KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNDE MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYON; MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLER İLİŞKİSİNİN BELİRLENMESİ

YÜKSEK LİSANS

Metalurji ve Malzeme Müh. Yasin SUBAŞI

Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Danışman: Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ

KOCAELİ, 2006

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNDE MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYON; MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLER İLİŞKİSİNİN BELİRLENMESİ

YÜKSEK LİSANS

Metalurji ve Malzeme Müh. Yasin SUBAŞI

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih:
Tezin Savunulduğu Tarih:

Tez Danışmanı	Üye	Üye
Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ	Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN	Doç. Dr. Muzaffer ZEREN
(…….)	(…….)	(…….)

KOCAELİ, 2006

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Yüksek alaşım içeriği doğrultusunda oldukça farklı ve ilginç mikroyapılar sergileyen yüksek hız çelikleri bu özellikleriyle .çalışmanın deneysel kısmının da oldukça yoğun öğeler barındırmasına neden olmuştur. Amaç, alaşımlama ve ısıl işlem ikilisinin takım özelliklerine katkısını saptayabilmektir. Çalışmanın hem malzeme karakterizasyonunu hem de mekanik özellikleri bünyesinde bulundurması ve deneysel verilerin de diyagramlar ışığında yansıtılması ve açıklanmasıyla bu konuyla ilgilenen araştırmacılara yol gösterici bir kaynak olmasını temenni ederim.

Tez çalışmam süresince teorik ve pratik bilgilerinden çok yoğun olarak faydalandığım ve ilgi ve desteğini her zaman bana sunan danışmanım sayın Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ'e, numune teminini sağlayarak çalışmanın ilerlemesinde çok büyük pay sahibi olan 7nci Bakım Merkezi Komutanlığı çalışanlarına, ve özellikle Y.Müh. Kıd. Üsteğmen Alpay Yılmaz'a, tezin deneysel bölümündeki katkılarından dolayı bölümümüz çalışanlarından Ar. Gör. Esra Yılmaz'a, göreve başladığımdan bu yana maddi ve manevi çok büyük desteğini gördüğüm Ar. Gör. Onur Birbaşar'a, zor günlerimde desteğini esirgemeyen Uzman Serap Gümüş ve Teknisyen Mahmut Mert'e teşekkürü bir borç bilirim. Bu çalışmayı bundan böyle kendimi onlara adayacağım aileme hediye ediyorum

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ v
TABLOLAR DİZİNİ xii
SİMGELER xiii
ÖZET xiv
İNGİLİZCE ÖZET xv
1. GİRİŞ 1
2. KESİCİ TAKIM MALZEMELERİ 3
2.1. Yüksek Hız Çelikleri 4
2.1.1. Tarihsel gelişim ve mikroyapısal modifikasyon 4
2.1.2. Yüksek hız çeliklerinin sınıflandırılması 9
2.2. Stellitler 12
2.3. Sert Metaller 14
2.4. Sermetler 19
2.5. Sialon 20
2.6. Aluminyum Oksit Esaslı Seramikler 21
2.7. Silisyum Nitrür 23
2.8. Kübik Bor Nitrür 23
2.9. Polikristalin Elmas 25
3. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ 28
3.1. Döküm 28
3.2. Haddeleme 28
3.3. Toz Metalurjisi 30
3.3.1. Toz üretimi ve yoğunlaştırma 33
3.3.2. Yarı mamul üretimi 34
3.3.3. Parça üretimi 35
4. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN MİKROYAPISI 36
4.1. Yüksek Hız Çeliklerinin Katılaşması 38
4.1.1. Katılaşma sırası 39
4.1.2. Birincil dendrit uzayları 40
4.1.3. İkincil dendrit kol uzayları 41
4.2. Karbür ve Karbür Reaksiyonları 43
4.2.1. M_6C ötektiği 44
4.2.2. M_2C ötektiği 44
4.2.3. MC 47
4.2.4. Kimyasal kompozisyonun karbür reaksiyonlarına etkisi 50
5. ALAŞIM ELEMENTLERİ 55
5.1. Karbon 55
5.2. Wolfram (Tungsten) 56
5.3. Molibden 56
5.4. Krom 57
5.5. Vanadyum 57

5.6. Kobalt 58
5.7. Niobyum 59
5.8. Titanyum 63
5.9. Bor 63
6. ISIL İŞLEM 65
6.1. Yumuşatma Tavı 66
6.2. Östenitleştirme ve Su Verme (Sertleştirme) 66
6.3. Menevişleme 70
6.4. Aşırı Menevişleme 72
7. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ 73
7.1. Aşınma 74
7.1.1. İşlenebilirlik 75
7.1.2. Talaş alma kuvveti 76
7.1.3. Talaş oluşumu 78
7.1.4. Takım ömrü 79
7.1.5. Takım aşınması ve aşınma mekanizmaları 80
7.1.5.1. Abrazyon 82
7.1.5.2. Adhezyon 85
7.1.5.3. Atrisyon 85
7.1.5.4. Plastik Şekil Değiştirme 86
7.1.5.5. Difuzyon 87
7.1.6. Takım hasar göstergeleri ve aşınma ölçümleri 88
7.1.6.1. Serbest yüzey aşınması 88
7.1.6.2. Krater aşınması 90
7.1.6.3. Parçacık Kopması 90
7.1.6.4. Aşınma ölçümü 91
7.1.7. Takım hasar kriteri 92
7.1.7.1. Direkt kriter 92
7.1.7.2. Dolaylı kriter 93
7.1.8. Proses parametrelerinin takım ömrüne etkisi 94
7.1.8.1. Takım malzemesi 95
7.1.8.2. İş parçası malzemesi 95
7.1.8.3. Kesme hızı, ilerleme hızı ve kesme derinliği 96
7.1.8.4. Takım geometrisi 96
7.1.8.5. Kesme sıvısı 98
7.1.8.6. Tezgah-takım sisteminin titreşim davranışı 98
7.1.8.7. Darbeli kesme 98
7.1.8.8. Yığıntı köşesi 99
7.1.9. Mikroyapı-aşınma dayanımı ilişkisi 99
7.2. Kırılma Tokluğu 101
7.2.1. Çatlak oluşumu ve ilerlemesi 101
7.2.2. Gevrek kırılma 103
7.2.3. Sünek kırılma 105
8. TAKIM MALZEMELERİNDE MİKROYAPISAL TANIMLAMA VE GELİŞMELER 107
8.1.Faz Kontrastlanması 107
8.1.1.Renkli metalografi 107
8.1.1.1.Renklendirme yöntemi 108
8.1.1.2.Renkli dağlama 108

8.1.1.3. Renkli dağlamanın takım çeliklerine uygulanması 109
8.1.2. Tarama elektron mikroskobunda kontrast mekanizmaları 115
8.1.2.1. İkincil elektron görüntüsünde kontrast 115
8.1.2.2. Geri saçılmış elektron görüntüsünde kontrast 116
9. PRATİK ÇALIŞMA: MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLER İLİŞKİSİ 127
9.1. MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYON 129
9.1.1. Numune hazırlama 129
9.1.2. Uygulama örnekleri: MC ve M_6C karbürlerinin kontrastlanması 130
9.1.3. Karbür boyutlarının belirlenmesi 135
9.1.4. Thermocalc hesaplamaları ile faz türü ve miktarlarının belirlenmesi 143
9.2. Katılaşma 145
9.2.1. Katılaşma hızının belirlenmesi 145
9.3. Deneysel Alaşım-Üretim ve Isıl İşlem 148
9.3.1. Deneysel alaşım dizaynı 148
9.3.1.1. Kalıp dizaynı 149
9.3.1.2. Döküm 149
9.3.1.3. Yumuşatma tavlaması 153
9.3.1.4. Östenitleştirme ve su verme (sertleştirme) 155
9.3.1.5. Menevişleme 157
9.4. Mekanik Özellikler 165
9.4.1. Aşınma dayanımı ve kesme testleri 165
9.4.2. Sürtünme ölçümleri: 196
9.4.3. Kırılma tokluğu 197
10.SONUÇ VE İLERİ BAKIŞ 202
KAYNAKLAR 203
ÖZGEÇMİŞ 207

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Yüksek hız çeliklerinin dizayn basamakları 2
Şekil 2.1. Yüksek hız çeliklerinin döküm mikroyapısının evrimi. 8
Şekil 2.2. Optik mikroskop ile alınmış olan Stellit yapısına ait mikroyapısal görüntü (x100). 13
Şekil 2.3. % 6 Co ve % 94 WC içerikli, orta tane boyutlu bir sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü (x1500). 16
Şekil 2.4. % 6 Co ve % 94 WC içerikli, çok ince taneli sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü (x1500). 16
Şekil 2.5. TiC içeren sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü. 18
Şekil 2.6. TiCN esaslı sermetin mikroyapısına ait SEM görüntüsü (x5000). 19
Şekil 2.7. Sialon mikroyapısına ait SEM görüntüsü.x5000 21
Şekil 2.8. Whiskerlerle güçlendirilmiş seramiklere ait optik mikroskop ile alınmış olan bir görüntü örneği (x1500). 23
Şekil 2.9. Saf kübik bor nitrür malzemesine ait mikroyapı görüntüsü (x1000). 25
Şekil 2.10. TiC ilaveli kübik bor nitrür malzemesine ait mikroyapı görüntüsü (x1000). 25
Şekil 2.11. Polikristal elmas yapısına ait mikroyapısal görüntü (x1000). 26
Şekil 3.1. Yüksek hız çeliklerinde üretim karakteristiğine bağlı olarak karbür dağılımının şematik gösterimi. 29
Şekil 3.2. M_2C karbürünün MC (koyu tanecikler) ve M_6C (beyaz tanecikler) karbürlerine ayrışmasının modellenmesi. 29
Şekil 3.3. Tipik yüksek hız çeliği mikroyapıları (a) Döküm ve haddelenmiş çelik (AISI M2), SEM görüntüsü, (b) Toz metalurjik metal (ASP 23), TEM görüntüsü 32
Şekil 3.4. Toz metalurjik bir malzemede MC karbürlerinin boyut dağılımı. 32
Şekil 3.5. Azot atomizasyonu ile üretilmiş küresel yüksek hız çeliği tozu, SEM. 33
Şekil 3.6. a) gaz atomize edilmiş, b) su atomize edilmiş yüksek hız çeliği tozları. 34
Şekil 4.1. Yüksek hız çeliklerinin tipik mikroyapı bileşenleri. a) SEM görüntüsü b) mikroyapının şematik görünümü (mikron boyutunda) c) mikroyapının şematik görünümü (nanometre boyutunda) 36
Şekil 4.2. Fe-C alaşımlarında karbon miktarının martenzit tipine ve kalıntı östenit miktarına etkisi. 37
Şekil 4.3 (a) AISI M2 çeliğinde lata martenzit matriksi (b) ASP 60 çeliğinde plaka martenzit matriksi. 38
Şekil 4.4. AISI M2 çeliğine ait denge diyagramı ve oluşması öngürülen faz türleri. 39
Şekil 4.5. Ortalama %0,9 C, % 6 W ve % 5 molibden içeren niobyum alaşımlı yüksek hız çeliklerinde katılaşma sırasının şematik gösterimi. a) % 1,5-3 Nb, vanadyumsuz b) % 1 Nb ve %1 V. 42
Şekil 4.6. M2 çeliklerinin döküm mikroyapısında tipik M_6C morfolojisi (a) optik: $KOH+K_3Fe(CN)_6$ ile dağlanmış (b) SEM 44
Şekil 4.7. M_2C ötektiğinin morfolojik tipleri. 45
Şekil 4.8. AISI M2 çeliğinde M_2C ötektiği morfolojisi (a) düşük soğuma hızı (b) yüksek soğuma hızı 46
Şekil 4.9. MC ötektiğinin morfolojik tipleri. 48

