yığını içerdiği gözenekleri atarak yoğunlaşır. Şekil değişimine uğramaz, ancak hacim olarak 1 / 3 oranında küçülür. Sıcak isostatik presleme 1000 at basınçta ve yaklaşık 1150 °C'de gerçekleşir.



Şekil 3.8. Yüksek hız çeliği tozların üretimi [15].

3.1.2.2. Direkt sıvı faz sinterlemesi

Direkt sıvı faz sinterlemesinde parça, iyi bir sinterleme karakteristiği eldesi açısından genelde teorik yoğunluğunun % 70-85'ini elde edecek şekilde tek eksenli olarak preslenir. Presleme sonrası elde edilen bu yoğunluk (ham yoğunluk) preslenen parçanın yeterli dayanıma (ham dayanım) ulaşarak bozunmadan işlenmesini sağlar. Sinterleme işlemi vakum fırınında gerçekleşir. Optimal vakum sinterlemesi östenit, karbür ve sıvı evreden oluşan dar bir sıcaklık aralığında (sinterleme koridoru) gerçekleşir. Bu koridor molibden esaslı yüksek hız çeliklerinde 5 °C'den azken,

wolfram esaslı yüksek hız çeliklerinde yaklaşık 20 °C'dir. Alaşım sistemine bağlı olarak sinterleme sıcaklıkları 1200-1340 °C arasında değişir. Süper solidus sinterleme olarak da adlandırılan bu tip sıvı evre katkılı işlemlerde mikroyapıdan yoğun bir şekilde gözenek atılması sağlanır.

Sıvı faz sinterlemesinde temel etki mekanizmaları viskoz akış ve yayınmadır. Sıvı evre katkısına rağmen elde edilen maksimum yoğunluklar teorik yoğunluğun % 99'u seviyesindedir. Ayrıca sıvı evre oluşum yörelerinde, artan sıcaklık paralelinde az veya çok karbür filmi oluşumu gözlenir [14].

3.1.2.3. Günümüzün toz metalurjik üretimine bakış

Toz metalurjik üretimin sağladığı yüksek çalışma hızları bu tip yüksek hız çeliklerinin piyasa payını oldukça artırmıştır. Kuvvetli karbür oluşturu element miktarını, karbür boyutunu etkilemeden artırma imkanı sonucu ingot teknolojisiyle üretilmesi zor, hatta imkansız alaşımlar geliştirilebilmiştir. Toz metalurjisinin büyük potansiyeline rağmen üretim miktarının bu denli düşük olmasının nedenini iki temel unsurda aramak gerekir. Bu tip üretim, sıcak izostatik presleme gibi özel yöntemler kullanılması nedeniyle pahalıdır. Üretim miktarlarının artırılmaması nedeniyle ekonomik bir üretim mümkün olmamıştır. PVD gibi tekniklerin gelişmesiyle takımlar kaplanarak kullanılmaya başlanmış ve kesme görevini takım yüzeyindeki ince katmanın üstlenmesiyle, yüksek hız çelikleri sadece taşıyıcı malzeme olarak görev yapmak zorunda kalmıştır. Bu da yüksek hız çeliği takımında üretim türünün ve alaşım dizaynının rolünü oldukça azaltmıştır.

3.1.3. Döküm yüksek hız takım çelikleri

Döküm yüksek hız takım çelikleri 60 lı yıllarda yoğun olarak üzerinde çalışılmış bir üretim yöntemidir. Bu çeliklerin avantajı döküm sonrası bir ısıl işlem kombinasyonu ile nihai takımın ucuz yolla eldesine imkan tanınmasıdır.

Yüksek hız çeliklerinin ilk üretimine başlandığı yıllarda, üretici ve kullanıcıların karşılaştığı en büyük problem bağlantılı karbür dizileri ve karbür ağlarıydı [16-20].

Bu ağ yapıları katılaşma sırasında tane sınırları ve ötektik kolonilerde yoğunlaşmaktadır. Küçük süreksiz karbür oluşumları kesici takımın performansına fazla olumsuz bir etkide bulunmazken, güçlü karbür dizileri ve herhangi bir şekilde meydana gelmiş karbür ağları takım çeliği üreticileri için üretimin tüm basamaklarında olumsuz etkiler ortaya çıkarmaktadır. Sonuç olarak üretilen kesici takımın özellikleri düşük ve takım ikinci kalite olmaktadır. Aynı zamanda yüksek hız çeliklerini ingottan yarı mamule doğru haddelerken ingot merkezlerinde çatlama oluşmasında da ana etken ingot merkezlerindeki iri karbür segregasyonlarıdır. 1940'lı yıllarda yüksek hız çeliklerinde wolfram ile birlikte molibden kullanımı ile çatlama probleminde kısmen çözüm bulunmuştur. Yapıdaki bu karbür ağları aynı zamanda ısıl işlem sırasında malzemenin çarpılmasına da neden olmaktadır. 1960'lı yıllarda çelik kullanıcılarının kesici takım ihtiyacının artması, kesici takımlarda standardizasyon ve kabul kriterlerinin ağırlaştırılması, bu problemlerin yok edilmesi çalışmalarını hızlandırmıştır [13]. Bu yıllarda bazı araştırmacılar karbür ağı ve dizileri problemlerinin katılaşmadaki heterojenlikten kaynaklandığını düşünerek sıvı metali aşılama, sarsma ya da elektromanyetik karıştırma gibi işlemlere tabi tutmuşlardır [18-20,21] Ancak o yıllarda bu tekniklerle olumlu bir sonuç alınamamış, yine de problemin çözümünün katılaşma sırasında sıvı metale uygulanacak bazı modifikasyonlarla önlenilebileceği düşünülmüştür [20]. Bu yıllardaki en yaygın görüş ise başarılı bir aşılama işlemiyle bu karbür ağlarının modifikasyonudur.

Yüksek hız çeliklerinin kimyasal bileşimlerinin üzerinde çalışmak, ötektik karbür oluşumuna ışık tutacak, Böylece ısıl işlem şartları değiştirilerek ötektik karbürler dağıtılabilecektir. Ancak bu ısıl işlemle mikroyapıdaki değişiklikleri gerçekleştirmek o yıllarda ticari kaygılardan ötürü laboratuvar çalışmalarından öteye geçememiştir [20].

1960'lı yıllarda ötektik karbürleri dağıtmak için düşünülen ısıl işlem yöntemi önküreselleştirme olarak adlandırılmıştır. Bu işlem yaklaşık 1230-1280 °C'lerde yapılan homojenleştirme ısıl işlemdir. Homojenizasyon ısıl işlemi ile döküm yüksek hız takım çeliklerinde ötektik fazın ayrıştığı tespit edilmiştir. Ancak ticari olarak üretilen büyük ingotlarda ve geniş kütleli döküm parçalarda, merkezde bulunan ötektik fazın varlığı giderilememiştir [20]. Büyük ingotlar üzerinde yapılan çalışmalarda 300 mm² lik ingotlara kadar olan çeşitli ebatlardaki döküm yüksek hız

çeliklerine bu ısıtma işlemi uygulanmış, 200 mm² lik parçalara kadar sonuçların olumlu olduğu, ancak bu kesitten daha geniş parçalarda ötektik karbür ağlarının parçanın merkezinde dağılmadığı tespit edilmiştir. Bu nedenle direkt dökümden kesici takım imal eden firmalar için uygulama alanları kısıtlıdır. Çünkü küçük kesit alanına sahip parçalarda homojenizasyon ısıtma işlemi ötektik yapıyı dağıtırken, büyük kesitlerdeki olumsuz durum üretilen kesici takımın boyutlarını da sınırlamaktadır [20].

Döküm sonrası kesme ile aşınma özelliklerini yoğun olarak belirleyen HSS karbürü M₆C nin ya W-esaslı hız çeliklerinde $\gamma + M_6C$ ötektiği olarak oluşması veya Mo-esaslı ve Mo-W-esaslı hız çeliklerinde $\gamma + M_2C$ ötektiği olarak oluşması (bu M₂C döküm sonrası homojenizasyon tavlama ile M₆C ye ayrışır) interdendritik uzayları kaplar ve böylece oluşan karbür ağı malzemeyi oldukça kırılgan yapar. Karbür ağının kırılması üzerine yoğun olarak çalışılmış, ancak bu işlemler konvansiyonel alaşım türlerinde gerçekleştirildiği için tokluk artırımını mümkün olmamıştır.

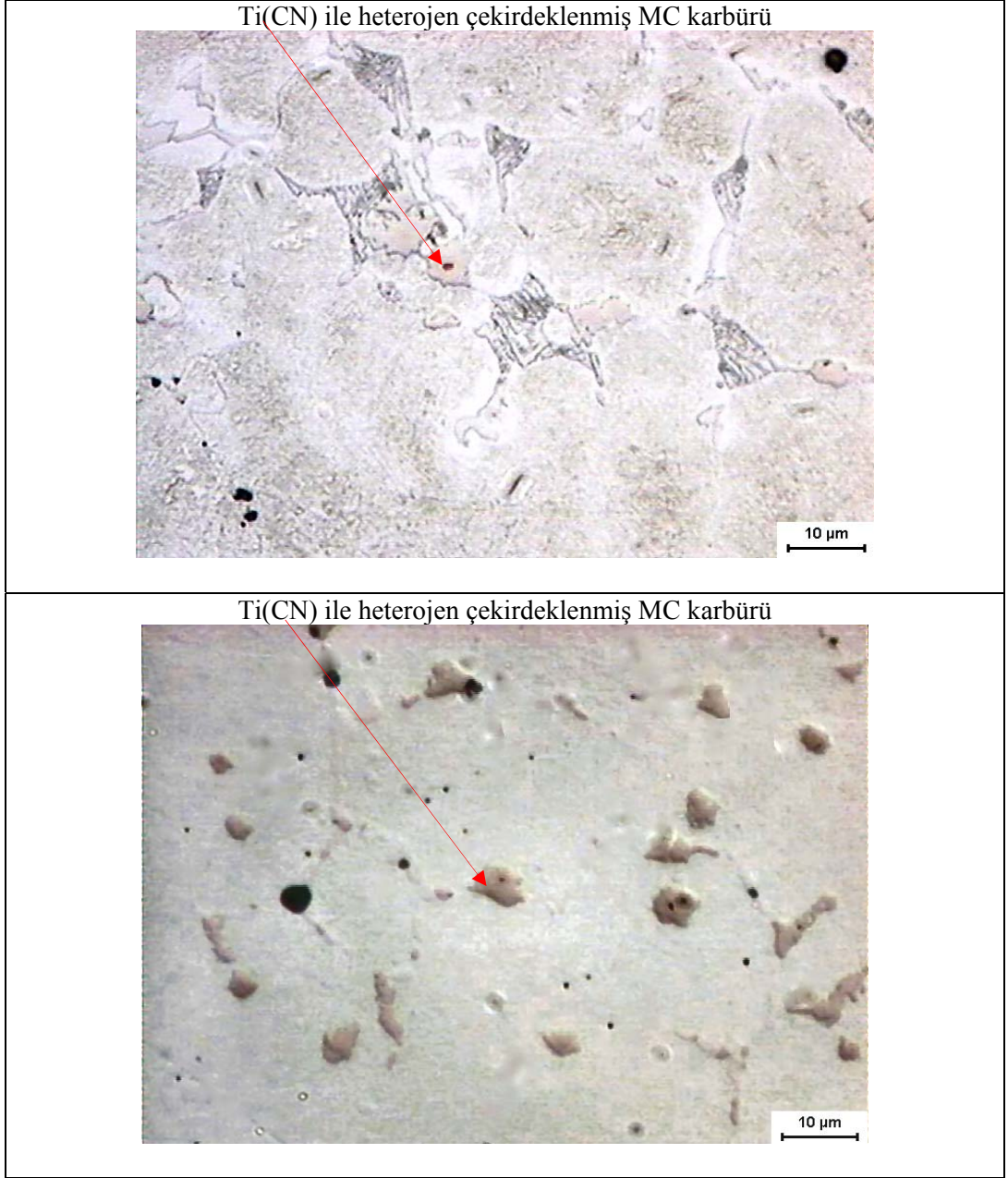
Yüksek hız çeliklerinin özelliklerini mikroyapıdaki birincil karbürlerin boyut ve dağılımını etkilemektedir. Katılaşma sırasında oluşan ötektik karbür ağının dağılımı, sıvı metalin modifikasyonu ve yüksek sıcaklıkta ısıtma işlemi ile homojen hale getirilmeye çalışılmakta, aynı yöntemlerle birincil karbür dağılımındaki segregasyon da minimuma indirilmek istenmektedir [21]. Konvansiyonel yüksek hız çeliğinin döküm mikroyapısı içerdiği alaşım elementlerine göre; balık kılıcı ya da iskelet şeklinde oluşan M₆C=Fe₃(W,Mo,V,Cr)₃C, lamelli koloniler halinde oluşan düzensiz ve kararsız ötektik M₂C=(Fe_{0.24}W_{0.51}Mo_{0.42}V_{0.55}Cr_{0.28})C ile bu kolonilerden ayrılmış kararlı tek parça MC=V_{0.76}(FeWMoCr)_{0.33}C tipi karbürlerdir. Genellikle kromca zengin M₂₃C₆ tipi karbürler matrisde çökelmiş olduğundan ayırt edilemezler [22]. Konvansiyonel döküm yüksek hız çeliklerinin katılaşması sırasında δ ferritin peritektik ayrışması ile dendrit merkezlerinde kaba M₂C partikülleri oluşur. Daha sonra büyüyen östenit dendritleri çevresinde katının zenginleşmesiyle interdendritik alanlarda M₂C, M₆C ve MC tipi kaba ötektik karbürler oluşur.

Döküm yüksek hız çeliklerinin direkt olarak kullanılabilmesi için çeşitli ısıl işlemler uygulanmış ve 1230-1250 °C’lerde yapılan çok uzun süreli ısıl işlemler ile kararsız M_2C karbürleri MC ve M_6C tipi karbürlere ayrışırken, yüksek sıcaklıkla mikroyapıdaki M_6C karbürleri küresel şekil aldığı görülmüştür. Ancak bu yüksek sıcaklıklar bile kimyasal kompozisyondaki yüksek wolfram oranından dolayı birbiri ile bağlantılı ötektik yapının tam olarak ayrışmasına olanak sağlamamaktadır. Sıcaklığın daha fazla artışı ise döküm yüksek hız çeliğinde kısmi ergimelere ve aşırı tane büyümesine neden olduğundan sakıncalıdır [21]. Sonuç olarak döküm takımlarla kesme yalnızca tokluk gereksiniminin az olduğu sürekli kesme ile sınırlı kalmış ve gelişmiş ülkelerde kesme hızlarının CNC tezgahlarının gelişimi ile artması sonucu bu tip takımlar yoğun olarak ortadan kalkmıştır.

TR 2002 01993 A2 nolu TS patenti aldığımız çalışmalarda önceden yapılan döküm hız çelikleri konulu çalışmaların eksikleri giderilmeye ve böylece yüksek tokluklu sürekli ve süreksiz kesmede çalışabilen bir takım çeliğinin geliştirilmesine çalışılmıştır [23,24] :

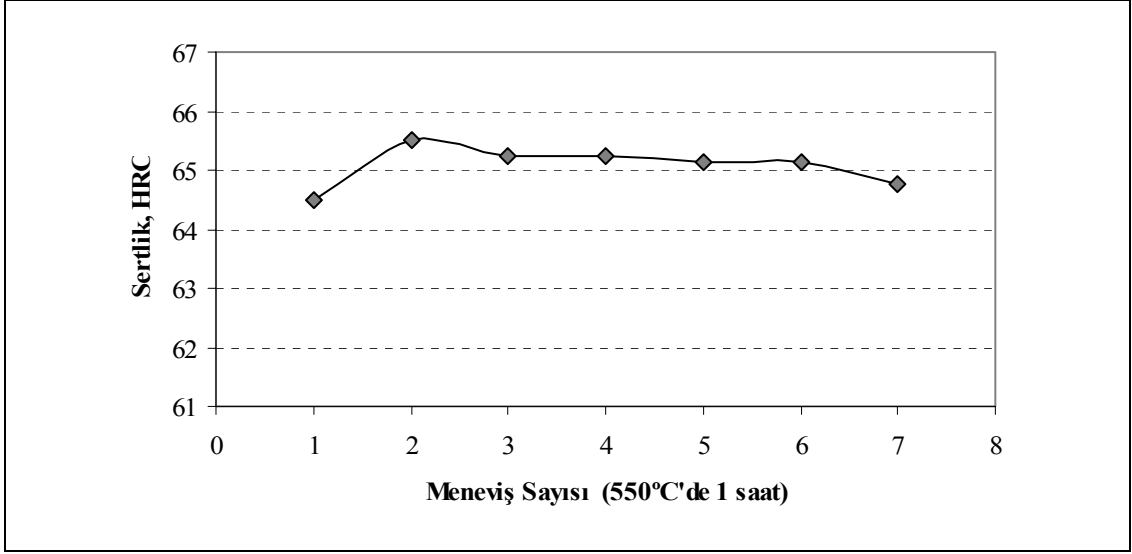
1. Kırılma hızına neden olan yoğun M_2C / M_6C karbür ağırlığının giderilmesi için W elementi yarı yarıya düşürülmüştür.
2. Mo elementi, ikincil sertlik çökeltilerinin oluşumunda yüklendiği yoğun rol nedeniyle aynı seviyede bırakılmıştır.
3. Birincil MC karbürlerinin ötektik oluşumundan vazgeçilmeye çalışılmıştır. Bu nedenle bu tür karbür oluşumu için V elementinin yanısıra Nb elementi alaşımlanmıştır; her iki elementin karbürü yüksek sıcaklıklarda TiCN partiküllerine heterojen çekirdeklenerek ergiyikte oluşmuş ve öncelikli düzlemlerinde hızla büyüyerek blokvari bir şekle kavuşmuştur.
4. Co alaşımlanmış ve böylece matriksin ikincil sertleşmesi optimal olarak dizayn edilmiştir.

Bu modifikasyonlar sonucunda kaba karbürleri ortalama hacim-% 5-6 MC ile hacim-% 1-2 M_6C den oluşan, ancak matriks sertleşmesi yüksek olan bir yüksek hız takım çeliği elde edilmiştir (Şekil 3.9).



Şekil 3.9. Ti aşılama sonucu elde edilen heterojen çekirdeklenmiş MC karbürü; merkezdeki siyah nokta Ti(CN) taneciğini göstermektedir.

Bu çeliğin ısıtma işlem davranışı standart döküm ve haddeleme ile üretilen çeliklere benzerdir (Şekil 3.10).



Şekil 3.10. Menevişleme ile çelikteki sertlik değişimi [25].

İlgili çelik tüm askeri bakım merkezlerinde yoğun olarak kullanılmaktadır ve günümüze kadar yaklaşık 20.000 adet üretilmiş ve kullanıma sunulmuştur. Şekil 3.11'de üretilen takımlardan bir kesit sunulmuştur



Şekil 3.11. Döküm yolu ile 7. Bakım Merkezi, Tuzla'da üretilen HSS takımlardan bir kesit.

3.2. Sınıflandırma

Yüksek hız takım çelikleri Amerikan AISI standardına göre; grup M olarak adlandırılan molibden esaslı yüksek hız takım çelikleri ve grup T olarak adlandırılan wolfram esaslı yüksek hız takım çelikleri olmak üzere iki grupta sınıflandırılmıştır.

M ve T grubundaki yüksek hız çelikleri performans bakımından eşittirler. Ana alaşım elementleri karbonun yanısıra molibden ve/veya wolfram ile krom, vanadyum ve bazen kobalttır. M grubundaki yüksek hız takım çeliklerinin ana avantajı üretim maliyetinin T grubu yüksek hız takım çeliklerinden yaklaşık %40 daha ucuz olmasıdır. Bu farklılık molibdenin atom ağırlığının, wolframın atom ağırlığının yarısı olmasından kaynaklanmaktadır. Aynı atom oranı için ağırlıkça, wolframın yarısı kadar molibden kullanılması yeterli olmaktadır. Standardizasyon M1, M2, M3, M4 serisi halinde devam eder. Örnek olarak M1 standartındaki bir yüksek hız çeliğinin kimyasal kompozisyonu C: 0.78-0.88, Mn: 0.15-0.40, Si: 0.20-0.50, Cr: 3.50-4.00, Ni: 0.30max., Mo: 8.20-9.20, W: 1.40-2.10, V: 1.00-1.35'tir. Bu gruptaki en yüksek molibden içeriğine % 10-11 molibden ile M62 tipi yüksek hız takım çeliği sahiptir.

Wolfram esaslı yüksek hız takım çelikleri T grubu olarak adlandırılırlar. Ana alaşım elementleri wolfram, krom, vanadyum, kobalt ve karbondur. 1900'lü yılların başlarında geliştirilen ilk yüksek hız takım çeliği T1 dir. İçerisinde C: 0,65-0,80, Mn: 0.10-0.40, Si :0.20-0.40, Cr: 3.75-4.50, Ni: 0.30max., Mo: -, W: 17.25-18.75, V: 0.90-1.30'dur.

Alman DIN 10026 Part 1 ile Türk TS EN ISO 4957 benzerlikler göstermektedir. Bu standartta gösterim; HSn-n..... şeklindedir.

Buradaki HS : yüksek hız çeliğini, n-n : alaşım elementlerini içerikteki yüzde oran olarak wolfram, molibden, vanadyum, kobalt sırasıyla ifade etmektedir.

Örneğin; HS6-5-2 gösterimi, alaşımda % 6 wolfram, % 5 molibden, % 2 vanadyum olduğunu göstermektedir. Eğer HSC6-5-2 olarak gösteriliyorsa buradaki C aynı alaşımın yüksek karbonlu olduğunu ifade etmektedir.

Alman DIN 10026 Part 2 gösterimi ise malzeme numarası türündendir.

1.XX XX olan gösterimde 1 malzemenin çelik grubunda olduğunu ifade eder. XX, çeliğin tür ve sınıfını gösterir. 20-88 arasındaki rakamlar alaşımlı çelikleri ifade eder. Eğer bu numara 32 ise kobaltlı yüksek hız çeliği, 33 ise kobaltsız yüksek hız çeliği olduğunu belirtir. XX ise çeliğin sıra numarasıdır.

3.3. Alaşımlama ve Alaşım Elementlerinin Etkisi

Yüksek hız takım çelikleri ortalama sekiz alaşım elementi içerir ve alaşım bileşimleri, en iyi darbe dayanımı (tokluk) ve en mükemmel kızıl sertlik (sıcak sertlik) ile aşınma dayanımı sağlayacak şekilde dizayn edilirler. Yüksek hız çeliklerinin yeterli kesme gücünü elde edebilmesi açısından öncelikle aşınma dayanımı, tokluk ve sertlik/sıcak sertlik özelliklerinin yüksek olması gerekir [26]. Kesici köşe üzerinden hareket eden talaşın takım yüzeyinde yüksek sıcaklıkta ve yüksek gerilmeler altındaki hareketi yüksek hız çeliklerinin gereksinim duyulan özellikler profilini belirler.

Yüksek hız çeliklerinde farklı alaşım elementlerinin farklı etkileri vardır. Bu nedenle uygulama alanına göre farklı alaşım türleri bulunmaktadır [27].

Yüksek hız takım çelikleri yüksek alaşımlı olup karbonun yanısıra belirli oranlarda karbür yapıcı elementler olan wolfram, molibden, vanadyum, krom ile bazen kobalt da içerirler. Ayrıca niobyum ve titanyum gibi değişik sert karbür yapıcılarla oluşturulan deney alaşımları da vardır.

3.3.1. Karbon

Yüksek hız takım çeliklerinin en önemli ve temel alaşım elementi olup çok dikkatli kontrol altında tutulmalıdır. Genelde dar limitler içerisinde bulunmasına rağmen, bu limitler içindeki değişimler, mekanik özellikler ve kesme kabiliyetinde önemli değişikliklere yol açar. Çeliğin içerdiği karbon oranı % 0.8 ile % 1.0 arasında değişir ve bazı türleri % 1.5'e kadar karbon içerebilir. Karbon bir yandan karbür oluşumunu sağlarken diğer yandan matriks içinde çökelti sertleşmesinin temelini oluşturur ve böylece hem sert karbür oluşumunu, hem de matriksin sertleşmesini sağlar.

3.3.2. Wolfram

Primer karbür yapıcı elementlerdendir. Wolfram bir yandan klasik yüksek hız çeliği olarak adlandırılan ötektik M_6C türü karbür oluşturur. Ticari alaşımlarda yüksek miktarda bulunan bu karbür MC türü karbürlere göre daha düşük sertlikte olmasına rağmen miktarca çok fazla bulunduğundan aşınma direncini artırır. Wolfram içeren yüksek hız takım çeliklerinin ötektik ergime sıcaklığı çok yüksek olması nedeniyle östenitleme sıcaklığı da yüksektir. Matrikste çözünen wolfram ise M_2C tipi ikincil sertlik karbürlerin oluşumunu sağlar ve böylece matriksi sertleştirerek menevişleme sürekliliğine yol açar.

3.3.3. Molibden

1930'lu yıllardan bu yana wolframın yerine kullanılmakta olan bu element esasta wolframa benzer özellikler gösterir. Atom ağırlığının wolframın yarısı civarında olması nedeniyle Mo esaslı alaşımlarda genellikle alaşıma wolfram oranının yarısı kadar ilave edilirler. Molibden primer karbür olarak ötektik tipi karbür oluşturur. Bu karbürün ergime sıcaklığı wolframca zengin karbüre göre daha düşük olduğundan molibden östenitleme sıcaklığını düşürür. M_2C karbürü termodinamik olarak stabil değildir ve döküm sonrası tavlama da M_6C ve MC tipi karbürlere ayrışır. Molibden böylece wolfram gibi birincil karbür oluşumuyla takımın aşınma direncini artırır. Matrikste çözünen molibden ise M_2C tipi ikincil sertlik karbürlerin oluşumunu sağlar ve böylece matriksin ikincil sertlik kazanmasında en önemli rolü oynar.

3.3.4. Krom

Düşük bir karbür oluşturucu özelliği olan krom yüksek hız çeliklerinde kendi birincil karbür tiplerini oluşturmaz ve oluşan karbür tipine göre bir miktar birincil karbürlerin kafesine (özellikle M_2C kafesine) girer. Ancak yumuşak tavlama da ikincil $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumuna yol açar. Tüm yüksek hız takım çelikleri sertleşebilirliği sağlamak amacıyla yaklaşık % 4-4.5 krom içerirler. İkincil sertlik oluşumunda kromun rolü çok büyüktür ve her iki tip ikincil sertlik karbürlerinin (MC ve M_2C) enerji açısından oluşumunu kolaylaştırır ve yüksek miktarda ikincil sertlik karbürlerinin oluşumunu sağlar.

3.3.5. Vanadyum

Primer karbür yapıcı elementlerdendir. Oluşturduğu MC tipi karbürler yüksek hız çeliklerindeki en sert karbürlerdir (2400 HV). Böylece sertlik ve aşınma direncini artırır. Östenitlemede matriks içinde çözünen vanadyum menevişlemede MC tipi ikincil karbürleri oluşturur ve böylece matriksin yüksek sıcaklık sertliğini sağlar. Ancak oluşturduğu sert birincil karbürler nedeniyle çeliğin taşlanabilirlik özelliğini azaltır. Bu nedenle % 2'den fazla vanadyumlu çeliklerin kullanım aralığı sınırlıdır.

3.3.6. Kobalt

Karbür oluşturma özelliği son derece zayıf olan bu element direkt olarak matrikste katı ergiyik oluşturmaları için bazen % 10 seviyelerine varan miktarlarda çeliğe katılır. Kobalt menevişlemede ikincil sertlik karbürlerinin çökmesini geciktirerek menevişleme sürekliliğini artırır.

3.3.7. Niobyum ve titanyum

Her iki element de oldukça kuvvetli primer MC oluşturu elementlerdir ve artan miktarda katkılarıyla birincil karbür oluşumu ötektik tipten birincil blokvari tipe dönüşür ve oldukça büyük boyutlu karbür oluşumuna neden olurlar. Bu nedenle kullanımları zordur ve sınırlı deneysel deneysel uygulamaların ötesine geçememiştir [28].

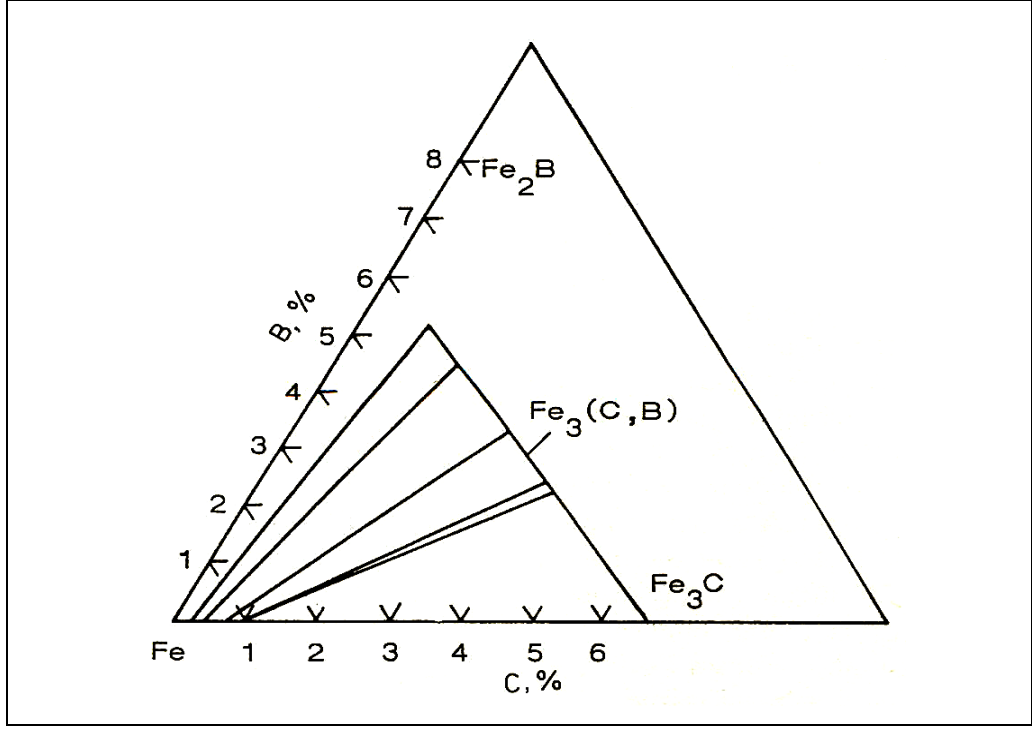
3.3.8. Bor

Metalik olmayan bor elementi, çeliklerin sertleşebilirlik özelliğini artırdığından alaşım elementi olarak son yıllarda özellikle ilgilenilen bir malzemedir. Çeliklere bor eklemenin bir avantajı, krom ya da mangan gibi çeliklerde sertlik artışını sağlayan diğer elementlerle karşılaştırıldığında, katı çözültideki düşük sertlik artışıdır. Bu nedenle bor içeren çelikler temperlenmiş ya da haddelenmiş konumda kolayca soğuk deforme edilebilirler. Diğer taraftan da bor alaşım elementi olarak çeliklerde 70 ppm e kadar kullanılmaktadır ki bu da oldukça düşük miktardır. Yani fazla miktarlarda kullanılması gereken daha pahalı elementlerin sertleşebilirlikte sağladığı artışı, çok küçük miktarlardaki bor aynı oranda sağlayabilir [29]. Örneğin SAE çeliklerinde 30 ppm bor'un takriben % 1 Ni, % 0.5 C, % 0.2 Mn, % 0.12 V, % 0.3 Mo veya % 0.4

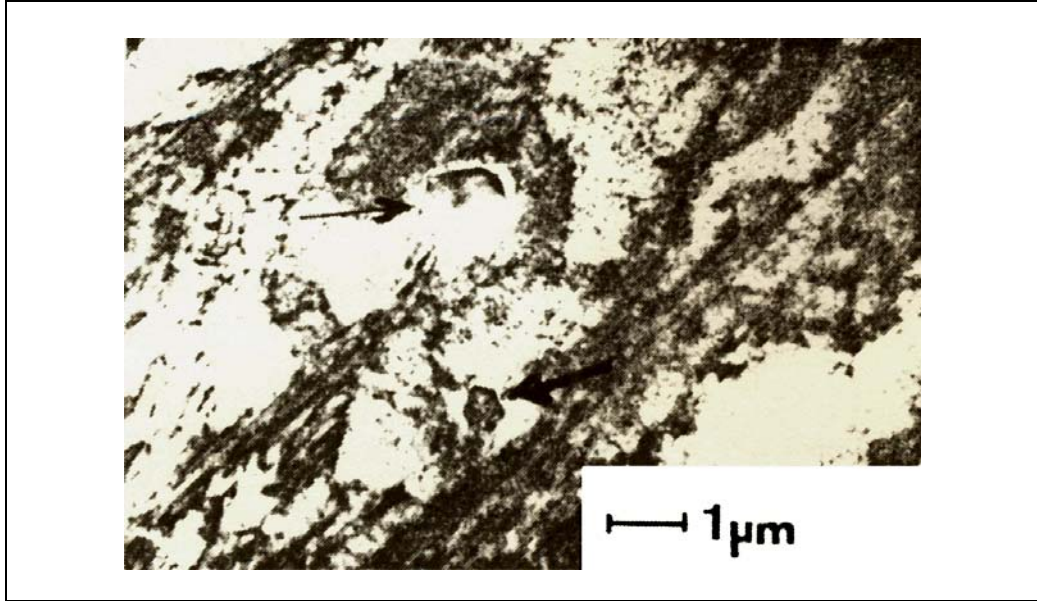
Cr'a karşılık geldiği tespit edilmiştir. Sertleşebilirliği arttırmak için bor kullanımı; süneklik, şekillendirilebilirlik ve talaşlı işlenebilirlikten ödün vermeyi gerektirmediğinden avantajlıdır [29]. Örneğin AISI 321 çeliği 650 °C' sıcaklıkta 157 N/mm² yük altında (% 4 uzama) ile 8000 saat çalışma ömrüne sahipken aynı çeliğe 50 ppm bor ilavesi ile çalışma ömrü 18 000 saate uzaması da % 30' lara çıkmaktadır. Östenitik çeliklere % 0.01'e kadar bor ilavesi çeliğin yüksek sıcaklıklara karşı dayanımını ve sürünme mukavemetini artırmaktadır. Kaynak tellerine %0.25'e kadar bor ile birlikte % 0.01'e kadar N ve % 0.3'e kadar Ti, Zr, Al'un tek tek ya da birlikte bir kombinasyonla ilavesi CrMo çeliklerinin ark kaynağında, kaynak metalinin dayanımını ve tokluğunu artırmaktadır.

Dökme demirlerde, bor karbür yapıcı element olarak rol oynar. Bor katkısı döküm malzemenin katılaşma görünümünü beyaz kontrasta dönüştürür. % 0.03'e kadar kullanım oranlarında aşınma dayanımını artırıcı etkisi vardır. Bu arada sinterlenmiş demirde % 1 bor ilavesi sinterleme sıcaklığını düşürür [29].

1000 °C'de demir karbür (Fe₃C) içerisinde bor, kafesteki karbonun % 80'i ile yer değiştirebilir (Şekil 3.12). Oksijen ve azot içermeyen çeliklerde Fe₂(B,C) tipi karbürlere ilave olarak Fe₂₃(B,C)₆ tipi bor karbürler olduğu tespit edilmiştir. Bu faz krom, demir, mangan, molibden, wolfram ve bor bakımından da zengin olabilir. % 0.05 ile % 0.25 karbon oranlarında karbonun borkarbür oluşumunda bir etkisi olmadığı söylenmektedir. Karbon oranının % 0.50 ile % 1.50 olduğu durumlarda ise M₂₃(B,C)₆ tipi kararlı karbürler oluşur. Şekil 3.13'de bu tip çelikteki borkarbür partikülleri görülmektedir.

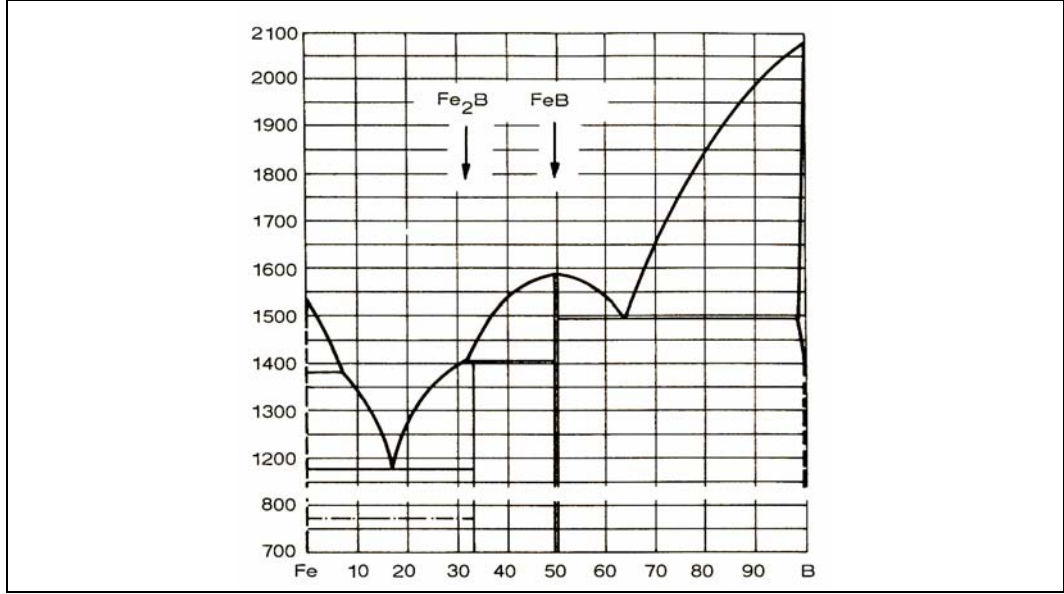


Şekil 3.12. Demirce zengin köşede Fe-B-C üçlü sistemi [29].



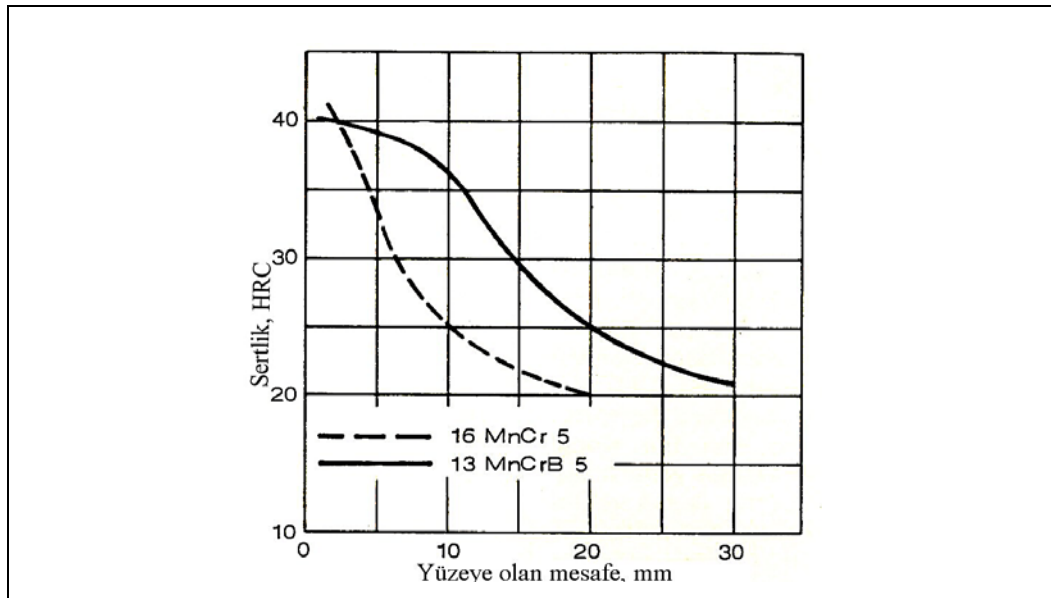
Şekil 3.13. Çelik içindeki bor karbür tanecikleri [29].

Demir bazlı bor alaşımlarında; ikili denge diyagramına göre FeB ve Fe₂B olmak üzere iki faz oluşur (Şekil 3.14). Fe₂B tetragonal kafese sahip olup kütle-% 8.83 bor içermektedir. FeB ise rombik kafes yapısında kütle-% 16.23 bor içerir.



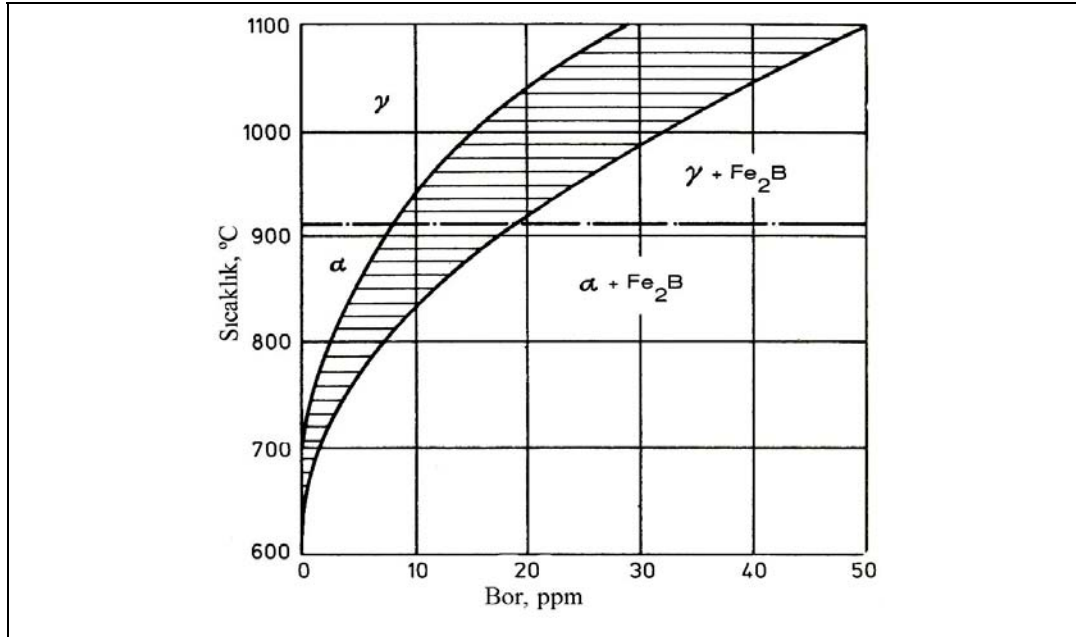
Şekil 3.14. Fe-B ikili sistemi (Diyagram atomik % olarak verilmiştir) [29].

1922’lerde yapılan bir çalışmada çeliklerde % 0.9’a kadar olan farklı karbon oranlarında 200 ppm’e kadar olan bor ilavelerinde sertlikte oldukça fazla bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Borun bu sertleştirme etkisinden 1930’lara kadar faydalanılmış, bu tarihten sonra da, motorlu araçların dizaynında standardize edilmiş yüksek mukavemetli borlu çelik parçaların üretimine geçilmiştir. Günümüzde Almanya’da borun alaşım elementi olarak kullanıldığı yaklaşık 85 değişik ticari konstrüksiyon çeliği türü bulunmaktadır [29]. Şekil 3.15’de yaklaşık % 0.15 C içeren bir çeliğe 30 ppm bor ilavesiyle sertlikte meydana gelen artış görülmektedir.



Şekil 3.15. Borun çeliğin sertleştirilebilirliği üzerine olan etkisi [29].

Şekil 3.16’da görüldüğü üzere demir kafesinde maksimum bor çözünürlüğü östenit miktarına bağlıdır. Sertlik artışına borun sadece çözünebilir kısmı katkıda bulunmaktadır. Çelik içerisinde istenenden daha fazla bor bulunmasının sertlik üzerinde kötü bir etkisi yoktur ve bu fazla bor, çelik içerisinde yok edilemeyen kalıntı oksijen ve azotu boroksit ve bornitrür olarak bağlar, böylece çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirir. Çözünmemiş bor östenitleme sıcaklığında ağırlıklı olarak tane sınırlarında birikir, böylece tane sınırı enerjisi düşer. Tane sınırı kayması ve tane sınırındaki difüzyon bor tarafından engellenir, tane sınırı ayrılmaları da örneğin $M_{23}C_6$ ya da sigma fazı küçük miktarlardaki bor ilavesiyle önemli ölçüde engellenir. Böylece tane sınırlarında dönüşümü sağlayan kaynaklar yok edilir. Örneğin % 0.4 C, % 1.6 Mn içeren çeliğe 40 ppm bor ilavesiyle perlit basamağındaki dönüşümün geciktiği, beynit basamağında daha az bir gecikme olduğu, martenzit noktasında ise herhangi bir değişimin olmadığı tespit edilmiştir. Çok hızlı olmayan sürekli soğumada; beynit basamağında ferrit ya da perlit oluşumundaki gecikme kırılma martenzit yapısının oluşumuna neden olacaktır [29]. Yapı ferrit ya da perlitten daha sert ince dağılmış Fe_3C içeren ferritik matrikstir. Burada bor östenitin ferrit ya da perlite dönüşümünü engelleyerek beynitik yapıda dönüşüme neden olur. Sonuçta dönüşüm geciktirilerek sertlikte bir kazanım sağlanır.



Şekil.3.16. Demirce zengin köşede Fe-B ikili sistemi [29].

Genelde 900 °C’lerde yapılan östenitleme ısıl işleminde bor karbür partikülleri çözeltiye geçmez ve aktif (çözünmemiş) bor oranını düşürerek ferrit oluşumu için çekirdeklenmeye neden olur, böylece sertlik artışını olumsuz etkiler. Bu nedenle östenitleme sıcaklığının bor karbürün çözünme sıcaklığına (yaklaşık 1000 °C civarı) mümkün olduğu kadar yakın olması istenir. Ancak yüksek östenitleme sıcaklığı tane irileşmesine yol açacak bu da sertlik düşüşüne neden olacaktır. Sertlikteki bu düşüş östenitlemeden sonra düşük sıcaklıktaki temperleme ile tersine çevrilebilir. Artan soğuma hızıyla bor karbür çökelti miktarı azalır.

Bor içeren çeliklerin üretiminde bazı problemler meydana gelmektedir. Bu nedenle aşağıdaki tavsiyeler gözönüne alınmalıdır :

- Sıvı metalde bor ilavesinden önce çok iyi deoksidasyon ve denitrasyon yapılmıştır.
- Borun oksijen ve azota afinitesi çok yüksek olduğundan kalıntı oksijen ve azotu bağlamak için sıvı metale titanyum ya da zirkonyum ilave edilmelidir.
- Küçük miktardaki borun homojen dağılımı için sıvı metal iyice karıştırılmalıdır
- Yumuşatma tavlaması için 1000 °C’den daha yüksek sıcaklıklar seçilmemelidir.
- Yumuşatma tavlamasında oksitleyici atmosfer olmamalıdır, hidrojen gibi oksitleyici olmayan atmosfer kullanılmalıdır.
- Yumuşatma tavlamasında bor kayıplarını önlemek için, gaz atmosferinde bor potansiyeli oluşturmak gerekir, örneğin fırın odasına bor karbür ya da bor oksit konulabilir.

Bor yüksek hız çeliklerinde pek kullanılmamaktadır. Kuvvetli borür oluşturma özelliği vardır. Oluşturduğu borürler ısıl işlemle ayrışmaz, takımın sertliğini artırır ve darbeli koşullar altında çalışma özelliğini kötü yönde etkiler. Aşınma mukavemetini artırır ve sürtünmeyi azaltıcı etkisi vardır [29].

3.4. Isıl İşlem

Yüksek hız takım çeliklerinin kesici takım malzemesi olarak kullanılması kimyasal kompozisyonlarına ve nihai kullanım özelliklerini oluşturan ısıl işleme bağlıdır. Bu tip çeliklerin performansını belirleyen ana özellikler sertlik/sıcak sertlik, aşınma

dayanımı ve tokluktur. Tüm bu özellikler sabit bir kimyasal kompozisyon içerisinde ısı ile değiştirilebilir [30].

Çeliklerde dayanım ve sertlik artırımının en güçlü yolu olan çökelti sertleştirme mekanizması yüksek hız çeliklerinde maksimum seviyede uygulanır. MC ve M₂C (M: Mo, Cr, V, Fe, W) tipi karbürlerin ortalama 550 °C'de çökmesiyle matriks sertleşir.

Menevişlemede ikincil sertliğin karakteristiği direkt olarak sertleştirme sürecinde östenitin karbon ve alaşım elementleriyle doyum seviyesine bağlıdır. Aynı şekilde östenitleme sırasında matrikste çözünen karbon miktarı da su verme sonrasında matrikste oluşacak latta ve plaka tipi martenzit miktarıyla direkt orantılıdır.

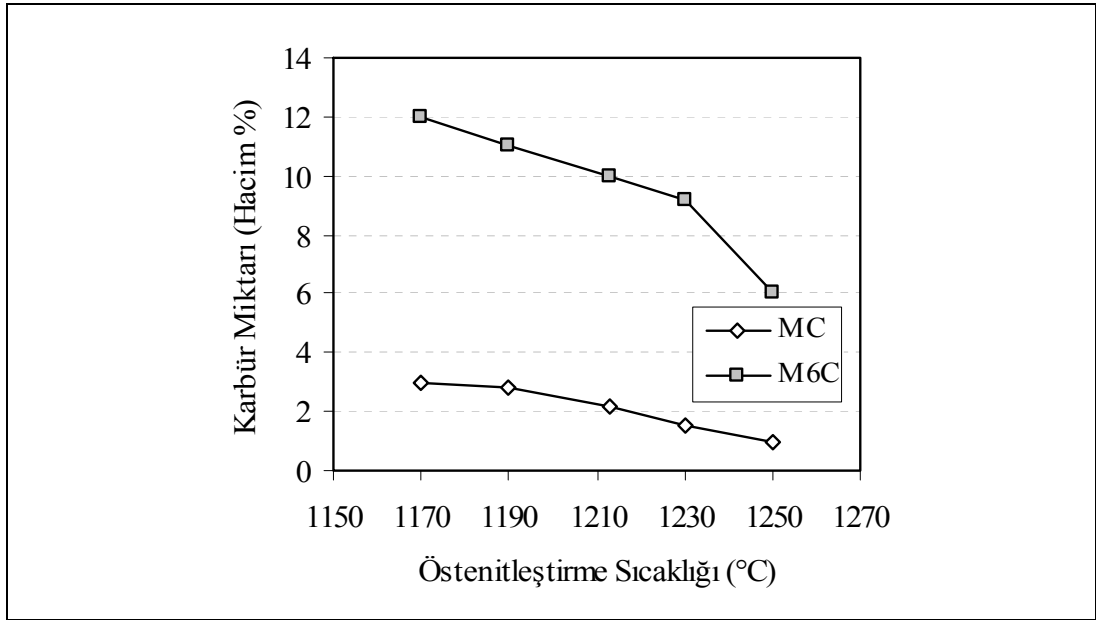
3.4.1. Yumuşatma tavlama

Konvansiyonel olarak üretilen yüksek hız çeliklerinde gerek direkt dökümden, gerekse sıcak deformasyondan sonraki sertlik 58-61 HRC civarındadır. Bu nedenle çeliğe nihai şeklin verilebilmesi için yumuşatılarak sertliğinin 200-250 HB seviyelerine getirilmesi gerekir. Takım üretimi için gerekli bu işlemde, çelik ya uzun süre sürekli olarak ferrit alanında ya da daha kısa süre önce östenit sonra ferrit alanında tavlama yapılır. Bu tavlama karbür oluşturu element ve karbon açısından yüksek doyumlu matrikste M₆C ve M₂₃C₆ tipi karbürlerin çökmesine yol açar. M₆C kompozisyonu katılaşmadakiyle eşdeğerken M₂₃C₆ karbürünün metal miktarı yoğun olarak krom ve demir atomlarından oluşur. Düşük kimyasal kararlılıktaki bu karbürlerin kabalaşmasıyla ferritik matrikste karbürler arası mesafe artar. Böylece sıcaklık ve süreye bağlı olarak sertlik arzulanan seviyelere düşer.

3.4.2. Östenitleştirme ve su verme (sertleştirme)

Yüksek hız çeliklerinin östenitleştirme işlemi, alaşım tipine göre 1170-1270 °C arasında (molibden esaslı yüksek hız çeliği düşük, wolfram esaslı yüksek hız çeliği yüksek sıcaklıkta) yapılan tipik bir çözündürme tavlama işlemidir. Likidüs sıcaklığının hemen altında yapılan bu tavlama ile (östenit tanesini büyütmeden) karbon ve karbür yapıcı elementlerin büyük bir kısmı matriks içinde çözündürülerek, matriksin yüksek derecede doyuma ulaşması, böylece matriksin sertleşme potansiyelinin mümkün olan

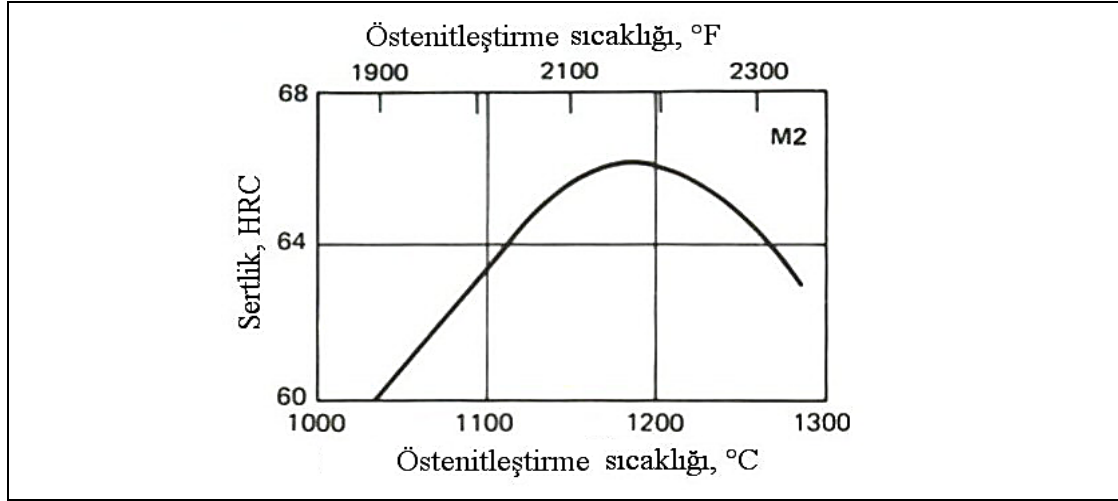
en yüksek seviyeye çıkması sağlanır. Östenitleştirmede sınırlayıcı etken, tane sınırlarında, özellikle M_6C karbürlerinde (Ostwald olgunlaşması yoluyla) oluşan kabalaşmadır. Şekil 3.17’de östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak yüksek hız çeliği karbürlerin çözünürlüğü görülmektedir [30]. M_6C düşük termal kararlılığa bağlı olarak hızla çözünür. Miktersal olarak daha az olan MC karbür ise ancak 1200 °C’nin üstü sıcaklıklarda görünür bir çözünme karakteristiği sergiler, yani karbürler termal kararlılığına ters orantılı olarak çözünür. Standart östenitleştirme sıcaklıklarında $M_{23}C_6$ karbürü tamamen çözünürken, M_6C karbürü yaklaşık yarı yarıya çözünür. MC karbürünün çözünme karakteristiği ise, yüksek termodinamik kararlılığı doğrultusunda düşüktür.



Şekil 3.17. Östenitleştirmede karbür çözündürme tutumu [30].

Karbürlerin çözünmesiyle östenit tane sınırı hareketini kısıtlayan engeller giderek azalır ve böylece östenit taneleri büyümeye başlar. Östenit tanelerinin aşırı büyümesine fırsat verilmeden işlem kesilir ve takıma su verilir. Su vermede bu çelikler havada sertleşme (düşük soğuma hızlarında dahi martenzitik dönüşüm) özelliği gösterir. Ancak östenit sıcaklığının yüksekliği, su vermede yüksek hız çeliğinin östenit ve karbür alanından geçerek soğumasını öngörür. Negatif bir olgu olan bu durum sonucu tane sınırlarında önötektoid karbür çökeltileri oluşur. Ortalama 900 °C’de maksimum şiddetine erişen bu reaksiyon bir yandan (zayıflayan tane sınırları nedeniyle) tokluğun azalmasına, öte yandan azalan çökelti potansiyeli ile matrisin sertliğinin ve sıcak sertliğinin düşmesine neden olur. Ayrıca yüksek

karbon ve alaşım elementleri ile doyuma ulaşan östenit sonucu su vermede martenzite dönüşüm tamamen gerçekleşmez ve yapıda % 40 seviyelerine kadar kararlı bir östenit kalır; bu östenite kalıntı östenit denir. Şekil 3.18’de HS6-5-2 (AISI M2) tipi bir yüksek hız çeliğinin östenitleştirme sıcaklığındaki davranışı görülmektedir.



Şekil 3.18. Östenitleştirme sıcaklıklarının M2 çeliğinin su verilmiş sertliği üzerindeki etkisi [5].

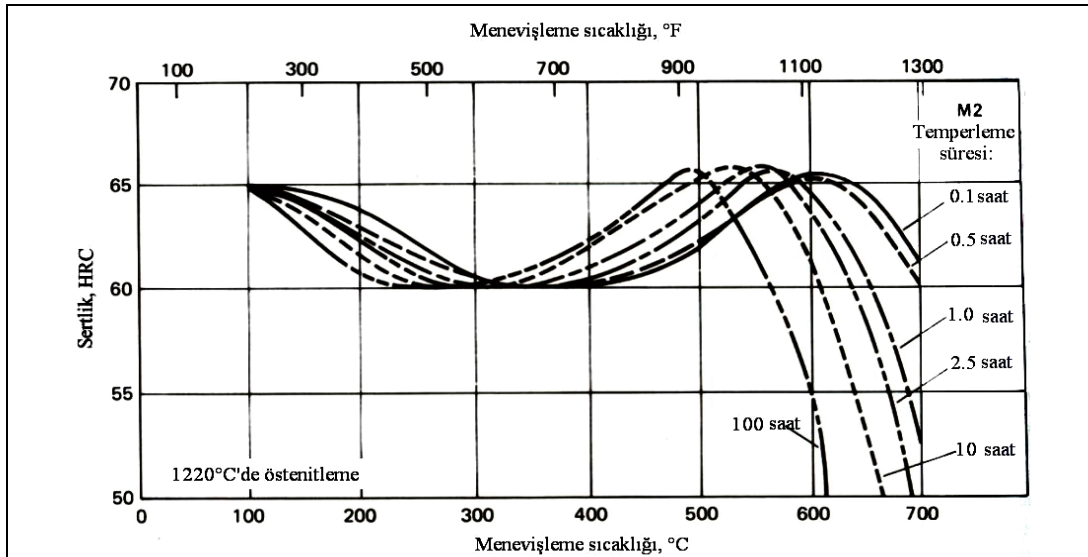
3.4.3. Menevişleme

Yüksek hız çeliklerinin en karakteristik özelliği, bazı çeliklerin yumuşamaya başladığı sıcaklıklarda sertliğinin artmasıdır. Menevişleme işlemi ortalama 550 °C’de bir saat süreyle üç kez yapılır. Östenitleme-su vermeyle mikroyapının bir kısmı martenzite dönüşürken önemli bir kısmı kalıntı östenit olarak kalır. Kalıntı östenitin kararlılığını gidermek ve martenzite dönüşümünü sağlamak için menevişleme işlemi gereklidir (sıcakta karbonun difüzyonuyla kararlılığını kaybeden östenit her menevişleme sonrası soğutmada martenzite dönüşerek azalır; standart olarak kalıntı östenit, 3xmeneviş işlemi sonrası hacim-% 0-1 seviyesine düşer). Benzer etki sıfırlı işlemde sıvı azotla elde edilir, ancak bu işlemde takımın çatlama olasılığı büyüktür.

550 °C gibi yüksek sıcaklıkta yapılan menevişleme, bir yandan martenzitin iç geriliminin azalmasına ve yüksek hata yoğunluğu içeren ferrite dönüşmesine neden olurken öte yandan matriks içinde ortalama birkaç nanometre boyutlu M_2C ve MC tipi çok ince karbürlerin çökmesine neden olur. Çökelti yoğunluğuna bağlı olarak matriks sertleşir ve sertlik en yüksek seviyesine çıkar (Şekil 3.19). İkincil sertlik

olarak bilinen bu çökelti oluşumu kesme sıcaklıklarında da devam eder ve takımın sertliğinin belirli bir süre sabit kalmasını sağlar. Menevişlemede karbür çökeltileri yoğun olarak mikroyapısal hatalarda (dislokasyonlar, ara yüzeyler vb.) gerçekleşir [30].

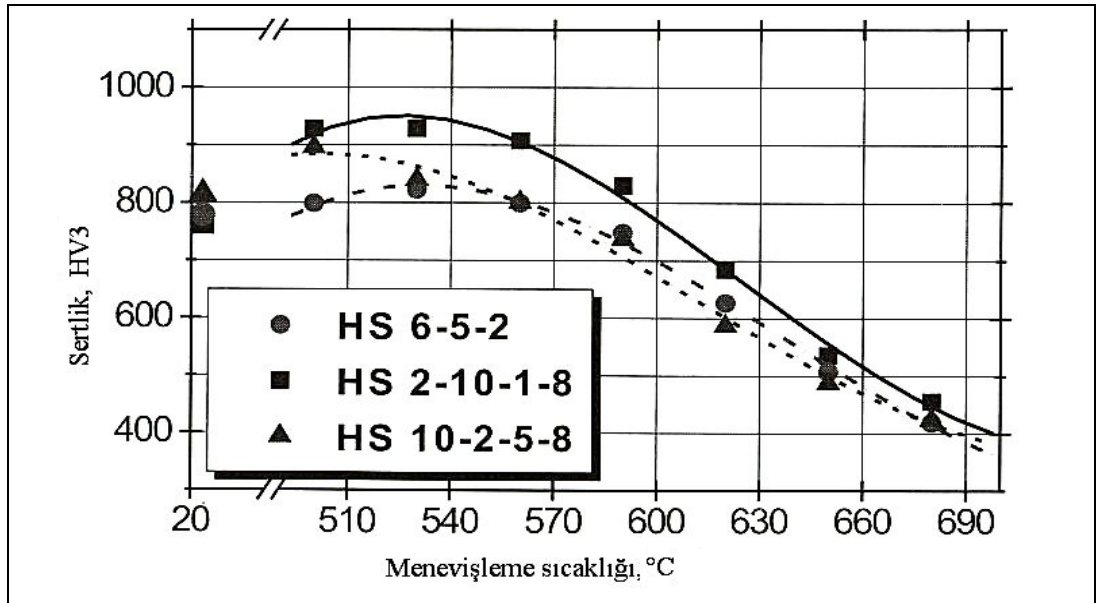
Tüm yüksek hız çeliklerinde ikincil sertliğe MC ve M₂C karbürleri neden olmaktadır. Yoğun ikizlenmiş plaka tipi martenzitik matris içi çökeltiler, öncelikle ikiz lamelleri içi ve ikiz ara yüzeylerinde oluşur. Lata tipi martenzitik matriste ise çökeltiler öncelikle, dislokasyonlarda ve lata sınırlarında oluşur. 540-560 °C'lik sıcaklıklarda tüm yüksek hız çelikleri ikincil sertlik karakteristiği gösterirken, M₂C tipi karbür 1-2 nm çapında ve 5-10 nm boyunda çubuk olarak, MC tipi karbür ise 3-5 nm çapında ve 1-2 nm kalınlığında disk olarak çökeler. Öncelikle M₂C tipi karbür çökeltilerinin yoğun katkılarıyla oluşan ikincil sertlikte her iki karbür çökeltisi kompozisyonları matris kompozisyonuyla direkt ilişkidir. Genelde krom ve molibden her iki karbür kompozisyonunda da yüksek miktarda bulunurken, vanadyum yoğun olarak MC kompozisyonunda yer alır. Wolframın atom boyutu büyük olduğundan çökelti oluşumuna katkısı düşüktür. Menevişleme sonrası hacimce % 3-3.5 miktarında ikincil sertlik karbürleri çökelerken, matris içinde hala yüksek miktarda (ortalama hacimce % 4 çökelti miktarına eşdeğer) karbon ve karbür oluşturu elementler bulunur [30].



Şekil 3.19. Menevişleme sıcaklığı ve süresinin M2 yüksek hız çeliğinin sertliği üzerindeki etkisi [5].