Şekil 4.10. Şematik olarak Nb-ca zengin MC karbürünün büyüme karakteristiği. ... 49
Şekil 4.11. HS 3-5-1,5 -0,5 Nb alaşımında MC'nin çekirdeklenme karakteristiği. ... 50
Şekil 4.12. Yüksek hız çeliklerinde bulunan alaşım karbürleri, sementit ve martenzit sertliklerinin karşılaştırılması. ... 50
Şekil 4.13. Karbon bileşiminin ve soğuma hızının bir fonksiyonu olarak birleşmiş ötektiğin hacimsel yüzdesi. ... 51
Şekil 4.14. Sabit bir W eşdeğeri için, W, Mo ve V bileşimlerinin yüksek hız çeliklerindeki ötektiklerin oluşumu üzerindeki etkileri arasındaki ilişki. . 52
Şekil 4.15. M_6C ve M_2C ötektik karbürlerinin oluşumu için itici güç: M_2C ötektik karbürünün oluşumu için itici güç artan soğuma hızı ile artar (a) T_1; (b) $T_1<T_2$; ΔG^{M2C} , M_2C ötektiği oluşumu için Gibbs serbest enerji değişimi. 53
Şekil 4.16. M2 çeliğinin yönlendirilmiş katılaşması boyunca interdentritik sıvının kimyasal kompozisyonunun evrimi (a) 0,89C-1,44V; (b) 0,85C-3,15V (1) katılaşmanın başlangıcı; (2) peritektik reaksiyonun başlangıcı; (3) M_6C ötektiğinin başlangıcı; (4) MC ötektiğinin başlangıcı; (5) M_2C ötektiğinin başlangıcı; (6) ötektik reaksiyonların sonu. ... 54
Şekil 5.1. Matrisk ve çökelti fazları arasındaki kompozisyonal ilişki (a) M_2C içerinde Mo ve W (b) MC içerisinde Mo ve W ... 57
Şekil 5.2. Kobalt bileşiminin T1 yüksek hız çeliğinin sıcak sertliği üzerine etkisi. .. 58
Şekil 5.3. Blokvari Nb-ca zengin MC karbürü; SEM ikincil elektron kontrastı (a) dağlanmış numune (b) derin dağlanmış numune. ... 59
Şekil 5.4. Sabit karbon seviyesinde V yerine Nb kullanılan bir AISI M2 serisinde karbürlerin hacimsel oranları üzerine artan Nb'un etkisi. ... 60
Şekil 5.5. Sertleştirilmiş AISI M2 ve Nb-lu benzerlerindeki MC karbürlerinin boyut dağılımları. ... 61
Şekil 5.6. AISI M2'nin Nb'lu benzerlerindeki katılaşma yapısında görülen Niobyumca zengin karbürler (a) ötektik (6-5-0-2 Nb); (b) primer karbür (6-5-0-3 Nb). ... 61
Şekil 5.7. AISI M2 çeliğinin Nb alaşımlanmış farklı bir türünün (6-5-1+1 Nb) katılaşma yapısındaki karbürler, SEM'de atom numarası kontrastı. A: V-ca zengin MC; B: Nb-ca zengin MC; C: M_2C; D: M_6C. ... 62
Şekil 5.8. Sıvıdaki Nb aktivitesinin bir fonksiyonu olarak NbC-tipi monokarbür morfolojisi. ... 63
Şekil 6.1. Yüksek hız çeliklerinin ısıl işlem yöntemi. ... 66
Şekil 6.2. Östenitleştirmede karbür çözündürme tutumu. ... 67
Şekil 6.3. Alaşım elementlerinin ve diğer etkenlerin TTT diyagramında dönüşüm kademelerini kaydırması. ... 68
Şekil 6.4. AISI M2 çeliğinde östenitleme sıcaklığının karbür yoğunluğu ve östenit tane boyutuna etkisi. ... 68
Şekil 6.5. 1250 ºC'de östenitleştirilmiş bir AISI M2 çeliğinde tane sınırlarındaki karbür filmleri. ... 69
Şekil 6.6. Bir AISI M2 çeliğinde östenitleştirme sıcaklığının karbür boyutuna etkisi. ... 69
Şekil 6.7. Karbür boyut ve dağılımının östenit tane büyümesi üzerine etkisi; (a) şematik örnek mikroyapılar, (b) %1,35 C'lu HS6-5-4, sertleştirilmiş, (c) HS 6-5-2, sertleştirilmiş. ... 70
Şekil 6.8. Menevişleme ile sertlik değişimi. ... 71
Şekil 7.1. Talaşlı işlemde işlenebilirliği etkileyen faktörler. ... 76

Şekil. 7.2. (a) Talaşlı işlemde 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. ... 77
Şekil 7.3. Talaş şekilleri ve işlenebilirlik etkisi. ... 79
Şekil 7.4. Değişik takım malzemelerinin kesme tutumunun V-T diyagramında tasarımı. ... 80
Şekil 7.5. Tornalama işleminde ısı akış şeması; takım, iş parçası ve talaşta sıcaklık dağılımı. ... 81
Şekil 7.6. Talaşlı işlem sürecinde etki eden gerilmelerin, torna kaleminde şematik olarak belirlenmesi. ... 82
Şekil 7.7. Değişik aşınma tipleri ve takımda oluşum yöreleri. ... 83
Şekil 7.8. Takım aşınması; a. serbest ve talaş yüzeyi aşınmaları, b. takım aşınmasında ölçülen boyutlar. ... 84
Şekil 7.9. İş parçasından gelen Ti(CN) tanesinin (yüksek hız çeliği) takım yüzeyini çizerek abrazif aşınması. ... 84
Şekil 7.10. Takımın kesme köşesinde "yığıntı köşesi" oluşumu. ... 85
Şekil 7.11. Yüksek sıcaklıkta (kayma nedenli) plastik şekil değiştirmesinin takım talaş yüzeyini aşındırması; krater köşesinde talaş ile beraber akan takım malzemesi. ... 87
Şekil 7.12. Takım aşınma türleri. ... 88
Şekil 7.13. Serbest yüzey aşınmasının ilerlemesi. ... 89
Şekil 7.14. Serbest yüzey aşınması bölgesinin genişliğinin zaman ile değişimi. ... 89
Şekil 7.15. Krater büyümesi. ... 90
Şekil 7.16. Aşınma bölgesinin genişliği ve maksimum krater derinliği. ... 92
Şekil 7.17. Efektif talaş yüzeyi açısı ile takım ömrü ilişkisi. ... 97
Şekil 7.18. Serbest açının takım ömrüne etkisi. ... 97
Şekil 7.19. Serbest yüzey açısının optimizasyonu. ... 98
Şekil 7. 20. Takım/talaş temas yüzeyinde yığıntı köşesi oluşumunun şematik gösterimi. ... 99
Şekil 7.21. İşleme sırasında abraziv aşınma mekanizmasına karbürlerin etkisi. ... 100
Şekil 7.22. Yüksek hız çeliklerinde mikroçatlakların karbür bandı içerisinde alt-kritik büyümeleri ile oluşan çatlak başlangıcı; model tasarım. ... 103
Şekil 7. 23. Dislokasyon birikim modeline dayalı değişik çatlak çekirdeklenme mekanizmaları. ... 104
Şekil 7.24. Çatlağın bir taneden diğer taneye, gevrek bir ikincil fazı kullanarak atlamasını gösteren şematik resim. ... 104
Şekil 7.25. Sünek malzemede boşluk oluşumu ve sünek kırılmanın son safhaları. . 105
Şekil 7.26. Sünek malzemelerde, ikincil fazda boşluk oluşumu ... 106
Şekil 7.27. Yüksek hız çeliklerinde çatlak karbürler. ... 106
Şekil 8.1. a,b,c: 1125 ºC de 15 dak östenitleştirilmiş ve su verilmiş + yumuşak tavlanmış HS 6-5-2 türü yüksek hız çeliği mikroyapısı. d,e,f: 1125 ºC de 7 saat östenitlenmiş ve su verilmiş + yumuşak tavlanmış S 6-5-2 çeliğinin mikroyapı görüntüleri. ... 112
Şekil 8.2. HS 6-5-2 numunesinden farklı kontrastlarda alınmış mikroyapı görüntüleri; a) IM, enterferans kontrastı, b) potansiyostatik dağlama c) SEM, parlatılmış numune. ... 113

Şekil 8.3. HS 2-9-1+1Nb alaşımına ait farklı kontraslarda alınmış mikroyapı görüntüleri; (a) IM, nital ile dağlanmış, (b) IM, ZnSe ile enterferans kaplaması yapılmış, (c) SEM, nital ile dağlanmış, (d) SEM, parlatılmış numune. Fazlar- A: Karbürce zengin matriks, B: M_2C, C: MC, D: M_6C, E: MnS, F: $M_2C + M_6C$, G: MC, H: M_6C 114
Şekil 8.4. HS 6-5-2 numunesinde yüksek hız çeliği numunesinin ikincil elektron görüntüsü. Açık renk partiküller atom numarası Fe'e göre çok daha yüksek olan W'ca zengindir (M_6C). Koyu renk partiküller ise V'ca zengin MC karbürlerdir. 116
Şekil 8.5. Şematik olarak ikincil elektron algılayıcısının topladığı veriler..... 116
Şekil 8.6. Etkileşim hacminin şekil ve boyutlarının atom ağırlığı ve uyarma gerilimi ile değişimi. 117
Şekil 8.7. Elementlerin atom numarasının SE ve BSE verimine etkisi [58]..... 117
Şekil.8.8. İkincil elektron veriminin atom numarası ile ilişkisi. 118
Şekil 8.9. S 6-5-3-8 yüksek hız çeliğinde ivmelendirme voltajının görüntü kalitesine etkisi 119
Şekil 8.10. Bir yüksek hız çeliğinde SEM negatiflerinde gri basamakların densiometrik ölçümleri, densitiseler matriks değerine norme edilmiştir.120
Şekil 8.11. HS 12-0-5-5 (AISI T15, toz metalurjik numune) yüksek hız çeliğinin a) dağlanmış, b) dağlanmamış SEM görüntüsü. Topografik kontrast için SEM çalışma koşulları U= 25 kV; I= 8.10^{-11} A,; eğim açısı= 0° 121
Şekil 8.12. Dağlanmış numunelerde karbür partiküllerinde görünen yüzey alanı hatası. 121
Şekil 8.13. Dağlanmamış yüzeyde SEM görüntüsü, nokta sayımı için çerçeve uygulaması yapılmış. 123
Şekil 8.14. Kesme sürecinde kaplamasız ve kaplamalı takımlarda aşınma gelişmesi..... 126
Şekil 9.1. HS 1-4-2-3 + 2Nb çeliğine ait primer MC karbürü görüntüleri. 130
Şekil 9.3. BSE kontrastı ile alınmış primer MC karbürü yapısı..... 131
Şekil 9.4. Bir primer MC karbürünün EDX analizi. 132
Şekil 9.5. Selektif dağlama ile dağlama sonucu karbür yüzeyinde meydana gelen değişiklik. 134
Şekil 9.8. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb..... 136
Şekil 9.9. Optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları. 137
Şekil 9.10. (a) Optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış MC karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler..... 137
Şekil 9.11. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere SEM (ikincil elektron kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb. 138
Şekil 9.12. (a) SEM (ikincil elektron kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler. 139
Şekil 9.13. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere SEM (BSE kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb. 139

Şekil 9.14. (a) SEM (BSE) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış MC karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler. 140
Şekil 9.15. (a) HS 3-5-1,5-5 + 1Nb çeliğinin SEM (BSE) ile alınmış mikroyapı görüntüsünden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler 140
Şekil 9.16. Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen ve görüntü analizinde kullanılan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait mikroyapı görüntüleri. 141
Şekil 9.17. Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşmının toplam karbür ölçümüne ait görüntü analizi eldesi. 141
Şekil 9.18**.** Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen ve östenit tane boyutu ölçümünde kullanılan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait mikroyapı görüntüleri. 142
Şekil 9.19. Östenit tane boyutu ölçümünden elde eidlen sonuçlar. 142
Şekil 9. 20. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları . 144
Şekil 9. 21. HS 6-5-2 çeliğininin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları 145
Şekil 9.22. Dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümünde kullanılan mikroyapı görüntüleri. 147
Şekil 9.23. Soğuma hızının dendrit ikincil kollar arası mesafe üzerine etkisi [64]. 148
Şekil 9.24 a. Döküm ergitme işleminin yapıldığı indüksiyon ocağı görüntüsü (b) Ocağı döküme hazır hale getirilmesi (cüruf alma) (c) Taşıma potasına döküm. 150
Şekil 9.25. Döküm HS 3-5-1,5-5+1 Nb alaşımının a-d artan büyütme sırasıyla mikroyapı görüntüleri, IM; e, SEM görüntüsü, Nital ile dağlanmış. 151
Şekil 9.26. (a) Ham döküm numuneler (b) Homojenizasyon tavlaması için hazırlanmış numuneler (c) Östenitleştirme için hazırlanmış numuneler. . 152
Şekil 9.27. Homojenizasyon tavlamasının döküm mikroyapısına etkisi; IM, Nital ile dağlanmış. a-e artan büyütme sırasıyla. 153
Şekil 9.28. Yumuşatma tavlaması sonrası mikroyapı; a-e artan büyütme 154
Şekil 9.29. Östenitleştirme ve menevişlemenin yapıldığı tuz banyosu fırını. 155
Şekil 9.30. (a) Menevişleme sonrası askıda soğuyan takım malzemeleri (b) Östenitleştirme (işlem sonrası numune sepetinin tuz banyosundan çıkarılması). 156
Şekil 9.31 Östenitleştirme ve su verme sonucu deneysel çeliğin mikroyapısı, a,b, IM görüntüsü.; c, SEM (SE), d, SEM (BSE) görüntüsü, numune nital ile dağlanmış. 157
Şekil 9.32. 1. Meneviş sonrası mikroyapı,.a-e artan büyütme ile, IM. 158
Şekil 9. 33. 2. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM. 159
Şekil 9.34. 3. Meneviş sonrası mikroyapı, a-f artan büyütme ile, IM. 160
Şekil 9.35.. 4. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM. 161
Şekil 9.36. 5. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM. 162
Şekil 9.37. 6. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM. 163
Şekil 9.38. Sertlik ölçümünün yapıldığı mikroyapı görüntülerinden bir örnek. 164
Şekil 9.39. Menevişleme-Sertlik ilişkisi. 164
Şekil 9.40. Isıl işlemin sertlik üzerine etkisi. 165
Şekil 9.42. Numune isimlendirme yöntemi 167

Şekil 9.43.Kesici takım malzemesinde serbest yüzey aşınmasını belirlemek için kullanılan yöntem. 171
Şekil 9.44. Tabloda verilen numunelere ait serbesy yüzey aşınma ölçümü örnekleri 172
Şekil 9.45. a) Ç1040 Islahlı, b) Ç4140 Islahlı, c) Ç1050 iş parçası kesimini yapan takım malzemelerinin kesme hızına bağlı olarak serbest yüzey aşınma karakteristiği. 173
Şekil 9.46. Teoride [51], kesme hızlarına bağlı olarak serbest yüzey ve krater aşınması karakteristiği. 174
Şekil 9.47. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 175
Şekil 9.48. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 176
Şekil 9.49. Artan büyütme sırasıyla 1,5 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 176
Şekil 9.50. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 177
Şekil 9.51. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 177
Şekil 9.52. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 178
Şekil 9.53. Artan büyütme sırasıyla 2 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 178
Şekil 9.54. Artan büyütme sırasıyla 2 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 179
Şekil 9.55. Artan büyütme sırasıyla 3 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 179
Şekil 9.56. Artan büyütme sırasıyla 3 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 180
Şekil 9.57. Artan büyütme sırasıyla 4 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 180
Şekil 9.58. Artan büyütme sırasıyla 4 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 181
Şekil 9.59. Artan büyütme sırasıyla 5 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 181
Şekil 9.60. Artan büyütme sırasıyla 5 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 182
Şekil 9.61. Artan büyütme sırasıyla 6 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 182
Şekil 9.62. Artan büyütme sırasıyla 6 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri 183
Şekil 9.63. Artan büyütme sırasıyla 6,5 metre kesim yapan ve takım ömrünü tamamlayan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri. 183
Şekil 9.64. Artan büyütme sırasıyla 6,5 metre kesim yapan ve takım ömrünü tamamlayan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri 184
Şekil 9.65. Islahlı 4140 çeliğinin kesimini yapan kesici takım malzemelerinin aşınma ölçümü görüntüleri. 184

Şekil 9.66. Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait aşınma ölçümleri 185
Şekil 9.67. Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 6-5-2 alaşımına ait aşınma ölçümleri 187
Şekil 9.68. Tablo 9.13 ve 9.14'deki VB_{ort} değerlerinden yararlanılarak çizilmiş bir aşınma diyagramı 190
Şekil 9.69. Krater derinliği ölçümünün yapılış görünümü. 191
Şekil 9.70. SEM'de BSE kontrastı ile alınmış,deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin Islahlı Ç4140 çeliğini 1,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri 191
Şekil 9.71. SEM'de BSE kontrastı ile alınmış, HS 6-5-2 çeliğinin Islahlı Ç4140 çeliğini 1,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri. 192
Şekil 9.72. Deneysel HS3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri. 193
Şekil 9.73. HS6-5-2 çeliğinin Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri. 194
Şekil 9.74 a) Islahlı Ç4140, b) Islahsız Ç4140 çeliklerini kesen takım malzemelerinin krater ölçümünü gösteren diyagram. 195
Şekil 9.75. Farklı ısıl işlem konumlarında pin-on-disk yöntemiyle sürtünme katsayıları ölçülen deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin ilgili değerleri. 196
Şekil 9.76. Deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb alaşımına ait numunelerin kırılmasıyla elde edilen Weibull diyagramı. 201

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Yüksek Hız Çeliklerinde alaşımlamanın tarihçesi. 5
Tablo 2.2. Yüksek hız takım çeliklerinin genel kompozisyonları. 10
Tablo 2.3. Stellit 100 alaşımına ait özellikler listesi. 13
Tablo 4.1. Takım çeliklerinde bulunan alaşım karbürlerinin özellikleri 43
Tablo 7.1. Bazı matriks tipleri ve mikrosertlikleri ($HV_{0,05}$). 100
Tablo 7.2. Karbür yapıcı elementler, oluşturdukları karbürler ve bunların mikrosertlikleri. 100
Tablo 7.3. Bazı aşındırıcılar ve mikrosertlik değerleri. 100
Tablo 8.1. Renkli Dağlama Yöntemi için Kullanılan Dağlayıcılar 110
Tablo 9.1. (a) Optik mikroskopta gerçekleştirilen görüntüleme analizinde M_6C karbür boyutlarına ait sayısal değerler (b) Optik mikroskopta gerçekleştirilen görüntüleme analizinde M_6C karbür boyutlarına ait istatistiksel veriler 136
Tablo 9.2. Görüntü analizinde kullanılan çeşitli kontrastlama yöntemleri ve elde edilen karbür miktarları. 143
Tablo 9.3. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan alaşımların kompozisyonları. 143
Tablo 9.4. Dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümünde elde edilen istatiksel değerler. 147
Tablo 9.5. A grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları 167
Tablo 9.6. B grubu grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları 168
Tablo 9.7. C grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları 168
Tablo 9.8. D grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları 169
Tablo 9.9. E grubu Islahlı Ç4140 numunelerine ait kesme koşulları 169
Tablo 9.10. F grubu Ç1050 numunelerine ait kesme koşulları 170
Tablo 9.11. Bir önceki tablolarda listelenen numunelerde örnek olarak alınan serbest yüzey aşınma ölçüm karakteristiği. 171
Tablo 9.12. Islahlı ve Islahsız Ç4140 iş prçalarını kesen takım malzemelerinin kesme koşulları. 174
Tablo 9.13.Islahlı Ç4140 çeliğini kesen takım malzemelerine ait serbest yüzey aşınma değerleri. 189
Tablo 9.14. Islahsız Ç4140 çeliğini kesen takım malzemelerine ait serbest yüzey aşınma değerleri. 189
Tablo 9.15 a.Islahlı Ç4140 çeliğini işleyen takım malzemelerinin krater derinliği değerleri. 194
Tablo 9.16. Sürtünme katsayıları ölçülen nunmunelerin kodlanması. 196
Tablo 9.17. Eğme testi verilerinden yararlanılarak elde edilen kritik Weibull değerleri 200

SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR

Simgeler

V_B	: Serbest Yüzey Aşınması, μm.
HRC	: Rockwell Sertliği.
HB	: Brinell Sertliği.
KT	: Krater Derinliği, μm.