3.4.4. Aşırı menevişleme

Yüksek hız çeliklerine 560 °C’de 1440 dakika yapılan aşırı menevişleme işleminden sonra mikroyapıda kayda değer herhangi bir değişim görülmezken, 700 °C’de sadece 5 dakika yapılan aşırı menevişleme sonucunda ikincil sertleşen çökeltilerin kabalaşmaya başladığı ve $M_{23}C_6$ ve M_6C tipi karbürlerin çökeldiği görülür. Düşük kararlılıktaki bu karbürler çok çabuk kabalaşarak sertliğin hızla düşmesine neden olurlar. 600 °C gibi orta menevişleme sıcaklığında, sertlik 100 dakika boyunca sabit kaldıktan sonra yavaşça düşmeye başlar. M_2C karbür yoğunluğu, aşırı menevişlemenin başlangıcında MC karbürüne oranla yaklaşık iki misli ve böylece matris sertliğinin temelini oluştururken, menevişleme sürecinde daha düşük termodinamik kararlılığa bağlı olarak daha çabuk büyür ve sayısal olarak çok azalır. Matris, aşırı menevişleme sürecinde sürekli olarak karbon ve karbür yapıcı elemanlarını kaybeder ve böylece sertlik düşer. Bu işlem yumuşak tavlama ile eşdeğerdir. Şekil 3.20’de aşırı menevişlemenin sertliğe etkisi görülmektedir.

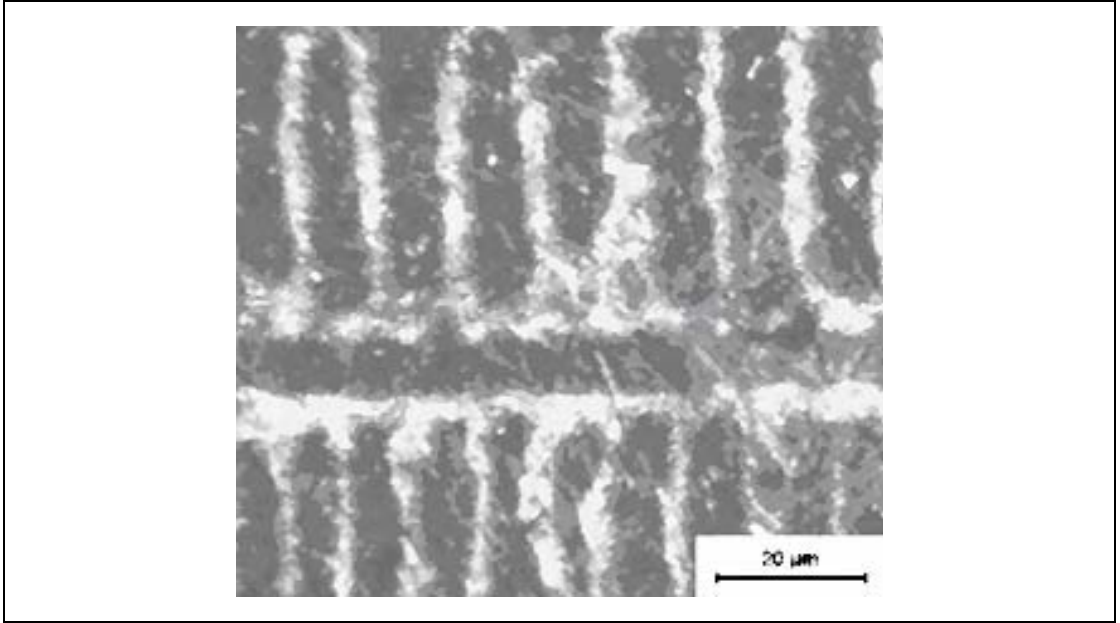


Şekil 3.20. HS2-10-1-8, HS6-5-2 ve HS10-2-5-8 yüksek hız çeliklerinin menevişleme eğrileri [5].

Kesme sürecinde bu tarz yüksek sıcaklıklara ağır kesme koşullarında rahatça çıkılabilir. Böylece kesici köşe aşırı menevişlenmiş olarak yumuşar ve kesici köşe plastik deformasyon tarzı bir aşınma mekanizmasının etkisiyle bozunur.

3.5. Karbür ve Karbür Reaksiyonları

Yüksek hız çelikleri, Fe-C-X sisteminde X'in Cr, W veya Mo, V ve Co gibi bir grup ana alaşımlama elementini temsil ettiği çok bileşenli demir esaslı alaşımlardır. Kesici takımların üretiminde kullanılan bu çelikler, yüksek kesme hızlarında sahip oldukları yüksek sertlik kapasitesi ile tanımlanabilirler. Yüksek hız çeliklerinin döküm mikroyapısı, Şekil 3.21'deki gibi sürekli sayılabilecek interdendritik ötektik karbür ağları ile çevrelenmiş dendritlerden oluşmaktadır [31].

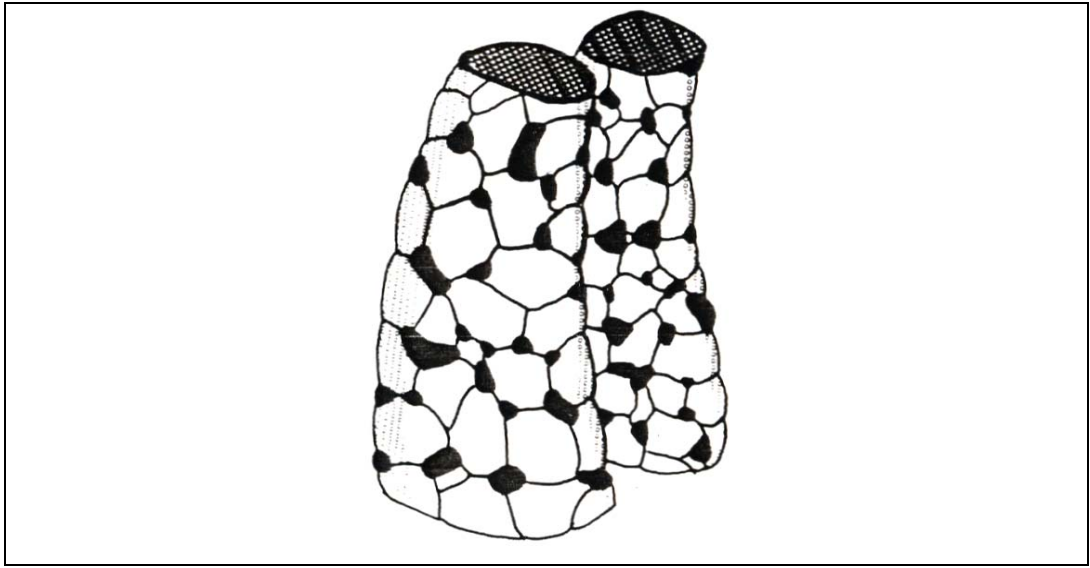


Şekil. 3.21. Döküm-HSS mikroyapısı, IM, Nital ile dağlanmış, dendritler ve interdendritik karbürler [25].

Yüksek hız çeliklerinin mikroyapılarında en göze çarpan özellik, MC ve M_6C tipi blok karbürlerin bulunmasıdır (ve bazı Mo esaslı alaşımlarda M_2C). Bu karbürler (veya onların öncü fazları olan M_2C 'ler) katılaşma sırasında oluştukları için, bunlara 'primer' karbürler denir. Bu birincil karbürler ya primer blokvari bir şekilde direkt ergiyikten, ya da dejenere ötektik olarak ' γ +karbür' şeklinde oluşurlar. Karbür tipleri, fazlarının bileşenleri, boyutu, şekil ve uzaysal dağılımları alaşımın bileşimi ve katılaşma yönüne bağlı olarak değişir [10]. Bunların yanı sıra döküm ingotun sıcak deformasyon ile değişik kesitlere şekillendirilmesiyle de karbür boyut ve yer dağılımı da etkilenir [13].

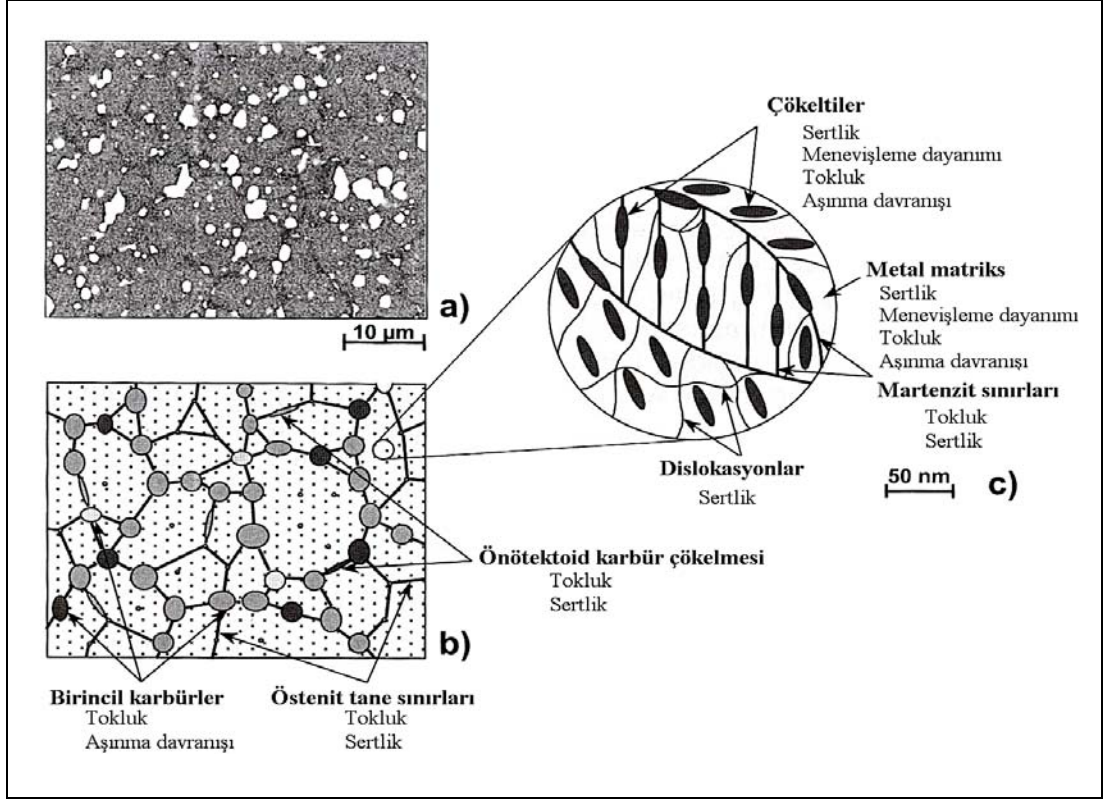
Ledeburitik bir kompozisyona sahip olan yüksek hız çeliklerinin katılaşması sırasında meydana gelen önötektik ve ötektik reaksiyonlar sonucu MC, M_6C ve M_2C

tipi kaba, blokvari karbürler oluşur. Yarı kararlı M_2C tipi karbürler sıcak deformasyon (haddeleme) öncesi tavlama ve sıcak deformasyon esnasında bir katı hal reaksiyonu ile kararlı MC ve M_6C tipi karbürlere ayrışır [32]. Şekil 3.22’de M_2C tipi karbürlerin MC ve M_6C tipi karbürlere ayrışması görülmektedir. 1170-1270 °C seviyelerinde yapılan östenitleştirme sonucu matrisin gerekli karbon ve karbür yapıcı elementlerle doyumu sağlanır. Bu işlemi martenzitin yanısıra oluşan kalıntı östenitin giderilmesi amacıyla, ortalama üç kez 550 °C’de yapılan menevişleme izler.



Şekil 3.22. M_2C karbürünün MC (koyu tanecikler) ve M_6C (beyaz tanecikler) karbürlere ayrışmasının modellenmesi [30].

Yüksek hız çeliklerinin kesme performansı, blok karbürlerin miktarı ve menevişleme sırasında matrikste çökelen karbürlerin neden olduğu ikincil sertleşme derecesiyle belirlenir. Mikroyapıda bulunan kaba, blokvari (1-10 μm . boyutlu birincil çökelen) sert karbürlerle kesme işlemi gerçekleşir. Karbürleri yerinde tutma görevi ise menevişlenmiş martenzitten oluşan matrikstedir. Genelde matriks % 2-3 atom karbür içerir ve yüksek miktarda dislokasyon içeren latta tipi matenzitten oluşur. Menevişleme sonrası matriks içinde yüksek karbon afinitesi bulunan alaşım elemanları karbonla birleşerek çok ince 2-10 nm. boyutlu ikincil karbür çökeltileri (ikincil sertlik karbürleri) oluşturur [9] (Şekil 3.23).



Şekil 3.23. Takım çeliklerinin tipik mikroyapısal elementleri: a) bir yüksek hız çeliğinin tarama elektron mikroskobunda mikroyapısı b) mikroyapının şematik görünümü (mikron seviyesinde) c) mikroyapının şematik görünümü (nanometre seviyesinde) [15].

Blok karbürlerin dağılımının, takımların tokluğu üzerinde kesin etkisi vardır. Geniş karbür grupları, mikroçatlakların başlangıcını oluşturarak, sonunda, takımın kırılmasına neden olur. Yüksek hız çeliklerinin birçok önemli özelliği, mikroyapılarına göre iyi bir şekilde açıklanabilir. Ancak, katılma sırasında mikroyapıdaki değişim konusunda az sayıda alışım üzerinde çalışılmıştır ve yüksek hız çeliklerinin özelliklerinin anlaşılmasında ana eksikliği bu durum oluşturmaktadır [10].

3.6. Yüksek Hız Çeliklerinin Özellikleri

Bir takım malzemesinden en çok istenen üç özellik aşınma dayanımı, sıcak sertlik ve tokluktur. Bunun nedeni, takım ucunun işleme sırasında, darbe ve titreşimle birlikte yüksek sıcaklığa, şiddetli basma ve kayma kuvvetine maruz kalmasıdır. Bunun sonucunda da işleme sırasında oluşan talaş sertleşerek hem talaş yüzeyinin aşınmasına hem de yan kesici kenar serbest yüzeyi ile ana kesici kenar serbest yüzeyinin (tool flank) aşınmasına neden olmaktadır. Aşınma dayanımı 4. Bölümde detaylı olarak incelenecektir.

Sıcak sertlik, bir takım malzemesinin yüksek sıcaklıklarda dahi sertliğini koruyabilme derecesidir. Kesme hızı yükseldiği sürece kesme sıcaklığı ve verimliliği de yükselmektedir. Mümkün olabilecek en yüksek kesme hızları verimliliği maksimize edebilmesinden ötürü sıcak sertliğe sahip bu tür takım malzemelerini geliştirmek, araştırmacıların önemli bir hedefi olmuştur. Sıcak sertlik, işleme sırasında meydana gelen deformasyon sonrası eski sertliğine (yani bir malzemenin yüksek sıcaklıklara maruz kalmasının ardından oda sıcaklığındaki sertliğine) tekrar sahip olabilmesi anlamına gelir.

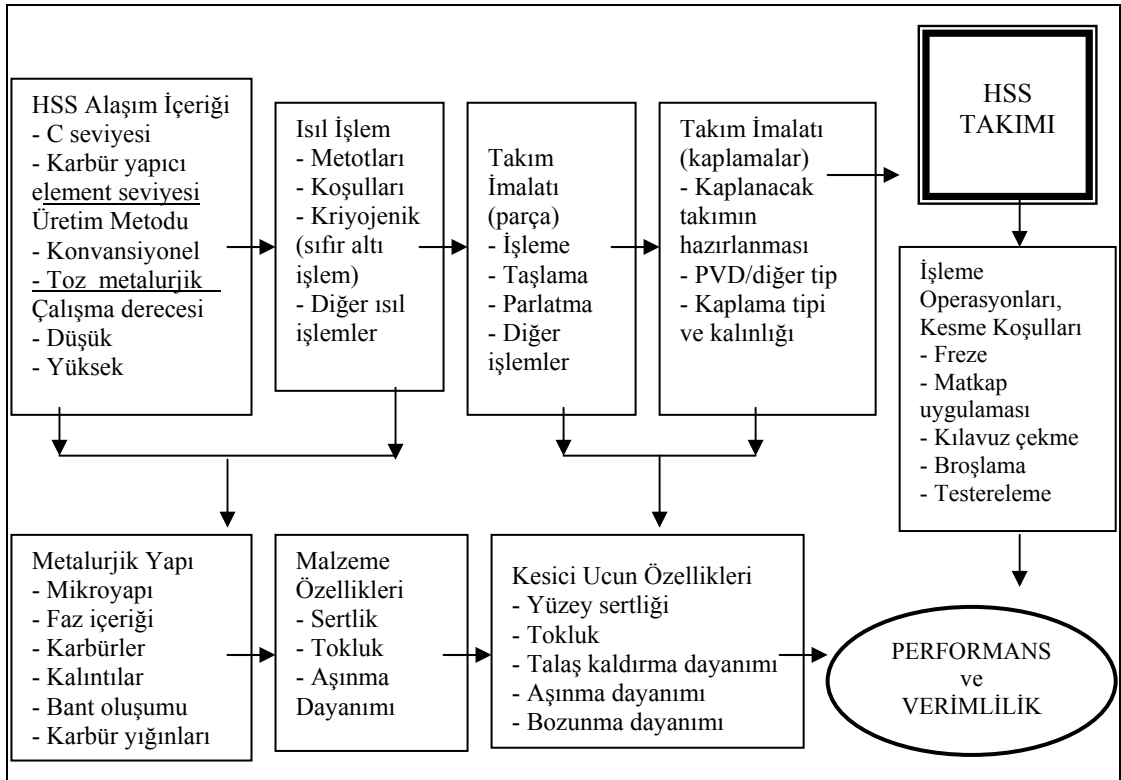
Tokluk, bir malzemenin birim hacimde kırılma öncesine kadar olan deformasyon enerjisini emme kabiliyetidir. Malzeme ne kadar tokluğa sahip olursa dış yüklere, darbelere ve darbeli kesmelere kırılmadan dayanma kabiliyeti o kadar artar. Ne var ki, tecrübelerden edinilen bilgiler, yüksek aşınma dayanımına ve yüksek sıcak sertliğe sahip malzemelerin daha kırılğan olduklarını, yani daha az tokluğa sahip olduklarını göstermiştir.

İdeal takım malzemesinin, ayrıca, talaş-takım arayüzünden ısıyı hızlıca uzaklaştırmak için yüksek ısı iletkenliği, düşük bir ısıl genleşme katsayısı, ısıl işlemde sonra deforme olmadan, tekrar taşlanabilme ve takım tutucusuna kolay kaynaklanabilme özelliklerini göstermesi gerekmektedir.

Yüksek hız çelikleri, yaklaşık sekiz değişik alaşım elementi içerir. Karbon ve alaşım elementleri, geleneksel olarak döküm-hadde yoluyla üretilenler için 64-68 HRC sertliği sağlayacak, toz metalurjik yöntemle üretilenler için 70 HRC sertlik seviyelerine çıkacak şekilde dizayn edilirler. Merkezden yüzeye kadar aynı sertliğe sahip olmaları, yüksek sıcaklıklarda sertleştirilmeleri, ortalama üç basamaklı menevişleme ile ikincil sertliklerinin sağlanması genel özellikleridir. Bunların dışında, kesici takımlar içerisinde tokluğu en yüksek olan gruptur. Diğer kesici takım malzemelerinden farklı olarak doğal sertliğe sahip olmayıp, sertliklerini bir dizi ısıl işlemle (sertleştirme-menevişleme) kazanırlar. Yüksek miktarlarda karbür içermeleri aşınma dayanımlarını artırır. Yüksek hız çeliklerinin ana kullanım alanı talaşlı imalat uygulamalarıdır. Talaşlı imalattaki performansları, sertlik, sıcak sertlik, aşınma dayanımı ve tokluk gibi özelliklerle birebir ilişkilidir. Tormalama, frezeleme, delme, testere ile kesme gibi değişik uygulama tipine göre sertlik, tokluk, aşınma dayanımı,

talaş kaldırma dayanımı gibi sahip olduğu özelliklerin daha öne çıkanları olmaktadır. Hızlı işleme operasyonlarında yüksek sertlik, yüksek sıcaklıklardaki uygulamalarda ise kesici ucun yumuşamasına karşı olan dayanımı önem kazanmaktadır. Ancak yüksek tokluk gerektiren darbeli işleme uygulamalarında takımın alaşım kompozisyonu ve ısıl işlemleri iyi dengelenmelidir.

Şekil 3.24’de yüksek hız takım çeliği üretim süreci safhalarının, uygulama özellikleri üzerindeki rolü ile ilgili genel bir görünüm verilmiştir:



Şekil 3.24. Yüksek hız takım çeliği üretim süreci safhalarının, uygulama özellikleri üzerindeki rolü [15].

Kesici takımların darbeli çalışma koşullarındaki aşınma morfolojisi, optimal kesme koşulları altında, sürtünme aşınması (abrasion), yapışma (adhesion), ve mikro-talaş kaldırma (micro-chipping/attrition) gibi aşınma mekanizmalarının etkin olduğunu göstermektedir. Takımın yüzey sertliği ve bunun işleme sırasındaki değişimi aşınma dayanımının derecesini kontrol eder. Bu anlamda, takım ucunun iş parçası ile temas ettiği yüzeyin durumu, takımın ömrü konusundaki en önemli parametre olup, takım ömrünün uzatılması, söz konusu aşınma mekanizmaları ile ilgili kapsamlı bir bilgiye sahip olunmasını gerektirir.

Talaşlı işlemlerde eğilimin yüksek hızlara kayması nedeniyle yüksek hız çeliklerinin kullanım alanı azalmaktadır. Ancak darbeli kesme koşullarına sahip universal freze, universal torna ve planya uygulamaları gibi yüksek tokluk gerektiren işlemlerde halen geniş çaplı tercih edilen kesici takım malzemeleridir. Yüksek hız çeliklerinde son yıllarda hızla artan modern kaplama teknikleri uygulamaları görülmektedir. Yüksek hız çeliğinden üretilen takımın iş parçası ile temas ettiği yüzeye Plazma-CVD (Chemical Vapour Deposition: kimyasal olarak buhar evresinden kaplama) ve PVD (Physical Vapour Deposition: fiziksel olarak buhar evresinden kaplama) yöntemleri kullanılarak sert, aşınmaya dayanıklı seramik katmanlarla kaplama yapılmış ve böylece takım performanslarının artması sağlanmıştır. Titannitrürle başlayan bu gelişme son on senede oksit ve karbür sistemlerini de içererek yaygınlaşmıştır

BÖLÜM 4. AŞINMA VE SÜRTÜNME (İŞLEME)

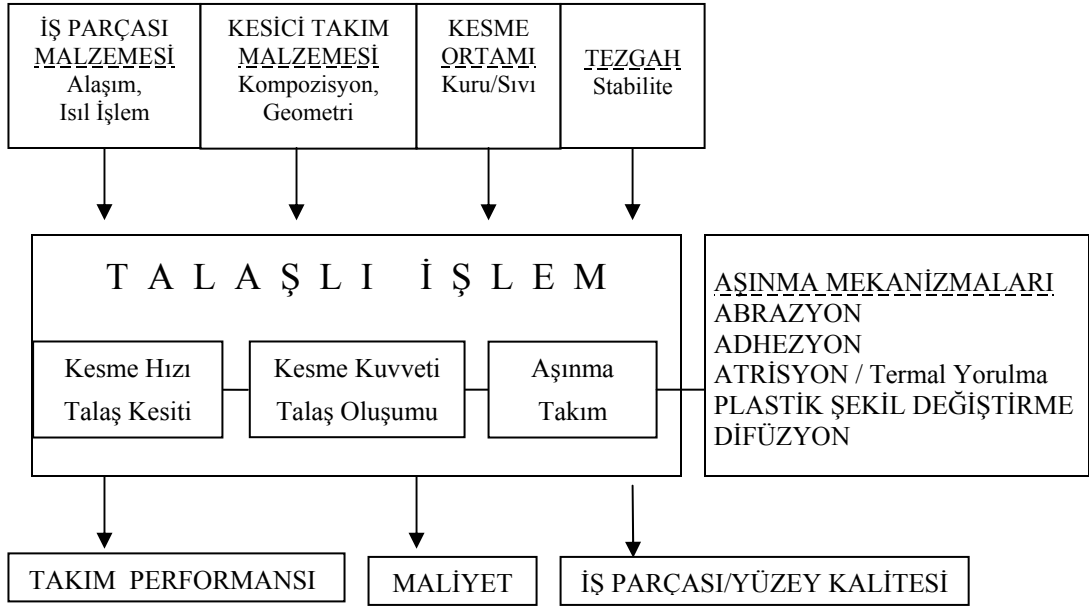
4.1. Genel

Metal ve alaşımların talaşlı işlemindeki en önemli husus, işlemin mümkün olan en düşük maliyetle belirli kalite beklentilerine uygun olarak gerçekleşmesidir. Bu istek doğrultusunda oluşan ‘işlenebilirlik’ kavramı, kesme koşullarının yanısıra ‘takım-iş parçası malzemesi’ ikilisinin yoğun etkisini içerir [4].

Talaşlı imalata son yirmi yılda verilen önem hem iş parçası malzemelerinde, hem de takım malzemelerinde kayda değer gelişmelere yol açmıştır. Değişik kesme işlemleri ve kesme parametreleriyle elde edilen sonuçların değerlendirildiği ‘İşlenebilirlik Data Bankaları’ kurulmuştur. Çoğu malzemeler için değişik kesme koşullarında optimum işlenebilirlik endeksleri belirlenip kullanıcıya sunulmuştur.

Tüm bu gelişmelerin ana gayesi, talaşlı imalatta takım-iş parçası arasında oluşan olumsuz ilişkiyi engellemektir. İş parçası malzemesinin (ve talaşının) takımın yüzeyinde sürtünme ile yapışmasını önleyerek yüksek ısı oluşumunun neden olduğu takım aşınma mekanizmalarının devreye girişinin geciktirilmesiyle, yüksek kesme hızlarında çalışmak mümkün hale gelir. Burada hedef, takımın iş parçası ile temas ettiği noktalarda koruyucu ortamlar oluşturmaktır.

İşlenebilirlik terimi talaşlı imalatta yaygın olarak kullanılmasına rağmen tek boyutlu bir özellik olmayıp karmaşık boyutlardan oluşan bir sistemler birliğidir. Kesici takım ve iş parçası malzemelerinin, işleme ortamı ve tezgah ile oluşturduğu talaşlı imalat sistemi, kesme sonrası ortaya çıkan yeni iş parçasının yüzey kalitesi ve maliyet faktörüyle birlikte işlenebilirliği belirler. İşlenebilirliğin tanımında gereksinim duyulan tüm faktör ve faktörler arası ilişkiler Şekil 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.1. Talaşlı işlemden işlenebilirliği etkileyen faktörler [4].

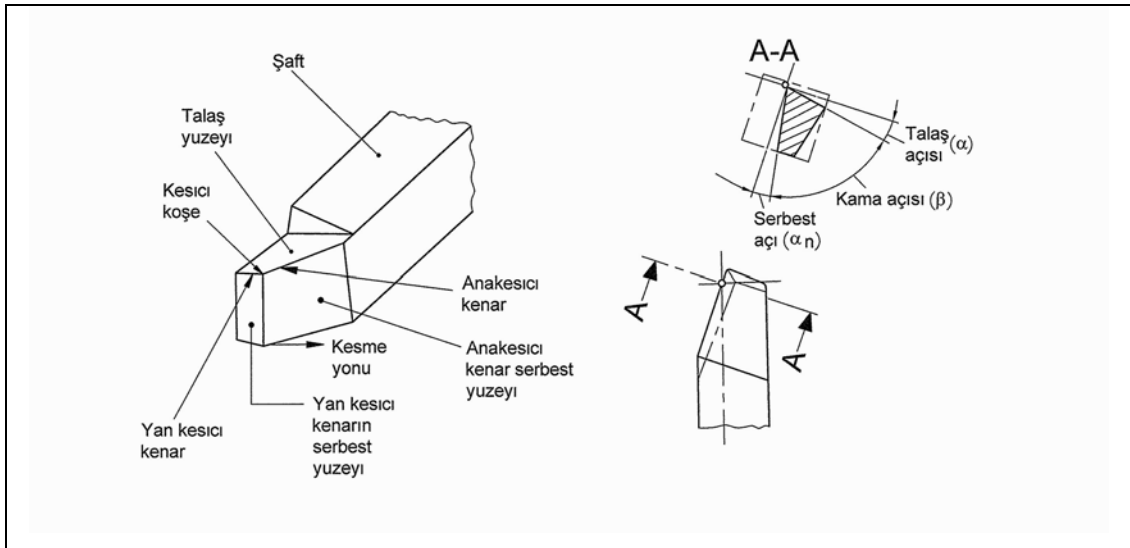
Kesici takım ve iş parçası malzemelerinin, işlem ortamı ve tezgah ile oluşturduğu talaşlı işlem sistemi, kesme koşullarıyla birlikte yeni oluşan iş parçası yüzey kalitesini ve maliyet faktörünü göz önünde tutarak işlenebilirliği belirler. İyi işlenebilir bir malzemenin talaşlı işleminde kısa sürede yüksek talaş hacmiyle işlenmesi ve yeni oluşan yüzeyin kaliteli olması beklenir. Aynı zamanda takım malzemesinin işlem esnasında az aşınması ve böylece uzun ömürlü olması gerekir. İyi işlenebilirlik daima maliyet faktörünü göz önünde tutarak talaşlı işlemin ekonomik olmasını öngörür. İşlenebilirlik altında istenen özellikler, ilgili kesme operasyonuna bağlı kalınarak optimum verim alınacak şekilde belirlenir. Takım ömrü, kesme kuvvetleri, yüzey kalitesi ve talaş oluşumu bu kapsamda işlenebilirlik için önemli kriterlerdir [4]. Bu doğrultuda aşınma mekanizmaları hakkında detaylı bilgiye sahip olunmasının kesici takım çeliklerinin üretiminde önemli bir payı vardır. Kesici takımların keskin uçları ve düz yüzeye sahip yanakları vardır. İşleme anında, takım ucu ve yanağı son derece küçük bir temas alanında yüksek kesme güçlerine maruz kalır.

Geleneksel tekniklerle karbür miktarını % 25'in üzerine çıkarmak makul değildir. Çünkü sıcak şekil verme için bu oran üst sınırdır. % 25'in üzerinde karbür içeren takım çeliklerinin üretilmesi ancak toz metalurjisi yöntemiyle yapılabilir. Karbürlerin tipi ve miktarı dışında matriks içindeki dağılımları ve boyutlarının da aşınma

dayanımı üzerinde etkisi vardır. Karbürler arasındaki uzaklık ne kadar artar ve boyutları küçük olursa, aşındırıcı ortama karşı direnç o kadar düşer. Bu yüzden yüzey korunması ile ilgili teknikler geliştirilmiştir. Nitrürleme, sert krom kaplama ve borlama gibi geleneksel teknikler dışında, PVD (fiziksel buhar biriktirme) tekniği ile titanyum nitrür (TiN) ve titanyum karbür (TiC) kesici takımların ömürlerini uzatıcı özelliklerdir.

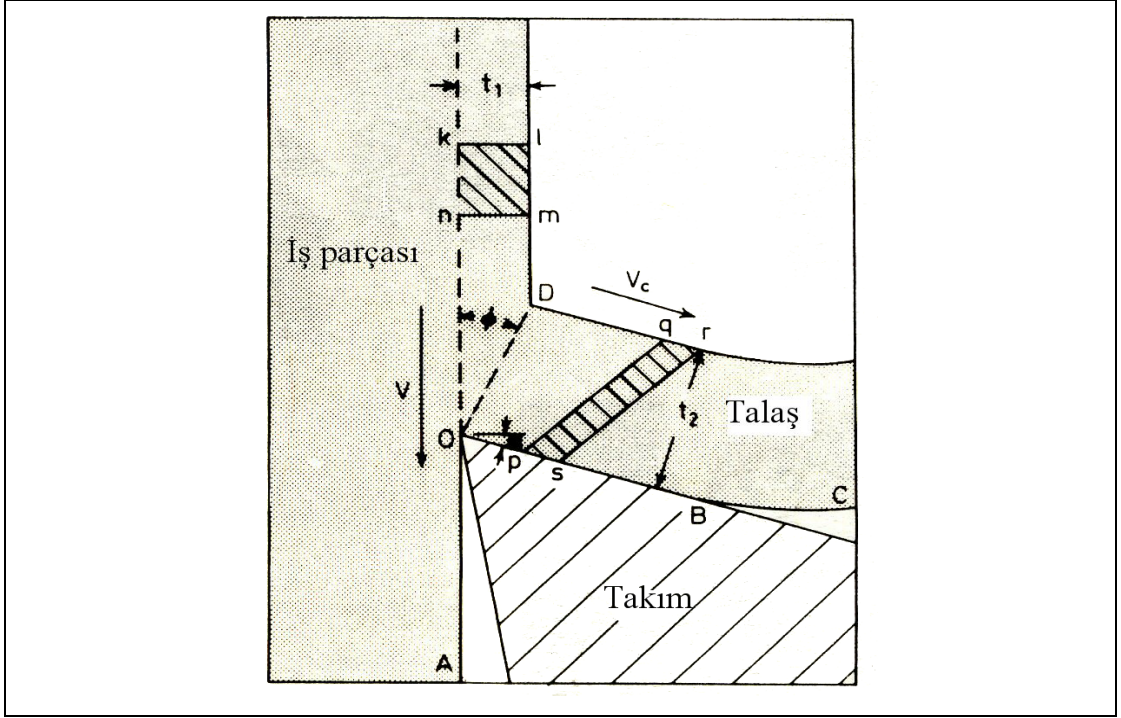
4.1.1. Talaş oluşumu

Kesici takım yardımıyla şekil verme uygulamaları sırasında iş parçasının yüzeyinde talaş oluşumu meydana gelmektedir (Şekil 4.2).



Şekil 4.2. TS 95'e göre standart HSS torna klemi tanımı.

Metal kesme işlemlerinde kesici takımın kenarlarını oluşturan yüzeyler, kesme sırasında iş parçasından talaş kaldırarak yeni yüzey oluşturur. İş parçası ve kesici takımında oluşan iki yeni yüzey arasında bir güç uyguladığından, temas bölgelerinde çok yüksek gerilimler ve yüksek ısı oluşur; böylece hem kesici takımın hem de iş parçasının yüzeyi hasara uğrar. Bu nedenden ötürü, kesici takımın daha kalın bir yüzeyden ince bir tabaka kaldırmak için, iş parçasına doğru asimetric olarak hareket ettirilen geniş-açılı bir kama formunda olmasını gerekir [1] (Şekil 4.3). Bu tabakanın, takım ve iş parçası arasında oluşan gerilime dayanmasına olanak sağlamak için ince olması gerekir ve takım üzerinde, serbest yüzeyin yeni oluşan işlenmiş yüzey ile temasını engellemek için, bir serbestlik açısının oluşturulması şarttır [1].



Şekil 4.3. Metal kesme diagramı [1].

Pratik işleme uygulamalarında, iş parçası üzerinden kaldırılan tabakanın (talaş), en az 60° lik bir açı ile takımın meyilli yüzeyi (talaş yüzeyi) boyunca yön almasını sağlamak için, takım ucu açısının 55° ile 90° arasında olması istenmektedir. Bu işlemden, kaldırılan metalin tüm hacmi plastik deformasyona uğramaktadır ve bundan dolayı da talaşın oluşması ve takım yüzeyi boyunca ilerlemesi için yüksek miktarda bir enerjiye ihtiyaç vardır. İşleme sonucu, iş parçasının yeni yüzeyi (Şekil 4.3'deki OA) ve talaşın alt yüzeyi (BC) olmak üzere iki yeni yüzey oluşmaktadır. Yeni yüzeylerin oluşması enerji gereksinimini ortaya çıkarmaktadır.

İşlemenin esas amacı yeni iş yüzeyi biçimi vermektir. İşleme esnasında tüketilen enerjinin büyük bir bölümü talaş oluşumu ve bu talaşın kaldırılmasına harcanmaktadır. Bu nedenle metal işlemedeki pratik ve ekonomik problemler takım performansı ve talaş kaldırma hızı ile bağlantılıdır.

Talaş endüstriyel işleme uygulamalarında biçim ve büyüklük açısından çok fazla çeşitlilik göstermektedir. Şekil 4.4'de bazı örnek talaş şekilleri gösterilmiştir.



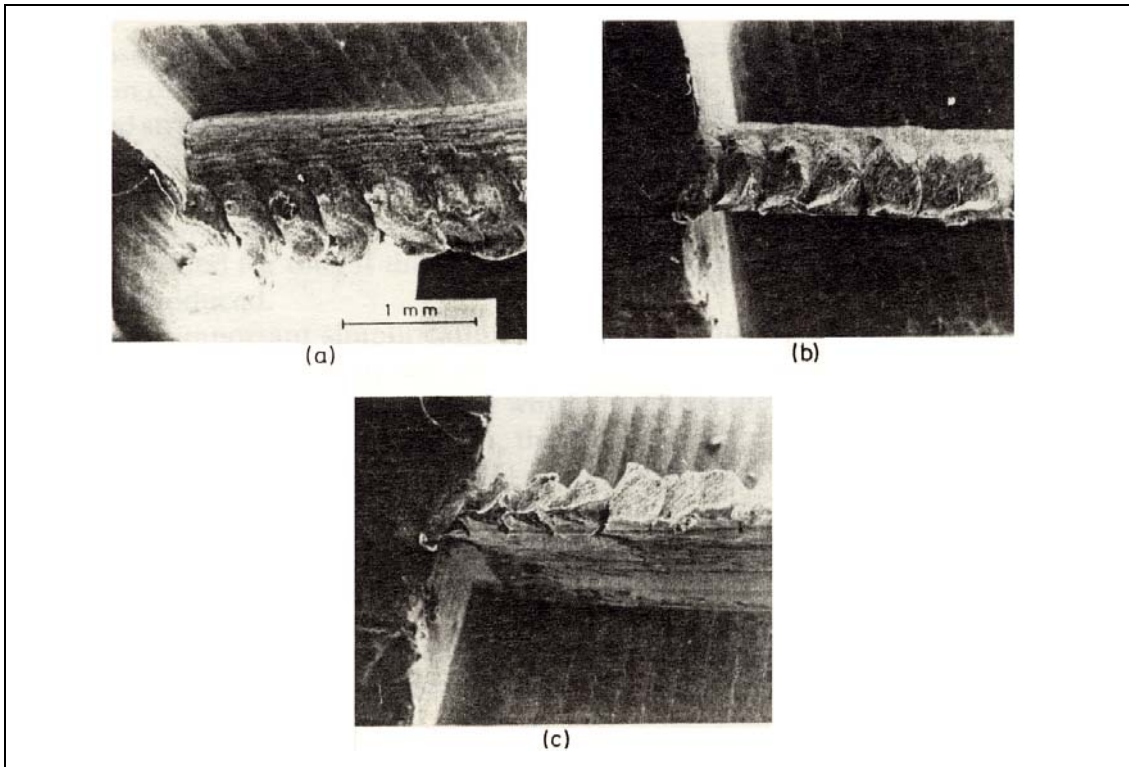
Şekil 4.4. Bazı örnek talaş şekilleri.

Tüm talaş şekillerinin oluşumu, takım kenarından açılarak talaşın üst tarafının iş parçası yüzeyinden (Şekil 4.3'deki OD) ayrıldığı konuma ilerleyen bir düzlem bölgesindeki iş parçasının kesilmesini içermektedir. Bu bölgede çok kısa bir zaman aralığında bir çok metal ve alaşımın dayanamayarak kırılacağı yüksek miktarda gerilim (ve dolayısıyla gerinme) oluşur. Örneğin gri dökme demir talaşları kopmuş parçalı şekilde olurken, daha sünek malzemeler özellikle çok düşük kesme hızlarında dilimli talaş şekilleri oluşturabilirler [1].

Talaşlı imalatta, kesici takımın kesme köşesinin iş parçası malzemesi içerisine girmesiyle iş parçası malzemesi elastik ve plastik deformasyona uğrar. Temelde malzemenin çok kısa bir zaman süreci içerisinde kayma yöresinde gerinmesiyle, talaş oluşarak iş parçasından ayrılır. İş parçasının gerilim altında gerinim tutumu oluşacak talaş tipini belirler. Genelde talaş şekillerinin oluşumu sürekli ve süreksiz talaş olarak iki ana kısım altında toplanabilir.

Süreksiz talaş, talaş oluşumunda en çok istenen oluşumdur ve kesme yüzeyinden kolaylıkla temizlenmesi gibi pratik anlamda bir avantajı vardır. Ne var ki, birçok kesme koşulu altında sünek malzemeler ve alaşımlar kesme düzleminden kırılmazlar ve bu durumda Şekil 4.5'te gösterildiği gibi sürekli bir talaş oluşur. sürekli talaşlar düz, karışık ve çeşitli tipte helezonik şekiller gibi birçok biçim alabilirler. Bu talaşların önemli derecede dayanıma sahip olmalarından ötürü, talaş oluşum şeklinin kontrolü, işlemeci ve takım üreticilerinin karşılaştığı esas problemler arasındadır.

Sürekli ve süreksiz talaş oluşumu birbirinden tamamen bağımsız, ayrı ayrı tanımlanabilen kategoriler değildir, işleme sırasında işlenen malzemede her iki tip talaş oluşum şekli de gözlemlenebilir. Sürekli talaşların uzunlamasına olan şekli, takımın talaş yüzeyi üzerine yapılacak yivlerle, helezonik şekillere çevrilebilir ki bu da talaş şeklinin mekanik olarak değiştirilebileceğini gösterir (Şekil 4.5). Talaşların enine kesitleri ve kalınlıkları metal kesme analizlerinde çok fazla önem taşımaktadır [33].

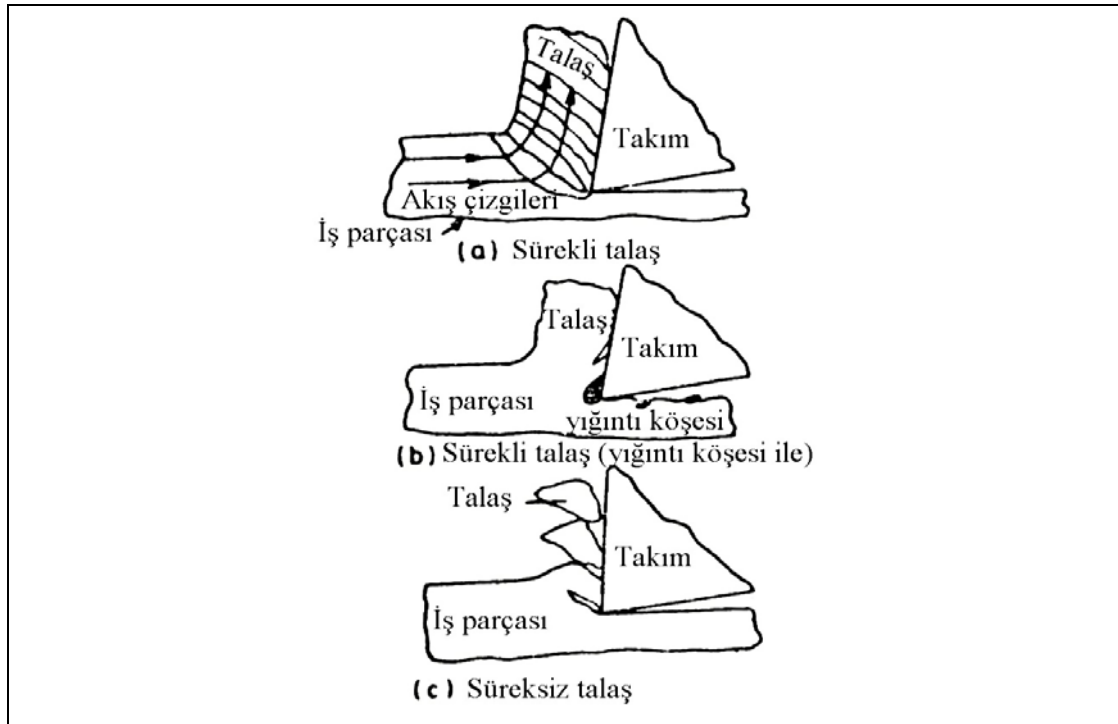


Şekil 4.5. Sürekli talaşın üç değişik yönde oluşumu [1].

Sürekli talaşlar, düşük karbonlu çelikler, bakır, pirinç ve alüminyum alaşımları gibi sünek malzemelerin kesiminde şerit şeklinde oluşmaktadır. Kesici takımındaki basınç, kesici köşenin iş parçası üzerine kuvvet uygulamasıyla malzemenin plastik deformasyonuna neden olur. Daha sonra kesici uc talaş yüzeyinde bir miktar daha ilerleyerek takımdan ayrılır. Talaş ve takım arasındaki sürtünme, talaş üzerinde ikincil (ilave) bir deformasyona neden olabilir.

Takım ucunun geçtiği bölge boyunca oluşan alan, birincil deformasyon bölgesi olup, talaş yüzeyindeki deformasyon bölgesine genellikle ikincil deformasyon bölgesi denmektedir (Şekil 4.6). Her iki bölgede de talaş yüzeyinde kayan talaş ısı üreterek,

takım-talaş arayüzeyinde sıcaklık artışı meydana getirir ve kesici takımın sıcaklığı artar. Birincil deformasyon alanının uzunluğu; (i) takımın talaş açısına, (ii) kesme hızına, (iii) iş parçasının özelliklerine ve (iv) talaş yüzeyindeki sürtünmeye bağlıdır. Daha büyük talaş yüzeyi açılarında, iş parçası malzemesinin talaşa ayrılması yavaş olur ve işlenen malzeme daha az toplam deformasyona uğrar; burada düşük kesme hızlarında çalışılır. Küçük veya negatif talaş yüzeyi açılarında malzeme daha sert bir deformasyona uğrar ve etkiyen kesme kuvveti de aynı oranda büyüktür.

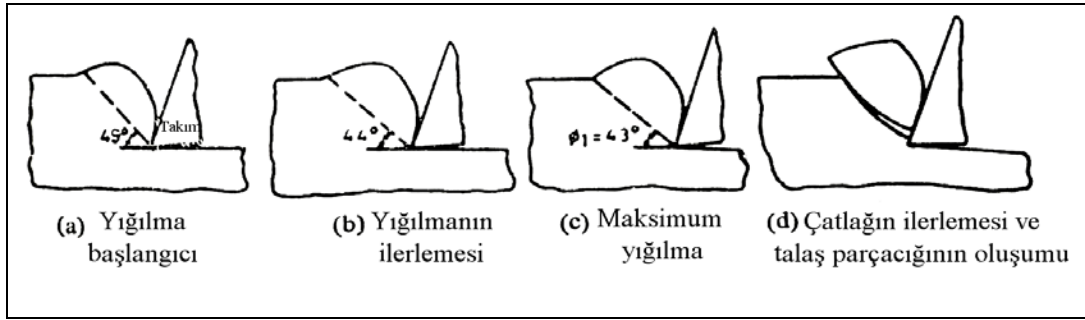


Şekil 4.6. Talaş tipleri [33].

Yüksek kesme hızlarında, birincil deformasyon bölgesinin kalınlığı daralır. Birincil deformasyon bölgesinin boyutuna; kuvvet, gerinim sertleşmesi, gerinim hızı ve ısı iletkenliği gibi iş parçasına ait bazı malzeme özellikleri etki etmektedir. Talaş yüzeyi üzerindeki sürtünmenin artması, birincil ve ikincil bölge alanlarının büyümesine neden olmaktadır [33].

Sürekli kesmede talaş düz olarak akarken talaş yüzeyi katmerleşmeye veya segmentleşmeye (dilimlenmeye) başlar ve kalıcı periyodik pürüzlülük gösterir. Sürekli talaş oluşumundaki yüksek gerinme nedeniyle talaş soğuk sertleşir ve yüksek sertlik değerlerine çıkarak kesici takımı aşındırarak ömrünü azaltır.

Süreksiz talaşlar, dökme demir, yüksek oranlarda çinko içeren pirinç gibi kırılğan malzemelerin işlenmesinde ortaya çıkarlar. Buradaki talaş oluşumu sünek malzemelerdeki talaş oluşumundan daha farklıdır. Kesici ucun iş parçası üzerinde çok az ilerlemesi ile çok hafif bir plastik deformasyon meydana gelir ve deforme edilecek bölgede (işlenen bölge) çatlak oluşur. Kesici takımın biraz daha ilerlemesi ile çatlak ilerler, malzemeden küçük bir parçacık kesici takımın talaş yüzeyinden ayrılmaya başlar. Yığıntı köşesi üzerinde uygulanan kuvvet ve zorlama ile birlikte oluşan hareket sonucu ilerleyen çatlak, iş parçasının yüzeyinden küçük bir talaş parçasının ayrılmasına neden olur. Kesici takım hareket ettikçe bu sıralama tekrarlanır (Şekil 4.7).



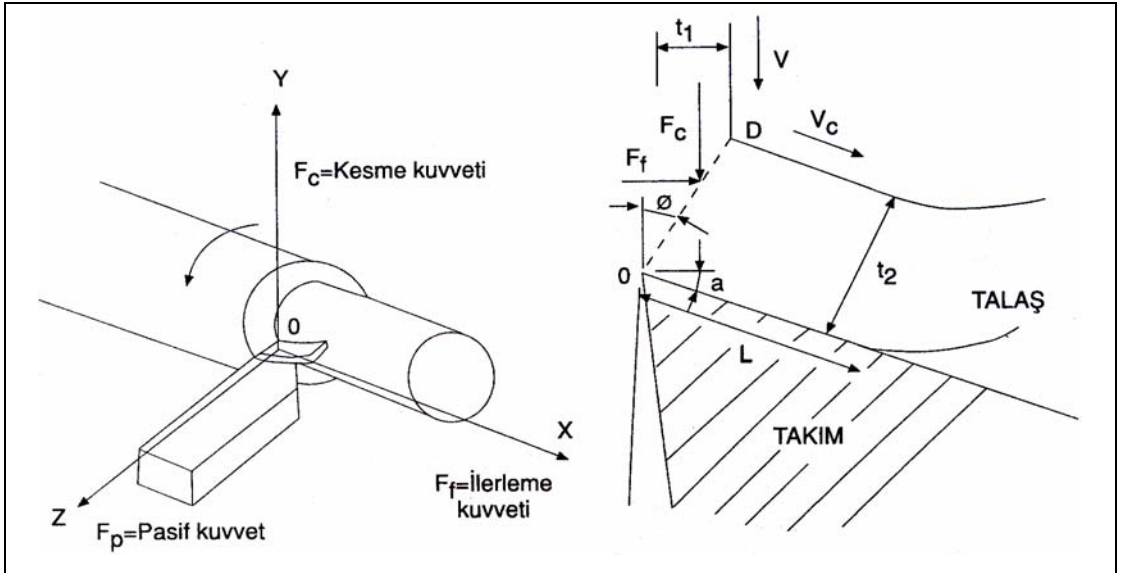
Şekil 4.7. Süreksiz talaş oluşumu [33].

Sürekli ve süreksiz talaş oluşumu arasındaki temel fark; iş parçası ve kesici takımın talaş yüzeyi arasındaki temasın çok kısa bir mesafede ve zamanda meydana gelmesidir. İşleme sırasında talaşta oluşan ısının çoğu, talaşın kendisi tarafından taşınır. Bundan dolayı da kesici takım daha düşük sıcaklıklara ısınır, böylece kesici takımın ömrü artar [33].

4.1.2. Metal kesmede oluşan kuvvetler

İşlemede kesici takım üzerinde etkili olan kuvvetlerin dağılımının incelenmesi çok önemlidir. İşlenecek parça ile ilgili olarak tezgah gücü seçimi ve böylece titreşimsiz ve rijit kesme operasyonu gerçekleştirmek esas amaçtır. Bu amaç için kesme anında etki eden kuvvetlerinin bilinmesi gerekir. Kesme kuvvetleri takımın açlarına göre değişir ve optimum takım dizaynı için bu etki eden kuvvetlerin doğru ölçümü şarttır. Bütün metodlar kesici takımın uygulanan yük altında elastik olarak eğilmesinin ölçümüne dayanır [1]. Şekil 4.8'de tornalama işleminde devreye girerek talaş kaldırma kuvvetini (F) oluşturan kuvvet bileşenleri gösterilmiştir. Bu kuvvet

bileşenleri üç yönde ölçülebilir. Üç ekseninde etki eden kuvvetlerin en önemlisi ve en büyüğü YO ekseninde takımın talaş yüzeyine (talaşın üzerinden aktığı takım yüzeyi) etki eden kesme kuvveti F_c 'dir ve kesme hızı yönünde hareket eder. Takımın OX yönünde hareket eden kuvvet bileşeni ise ilerleme yönüne etki eder ve bu kuvvet ilerleme (paso) kuvveti F_f olarak adlandırılır. Bu iki kuvvet temelde kesme sırasında oluşan gerilmeleri belirler. OZ yönündeki üçüncü bileşen ise merkezden dışarıya doğru kesici takımı iş parçasından iten F_p pasif kuvvettir. Çok küçük olmasından dolayı önemsizdir, genelde ihmal edilir ve hatta ölçülmez [1]. Takım aşınmasının kuvvetler üzerinde oldukça olumsuz etkileri vardır, örneğin takım serbest yüzeyinin 100 μm 'lik aşınması kesme kuvvetini (F_c) % 10, ilerleme kuvvetini ise (F_f) % 25 artırır [4].

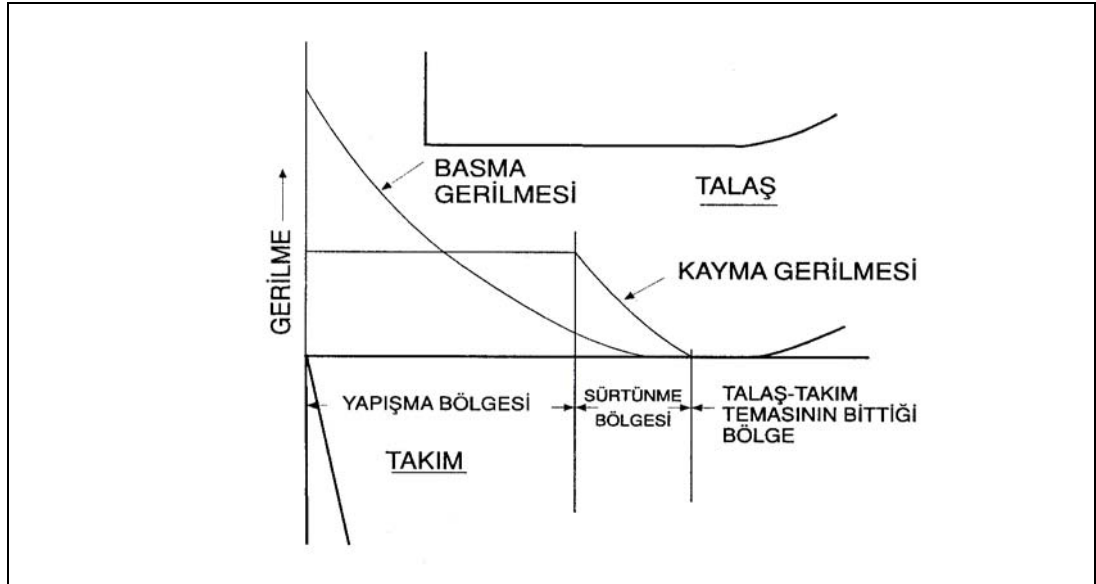


Şekil 4.8.a. Talaşlı işleminde etki eden talaş alma kuvveti $[F]$ ve kuvvet bileşenleri, b. Tornalamada iş parçası malzemesi içinde oluşan akma alanı (OD doğrusu) ve iş parçası ile takım temas yüzeyinde oluşan kayma alanı [4].

İş parçası ve malzeme içerisinde akmaya neden olan talaş oluşumuna da bu kuvvetler etki eder. Malzemenin akması da Şekil 4.8.b'de OD eksenini gösteren akma bölgesinde olur ve bu değer malzemenin akma mukavemetine eşittir. Eğer akma alanının eşit kaldığını kabul edersek, malzemenin akma mukavemetini yükselten alaşımlama ve ısıtma işlemi, talaş oluşumu için gerekli kuvveti (F) artırır. Buna bağlı olarak ilerleme hızı ve kesme kuvveti de artar.

Tüm bu kuvvetlerin dışında iş parçası, takımın kesici köşesinin altındaki serbest yüzeyin dar bir bölgesine basma kuvveti uygular. Çok keskin kesici köşede bu kuvvet önemsizdir, ancak kesici aşınması ile basma kuvveti artar ve serbest yüzey aşınır.

Kesici takıma etki eden mekanik yüklenmeler Şekil 4.9'da verilmiştir. Talaş/takım temas yüzeyine basma ve kayma gerilmeleri etki eder. Basma gerilmesinin maksimum etkisi kesme köşesinde görülürken, kayma gerilmesi tüm talaş/takım yapışma (kaynaklanma) yöresi boyunca eşit viskoz akma nedeniyle sabit kalır ve talaş/takım etkileşiminin noktasal sürtünmeye dönüşmesiyle düşer.



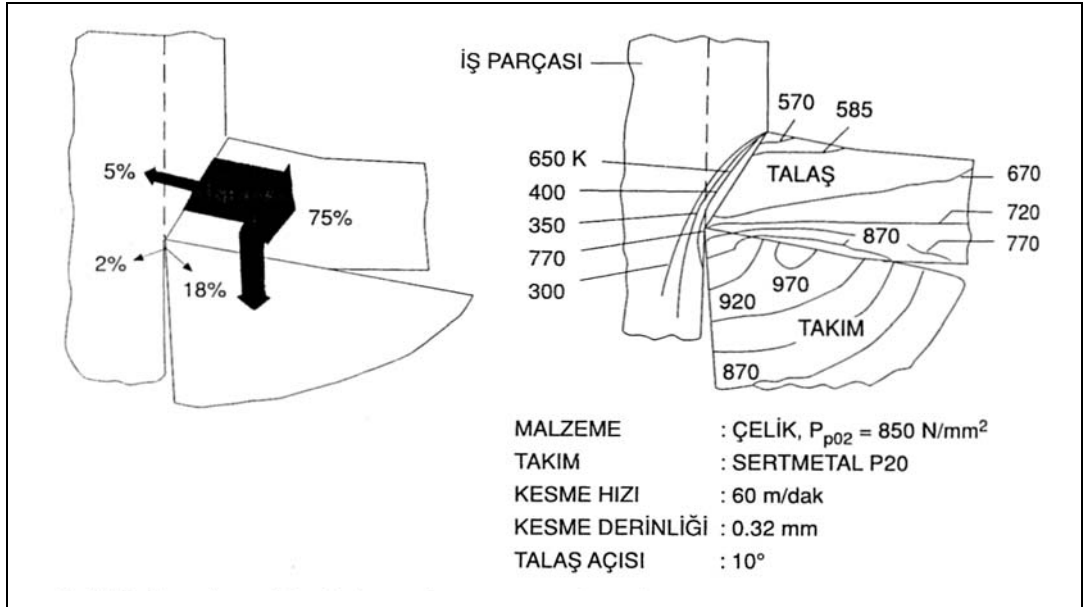
Şekil 4.9. Talaşlı işlem sürecinde etki eden gerilmelerin, torna kaleminde şematik belirlenmesi [4].

Talaş kaldırma kuvvetiyle malzemenin kimyasal kompozisyonu ve mukavemet değerleri arasındaki ilişki net değildir. Örneğin yalın karbonlu çeliklerde artan karbon miktarıyla mikroyapıdaki ferrit miktarı azalırken perlit miktarı artar. Perlitin artması iş parçası malzemesinin mukavemetini artırırken deformasyon (şekillendirme) yeteneğini düşürür. Talaşlı imalat için böyle bir mikroyapısal değişimin getirdiği mukavemet artışı, talaş kaldırma için gerekli kayma kuvvetini artırır. Diğer yandan azalan deformasyon yeteneği ile hem talaş oluşumundaki kayma alanı hem de talaş/takım temas yüzey alanı küçülür. Karşıt karakterli bu etkiler, talaş kaldırma kuvvetinin iş parçası malzemesinin mukavemeti ile orantılı olarak arttığını göstermektedir; ancak bu orantı oldukça düşüktür.

4.2. Kesmede Devreye Giren Aşınma Mekanizmaları

Talaşlı imalatta kesici takım malzemesi ısısal ve mekanik yüklenmeler altında aşınır ve kesme yeteneğini kaybeder. Bu nedenle herhangi bir talaşlı imalat sisteminde ne tip aşınma mekanizmalarının devreye girdiğini belirlemek için takım üzerindeki yüklenmelerin bilinmesi gerekir.

İşleme tezgahının devreye girmesiyle üretilen enerji, yeni yüzeyler (iş parçasının işlenen yüzeyi ve talaş yüzeyi) oluşturmak için kullanılır. Ancak iş parçası içindeki kayma yöresinde ve takım/talaş temas yüzeyinde gerçekleşen kayma ve viskoz akma nedeniyle ısı açığa çıkar. Şekil 4.10'da tornalama işleminde ısı akışı ve belirli kesme koşullarında takım/iş parçası/talaş içi sıcaklıklar gösterilmiştir. Takım ve iş parçası malzemelerinin ısıl iletkenlikleri ve ısı kapasitelerinin belirlediği takım sıcaklığı, artan kesme hızıyla (ısı iletimi için geçen sürenin azalmasıyla) artar. Sıcaklık bölgesel olarak çok yüksek değerlere erişerek takımın yumuşamasına ve böylece sertliğin düşmesine neden olur. Termal ve mekanik gerilmeler altında kesme şartlarına bağlı olarak değişik mekanizmalarla takım aşınabilir.

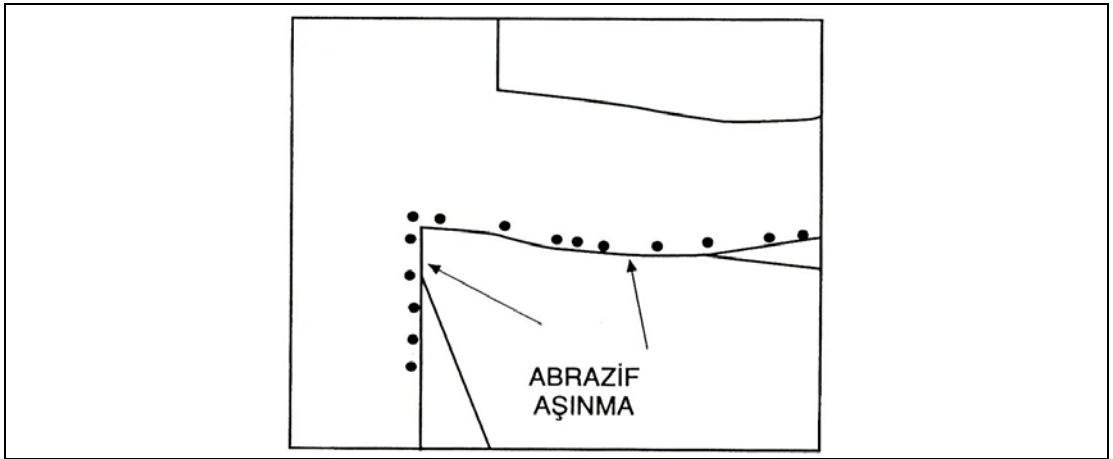


Şekil 4.10. Tornalama işleminde ısı akış şeması; takım, iş parçası ve talaşta sıcaklık dağılımı [4].

4.2.1. Aşınma mekanizmaları

4.2.1.1. Abrasiv (sürtünme) aşınma

Yüksek hız çeliği kesici takımların abrasiv aşınabilmesi için çalışılan iş parçasında, martenzitik matrisli kesici takımdan daha sert partiküllerin bulunması gerekir. Yani bir sürtünme sistemi içerisinde sert malzeme yumuşak karşıtını çizerek aşındırır. Bir çok çelik, dökme demir ve nikel esaslı alaşımların içerisinde bulunan sert karbürler, oksitler ve nitrürler, işleme sırasında kesici takımı mikro sabanlama, mikro talaş kaldırma, mikro kırılma ya da mikro yorulma yoluyla abrasiv olarak aşındırır. Ancak kesici takımların aşınmasında çok önemli bir rol oynayan bu partiküllerin abrasiv aşınmaya etkileri konusunda direkt deneysel açıklamalar çok azdır [1]. Şekil 4.11'de abrasiv aşınma modeli gösterilmektedir.