Kısaltmalar

HSS	: High Speed Steel (Yüksek Hız Çeliği).
PM	: Powder Metallurgy (Toz Metalurjisi).
CBN	: Cubic Boron Nitride (Kübik Bor Nitrür).
PCD	: Polycrystalline Diamond (Polikristalin Elmas).
IM	: Işık Mikroskobu.
SEM	: Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu).
TEM	: Transmission Electron Microscope (Transmisyon Elektron Mikroskobu
MC	: Metal Mono-Karbür (M= metal).
PREP	: Plasma Rotating Electrod Process (Plazma Dönel Elektrod Sistemi).
PVD	: Physical Vapour Deposition (Fiziksel Buhar Çöktürme).
CVD	: Chemical Vapour Deposition (Kimyasal Buhar Çöktürme).
TiCN	: Titankarbonitrür.
APFIM	: Atom Probe Field Ion Microscope (Atom Prob Katkılı Alan İyon Mikroskobu).
NC	: Numerical Control.
CNC	: Computer Numerical Control.

DÖKÜM YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNDE MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYON; MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLER İLİŞKİSİNİN BELİRLENMESİ

Yasin SUBAŞI

Anahtar kelimeler: Yüksek hız çelikleri, döküm, ısıl işlem, mikroyapısal karakterizasyon, karbür, görüntü analizi, aşınma dayanımı.

ÖZET: Elverişli bir tokluk-aşınma dayanımı özelliklerini bünyesinde barındıran yüksek hız takım çelikleri, bu özellikleriyle endüstriyel sanayide çok yaygın bir kullanım alanı bulmaktadır. Özelliklerin çeşitli teknik ve işlemlerle optimize edilmesiyle bu kullanım oranı şüphesiz daha da artacaktır. Bu amaçla çalışmamızın temelini yüksek hız çeliklerinin mikroyapısal karakterizasyonu oluşturmakta olup, buradan elde edilen verilerle malzeme performansını geliştirmeye yönelik irdelemeler yapılmıştır. Çalışmada, aşınma dayanımının temelini oluşturan kuvvetli karbürlerin doğası, kompozisyon ve ısıl işlem ile etkileşimleri ve bu doğrultuda da yüksek hız çeliklerine en uygun karbür-matriks uyumunu kazandıran yöntemlerin belirlenmesine gayret edilmiştir. Deneysel kısımda mikroyapı öğelerini en uygun biçimde karakterize edebilme yöntemleri araştırılmış ve bu doğrultuda yürütülen fikirle de niobyum alaşımlı deneysel HS3-5-1,5-5+1Nb çeliği ve standart HS6-5-2 çeliği üzerinde karşılaştırmalı olarak görüntü analizi ile karbür boyutu belirlenmiş ve ayrıca Termocalc programından yararlanılarak oluşması öngörülen faz türü, kimyasal bileşim ve miktarları bulunmuştur. Ayrıca farklı kalıplar kullanılarak yapılan dökümlerde katılaşma hızı bulunarak en elverişli üretim yönteminin belirlenmesi yoluna gidilmiştir. Şüphesiz bu sonuçlar, aşınma dayanımını karakterize edebilmek için oldukça faydalı olacaktır. Aşınma dayanımını belirleyebilmek amacıyla çeşitli numuneler üzerinde serbest yüzey ve krater aşınması ölçümleri yapılmış olup, elde edilen sonuçlar diyagrama aktarılarak teori ile örtüşmesi sağlanmıştır.

MICROSTRUCTRAL CHARACTERIZATION IN CAST HIGH SPEED STEELS; DETERMINATION OF MICROSTRUCTURE-MECHANICAL PROPERTIES RELATION

Yasin SUBAŞI

Keywords: High speed steels, casting, heat treatment, microstructural characterization, carbide, image analysis, wear resistance.

Abstract:. High speed steels that have good combination of tougness and wear resistance properties are widely used in industry. Usage will definitely increase as these properties are optimized by various techniques and processes. Thus, the main purpose of this study is to characterize the microstructure of high speed steels and use the data to improve the material performance. In the study, the nature of the hard carbides that are responsible for the high wear resistance are investigated, relationship between composition and heat treatments are determined and methods that give optimum carbide-matrix compatibility in high speed steels are developed. In the experimental part, procedures that characterize the microstructure components best are sought and for this purpose image analysis is carried out to compare the carbide sizes in both niobium alloyed experimental HS3-5-1,5-5+1Nb steel and standard HS6-5-2 steel. Moreover, Thermocalc programme is utilized to determine the types, amounts and chemical compositions of the phases that are expected to form. The best production method is determined by calculating the cooling rates from castings in different moulds. These findings are definitely very useful for characterization of wear behavior. Flank wear and crater wear measurements are carried out on various samples in order to define the wear behavior and results obtained are compared with existing theories on a diagram.

1. GİRİŞ

Takım çeliklerinin bugünün modern endüstrisindeki yeri kolayca görülebilir. Bunlar arasında çok yüksek sertlikleri, aşınma ve oksidasyon dayanımları ve bu özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilmeleri nedeniyle kullanılan yüksek hız çeliklerinin, malzemelerin biçimlendirme ve kesme işlemlerindeki önemi en başta gelmektedir. Bütün takım çeliklerine olduğu gibi yüksek hız çeliklerine de yüksek sertliği veren yapılarındaki çeşitli metal karbürlerdir. Yüksek hız çeliklerinin kesme özellikleri de yapılarındaki bu çok sert metal karbürlerden gelmektedir.

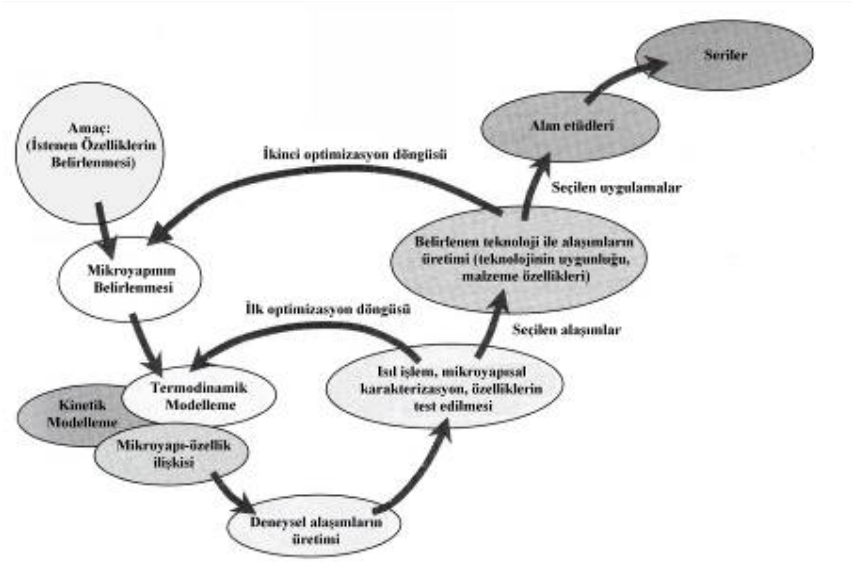
Bu çeliklerden en verimli olarak yararlanabilmek, bu karbürlerin türü, şekli, boyutu ve yer dağılımının seçimini öncelikli bir konuma sokar. Belirli ısıl işlem koşulları altında metal karbür çökeltilerinin yeri ve yapıdaki dağılımları belirli biçimlerde olur. Bu karbürlerin çökelme özellikleri ile ısıl işlem arasında kurulan bağlantı sonucu yüksek hız çeliklerinde en verimli yararı sağlayacak ısıl işlem tekniğini belirlenir.

Bir takım çeliğinin bileşimi ve geometrisi ne olursa olsun, eğer karbürlerinden en verimli şekilde yararlanılamıyorsa o takım çeliğinin ömrü de o derece kısaltılmış olur. Isıl işlemi doğru yapılan bir çeliğin ise yapısındaki faz dönüşümleri bilinçli olarak kontrol edileceğinden verimi yüksek olacaktır. Böyle bir sonucun da ekonomik yönden faydaları olacağı açıktır.

Bir taraftan kesme işlemi için kaba karbürlere gereksinim duyulurken öte yandan bu karbürleri yerinde tutmak için yüksek sertleşebilir matrikse gereksinim duyulur. Bu çeliklerde matriksin sertleşmesinin nedeni olan ikincil sertleşme olayı da bu karbürlerin türleri, çökelme ve dağılım durumlarıyla doğrudan ilgilidir [1].

Tipik bir yüksek hız çeliği alaşımının geliştirilmesinde bazı adımlar göz önünde tutulur. Burada birinci ve en önemli nokta bu çelikleri geliştirme amacının doğru bir şekilde tanımlanmasıdır. Sonraki adım, planlanan amacı gerçekleştirmeye elverişli bir mikroyapı bileşenlerini içeren bir mikroyapının dizaynıdır. Başarılı bir dizayn için deneysel ve/veya teorik mikroyapı-özellikler ilişkisi temel olarak alınmalıdır ve sonuçta malzeme tasarlanan mikroyapıyı sağlamak üzere kimyasal kompozisyon ve

üretim kademelerine bağlı olarak dizayn edilmelidir. Potansiyel alaşımların kimyasal kompozisyonunu ve bu alaşımların işlemlenmesini kolay optimize edebilmek amacıyla teorik yöntemler (örneğin, termodinamik modelleme, kinetik modelleme) uygulanabilir. Bir sonraki adımda, deneysel alaşımlar üretilir. Yöntemler hızlı ve düşük maliyetli olmalıdır. Isıl işlemden sonra bu deneysel alaşımlar mikroyapı ve özellikler ışığında karakterize edilir. Beklentileri karşılamayan alaşımlar optimize edilebilir (ilk optimizasyon elipsi) veya ileriki deneylerde hesaba katılmayabilir. Arzulanan sonuçları sağlayan alaşımlar bir sonraki geliştirme basamağına atlarlar (uygun teknoloji ile alaşımların üretimi). Beklentileri karşılayan bu alaşımların seçilen koşullarda detaylı bir mikroyapı ve özellikler karakterizasyonu yapılır. İyi sonuçların elde edilmesi durumunda malzeme alan etüdleri ve seri üretim için uygun olmalıdır, yani mikroyapısal hedeflerin gerçekleşmemesi durumunda ikincil optimizasyon elipsi devreye girmektedir. Şekil 1.1'de yüksek hız çeliklerinin dizayn adımları görülmektedir [2].



Şekil 1.1. Yüksek hız çeliklerinin dizayn basamakları.

2. KESİCİ TAKIM MALZEMELERİ

Bir kesme işlemi ile metal kaldırılmasını içeren herhangi bir makinasal işlemde kullanılacak olan malzeme, kesme sırasındaki zorlu şartlara dayanmak zorundadır.

Burada aşılması gereken 3 problem şunlardır:

a) Kesici köşede oluşabilecek aşınma,

b) İş parçasından malzeme kaldırılması (talaş alınması) için gereken enerjiyle üretilen ısı,

c) Kesme işlemi sırasında oluşabilecek darbe.

Yani kesici takım malzemesinin bu fonksiyonunu yerine getirebilmesi için sahip olması gereken özellikler şunlardır:

a) Aşınmaya karşı koyabilecek bir seviyede sertlik,

b) Kesme işlemi sırasında oluşabilecek olan ısıya karşı yeterince sıcak sertlik,

c) İşleme sırasında meydana gelebilecek darbe ve titreşimlere karşı koyabilecek seviyede tokluk.

Kesme işlemi sırasında genellikle şu malzemeler kullanılır.

- Yüksek hız çelikleri
- Stellit'ler
- Sert metaller
- Sermetler
- Sialonlar
- Seramikler

- Silisyum karbür

- Kübik bor nitrür

- Elmas (Suni ve doğal) [3]

2.1. Yüksek Hız Çelikleri

2.1.1. Tarihsel gelişim ve mikroyapısal modifikasyon

Yüksek hız çelikleri en yaygın olarak kullanılan takım malzemesidir. Kesme performansları; aşınma dayanımları (sertlik), toklukları ve temperlemeye karşı dayanımları (sıcak sertlik) ile belirlenir.

Aşınma dayanımı primer karbürlerin (MC, M_6C ve/veya M_2C) tipi, miktarı ve şeklinden etkilenir. Tokluk matriksin temperlenme durumuyla birlikte primer karbürlerin uzaysal ve boyutsal dağılımlarıyla belirlenir. Takım işleme sıcaklıklarında matriks çok ince dağılmış karbür çökeltileri içeren oldukça yüksek temperlenmiş martenzitten oluşur. Bu ikincil sertlik karbürleri malzemenin sıcak sertliğini belirler.

Tungsten, molibden, krom, vanadyum ve kobalt yüksek hız çeliklerinde karbonun yanında en önemli alaşım elementleridir. Yüksek hız çeliklerinde alaşımlamanın tarihçesi Tablo 2.1'de gösterilmiştir.

Mushet'in tesadüfen bulduğu %5-8 W %2 C ve %2.5 Mn içeren alaşımlı çelik o zamana kadar kesici takımlar için kullanılan karbon çeliklerinin performansını geçmiştir. Tungsten ile alaşımlamayla elde edilen kesme performansındaki gelişmeler Kapfenbergde F. Mayr tarafından neredeyse aynı tarihlerde bulunmuştur. 1900 yılında Paris Dünya Sergisin'de Taylor ve White tungsten alaşımlı çeliklerde sıcak sertlikte artış sağlayan "aşırı ısıtma-sertleştirme" sonuçlarını açıklamışlardır.

Tablo 2.1. Yüksek Hız Çeliklerinde alaşımlamanın tarihçesi.

YIL	OLAY	YAZAR
1868	2%C, 2,5%Mn, 7%W	Mushet
1898	"aşırı ısıtma-sertleştirmesiyle artırılan kenar sertliği	Taylor
1905	V=1%	
1906	0,7%C, 5,5%Cr, 18,9%W, 0,3%Co; 1,9W=1 Mo olmak üzere değiştirilebilirlik kuralı	Taylor
1912	3-5%Co	Schlesinger
1928	1,4%C, 4%Cr, 18%W, 4%V, 5-10%Co	
1933	W in Mo ile yaygın olarak yerdeğiştirmesi	Emmons
1939	"Süper Yüksek Hız Çelikleri"	Gill
1955	Nb-alaşımlanmış HSS in ilk üretimi	

En uygun sıcak sertliklerin solidüs sıcaklığına yakın sıcaklıklarda sertleştirme ile elde edilebildiğinin anlaşılmasının ardından 1901 yılında VDI (Alman Mühendisler Birliği)'ın önderliğinde tüm Avusturyalı ve Alman takım çeliği üreticilerinin katıldığı bir metal kesme müsabakası düzenlenmiş ve bu yarışmayı Avusturyadan "Böhler-Rapid" takımları kazanmıştır.

Büyük tecrübeler ışığında, Taylor 1906 yılında bugüne kadar AISI T1 çeliği olarak esasen değişmeyen bir kompozisyonda bir üretim potansiyeline sahip olan tungsten çeliğini bulmuştur.

Bunun ardından, performans artırımının hedef alınması, alaşım spektrumunun o zamana kadar en temel alaşım elementleri olan tungsten ve kromun ötesine doğru genişletilmesine sebep olmuştur. Kobalt ile alaşımlamayla iyi bir performans elde edilmiştir. Daha sonra artan kobalt bileşiminin ikincil karbürlerin kabalaşmasını engellemek suretiyle sıcak sertliği artırdığı anlaşılmıştır. I. Dünya Savaşı sırasında Almanya ve Avusturyadaki tungsten elementinin eksikliği bu elementin yerini kısmen molibdenin almasına sebep olmuştur. 1906 yılında Taylor tarafından bu elementlerin 1,9:1 oranında, yani atomik ağırlıklarıyla orantılı şekilde yer değiştirebileceği fark edilmiştir. ABD'de I. Dünya Savaşından sonra W ve Mo için söz konusu olan ani değişim gereksinimi durumu AISI M1'e benzeyen bir molibden

çeliğinin geliştirilmesine yol açmıştır. Tungsten-molibden çelikleri, aşırı ısıtmaya olan hassas tutumları ve sıcak işleme problemleri nedeniyle Avrupada tereddütle karşılanmıştır.

J. A. Mathews 1905 in başlarında 1% e kadar vanadyum seviyelerine kadar US patenti aldığı halde yüksek hız çeliklerinde yüksek miktarlarda vanadyum ilk olarak 1928 de kullanılmıştır. Alaşımda vanadyum ve karbondaki eşzamanlı artış ilk olarak Alman patenti tarafından önerilmiştir.

Ayrıca Almanyada 1930'lu yıllarda vanadyumun biraz daha fazla ilave edilmesiyle tungstenin azaltılabileceği fark edilmiştir. %10-13 W ve %4 V içeren çelikler performansta %18 tungsten içeren çeliklerle benzer gelişmeler sağlamıştır.

II. Dünya Savaşı sırasında alaşım elementlerinin teminindeki sıkıntı, alaşım elementlerinin tüketiminin azaltılması yönünde bir değişiklik gereksinimine yol açmıştır. %3 W, %3 Mo ve %2,5 V kompozisyonundaki çelik savaş dönemi Almanyasında en önemli yüksek hız çeliği olmuştur.

II. dünya savaşından sonra çeşitli farklı alaşım elementleri denenmiştir. Leobende R. Mitsche ve ekibi tarafından başlatılan çalışma verimsiz, düşük tungstenli çeliklerde aluminyum etkisini kapsamıştır. Kromun bol miktarda bulunduğu Doğu Avrupa ülkelerinde yüksek krom bileşimli yüksek hız çeliklerinin geliştirilmesine yönelik girişimler olmuştur.

Molibdence zengin sınıflarda, olağan karbürler olan MC ve M_6C'nin yanında primer karbür olarak M_2C'de yer almıştır. Uzun bir süre boyunca, bu çeliklerdeki düşük sıcak sertlik ve aşırı ısıtmaya duyarlılıktan bu karbür sorumlu tutulmuştur. M_6C'nin kararlılığı üzerinde silisyumun etkisinin bilinmesine dayanarak, M_6C ve kolayca ayrışabilir M_2C değişkenleri yönünde katılaşmaya rehberlik etmek amacıyla bazı adımlar atılmıştır. Silisyum ile alaşımlama matriksteki ve primer karbürlerdeki diğer alaşım elementlerinin yer değiştirmesine neden olmuştur. Bu durumdan, azalan W ve Mo bileşimleriyle ekonomik sınıflarda veya artan primer karbür hacimsel yüzdeleriyle istifade edilmiştir. Azot ile alaşımlama, M_2C karbürlerinin daha kolay ayrışabilir yapılabilmesinde silisyumun etkisini artırmıştır. Bunun aynı zamanda oluşan karbür türüne ve kesme performansına etki ettiği iddia edilmiştir.

1939'da stabil vanadyumca zengin primer MC partiküllerinin M_6C'lerden daha iyi bir aşınma dayanımı sağladığının farkına varılmasıyla yüksek karbonlu ve yüksek vanadyum bileşimli bir grup olan "Süper Yüksek Hız Çelikleri (Super High Speed Steels) gelişmeye başlamıştır. Daha sonraki deneylerde benzer etkileri incelemek amacıyla tantalyum, titanyum veya niobyum kullanılmıştır.

Isıl işlemlenmiş, nihai yüksek hız takım çeliğinde primer karbürlerin boyutu ve uzaysal dağılımı genellikle interdentritik ledeburit ağıyla belirlenir. Sonuç olarak, daha homojen bir katılaşma yapısını elde etmek için herhangi bir şekilde katılaşma prosesini kontrol etmek yüksek hız çeliği teknolojisinde uzun zamandır temel hedeflerden biri olmuştur.

Bir kaynağa göre [4] 1981'de tüm yüksek hız çeliği üretiminin %98'i geleneksel ingot metalurjisiyle olmuştur. O zamandan beri, bazı ülkelerde yüksek hız çeliklerinin toz metalurjik üretimi artan bir önem kazanmıştır.