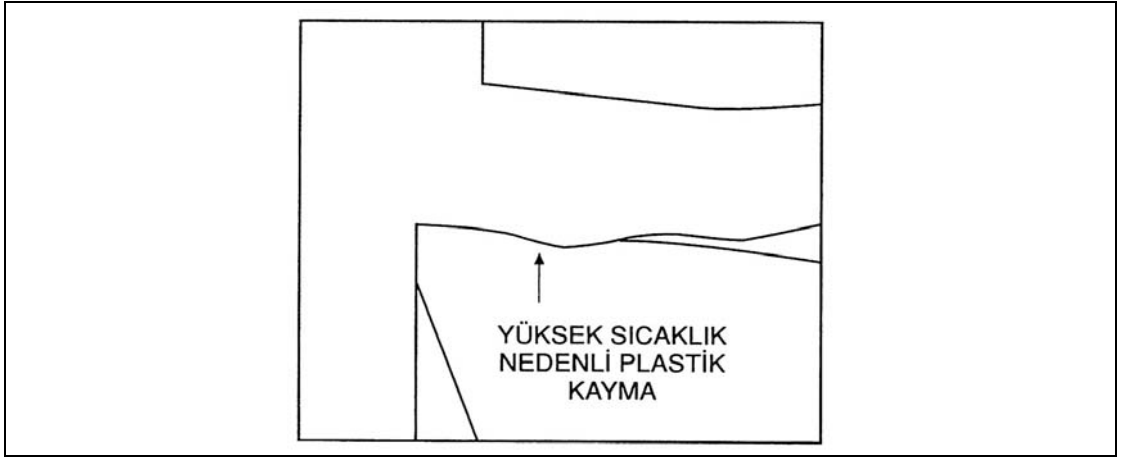


Şekil 4.11. Abrasiv aşınma [4].

Abrasiv aşınma literatürde genellikle takım aşınmasının esas nedeni olarak gösterilmektedir, ancak bu alanda normal kesme koşullarında daha fazla araştırmaya ihtiyaç duyulmaktadır. İş parçasının yüksek oranlarda sert partikül içerdiği (örneğin döküm parçaların yüzeyindeki kalıntı kum gibi) durumlarda, abrasiv aşınma hızla etkisini gösterir. Bu gibi durumlarda döküm parçaların yüzeyinden taşlama ile kumu gidermek kesici takımın ömrünü artıracaktır. Takım-iş parçası arayüzündeki kayma ya da talaş akışının kesikli olduğu durumlarda da abrasiv aşınma görülmektedir [1].

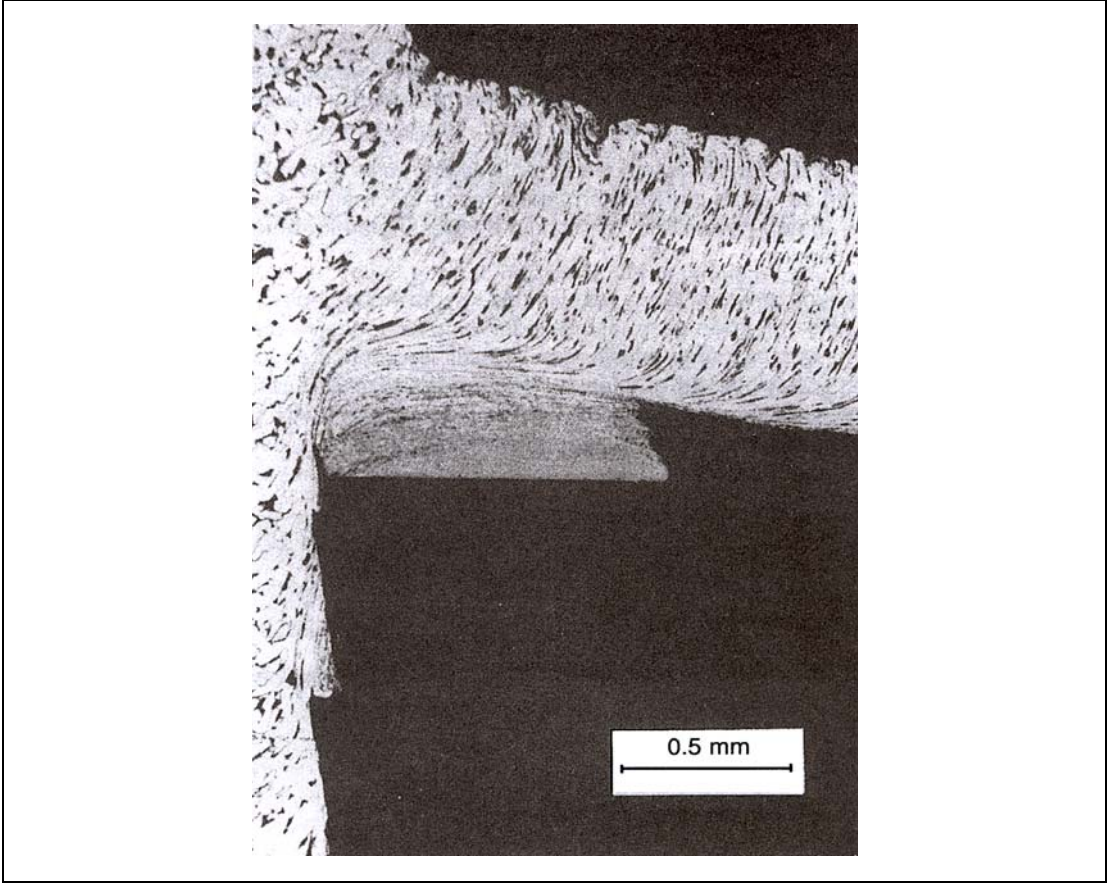
4.2.1.2. Adhesiv (yapışma/kaynaklanma) aşınma

Çelik ya da yüksek sıcaklıkta ergiyen diğer malzemelerin yüksek hızlarda işlenmesinde, aşınma karakteristiği, kesici ucun biraz arkasındaki talaş yüzeyinde oyuk şeklinde meydana gelen krater oluşumudur. Talaş yüzeyinin en sıcak bölgesinin hemen ötesinde meydana gelen bu krater, kesici takım malzemesinin en sıcak bölgesinden bir parçanın arkaya yığılmasıyla oluşur (Şekil 4.12).



Şekil 4.12. Adhesiv aşınma [4].

Kesme işlemi sırasında oluşan yeni iş parçası yüzeyleri çok temizdir ve doğal olarak reaksiyonlara açık yani reaksiyonlara karşı aktif durumdadır. Bu yüzeylerde, örneğin, talaş alt yüzeyinin takımla teması sonucu atomlararası bağ oluşarak talaş/takım arasında yapışma/kaynaklanma meydana gelir. Kesme sırasında iş parçası, sürekli plastik deformasyona uğradığından, sert kesici takım üzerine yapışmaktadır. Bu durum iş parçası malzemesinin, takım temas yüzeyine ince filmler halinde yapışmasına ve böylece kesici köşe üzerinde yığıntı oluşumuna neden olur. 'Yığıntı köşesi' olarak adlandırılan bu yoğun sertleşmiş iş parçası malzemesi kesme görevini üstlenir (Şekil 4.13).

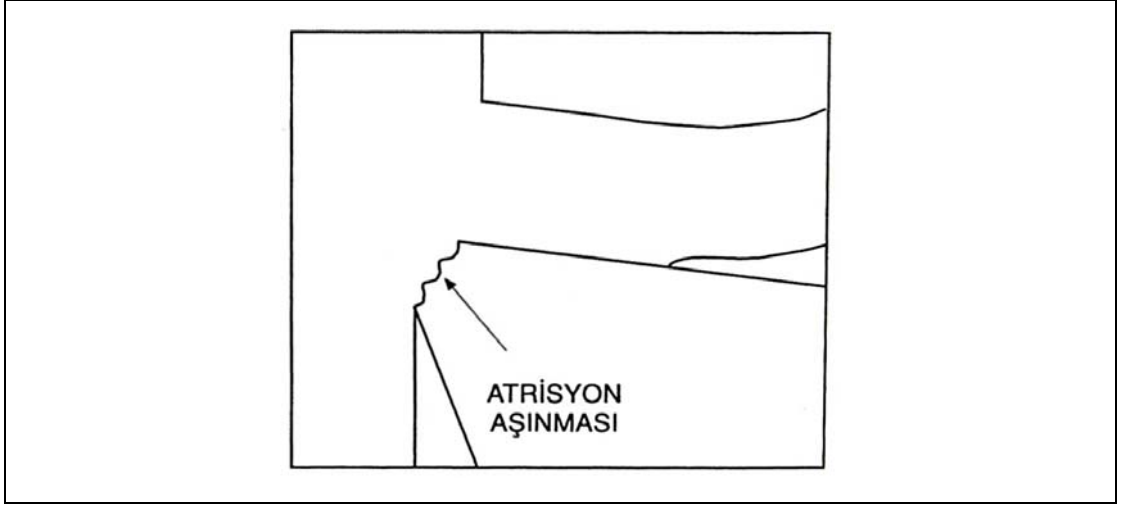


Şekil 4.13. Takımın kesme köşesinde yığıntı köşesi oluşumu [4].

Dinamik bir oluşum gösteren yığıntı köşelerinden periyodik olarak kopan parçalar takımın talaş ve serbest yüzeyini aşındırır. Bu tip parça kopmalarına neden olan kayma, takım malzemesi içinde de olabilir. Plastik deformasyona uğrayan tüm iş parçası malzemelerinde düşük ve orta dereceli kesme hızlarında görülür [4].

4.2.1.3. Atrasyon (termal yorulma/yetersiz tokluk) aşınması

Atrasyon aşınması, talaşlı imalat sırasında kesici takımın yetersiz tokluğundan dolayı, takım malzemesinden küçük parçacıkların kopmasıyla oluşan bir aşınma biçimidir. Titreşimli ve seri darbeli talaşlı imalatta, sıcaklık etkisi altında kritik periyodik yüklenme sayısının aşılmasıyla kesici takım malzemesi termal olarak yorulur. Yorulma sonucu oluşan çatlaklar ilerleyerek kesici takım malzemesinden mikroskobik boyutta küçük parçacıkların kopmasına neden olur (Şekil 4.14).



Şekil 4.14. Atrisyon aşınması [4].

Bu aşınma mekanizması düşük ve orta hızlarda ve titreşimin etkili olduğu kesme koşullarında görülür. Kesme sırasında titreşim oluşması işleme tezgahının rijitliğinin zayıf olmasından kaynaklanabildiği gibi, iş parçasının kaba, pürüzlü yüzeyinden, süreksiz (darbeli) kesme şekli ile lamelli talaş oluşumundan da kaynaklanabilmektedir. Bu aşınma tipi sadece kesici takımın, kesme ucu kesitinin metalografik olarak incelenmesi ile tespit edilebilir [1].

4.2.1.4. Plastik deformasyon

Bu deformasyon türü kendi başına kesici takımda malzeme kaybına neden olmadığından bir aşınma türü olarak ifade edilmez ancak, talaşlı imalatta oluşan yüksek statik basma gerilmeleri ve kesme sıcaklıkları, kesici takım malzemesinin elastik sınırının aşılmasına olanak sağlar. Böylece takımın kesici köşesinde ve talaş yüzeyinde şekil değişimleri oluşarak kesici köşe geometrisi bozulur ve böylece takım aşınır [1].

Plastik deformasyon genellikle takımın kesici ucunda ya da küçük köşe radyuslarında ortaya çıkar (Şekil 4.15). Kesici köşe üzerindeki basma gerilmeleri maksimum konumda olduğundan burada yöresel gerilim ve sıcaklık artışı takım geometrisi bozarak takımın aşınmasına neden olur [4].

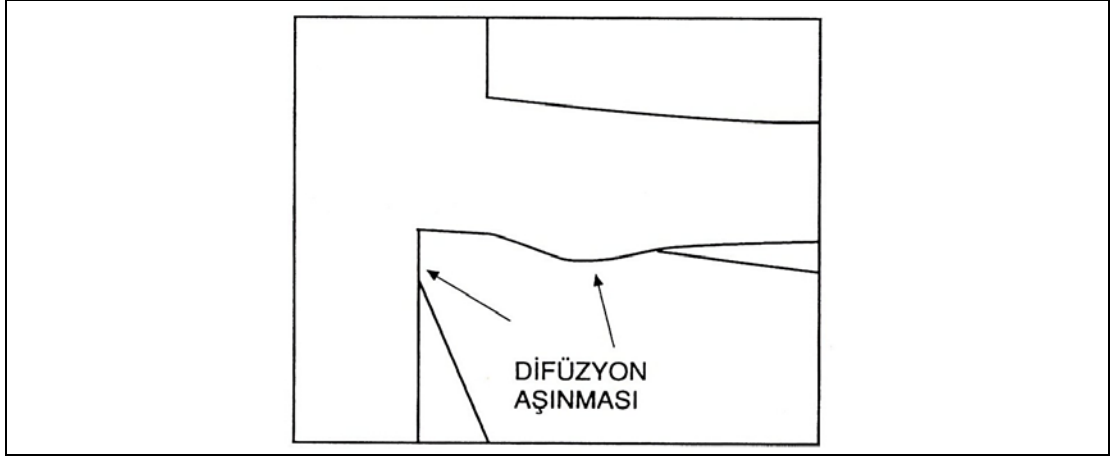


Şekil 4.15. Kesici köşede plastik deformasyon [4].

Yüksek hız çeliği kesici takım kullanılarak işlenen iş parçasının sertliği eğer çok yüksek ise, kesici ucun plastik deformasyona uğrama olasılığı da fazladır. Çok düşük kesme hızlarında sıcaklık yükselmesinin gözardı edilebildiği durumlarda bile bu mekanizma, yüksek hız çeliği ile işlecek malzemelerin sertliğini sınırlamaktadır. Pratik işleme operasyonlarında, genellikle çelik malzemeler için yüksek hız takım çeliği ile işlenebilecek üst sınır parça sertliği 350 HV olup, çok düşük kesme hızlarında çelik için bu değer 450 HV olabilmektedir [1].

4.2.1.5. Difüzyon aşınması

Metalografik araştırmalar, takım/iş parçası arayüzeyinde, kesme işlemi sırasında difüzyon oluştuğunu göstermektedir. Takım/iş parçası temas yüzeyi metal-metal sürtünmesi ile difüzyonun meydana geleceği 700-900 °C sıcaklıklara yükselmektedir. Böylece takım/iş parçası arasında her iki yöne doğru gerçekleşen malzeme hareketi ile kesici takım malzemesi mikroyapısal değişime uğrayarak yumuşar. Örneğin; çeliğin talaşlı imalatında kesici takıma yayılan demir, kobalt içi karbon çözünürlüğünü artırır. Kesici takım/iş parçası temasıyla sıcaklık artar ve bu yüksek sıcaklıkta gerçekleşen kısmi wolframkarbür çözünmesiyle ve karşı yönden gelen karbon difüzyonuyla kobalt içerisinde yüksek metal atomlu karbür (M_6C ; M: W, Co, Fe) oluşur, mikroyapı yumuşar ve kesici takım aşınarak hasara uğrar. Difüzyon hızı yükselen sıcaklıkla beraber hızla artar, çelik ve diğer yüksek ergime sıcaklığına sahip metallerin işlenmesinde takım/iş parçası temas bölgeleri yüksek sıcaklığa çıktığından sık görülen bir aşınma mekanizması tipidir (Şekil 4.16).

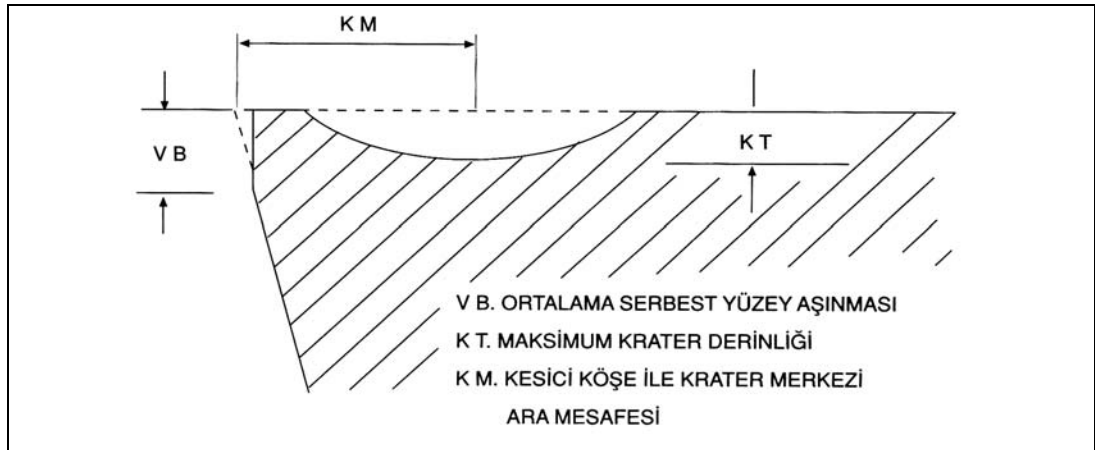


Şekil 4.16. Difüzyon aşınması [4].

Difüzyon aşınması takım yüzeyine, dağlama işleminde olduğu gibi bir tür kimyasal saldırıdır ve kesici takım yüzeyinden akan malzemedeki farklı fazların çözünebilirliğine bağlıdır. Yüksek hız takım çeliği kesici malzemelerde, normal kesme hızlarında, difüzyonla aşınma mekanizması takım/iş parçası arayüzey sıcaklıklarının düşük olmasından dolayı yavaştır. Yüksek kesme hızlarında ve yüksek sıcaklıklarda difüzyon hızlanmasına rağmen burada difüzyondan daha hızlı devreye giren plastik deformasyon, difüzyon aşınmasını gizlemektedir.

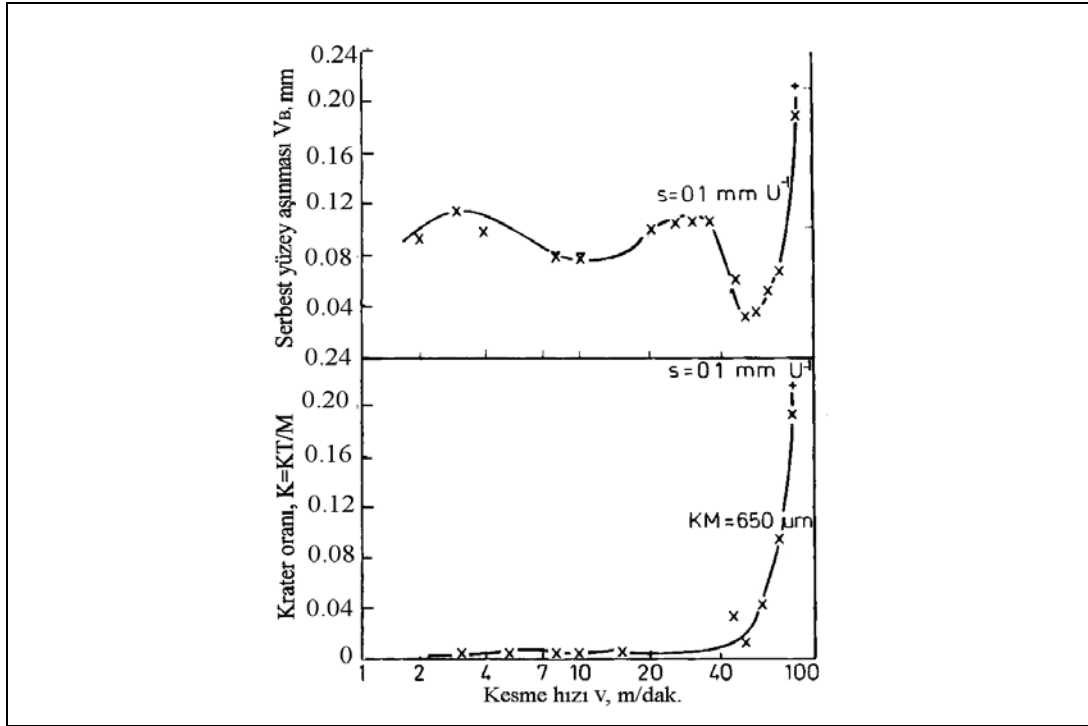
4.2.3. Takım ömrü testleri

Takım ömrü testlerinde veriler çoğunlukla, standart geometride kesici takım kullanarak tornada sürekli kesme işlemiyle kesici takımda oluşan serbest yüzey aşınmasının genişliği ve bazen de talaş yüzeyinde oluşan kraterin boyutlarını ölçerek toplanmaktadır (Şekil 4.17).



Şekil 4.17. Takım aşınmasında ölçülen boyutlar [4].

Takım ömrü testlerinde iş parçası malzemesi olarak kullanılan esas malzemeler çelik ve dökme demirdir. Yüksek hız takım çeliğinin kesici uç olarak kullanıldığı değişik kesme ve belirli bir ilerleme hızında Opitz ve König [5] tarafından tespit edilen takım ömrü test sonuçları Şekil 4.18’te verilmiştir [1]. Krater aşınması için sonuçlar basittir, kritik hıza kadar aşınma hızı çok düşüktür ancak bu hız aşıldığında kraterleşme hızla artar. Kritik hız, ilerleme artırıldıkça düşer, serbest yüzey aşınması için de kraterleşmede olduğu gibi yaklaşık aynı hız ve ilerlemede aşınma hızla artar. Bu bölgede sıcaklığa bağımlı aşınma mekanizmaları kesici takım ömrünü kontrol eder. Bu kritik hızın altında, serbest yüzey aşınması düşük hızlarda devam etmez ve sıcaklığa bağlı olmayan (örneğin atrisyon) diğer aşınma mekanizmalarının etkin olduğu durumlarda genellikle hızlanır.



Şekil 4.18. Opitz ve König [5] tarafından tespit edilen takım ömrü test sonuçları [1].

F.W. Taylor [1] yüksek hız çeliklerinin gelişmesiyle sistematik kesici takım testleri yaparak, kesici takım ömrü belirleme standartlarını çok yüksek seviyeye çıkarmıştır. Kesme hızı, ilerleme, kesme derinliği, takım geometrisi ve kesme yağları ile birlikte kesici takım malzemelerini ve ısıl işlem şartlarını değiştirerek çalışmalar yapmış, kesici takım ömrünü tüm bu parametrelerin sonuçlarının matematiksel bir fonksiyonu olarak göstermiştir. Bu testler, çok büyük çelik biletlerin, tek noktadan temas eden kesici takımlar ile tornada işlenmesi sonucu elde edilmiştir. Bu tip testlerin sık sık

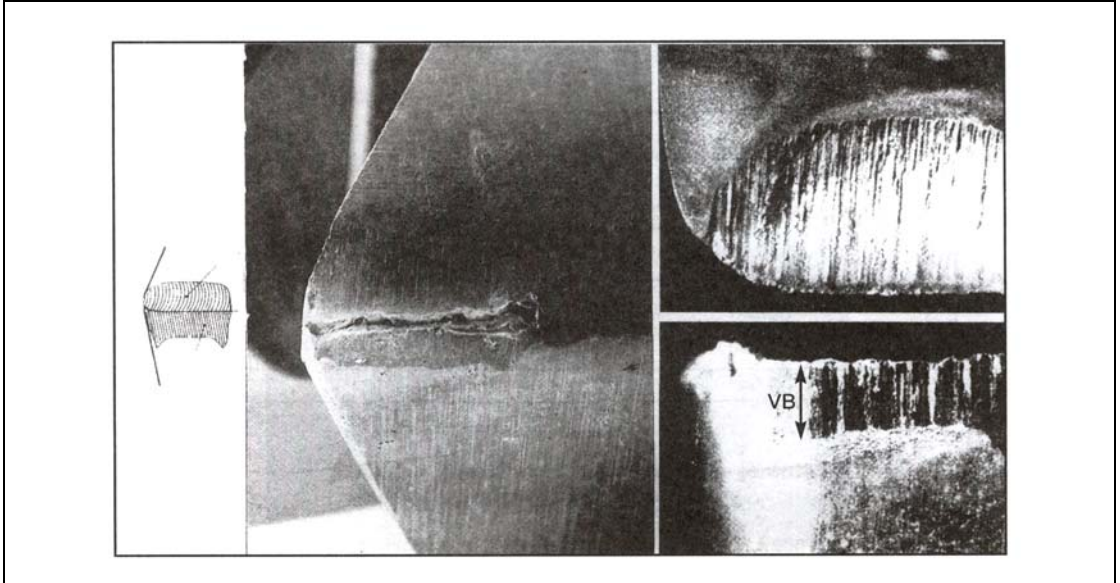
tekrarlanması zaman ve insan gücü bakımından çok pahalıdır, bu nedenle kesme hızı ve ilerlemenin standart olduğu durumlarda sadece değişkenler üzerinde oynanarak sıradan testler yapılmaktadır. Elde edilen sonuçlar Taylor eşitliği olarak adlandırılmıştır ve orijinal Taylor ilişkisi en basit şekle indirilerek :

$$VT^n = C \quad (4.1)$$

ya da

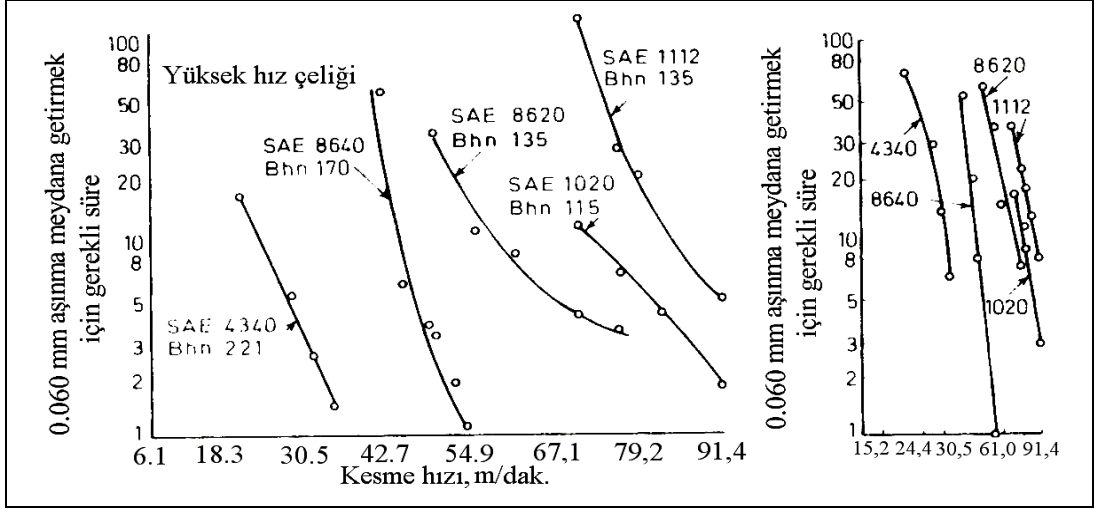
$$\log V = \log C - n \log T \quad (4.2)$$

olarak ifade edilebilir. Burada V = kesme hızı, T = serbest yüzey aşınması için gerekli olan standart kesme zamanı (örneğin 0.75 mm'lik bir aşınma için), C ve n ise malzeme ya da kullanılan durumlara bağlı olan sabitlerdir. Şekil 4.19'da serbest yüzey aşınması gösterilmektedir.



Şekil 4.19. Takım aşınmasında görünüm [4].

Şekil 4.20'de standart serbest yüzey aşınması için gerekli olan kesme hızı-zaman testleri sonuçları lineer ve logaritmik diyagramlar olarak verilmiştir. Her bir malzeme için artan kesme hızlarındaki test sonuçları dağılımı logaritmik grafikte düzgün bir düşüş göstermektedir, yani kesme hızı arttıkça serbest yüzey aşınması için gerekli standart süre azalmaktadır. Şekil 4.20'de işlenen farklı çelik malzemeler arasındaki önemli farklar gösterilmiştir ve bu tür diyagramlar genellikle işlenebilirliği ifade etmektedir.



Şekil 4.20. Lineer ve logaritmik diyagramlar halinde standart serbest yüzey aşınması için gerekli olan kesme hızı-zaman testleri sonuçları [1].

Taylor eğrileri, sıcaklığa bağlı aşınma mekanizmalarının neden olduğu deformasyon ve difüzyon sonucu oluşan yüksek hızlardaki işleme durumlarında geçerlidir. Şekil 4.20'den de anlaşılacağı gibi kesme hızı çok düşük değerlerde seyrettiğinde, takım ömrü sonsuz olacaktır, yani kesici takım hiçbir zaman aşınmayacaktır. Ancak Şekil 4.18'de gösterildiği gibi düşük hızlarda diğer aşınma mekanizmaları devreye gireceğinden serbest yüzey aşınması hızı tekrar artacaktır. Matkapla küçük çapları delme, broşlama, planya ya da şekil verme işlemlerinin birçoğunda pratikte yüksek hızlarda çalışılmaz. Bir çok uygulamada Taylor eğrileri kesici takım ömrünü belirlemek için uygun değildir. Böyle bir durumda, çalışılacak olan kesici takım ve iş parçasını laboratuvar ortamında, yüksek kesme ve ilerleme hızlarının en üst sınırlarında test etmek daha kolay olmaktadır. Bu üst limitin altında takım ömrü ya da optimum kesme ve ilerleme hızlarını belirlemek çok zordur [1].

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMA

5.1 Genel

Bu çalışmada yoğun bir deneysel çalışma gerçekleştirilmesi gerekmiştir; nedeni ise yeni tür geliştirilen deneysel bir yüksek hız çeliği alaşımından, bor elementinin katkısıyla yine yeni bir bileşim elde etme çabaları ve bu nedenle karakterizasyon çalışmalarının geniş tutulmasıdır. Öte yandan geliştirilen malzemenin bir kesici takım malzemesi olması nedeniyle özellikler saptamasının ötesinde kesme ve aşınma davranışının ölçülmesi oldukça önemlidir.

Kesici takım malzemelerinde katılaşma sürecinde faz oluşumu büyük önem taşır. Katılaşmanın yanısıra yeni geliştirilen deneysel çelik olan HS3-5-1.5-5+1Nb bileşiminin homojenizasyon, sertleştirme ve menevişlemeden oluşan çok basamaklı ısıl işleminde gerçekleştirilebilen faz miktarları, türleri, boyut ve yer dağılımlarındaki değişimlerin bilinerek iyi kesme tutumu açısından yönlendirilmesi gerekmektedir. Bu nedenle aşağıda anılan analitik ve ölçme tekniklerinden tüm çalışma boyunca faydalanılmıştır:

Faz oluşumu ve dönüşümler ilk etapta termodinamik veriler üzerine kurulmuş olan THERMOCALC programı ile denge durumunda belirlenmiştir. Mikroyapısal görüntülemeye öncelikle Zeiss marka AxioTech model ışık mikroskobu (IM) ile çalışılmış ve kontrast oluşumu için değişik dağlama teknikleri kullanılmıştır. Burada dağlayıcı olarak nital ve karbürleri selektif dağlayabilmek için 20 ml. NaOH (% 25'lik), 15ml H₂O₂'den oluşan reaktif kullanılmıştır. Ayrıca ışık mikroskobunda aydınlık alan tekniğinin yanısıra diferansiyel enterferans kontrastı (DIC) devreye sokularak fazlararası daha yüksek kontrast farkı elde edilmiştir. Malzeme sertliği HRc ve HV teknikleriyle ölçülmüştür. Mikroyapısal ölçümlerde Fischerscope marka H 100 model mikrosertlik (HV0.1) cihazı devreye sokulmuştur.

Çalışmanın önemli bir kısmını Jeol marka 6060 model tarama elektron mikroskobu (SEM) ile Noran marka 960H-1SPS model enerji-dispersiv X-ışın mikroanaliz (EDX) tekniği oluşturmaktadır. Burada hem ikincil elektron (SE) ve geri saçılmış elektron (BSE) teknikleriyle materyal kontrast modunda çalışılmış, hem de dağlanmış yüzeyler ile kırılma yüzeylerinde SE topografi kontrastı ile görüntüleme yapılmıştır. Ayrıca ilgili görüntülerde ikincil dendrit kollararası mesafe ölçülerek kaynakçada verilen bilgiler [10] ile karşılaştırılmış ve böylece katılma hızı yaklaşık olarak belirlenmiştir.

Isıl işlem uygulamalarında (homojenizasyon, sertleştirme ve menevişleme) benzer bir işlem karakteristiği ile çalışılmıştır. Burada öncelikli olarak fazların çözünme-çökme hareketleri mikroyapısal olarak sertlik, IM, SEM ve EDX ile görüntüleme ve analiz teknikleri ile takip edilmiştir.

Faz miktarlarının belirlenmesinde Leica marka Quantimet 501 model kantitatif-metalografik analiz (görüntü analizi) tekniği ile çalışılmıştır. Uygulamada kontrast artırıcı oldukça değişik ayraç ve tekniklerle çalışılmıştır; ilgili veriler [34] temin edilebilir.

Kesici takım malzemesinin kesme ve aşınma davranışının belirlenmesinde Tezsan marka universal torna tezgahı ile kesme testleri gerçekleştirilmiştir. Çalışmada sürekli kesme koşullarında soğutma sıvılı kesim yapılmıştır. İş parçası malzemesi olarak AISI 1040, AISI 1050 ile AISI 4140 tipi çelik hem ıslah edilmiş (290-310 HB), hem de ıslahsız konumda (190-210 HB) işlenmiştir. Takım malzemesi olarak [25] yeni geliştirilen döküm hız çeliği HS3-5-1.5-5+1Nb ile genel olarak en yaygın kullanılan HS6-5-2 türü çelik piyasadan temin edilerek karşılaştırmalı olarak kesme deneylerine tabi tutulmuştur. Kesme koşullarında talaş kesiti 2 mm (kesme derinliği, mm) x 8-11 mm (ilerleme; 0.13 mm/sn ve 0.18mm/sn arasında) ölçüleri arasında değişmektedir.

Aşınma testlerinde değişik kesme hızlarında nihai harabiyete [35] kadar ölçülmüş ve ilgili aşınma yüzeyleri, devreye giren aşınma mekanizmalarını belirlemek için SEM ile görüntülenmiştir. Buradan belirlenen ortalama bir kesme hızında adım adım kesme gerçekleştirilmiş ve her belirli bir kesme mesafesi sonrası takım aşınması

SEM ile görüntülenerek serbest yüzey aşınması (VB) ile kraterleşme ölçülmüştür. Böylece yine karşılaştırmalı olarak aşınma eğrileri VB üzerinden elde edilmiştir.

Nihai olarak bor elementi ile alaşımlama yapılmıştır. Burada dört basamakla bor katkısı yapılarak bor oranları % 0.05 ile % 0.25 arasında değiştirilmiştir. İlgili faz identifikasyonun gerçekleştirilmesinden sonra Microphotonics firmasının pin-on-disk modeli teçizatında karşılaştırmalı olarak sürtünme katsayıları belirlenmiştir. Son olarak % 0.05 bor katkılı yüksek hız takım çeliği ile plastik şekil verme çalışmaları yapılmıştır. Ancak bu çalışmaların yalnız giriş kısımları burada yeracaktır. Doktora sonrası ilgili çalışmaların yürütülmesi planlanmıştır.

5.2. Karakterizasyon

5.2.1. Katılma

Döküm yüksek hız çeliklerinin mikroyapısı, taneler arası geniş karbür ağları ve ötektik kolonilerden oluşur; bu oluşumları minimuma indirmek için sıvı metalin hızlı soğutulması gerekmektedir. Bu hızlı soğutma sonucunda karbürler ve ötektik koloniler aşırı büyümeden katılma. Dökümden sonra direkt olarak kullanılacak olan yüksek hız çeliklerinde, hızlı soğutma sonucu oluşan taneler arası ince karbür filmleri ve küçük ötektik kolonileri difüzyon ısıl işlemlerle daha kolay parçalanır. Katılma hızının artmasıyla karbür boyutları düşer. Bu nedenle yüksek hız çeliği dökümünde kokil veya seramik kalıba döküm yöntemleri uygulanmıştır. Soğumanın oldukça geç olduğu kum kalıba döküm yöntemi ise yukarıda açıklanan olumsuz nedenlerden dolayı tercih edilmemiştir. 7nci Bakım Merkezi Komutanlığı Dökümhanesinde yapılan yüksek hız çeliği döküm pratiğinde ilk döküm uygulamaları kokil kalıp yöntemi ile yapılmıştır. Ancak üretimin seri olarak artması ve kokil kalıpta dökülebilenlerden daha büyük malzeme ebatlarına ihtiyaç duyulduğundan kalın kesitli bir sac istenen ebatlara getirilerek etrafına kum takviyesi yapılmış, daha sonra bu kalıplara döküm gerçekleştirilmiştir. Burada hedef sac kalıbın bir soğutucu görevi görmesi ile hızlı soğumayı sağlamak ve ince karbür yapısı elde etmektir.

5.2.1.1. Katılaşmanın thermocalc programı ile modellenmesi

Deneysel yüksek hız çeliklerinin katılaşmasında oluşan denge karbür türü ve miktarını belirlemek için termodinamik denge konumunda faz türü, miktarı ve kompozisyonlarını sıcaklığa bağlı olarak hesaplayan Thermocalc programı kullanılmıştır. Bu program kimyasal bileşimde yer alan elementlerin sıcaklıkla reaksiyon kinetiği üzerinden tek tek oluşturacağı faz tiplerini vermektedir. Çalışmada deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb ile standart HS6-5-2 ve HS6-5-2-5 numunelerinin faz tipleri ve miktarları hesaplanarak ilgili diyagramlar çıkarılmıştır. Tablo 5.1’de Thermocalc ile katılaşma hesaplamaları yapılan numunelerin kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Tablo 5.1. Thermocalc programı ile hesaplanan yüksek hız çeliği kompozisyonları.

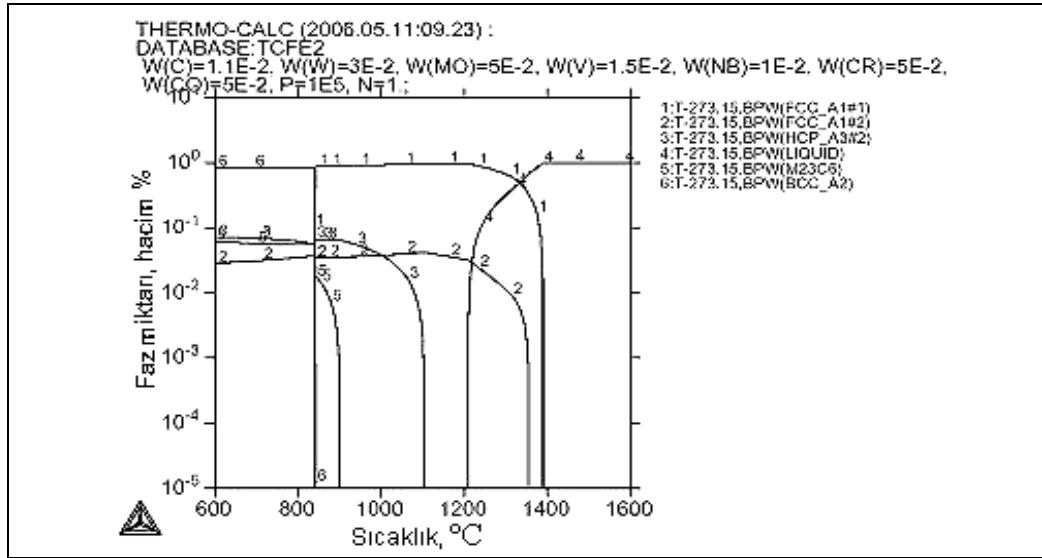
	C	W	Mo	V	Nb	Cr	Co	B
HS3-5-1.5-5+1Nb	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5	-
HS6-5-2	0.9	6	5	2	-	4	-	-
HS6-5-2-5	0.9	6	5	2	-	4	5	-

Şekil 5.1’ de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb tipi yüksek hız çeliğine ait sıcaklık-oluşan faz miktarı diyagramı verilmiştir. Diyagramda fazların miktarı logaritmik olarak gösterilmiştir. Thermocalc hesaplamalarında bu alaşımın oluşturabileceği öngörülen fazlar :

FCC_A1#1 : östenit (γ), FCC_A1#2 : MC karbür, HCP_A3#2 : M_2C karbür, BPW(LIQUID) : Sıvı, BPW($M_{23}C_6$) : $M_{23}C_6$ karbürü ve BCC_A2 : α demiri (ferrit)

olarak ifade edilmiştir. X skalası faz dönüşümlerinin başladığı ve sona erdiği, yani bileşimin 1600 °C’de sıvı konumdan faz dönüşümlerinin sona erdiği 600 °C’ye kadar olan aralığı kapsamaktadır. Y skalasında 10⁰, yani 1 bileşimin % 100 olduğunu ifade etmektedir. Tüm bu veriler ışığında Şekil 5.2’de oluşan fazlar görülmektedir. Bu şekli inceleyecek olursak; 1390 °C’lerde katılaşma ile birlikte östenitin (γ) oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 840 °C’lerde α demir (ferrit) olarak sona erdiği, primer karbür MC nin ise 1380 °C’lerde oluştuğu görülmektedir. 1100 °C’de ötektik M_2C ve soğuma ile birlikte 900 °C’lerde sekonder $M_{23}C_6$ karbürü meydana gelmektedir. Sistem denge durumunu ifade ettiğinden katılaşma sonucunda oluşan fazlar α demir, MC, M_2C ve $M_{23}C_6$ dır. Burada genelde kararsız karbür olarak bilinen M_2C nin

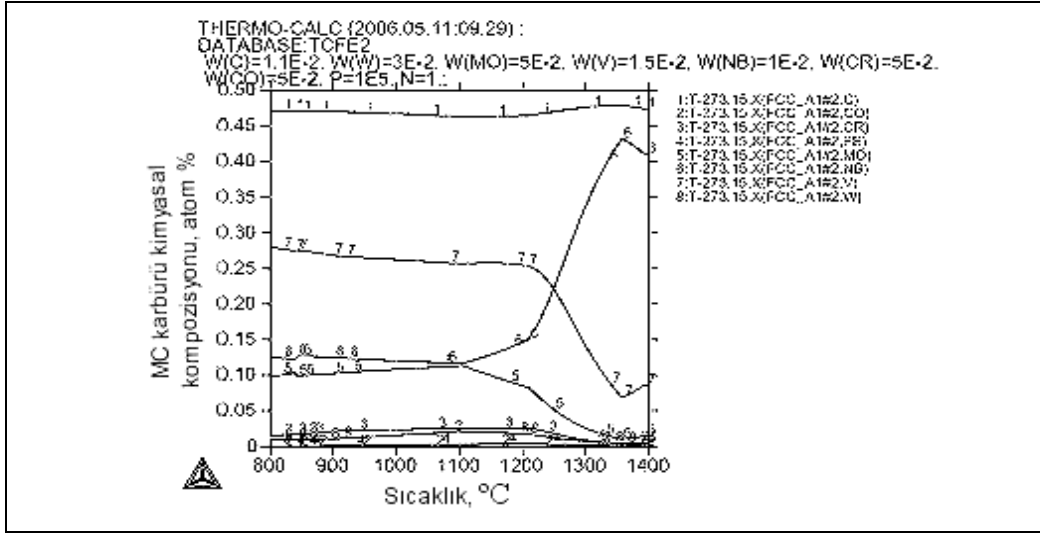
denge durumunda kararlı halde olduğu ve kararlı M_6C karbürünün ise sistemde oluşmadığı tespit edilmiştir. Bunun nedeni kararlı M_6C karbürünün yüksek wolframlı takım çeliklerinde veya döküm sonrası tavlama konumunda (>900 °C) oluşmasıdır. Deneysel yüksek hız çeliği bileşiminde standart yüksek hız çeliğinde bulunan wolfram oranının yarısı kadar wolfram kullanılması ve molibden oranının wolframdan daha yüksek olması ötektik M_2C karbürünün denge konumunda oluşmasına yol açmıştır. Diyagrama göre 600 °C’de dönüşüm sona ermektedir. Bu sıcaklığın altında herhangi bir dönüşüm söz konusu değildir. 600 °C’deki oluşmuş fazları diyagramdan inceleyecek olursak; bu sıcaklıkta yapıda hacimce % 83 civarında α demir, % 7.5 M_2C ve % 6.5 $M_{23}C_6$ ile yaklaşık % 3 MC tipi karbür oluştuğu söylenebilir.



Şekil 5.1. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim-% ilişkisi.

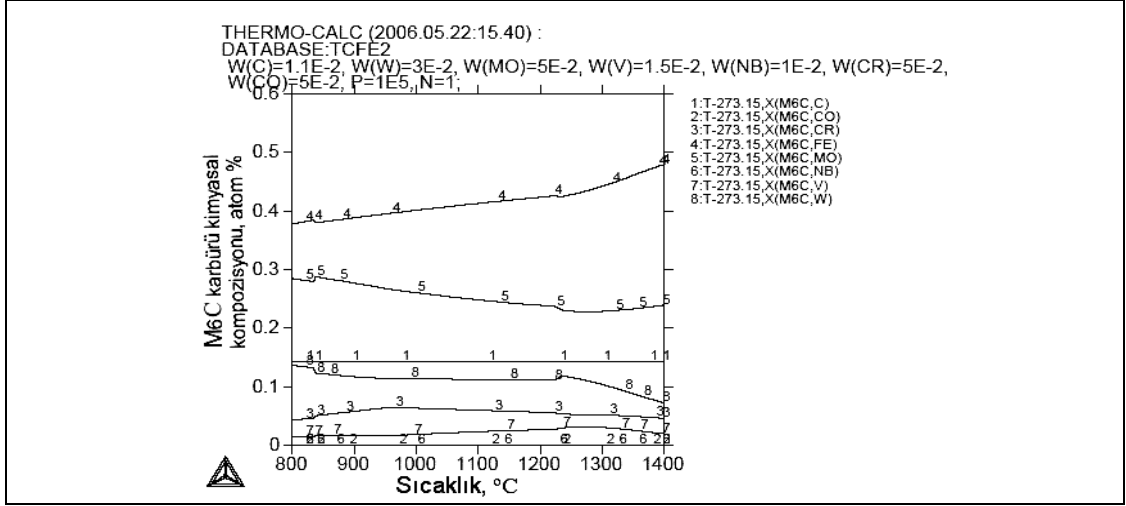
Şekil 5.2, MC karbürü oluşum sıcaklığını ve bu oluşum sıcaklığında kimyasal bileşimini göstermektedir. MC karbürü 1380 °C’lerde primer blokvari olarak katılaşmaya başlamaktadır; dolayısıyla bu diyagramda 1380 °C’nin sağ tarafında kalan kısmın karbür oluşumu açısından herhangi bir etkisi yoktur. Diyagram incelendiğinde; katılaşmanın başladığı 1380 °C’de MC bileşimi atom-% 48C, 43Nb, 7V ve 2Mo içermektedir. Bu kompozisyon MC karbürün katılaşma başlangıcı olduğundan, MC karbürün çekirdek kısmını oluşturan kimyasal bileşimdir. Yani MC karbür 1 metal ve 1 karbür atomundan oluştuğuna göre çekirdek kısmının bileşimi yaklaşık $MC = (0.86Nb \ 0.14V \ 0.04Mo)_{1.04}C_{0.96}$ olarak ifade edilebilir. MC oluşumunun sona erdiği 830 °C’de ise MC bileşimi atom-% 48C, 13Nb, 28V, 10Mo

ve 1Cr dan oluşmaktadır. Buna göre çekirdeğin dış kısmının bileşimi $MC = (0.26Nb \ 0.56V \ 0.20Mo \ 0.02Cr)_{1.04}C_{0.96}$ dir. MC karbürünün çekirdeği ile dönüşümün sona erdiği dış kısım arasında bir kristal segregasyonu olduğu bu kompozisyonlardan anlaşılmaktadır. Yani MC karbürün çekirdeği niobyumca zenginken, dış kısmı vanadyumca zengin bir bileşime sahiptir.



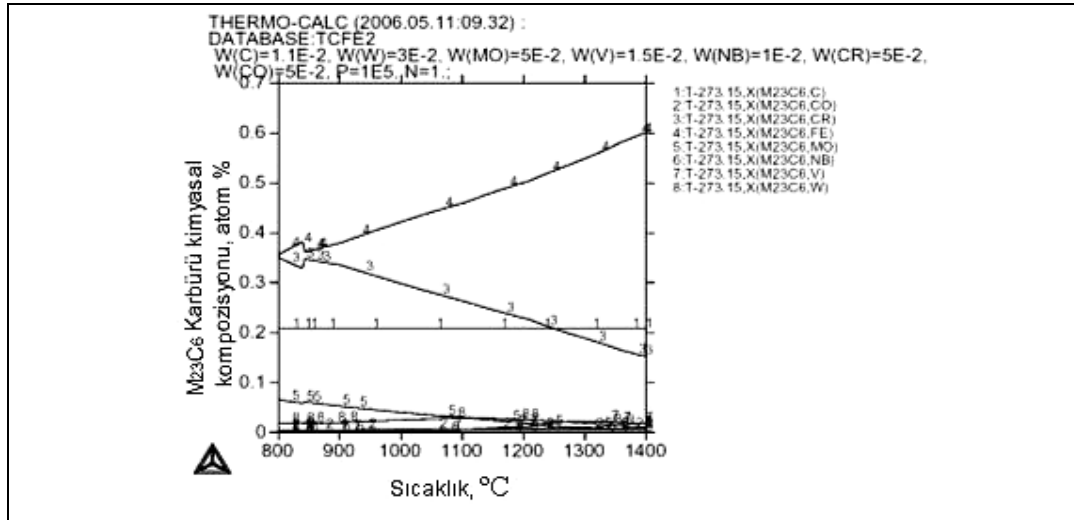
Şekil 5.2. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin sıcaklık, °C - MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

Şekil 5.3 te M_2C karbürünün yerine dönüşüm sonrası M_2C den oluşan M_6C karbürü verilmiştir. Sonuçta nihai mikroyapıda daima M_6C bulunduğu için bu etüd oldukça gerçekçidir. M_6C oluşumu 1230 °C'lerde başlamaktadır. Bu sıcaklıkta kimyasal bileşim 15C, 44Fe, 25Mo, 11W, 5Cr, 3V dur. Karbür bileşimi ise $M_6C = (3.10Fe1.76Mo0.77W0.35Cr0.21V)_{6.19}C_{1.5}$ olarak hesaplanmıştır. Dönüşümün sona erdiği 830 °C'de ise 15C, 39Fe, 28Mo, 14W, 5Mo ve 2V dan oluşmaktadır. Bu sıcaklıktaki $M_6C = (2.75Fe1.97Mo0.98W0.35Mo0.14V)_{6.19}C_{1.5}$ olarak bulunur.



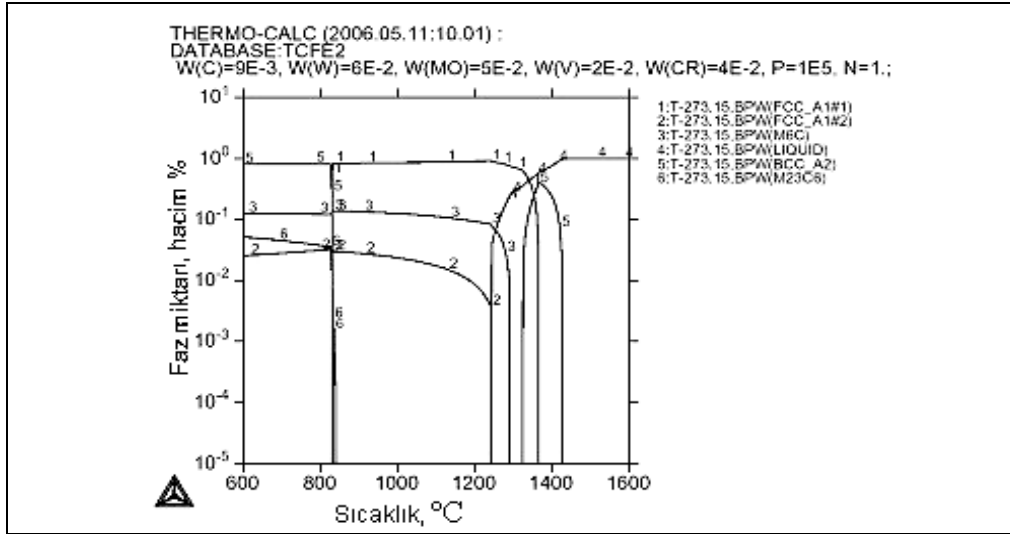
Şekil 5.3. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C-M₆C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi

Şekil 5.4'te M₂₃C₆ karbürünün oluşum sıcaklığı ile azalan sıcaklıkla beraber bileşiminin değişimi gösterilmiştir. M₂₃C₆ karbürünün ilk oluşmaya başladığı sıcaklık 860 °C'ler civarındır. Diyagram incelendiğinde bu sıcaklıkta atom-% olarak yaklaşık 20.5C, 32Cr, 39Fe, 7Mo, 1.5W olduğu görülmektedir ve hesaplanan faz bileşimi yaklaşık M₂₃C₆ = (9.25Cr 11.28Fe 2.03Mo 0.44W)₂₃C_{7.38} olarak hesaplanmıştır. M₂₃C₆ karbürünün dönüşümünün sona erdiği sıcaklık olan 800 °C'de ise kimyasal bileşim 20.5C, 35Cr, 36Fe, 7Mo, 1.5W dan oluşmaktadır. Nihai bileşim M₂₃C₆ = (10.12Cr 10.41Fe 2.03Mo 0.44W)₂₃C_{7.38} dir. Görüldüğü gibi sıcaklığın azalmasıyla krom miktarı artarken demir miktarında bir düşüş olmuştur. Karbonun 6 yerine 7.38 çıkması programdaki termodinamik öngörü nedenlidir.



Şekil 5.4. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde sıcaklık, °C-M₂₃C₆ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

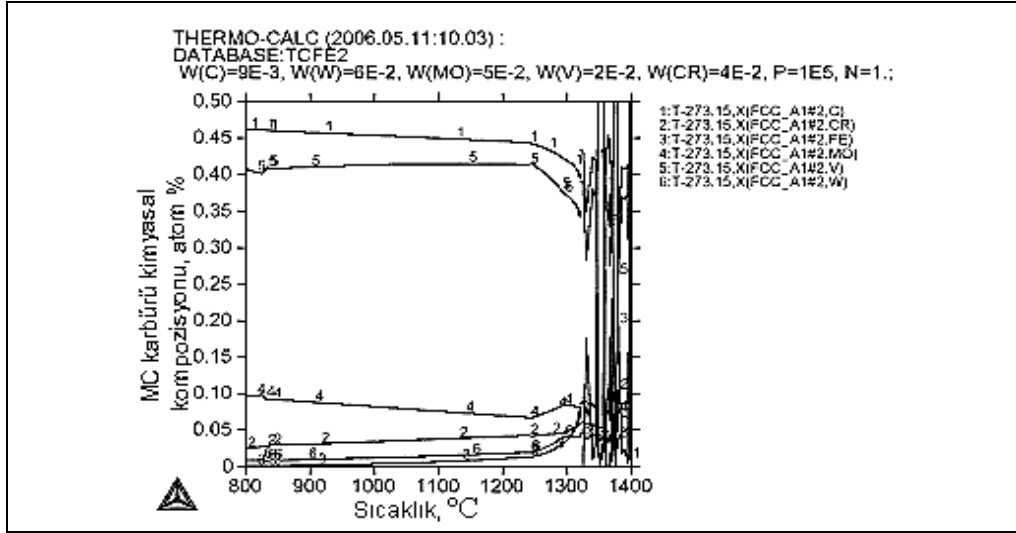
Karşılaştırma amaçlı olarak Şekil 5.5'te standart HS6-5-2 yüksek hız takım çeliğine ait denge durumunda sıcaklık boyunca oluşan faz miktarı diyagramı verilmiştir. Diyagramda sıcaklığa bağlı olarak 1425 °C'de katılaşma ile birlikte δ -ferritin oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 1375 °C'de peritektik bir reaksiyonla geniş bir sıcaklık aralığında (yaklaşık 50 °C) östenite (γ) dönüştüğü görülmektedir. Katılaşma 1295 °C'lerde primer ötektik M_6C tipi karbür, 1240 °C'lerde primer ötektik MC tipi karbür oluşumu ile sona erer. Yaklaşık 835 °C'lerde östenitin tekrar α -demir (ferrit)'e dönüşümü ile sekonder $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin meydana geldiği görülmektedir. Tüm faz dönüşümü ve karbür oluşumlarının sona erdiği sıcaklık olan 600 °C'de ise oluşan fazlar hacim-% olarak yaklaşık 80 α -demir, 12 M_6C , 5 $M_{23}C_6$ ve 3 MC dir. Bileşimden de anlaşılacağı üzere standart HS6-5-2 de wolfram oranı deneysel yüksek hız takım çeliğinden iki kat daha fazla olduğundan denge katılaşma konumunda kararlı M_6C tipi karbürler meydana gelmiştir.



Şekil 5.5. Standart HS6-5-2 çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim-% ilişkisi.

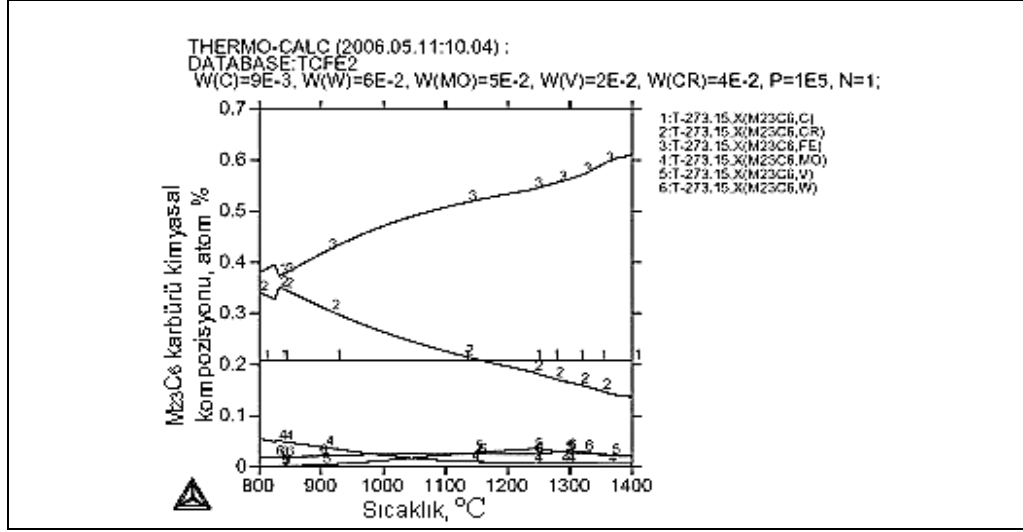
Şekil 5.6'da standart HS6-5-2 çeliğinde oluşan MC karbürünün oluşum sıcaklığı ve oluşumun bittiği sıcaklık arasındaki bileşim değişimi incelenmiştir. MC karbür oluşumu 1240 °C'lerde başlamaktadır ve bu sıcaklıkta kimyasal bileşim atom-% olarak 42C, 34V, 9Mo, 6Cr, 5W, 6Fe içermektedir. Buna göre MC karbürün yapısı $MC=(0.68V \ 0.18Mo \ 0.16Cr \ 0.1W \ 0.12Fe)_{1.24}C_{0.84}$ ten oluşmaktadır. Karbür oluşumunun bittiği 835 °C'de ise kimyasal bileşim atom-% 46C, 40.5V, 6.5Mo, 4Cr ve 1.5W içermektedir. Nihai katılaşmadaki MC karbür miktarı $MC = (0.81V \ 0.13Mo \ 0.08Cr \ 0.03W)_{1.05}C_{0.92}$ dir. Yine içerikteki M ve C oranlarının

1 çıkmama nedeni programın termodinamik hesaplamalarından kaynaklanmaktadır (genelde MC karbürü çoğu durumda yapısında karbon eksikliği gösterir). MC karbürün içeriğinden de görüldüğü üzere standart HS6-5-2 kompozisyonunda niobyumun olmaması, primer MC karbürlerinin katılaşmasının başlangıcından sonuna kadar hep vanadyumca zengin olmasını sağlamıştır.



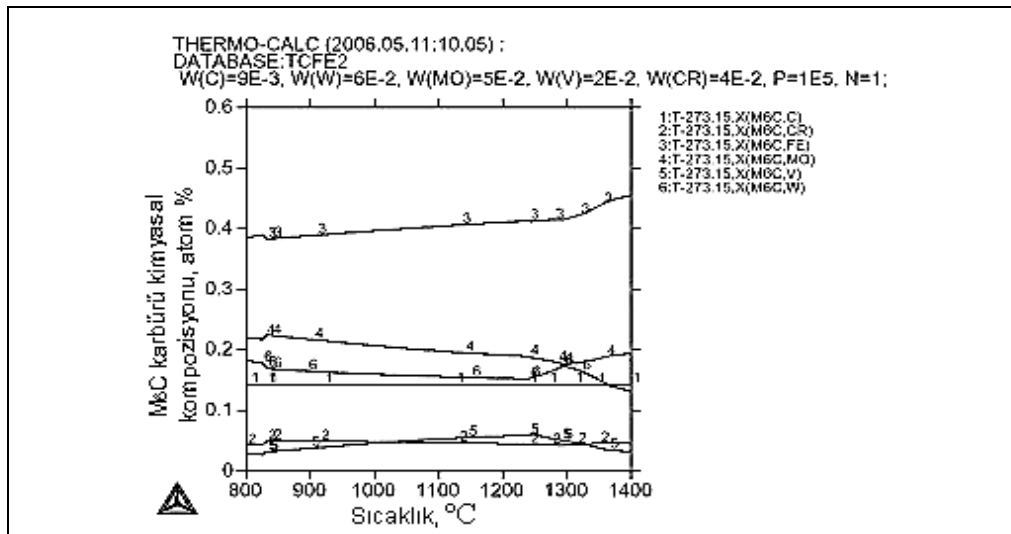
Şekil 5.6. Standart HS6-5-2 çeliğinin sıcaklık, °C - MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

Şekil 5.7'de sıcaklık - $M_{23}C_6$ karbürü kimyasal kompozisyonu arasındaki ilişki verilmiştir. $M_{23}C_6$ karbürünün ilk oluşmaya başladığı sıcaklık 840 °C civarındadır. Bu sıcaklıkta atom-% olarak 20.5C, 37Fe, 36Cr, 4.5Mo, 2W bulunmaktadır ve bu bileşime göre $M_{23}C_6 = (10.72Fe \ 10.41Cr \ 1.30Mo \ 0.57W)_{23}C_{7.38}$ dir. Oluşumun sona erdiği 800 °C'de ise bileşim atom-% olarak 20.5C, 37.5Fe, 35.5Cr, 4.5Mo ve 2W dir. Aynı hesaplar yapıldığında $M_{23}C_6 = (10.85Fe \ 10.28Cr \ 1.3Mo \ 0.57W)_{23}C_{7.38}$ olarak hesaplanır. Son katılaşmada $M_{23}C_6$ içerisindeki krom miktarının biraz daha arttığı görülmektedir.



Şekil 5.7. Standart HS6-5-2 çeliğinde sıcaklık, °C-M₂₃C₆ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

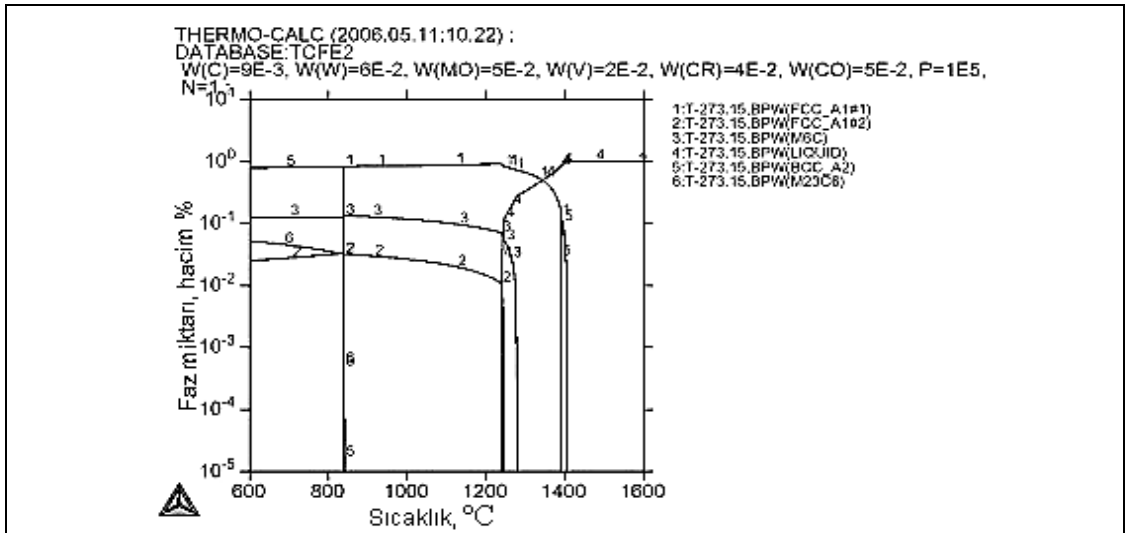
Şekil 5.8’de M₆C karbürüne ait kimyasal bileşim diyagramı verilmiştir. M₆C karbürü 1300 °C’de oluşmaya başlar ve kimyasal kompozisyonu atom-% olarak 15C, 42Fe, 17Mo, 17W, 5Cr, 4V dan meydana gelmektedir. Bu sıcaklıkta M₆C karbürü bileşimi M₆C=(2,96Fe1,2Mo1,2W0,36Cr0,28V)₆C_{1.5} tir. Karbür oluşumunun sona erdiği 820 °C’de ise kimyasal kompozisyon atom-% 15C, 39Fe, 22Mo, 18W, 4Cr ve 3V dan meydana gelmektedir. M₆C=(2.75Fe1.55Mo1.28W0.28Cr0.22V)_{6.08}C_{1.5} olarak hesaplanmıştır. Burada yapılan karşılaştırma, karbür oluşumunun başlagıcı ve bitişi arasında kompozisyonel farkı göstermektedir. Görüldüğü gibi değişim son derece düşüktür.