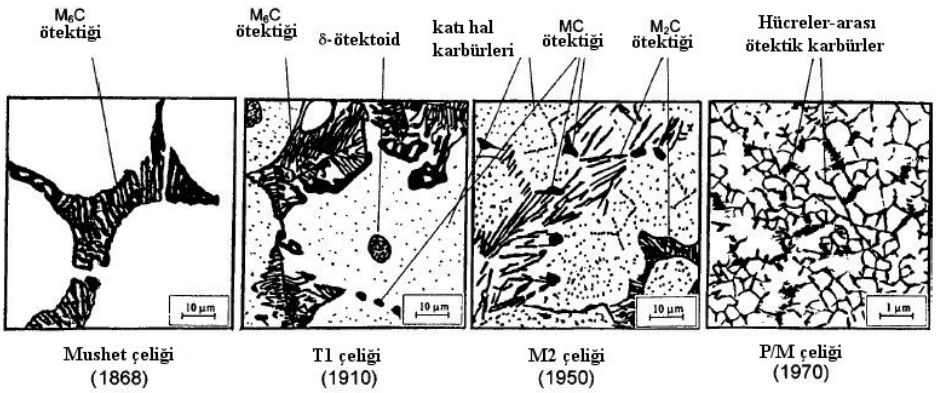
Takımlara olan büyük gereksinim orta seviyelerde tatmin edici özelliklerle üretilebilen ve 1000 kg'a kadar çıkabilen ingot ağırlıklarını doğurmuştur. Elektrocuruf ergitme daha temiz çelikler ve daha homojen yapılar elde etmek adına önemli bir önem kazanmıştır ve bu yolla 2000 kg'a kadar ingotlar işlemlenebilmiştir.

Vakum ark ergitme denemeleri artan bir temizlik ve sıcak işlenebilme özelliği kazandırmasına karşın primer karbürlerin dağılımını geliştirmemiştir. Yapılan bir çalışmada da [5] yüksek hız çeliklerinin vakum ark veya elektron bombardımanıyla ergitilmesiyle katılaşma hızı arttığı zaman karbür boyutlarında bir artıştan söz edilebileceği saptanmıştır; fakat katılaşma hızının ölçülme yöntemi veya katılaşma sırasındaki sıcaklık gradyenti hakkında detaylı bir bilgi verilmemiştir. R. Riedl, S. Karagöz ve H. Fischmeister'dan oluşan çalışma ekibi [6], dendrit uçlarında öne doğru itilirken primer karbür partiküllerinin oldukça yüksek bir boyuta ulaşabileceğini kanıtlamışlardır. İngotların katılaşma hızını artırmak böyle olayları kolaylaştırabilir.

Toz metalurjik üretim yöntemi, yüksek hız çeliği ingotlarında kuvvetli bir segregasyon eğiliminden doğan kaba bir yapı ve bunun neticesinde düşük tokluk ve

ısıl işlemde problemler gibi olumsuzluklardan kurtulabilmek için bir alternatif olmuştur.

Şekil 2.1'de yüksek hız çeliklerinin mikroyapı evrimi şematik olarak görülmektedir [7].



Şekil 2.1. Yüksek hız çeliklerinin döküm mikroyapısının evrimi.

Yüksek hız çeliği tozları için karakteristik bir özellik olan hızlı katılaştırma sıcak şekillendirmenin ardından hem karbürlerin hem de metalik olmayan inklüzyonların homojen ve satırlanma olmaksızın dağıldığı çok ince bir mikroyapı sağlar. Yüksek hız çeliklerinde toz metalurji prosesiyle başta tokluk olmak üzere, ısıl işlem sırasında şekil kararlılığı, taşlanabilirlik ve tokluğun önemli olduğu zor işleme koşulları altında kesme performansı gibi önemli özelliklerde gelişme sağlanmıştır. Toz metalurjisi prosesi, yüksek miktarda karbür oluşturucu elementler ile alaşımlamaya olanak sağlar. Bu durum ingot metalurjisiyle çok büyük boyutlu karbür tanelerinin oluşması ve böylece tokluğun yoğun olarak negatif etkilenmesi nedeniyle mümkün olmamaktadır.

Son zamanlarda Kontrollü Spray Çöktürme (CSD) veya Osprey prosesi ile oldukça homojen mikroyapıya sahip takım çelikleri üretimine yönelik girişimler bulunmaktadır. CSD prosesinde azot-atomize edilmiş bir ergiyiğin dropletleri hareket eden bir substrat yüzeyi üzerinde ince, hızlı katılaşan bir tabaka oluşturur. Çoklu pasolarla bu tabaka kalınlığı artırılabilir. Osprey prosesi üretim şekillerinde mükemmel bir esneklik sağlar. Bu prosesler yalın toz metalurji prosesine kıyasla ilgi çeken bir ekonomik potansiyel sunarlar. Çünkü bu proseslerde tozların kurutma,

eleme, kapsülleme veya basınçlı birleştirme gibi pahalı basamakları söz konusu değildir. Fakat parça kalınlığı ile ilgili olarak bir sınırlama bulunmaktadır.

Kısmen katılaşan ergiyiklerin özel viskoz karakteristiği prensibine dayanan rheocasting veya karıştırma ile döküm (stircasting**)** gelişmekte olan döküm teknolojileridir. Şiddetli bir karıştırma, karışımdaki dendritleri parçalar ve azalan kalıntı ergiyik miktarıyla beraber yaratılan çok sayıda kristal çekirdekleri makro segragasyonsuz ve ince bir yapılı ingotların üretimi için çok iyi koşullar sağlar.

Yatay sürekli döküm takım çeliklerine uygulanabildiği takdirde daha yüksek bir verim sağlar. Bununla ilgili ilk denemeler başarılı olmuştur.

Abrazyona dayanıklı yüzey kaplamaları ve yüzey işlemleri yüksek hız takım çeliklerinin performansını artırır. Nitrürleme, karbürizasyon, buhar oksidasyonu, sert krom kaplama gibi geleneksel işlemlere ilave olarak PVD ve CVD prosesleri ile üretilebilen TiC ve TiN gibi aşınmaya çok yüksek bir dayanım gösteren kaplamalar ilgi çeken bir ticari öneme sahiptirler. Lazer yüzey ergitme de kanıtlanmış bir potansiyel taşır. Son zamanlarda oksijen, kükürt, bor, karbon ve azot ile işlemlemenin ardından yüzeyde oluşturulan sert fazları içinde barındıran termo-kimyasal proses Çin'de sergilenmiştir. Bu proses ile işlemlenen yüksek hız çelikleri artan bir kesme performansına kavuşmuştur [8].

2.1.2. Yüksek hız çeliklerinin sınıflandırılması

Yüksek hız takım çelikleri; malzemeleri yüksek kesme hızlarında işleyebilirliğinden dolayı bu şekilde adlandırılmıştır. Bunlar; karbon, krom, vanadyum, molibden, tungsten veya bunların kombinasyonları ve bazı durumlarda da önemli miktarlarda kobalt içeren demir esaslı alaşımlardır. Karbon ve alaşım bileşenleri yüksek sertleşebilirlik, yüksek aşınma dayanımı, ısının yumuşatma etkisine karşı yüksek dayanıklılık ve endüstriyel kesme uygulamalarında efektif kullanım için iyi bir sertlik verebilecek seviyelerde dengelenir. Ticari uygulama 2 grup kesici malzeme geliştirmiştir:

- Hemen hemen tüm metal-kesme koşullarında kullanılabilen, bilinen yüksek-hız takım çelikleri.

- Metal kesme koşullarını kolaylaştırmak üzere sınırlı uygulamalar için yeterli olan küçük yardımcı grup çelikler.

Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (American Iron and Steel Institute: AISI)'ne göre yüksek hız takım çeliklerinin yaklaşık olarak 40'dan fazla sınıflandırması bulunmaktadır. Bunlar yerli üreticilerin sayıları ile birleştirildiğinde yüksek-hız takım çelikleri kategorisinde her çeliğin toplam sayısı 150'yi geçmektedir.

AISI yüksek-hız takım çelikleri için kendi sınıflandırma sistemini uzun yıllar önce kabul etmiştir. Bu sistem; birincil alaşım elementi olarak tungsten içerenleri "T", molibden içerenleri ise "M" olarak adlandırmaktadır. M veya T'yi bir sayı takip eder (örn: M1, M2, M41, T1, T15), fakat bu ayrım bir yüksek hız çeliğini diğerinden ayırt etmek için bir önem taşımaz. Örneğin M1, M2'den daha yüksek alaşımlı değildir veya daha sert veya daha yüksek aşınma dayanımlı değildir. Tablo 2.2 en yaygın M ve T türlerinin nominal analizlerini göstermektedir.

Tablo 2.2. Yüksek hız takım çeliklerinin genel kompozisyonları.

		Kompozisyon, %						
AISI Tipi	**UNS tasarımı**	**C**	**Si**	**Cr**	**V**	**W**	**Mo**	**Co**
Molibden yüksek hız takım çelikleri								
M1	T11301	0,83	0,35	3,75	1,18	1,75	8,70	…
M2								
-Normal C	T11302	0,83	0,33	4,13	1,98	6,13	5,00	…
-Yüksek C	…	1,00	0,33	4,13	1,98	6,13	5,00	…
M3								
-Sınıf 1	T11303	1,05	0,33	4,13	2,50	5,88	5,63	…
-Sınıf 2	T11323	1,20	0,33	4,13	3,00	5,88	5,63	…
M4	T11304	1,33	0,33	4,25	4,13	5,88	4,88	…
M6	T11306	0,80	0,33	4,13	1,50	4,25	5,00	12,00
M7	T11307	1,01	0,38	3,75	2,00	1,75	8,70	…
M10								
-Normal C	T11310	0,89	0,33	4,13	2,00	…	8,13	…
-Yüksek C	…	1,00	0,33	4,13	2,00	…	8,13	…
M15	T11315	1,50	0,33	4,00	5,00	6,50	3,50	5,00
M30	T11330	0,80	0,33	4,00	1,25	2,00	8,00	5,00
M33	T11333	0,89	0,33	3,75	1,18	1,70	9,50	8,25
M34	T11334	0,89	0,33	3,75	2,10	1,75	8,48	8,25
M35	T11335	0,80	0,33	4,00	2,00	6,00	5,00	5,00
M36	T11336	0,85	0,33	4,13	2,00	6,00	5,00	8,25
M41	TII341	1,10	0,33	4,13	2,00	6,63	3,75	8,25
M42	T11342	1,10	0,40	3,88	1,15	1,50	9,50	8,25
M46	T11346	1,26	0,53	3,95	3,15	2,05	8,25	8,30
M48	T11348	1,50	0,33	3,88	3,00	10,00	5,13	9,00
M62	T11362	1,30	0,28	3,88	2,00	6,25	10,50	…
Tungsten yüksek hız takım çelikleri								
T1	T12001	0,73	0,30	4,13	1,10	18,00	…	…
T4	T12004	0,75	0,30	4,13	1,00	18,25	0,70	5,00
T6	T12006	0,80	0,30	4,38	1,80	19,75	0,70	12,00
T8	T12008	0,80	0,30	4,13	2,10	14,00	0,70	5,00
T15	T12015	1,55	0,28	4,38	4,88	12,38	1,00	5,00

AISI M-tipi veya T-tipi olmasına bakılmaksızın tüm yüksek-hız takım çelikleri, fiziksel özellikler bakımından oldukça benzer özellikler taşır:

- Hepsi yüksek alaşım elementi içerir.
- Sertliğin 64 HRC'ye çıkabilmesi için genellikle yeterli miktarda karbon içerirler.
- O kadar derinden sertleşirler ki hemen hemen karşılaşılan her bir bölge merkezden yüzeye kadar uniform bir sertliğe sahiptir.
- Yüksek sıcaklıklarda sertleşebilirler ve dönüşüm oranları; küçük parçaların durgun havada soğutulabileceği (bu nedenle hız çelikleri hava çelikleri olarak da adlandırılır) ve maksimum sertliğe yakın olabilecek durumdadır.