Şekil 5.8. Standart HS6-5-2 çeliğinin sıcaklık °C-M₆C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% arasındaki lineer ilişkisi.

Thermocalc hesaplamalarıyla son olarak standart HS6-5-2 çeliğine % 5 kobalt ilave edilmiş olan HS6-5-2-5 tipi çelikteki faz miktarları ile kompozisyonları incelenecektir.

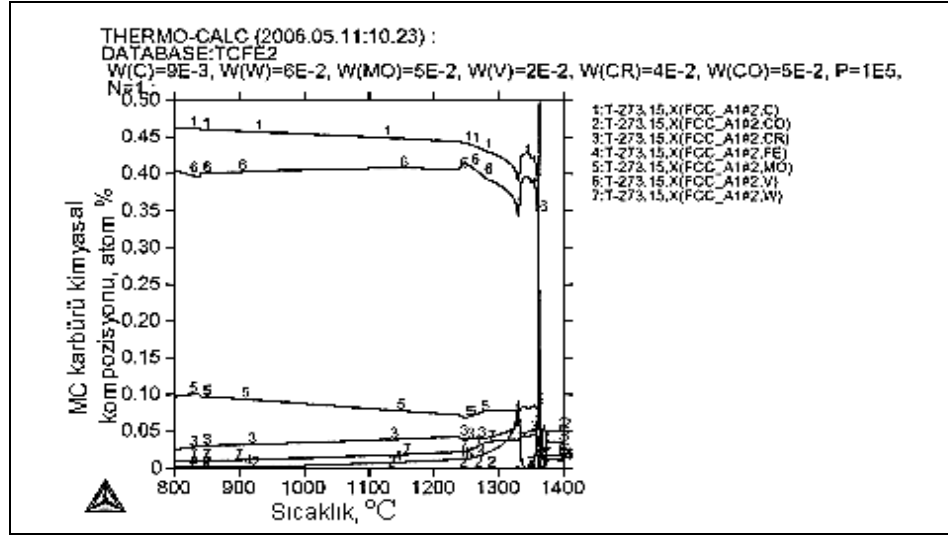
Şekil 5.9'da standart HS6-5-2-5 çeliğinin sıcaklık - faz miktarı ilişkisi verilmiştir. Diyagramda sıcaklığa bağlı olarak 1400 °C'lerde katılaşma ile birlikte δ -ferritin oluşmaya başladığı, ancak kobaltın östenit oluşturucu etkisi sonucu hemen peritektik reaksiyonla östenite (γ) dönüştüğü görülmektedir. Faz oluşumlarının 835 °C'lerde α demir (ferrit) olarak sona erdiği ve hacim-% 83 α demir oluştuğu, 1250 °C'lerde primer ötektik M_6C tipi karbür, 1220 °C'lerde primer ötektik MC ve yaklaşık 835 °C'lerde sekonder $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin meydana geldiği görülmektedir. Tüm faz dönüşümü ve karbür oluşumlarının sona erdiği sıcaklık olan 600 °C'de ise oluşan fazlar hacim-% olarak yaklaşık 80 α demir, 12 M_6C , 5 $M_{23}C_6$ ve 3 MC dir. Şekil 5.5'deki HS6-5-2 ve Şekil 5.9'daki HS6-5-2-5 diyagramları karşılaştırıldığında son katılaşmada oluşan faz türü ve miktarlarının aynı olduğu, ancak % 5 kobalt ilavesinin östenit oluşum sıcaklığını yükselterek (1375 °C'den 1390 °C'ye) peritektik faz dönüşüm aralığını daralttığı ve Şekil 5.5'de 1290 °C civarında olan M_6C oluşumunun Şekil 5.9'da 1275 °C'lere düştüğü tespit edilmiştir. Burada kobaltın ötektik M_6C oluşumunu geciktirdiği söylenebilir.



Şekil 5.9. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C - faz miktarı, hacim % ilişkisi.

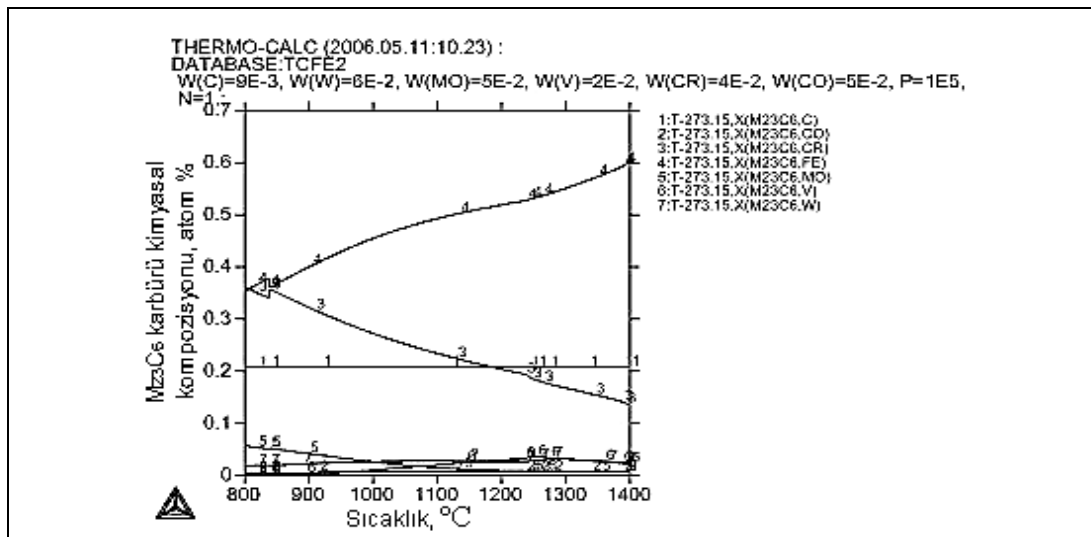
Şekil 5.10'da görüldüğü gibi MC karbürünün oluşmaya başladığı sıcaklık olan 1220 °C'de kimyasal kompozisyon, atom-% olarak 44.5C, 41V, 6.5Mo, 4.5Cr ve 3.5W dir. MC = (0.82V 0.13Mo 0.09Cr 0.07W)_{1.11}C_{0.89} olarak hesaplanmıştır.

Karbür oluşumunun sona erdiği sıcaklık olan 830 °C’de ise kimyasal kompozisyon atom-% 46.5C, 40V, 9.5Mo, 2.5Cr, 1.5W olup MC = (0.80V 0.19Mo 0.05Cr 0.03W)_{1.07}C_{0.93} olarak bulunmuştur. Katılaşma sonunda bileşimdeki molibden miktarının arttığı görülmektedir.



Şekil 5.10. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C-MC karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

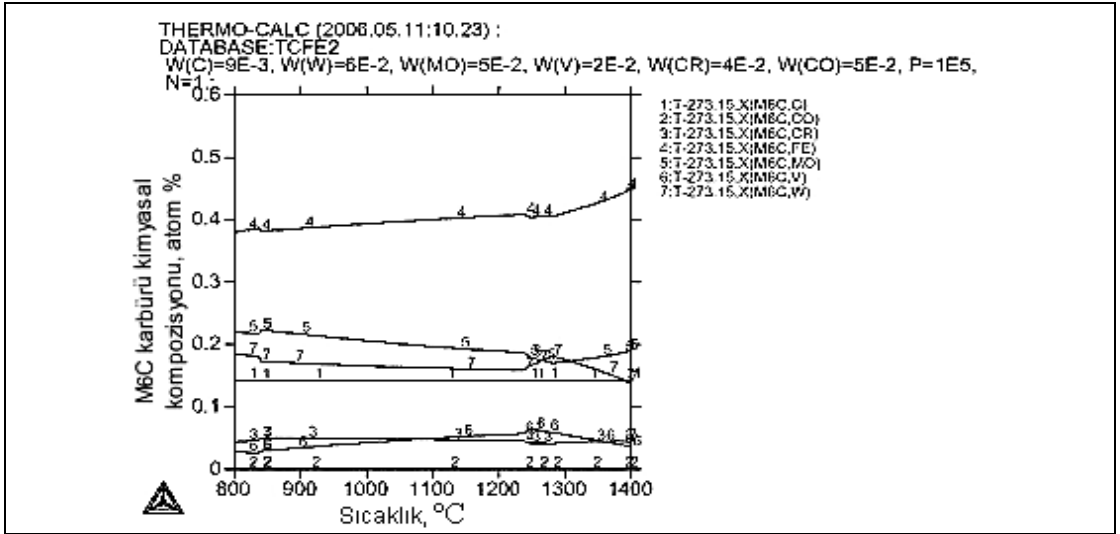
Şekil 5.11 incelendiğinde $M_{23}C_6$ karbürü oluşumunun Şekil 5.7’de verilen standart HS6-5-2 diyagramı ile dönüşüm sıcaklıkları ve faz miktarları açısından aynı olduğu görülmektedir. Buna göre kobalt ilavesinin $M_{23}C_6$ oluşumuna herhangi bir etkisinin olmadığı söylenebilir.



Şekil 5.11. Standart HS6-5-2-5 çeliğinin sıcaklık °C- $M_{23}C_6$ karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% arasındaki lineer ilişkisi.

Şekil 5.12’de M_6C karbürüne ait kimyasal bileşim diyagramı verilmiştir. M_6C karbürü 1250 °C’lerde oluşmaya başlar ve kimyasal kompozisyonu atom-% olarak; 15C, 42Fe, 17Mo, 19W, 4Cr, 5V’den meydana gelmektedir. Bu sıcaklıkta M_6C karbürü bileşimi $M_6C=(2.96Fe\ 1.34Mo\ 1.12W\ 0.28Cr\ 0.35V)_{6.05}C_{1.5}$ tir. Karbür oluşumunun sona erdiği 830 °C’de ise kimyasal kompozisyon atom-%; 15C, 39Fe, 22Mo, 17W, 4Cr ve 3V’den meydana gelmektedir. $M_6C=(2.75Fe1.55Mo1.2W0.28Cr0.22V)_{6.08}C_{1.5}$ olarak hesaplanmıştır. Burada yapılan karşılaştırma, karbür oluşumunun başlangıcı ve bitişi arasında kompozisyonel farkı göstermektedir. Görüldüğü gibi değişim son derece düşüktür.

Şekil 5.8 ile 5.12 karşılaştırıldığında HS6-5-2 ve HS6-5-2-5 arasında kompozisyonel farkın hemen hemen olmamasına rağmen HS6-5-2 de 1300 °C olan M_6C karbürü oluşum sıcaklığının HS6-5-2-5 te 1250 °C’lere düştüğü görülmektedir. Böylece kobalt ilavesi ile M_6C karbürünün oluşum sıcaklığının geciktiği tespit edilmiştir.



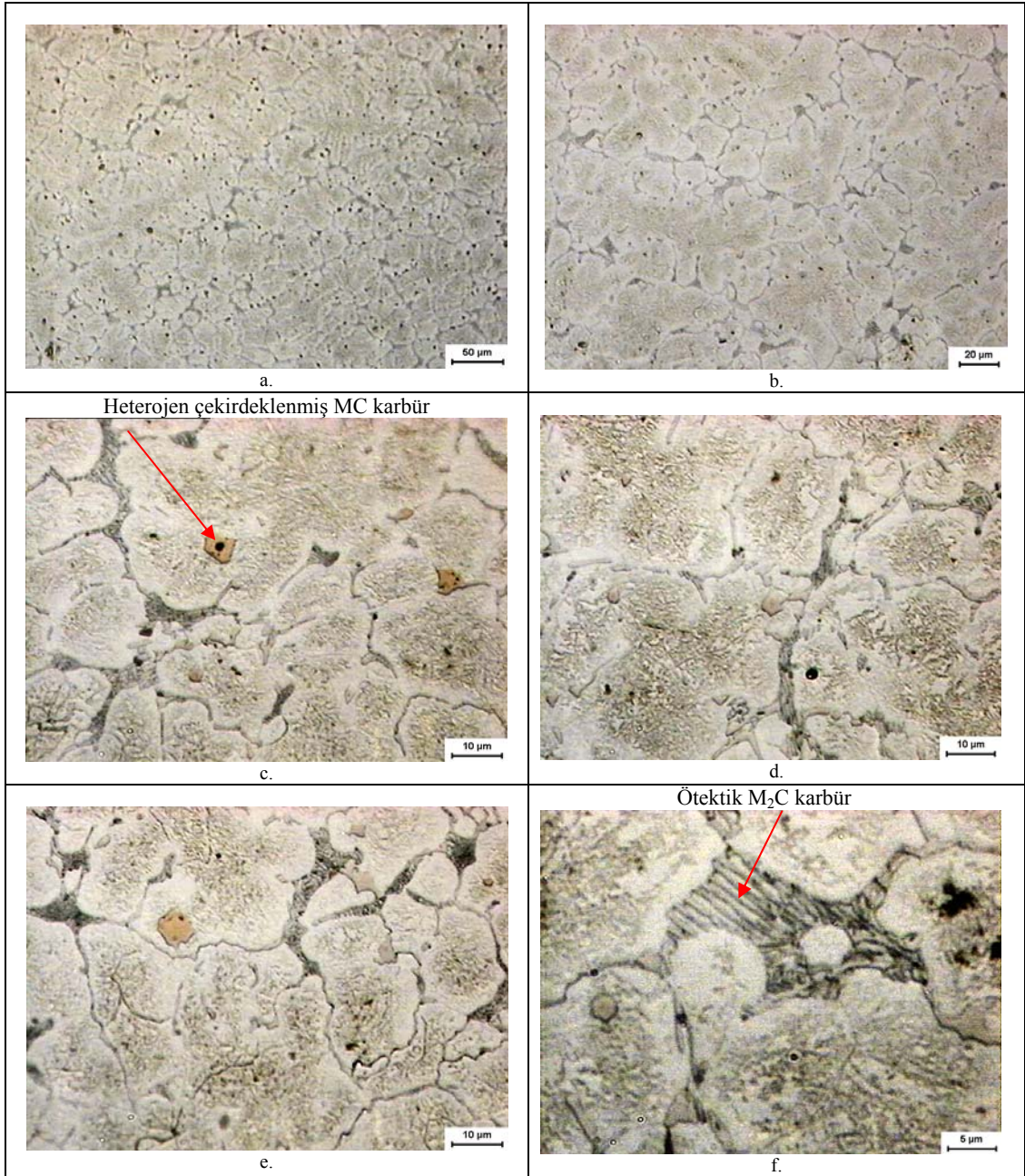
Şekil 5.12. Standart HS6-5-2-5 çeliğinde sıcaklık, °C - M_6C karbürü kimyasal kompozisyonu, atom-% ilişkisi.

5.2.1.2. Deneysel dökümler ve mikroyapıları

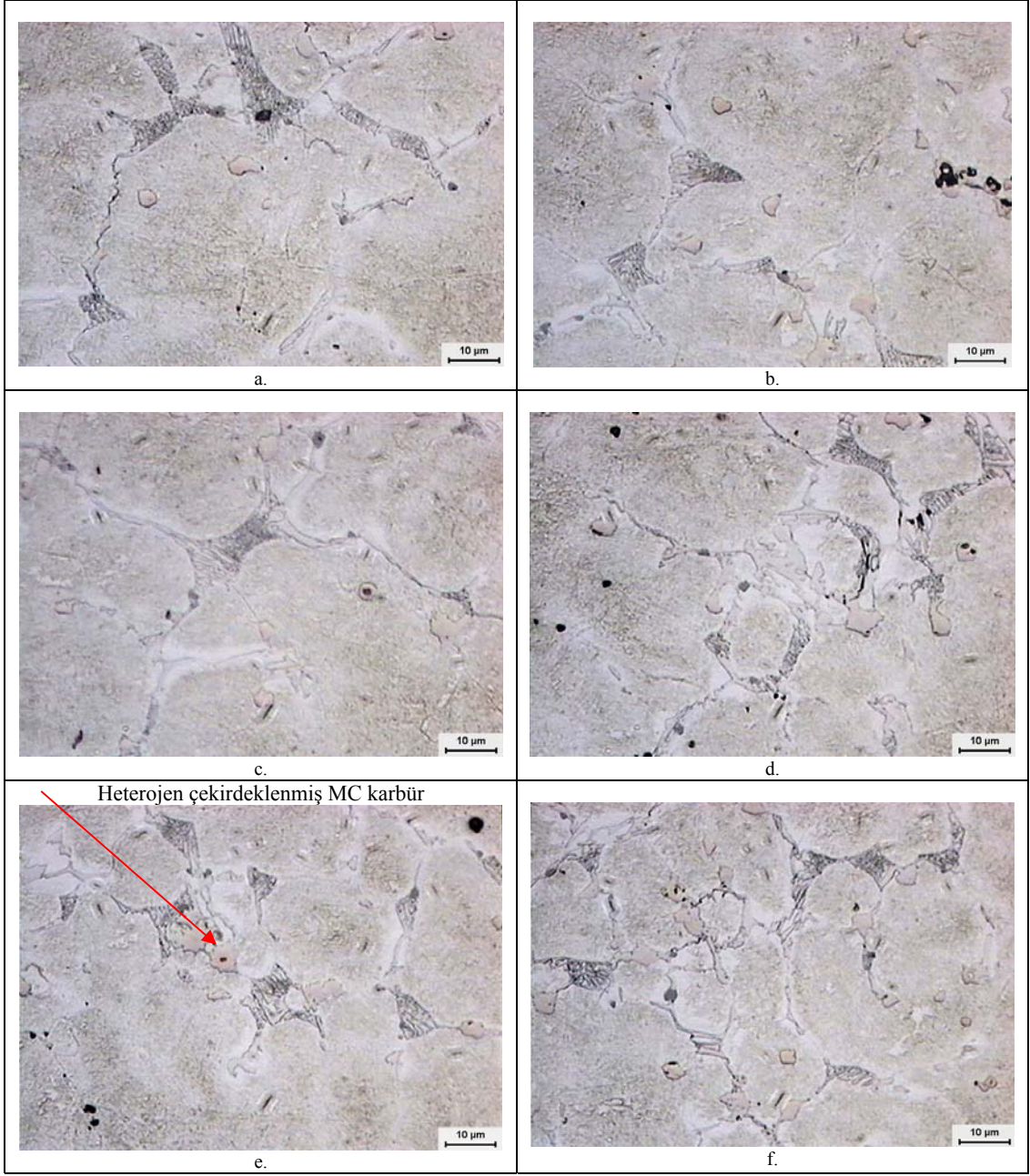
Şekil 5.13 ve 5.14’de kalın kesitli sac kalıplara dökülen bir yüksek hız çeliği mikroyapısı görülmektedir. Görüldüğü gibi nital ile dağlama sonucu döküm mikroyapıları ortaya konmuştur. Düşük büyütmelerde alaşımlara özel tipik döküm dendrit yapısı açıkça görülmektedir. Dağlama sonucu dendrit içindeki primer blokvari karbürler kiremit rengi, interdendritik yörelerdeki primer ötektik karbürler

koyu gri, bu karbürlerin etrafındaki kalıntı östenit ise dağlanmayarak açık beyaz renkli bir kontrastta görülmektedir. Böylece döküm yapılarının tamamen dendritik kristallerden oluştuğu açıktır. Metal kalıba dökümle hem yüksek kinetik aşırı soğutma, hem de yoğun alaşım elementi katkısından dolayı oluşan yapısal aşırı soğuma sonucu oldukça ince bir dendritik mikroyapı oluşmuştur. Burada tipik şekliyle interdendritik alanlarda yoğun olarak M_2C tipi karbürler ve dendrit merkezlerine doğru kiremit rengi görünümlü Nb'ca zengin heterojen çekirdeklenmiş MC karbürler görülmektedir.

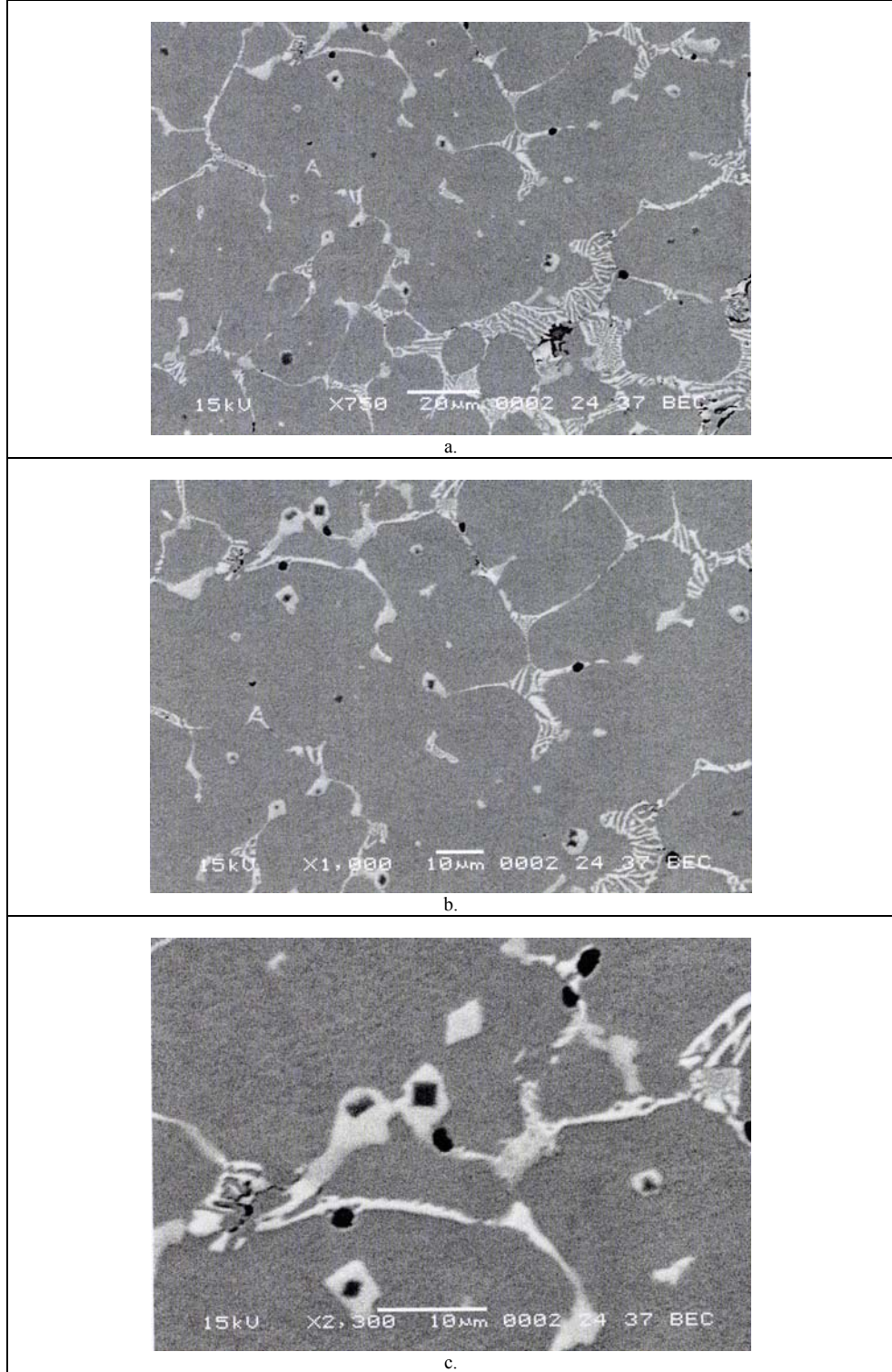
Şekil 5.15'te artan büyütme sırasına göre yeni geliştirilen HS3-5-1.5-5+1Nb'lu alaşımın parlatılmış konumda tarama elektron mikroskopunda geri saçılmış elektronlarla alınmış görüntüleri verilmiştir. İlgili materyal kontrast görüntülerinde dendritik matriks koyu gri kontrastta ve interdendritik alanlardaki ötektik karbürler ağlar şeklinde aydınlık (beyaz) ve açık gri kontrastta görülmektedir. Şekil 5.15a ve 5.15b'de interdendritik alanlardaki bu oluşumlar ötektik M_2C ve M_6C tipi karbürlerdir. Dendrit içlerinde heterojen çekirdeklenmiş primer MC karbürler görülmektedir. Şekil 5.15c'de ise bu MC karbürlerin büyütülmüş mikroyapısı sunulmuştur. Döküm yüksek hız çeliklerinde amaç dendritlerarası iri karbür ağlarını minimize etmektir. Heterojen çekirdeklenme ile oluşturulan MC karbürler, tane sınırından tane içlerine doğru ilerletilerek kesici takım malzemesinin tokluğu artırılmıştır.



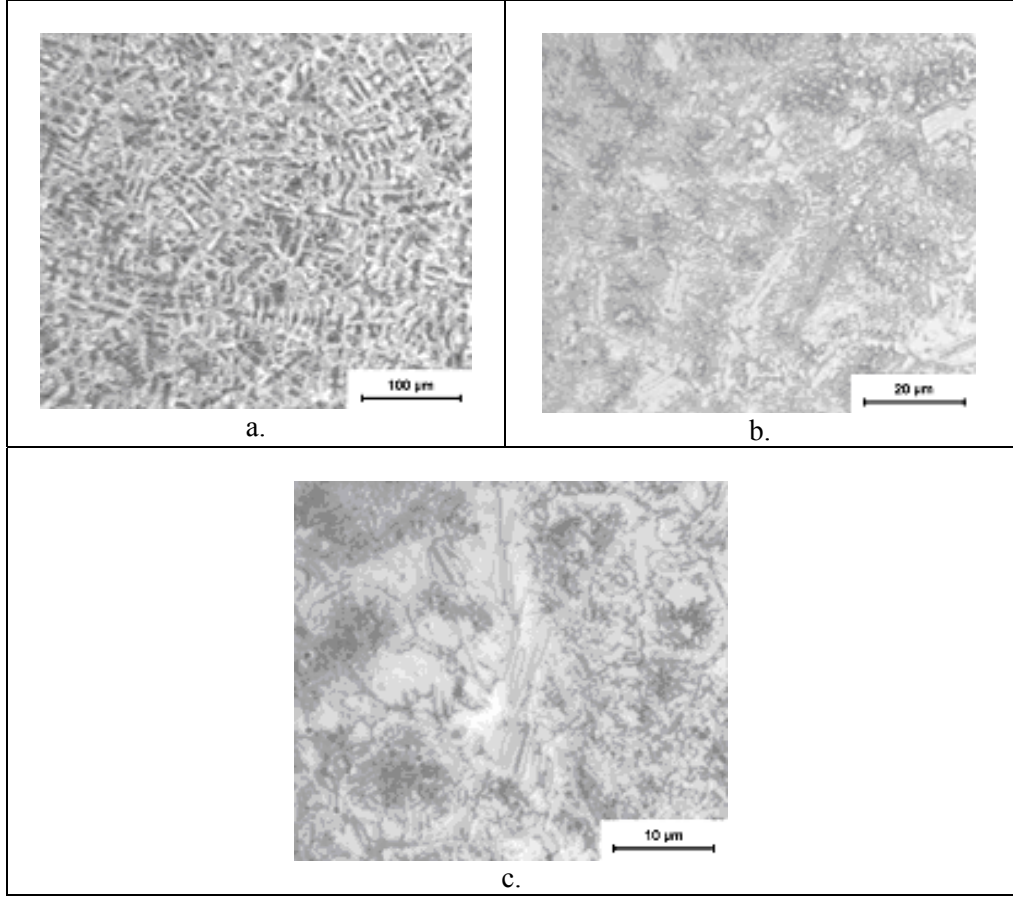
Şekil 5.13. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri



Şekil 5.14. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri



Şekil. 5.15. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin döküm konumuna ait SEM görüntüleri
Şekil 5.16'da ise kokil kalıba dökülen yüksek hız çeliği mikroyapısı görülmektedir.
Kokil kalıpta soğuma hızının çok daha fazla olması nedeniyle yapı sac kalıba yapılan
dökümden daha incedir.

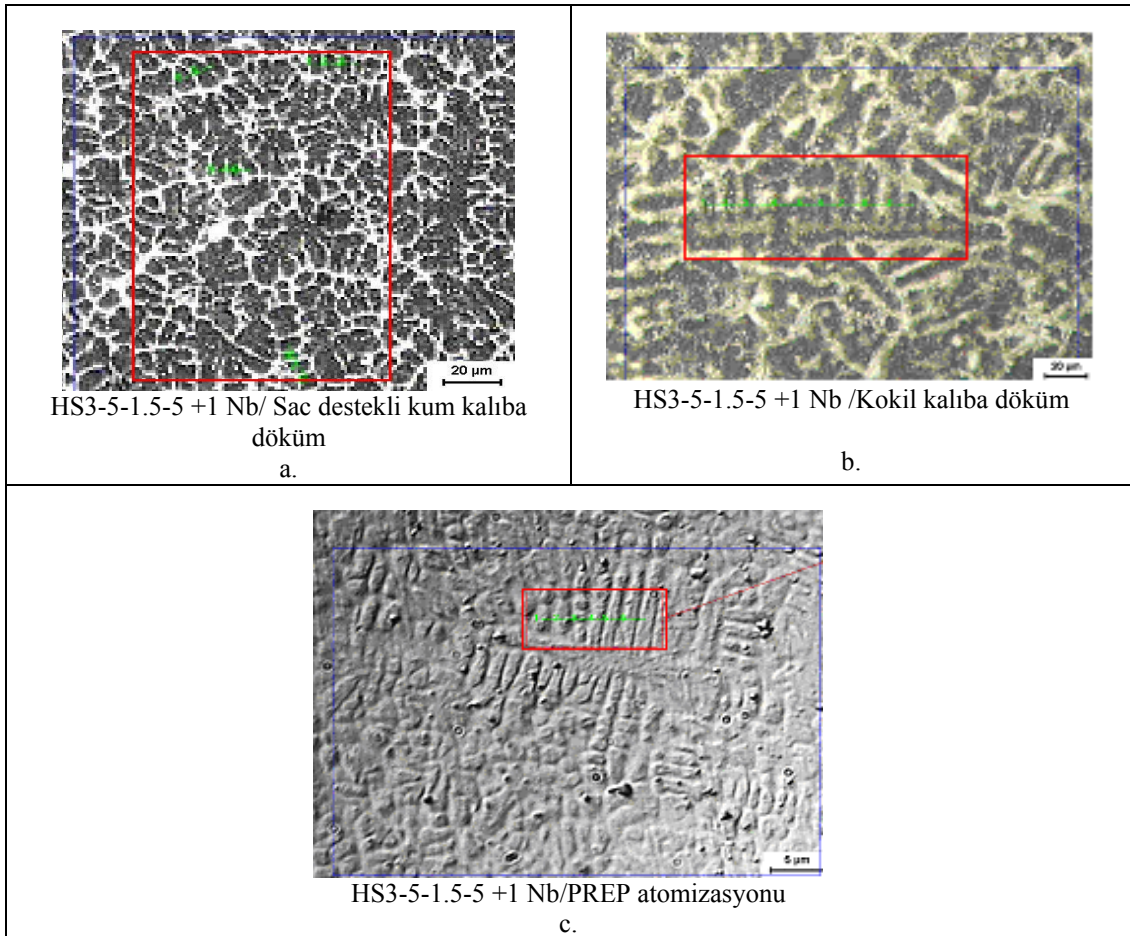


Şekil 5.16. Döküm HSS mikroyapısı, IM, nital ile dağlanmış; a. dendritik oluşum, b. dendritler ve interdendritik karbürler, c. interdendritik MC ve M₂C tipi karbürler.

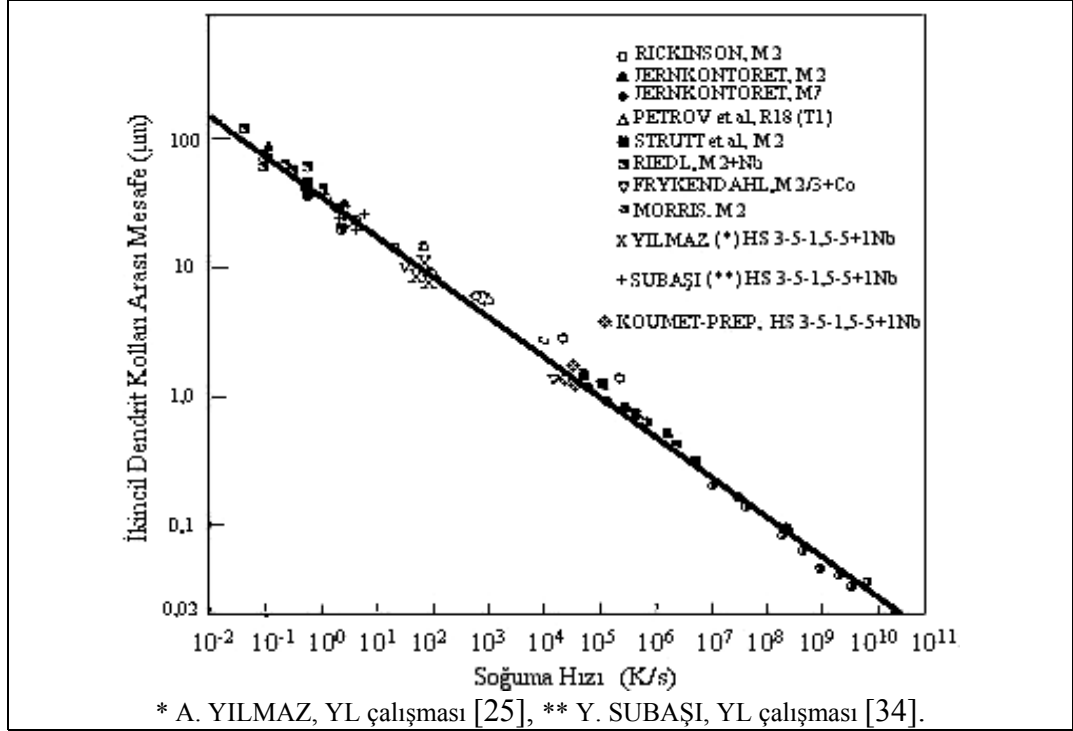
5.1.3. Katılma hızı

Yüksek hız çeliklerinde hızlı katılmayı sağlamak için ilk üretimlerde kokil kalıplara, daha sonra ise kum destekli sac kalıplara döküm işlemi yapılmıştır. Soğuma hızı arttıkça karbür boyutlarının küçüldüğü bilinmektedir. Katılma hızı arttıkça döküm yapısındaki ikincil dendrit kolları ara mesafesi de daralmaktadır. İkincil dendrit kol arası mesafesi yüksek hız çeliğinin katılma hızlarının hesaplanmasında kullanılmaktadır. Şekil 5.17a'da sac destekli kum kalıba dökülmüş deneysel yüksek hız çeliği numunesine ait dendrit kolları arası mesafe ölçümünde kullanılan bir örnek görüntü verilmiştir. 5.17b'de kokil kalıba dökülmüş ve 5.17c'de aynı deneysel yüksek hız takım çeliğine ait PREP yöntemi ile üretilen tozun dendrit mesafesi ölçümünde kullanılan örnek görüntüsü verilmiştir. Bu dökümlere ait dendrit kol mesafesi ölçüm sonuçları Tablo 5.2'de görülmektedir. Ortalama dendrit kol arası mesafeleri katılma hızına bağlı olarak 1.54-8.76-22.25 µm olarak ölçülmüştür. Bu ölçüm sonuçları gözönüne alınarak Şekil 5.18'de ikincil dendrit kolları arası

mesafe ve soğuma hızı arasındaki ilişkiyi gösteren diyagram kullanılarak soğuma hızları belirlenmiştir [10]. Sonuç olarak 7nci Bakım Merkezi Komutanlığı Dökümhanesinde üretilen yüksek hız çeliklerinin katılaşma hızlarının; kokil kalıba dökülenlerde $10^1-10^2 \text{ K.s}^{-1}$ arasında, sac destekli kum kalıba dökülenlerin $10^0-10^1 \text{ K.s}^{-1}$ arasında ve PREP yöntemiyle atomize edilen tozların ise $10^4-10^5 \text{ K.s}^{-1}$ arasında olduğu belirlenmiştir. Görüldüğü gibi en hızlı soğuma atomize edilen deneysel yüksek hız takım çeliğine aittir.



Şekil 5.17. Katılaşma yapılarında ikincil dendrit kolları aramesafesinin ölçümü.



Şekil 5.18. Yüksek hız takım çeliklerinde ikincil dendrit kolları aramesafesi ile katılma hızı ilişkisi [10].

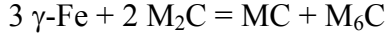
Tablo 5.2. Üretim yönteminin ikincil dendrit kolları aramesafesine ve dolayısıyla katılma hızına etkisi.

Görüntü analizi sonuçları	3-5-1,5-5 +1,5 Nb Kokil kalıba döküm	3-5-1,5-5 +1,5 Nb Sac destekli kum kalıba döküm	3-5-1,5-5 +1,5 Nb PREP atomizasyonu
Ortalama mesafe (μm)	8.76	22.25	1.54
Standart sapma (+/-)	2.67	2.5	0.17
Maksimum mesafe (μm)	19.18	26.15	1.71
Minimum mesafe (μm)	3.40	17.78	1.27
Soğuma hızı (K/s)	10 ¹ -10 ²	10 ⁰ -10 ¹	10 ⁴ -10 ⁵

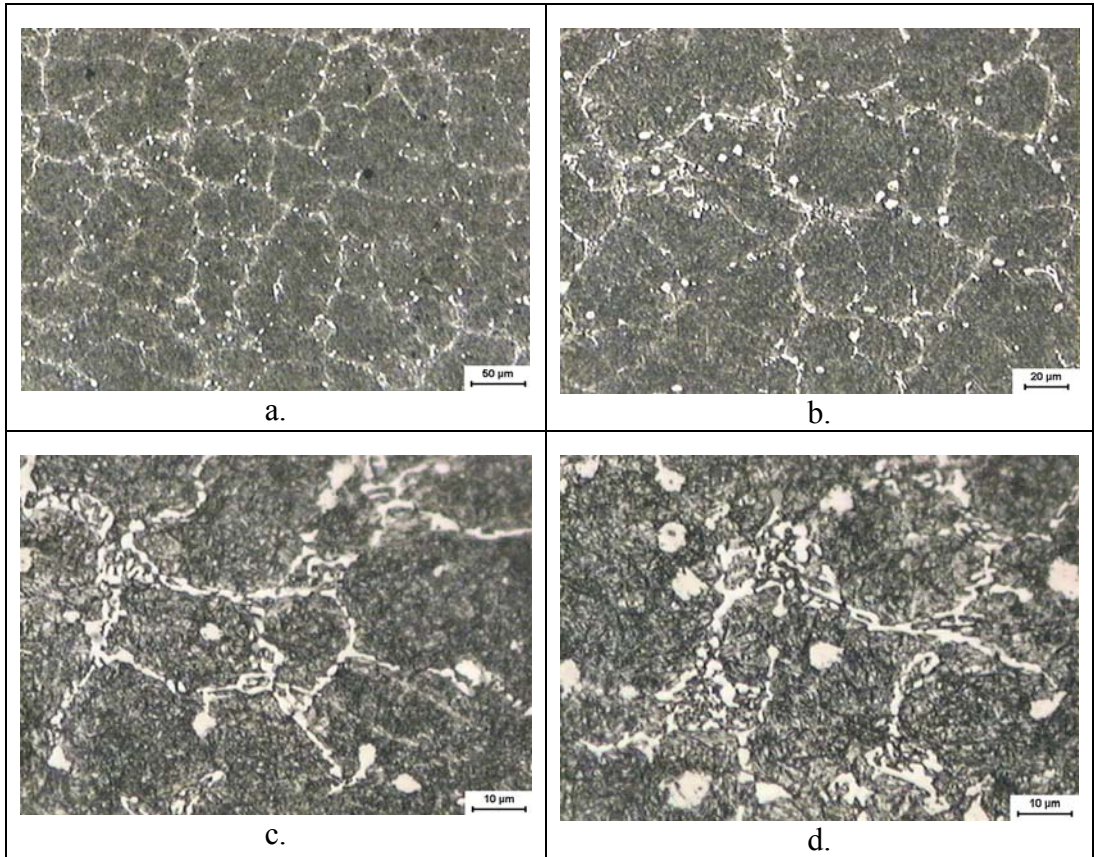
5.2.2. Homojenizasyon

Döküm yüksek hız çeliklerinin iç yapısında görülen karbür ağı kaba ve ağvari bir yapıda olup matriksle bağlantısı zayıftır. Bu zayıf bağlantı yüzünden kesici takım malzemesi üzerine gelen darbelerde karbür-matriks arayüzeyinden çatlak başlar ve sonuç olarak takım kırılır. Karbürler arası bu bağlantı şeklini değiştirebilmek için yüksek sıcaklıkta uzun süreli ısıl işlem yaparak difüzyondan destek almak gerekir.

Östenit alanında, 1000-1200 °C arası yapılacak yüksek sıcaklık ısıl işlemiyle interdendritik uzaylarda bulunan ötektik M_2C de aşağıdaki reaksiyonla dönüştürülür:



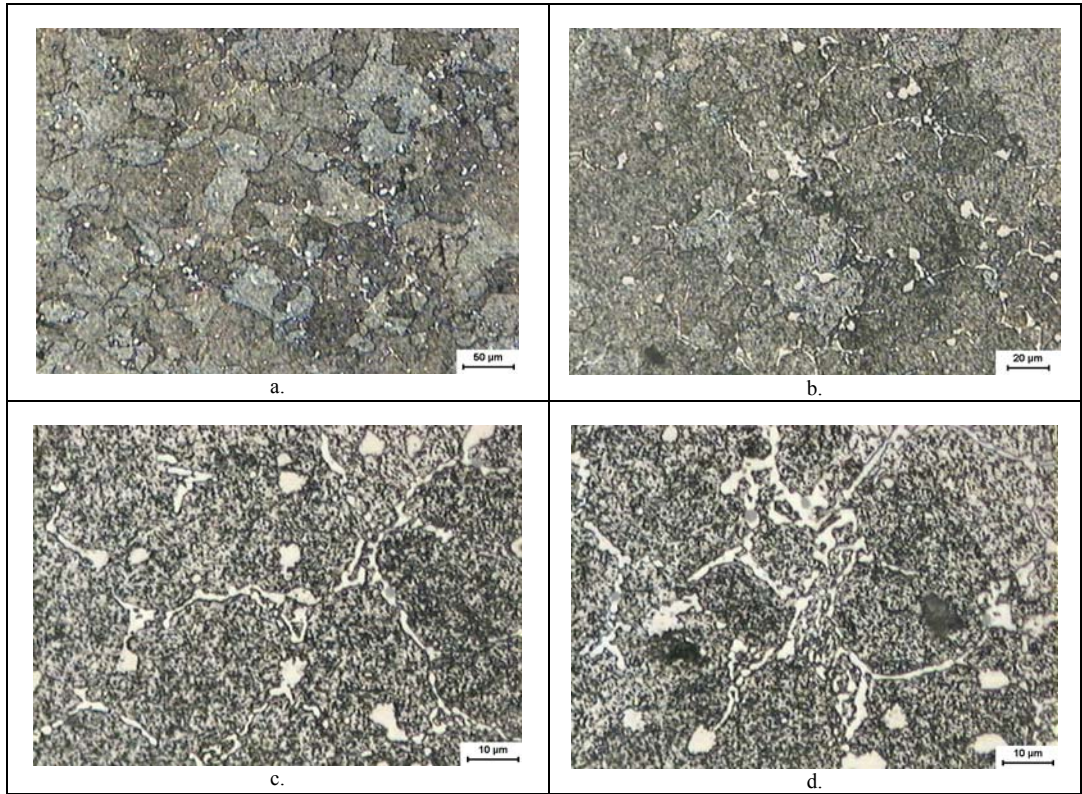
Bu tür bir homojenizasyon tavlaması ile döküm sonrası yapıda oluşan segregasyonlar da difüzyon yoluyla azaltılır. Yapılan bu işlem sonucunda deneysel yüksek hız takım çeliklerinin sertliği 42-46 HRc olarak ölçülmüştür. Şekil 5.19'da deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin homojenizasyon konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Dökümde oluşan uzun çubuksu M_2C karbürler MC + M_6C karbürlerle dönüşmüş ve bu karbürlerin yanyana bulunması ile kısmen küreselleşme görülmektedir. MC + M_6C karbür aglomeratları ışık mikroskobunda ayırd edilemez ve ortak beyaz, yani aydınlık kontrast ile görünür.



Şekil 5.19. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin homojenizasyon konumuna ait ışık mikroskobu görüntüleri.

5.2.3. Yumuşatma

Yumuşatma tavlamasında amaç, sertleştirme öncesi kesici takıma son şeklinin verilebilmesi için malzemeyi işlemeye uygun sertliğe düşürmektir. 800-900 °C’de nötral tuz banyosunda 2 saat bekletilen takım malzemesinin sıcaklığı fırın içerisinde 650-700 °C’ye kadar düşürülerek bu sıcaklıkta 4 saat bekletilmiş ve daha sonra havada soğutulmuştur. Yumuşatma tavlaması sonucu sertlik 250-280 HB olarak ölçülmüştür. Şekil 5.20’de bu ısıl işlem sonucu oluşan mikroyapı verilmiştir. Matrikste çökelen ikincil M_6C ve $M_{23}C_6$ tipi çökeltilerin neden olduğu yüksek kimyasal potansiyel sonucu matriks hızlı olarak dağılarak tamamen kararmaktadır. Homojenizasyon sonucu ayrıışan ötektik karbür taneleri ise beyaz olarak görülmektedir.

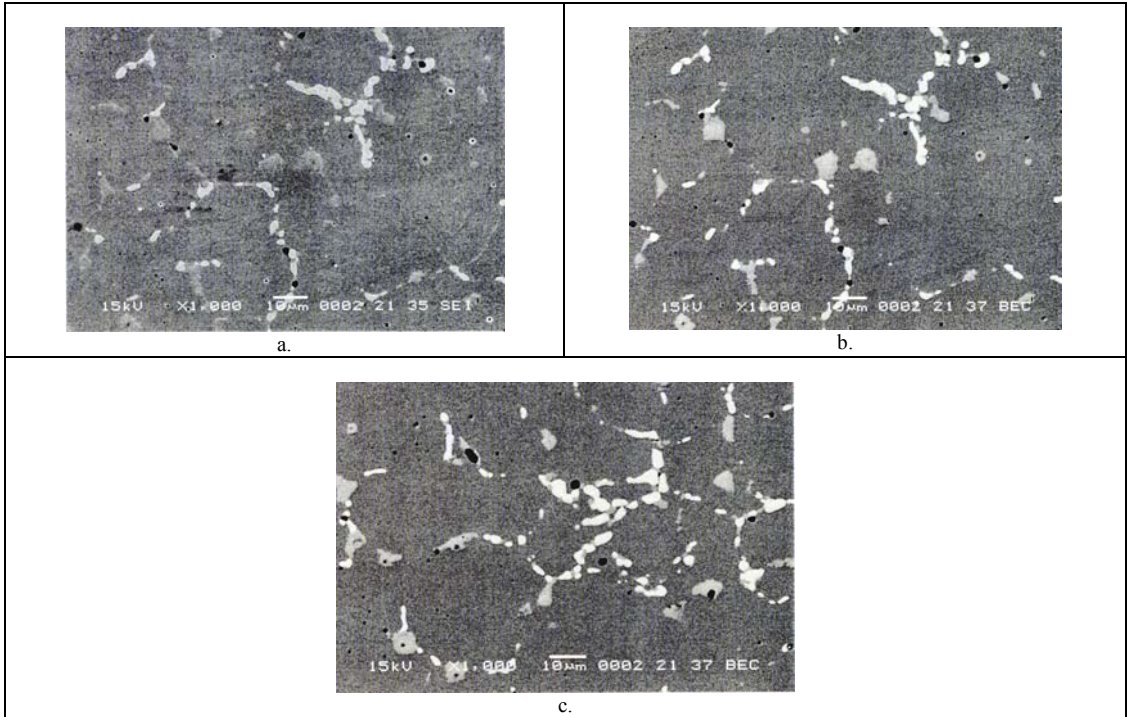


Şekil 5.20. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin yumuşatma işlemi sonrası ışık mikroskobu görüntüleri.

5.2.4. Sertleştirme : östenitleştirme ve su verme

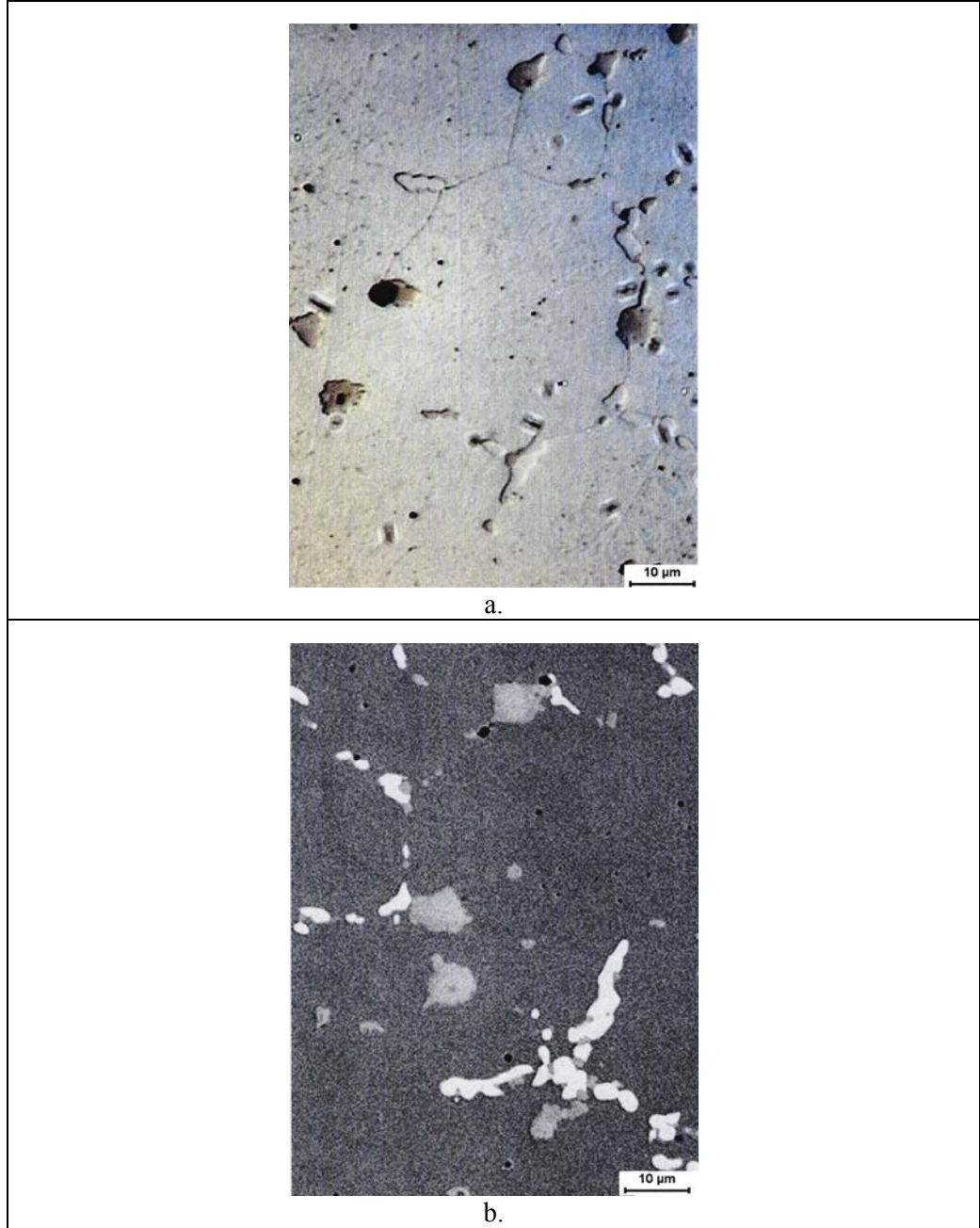
Talaşlı işlem ile istenilen kullanım şekil ve ebatlarına getirilen döküm yüksek hız takım çeliği malzemelerin kesici takım olarak kullanılabilmesi için sertleştirilmesi gerekmektedir. Bu işlem için yüksek hız takım çelikleri 1170-1270 °C’lerde

östenitleştirilir ve akabinde su verilerek soğutulur. Üretilen parçalarda çarpılmanın minimum olması için östenitleme sıcaklığına kademeli olarak çıkarılır. Parçalara yaklaşık 150 °C’de ilk ön ısıtma yapılmış, 850 °C’de ikinci kademe ısıtmadan sonra östenitleştirmeme ısıl işlemine geçilmiştir. 850 °C’de yapılan ikinci kademe ısıtmada α - γ dönüşümündeki hacimsel değişimin dengelenmesi amaçlanmıştır. Parçaların östenitleme sıcaklığında tuz banyosunda bekleme süresi takım ebatlarıyla orantılı olup 100 ila 1500 saniyeler arasında değişmektedir. Östenitleme işlemi sonunda parçalar 550 °C’lik tuz banyosuna alınarak burada yarım saat bekletilir ve devamında havaya alınarak burada oda sıcaklığına soğutulur. Nötral tuz banyosunda yapılan sertleştirme işlemi sonunda ölçülen sertlik 62-64 HRC arasındadır. Östenitleme ve su verme sonucu deneysel yüksek hız takım çeliklerinin döküm numunelerinin SEM ve ışık mikroskobunda incelenmesinde matrisin tamamen martenzitik yapıdan oluştuğu saptanmıştır. Parlatılmış numunelerden elde edilen materyal kontrast görüntüleri hem zayıf kontrast veren sekonder elektronlarla hem de kuvvetli kontrast veren geri saçılmış elektronlarla Şekil 5.21’de sunulmuştur. Mikroyapıda matriks koyu gri olup martenzitiktir. Heterojen çekirdeklenmiş MC karbürler açık gri renkli, M_6C karbürler ise beyaz olarak görülmektedir.



Şekil 5.21. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin sertleştirilmiş(östenitleştirilmiş ve su verilmiş) konumuna ait SEM görüntüleri; matriks: martenzitik, MC: gri renkli ve M_6C : beyaz renkli.

Şekil 5.22a’da östenitleştirilmiş-su verilmiş malzemenin ışık mikroskobu görüntüsü verilmiştir. Heterojen çekirdeklenmiş primer MC karbürler içlerinde siyah noktacıklar bulunan kiremit rengi tanecikleridir. M6C karbürleri ise aydınlık beyaz görülmektedir. Matriks lata ve plaka tipi martenzitten oluşmaktadır. Şekil 5.22b’de ise SEM materyal kontrast görüntüsü sunulmuştur. Koyu gri kontrastlı martenzitik matrikste açık gri renkli MC ve aydınlık beyaz renkli M6C taneleri yer almaktadır.

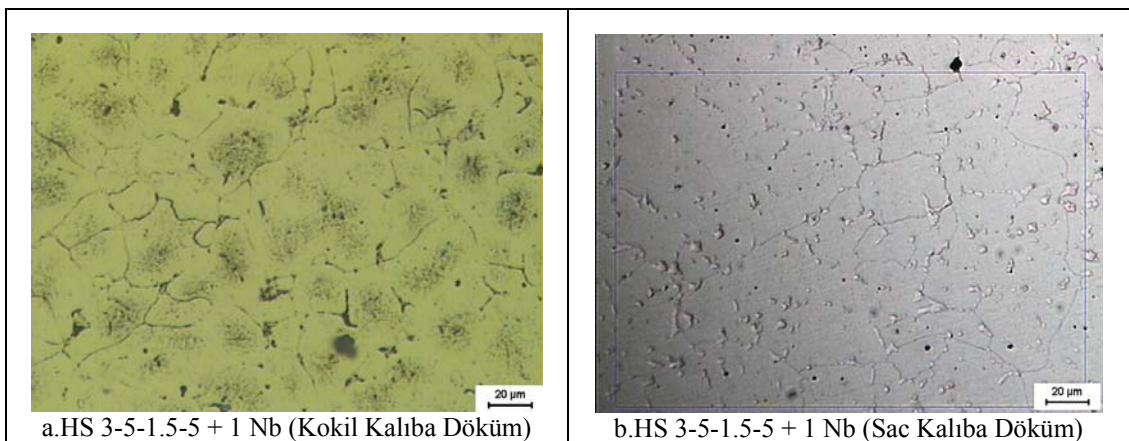


Şekil 5.22. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin sertleştirilmiş (östenitlemiş ve su verilmiş) konumuna ait SEM görüntüleri. a. Işık mikroskobu, b. SEM, materyal kontrast görüntüsü

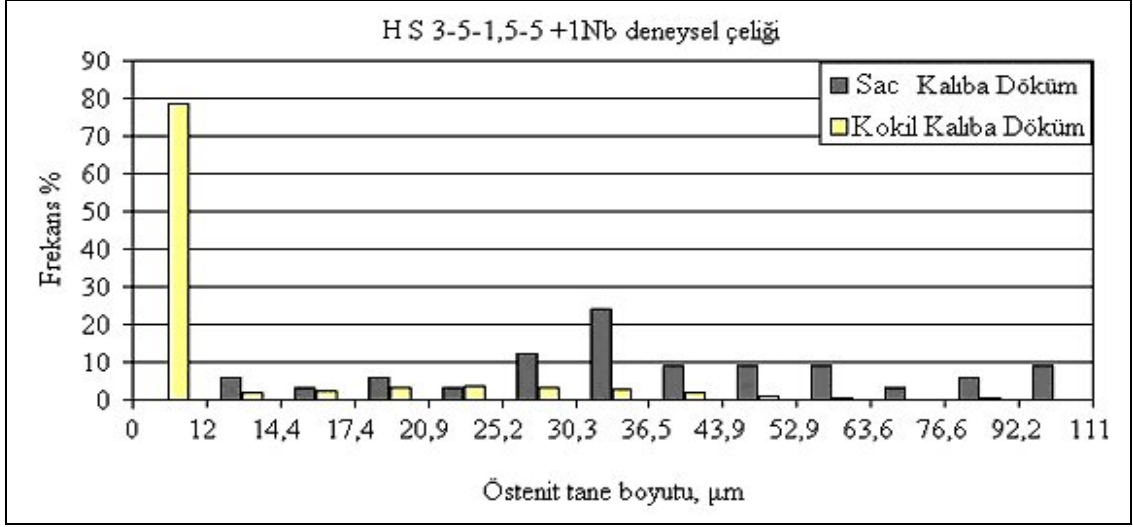
5.2.5. Östenit tane boyutu ölçümü

Yüksek hız çeliklerinde östenitleştirmede bekleme süresinin yeterli olup olmadığını tespit etmek için östenitleştirme sonrası östenit tane boyutları ölçülmektedir. Bu işlemde numuneler östenitleme sıcaklığında kesit kalınlıklarıyla orantılı bir süre bekletildikten sonra direkt olarak suya alınır ve yapının hardenit olarak adlandırılan martenzite dönüşmesi sağlanır. Şekil 5.23a kokil kalıba ve Şekil 5.23b sac kalıba dökülen döküm numunesine ait östenit sayımında kullanılan örnek görüntülerdir. Bu görüntülerin eldesi için kademeli olarak dağlama ve parlatma yapılması gerekir. Numuneler pikral ile dağlama sonrası parlatılmış, yeniden, ancak bu sefer nital ile dağlanmış. Bu işlem tane sınırlarını iyice açığa çıkarana kadar tekrarlanmıştır.

Şekil 5.24’de östenit tane boyutu dağılımı her iki döküm numune için verilmiştir. Diyagramdan her iki döküm numunesinde östenit tane boyutu dağılımı için bimodal bir dağılım elde edilmiştir. Bu tür bir dağılım döküm numunesi karakteristiğini gözönüne sermekte ve ayrıca östenitleştirme için belirli bir zamanın söz konusu olduğunu göstermektedir. Ayrıca diyagramdan sac kalıba dökülen numunenin östenit tane boyutunun ortalama 32-34 μm , kokil kalıba dökülen yüksek hız çeliğinin tane boyutunun ise ortalama 10 μm olduğu görülmektedir. Bu durum dendrit kolları arası mesafenin ölçümüyle katılama hızında da belirtildiği üzere sac kalıba dökümün aynı zamanda östenit tanelerini de kabalaştırdığı net olarak görülmektedir.

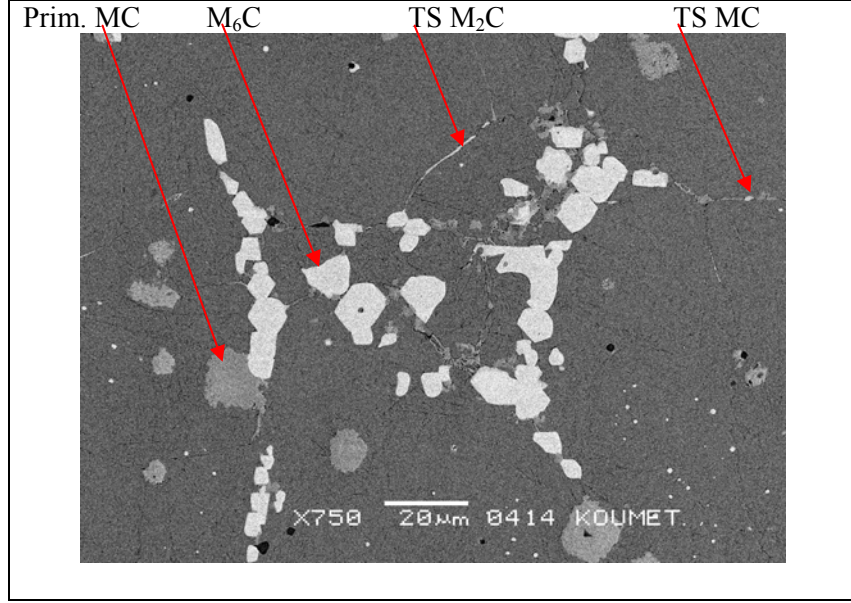


Şekil 5.23. İki değişik soğuma hızlı malzemede sertleştirme sonrası östenit tane boyutu, IM.



Şekil 5.24. İki değişik soğuma hızında üretilen döküm malzemede sertleştirme sonrası ölçülen östenit tane boyutunun karşılaştırmalı dağılımı.

Yüksek hız çeliklerinin östenitleştirme süresi uzar ya da yüksek sıcaklıkta östenitleştirme yapılırsa taneler kabalaşmaya, karbür yapıları değişmeye başlar ve sonuçta çelik yanar. Şekil 5.25'te aşırı östenitleştirme sınır durumuna bir örnek verilmiştir. Şekilden de görüleceği gibi aydınlık beyaz kontrastlı M_6C karbürleri kabalaşarak fasetli bir görünüm almaya başlamıştır. Tane sınırlarında -aşırı matriks doyumu nedeniyle- MC (görüntüde tane sınırı MC filmi: $TS MC$) ve M_2C (görüntüde tane sınırı M_2C filmi: $TS M_2C$) tipi karbür filmleri oluşmaya başlamıştır. Gri renkli primer MC karbürler ise yüksek sıcaklıklardan dolayı kendi tane sınırında çözünmeye başlamıştır ve böylece zayıf karbür oluşturu elementlerin matrikse difüzyonuyla tane sınırları hareket ederek (yüzey gerilimi altında boğumlanarak) saçaklı bir görünüm almaktadır. Burada tane sınırından matrikse yayılan alaşım elementleri ağırlıklı olarak vanadyum ve molibden olduğundan, bu yayınmayla birlikte primer MC , niobyumca daha da zengin bir karbür halini alır. Bu durum östenitleştirmenin en üst sınırını ifade eder ve bu sıcaklığın üzerinde kesici takım malzemesi yanar, yani irileşen taneler ve karbür oluşumları kesici takımın işleme sırasında kırılmasına neden olur. Pratikte yanmış çeliğin kullanılmayacağı aşikardır.



Şekil 5.25. Aşırı östenitleştirme sınır durumu, tarama elektron mikroskobu görüntüsü.

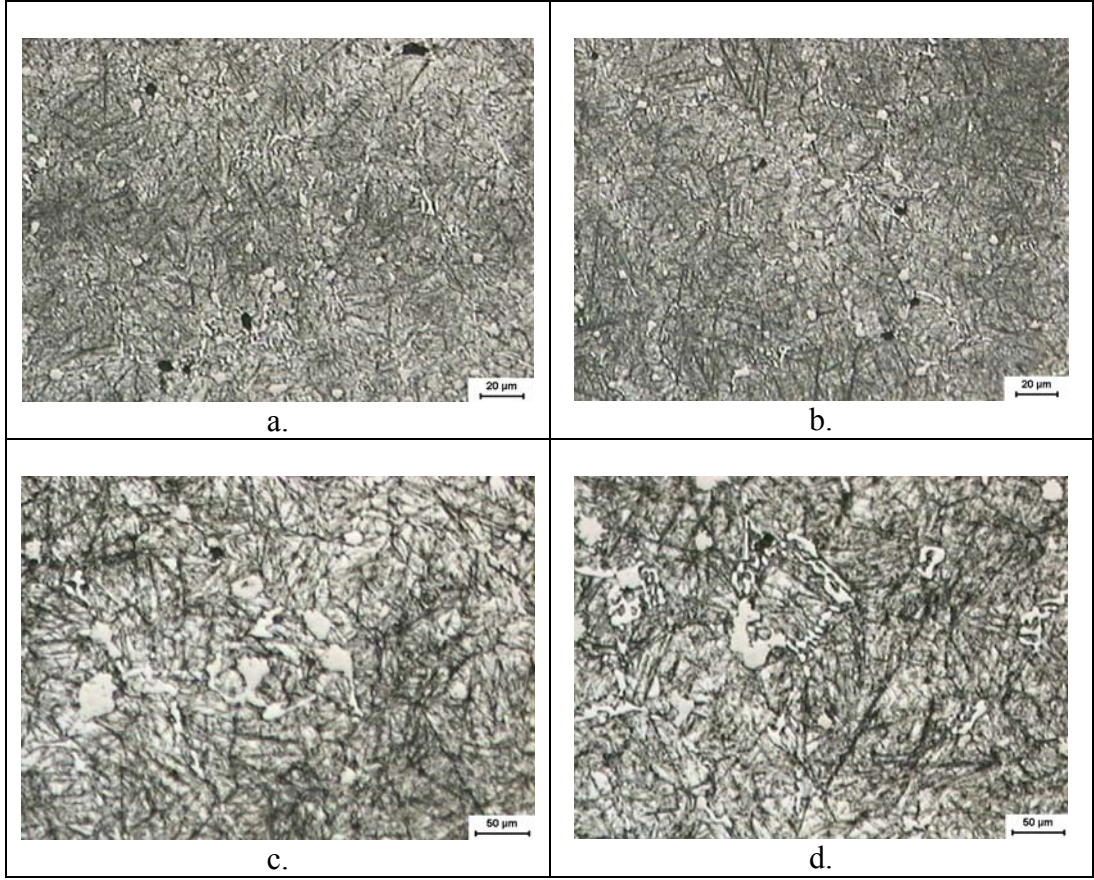
5.2.6. Menevişleme

5.2.6.1. Deneysel döküm ve mikroyapılar

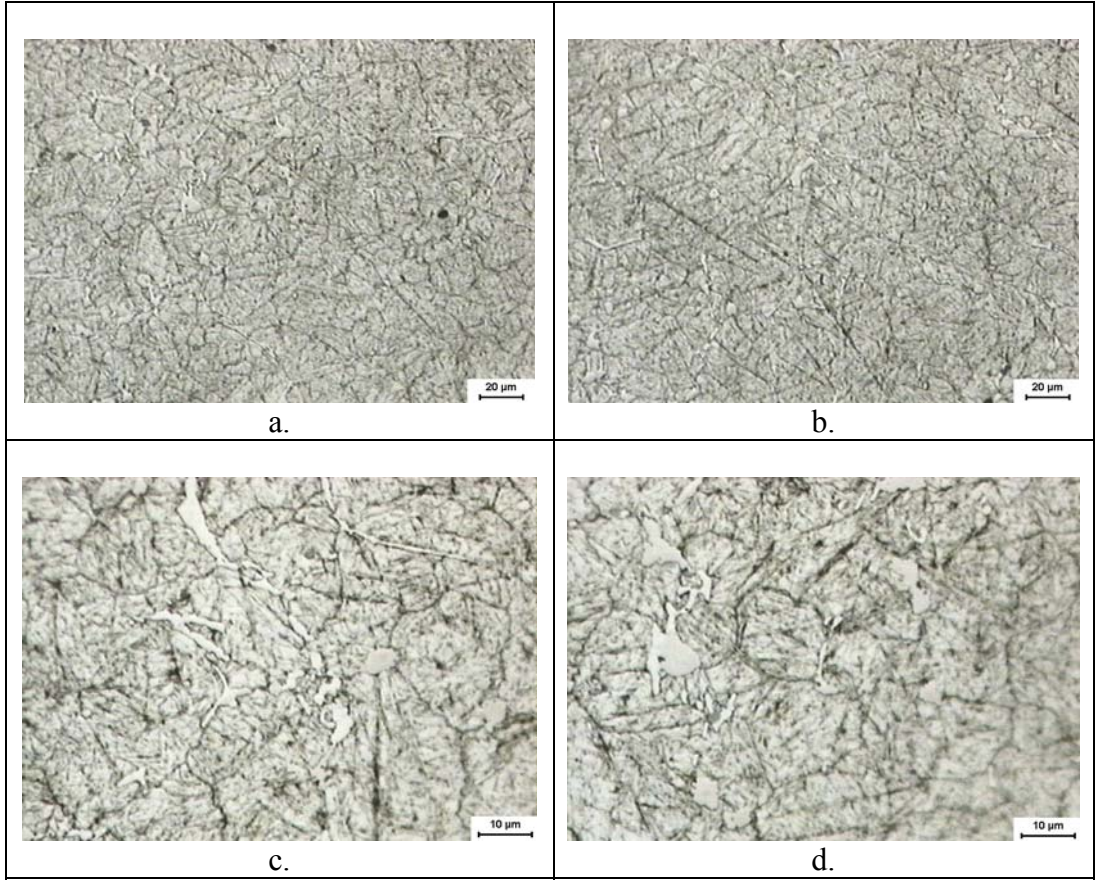
Yüksek hız çeliği takım malzemeleri kullanım sertliklerini ortalama 550 °C'de yapılan bir kaç basamaklı menevişleme işlemi ile elde ederler. Bu menevişleme sonunda takımlar ikincil sertliklerinin maksimumuna erişirler. Sertleştirme işleminde 1170-1270 °C seviyesinde yapılan östenitleştirme sonucu matrisin gerekli karbon ve karbür oluşturuca alaşım elementleriyle doyumu sağlanmıştır. Ancak bu işlem sürecinde % 40 seviyesine varan miktarda kalıntı östenit kararlı hale gelerek yapıda kalmıştır. Bu nedenle işlemde martenzitin temperlenmesinin yanısıra oluşan kalıntı östenitin giderilmesi amacıyla menevişleme ortalama 550 °C'de üç defada yapılır. Bu menevişleme ile kalıntı östenit martenzite dönüşür ve martenzite dönüşüm ile birlikte sertlikte artış başlar. Kalıntı östenit miktarını minimuma indirebilmek için deneysel döküm yüksek hız çeliği östenitlenmiş su verilmiş numunesine yedi kez menevişleme işlemi yapılmış, ancak giderek azalan kalıntı östenitin üçüncü menevişten sonra son derece azaldığı görülmüştür.

Şekil 5.26'da 1. meneviş, Şekil 5.27'de 2. meneviş, Şekil 5.28'de 3. meneviş, Şekil 5.29'da 4. meneviş, Şekil 5.30'da 5. meneviş, Şekil 5.31'de 6. meneviş mikroyapıları görülmektedir. Görüldüğü gibi menevişlemede çökelen karbürlerin bu büyütmelerde

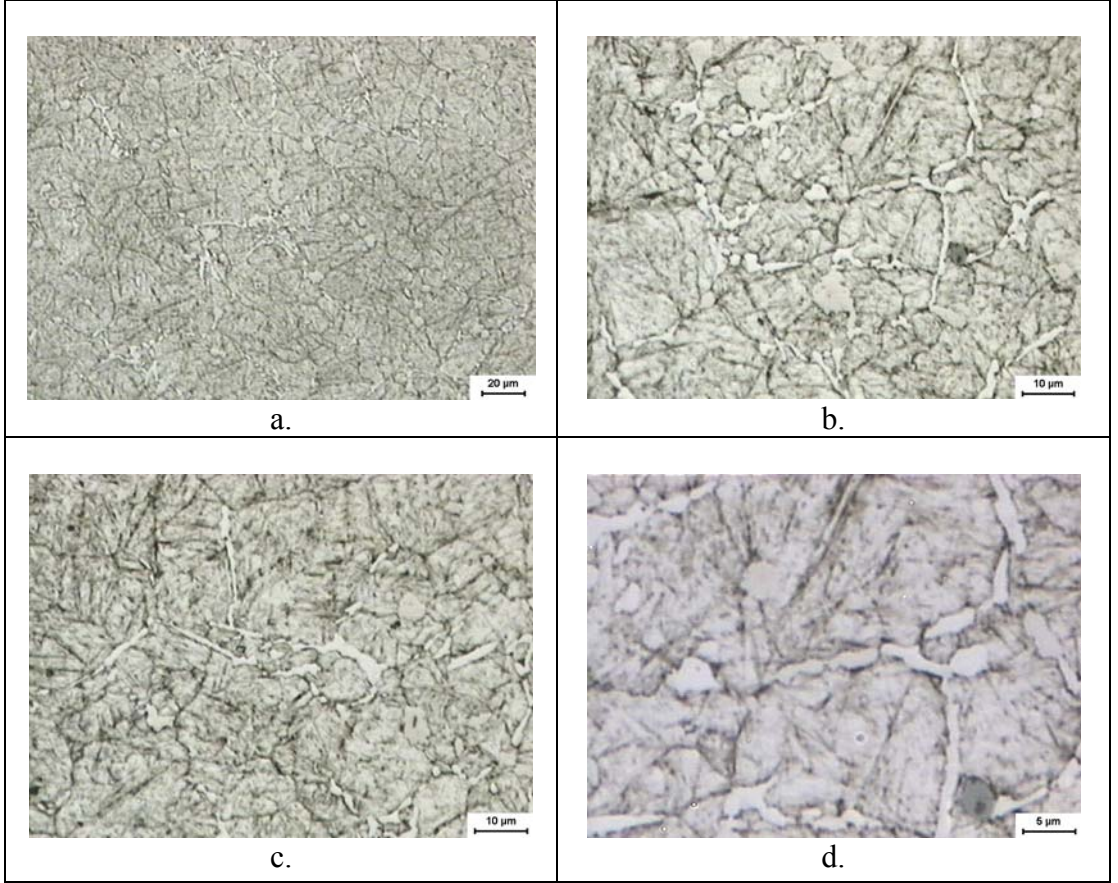
görüntülenmesi imkansızdır. 550 °C’de nötral tuz banyosunda yapılan menevişleme sonrası kesici takım sertliği 64.5–66.0 HRC olarak ölçülmüştür.



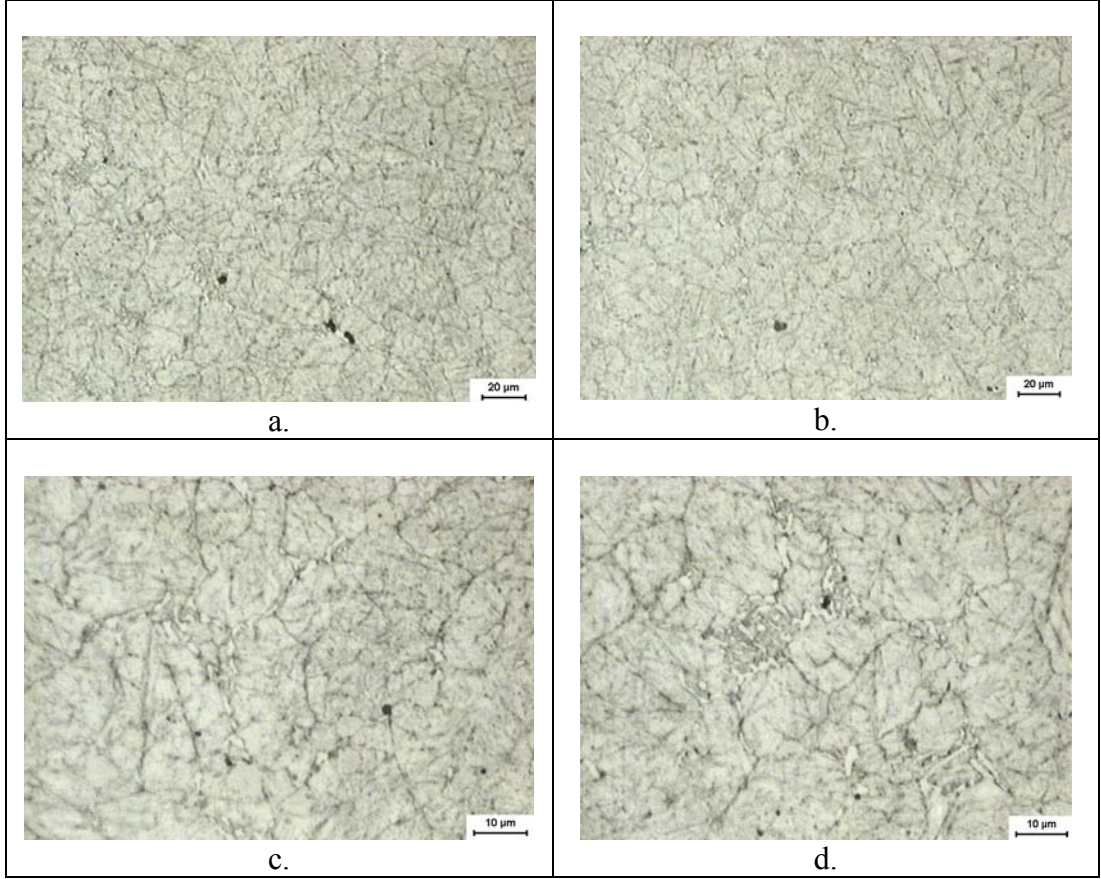
Şekil 5.26. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin 1x550 °C/1h menevişleme sonucu mikroyapısının ışık mikroskobu görüntüleri, nital ile dağlanmış. a-d: artan büyütme sıralaması.



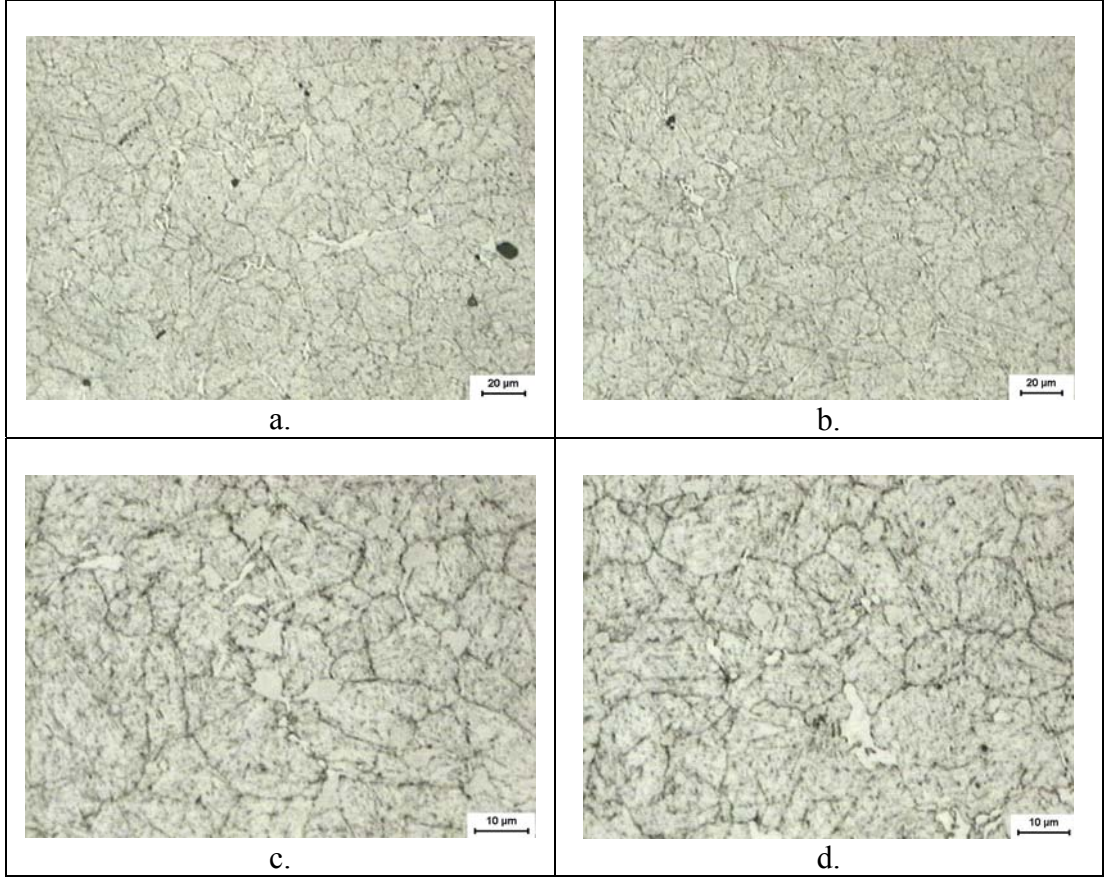
Şekil 5.27. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 2x550 °C/1h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin azalmış olduğu görülmektedir.



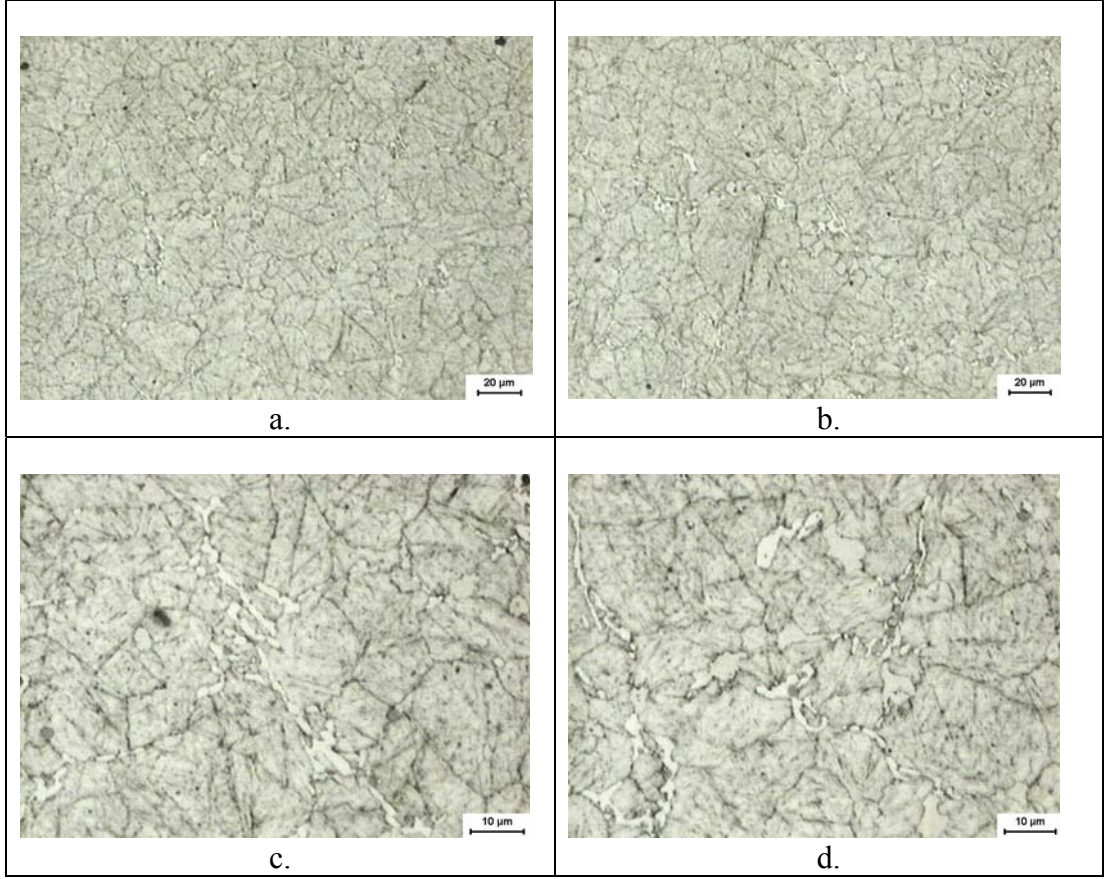
Şekil 5.28. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 3x550 °C/1h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin giderek daha da azaldığı görülmektedir.



Şekil 5.29. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 4x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin hemen hemen hiç kalmadığı görülmektedir.

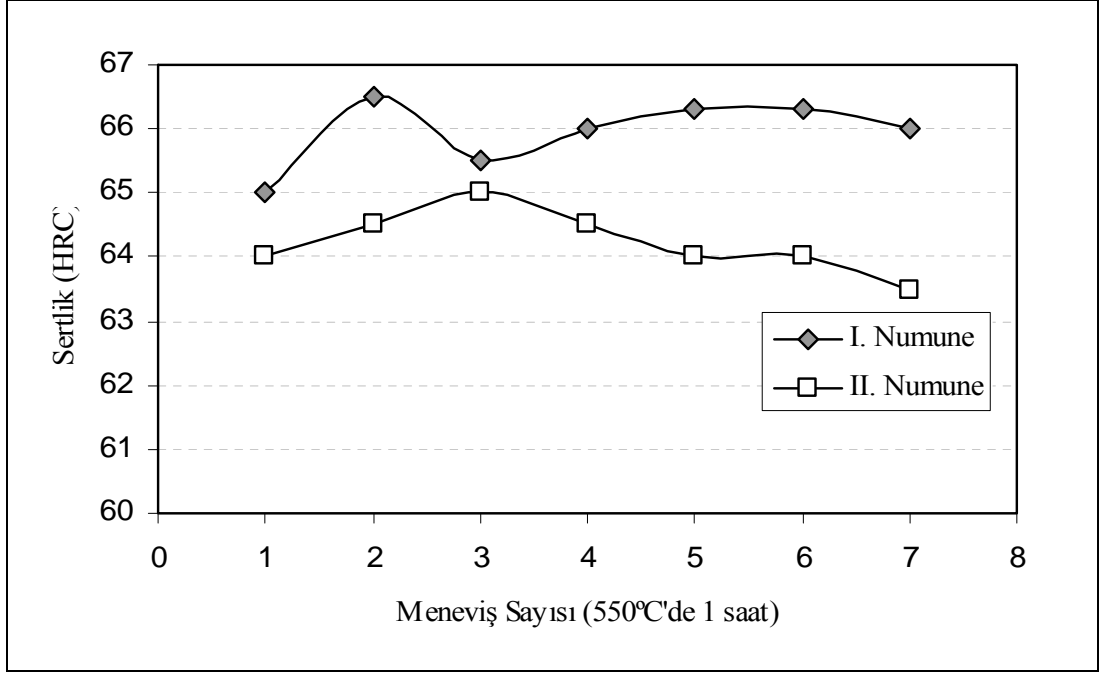


Şekil 5.30. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin mikroyapısının 5x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: matrikste kalıntı östenitin değişimi artık farkedilmemektedir.



Şekil 5.31. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1 Nb çeliğinin dağlanmış mikroyapısının 6x550 °C/2h menevişleme sonucu ışık mikroskobu görüntüleri. a-d: artan büyütme sıralaması. Not: bulunmadığı için matrikste kalıntı östenitin değişimi artık farkedilmemektedir.

Şekil 5.32 de iki deneysel döküm yüksek hız takım çeliğine ait menevişleme serisinden elde edilen sertlik değişimi diyagramda gösterilmiştir. Çökelti potansiyelinin belirlenmesi amacıyla standart üç defa yapılan menevişlemenin ötesine gidilerek yedi defa uygulama gerçekleştirilmiştir. Görüldüğü gibi her iki numune de menevişleme ile tipik ikincil sertlik karakteristiği sergilemektedir. Aynı şekilde ikinci numunenin üçüncü menevişlemeden sonra yapılan menevişleme işlemi sertlikte herhangi bir artış meydana getirmemekte, birinci numunede ise artışın belki de dördüncü menevişlemede kesildiği görülmektedir. Bu bulgu da mikroyapılarda görülen kalıntı östenitin üç, en fazla dördüncü menevişleme ile tamamen giderilmesiyle örtüşmektedir.



Şekil 5.32. Menevişleme ile yüksek hız çeliğindeki sertlik değişimi [25].

5.2.6.2. Nihai mikroyapının görüntü analizi

Östenitlenmiş ve menevişlenmiş HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerinin numuneleri % 3' lük nital ile dağlanmış ve görüntü analizi ile eşdeğer küresel karbür çapları ölçülmüştür. Bu yöntem ile minimum ve maksimum karbür çapları, ortalama karbür çapı, karbürlerin eşdeğer küresel çapları ile bu karbürlerin sıklıkları saptanmıştır. HS6-5-2 ve HS3-5-1.5-5+1Nb döküm numunelerinin her ikisinde de ışık mikroskopunda görüntü analizi yöntemiyle oluşan MC, M₆C ve M₂C karbür boyut ve şekil dağılımları ayrı ayrı saptanmıştır. Tablo 5.3'de ilgili ölçüm sonuçları sunulmuştur.

Görüldüğü gibi HS6-5-2 tipi çelikte nihai konumda çözünmeyen M₆C miktarı hacim-% 5.7, çözünmeyen MC miktarı hacim-% 3.4, toplam çözünmeyen karbür miktarı hacim-% 9.1'dir. Deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb tipi çelikte sac destekli kum dökümde ise nihai konumda çözünmeyen M₆C miktarı hacim-% 4.2, çözünmeyen MC miktarı hacim-% 3.2, toplam çözünmeyen karbür miktarı hacim-% 7.4'dür. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb tipi çelikte kokil dökümde toplam çözünmeyen karbür miktarı hacim-% 5.4'dür. Verilen bilgilerden görüldüğü gibi deneysel çelikte W miktarında yarı yarıya azaltma, bir W karbürü olan M₆C miktarını yaklaşık % 30 seviyesinde azaltmıştır. Bir taraftan ötektik karbür bağlantısı zayıflatılırken öte yandan abrazyon direnci

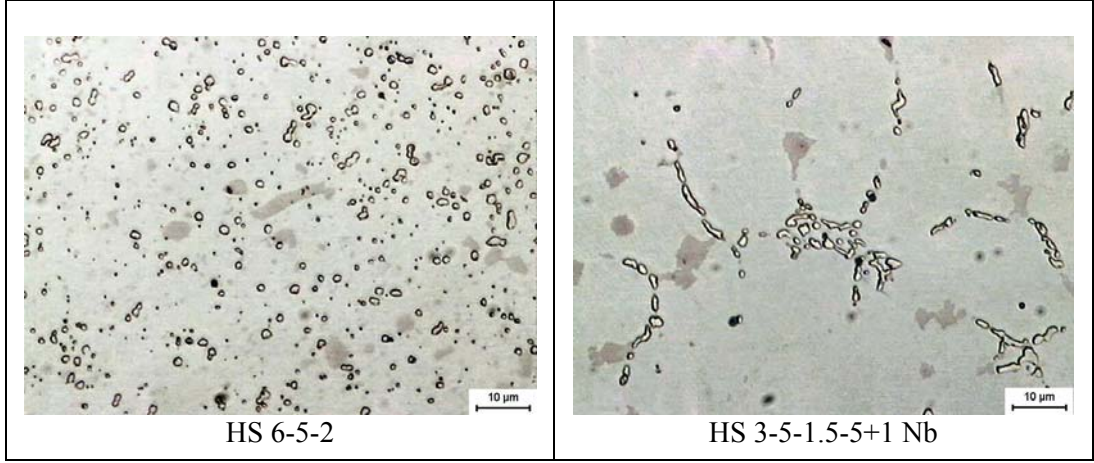
düşürülmüştür. MC karbüründe ise V düşürülmüş, ancak % 1 Nb eklenmiştir; böylece MC karbüründe dikkate alınmayacak bir azalma meydana gelmiştir.

Deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb tipi çelikte sac destekli kum dökümde toplam çözünmeyen karbür miktarı hacim-% 7.4 olarak ölçülmüştür. Aynı çelikte yapılan kokil döküm ölçümlerinde toplam çözünmeyen karbür miktarı hacim-% 5.4 olarak elde edilmiştir. Eşdeğer ölçüm koşullarında kokil dökümde karbür boyutlarının çok daha düşük olması, bu karbürlerin matris ile arayüzeylerini büyütürken daha fazla karbürün çözünmesine yol açmıştır.

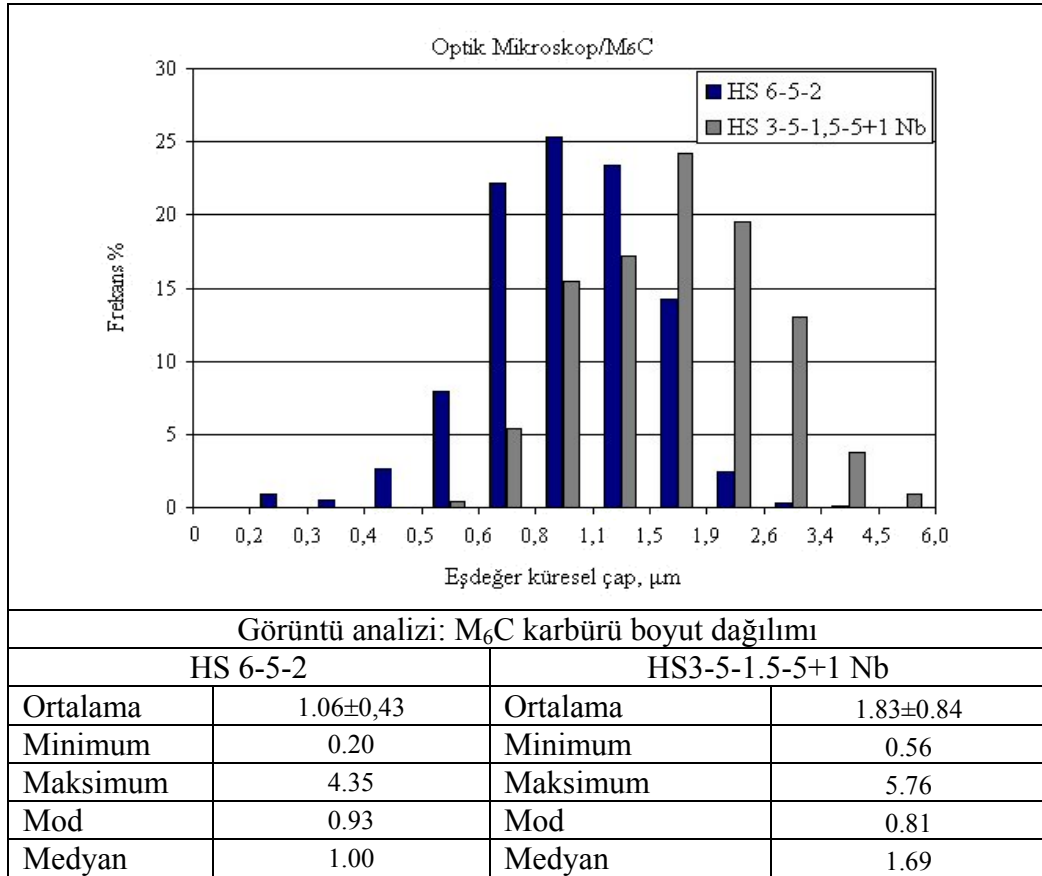
Tablo 5.3. Görüntü analizi sonuçları.

Görüntü Kontrastlama Yöntemi	Kullanılan Dağlama Ayracı	Numune türü	Karbür tipi	Karbür Miktarı (Hacim %)
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Selektif dağlama	HS6-5-2	M ₆ C	5.70 ± 1.66
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Selektif dağlama	HS3-5-1.5-5+1 Nb	M ₆ C	4.15 ± 1.40
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Selektif dağlama	HS 6-5-2	MC	3.42 ± 1.84
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Selektif dağlama	HS3-5-1.5-5+1 Nb	MC	3.17 ± 0.99
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Nital	HS3-5-1.5-5 +1 Nb (kokil döküm)	MC+M ₆ C	5.39 ± 1.29
Işık Mikroskobu (Aydınlık Alan)	Selektif dağlama	HS3-5-1.5-5 +1 Nb (sac destekli kum döküm)	MC+M ₆ C	7.32 ± 2.39

Şekil 5.33’de HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerine ait kantitatif-metalografik analizlerin gerçekleştirildiği ışık mikroskobu görüntülerinin sunulmuştur. Şekil 5.34’te de her iki çeliğin M₆C karbürüne ait boyut dağılımları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Işık mikroskobu görüntülerinin görüntü analizi yöntemiyle elde edilen karbür medyan değerleri HS6-5-2 için ortalama 1.00 µm ve HS3-5-1.5-5+1Nb numunesi için ortalama 1.69 µm olarak bulunmuştur. Dağılım diyagramları bu bulguları teyit etmektedir. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde iyi bir matris doyumu için yapılan yüksek östenitleştirme işleminin M₆C karbür boyutunun aşırı büyümesine neden olduğu açıkça görülmektedir.

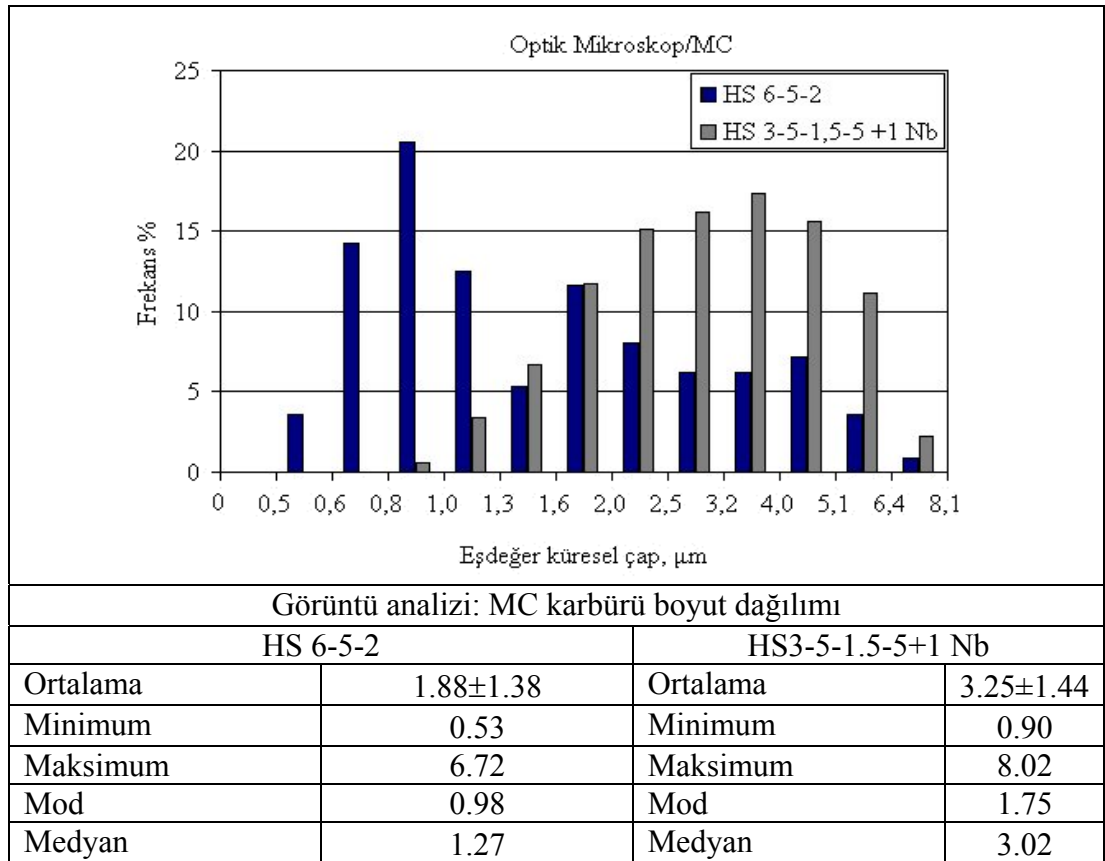


Şekil 5.33. Kantitatif-metalografik analizlerin gerçekleştirildiği HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri.



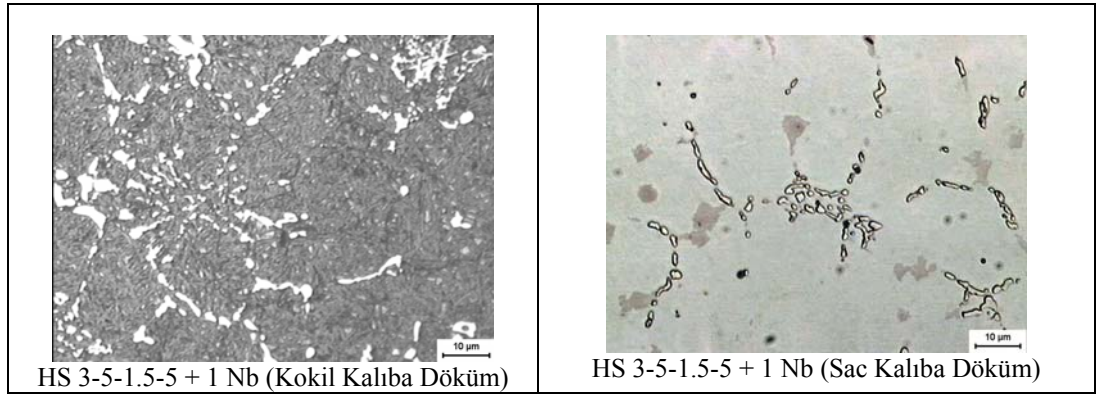
Şekil 5.34. Ticari HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliklerinde M₆C karbürleri boyut dağılımlarının karşılaştırılması.

HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerine ait MC karbürü boyut dağılımları Şekil 5.35'te verilmiştir. İlgili medyan boyutlar HS6-5-2 çeliği için 1.27 μm , deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliği için 3.02 olarak bulunmuştur. Dağılım diyagramları bu bulguları teyit etmektedir ancak dikkatli bir inceleme sonucu ticari HS6-5-2 çeliğinde MC dağılımı (ki bu genelde böyledir) bimodal bir karakteristik sunmaktadır. Burada da M_2C 'nin ayrışması sonucu oluşan MC, 0.82 μm boyutunda bir maksimum gösterirken primer ötektik MC 4.0 μm boyutunda bir maksimum göstermektedir. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde M_2C 'nin ayrışması sonucu oluşan MC çok küçüktür ve bu nedenle sayıma girememiştir. Böylece sayıma yalnız -dejenere MC ötektiğinin iptali ve böylece dendrit sınırlarındaki tokluk düşürücü ağıın zayıflatılması için yapılan- heterojen çekirdeklenme sonucu oluşan primer blokvari MC karbürü girebilmiştir. Bu karbürün boyutu ticari HS6-5-2 çeliğindeki MC boyutuna eşdeğerdir.

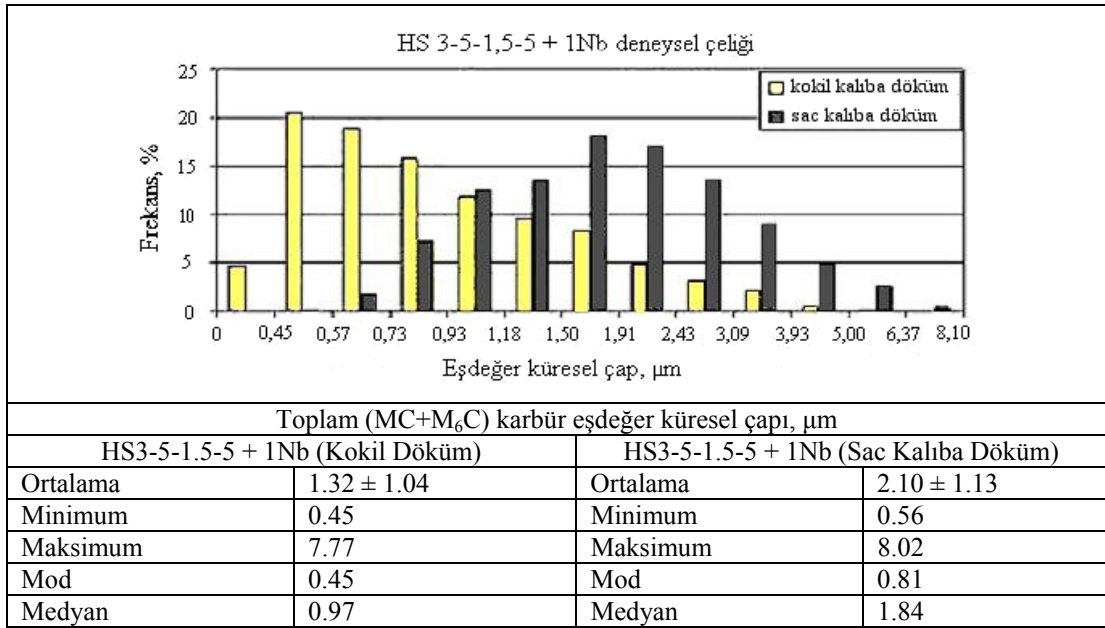


Şekil 5.35. Ticari HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliklerinde MC karbürleri boyut dağılımlarının karşılaştırılması.

Son olarakta Şekil 5.36’da örnek mikroyapıları verilen kokil kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb ile sac destekli kum kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerinin çözünmemiş toplam karbür (MC+M₆C) dağılımları Şekil 5.37’de karşılaştırılmıştır. Şekil 5.37’de görüldüğü gibi kokil kalıba dökülen HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin medyan karbür boyutu 0.45 µm iken sac destekli kum kalıba dökülen HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin medyan karbür boyutu 1.84 µm bulunmuştur. Boyutlar arasındaki bu fark kokil kalıba dökülen çeliğin çok daha hızlı katılaşmasından meydana gelmektedir. Kokil kalıba göre daha yavaş soğumaya neden olan sac kalıpta ise karbür boyutları çok daha kabadır.

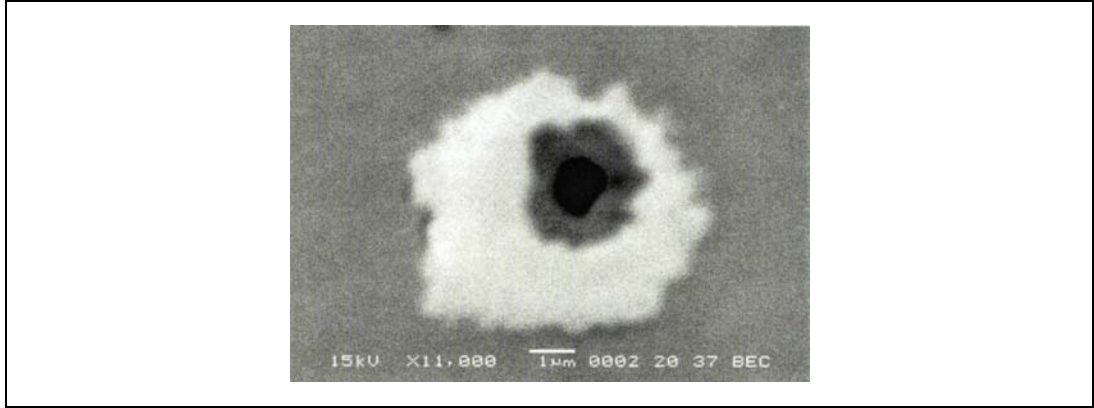


Şekil 5.36. Kokil kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb ile sac destekli kum kalıba dökülmüş HS3-5-1.5-5+1Nb çeliklerinin mikroyapıları.

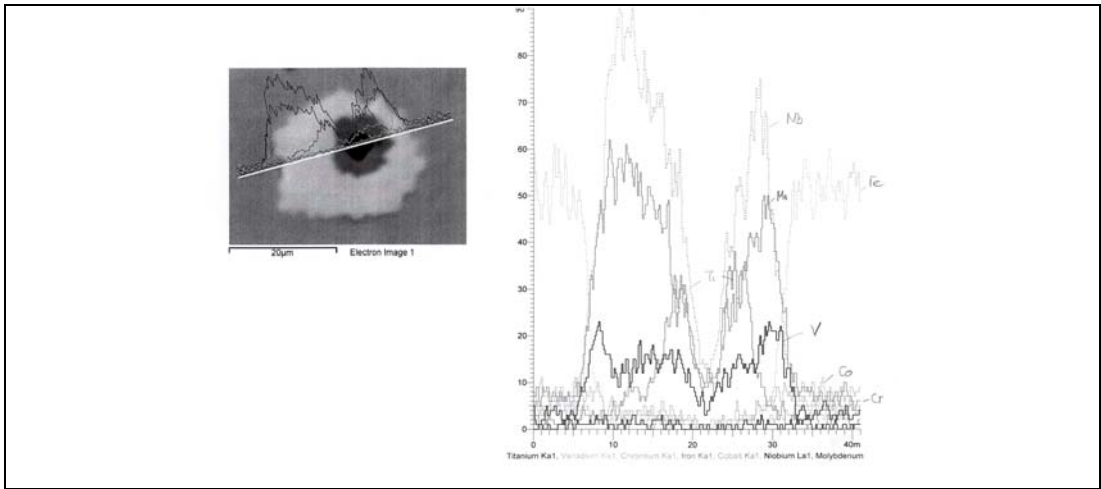


Şekil 5.37. Kokil ve sac destekli kum kalıba dökülen deneysel çeliklerde toplam çözünmemiş karbür boyut dağılımlarının karşılaştırılması; MC karbürleri orijinal kontrastlarında sayılmışken M₆C karbürlerinde selektif kaplama yapılarak kontrast artırılmıştır.

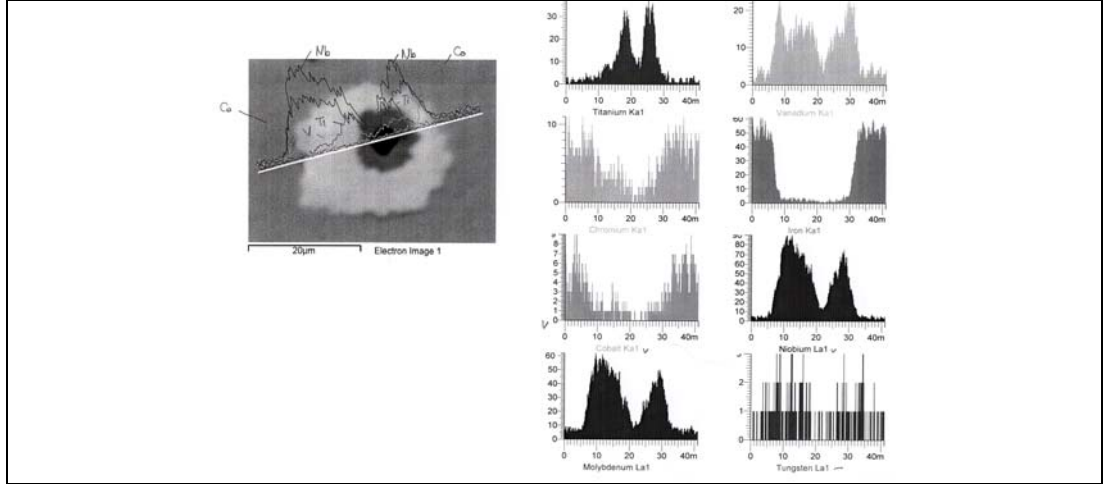
Bu bölümde nihai olarak heterojen çekirdeklenme ile ilgili detay bilgiler sunulacaktır. Şekil 5.38'deki görüntüde açık gri kontrastla görülen blokvari MC karbürünün içinde koyu gri kontrastlı bir faz, onunda içinde siyah kontrastlı bir faz görülmektedir. Bu oluşumun açıklanması için SEM-EDX mikroanalizinden faydalanılmıştır. Bu primer karbürün EDX analizi sonuçları Şekil 5.39 ve Şekil 5.40'da verilmiştir. Analiz sonuçlarını irdeyecek olursak merkezdeki siyah kısmın Al_2O_3 , siyah kısmın etrafındaki fazın titanca zengin bir karbür/karbonitrür (TiC/TiCN), en dıştaki açık gri fazın ise niobyumca zengin bir karbür olduğu görülmektedir. Yani oluşan primer MC karbürler ya vanadyumca zengin ya da niobyumca zengin olup katılma durumuna göre ya direkt TiC/TiCN'de veya Al_2O_3 üzerindeki TiC/TiCN'de heterojen çekirdeklenebilirler.



Şekil 5.38. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinden üretilen bir kesici takımındaki heterojen çekirdeklenmiş primer karbür.



Şekil 5.39. Heterojen çekirdeklenen MC karbüründe veri doğru üzerinde element konsantrasyon dağılımları.



Şekil 5.40. Heterojen çekirdeklenen MC karbüründe veri doğru üzerinde birçok element konsantrasyon dağılımları.

5.3. Kesme ve Aşınma Testleri

5.3.1. Genel

İşlemede tezgahın devreye girmesiyle üretilen enerji, yeni yüzeyler (iş parçasının işlenen yüzeyi ve talaş yüzeyi) oluşturmak için kullanılmaktadır. Ancak iş parçası içindeki kayma yöresinde ve takım/talaş temas yüzeyinde gerçekleşen kayma ve viskoz akma nedeniyle ısı açığa çıkar. Takım ve iş parçası malzemelerinin ısı iletkenlikleri ve ısı kapasitelerinin belirlediği takım sıcaklığı, artan kesme hızıyla (ısı iletimi için geçen sürenin azalmasıyla) artar. Sıcaklık bölgesel olarak çok yüksek değerlere erişerek takımın yumuşamasına ve böylece sertliğin düşmesine neden olur. Termal ve mekanik gerilmeler altında kesme şartlarına bağlı olarak değişik mekanizmalarla takım aşınabilir. Çalışmamızda yeni üretilen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb'lu çelik ile piyasada geniş kullanım alanı bulunan HS6-5-2 çeliğinden üretilmiş standart 10X10X120 mm'lik torna kalemi ile universal torna tezgahında soğutma sıvısı kullanarak değişik malzemeler kesilmiş ve bu kesme koşulları altında karşılaştırmalı olarak testlere tabi tutulmuştur. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb lu çelik ile HS6-5-2 çeliğinde kesme koşullarının neden olduğu aşınma türleri ve krater oluşumları incelenmiştir. Kesme testleri takımların tam harabiyet (katastrofal aşınma) noktalarına kadar yapılarak takım ömürleri belirlenmiştir. Kesme sırasında takımda meydana gelen serbest yüzey aşınmaları ve talaş akış yüzeyinde oluşan krater aşınmaları tarama elektron mikroskobunda tek tek incelenerek ölçülmüş ve sonuçlar irdelenmiştir. Literatürde de belirtildiği gibi [1]

oldukça uzun zaman alan ve insan gücü bakımından masraflı olan ancak takım ömrü belirlenmesi ve işlemin verimliliğini ölçmek, böylece üretimi optimize etmek açısından da kaçınılmaz bir öneme sahip olan bu testler, yeni üretilen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb lu çeliği ile piyasada en fazla kullanılan standart HS6-5-2 çeliğini performans bakımından karşılaştırılmasını sağlamıştır.

5.3.2. Kesme davranışı ve aşınma

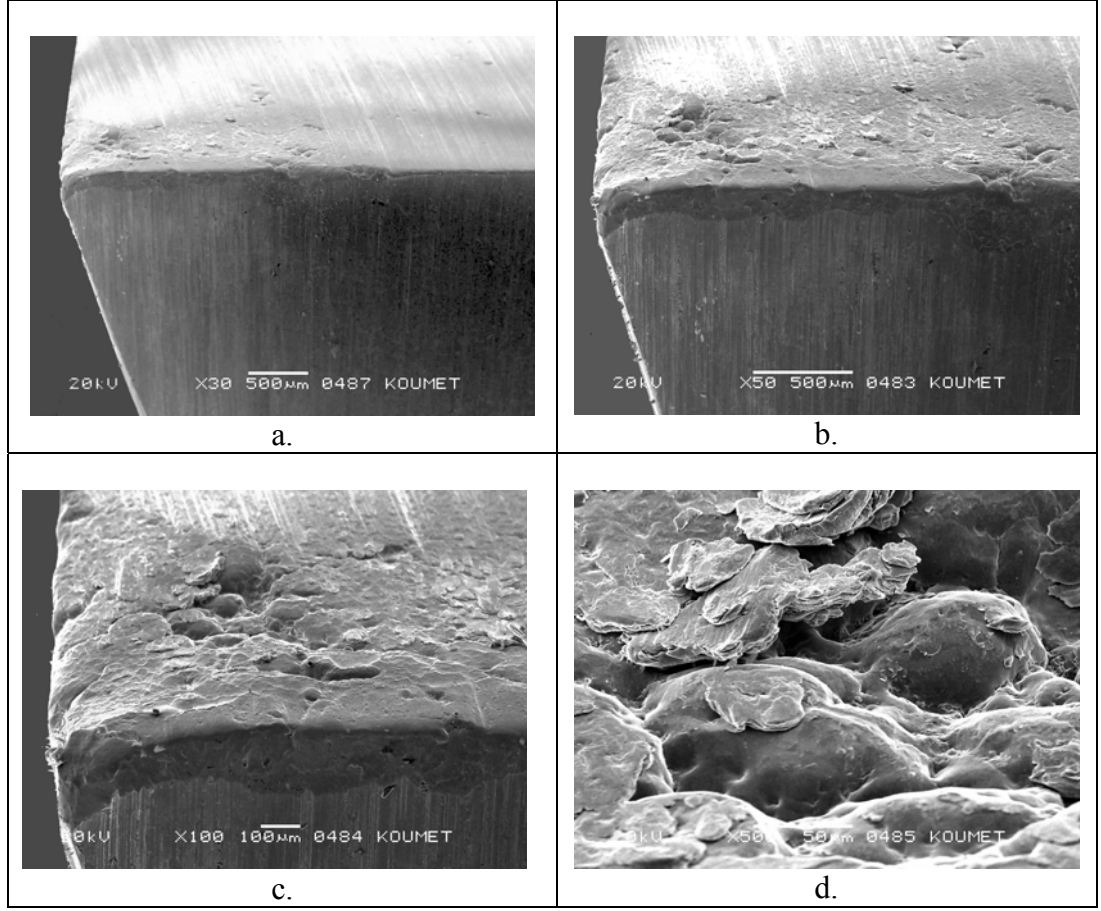
5.3.2.1. Kesme testleri

Kesme testleri 1972 model Tezsan marka universal torna tezgahında gerçekleştirilmiştir. Tüm kesme koşullarında soğutma sıvısı olarak bor yağı kullanılmıştır. İlk kesme testlerinde ıslahlı AISI 4140 tipi dairesel kesitli silindirik çubuklar kullanılmıştır. Malzeme ıslah edildiğinden sertliği yaklaşık 290-310 HB arasında ölçülmüştür. Tablo 5.4’de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliği ile HS6-5-2 çeliğine ait ıslahlı AISI 4140 çeliğini işleme koşulları verilmiştir.

Tablo 5.4. ıslahlı AISI 4140 çeliğinin talaşlı işleme koşulları.

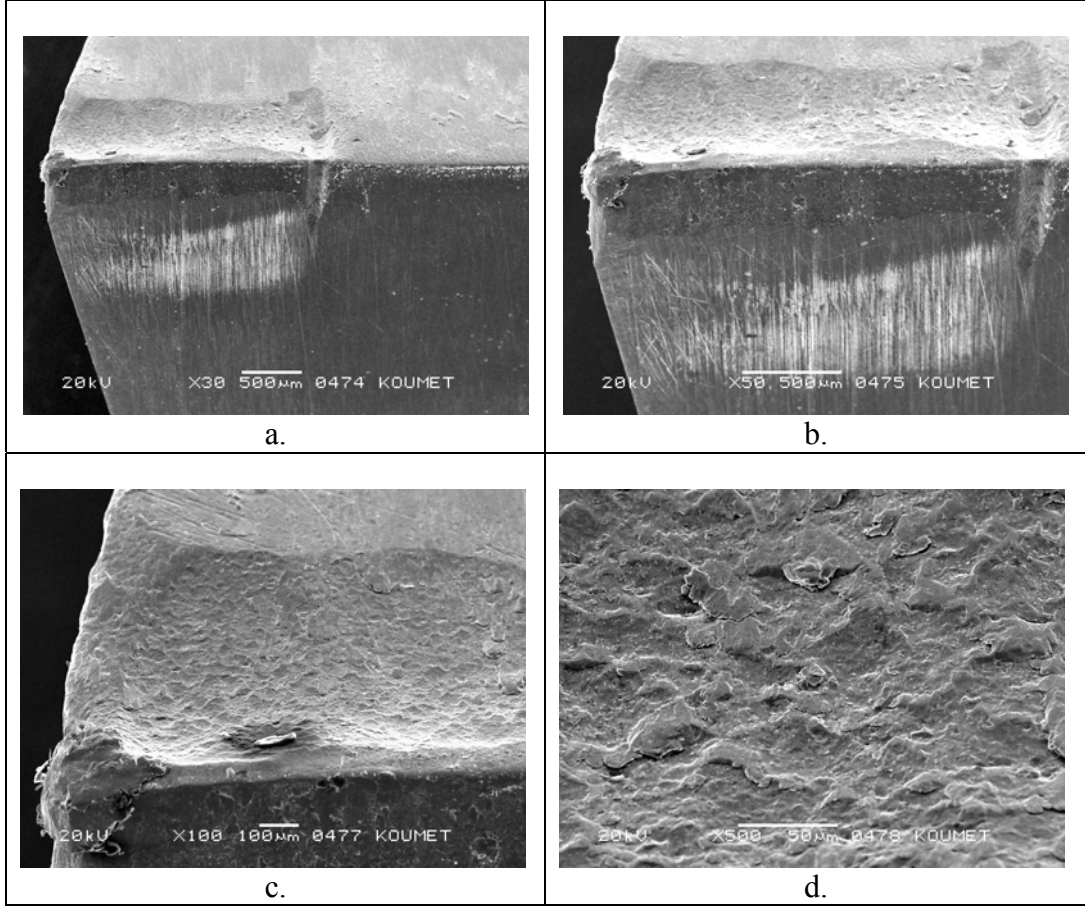
Malzeme Çapı	mm	35
Devir	devir/dak	125
Kesme Hızı	m/dak	15.7
İlerleme	mm/s	0.18
Kesme Derinliği	mm	2-2.5
Tornalama boyu	mm	1000

Şekil 5.41’de ıslahlı AISI 4140 çeliğini 1 metre işledikten sonra SEM de görüntüleri çekilen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin görüntüleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde Şekil 5.41a-b ve c’de kesme ucunun serbest yüzey ve talaş akış yüzeyi görüntüsü görülmektedir. Artan büyütme sırasıyla talaş akış yüzeyinde krater oluşumunun çok hafif başladığı, burada adhesiv bir aşınma görüntüsü oluştuğu, serbest yüzeyde ise çiziklerin meydana gelmeye başladığı ve bunun da abrasiv bir aşınma başlangıcı olduğu söylenebilir. Şekil 5.41d’de ise talaş akış yüzeyinde oluşmaya başlayan kraterdeki deformasyon görülmektedir. Adhesiv aşınmanın neden olduğu parçacıkların kopması sonucu talaş akış yüzeyi deformasyona uğramaya başlamıştır.



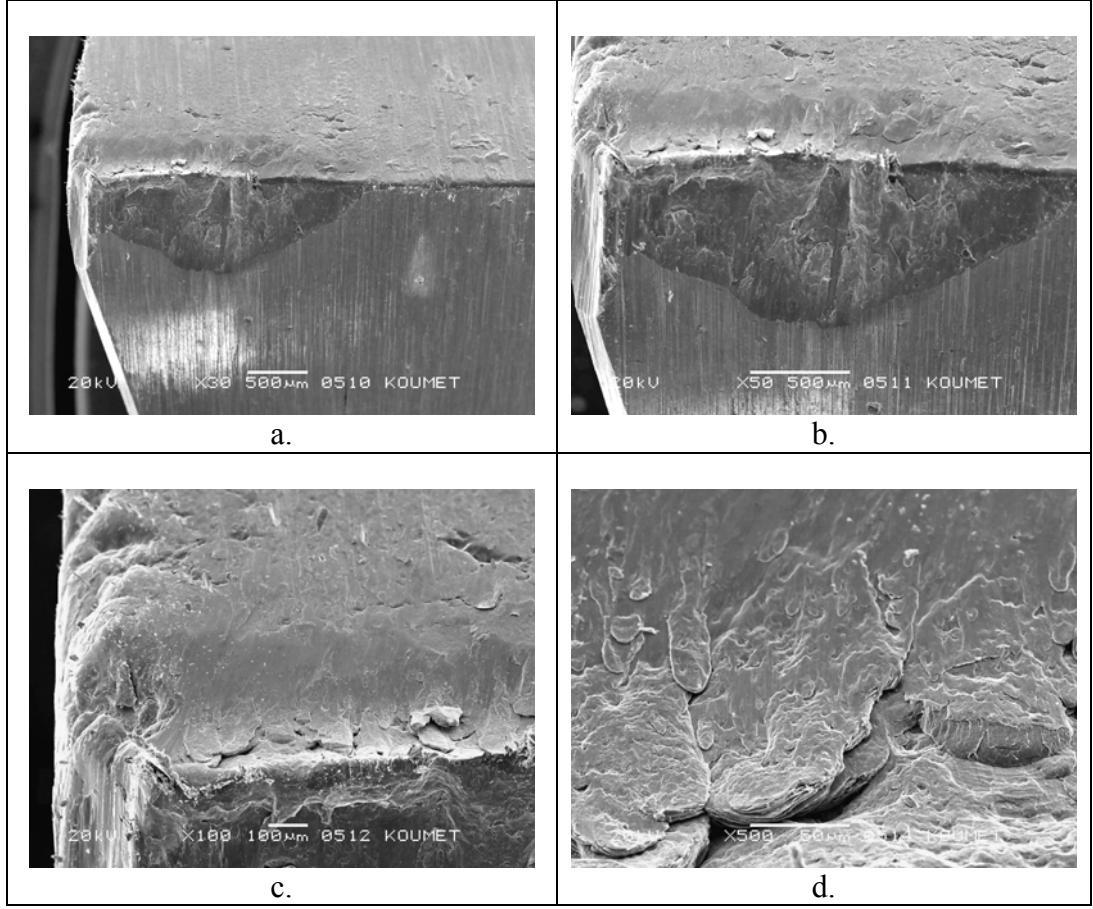
Şekil 5.41. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliğine ait kesme ucu SEM görüntüleri.

Şekil 5.42a-b ve c’de artan büyütme sırasıyla standart HS6-5-2 çeliğine ait serbest yüzey aşınması ve talaş akış yüzeyi görüntüleri verilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı üzere ilk 1 metrelik işleme sonucu HS6-5-2 çeliğinde krater aşınması daha derindir. Aynı zamanda kesici köşenin yuvarlaklaşarak plastik deformasyona uğradığı açıktır. Serbest yüzeyde ise abrasiv aşınma başlamıştır. Burada dikkat edilmesi gereken nokta standart HS6-5-2 kesici takımında ilk 1 metrelik işlemede oluşan krater derinliğinin deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde oluşandan çok daha fazla olmasıdır. Bunun nedeni ise deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin matrisinin, karbür doyumu bakımından standart HS6-5-2 çeliğinden daha fazla ve bu nedenle daha sert olması şeklinde açıklanabilir. Şekil 5.42d de ise kraterin iç kısmının görüntüsü verilmiştir. Burada da adhesiv aşınma nedenli yüzeyin bozunması gözlenmektedir.