Yüksek-hız takım çelikleri, tavlanmış konumda yüksek oranda alaşım elementi bulunduran aşırı miktarda karbür içerirler. Bu karbür partikülleri, sertleştirilmiş yüksek-hız çeliklerinin aşınma dayanımına oldukça büyük katkıda bulunurlar. Isıl işlem sırasında karbürler kısmen çözünerek, gerekli alaşım elementi ve karbon bileşimiyle sertleşebilirlik, sıcak sertlik ve temper dayanımı için matriksi geliştirirler.

Bütün yüksek-hız takım çelikleri birçok mekanik ve fiziksel karakteristik sergilemesine rağmen, özellikler kimyasal kompozisyondaki değişimlere bağlı olarak değişebilir. Temel olarak, bir yüksek-hız takım çeliğinin en önemli özelliği kesme kabiliyetidir. Kesme kabiliyeti şu en önemli 4 özelliğin kombinasyonuna bağlıdır.

- Sertlik: oda sıcaklığında ölçülen, elmas-sert ucun batmasına karşı direnç.
- Sıcak Sertlik: yüksek sıcaklıklarda yüksek sertliği koruyabilme kabiliyeti.
- Aşınma dayanımı: değişik aşınmalara karşı dayanım.
- Tokluk: enerjiyi absorblama yeteneği.

Bu özelliklerin önemi her uygulamada değişmektedir. Yüksek işleme hızları; yüksek bir başlangıç sertliği ve yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı maksimum bir direnç gösteren bir kompozisyon gerektirir. Bazı malzemeler takımın kesici kenarını çok fazla aşındırabilir, bu yüzden malzemenin aşınma dayanımı yüksek kesme sıcaklıklarına dayanımından daha önemli olabilir. Sertlik; sert malzemelerin kesiminde önem taşıyabilir ve genellikle iyi takım ömrü sağlar, fakat uygulama için

gereksinim duyulan toklukla iyi bir şekilde dengelenmelidir. Yüksek-hız takım çeliklerinde özelliklerin arzulanan kombinasyonu; iki önemli durum olan uygun sınıf ve uygun ısıl işlem seçmek suretiyle elde edilebilir.

Sertlik: Sertlik, yüksek-hız takım çeliklerinin en çok karşılaşılan olmazsa olmaz gereksinimidir ve ısıl işlemlenmiş bir takımın kontrol parametresi olarak kullanılır. Bütün yüksek-hız takım çelikleri, oda sıcaklığı sertliği olan 64 HRC'ye sertleştirilebilir ve M40 serileri ve M30 serilerinde bazıları ve T15 yaklaşık olarak 69 HRC'ye ulaşabilir.

Sıcak Sertlik: Sıcak sertlik çok önemlidir. Çünkü oda sıcaklığı sertlik değerleri ile; takım ve iş parçası arasındaki sürtünmeden kaynaklanan yüksek ısılarda elde edilen değerler aynı değildir.

Yüksek hız çelikleri döküm ve toz metalurjisi yöntemleriyle üretilebilmekte olup, nihai kullanımlarından önce bir dizi ısıl işleme tabi tutulular [9].

2.2. Stellitler

Stellit, kesici takımların sert ve kesici özelliklerine erişmek için ısıl işlem gerektirmeyen kobalt esaslı alaşımların ticari ismidir.

Temel olarak metal esaslı malzemelerin işlenmesi amacıyla iki tip stellit kompozisyonu geliştirilmiştir. Bunlardan, Stellit 100 alaşımı olarak adlandırılan malzeme tavsiye edilmektedir. Bu; krom, tungsten, karbon elementleri içeren kobalt esaslı bir alaşımdır. Üretimi ergitme ve döküm şeklinde gerçekleştirilir. Sertliği en sert yüksek hız çeliklerinki ile eşdeğerdir. Stellit malzemesinin temel uygulamalarını torna işlemleri ve yüksek hızda kesme işlemi yapan takımlar oluşturmaktadır.

Stellit takımları, özellikle sert metallerin kesici köşeleri kırılmaya maruz kaldığı ve sert metallerle işlenmesi zor yüzeylerde kullanılmaktadır. Kaynakların işlenmesi buna tipik bir örnektir. Kesme işlemi sırasında kaynak bölgesine ulaşıldığında öncelikli olarak kaynak dikişinin sert olması nedeniyle takım üzerine bir darbe etkisi olmaktadır. Bu nedenle kesme işlemini yapan takımın sertliğinin yüksek olmasını gerektirdiği gibi, bu darbeyi absorblayabilecek düzeyde bir tokluğa da sahip

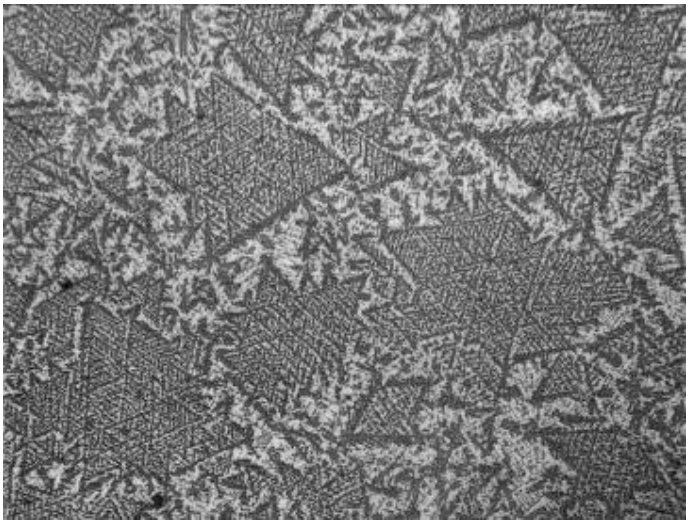
olmalıdırlar. Bunların yanı sıra kaynak dikiş bölgesinin yapısal olduğu kadar şekil itibariyle de homojenliği kesme işleminde büyük bir öneme sahiptir.

Stellit, takım ucunun pozitif talaş açısı geometrisi ile bu şartlar altında çalışabilecek tokluğa sahiptir. Performansını yeteri derecede koruyabileceği kesme hızı aralıkları sert metallerden düşük fakat yüksek hız çeliklerininkinden biraz daha yüksektir. Tablo 2.3'de Stellit 100 alaşımına ait bazı özellikler listelenmiştir.

Tablo 2.3. Stellit 100 alaşımına ait özellikler listesi.

Özellikler	
Kompozisyon	34% Cr, 19% W, 2% C, ve kalan Co
Sertlik	Yaklaşık olarak 950 HV
Sıcak sertlik	700 °C'de 535 HV
Yoğunluk	8,75 $g.cm^{-3}$

Şekil 2.2' de bu alaşım yapısına ait optik mikroskop ile 100 büyütmede alınmış olan görüntüsü görülmektedir [3].



Şekil 2.2. Optik mikroskop ile alınmış olan Stellit yapısına ait mikroyapısal görüntü (x100).

2.3. Sert Metaller

Bu alaşım ailesi, bugün kullanılan tüm kesici takım malzemelerinin temelini oluşturmaktadır. Sert metallerin bileşimini ve mekanik özelliklerini ifade eden belli bir standart bulunmamaktadır. Fakat işleme uygulamaları için bir ISO standardı mevcuttur.

ISO R513 uygulama standardı iş parçalarını üç temel gruba ayırmaktadır. Her grubu tanımlamak için bir harf ve renk bulunmaktadır. Dökme demirler ve demir dışı metallerin uygulamaları K harfi ve kırmızı ile tanımlanırken, çelik grubu P harfine sahip ve rengi mavidir. Üçüncü grup ısıya dayanıklı alaşımları içermekte ve M harfi ile sarı renge sahiptir.

Gruplar tekrar kendi içlerinde de bölünmektedir. Hafif ve pürüzsüz bir yüzeye sahip olan malzeme grubu kesme işleminin bitirme kısmının en üstünde yer alırken, ağır ve pürüzlü bir yüzeye sahip olan malzeme grubu aşağıda bulunmaktadır. Her uygulama türüne bir numara verilmektedir. Kesme işlemi daha basit ve kolay olan durumlarda küçük numaralar verilirken, daha büyük numaralar pürüzlü kesme işlemleri ile tanımlanmaktadır. Örneğin darbesiz olarak gerçekleştirilen çeliğin tornalanması işlemi P05 uygulaması olarak isimlendirilirken, darbeli olarak gerçekleştirilen dökme demir planyalanması işlemi K40 uygulaması olarak anılmaktadır.

İki sert metal üreticisinin P05 uygulamalarını gerçekleştirmek için kullanacakları sertmetaller kompozisyon olarak şüphesiz tıpatıp özdeş olmayacaktır, fakat birbirine yakın olacaktır. Dolayısıyla özellikler de benzer olacaktır.

1970’ li yıllarında sahip olunan kaplama bilgisinden önce, üretim açısından iki sert metal grubu mevcuttu. Bu gruplar hala kullanılmaktadır, fakat gelişme sürecinde bunlara bir grup daha katılmıştır. Bunlar kaplamalı sert metallerdir.