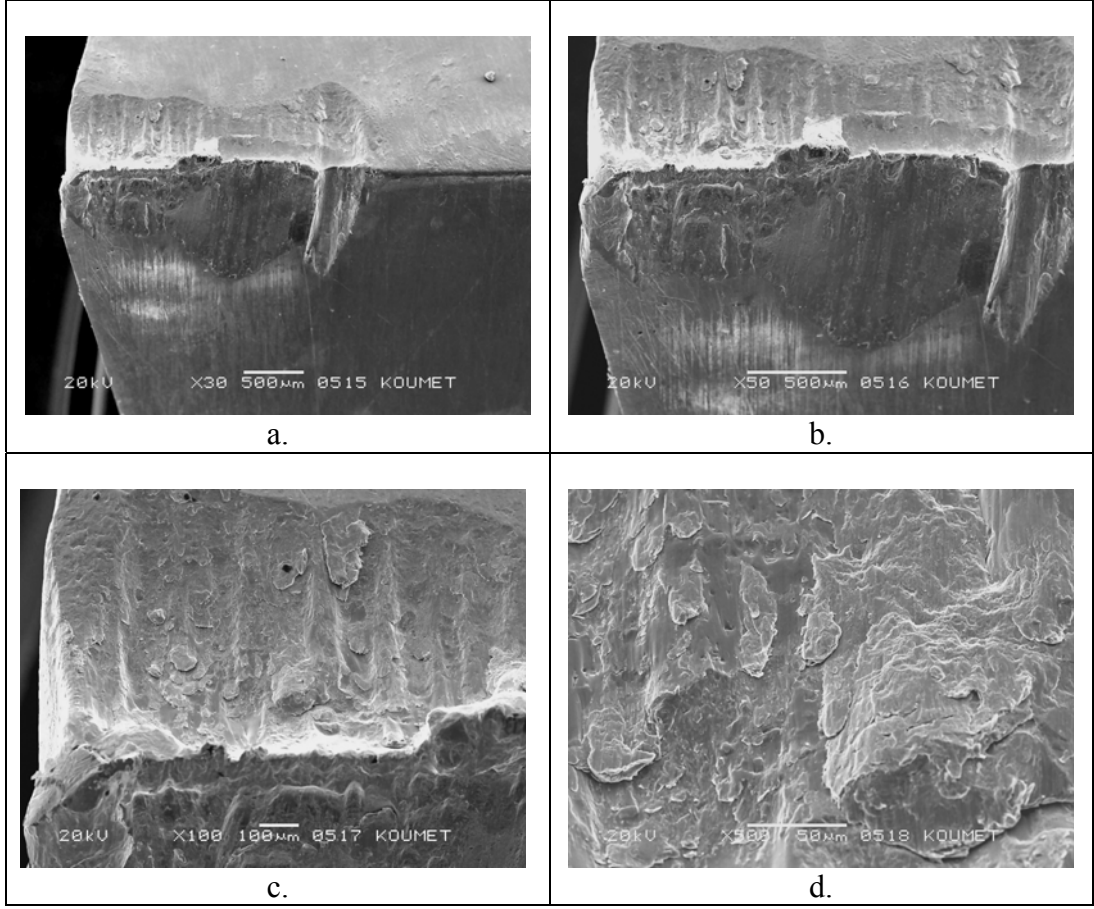
Şekil 5.42. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu SEM görüntüleri.

Şekil 5.43'de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait, Şekil 5.44'de standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme görüntüleri verilmiştir. Her iki takımda 1 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işlemek üzere torna tezgahına bağlanmış, ancak malzemenin ıslah nedeni ile sertliğinin yüksek olmasından dolayı kesici takımlar 1.5 metre malzeme işledikten sonra tam harabiyete uğrayarak körelmiştir. Şekil 5.43a-b ve c'de artan büyütme sırasıyla serbest yüzey, talaş akış yüzeyi ve kesici köşede meydana gelen deformasyonlar gözlenmektedir. Serbest yüzeyde ağır abrasiv aşınma nedenli yanma ve çizikler, kesici köşede ise yine ağır abrasiv aşınma nedenli köşenin düzleşerek kesme görevini kaybetmesi izlenmektedir. Şekil 5.43d'de talaş akış yüzeyinde adhesiv aşınmanın sebep olduğu krater oluşumu ve kraterin içindeki parçacıkların kopması sonucu meydana gelen deformasyon görülmektedir. Sonuçta kesici takım 2. metreyi işleyemeden tam harabiyete uğrayarak işleme yeteneğini kaybetmiştir.



Şekil 5.43. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.44a-b ve c’de standart kesici takımın artan büyütme sırasıyla serbest yüzey, kesici köşe ve talaş akış yüzeyi incelendiğinde serbest yüzeyde ağır abrasiv aşınma, talaş akış yüzeyinde ise adhesiv aşınma nedenli derin kraterleşmenin olduğu görülmektedir. Burada belirtilen her iki yüzeyde de kesme sonrası deformasyon deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinden daha fazladır, ancak standart HS6-5-2’de kesici köşede oluşan deformasyon ise deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinden daha az olduğu gözlenmektedir bu da kesici takımın çok az bir miktar daha kesme görevi yapabileceğini göstermektedir. Bunun nedeninin ise standart HS6-5-2 çeliğindeki karbür miktarının deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinden daha fazla olmasıdır diyebiliriz.



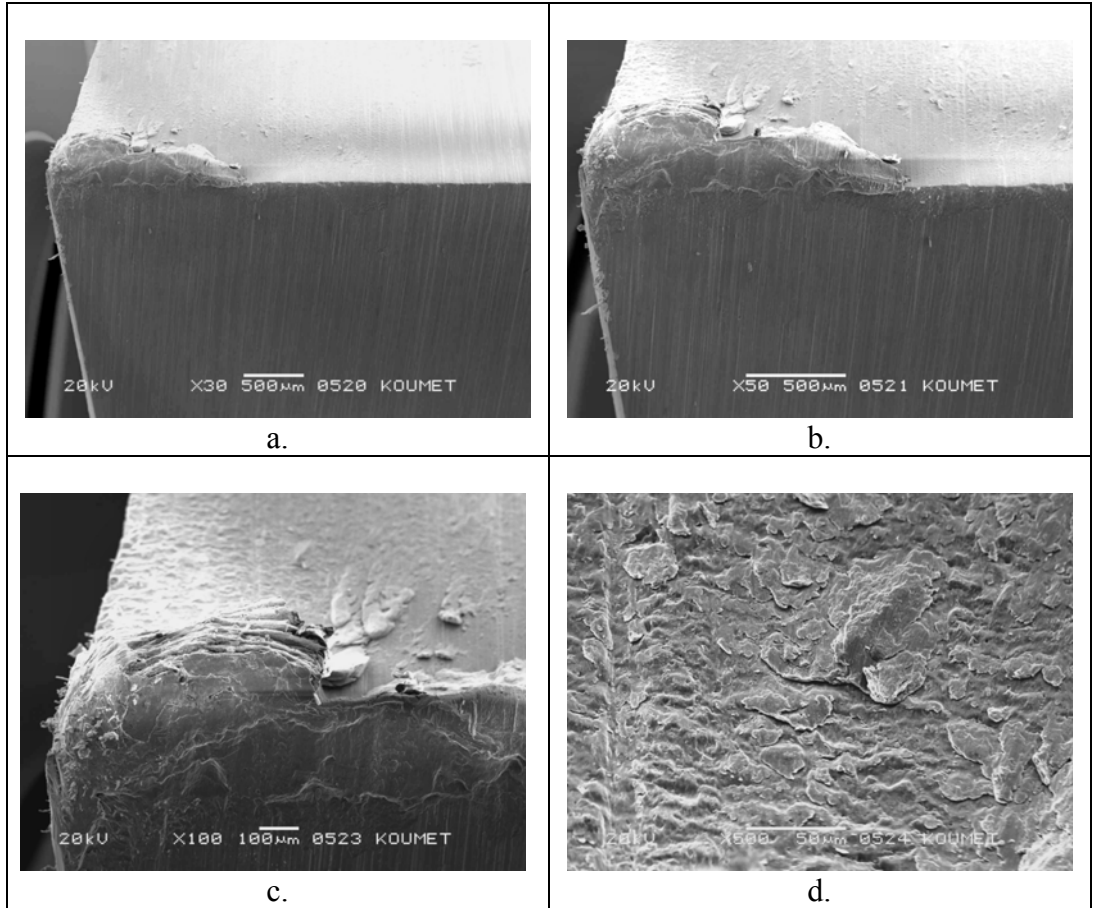
Şekil 5.44. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Yukarıdaki veriler bir sonraki bölümde anlatılacak olan aşınma ölçümleri doğrultusunda tespit edilecek olan takım ömrü açısından yeterli sonuçlar vermediğinden aynı kesme işlemi ıslahsız AISI 4140 çeliğini, standart HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliği torna kalemleri ile işleyerek her iki kesici takım için de Tablo 5.5'te verilen ortak işleme koşulları altında nihai harabiyete kadar tekrarlanmış ve her 1 metre işleme sonucu oluşan krater, serbest yüzey ve kesici köşedeki değişimler SEM de incelenmiştir. İşlenen ıslahsız AISI 4140 çeliğinin sertliği ortalama 190-210 HB civarında olup soğutma sıvısı olarak bor yağı kullanılarak Tezsan marka 1972 model universal torna tezgahında testler yapılmıştır.

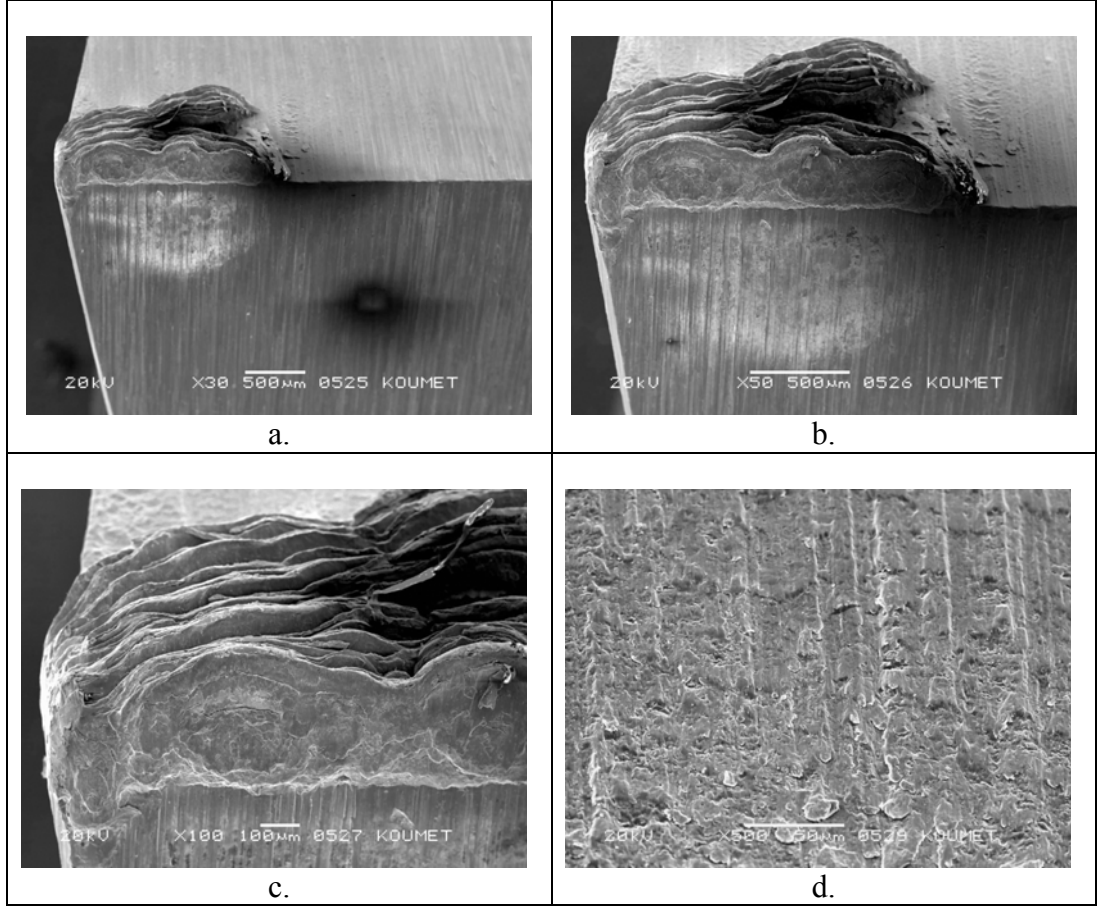
Tablo 5.5. Islahsız AISI 4140 çeliğini işleme koşulları.

Malzeme Çapı	mm	35
Devir	devir/dak	125
Kesme Hızı	m/dak	15.7
İlerleme	mm/s	0.18
Kesme Derinliği	mm	2-2.5
Tornalama boyu	mm	1000

Şekil 5.45'te deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb alaşımlı kesici takıma ait ilk 1 metre kesme sonucu oluşan görüntüler verilmiştir. Serbest yüzeyde hafif çizikler göze çarpmakta ve kesici köşe ile talaş yüzeyine yapışmış ufak bir yığıntı köşesi (lamelli talaş oluşumuna benzer bir şekilde) görülmektedir. Şekil 5.46'da standart HS6-5-2 kesici takımının aynı koşullardaki işleme sonucu çekilen görüntüleri verilmiştir. Serbest yüzeyde çizik oluşumu ve yine talaş akış yüzeyi ile kesici köşede yığıntı köşesi izlenmektedir.

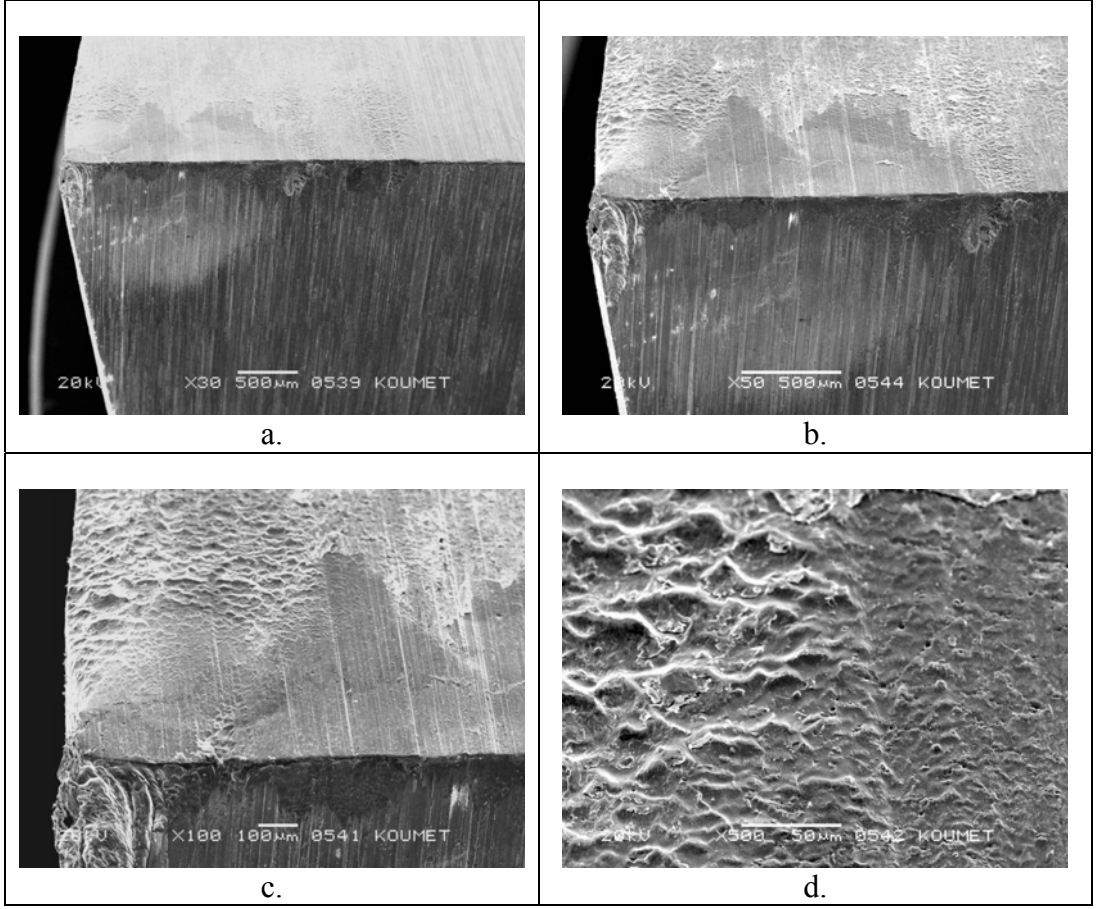


Şekil 5.45. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

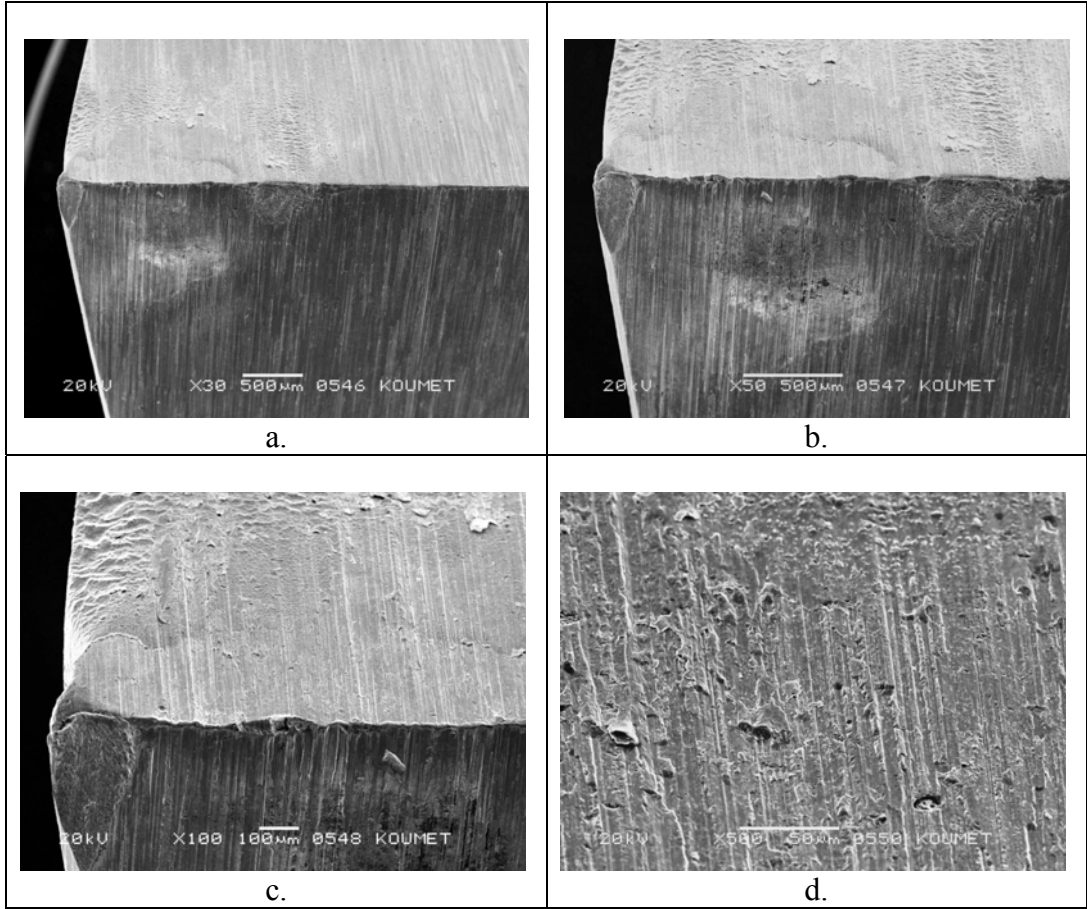


Şekil 5.46. Artan büyütme sırasıyla 1 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.47’de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 2 metre işlemeden sonraki görüntüleri sunulmuştur. Serbest yüzeyde çizikler belirginleşmiş, talaş akış yüzeyinden yığıntı köşesi düşmüş ve bu yüzeyde talaşın değdiği yörede ısı artışından kaynaklanan renk değişimi ve kesici köşede hafif deformasyon izlenmektedir. Şekil 5.48’de ise standart HS6-5-2 çeliğinin 2 metre işleme sonucu SEM de oluşan görüntüleri verilmiştir. Aynı şekilde kesici uçta plastik deformasyon, serbest yüzeyde ise belirginleşen çizikler görülmektedir.

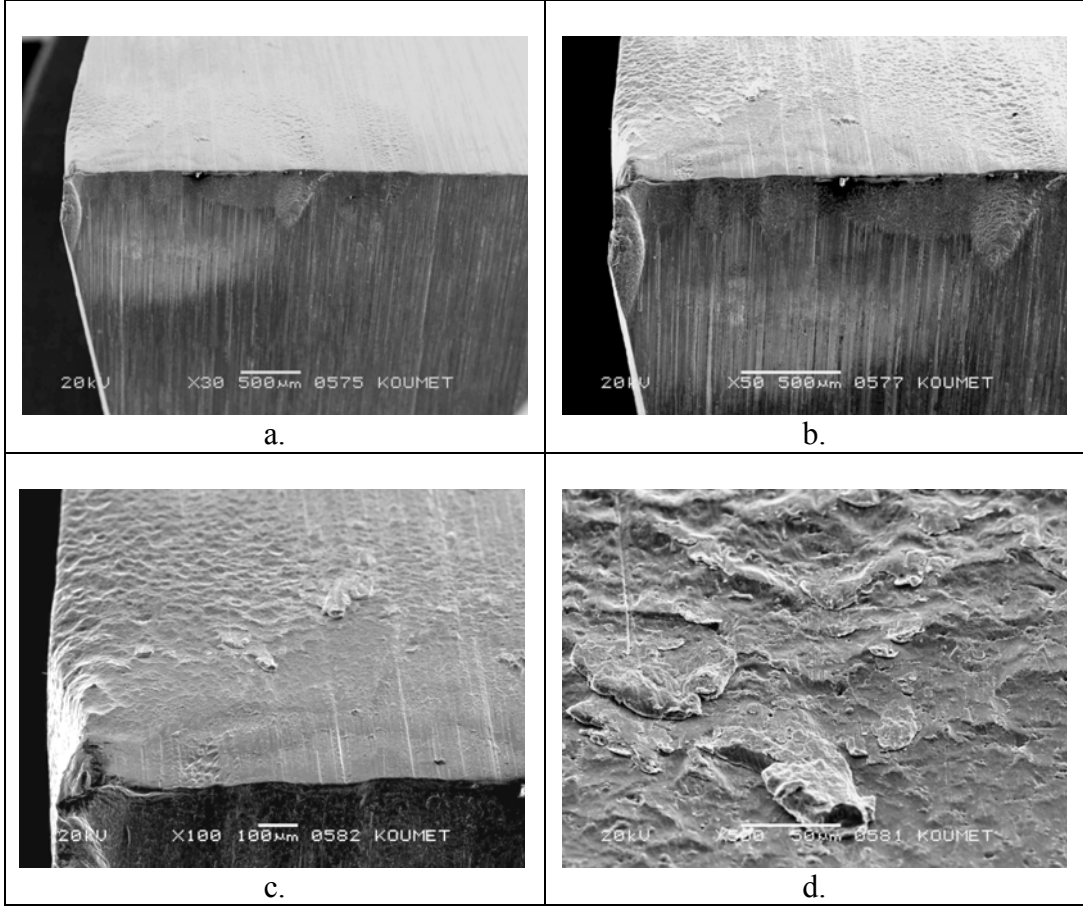


Şekil 5.47. Artan büyütme sırasıyla 2 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

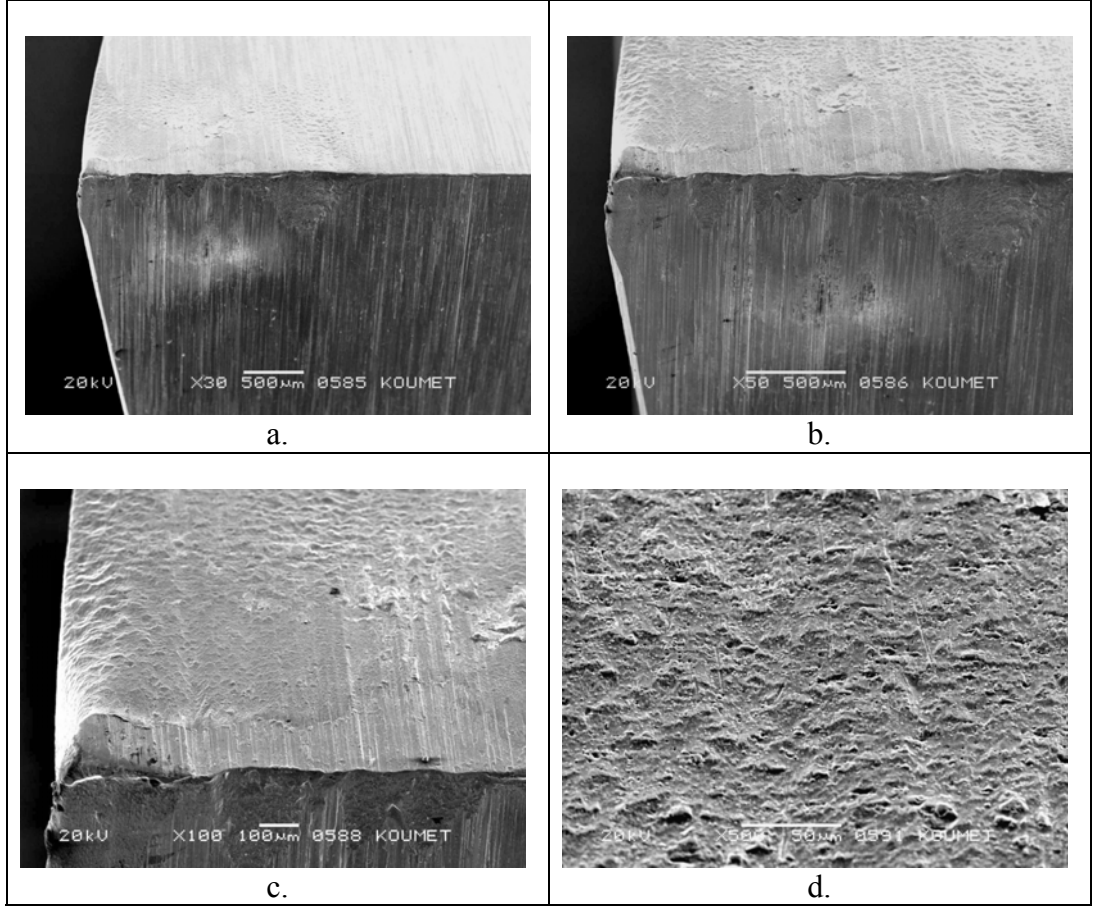


Şekil 5.48. Artan büyütme sırasıyla 2 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.49’da deneysel çeliğin 3. metre işleme sonucu elde edilen görüntüler sunulmuştur. Artan büyütme sırasıyla kesici uçta deformasyonun biraz daha fazla olduğu, serbest yüzeyde abrasiv aşınmanın netleştiği, talaş akış yüzeyinde talaş-takım temas yüzeyinde oluşan yüksek ısı nedeniyle renk değişiminin olduğu gözlenmektedir. Burada hala bir krater oluşumu söz konusu değildir. Şekil 5.50’de görülen standart HS6-5-2 çeliğinde ise kesici uçta oluşan deformasyonun deneysel çelikteki kadar fazla olmamasına rağmen serbest yüzeyde daha derin çiziklerin olduğu, talaş akış yüzeyinde ise hafif krater oluşumunun başladığı görülmektedir.

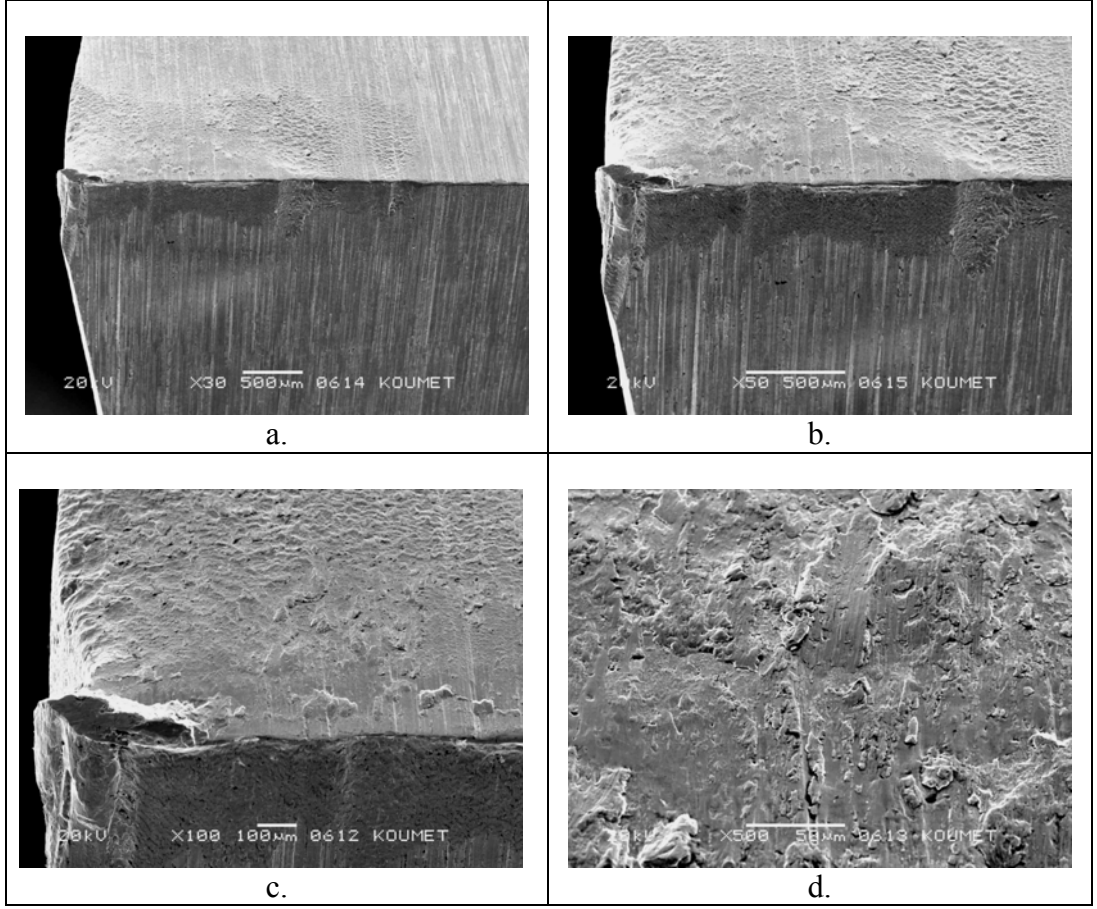


Şekil 5.49. Artan büyütme sırasıyla 3 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

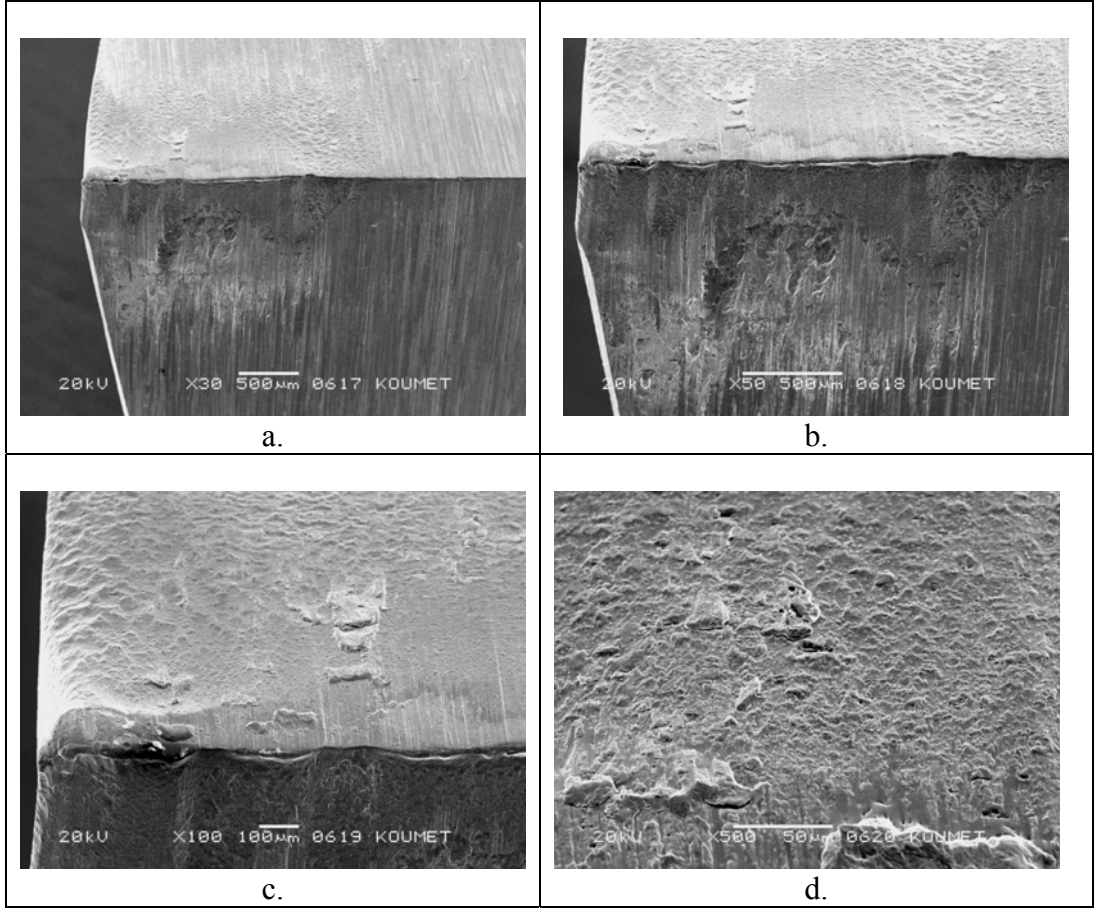


Şekil 5.50. Artan büyütme sırasıyla 3 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.51’de görülen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 4. metre işleminde serbest yüzeyde abrasiv aşınma nedenli çizikler, kesici köşede plastik deformasyon ve talaş-takım temas yüzeyinde krater oluşumu görülmektedir. Şekil 5.52’de standart HS6-5-2 de ise aynı durumda kesici köşenin düzleşerek körelme başlangıcında olduğu, serbest yüzeyde mikro sabanlama şeklinde abrasiv aşınma çiziklerinin oluştuğu ve talaş akış yüzeyinde kraterin biraz daha derinleştiği izlenmektedir.

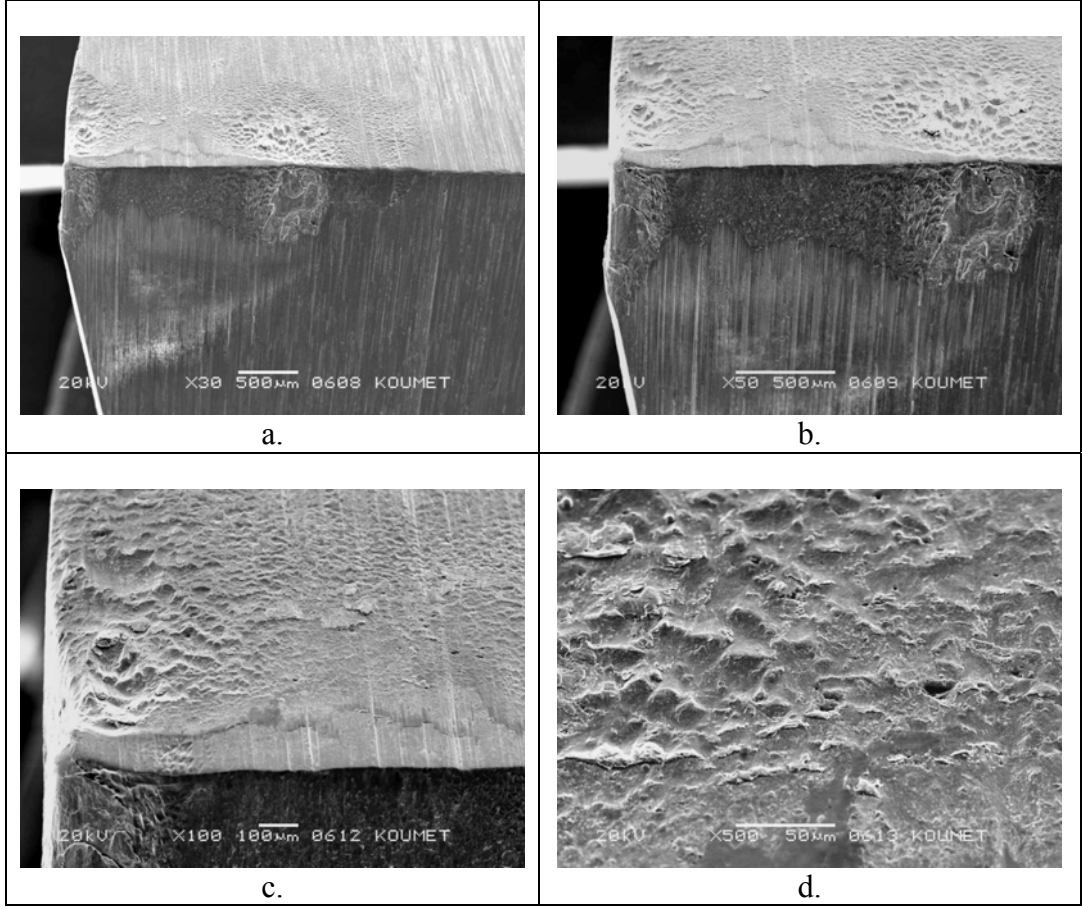


Şekil 5.51. Artan büyütme sırasıyla 4 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

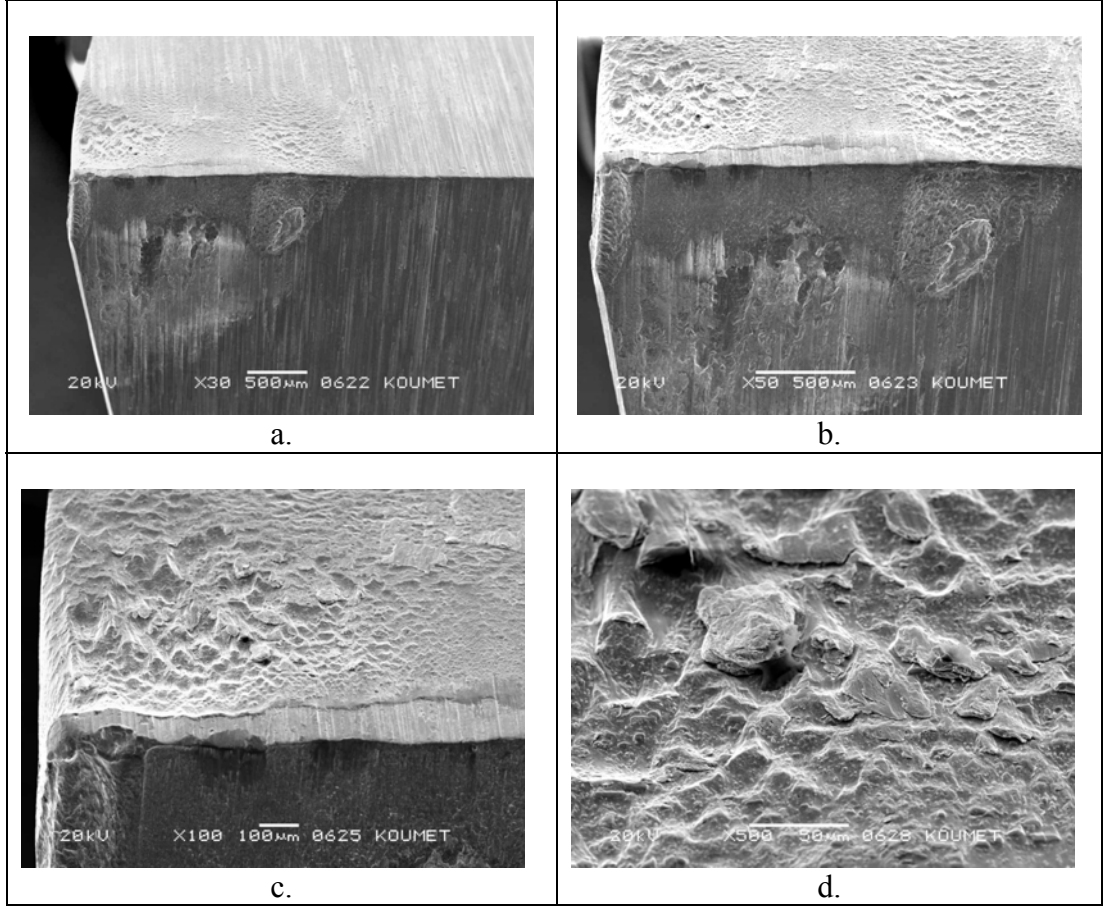


Şekil 5.52. Artan büyütme sırasıyla 4 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.53’de 5 metre işleme sonucu çekilen SEM fotoğraflarında deneysel çelikte kesici ucun körelme başlangıcında olduğu, serbest yüzeyde çiziklerin derinleştiği, krater oluşumunun kesici uçtan itibaren derinleşmeye başladığı söylenebilir. Şekil 5.54’de ise kesici köşede deformasyonun arttığı, serbest yüzeyde hafif parçacık kopmalarının olduğu ve talaş akış yüzeyinde kraterin giderek derinleşip genişlediği görülmektedir.

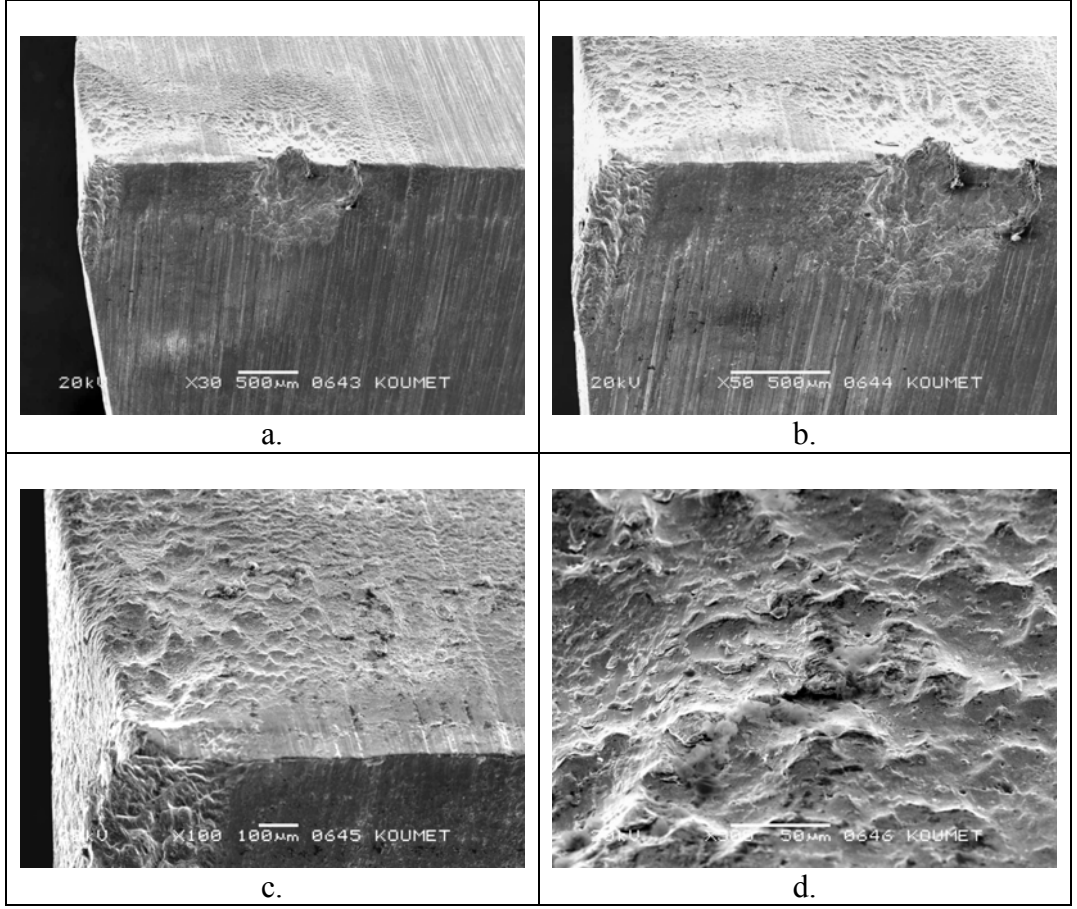


Şekil 5.53. Artan büyütme sırasıyla 5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

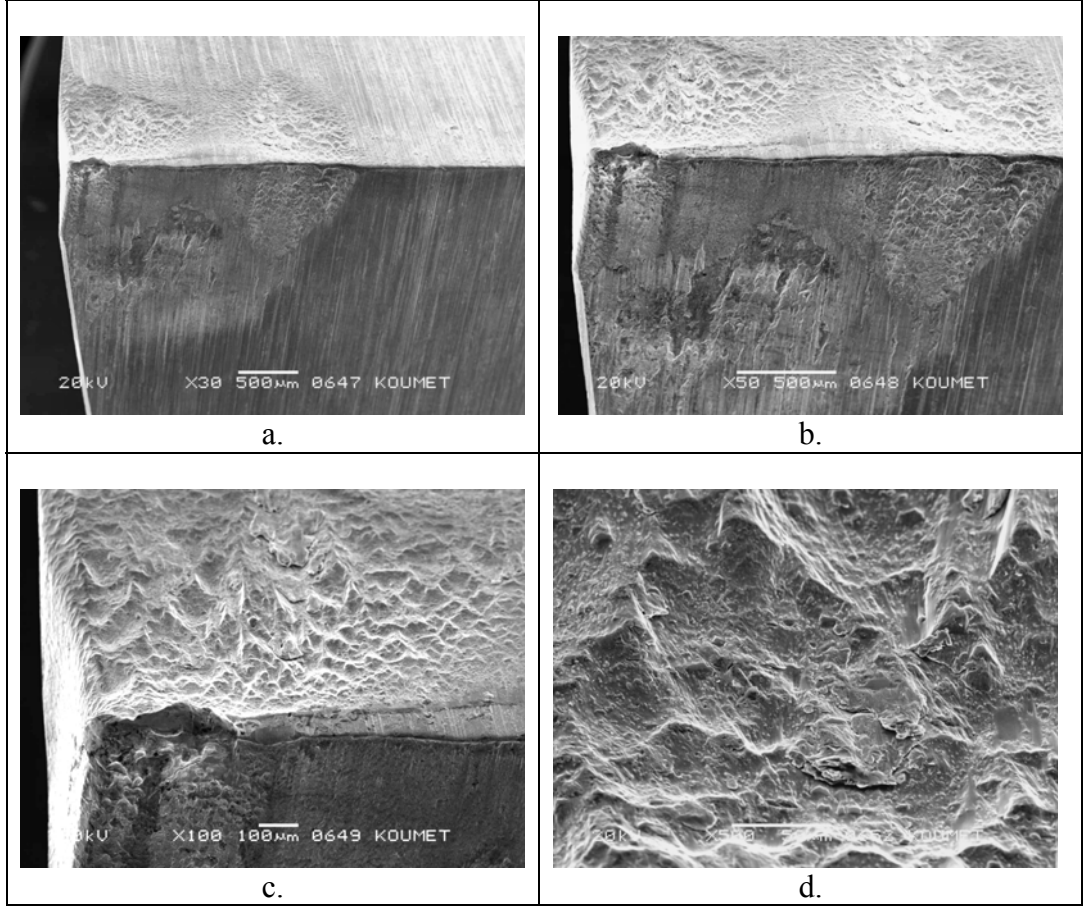


Şekil 5.54. Artan büyütme sırasıyla 5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.55'te deneysel çeliğin 6. metre işlenmesi sonucu kesici uçta oluşan değişimler görülmektedir. Kesici uçta körelme artmış, serbest yüzeyde ise abrasiv aşınma çizikleri derinleşmiştir. Bu yörede küçük bir talaş yapışması görülmektedir. Talaş akış yüzeyindeki krater ise derinleşerek geriye doğru ilerlemiştir. Şekil 5.56'da standart kesici takımında ise kesici uçtaki körelmenin büyüdüğü, serbest yüzeyde derinleşen çiziklerin kesme ucunu bozmaya başladığı ve talaş akış yüzeyindeki krater içinde parçacık koptuğu görülmektedir.

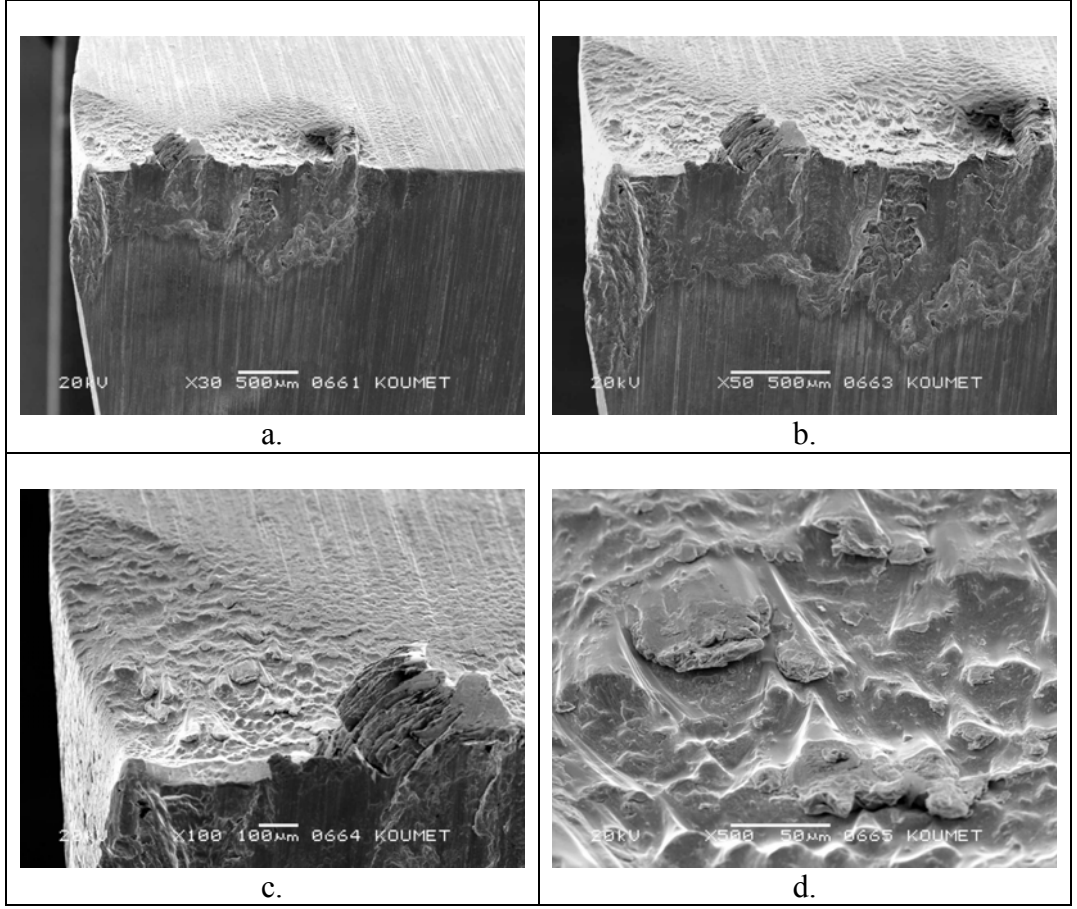


Şekil 5.55. Artan büyütme sırasıyla 6 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

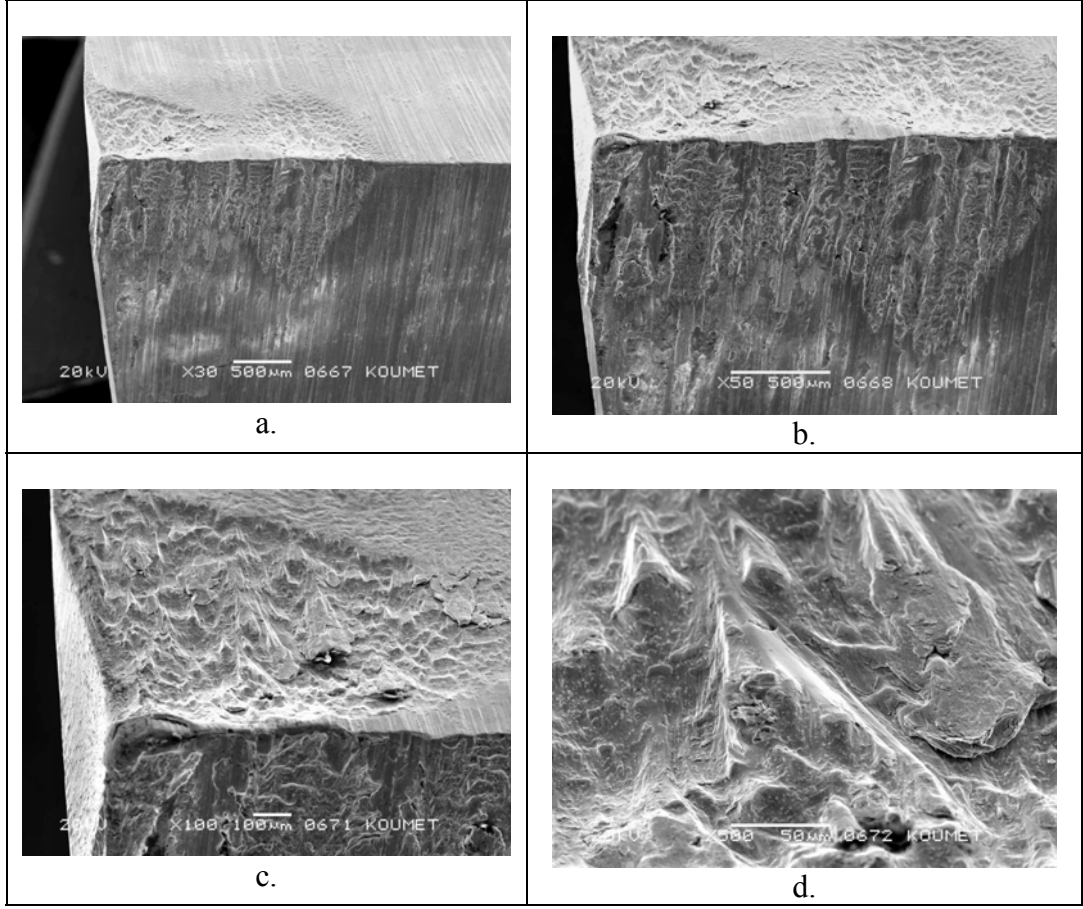


Şekil 5.56. Artan büyütme sırasıyla 6 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

Şekil 5.57 ve Şekil 5.58’de her iki çeliğin 6.5 metre işleme sonrasında çekilen SEM görüntüleri verilmiştir. Kesici takımlar 7. metreyi işlemek üzere torna tezgahına bağlanmış, ancak yarım metre işledikten sonra kesme görevini yapmaz hale gelmiştir. Şekil 5.57’de deneysel kesici takımın kesme ucunun köreldiği, serbest yüzeyden parçacıklar koptuğu ve talaş akış yüzeyindeki kratere talaş yapıştığı gözlenmektedir. Şekil 5.58’de ise standart HS6-5-2 çeliğinde kesici köşede kırılmalar olduğu, serbest yüzey ve talaş akış yüzeyinin birleştiği kenarda da kırılmaların meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 5.57. Artan büyütme sırasıyla 6.5 metre işleme yapılan deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.



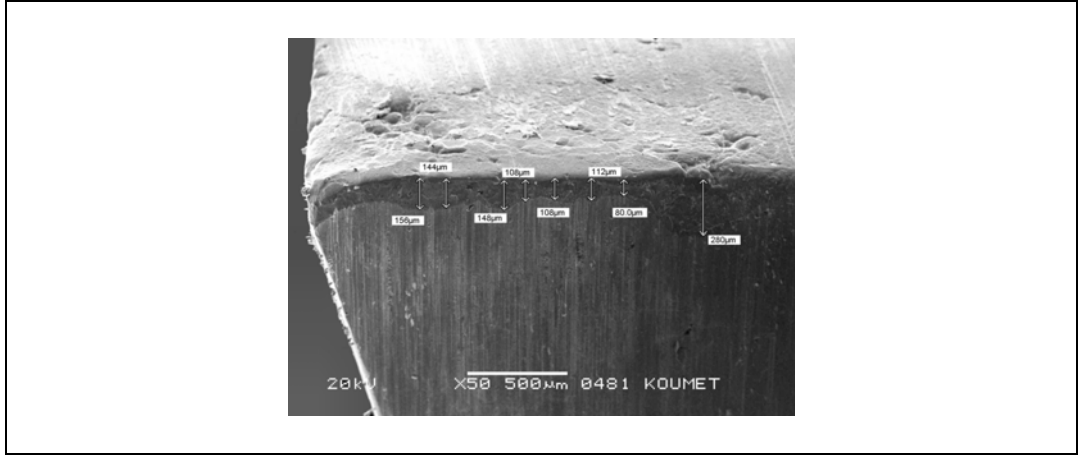
Şekil 5.58. Artan büyütme sırasıyla 6.5 metre işleme yapılan standart HS6-5-2 çeliğine ait kesme ucu görüntüleri.

İslahsız AISI 4140 malzemenin karşılaştırmalı kesme testleri görüntüleri sonucu deneysel yüksek hız takım çeliğinden üretilen kesici takımın standart HS6-5-2 den daha dayanıklı olduğu sonucuna varabiliriz; bu kanıya varılmasının nedeni son işleme basamağında deneysel yüksek hız çeliği kesici takımın körelmesine rağmen kırılmamasıdır. Oysa standart HS6-5-2 çeliğinde kesici uçta kırılmalar nihai harabiyete yol açmıştır. Bunun nedeni deneysel yüksek hız çeliğinde matrikste aşırı karbür doyumuyla ulaşılarak matriksin standart HS6-5-2 çeliğinden daha sert hale getirilmesi ve matriksin HS6-5-2 çeliği matriksinden farklı olarak karbür tutucu görevinin yanı sıra kesme işlemi görevini de üstlenmesidir denilebilir.

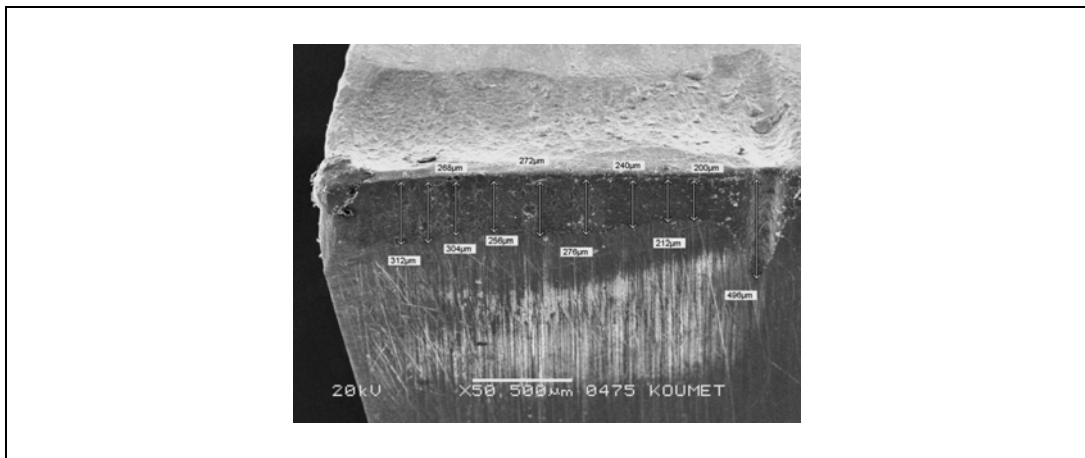
5.3.2.2. Aşınma ölçümleri

5.3.2.2.1. Serbest yüzey aşınması

İslahlı 4140 çeliği yaklaşık 290-310 HB sertliğe sahip olup orta ve yüksek devirlerde konvansiyonel olarak üretilmiş yüksek hız takım çelikleri ile işlemek oldukça güçtür. Testlerin ilk aşamasında takım ömrü tespiti için bu çelikler kullanılmıştır. Yaklaşık 1.5 metre işlemeden sonra hem deneysel hem de standart HS6-5-2 çeliği nihai harabiyete uğrayarak körelmiştir. AISI 4140 çeliğinin ilk 1 metre işlenmesinden sonra Şekil 5.59'da deneysel yüksek hız takım çeliği ve Şekil 5.60'da gösterildiği gibi standart yüksek hız takım çeliği kesici ucun serbest yüzey aşınması ölçümleri yapılmıştır.

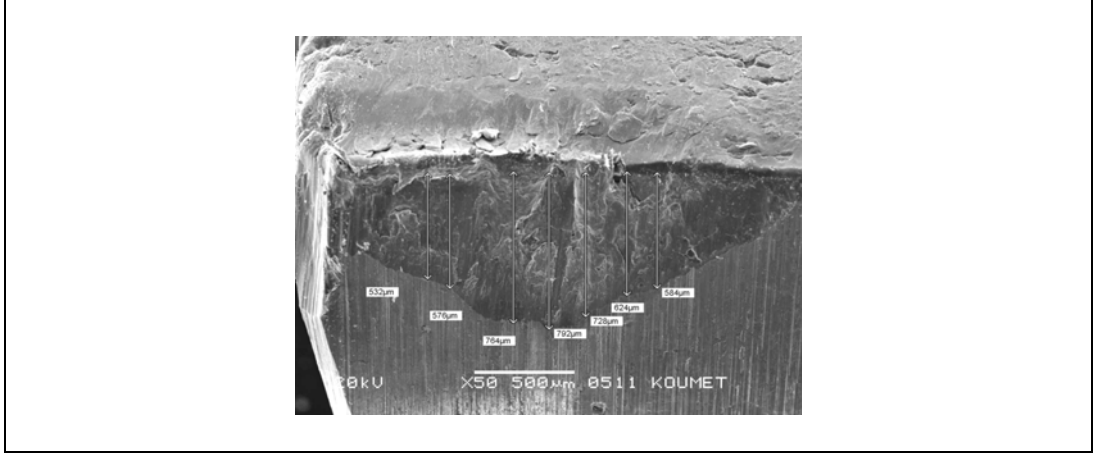


Şekil 5.59. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 1 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.

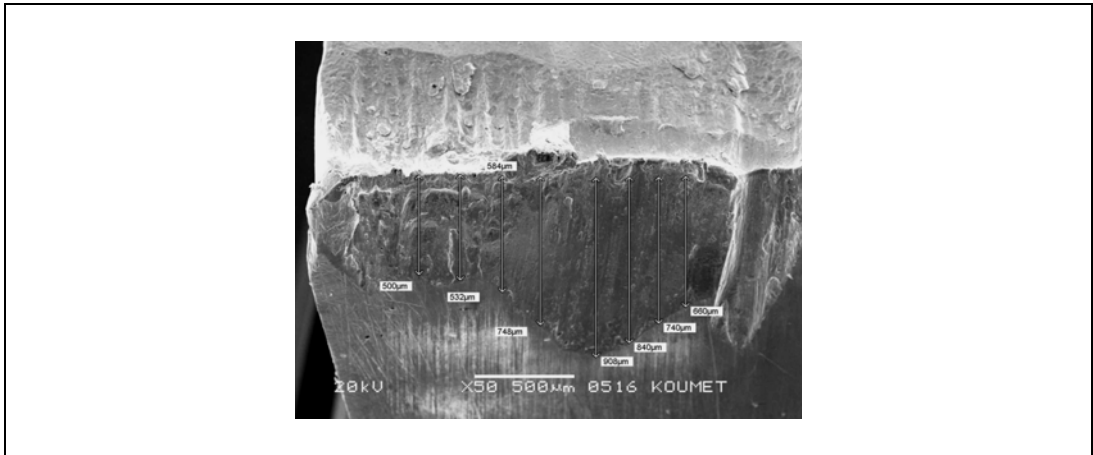


Şekil 5.60. Standart HS6-5-2 çeliğinin 1 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.

Şekil 5.61’de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb, Şekil 5.62’de ise standart HS6-5-2 çeliğinin nihai harabiyete uğradıkları 1.5 metre işlemeden sonraki serbest yüzey aşınması ölçüm görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.61. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 1.5 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.



Şekil 5.62. Standart HS6-5-2 çeliğinin 1.5 metre ıslahlı AISI 4140 çeliği işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümleri.

Tüm bu serbest yüzey ölçümleri sonucunda Tablo 5.6’da görülebileceği gibi deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin 100 cm sonraki ortalama serbest yüzey aşınması $V_B = 122 \mu\text{m}$, maksimum serbest yüzey aşınması ise $V_{B_{\text{max}}} = 280 \mu\text{m}$, aynı çeliğin nihai harabiyete uğradığı 150 cm de ortalama serbest yüzey aşınması $V_B = 579 \mu\text{m}$, maksimum serbest yüzey aşınması ise $V_{B_{\text{max}}} = 980 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.

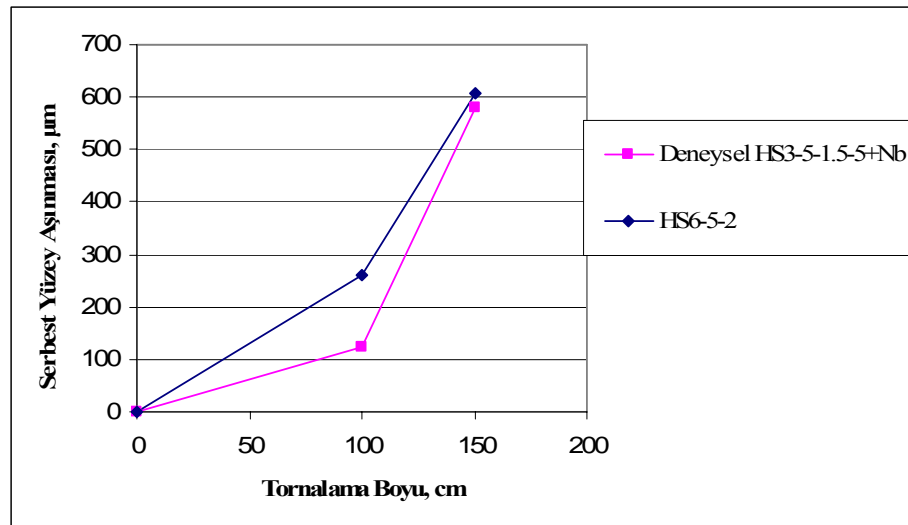
Standart HS6-5-2 çeliğinin 100 cm. işleme sonrası meydana gelen ortalama serbest yüzey aşınması $V_B = 260 \mu\text{m}$, maksimum serbest yüzey aşınması ise $V_{B_{\text{max}}} = 496 \mu\text{m}$,

aynı çeliğin nihai harabiyete uğradığı 150 cm de ortalama serbest yüzey aşınması $V_B = 608 \mu\text{m}$, maksimum serbest yüzey aşınması ise $V_{B\text{max}} = 792 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. Verilerden de anlaşılacağı üzere deneysel çeliğin maksimum serbest yüzey aşınması daha fazladır. Ancak ortalama serbest yüzey aşınması daha azdır. Bu sonuçlar standart HS6-5-2 çeliğindeki karbür oranının fazlalığından kaynaklanmaktadır. Ancak ortalama serbest yüzey aşınmasında deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin aşınma oranının düşük olmasının nedeni ise bu çeliğin matriksinin karbürce doymuş olup standart HS6-5-2 çeliğinden daha sert olmasına bağlayabiliriz. Yani standart HS6-5-2 çeliğinde karbür yöreleri sert ve kesme görevini sadece karbürler görüp matriksin görevi bu karbürleri yerinde tutmak iken, deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinde çökelti sertleşen matriks de kısmen kesici takımın kesme görevini üstlenebilmektedir.

Şekil 5.63’de her iki kesici takıma ait AISI 4140 çeliği işlemesi ile elde edilen ortalama serbest yüzey aşınması- tornalama boyu arasındaki nihai harabiyet diyagramı verilmiştir.

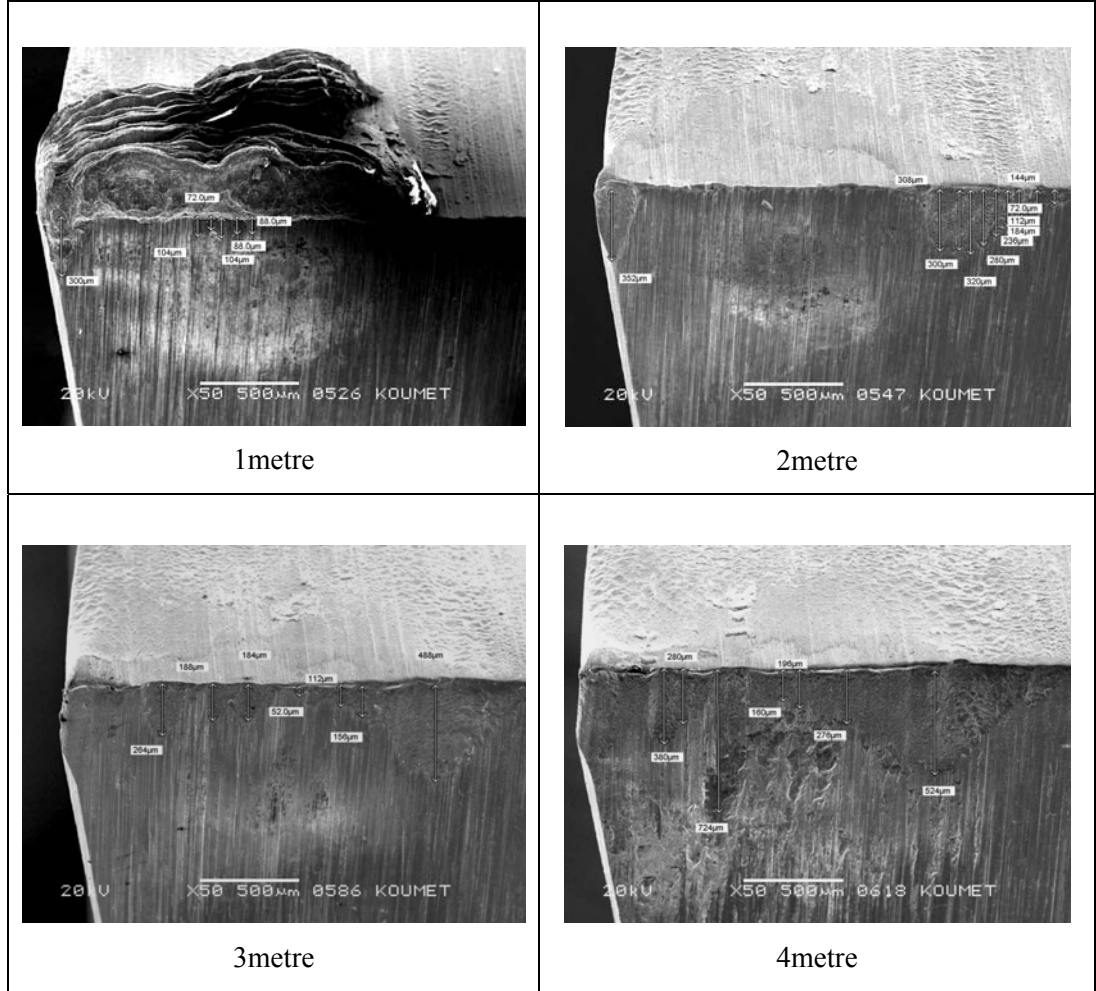
Tablo 5.6. HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğin ıslahlı AISI 4140 çeliği talaşlı işleminde elde edilen aşınma değerleri.

Tornalama Boyu (cm)	100	150
$V_{B\text{ort}} (\mu\text{m})$ HS3-5-1.5-5+1Nb	122	579
$V_{B\text{max}} (\mu\text{m})$ HS3-5-1.5-5+1Nb	280	908
$V_{B\text{ort}} (\mu\text{m})$ HS6-5-2	260	608
$V_{B\text{max}} (\mu\text{m})$ HS6-5-2	496	792

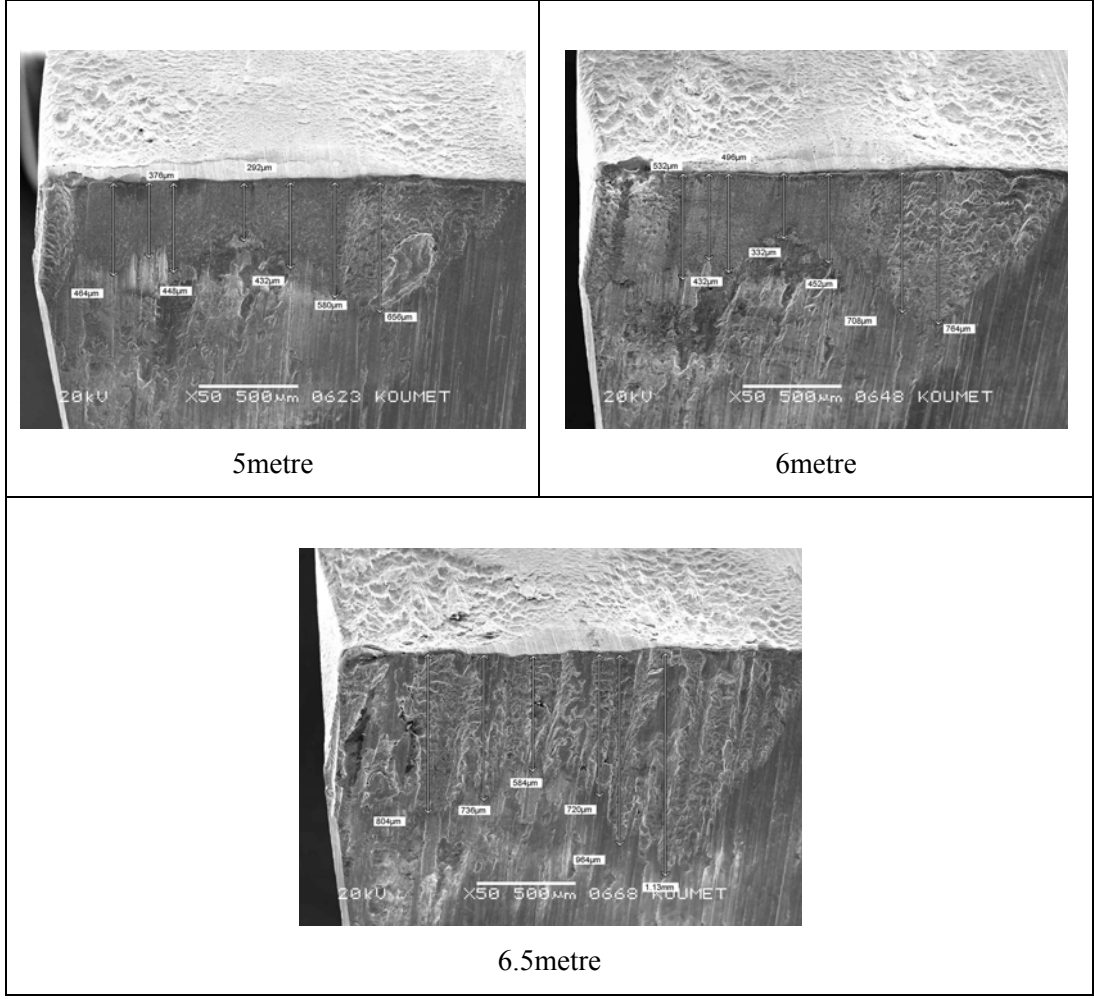


Şekil 5.63. Tornalama boyu-serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.

Şekil 5.64 ve Şekil 5.65'te standart HS6-5-2 çeliği ile, 1 metreden nihai harabiyet noktası olan 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu oluşan serbest yüzey aşınması ölçümlerinin SEM görüntüsü verilmiştir.

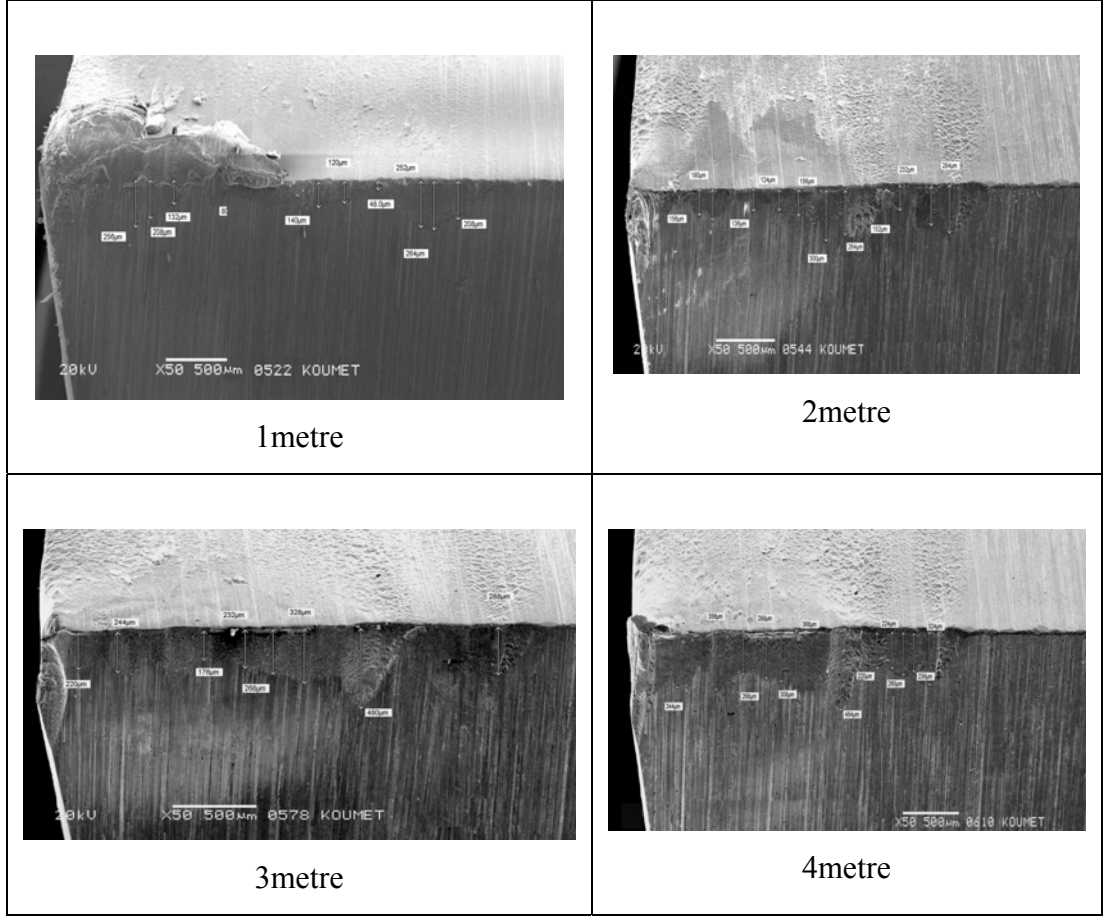


Şekil 5.64. Standart HS6-5-2 çeliği ile 1 metreden 4 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü

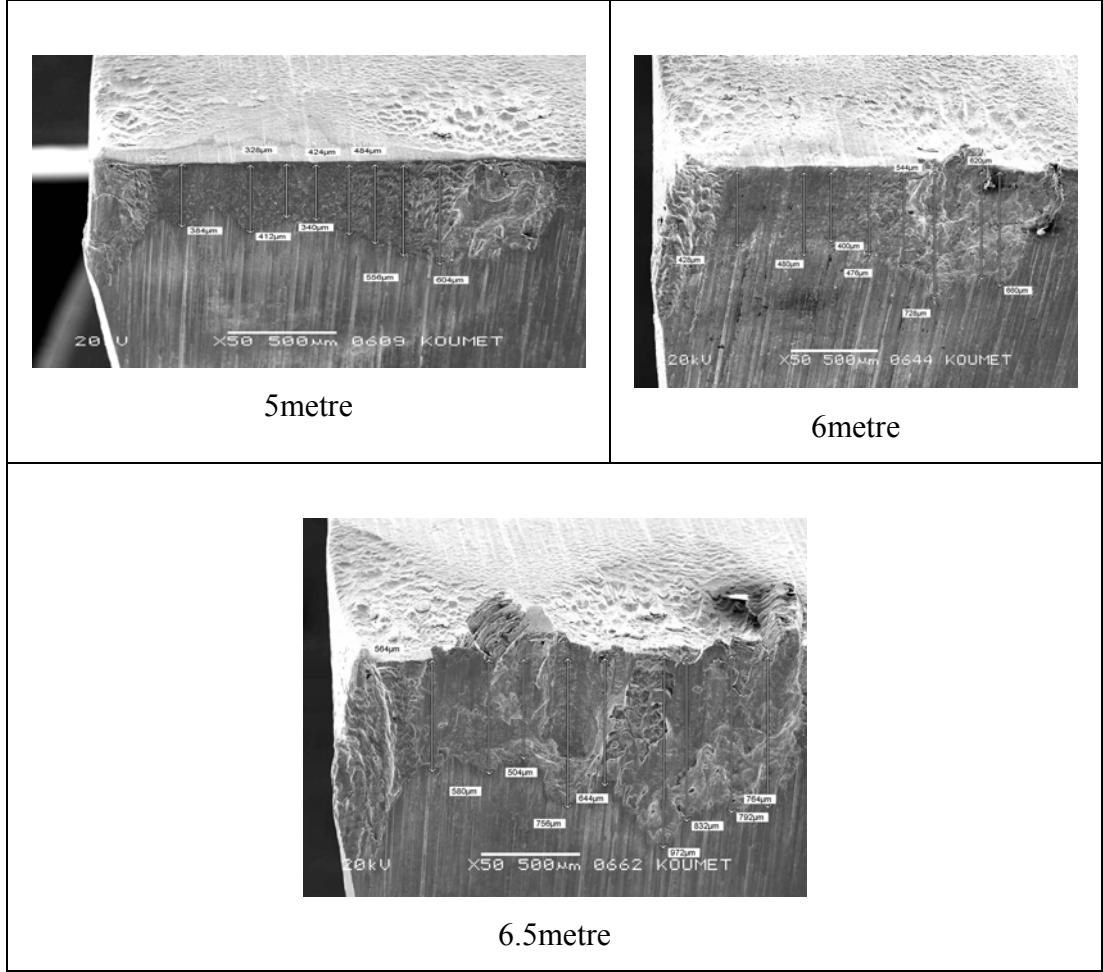


Şekil 5.65. Standart HS6-5-2 çeliği ile 5 metreden 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü

Şekil 5.66 ve Şekil 5.67’de ise deneysel HS3-5-1.5-2-5+1Nb çeliği ile, 1 metreden nihai harabiyet noktası olan 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu oluşan serbest yüzey aşınması ölçümlerinin SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.66. Deneysel HS3-5-1.5-2-5+1Nb çeliği ile 1 metreden 4 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü

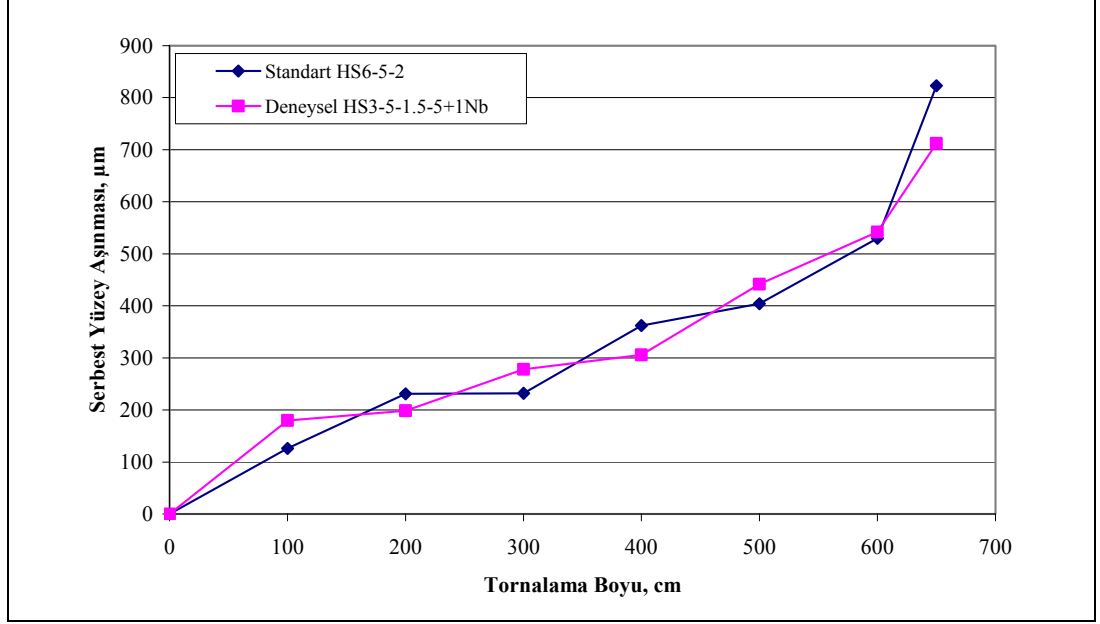


Şekil 5.67. Deneysel HS3-5-1.5-2-5+1Nb çeliği ile 5 metreden 6.5 metreye kadar ıslahsız AISI 4140 çeliğini işleme sonucu serbest yüzeyde yapılan aşınma ölçümlerinin SEM görüntüsü.

Yukarıda yapılan ölçümler sonucu her iki kesici takım malzemesinde ölçülen serbest yüzey aşınmaları ve serbest yüzeyde meydana gelen maksimum aşınma Tablo 5.7’de verilmiştir. Şekil 5.68’de ise bu değerler ışığında tornalama boyu- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki verilmiştir. Şekil 5.68’den de anlaşılacağı üzere nihai harabiyette deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb dan üretilen kesici uçta ölçülen serbest yüzey aşınması değeri standart HS6-5-2 çeliğinden üretilen kesici uçtan daha azdır. Bu da daha önce söylenmiş olan deneysel çeliğin matriksinin standart HS6-5-2 çeliğinden daha sert olduğu görüşü ile örtüşmektedir.

Tablo 5.7. HS6-5-2 ile deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğin ıslahsız AISI 4140 çeliği talaşlı işleminde elde edilen aşınma değerleri.

Tornalama Boyu (cm)	100	200	300	400	500	600	650
V_{Bort} (μm) HS3-5-1.5-5+1Nb	180	198.4	278	306	441.5	542	712
V_{Bmax} (μm) HS3-5-1.5-5+1Nb	264	300	480	484	604	728	972
V_{Bort} (μm) HS6-5-2	126	230,8	232	362	404	530	823
V_{Bmax} (μm) HS6-5-2	300	352	488	724	656	764	1130



Şekil 5.68. Tornalama boyu-Serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.

Serbest yüzey aşınması testlerinde ıslahsız Ç1050, ıslahlı Ç1040 ve ıslahlı Ç4140 malzemeleri ile altı karışık grup oluşturularak aşınma testlerine tabi tutulmuş ve serbest yüzey aşınmaları ölçülmüştür. Tablo 5.8-Tablo 5.13’de bu grupların kesme koşulları ve bu kesme koşullarında ölçülen serbest yüzey aşınmaları, Şekil 5.69’da deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğine ve Şekil 5.70’de HS6-5-2 çeliğine ait grup numunelerinden SEM de çekilen birer örnek serbest yüzey aşınma ölçümü görüntüleri sunulmuştur.

Tablo 5.8. 1. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 1B1	Numune 1B2	Numune 2B1
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	40	36-32
Devir	devir/dak	125	125	90
Kesme Hızı	m/dak	14.13	15.17	9,6
İlerleme	mm/s	0.18	0,18	0,13
Kesme Derinliği	mm	2	2	4
Kesme Zamanı, t	dak	10	10	73
Talaş Uzunluğu	mm	320	350	700
Aşınma/V _B	µm	624	675	1503
Standart HS6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 1M1	Numune 1M2	Numune 2M1
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	40	36-32
Devir	devir/dak	125	125	90
Kesme Hızı	m/dak	14.13	15.17	9.6
İlerleme	mm/s	0.18	0.18	0.13
Kesme Derinliği	mm	2	2	4
Kesme Zamanı, t	dak	10	10	73
Talaş Uzunluğu	mm	320	350	700
Aşınma/V _B	µm	847	803	359

Tablo 5.9. 2. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 3B1	Numune 2B2	Numune 3B3
Malzeme	-	Ç 1040 Islahlı	Ç4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	45-41-37	35
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	10.173	11.58	9.891
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	127	94	135
Talaş Uzunluğu	mm	990	870	1050
Aşınma/V _B	µm	1613	192	1407
Standart HS6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 3M1	Numune 2M2	Numune 3M3
Malzeme	-	Ç 1040 Islahlı	Ç4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	45-41-37	35
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	10.173	11.58	9.891
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	127	94	135
Talaş Uzunluğu	mm	990	870	1050
Aşınma/V _B	µm	1770	141	965

Tablo 5.10. 3. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 4B1	Numune 4B2	Numune 4B3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	32	28
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	10,17	9,04	7,91
İlerleme	mm/s	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	105	105	105
Talaş Uzunluğu	mm	800	800	800
Aşınma/V _B	µm	222	184	157
Standart HS6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 4M1	Numune 4M2	Numune 4M3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	32	28
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	10.17	9.04	7.91
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	105	105	105
Talaş Uzunluğu	mm	800	800	800
Aşınma/V _B	µm	927	868	678

Tablo 5.11. 4. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

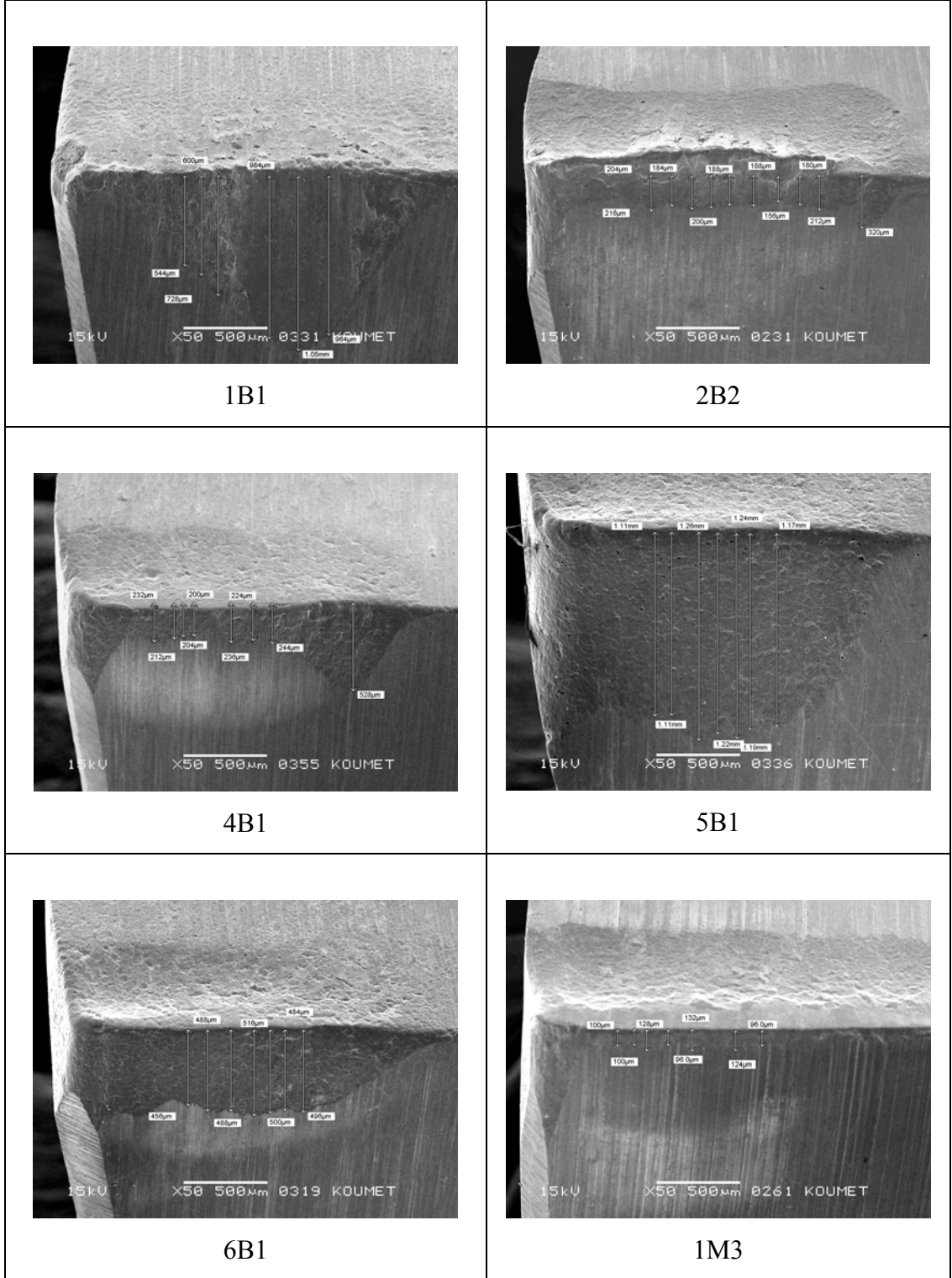
Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 5B1	Numune 5B2	Numune 5B3 (JEEP)
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	34	33	30
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	9.60	9.32	8.47
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	120	120	120
Talaş Uzunluğu	mm	1000	1000	1000
Aşınma/V _B	µm	1186	273	502
Standart HS6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 5M1	Numune 5M2	Numune 5M3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	34	33	30
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	9.60	9.32	8.47
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	120	120	120
Talaş Uzunluğu	mm	1000	1000	1000
Aşınma/V _B	µm	427	834	97

Tablo 5.12. 5. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

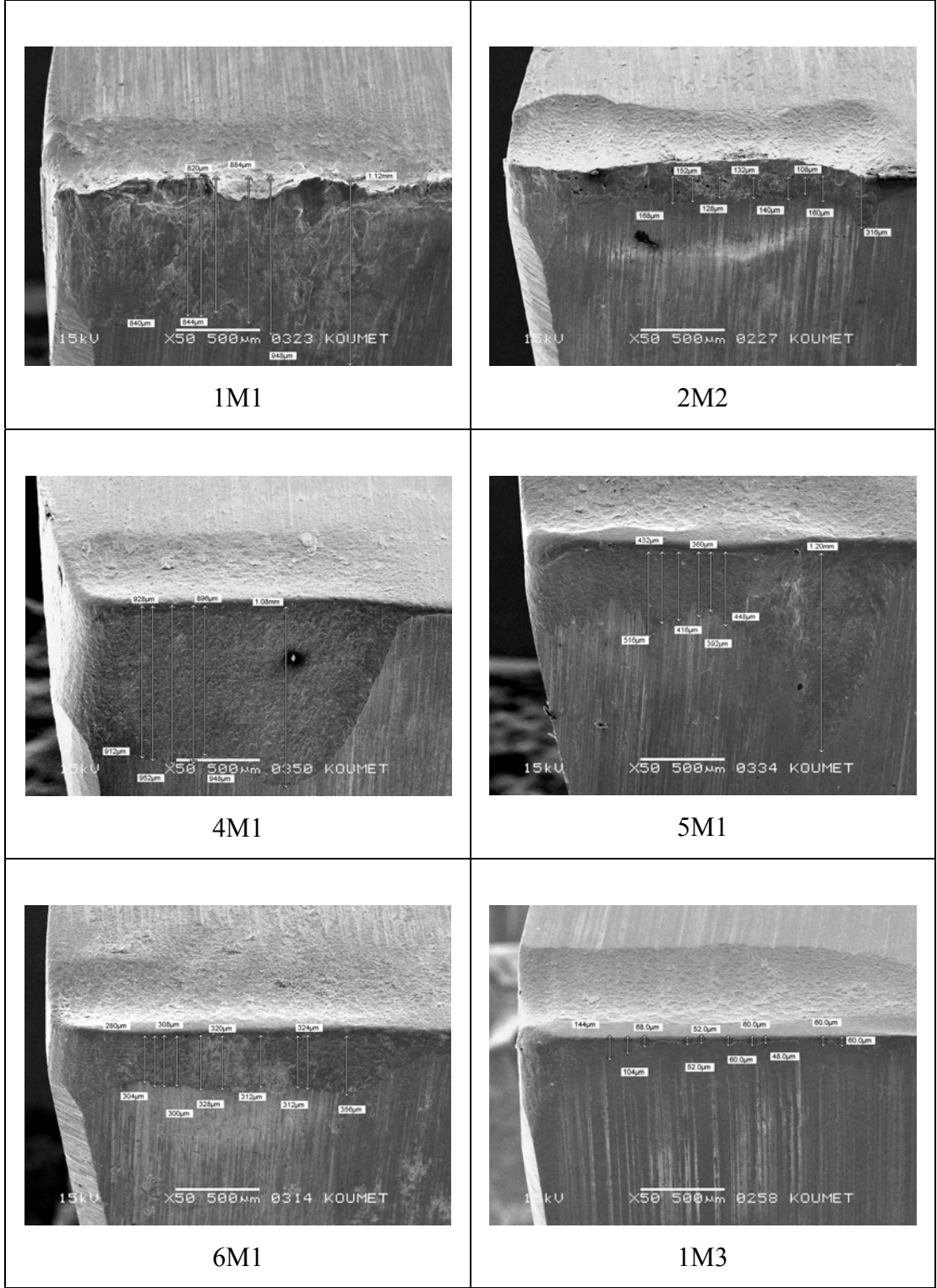
Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 6B1	Numune 6B2	Numune 6B3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	30	28	32
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	8.47	7.91	9.04
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	148	148	150
Talaş Uzunluğu	mm	1200	1200	1200
Aşınma/V _B	µm	490	457	220
Standart HS6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 6M1	Numune 6M2	Numune 6M3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	30	28	32
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	8.47	7.91	9.04
İlerleme	mm/s	0.13	0.13	0.13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	148	148	150
Talaş Uzunluğu	mm	1200	1200	1200
Aşınma/V _B	µm	307	297	242

Tablo 5.13. 6. Grup Numunelerin kesme koşulları ve bu koşullar altındaki serbest yüzey aşınma değerleri.

Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb (B)			
Koşullar	Birim	Numune 1B3	Numune 2B3
Malzeme	-	Ç1050	Ç1050
Malzeme Çapı	mm	36	36
Devir	devir/dak	180	90
Kesme Hızı	m/dak	20.3	10.17
İlerleme	mm/s	0.20	0.13
Kesme Derinliği	mm	2.5	4
Kesme Zamanı, t	dak	35	180
Talaş Uzunluğu	mm	536	1850
Aşınma/V _B	µm	111	217
Standart HS6-5-2 (M)			
Koşullar	Birim	Numune 1M3	Numune 2M3
Malzeme	-	Ç1050	Ç1050
Malzeme Çapı	mm	36	36
Devir	devir/dak	180	90
Kesme Hızı	m/dak	20.3	10.17
İlerleme	mm/s	0.20	0.13
Kesme Derinliği	mm	2.5	4
Kesme Zamanı, t	dak	35	180
Talaş Uzunluğu	mm	536	1850
Aşınma/V _B	µm	63	294



Şekil 5.69. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb kesici takımının SEM de çekilen kesici uçtaki örnek serbest yüzey aşınma görüntüleri. B deneysel, M ise standart HS6-5-2 çeliğini ifade etmektedir.

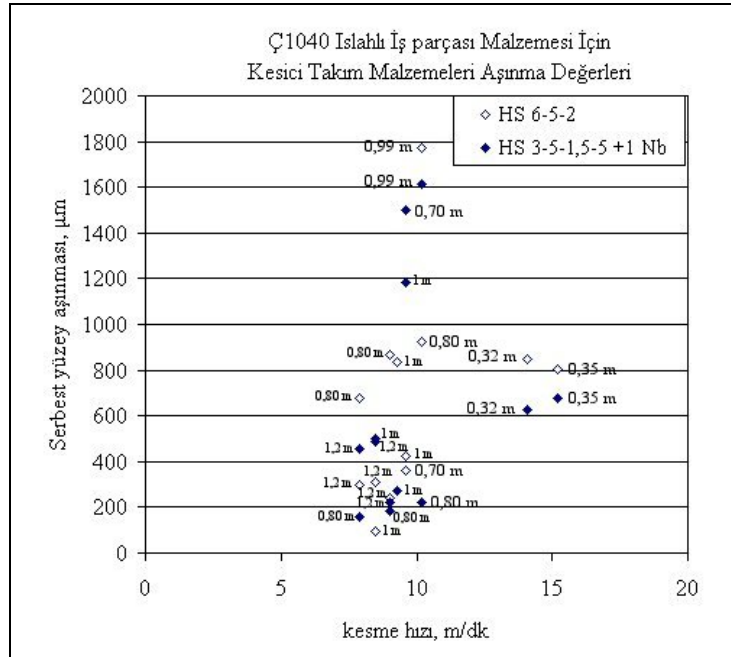


Şekil 5.70. Standart HS6-5-2 kesici takımının SEM de çekilen kesici uçtaki örnek serbest yüzey aşınma görüntüleri. B deneysel, M ise standart HS6-5-2 çeliğini ifade etmektedir.

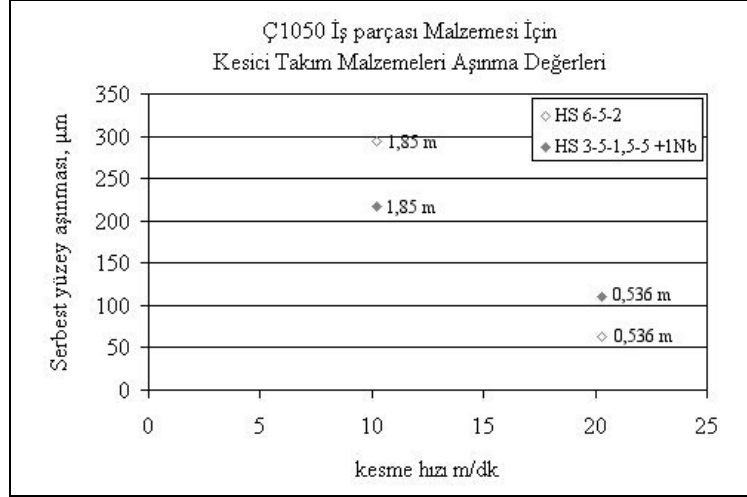
Islahlı Ç1040, Ç1050 ve ıslahlı Ç4140 malzemelere ait işlenen talaş uzunlukları ve bu talaş uzunluklarında ölçülen serbest yüzey aşınmaları belirlenmiş, böylece her bir malzeme grubu için değişik talaş uzunluklarında ve ortalama bir kesme hızında standart ve deneysel kesici takımların aşınma davranışları karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

Şekil 5.71’de Ç1040 ıslahlı malzemeye ait diyagram sunulmuştur. Islah edilmiş 1040 malzemenin sertliği yaklaşık 230-240 HB arasında gelmektedir. Yaklaşık 8-10m/dak. lık orta kesme hızlarında uzun talaş kaldırılmasına rağmen her iki kesici takım için de serbest yüzey aşınmaları düşük iken artan kesme hızı ile birlikte takımların aşınması hızlanmaktadır. Hızın daha da artırılmasıyla aşınma tekrar düşer. Diyagram hıza bağlı olarak aşınmanın gelişmesini yansıtmaktadır. Literatürden alınan Şekil 4.18’de ilgili sonuç görülmektedir. Bu sonuçlar bu çalışmanın bulgularıyla birebir örtüşmektedir.

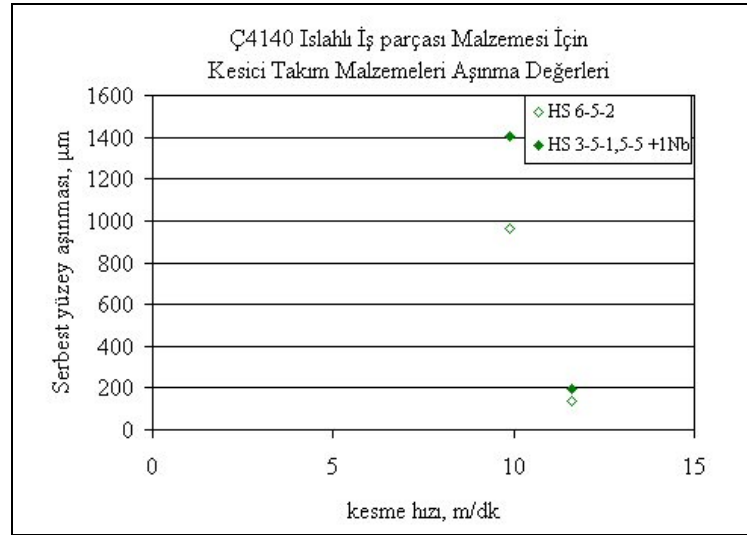
Şekil 5.72 ve Şekil 5.73’de sırasıyla Ç1050 ile ıslahlı Ç4140 malzemelerin hızla ilgili aşınma davranışları gösterilmiştir. Ölçüm sayıları düşük olmasına rağmen her iki çelikte hızın artmasıyla aşınmanın düştüğü gözlenmektedir.



Şekil 5.71. Islahlı Ç1040 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.



Şekil 5.72. Ç1050 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.

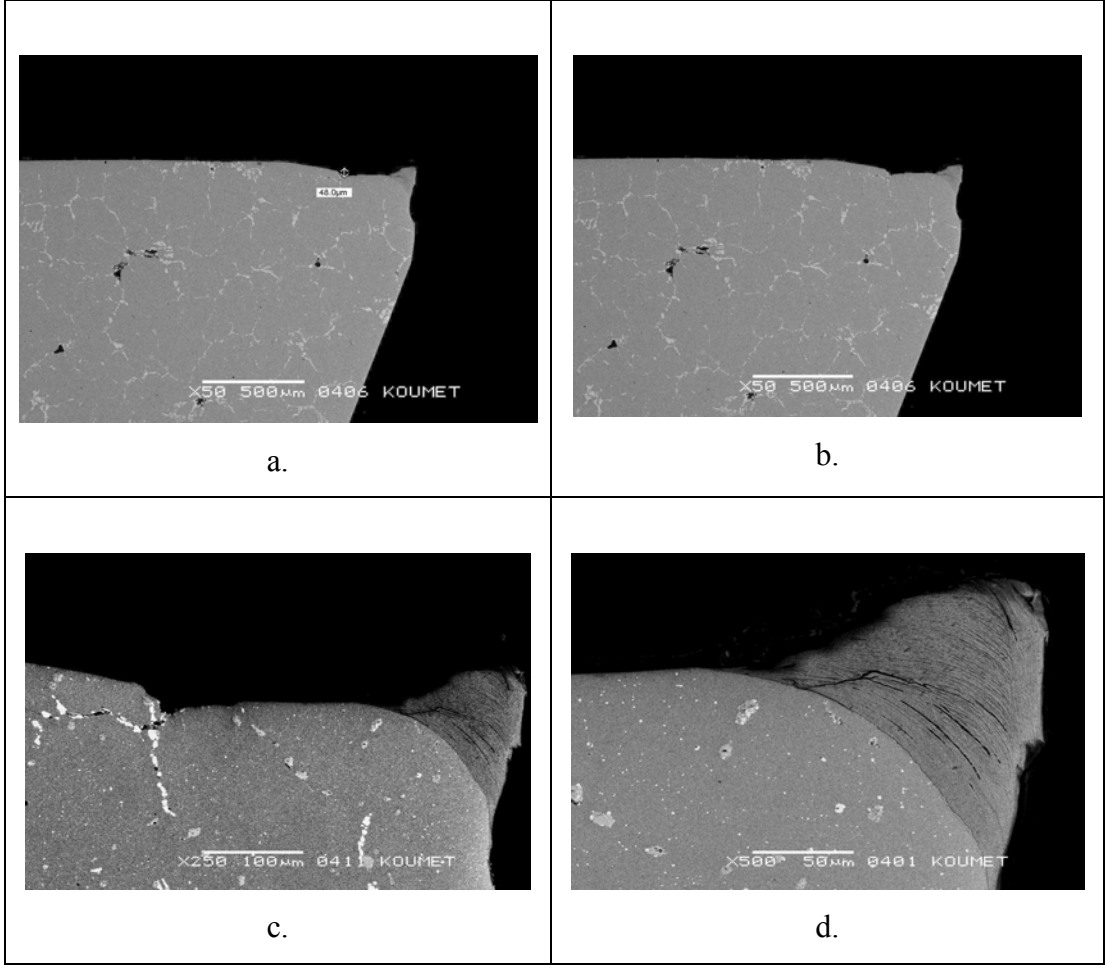


Şekil 5.73. İslahlı Ç4140 için kesme hızı- serbest yüzey aşınması arasındaki ilişki.

5.3.2.2.2. Krater aşınması

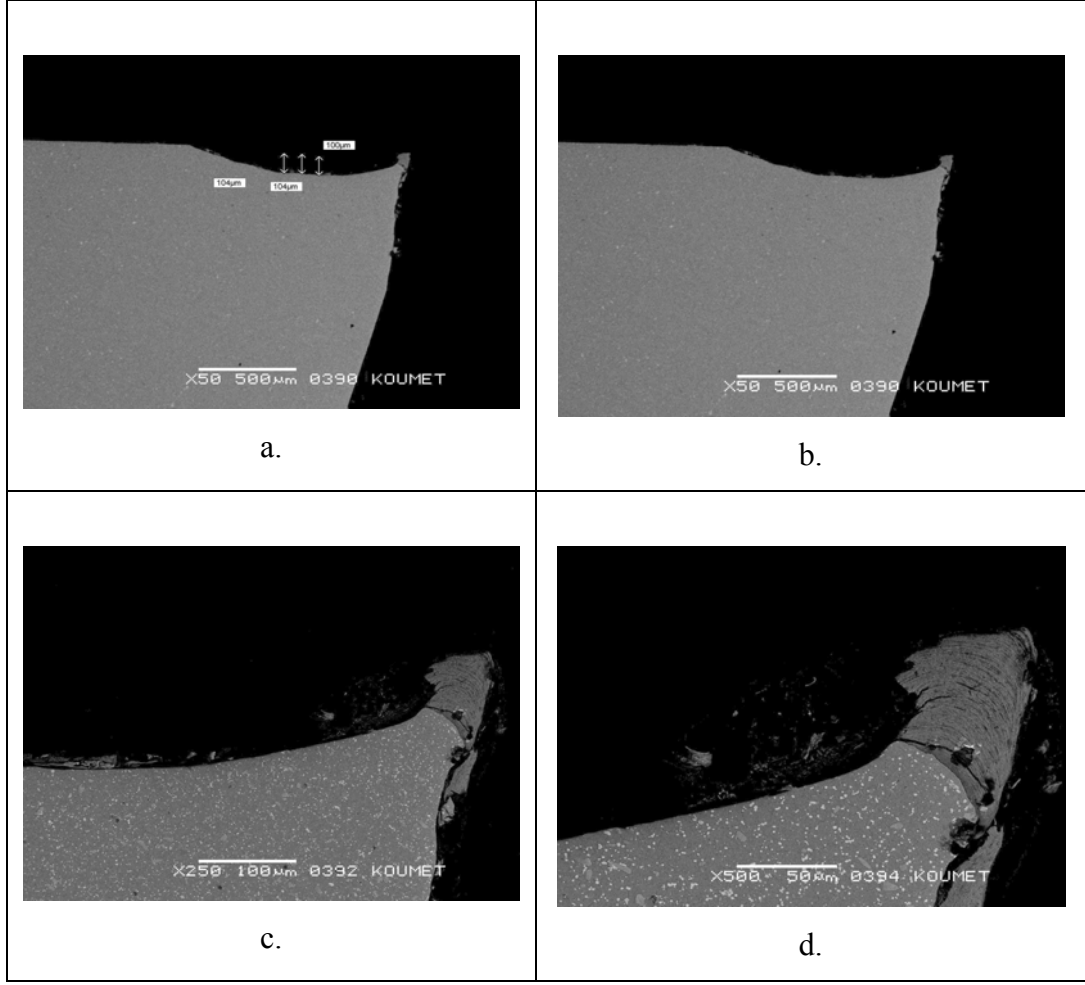
Kesme ve aşınma testlerini sonunda aynı kesme koşulları sonucu deneysel ve standart kesici takımlarda oluşan krater derinlikleri ölçülmüştür. Krater derinliğinin tespitinde numuneler önce bakalite alınmış, serbest yüzeyleri krater oluşumunu net ölçebilecek duruma gelene kadar –yan serbest yüzeyden 1mm ölçülerek-zımparalanmış ve numune parlatılarak nital ile dağlanmıştır.

Şekil 5.74a'da deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb kesici takımının ıslahlı AISI 4140 çeliğini 1.5 metre işledikten sonra nihai harabiyet durumunda ölçülen krater derinliği görülmektedir. Burada ölçülen derinlik yaklaşık 48 µm dir. Şekil 5.74c ve d'de deneysel kesici takım ucunda oluşmuş yığıntı köşesi göze çarpmaktadır.



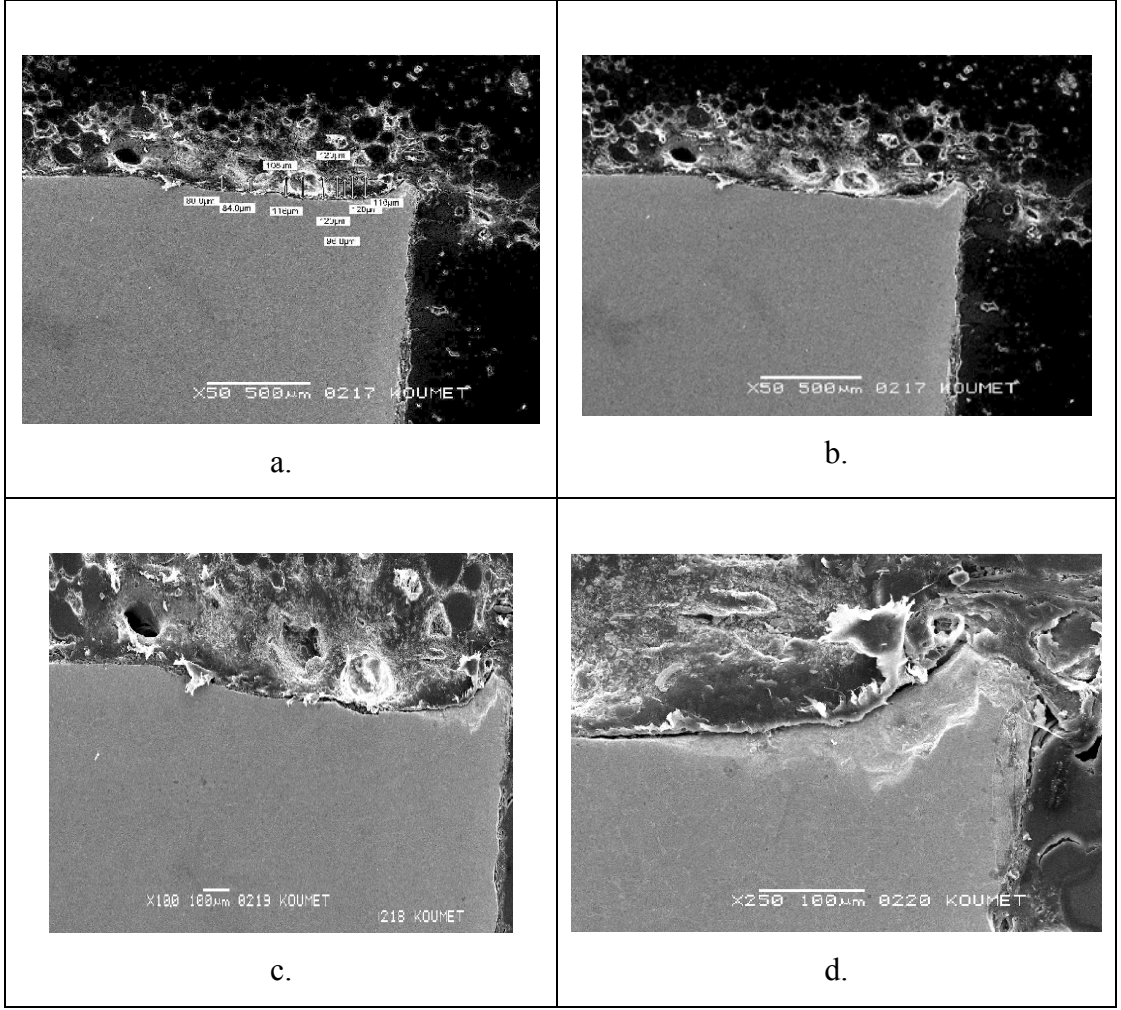
Şekil 5.74. Deneysel HS3-5-1.5-5-+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.

Şekil 5.75a'da standart HS6-5-2 çeliğinin 1.5 metre ıslahlı AISI 4140 çeliğini işledikten sonraki ölçülen krater derinli görülmektedir. Krater derinliği yaklaşık 104 μm olup deneysel kesici takımdan daha derin bir krater oluşumu meydana gelmiştir. Yine Şekil 5.75c ve d'de kesici uçtaki yıgıntı köşesi görülmektedir.



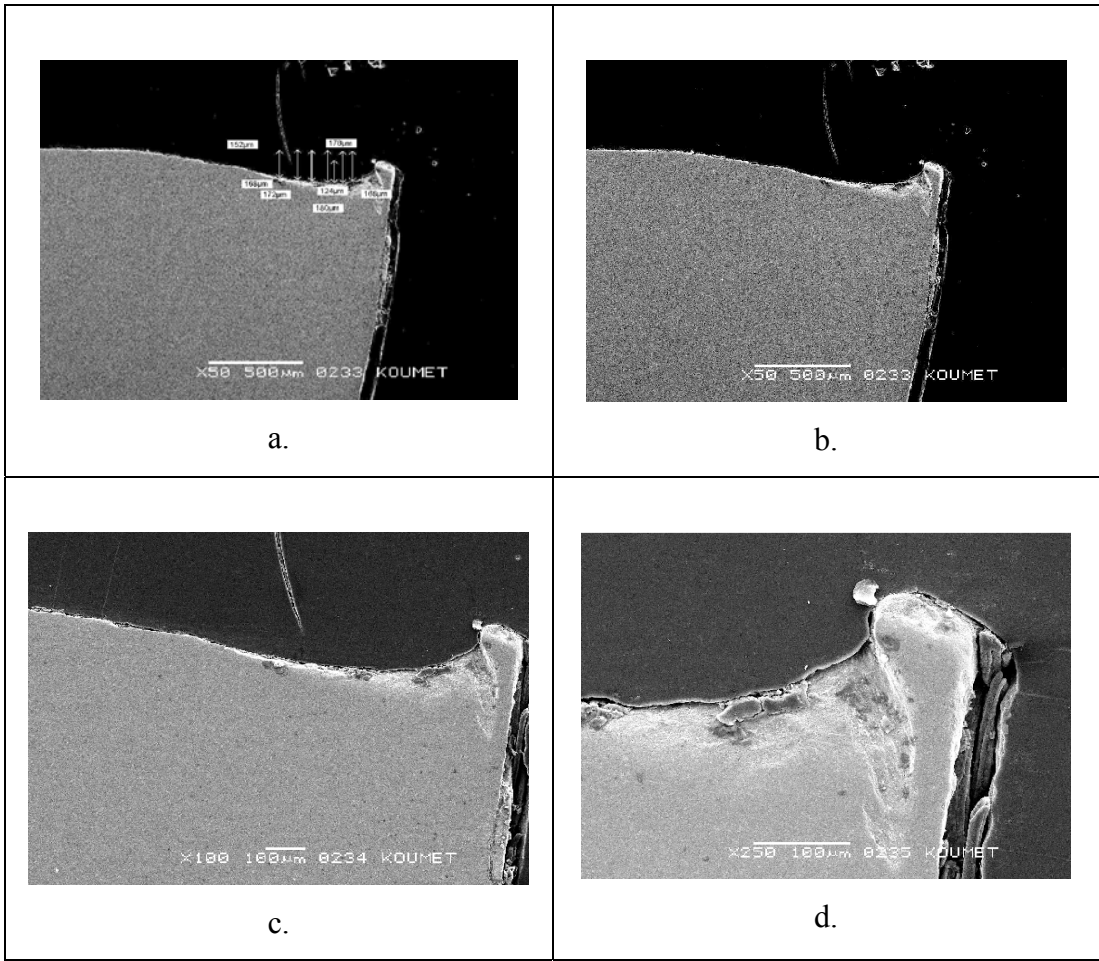
Şekil 5.75. Standart HS6-5-2 çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.

Şekil 5.76a'da 6.5 metre AISI 4140 çeliği işleyerek körelen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb dan üretilen kesici takımında 106 µm olarak ölçülen krater derinliği görülmektedir. Aynı şeklin b,c ve d görüntülerinde bu kraterin detayları verilmiştir.



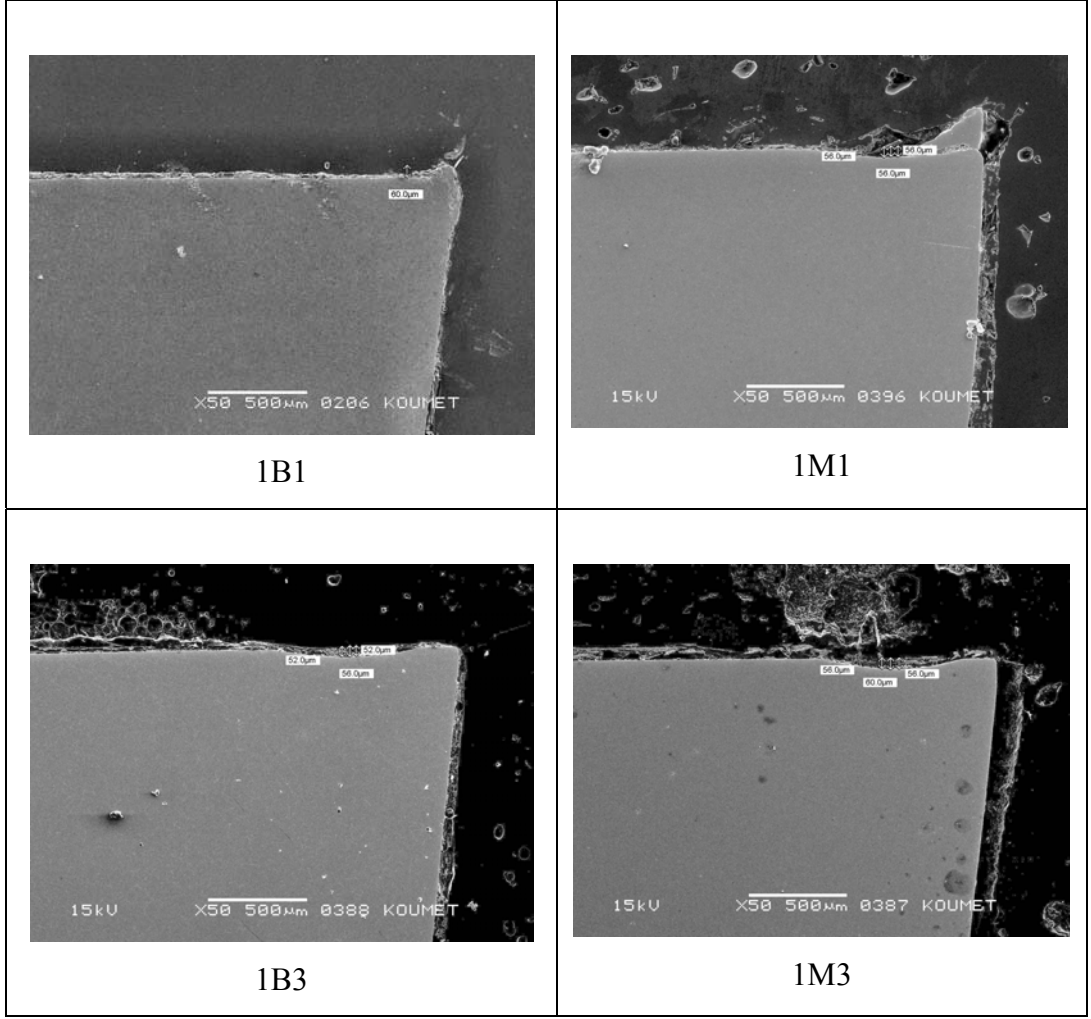
Şekil 5.76. Deneysel HS3-5-1.5-5-+1Nb çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.

Şekil 5.77a’da bir önceki şekilde belirtildiği gibi 6.5 metre AISI 4140 çeliği işleyerek körelen, ancak standart HS6-5-2 çeliğinden üretilen kesici takımın ortalama 169 µm olarak ölçülen krater derinliği görülmektedir. Aynı şeklin b,c ve d görüntülerinde bu kraterin detayları verilmiştir. Sonuçlardan da anlaşılacağı gibi deneysel kesici takımın krater oluşumu daha azdır. Bu da takımın daha az tahrip olduğu anlamına gelmektedir. Zaten kesme testi görüntüleri ve serbest yüzey aşınması sonuçları da bu olguyu doğrulamaktadır.

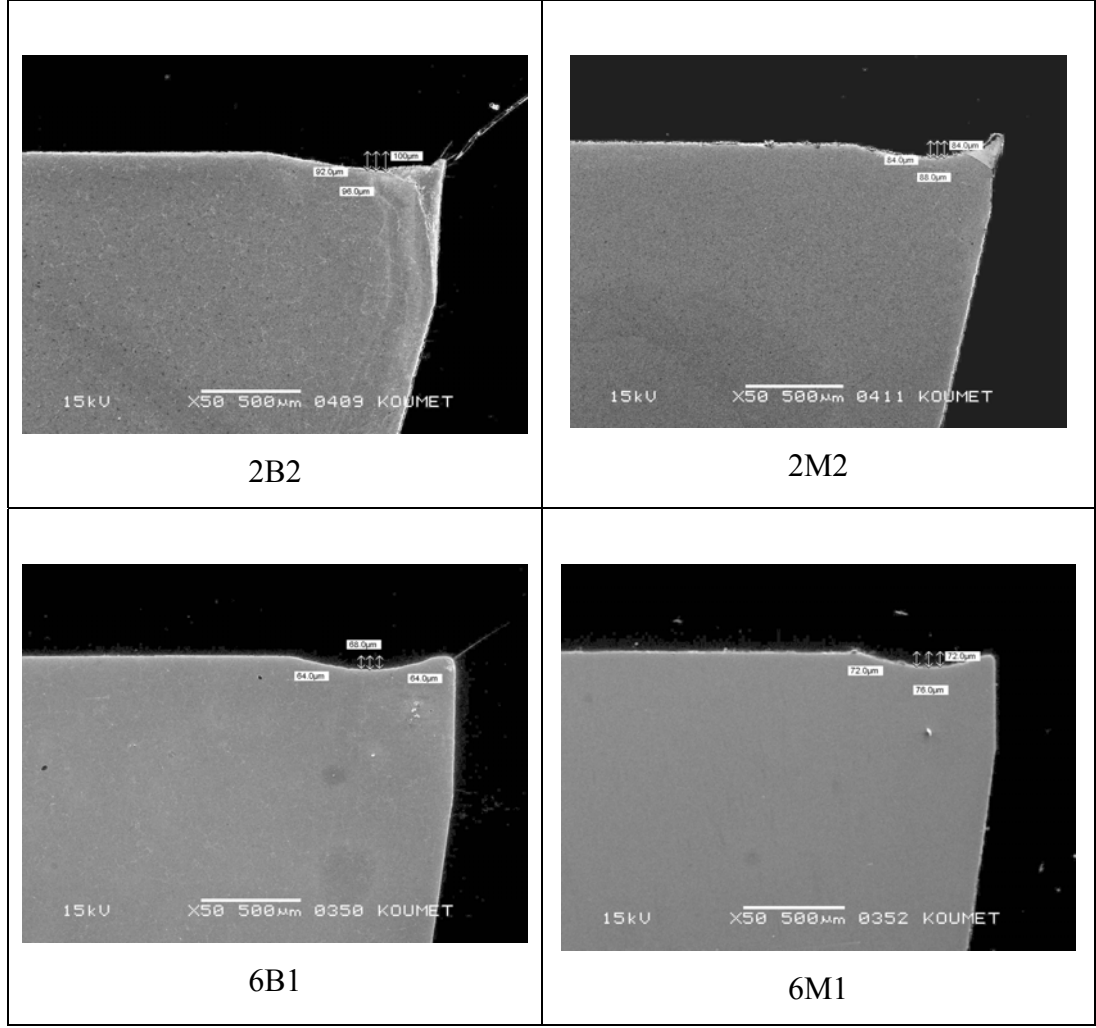


Şekil 5.77. Standart HS6-5-2 çeliğinin nihai aşınma konumunda SEM de ölçülen krater derinliği.

Önceki bölümde verilen grup numunelerinden kesme testleri sonucu krater oluşmuş olanların da numuneleri metalografik olarak hazırlanarak krater ölçümleri yapılmıştır. Şekil 5.78’de ve Şekil 5.79’da bu numunelerin SEM de çekilen ölçüm görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 5.78. Grup numunelerinin kesme testleri sonucunda SEM de ölçülen krater derinliği. B ile ifade edilenler deneysel HS3-5-1.5-5+1NB, M ile ifade edilenler standart HS6-5-2 kesici takımıdır.



Şekil 5.79. Grup numunelerinin kesme testleri sonucunda SEM de ölçülen krater derinliği. B ile ifade edilenler deneysel HS3-5-1.5-5+1NB, M ile ifade edilenler standart HS6-5-2 kesici takımıdır.

SEM görüntülerinden ölçülen grup numunelerinin ortalama krater derinlikleri Tablo 5.14'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre en derin krater ıslahlı AISI 4140 çeliğini işlerken oluşmuştur. Bunu sırası ile ıslahlı Ç 1040 ve ısıtılmış işlem görmemiş Ç1050 çeliğinin işlenmesi sonucu kesici uçlarda oluşan kraterler izlemektedir. ıslahlı AISI 4140 çeliğinin sertliğinin 290-310 HB, ıslahlı Ç 1040 çeliğinin 230-240HB ve Ç1050 çeliğinin sertliğinin 170-180HB olduğu göze alındığında kesme sonucu oluşan krater derinliklerinin sertlikle orantılı olarak arttığı görülmektedir.

Tablo 5.14. Grup numunelerinde farklı işleme koşulları sonucu oluşan krater derinlikleri.

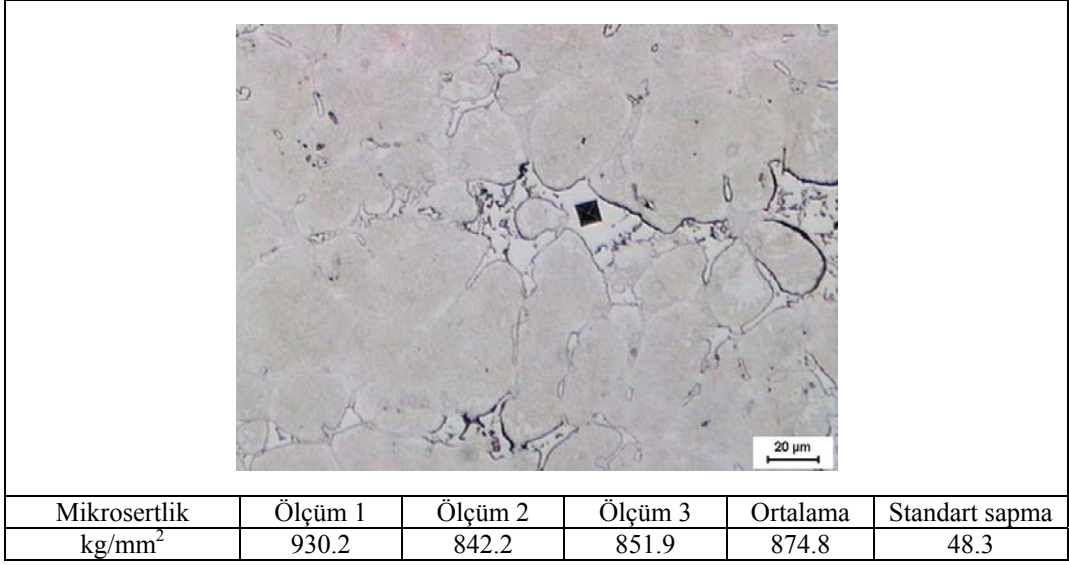
Numune	İşlenen Malzeme	Krater derinliği (μm)
1. Grup 1B1	İslahlı Ç 1040	60
1.Grup 1M1	İslahlı Ç 1040	56
2.Grup 2B2	İslahlı Ç 4140	100
2.Grup 2M2	İslahlı Ç 4140	88
5.Grup 6B1	İslahlı Ç 1040	68
5.Grup 6M1	İslahlı Ç 1040	76
6.Grup 1B3	İslahsız Ç 1050	56
6.Grup 1M3	İslahsız Ç 1050	60

5.4. Bor ile Alaşımlama

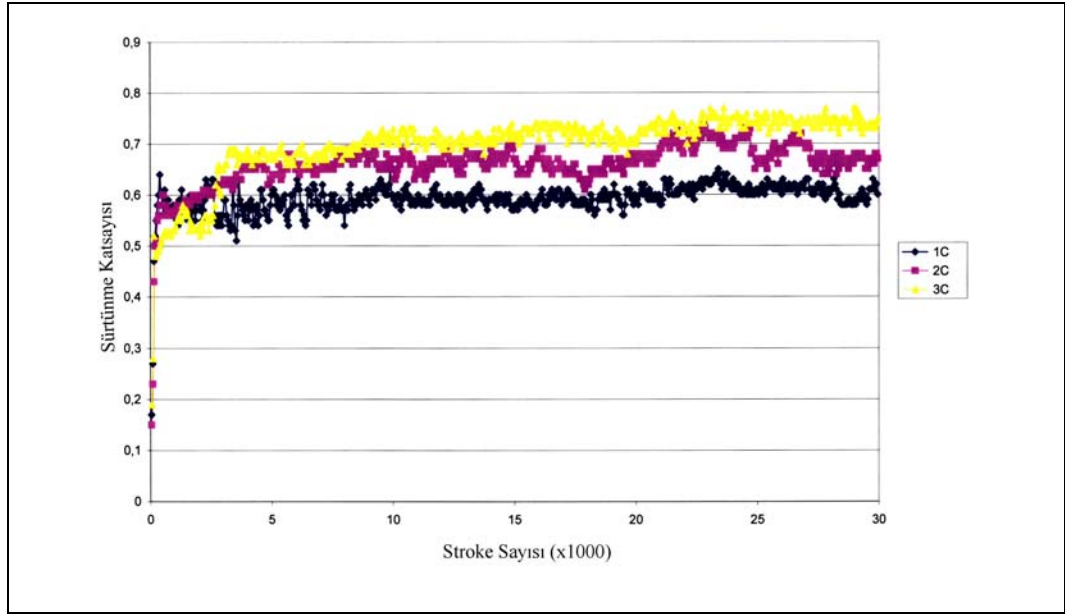
Deneysel geliştirilen çelikte bor elementi kullanılarak özelliklerin değişiminin incelenmesi hedeflenmiştir; ancak çalışma henüz başlangıç aşamasında olduğu için kısmi karakterizasyonla yetinilmiştir. Çalışmanın bu ilk bölümünde yalnızca ilgili döküm yapılarında Thermocalc programı ile belirlenmiş faz türleri ve miktarları verilecektir. İkinci bölümde ise iki deney numunesinin döküm mikroyapıları tanıtılacaktır. Nihai olarak kesme ve şekillendirme uygulamalarında kullanılması arzulan parçalardan örnekler sunulmuştur.

5.4.1. Sertlik ve sürtünme

Borlu deneysel döküm yüksek hız takım çeliğinde interdendritik alanlarda oluşan M_2B 'nin sertliği mikrosertlik cihazı ile 100 g yük uygulamasında Şekil 5.80'de görüldüğü gibi 874.8 kg/mm^2 olarak ($HV0.1 = 874.8$) ölçülmüştür. Ölçülen yüksek sertlik nedeniyle B katkılı döküm yüksek hız çeliğinin sürtünme katsayısı da düşük olacağı hesaplanmış olup Şekil 5.81'de 0.05 B içeren deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb'lu çeliğin sürtünme koşulları altında davranışı verilmiştir. Sürtünme katsayısını tespit için referans bir yüzeyde numuneler 30 000 kez hareket ettirilmiştir. 1C; döküm konumunda, 2C; homojenizasyon konumunda ve 3C yumuşatma tavlama sonrasında sürtünmeleri ifade etmektedir. Şekil 5.81'den de görüleceği üzere en düşük sürtünme katsayısı malzemenin en sert durumda olduğu döküm konumunda yaklaşık $0.6 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. Sürtünmenin en yüksek olduğu değer ise yumuşak tavllanmış numuneye aittir.

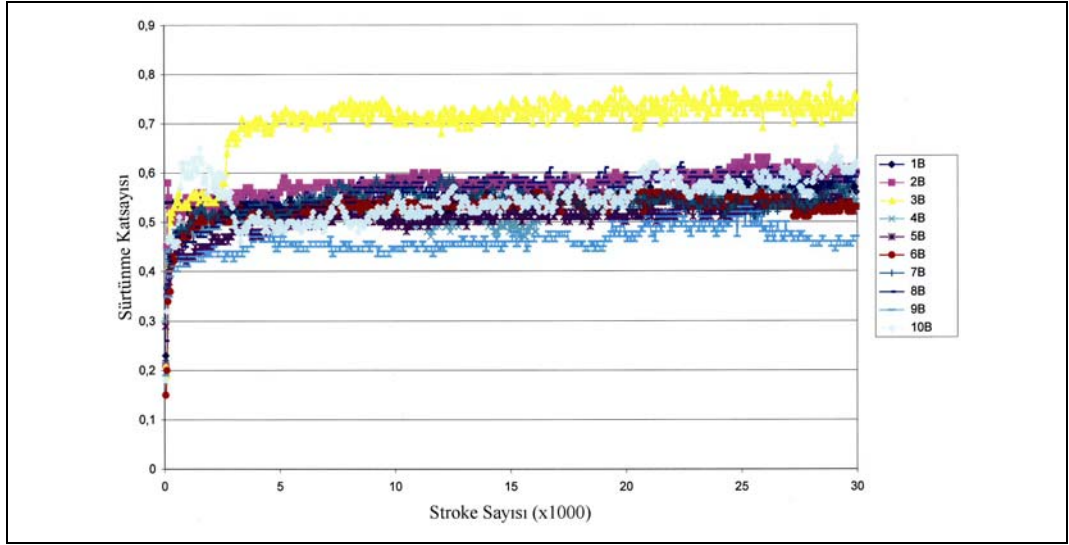


Şekil 5.80. 0.23 borlu deneysel döküm yüksek hız takım çeliğinde interdendritik alanlarda oluşan M₂B'nin sertlik ölçüm izi ve sonucu.



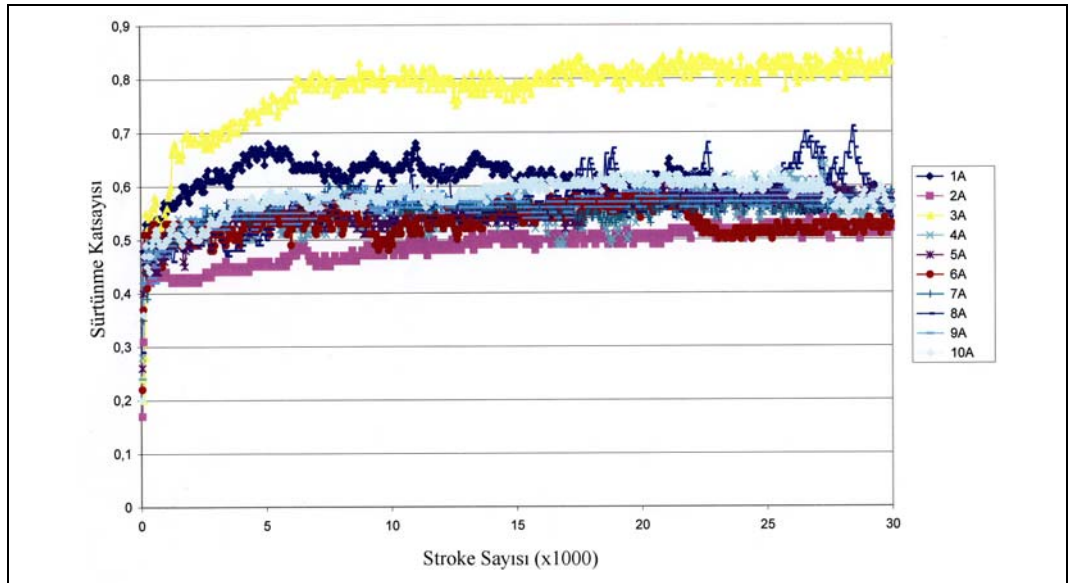
Şekil 5.81. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.05B içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı.

Şekil 5.82'de ise yine 0.05 B içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı incelenmiştir. 1B; döküm, 2B; homojenizasyon tavlaması, 3B; yumuşatma tavlaması, 4B; sertleştirilmiş konum ve 5B'den 10B'ye kadar olan kodlar ise 1.menevişten 6. menevişe kadar olan basamakları ifade etmektedir. Şekilden de görülebileceği gibi yine sürtünme katsayısının en yüksek olduğu değer yumuşak tavllanmış numuneye ait olup yaklaşık 0.75 μ 'dir. Sürtünme değerinin en düşük olduğu değer ise döküm, sertleştirme ve 3. meneviş olmuş numunelere ait olup bu değer yaklaşık 0.56 μ olarak ölçülmüştür.



Şekil 5.82. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.05B içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı.

Şekil 5.83'te ise bor içermeyen deneysel çelikte sürtünme katsayıları aynı koşullar altında tespit edilmiştir. 1A; döküm, 2A; homojenizasyon tavlaması, 3A; yumuşatma tavlaması, 4A; sertleştirilmiş konum ve 5A'dan 10A'ya kadar olan kodlar ise 1.menevişten 6. menevişe kadar olan basamakları ifade etmektedir. Burada yumuşatma tavlaması sonucu sürtünme katsayısı 0.83 μ olarak belirlenmiştir. Numunelerin en sert konumda oldukları döküm, serleştirme ve 3. meneviş sonrası sürtünme katsayıları ise yaklaşık 0.6 μ 'dir.



Şekil 5.83. HS3-5-1.5-5+1Nb içeren deneysel çeliğin sürtünme davranışı.

Yukarıda elde edilen sonuçlardan da anlaşılacağı gibi deneysel döküm yüksek hız takım çeliğine 0.05 B ilavesi ile oluşan M_2B fazı sürtünmeyi düşürmektedir, bu da bize artan bor miktarıyla M_2B fazının da artacağı ve sürtünme katsayısının oldukça düşürülebileceğini göstermektedir.

5.4.2. Thermocalc hesaplamaları ile faz türü ve miktarlarının belirlenmesi

Tablo 5.15'te thermocalc hesaplamalarında kullanılan standart hale getirilmiş değişik bor katkılı HS3-5-1.5-5+1Nb'lu çeliğin kimyasal analizleri verilmiştir.

Tablo 5.15. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan bor alaşımlı kompozisyonlar.

	C	W	Mo	V	Nb	Cr	Co	B
HSS_05	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5	0.05
HSS_10	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5	0.10
HSS_20	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5	0.20
HSS_25	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5	0.25

Tablo 5.16'da ise gerçekte dökülen değişik bor katkılı HS3-5-1.5-5+1Nb'lu çeliğin kimyasal analizleri sunulmuştur.

Tablo 5.16. Bor alaşımlı döküm kompozisyonları.

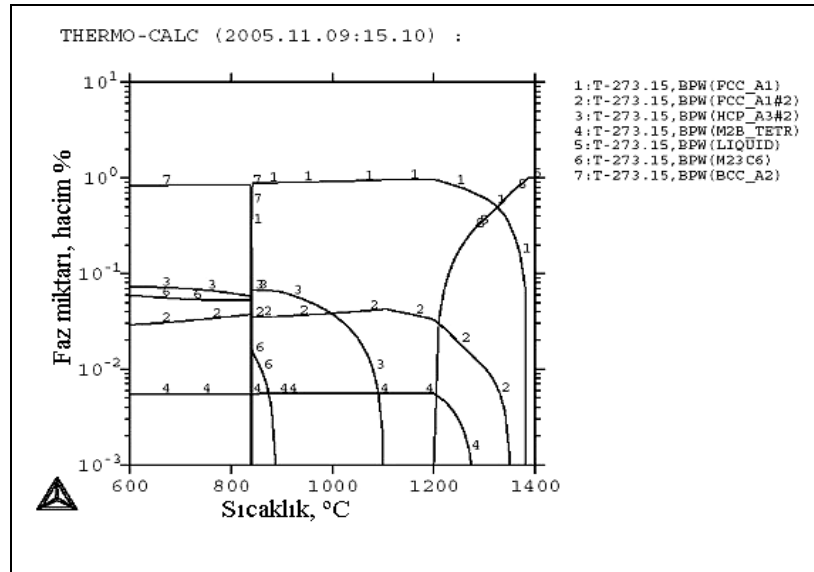
Alaşım Elementi (%)	C	W	Mo	V	Nb	B	Cr	Co
Numune 1	1.01	3.10	5.51	1.60	1.04	0.05	5.48	4.75
Numune 2	0.89	3.55	5.01	1.38	0.92	0.10	4.91	5.58
Numune 3	1.01	2.83	4.58	1.50	1.06	0.18	5.19	4.09
Numune 4	1.08	2.62	4.41	1.37	1.09	0.23	5.08	4.02

Şekil 5.84' de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb+0,05B tipi yüksek hız çeliğine ait sıcaklık-oluşan faz miktarı diyagramı verilmiştir. Diyagramda fazların miktarı logaritmik olarak gösterilmiştir. Thermocalc hesaplamalarında bu alaşımın oluşturabileceği öngörülen fazlar :

FCC_A1 : östenit (γ), FCC_A1#2 : MC karbür, HCP_A3#2 : M_2C karbür, M_2B_TETR : M_2B , BPW(LIQUID) : Sıvı, BPW($M_{23}C_6$) : $M_{23}C_6$ karbürü ve BCC_A2 : α (δ) demiri (ferrit)

olarak ifade edilmiştir. X skalası faz dönüşümlerinin başladığı ve sona erdiği, yani bileşimin 1400 °C'de sıvı konumdan faz dönüşümlerinin sona erdiği 600 °C'ye kadar olan aralığı kapsamaktadır. Y skalasında 10⁰, yani 1 bileşimin % 100 olduğunu ifade

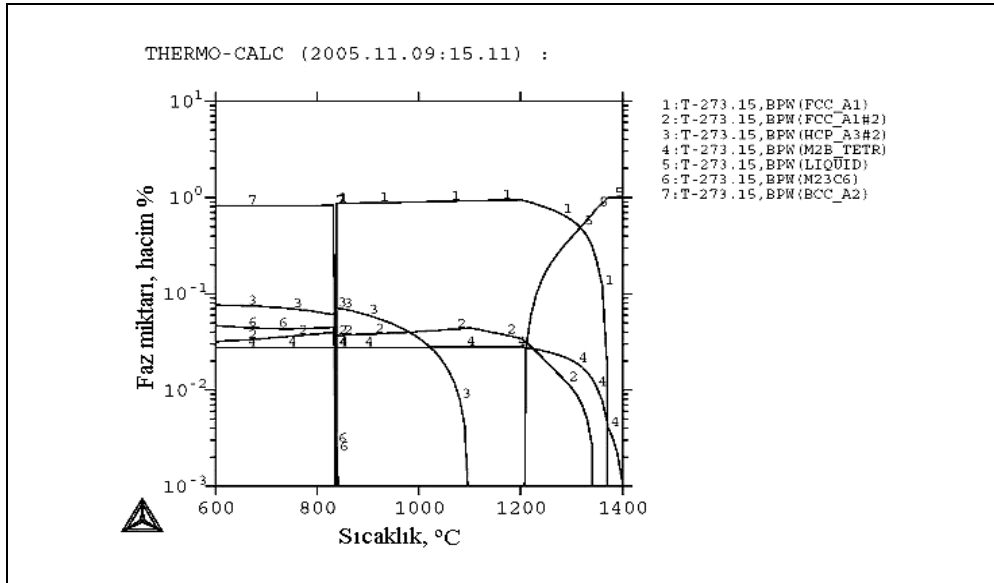
etmektedir. Tüm bu veriler ışığında Şekil 5.81’de oluşan fazlar görülmektedir. Bu şekli inceleyecek olursak; 1380 °C’lerde katılaşma ile birlikte östenitin (γ) oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 850 °C’lerde α demir (ferrit) olarak sona erdiği, primer karbür MC nin ise 1350 °C’lerde oluştuğu görülmektedir. 1275 °C’de ötektik primer M_2B ($M_2B + \gamma$) ve soğumanın devam etmesi ile birlikte 1095 °C’lerde ötektik primer M_2C ($M_2C + \gamma$) karbürünün oluştuğunu görebiliriz. Sekonder $M_{23}C_6$ karbürü ise 885 °C civarında meydana gelmektedir. Sistem denge durumunu ifade ettiğinden katılaşma sonucunda oluşan fazlar α demir, MC, M_2B , M_2C ve $M_{23}C_6$ dir. Burada M_2B ’nin yanısıra genelde kararsız karbür olarak bilinen M_2C nin denge durumunda kararlı halde oluştuğu (kararlı M_6C karbürünün ise sistemde oluşmadığı) tespit edilmiştir. Deneysel döküm yüksek hız takım çeliğine ilave edilen 0.05 B sistemde metal borür oluşumuna neden olmuştur. Diyagrama göre 600 °C’de dönüşüm sona ermektedir. Bu sıcaklığın altında herhangi bir dönüşüm söz konusu değildir. 600 °C’deki oluşmuş fazları diyagramdan inceleyecek olursak; bu sıcaklıkta yapıda hacimce % 83 civarında α demir, % 7.5 M_2C , % 6 $M_{23}C_6$, % 3 MC tipi karbür ile yaklaşık % 0.56 M_2B tipi borür oluştuğu söylenebilir.



Şekil 5.84. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.05B bileşimli deneysel çeliğin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları

Şekil 5.85’ de deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb+0.25B içeren döküm yüksek hız çeliğine ait sıcaklık-oluşan faz miktarı diyagramı verilmiştir. Artan bor miktarı ile birlikte hacimce % 3.2 MC ve % 7.8 M_2C olarak tespit edilen karbürlerin oranlarının HS3-5-1.5-5+1Nb+0.05B içeren çelikle hemen hemen aynı olduğu, $M_{23}C_6$ tipi karbür oranının 4.8 olarak tespit edildiği bu değer de HS3-5-1.5-5+1Nb+0.05B içeren

deneysel çelikteki $M_{23}C_6$ oranından biraz düşük olduğu, borür miktarının ise % 2.85 seviyelerine kadar çıktığı ölçülmüştür. Karbür ve borürlerin oluşum sıcaklığı incelenecek olursa; M_2B borürü oluşum sıcaklığının artarak 1400 °C'lere ulaştığı, östenitin (γ) oluşum sıcaklığının 1370 °C'lerde olduğu, primer MC oluşumunun 1340 °C olduğu, 1095 °C'lerde ötektik primer M_2C ($M_2C + \gamma$) karbürünün oluştuğunu, sekonder $M_{23}C_6$ karbürü ise 840 °C civarında meydana geldiğini söyleyebiliriz. 0.05B içeren alaşım ile 0.25B içeren alaşım karşılaştırıldığında; artan bor oranı ile birlikte M_2B oluşum sıcaklığının yaklaşık 125 °C artarak 1400 °C'lere ulaştığı, MC karbür oluşumunun 1350 °C'den 1340 °C'ye ve $M_{23}C_6$ karbürünün oluşum sıcaklığının ise 885 °C'den 840 °C'ye düştüğü görülmektedir. Yani artan bor miktarı oluşan karbür oranlarını pek fazla etkilememekte, oluşan M_2B oranını artırmakta, ancak M_2B oluşumunu yüksek sıcaklıklara ötelemekte, M_2C oluşumunu etkilememekte, MC ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşum sıcaklığını biraz düşürmektedir. Örnek bor alaşımlı dökümlere ait artan bor miktarıyla MC, M_2C , $M_{23}C_6$ ve M_2B fazlarında meydana gelen değişim hacim-% olarak Tablo 5.17'de sunulmuştur.

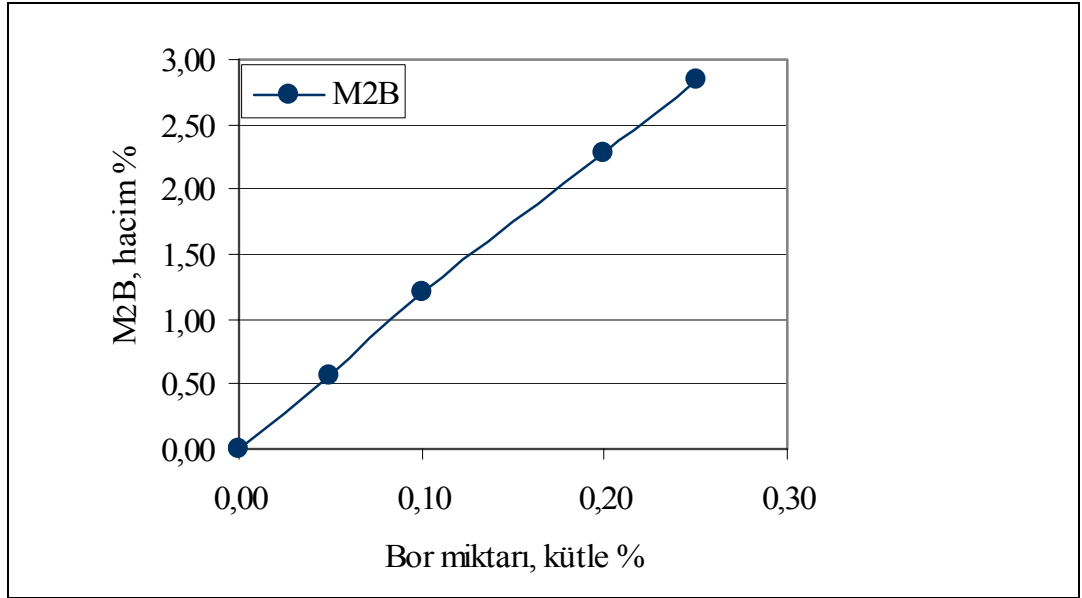


Şekil 5.85. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.25B bileşimli deneysel çeliğin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları

Tablo.5.17. Artan bor elementi ile alaşımdaki faz miktarlarında meydana gelen değişim (Hacim-%).

	MC	M ₂ C	M ₂₃ C ₆	M ₂ B
HS3-5-1.5-5+1Nb+0.05B	2.9	7.2	6	0.56
HS3-5-1.5-5+1Nb+0.10B	2.9	7.5	5.9	1.2
HS3-5-1.5-5+1Nb+0.20B	3.2	7.8	6	2.28
HS3-5-1.5-5+1Nb+0.25B	3.2	7.8	4.8	2.85

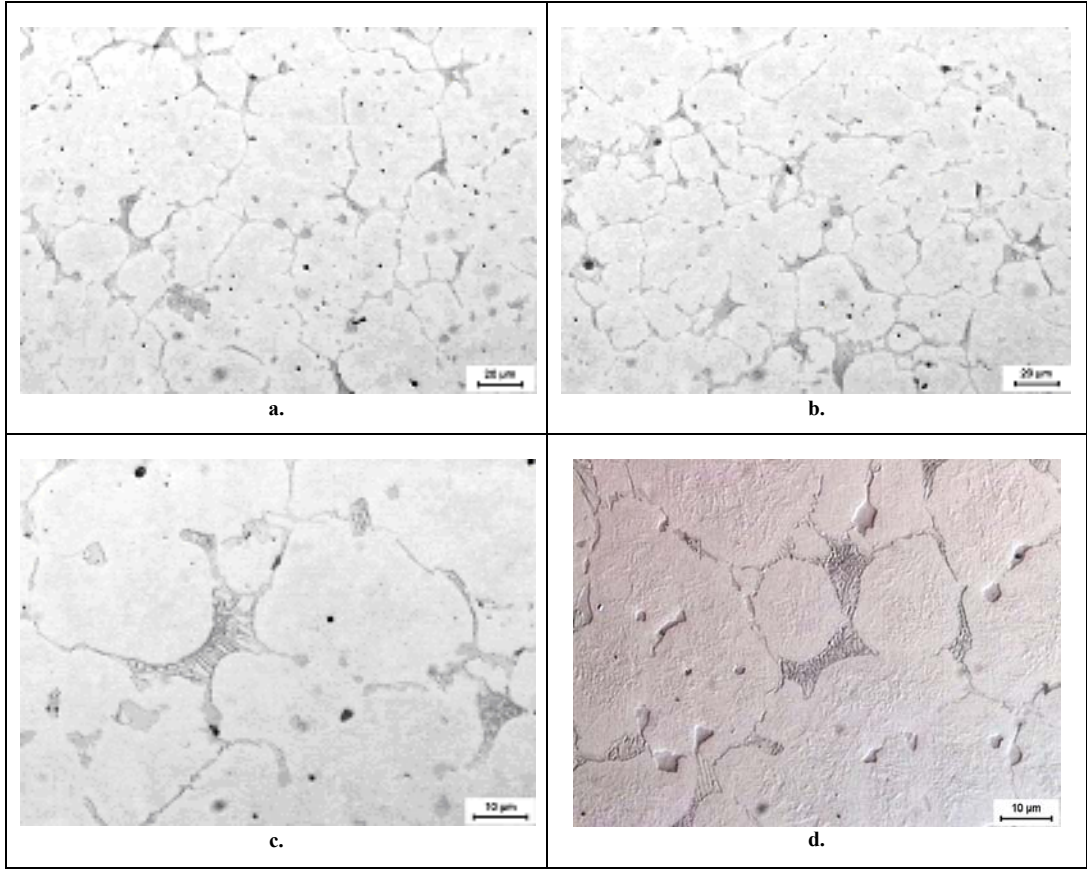
Şekil 5.86’da görüldüğü üzere bor miktarının artmasıyla oluşan M₂B miktarı da artmaktadır. Bu durum bir önceki konuda bahsedilen sürtünme davranışı-bor ilavesi ilişkisini daha net göstermektedir yani bor miktarının artması M₂B faz miktarını artıracak, bu faz da sürtünme katsayısını düşürücü etkiye yol açacaktır.



Şekil 5.86. Artan bor miktarıyla (hacim-%) M₂B miktarında meydana gelen değişim.

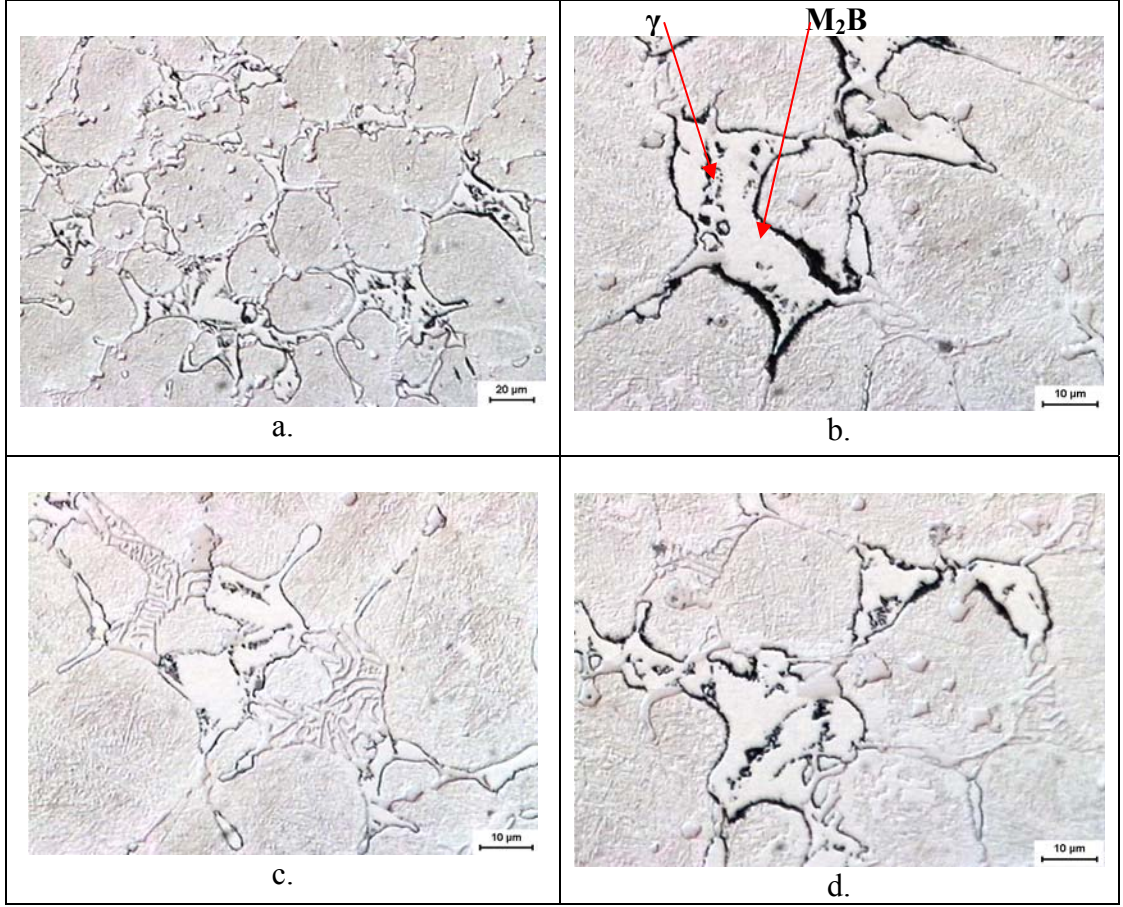
5.4.3. Bor alaşımlı döküm mikroyapılarında faz tanımlaması

Şekil 5.87’de 0.05 B içeren deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb lu yüksek hız takım çeliğinin döküm konumundaki görüntüleri sunulmuştur. Döküm yapısını artan büyütme sırasıyla incelediğimizde; interdendritik alanlarda oluşmuş beyaz renkli M₂C ve M₆C karbür ağları ile dendrit merkezlerine doğru ötelenmiş primer MC karbürler görülmektedir. Bu karbür ağlarının olduğu yörelerde ötektik M₂B borürleri de görülmektedir.



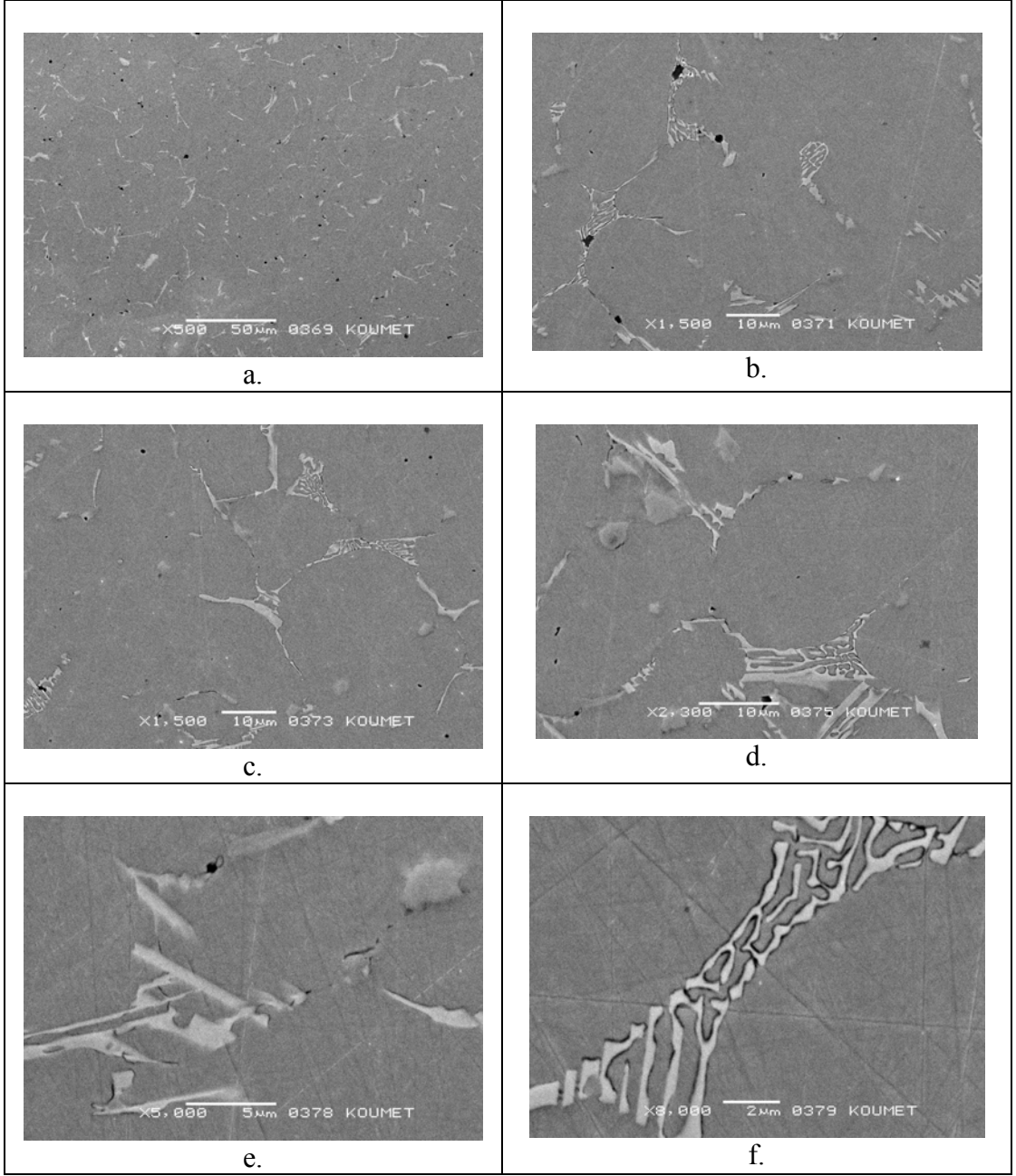
Şekil 5.87. HS3-5-1.5-5+1Nb-0,05 B içeren numune döküm konumu IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.

Şekil 5.88’de HS3-5-1.5-5+1Nb+0.23B içeren numunenin döküm konumu görüntülerinde artan bor miktarı ile birlikte interdendritik alanlarda beyaz renkli ötektik M_2B lerin genişleyerek büyüdüğü, M_2B lerin içinde ise γ adacıklarının bulunduğu, yine interdendritik yörelerde beyaz renkli M_2C karbür ağlarının olduğu görülmektedir.



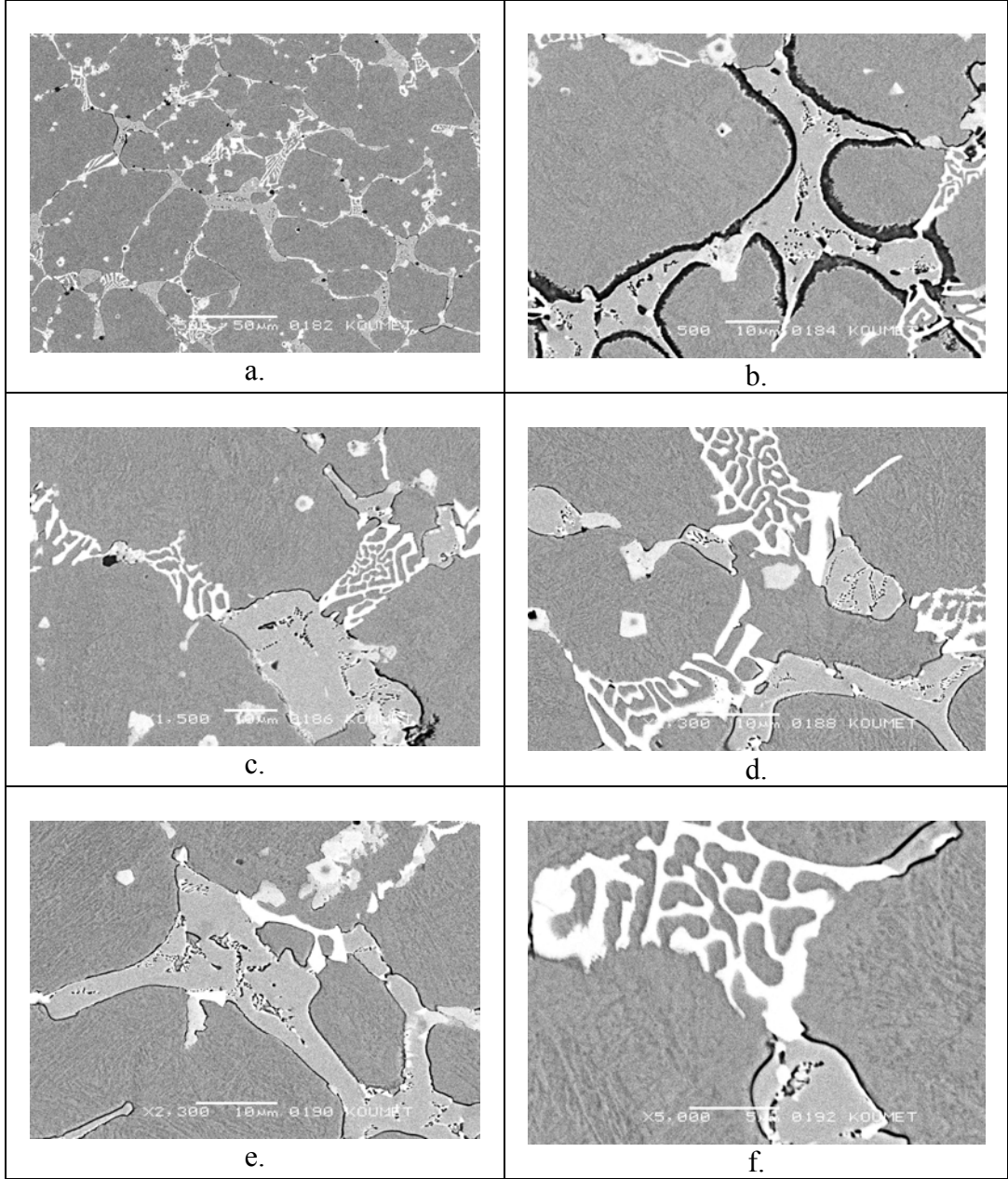
Şekil 5.88. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.23 B içeren numune döküm konumu IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.

Şekil 5.89’da ise 0.05B lu döküm yüksek hız takım çeliğinin artan büyütme sırasıyla SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.89f’de oluşan ötektik M₂B a ait bir detay görüntü sunulmuştur.



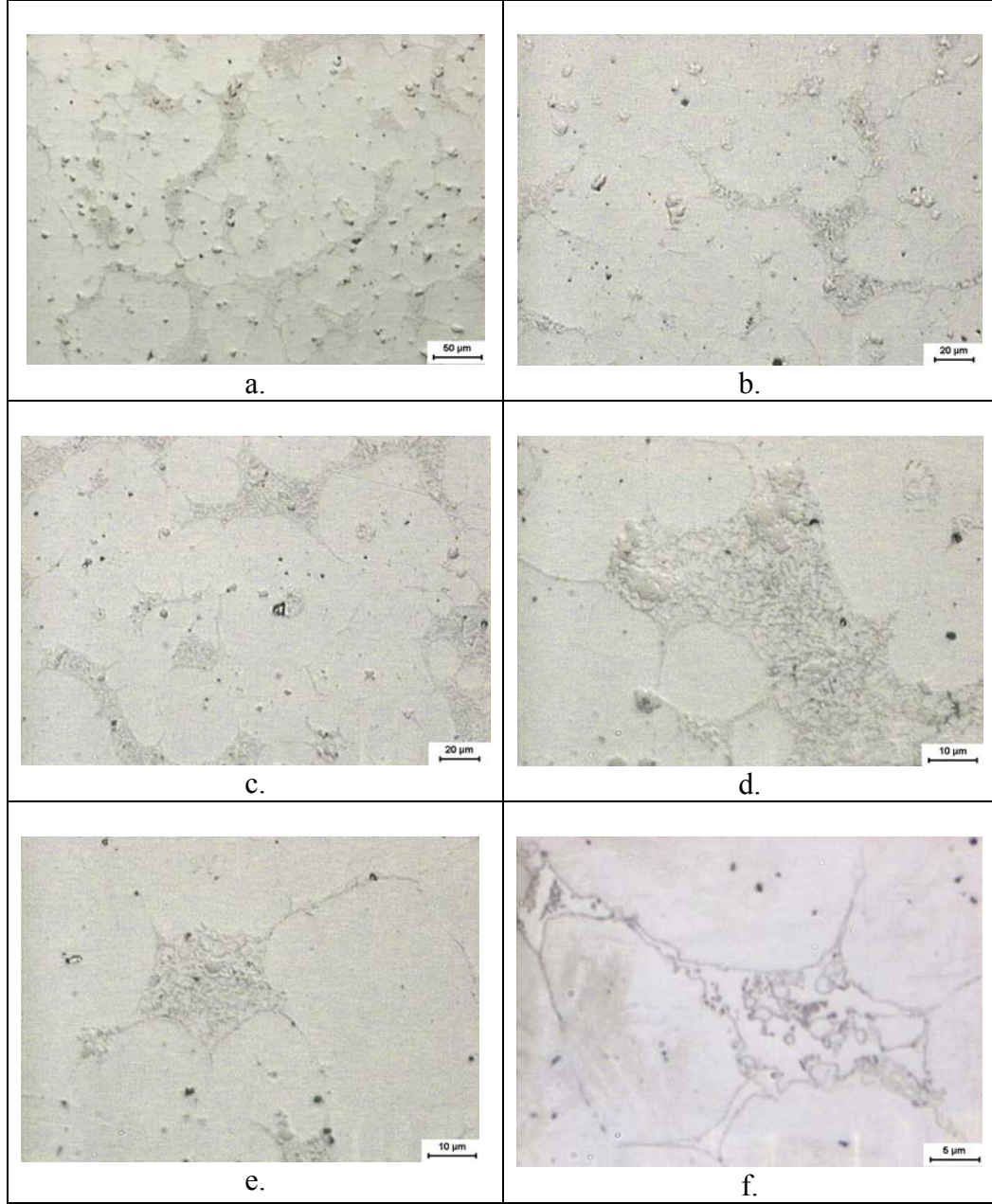
Şekil 5.89. HS3-5-1.5-5+1Nb-.05 B içeren numune döküm konumu SEM görüntüsü, nital ile dağlanmış.

Şekil 5.90'da ise 0.23B içeren deneysel yüksek hız takım çeliğinin SEM görüntüleri verilmiştir. İnterdendritik alanlarda beyaz renkli M_2C ve M_6C karbürleri ile artan bor miktarı sonucu interdendritik alanlarda gri renkli oluşmuş geniş M_2B ötektik borürler görülmektedir.



Şekil 5.90. HS3-5-1.5-5+1Nb+0.23B içeren numune döküm konumu SEM görüntüsü, nital ile dağlanmış.

Şekil 5.91'de % 0.23 bor içeren deneysel çeliğin östenitleştirilmiş- suverilmiş konumdaki IM da çekilen görüntüleri verilmiştir. Artan büyütme sırasıyla mikroyapı incelendiğinde; östenitleştirme konumuna gelene kadar yapılan ısıl işlemler ile interdendritik alanlardaki M_2C karbürlerin ayrıştığı, ancak yine aynı bölgelerde oluşan M_2B borürlerin ise bu ısıl işlemlerden etkilenmeyerek döküm yapısına benzer şekilde kaldığı görülmektedir.

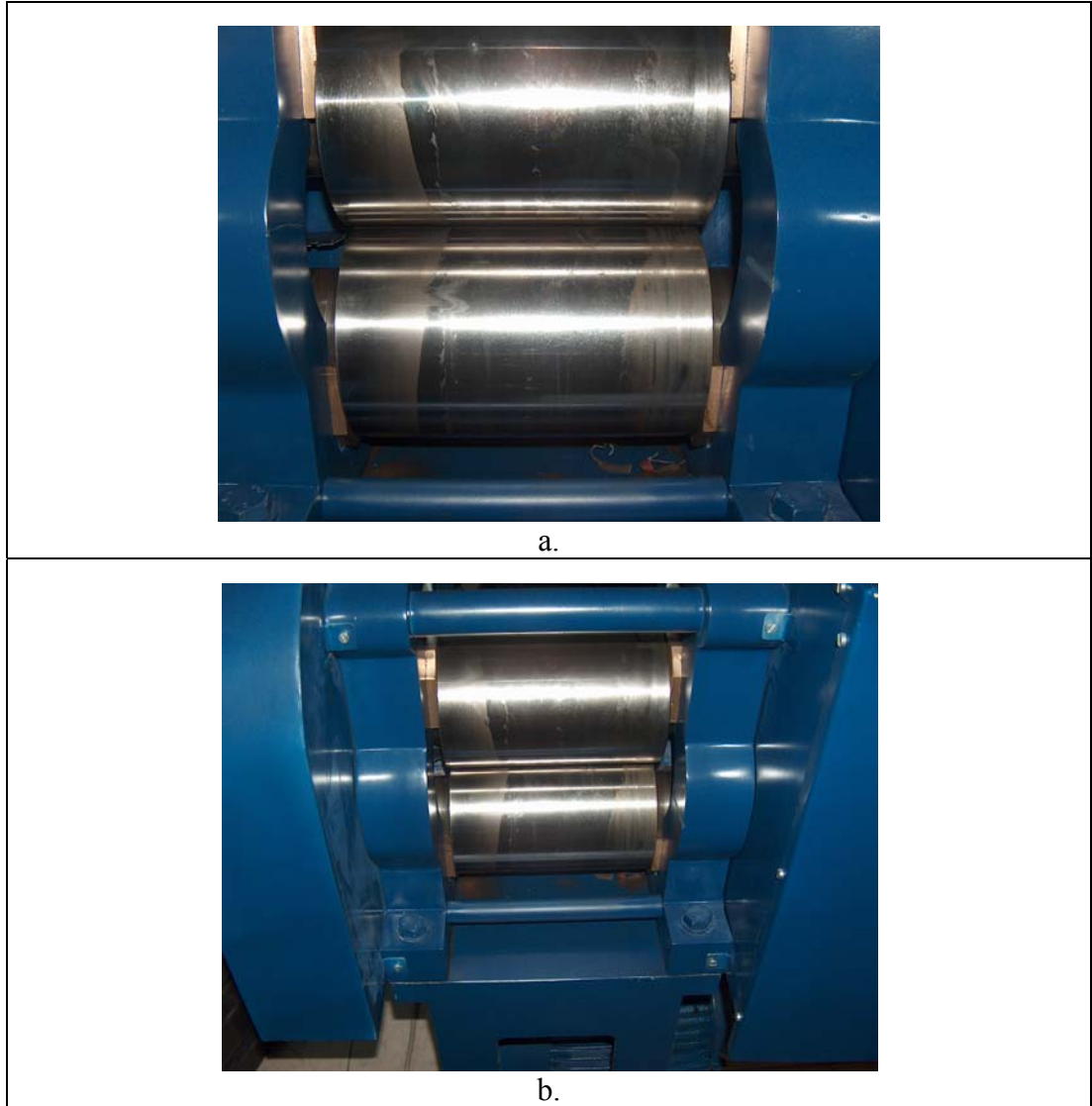


Şekil 5.91. HS3-5-1.5-5+1Nb-0.23B içeren numune östenileştirilmiş-su verilmiş konum IM görüntüsü, nital ile dağlanmış.

5.4.4. Bor alaşımlı dökümlerin uygulanması

Sürtünme katsayılarının ölçümünden sonra bor alaşımlı döküm yüksek hız takım çeliklerinin sürtünmeye mukavemetli ortamlarda çalışabileceği düşünülmüş ve bu doğrultuda plastik deformasyon tarzı bir çalışma için uygun olduğu görülmüştür. Bu amaçla bu çelikten ufak tipte örnek bir hadde merdanesi üretilmiştir. Malzmeden tasarruf ve tam sertleştirmenin sağlanması amacıyla içi boş silindir olarak dökülen borlu yüksek hız takım çeliğinin içerisine de dökme demir dökülerek merdanenin

kolları oluşturulmuştur. Böylece merdänenin haddeleme görevini görecek kısmın sert, darbe ve titreşime maruz kalacak kollarının ise yüksek toklukta olması sağlanmıştır. Üretilen merdaneler Şekil 5.92a ve b’de görülen hadde makinasına monte edilerek haddeleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu merdanelerde bakır, alüminyum ve paslanmaz çelik dahi başarıyla haddelenmiştir. Sonuç olarak bor katkılı yüksek hız takım çeliğinden üretilen merdanelerde ümit verici sonuçlar elde edilmiştir. Bu tip merdaneler ancak bor katkısız olarak halen Japonya ve Kore tarafından çeşitli sektörler için üretilmektedir. Şekil 5.93’de ise soğuk boru çekmede kullanılan boru kalibresi takımı görülmektedir. Soğuk boru çekmede oluşan ağır sürtünmeye karşı bu borlu numunelerin oldukça dayanıklı olduğu saptanmıştır.



Şekil 5.92. Borlu yüksek hız takım çeliğinden üretilen merdaneler.



Şekil 5.93. Borlu yüksek hız takım çeliğinden üretilen boru haddeleri.

BÖLÜM 6. SONUÇ VE İLERİ BAKIŞ

Bu çalışmada yapılan yoğun deneysel çalışmalarla yeni geliştirilen döküm yüksek hız takım çeliğinin faz oluşumu, faz bileşenleri, karbür-karbür reaksiyonları, takım ömrü ve performansı üzerinde bilgi edinilmiştir. Yeni geliştirilen çelikte öncelikle thermocalc ile denge durumunda yapılan faz bileşimi ve karbür miktarı hesaplarında, pratikte çok yüksek hızla soğuyarak denge dışı katılaşma gösteren deneysel HS 3-5-1.5-5+1Nb çeliğindeki fazlara benzerlik olduğu görülmüştür. Ancak alaşımdaki wolfram ve molibden oranına bağlı olarak değişkenlik gösteren M_2C oluşumu, deneysel çelikte molibdenin yüksek wolframın düşük olmasına bağlı olarak M_2C oluşumuna yol açarken, standart çelikte wolframın yüksek olması denge konumunda M_6C oluşumuna yol açmaktadır. Deneysel HS 3-5-1.5-5+1Nb çeliğine yapılan niobyum ilavesi ile standart yüksek hız takım çeliğinde olmayan heterojen çekirdeklenme gerçekleştirilmiş ve bu heterojen çekirdekte yapılan analizlerden çekirdek kısmın niobyumca zengin, dış kısmın ise vanadyumca zengin karbürden oluştuğu tespit edilmiştir. Yani heterojen çekirdeklenmiş MC karbüründe kristal segregasyonu görülmüştür. HS 6-5-2 standart alaşımına kobalt ilavesi, oluşan faz miktarı ve türlerinde bir değişime yol açmazken % 5 kobalt ilavesinin östenit oluşum sıcaklığını yükselterek (1375 °C'den 1390 °C'ye) peritektik faz dönüşüm aralığını daralttığı, ayrıca standart numunede 1300 °C olan M_6C oluşum sıcaklığını 1250 °C'lere düşürdüğü belirlenmiştir.

Döküm yüksek hız çeliklerinde kaçınılmaz bir şekilde oluşan dendritlerarası iri karbür ağları wolfram oranının standart kompozisyonlara göre yarı yarıya düşürülerek minimize edilmiş ve titanyum ilavesi ile yapılan heterojen çekirdeklenmiş MC karbürler, tane sınırından tane içlerine doğru ilerletilerek kesici takım malzemesinin tokluğu artırılmıştır. Bu ötektik karbür ağlarının oluşum sıcaklığı da bağlı olduğu gözönüne alınarak soğuma hızının artırılması amacıyla kum destekli sac kalıplara döküm yapılmış ve sacın soğutucu görevi görmesi hedeflenmiştir.

Yapılan döküm sonucu ölçülen ikincil dendrit koları arası mesafe malzemenin soğuma hızının tespitinde kullanılmış ve soğuma hızının yaklaşık 10^0-10^1 K/sn arasında olduğu belirlenmiştir. Bu da oldukça yüksek bir soğuma hızıdır.

Sertleştirilmenin yapılmasından sonra ölçülen östenit tane boyutu bu sıcaklıkta bekleme süresinin yeterli olup olmadığını tespit etmek için kullanılmaktadır. Sac kalıba dökülen malzemede $34 \mu\text{m}$, kokil kalıba dökülen yüksek hız çeliğinin tane boyutunun ise ortalama $10 \mu\text{m}$ olduğu görülmektedir. Bu durum sac kalıba dökümün östenit tanelerini de kabalaştırdığını göstermektedir. Ancak pratikte kullanılan malzemede bu tane boyutu yeterli olmaktadır. Yüksek hız takım çeliklerinde kalıntı östeniti gidermek ve ikincil sertliği sağlamak amacıyla yapılan kademeli meneviş deneysel çeliğe de yapılmış ve 3. menevişte en yüksek değer elde edilerek kalıntı östenitin hemen hemen yok olduğu tespit edilmiştir.

HS6-5-2 ve HS3-5-1.5-5+1Nb döküm numunelerinin her ikisinde de ışık mikroskopunda görüntü analizi yöntemiyle oluşan MC ve M_6C karbür boyut ve şekil dağılımları ayrı ayrı saptanmıştır. Ticari HS6-5-2 çelikte toplam karbür hacmi % 9.1 iken deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb lu çelikte % 7.3 olarak yaklaşık % 20 seviyesinde daha azdır. Bu fark deneysel alaşımdaki daha düşük wolfram miktarını yansıtmaktadır. Ancak deneysel çeliğin ortalama 0.20-0.25 seviyesinde daha yüksek karbon miktarı sonucu menevişlemede olan çökelti sayısı artırılmış ve böylece matrikste daha yüksek bir potansiyel elde edilmiştir.

Karşılaştırmalı olarak yapılan kesme ve testlerinde deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb'lu çeliğin ıslahlı AISI 4140 ve ıslahsız AISI 4140 çeliği ile yapılan işlemlerinde orta ve düşük hızlarda takım ömrü açısından standart HS6-5-2 çeliğinden daha uzun ömürlü olduğu görülmüştür. Bunun nedeni ise standart çeliğin matriksi karbür ve karbür yapıcı element açısından zayıf ve görevi sadece kesme işlemi yapacak karbürleri yerinde tutmak iken, deneysel çeliğin çökelti sertleşmesi ile yüksek doyuma ulaştırılan matriksi aynı zamanda kesme işleminin bir kısmını da gerçekleştirmektedir ve bu durum deneysel çeliğin takım ömrünü uzatmaktadır. Ancak takım ömrü diyagramlarında aşınmanın belli bir kritik hıza kadar arttığı, bu kritik hızda biraz daha azaldığı, bu hız da geçilince takımın birden kuvvetlice aşınarak nihai harabiyete uğradığı görülmektedir. Bunun nedeni ise aşınmanın

yüksek olduğu düşük hızlarda kesme işleminin takım ucuna yapışan yığıntı köşesi tarafından gerçekleştirilmesidir. Ortalama 700 HV sertliğe sahip bu talaş yığıntısı işleme sırasında sürekli bir devir halinde oluşup talaş ile uzaklaşmasıyla takımın aşınmasına neden olur. Bu kritik hız aşıldığında kesici uçta yığıntı köşesi oluşmaz ve kesme işlemi yaklaşık 900 HV gelen kesici uç tarafından gerçekleştirilir. İşte burada takım aşınması yavaşlar. Bu hızın aşılmasıyla takım oluşan yüksek sıcaklık sonucu birden katastrofik plastik deformasyona uğrar ve işleme görevini yerine getiremez.

Son aşamada ise deneysel çeliğe bor ilavesi ile sürtünme düşürülmüştür. Bu doğrultuda artan bor ilavesiyle oluşan M_2B fazının da arttığı görülmüştür; böylece büyüyen interdendritik M_2B adacıkları sürtünme katsayısını düşürmektedir. Belli oranlarda bor ilave edilip üretilen ve sürtünmeli ortamlarda çalıştırılan çeşitli parçalardan iyi verim alınması bu durumu kanıtlamaktadır.

KAYNAKLAR

1. Trent, E.M., “Metal Cutting”, *The Butterworth Group*, London, (1984).
2. Edwards, R., “Cutting Tools”, *The Institute of Materials*, London, (1993).
3. Karagöz, Ş., “Yüksek Hız Çeliklerinin Toz Metalurjisi: Mikroyapı Oluşumu ve Özellikler İle Güç Etkisi”, *Metal Dünyası*, 40-49, (1993).
4. “Teknik Yayınlar”, *Asil Çelik Sanayi ve Ticaret A.Ş.*, İstanbul, (2000).
5. “Tool Materials”, ASM Speciality Handbook, *ASM International*, USA, (1995).
6. “Progress In Tool Steels”, *Ruhr University*, Bochum-Germany, (1996).
7. Karagöz, Ş., “Yüksek Hız Çeliklerinin Isıl İşlemi ve Vakum Uygulaması”, *I. Ulusal Endüstri Fırınları Konferansı*, 249-259, (1992).
8. Ebner, R., Leitner, L., Jeglitsch, F., Çaliskanoglu, D., “Methods of Property Oriented Tool Steel Design” *Proceedings of the 5th International Conference on Tooling*, University of Leoben, 3-24, September 29th October 1st, Germany, (1999).
9. Karagöz, Ş., Andren, H., O., “Secondary Hardening in High Speed Steels”, *Zeitschrift für Metallkunde*, 386-394, (1992).
10. Fischmeister, H., F., Riedl, R., Karagöz, Ş., “Solidification of High-Speed Tool Steels”, *Metallurgical Transactions A*, 2133-2147, (1989).
11. Askeland D., R., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri”, Çev: Dr. M. Erdoğan, *Nobel Yayınevi*, Ankara, (1998).
12. Gahm, H., Löcker, K., D., Fischmeister, H., F., Karagöz, Ş., Gruber, A., Jeglitsch, F., “Morphologie, Sekunderdendritearmabstand und Kühlrate von Gasverdünsten Metallpulvern”, *Praktische Metallographie, Sonderband 18*, 479-490, (1987)
13. Ineson, E., Hoyle, G., “Cast Structure of High-Speed Steel”, *Metal Treatment And Drop Forging*, 257-262, (1956).
14. Karagöz, Ş., “Yüksek Hız Çeliklerinin Toz Metalurjisi: Mikroyapı Oluşumu ve Özellikler İle Güç Etkisi”, *Metal Dünyası*, 40-49, (1993).
15. Chandrasekaran, H., “High Speed Steel For Intermittent Machining and Potential For Development”, *Proceedings of The 5th International Conference on*

- Tooling**, University of Leoben, 67-82, September 29th-October 1st, Germany, (1999).
16. Barkalow, R., H., Kraft, R., W., Goldstein, J., I., “Solidification of M2 High Speed Steel”, *Metallurgical Transactions*, Vol.3, April, 919-926, (1972).
 17. Fredriksson, H., Brisning, S., “The Formation of Carbides During Solidification of High Speed Steels”, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 5, 268-275, (1976).
 18. Jones, T., K., Mukherjee T., “Identification of Carbides in As-Cast 18-4-1 High Speed Steels”, *Journal of the Iron and Steel Institute Technical Note*, 90-92., (1970).
 19. Blackmore, P., A., Segal, A., Baker, A., J., Beeley, P., R., “Development of Composite Structures in Cast Steels by Liquid Metal Treatment”, *Solidification and Casting of Metals, The Metal Society*, London, 533-538, (1979).
 20. Hoyle, G., Ineson, E., “Modification of the Cast Structure of High-Speed Steel”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, November, 254-269, (1959).
 21. Lenta, E., J., Twenty, M., E., Pesci, H., “Transformation of the Primary Carbide Networks in High Speed Steels by Heat Treatment at High Temperatures, *Metallography*, 387-401, (1983).
 22. Ghomashchi M., R., Sellars, C., M., “Microstructural Changes In As-Cast M2 Grade High Speed Steel During High Temperature Treatment”, *Metal Science* Vol. 18, January, 44-48, (1984).
 23. Karagöz, Ş., Yılmaz, A., “Cast High Speed Tool Steels With Niobium Additions”, *The 66. World Foundry Congress, Proceedings*, Vol.2, 1103-1114, 6-9 September İstanbul, (2004).
 24. Karagöz, Ş., Yılmaz, A., “Ağaç ve Tekstil (Deri) ve Tarım Aletleri İçin HSS-Tipi Kesici Takım Malzemesinin (Yüksek Hız Çelikleri) Döküm Yoluyla Üretimi”, *Metal Makina Dergisi*, Kasım-Aralık, 462-465, (2004).
 25. Yılmaz, A., “Niobyum Alaşımli Döküm Yüksek Hız Takım Çeliği: Metalurjik Dizayını ve Üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, (2002).
 26. Karagöz, Ş., “Yüksek Hız Çeliklerinin Kesme Tutumu; İkincil Sertlik ve Yumuşama”, *8. Metalurji ve Malzeme Kongresi*, 191-198, (1995).
 27. Göknil, A., “Yüksek Hız Çeliklerinin Isıl İşlemi”, *TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası*, (1992).
 28. Karagöz, Ş., Fischmeister, H., F., “Niobium-Alloyed High Speed Steel by Powder Metallurgy”, *Metallurgical Transactions A*, June, 1395-1401, (1988).

29. Werner, D., H., “**Boron and Boron Containing Steels**”, Germany, (1989).
30. Karagöz, Ş., “Yüksek Hız Çeliklerinde Karbürler”, **Takım Çeliklerinin Isıl İşlemi Semineri**, Metalurji Mühendisleri Odası, 23-25 Aralık, İstanbul, (1992).
31. Boccacini, M., Goldenstein, H., “Solidification of High Speed Steels”, **International Materials Reviews**, Vol.46, No.2,92-115, (2001).
32. Karagöz, Ş., Liem, I., Bischoff, E., Fischmeister H., F., “Determination of Carbide and Matrix Compositions in High-Speed Steels by Analytical Electron Microscopy”, **Metallurgical Transactions A**, December, 2695-2701, (1989).
33. Juneja, B., L., Sekhon, G., S., “Fundamentals of Metal Cutting and Machine Tools”, **Wiley Eastern Limited**, India, (1987).
34. Subaşı, Y., “Döküm Yüksek Hız Çeliklerinde Mikroyapısal Karakterizasyon; Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisinin Belirlenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kocaeli, (2006).
35. Avuncan, G., “Talaş Kaldırma Ekonomisi ve Kesici Takımlar”, **Makina Takım Endüstrisi Sanayi Tic. A.ş.**, İstanbul, (1998).

ÖZGEÇMİŞ

1973 yılında Üsküdar'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Gebze'de tamamladı. 1991 yılında Kocaeli Özel Seymen Lisesi'nden mezun oldu. 1991-1992 eğitim yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü'ne kaydoldu. 1996 yılında Metalurji Mühendisi ünvanını aldı. 2000 yılında Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde başladığı yüksek lisansı 2002 yılında bitirerek Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi olarak mezun oldu. Aynı yıl Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde doktora eğitimine başladı. 1999 yılında Türk Silahlı Kuvvetleri Kara Kuvvetleri Komutanlığı Lojistik Komutanlığına bağlı 7nci Bakım Merkezi Tuzla/İstanbul'da Metalurji Mühendisi subay olarak başladığı görevine halen devam etmektedir.