Birinci gruptaki sert metaller, kobalt bağlayıcı fazı ile bağlanmış olan tungsten karbürlerden oluşmaktadır. WC’ler 2000 HV’ den daha yüksek sertlik değerlerine sahipken, kobalt tungsten karbür sertlik değerinin yaklaşık % 10’ u civarındadır. Saf WC yüksek sertliğine karşılık oldukça gevrek bir yapıya sahipken, Co yüksek tokluk

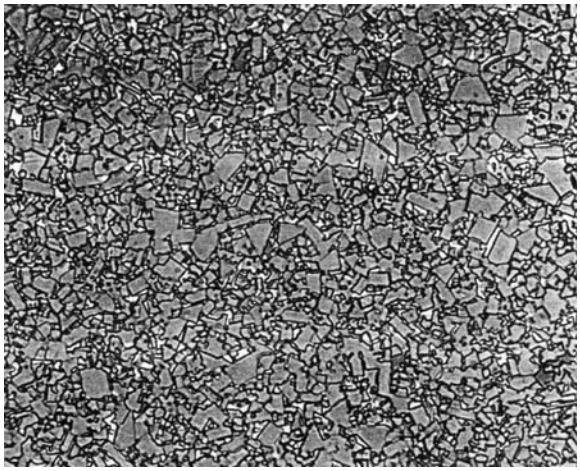
karakteristiklerine sahiptir. Sert faz ile bağlayıcı fazın yapı içerisindeki miktarına bağlı olarak, malzemenin aşınma direnci, termal şok direnci vb. gibi malzeme karakteristikleri belirlenebilmektedir.

WC-Co sisteminin kesme özellikleri ağırlıklı olarak iki faktöre bağlı olmaktadır: Yapı içerisindeki Co bileşimi ve wolfram karbürün tane boyutu. Co miktarının artması ile sert metallerinin tokluğu artmakta, fakat sertliği ve buna bağlı olarak da aşınma direnci azalmaktadır. Kaba taneli WC termal şok direnç için daha olumlu sonuçlar vermektedir ve veri bir Co bileşimi için ince taneli alaşımlara nazaran sertlik azalmaktadır. Bunun tersi olarak Co miktarının azaltılması tokluğu düşürürken, sermetalin sertliğini artırarak aşınma dayanımını artırır.

Genellikle kullanım gören kesici takım malzemelerindeki Co oranı kütle-% 5 ile 12 arasında değişmektedir. WC tane boyutu ise, 0.5 μm'den 5 μm'ye kadar olan bir aralıkta değişmektedir. Bu alaşımların sertlik aralığı 1250 ile 1800 HV arasında değişir.

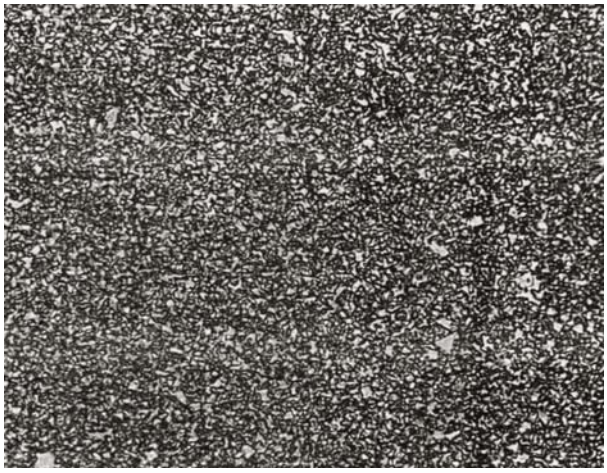
% 6 Co ve % 94 WC içeren sert metalin yapısı Şekil 2.3' de görülmektedir. Mikroyapıda görülen gri köşeli taneler WC fazıdır, beyaz olarak görülen faz ise bu yapıların arasını dolduran bağlayıcı faz olan Co'dır. Bu konumda WC' ün tane boyutu ortalama 1,5 μm' dir ve bu boyuttaki bir yapı orta taneli olarak isimlendirilebilir.

Aynı kimyasal kompozisyona sahip, fakat buna karşılık tane boyutunun değiştirilmesi ile elde edilen yapı Şekil 2.4' de görülmektedir. Bu konumda tane boyutu 0,5 μm' den 0,7 μm' ye kadar değişmektedir. Optik mikroskobun yetersiz kalan çözünürlüğü nedeniyle tane sınırları ve WC tanelerinin şeklini gözlemleyebilmek hemen hemen imkansızdır. Bu çok ince tanelerin yüzey alanı orta boyuttaki tanelerinkiyle kıyaslandığında çok büyüktür, bu yüzden Co bu yüzey üzerinde çok ince olarak dağılmıştır ve görebilmek çok zordur.



Şekil 2.3. % 6 Co ve % 94 WC içerikli, orta tane boyutlu bir sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü (x1500).

% 6 Co içeren orta boyuttaki tanelere sahip sert metallerin sertliği yaklaşık olarak 1600 HV değerinde ve yoğunluğu 14,9 g cm^{-3}' dür. İnce taneli sert metal ise aynı yoğunluğa ve 1800 HV sertlik değerine sahiptir.



Şekil 2.4. % 6 Co ve % 94 WC içerikli, çok ince taneli sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü (x1500).

Orta boyutta taneli sert metal tokluk ve sertliğin iyi bir kombinasyonunu sağladığı için, dökme demir, östenitik paslanmaz çelik ve demir dışı metallerin kesme işlemlerinde kesici takım malzemeleri olarak yaygın bir şekilde tercih edilir. Fakat ferritik çeliklerin kesme işleminde krater oluşumları görülebilir ve bu durumda sade WC-Co alaşımlarının performansı yeterli olmayabilir.

Sert metaller ile gerçekleştirilen üretimlerde 50 m/dak.'lık kesme hızı en alt seviyeyi oluşturmaktadır. Bu hızda bile çeliklerin kesme işleminde talaş ve takım ucu

arasındaki arayüzeyde görülen sıcaklık 1000°C'nin üzerindedir. Bu sıcaklıklarda demir, tungsten karbürü katı çözeltisi olarak bilinen mekanizma ile absorbe edebilir. WC-Co esaslı takımlar ile gerçekleştirilen ferritik çeliklerin kesme işleminde kesici köşenin hemen arkasında krater oluşumu gözlenir. Kesme hızı ne kadar yüksek olursa, sıcaklık da o kadar artar ve kraterleşme etkisi daha hızlı gerçekleşir ve bunun sonucunda kesici köşenin parçalanması daha kısa sürede gerçekleşmiş olur.

Ferritik çeliklerin işlenebilmesi için sert metallerin kraterleşmeye dayanıklı olarak dizayn edilmesi gerekir. Bu da WC-Co alaşımlarına TiC ilavesiyle mümkün olur. Bu malzemeler işlemede kullanılan ikinci grup sertmetalleri oluşturur.

TiC, demir içerisinde son derece düşük olan bir çözünürlüğe sahiptir ve bu nedenle TiC taneleri, kesme işlemi sırasında meydana gelen talaş kesici takım ucunun üzerinden akarken bir bariyer görevi görürler ve kraterleşme eğilimini azaltırlar. TiC sertlik açısından WC fazından daha üstündür ve bu nedenle aşınma direnci korunur.

İlave edilen TiC miktarı ağırlıklı olarak % 5' den % 25' e kadar değişir. Yoğunluğu, 15.7 g cm^{-3} olan WC ile karşılaştırıldığında 4.9 g cm^{-3} gibi bir değere sahip olan TiC bu nedenle mikroyapıda sanki daha fazla bir hacme sahipmiş gibi görünür. TiC ilavesinin miktarı, malzemenin ulaşması istenen kesme hızı doğrultusunda ayarlanır. Ekonomik olan bir talaş kaldırma işlemi için yüksek hızlara ihtiyaç duyulmaktadır. Fakat buna karşılık artan kesme hızı doğrultusunda yapıda oluşacak sıcaklık da artacak ve kraterleşme daha belirgin hale gelecektir. Bunu önlemek için yüksek oranlarda TiC ilavesi yapılmaktadır. TiC ilavesi tokluğu azaltma eğilimindedir, fakat nihai yüzey işlemlerinde % 25'e kadar TiC içeren sertmetaller bile yeterince tokturlar.

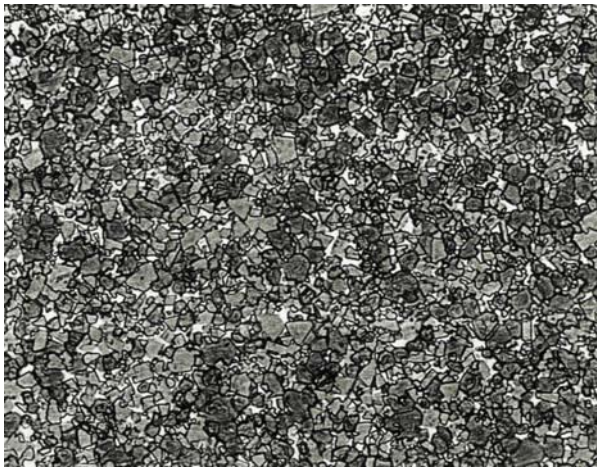
Diğer taraftan gerçekleştirilen kaba yüzey işlemleri düşük hızlarda gerçekleştirilmektedir ve böylece kesme sıcaklığı düşecek ve kraterleşme eğilimi azalacaktır, bu nedenle düşük oranlarda TiC yeterli olacaktır.

Tantalyum karbür (TaC), 1950'lerin ortasından bu yana TiC içeren sert metal sınıflarına ilave edilmektedir. Bu ilave ile alaşımların sıcak sertliği arttırılmakta ve bunun sonucunda kesici kesici köşenin plastik deformasyonu büyük ölçüde önlenmektedir. TaC'ün maliyeti yüksek olduğundan, genellikle alaşımın

performansını düşürmeden % 50'ye varan oranda NbC ile seyreltilerek kullanılmaktadır.

Bu grup sert metallerin mikroyapısına ait bir örnek Şekil 2.5'de sunulmuştur. Bu alaşımın kompozisyonu, % 8,5 Co, % 71,5 WC, % 9 TiC ve % 11 TaNbC' den oluşmaktadır. Sertliği 1575 HV ve yoğunluğu 12.4 g cm^{-3}' dür. Bu yapıda fasetli taneler WC fazları ve beyaz kontrasta sahip olan kobalt bağlayıcı fazı ayırt edilebilmektedir. Daha koyu ve daha yuvarlak olarak görülen taneler ise "TiC karışık kristali" veya TiC içerisinde (TaNb)C + WC katı çözeltisi olarak isimlendirilir.

Bütün sert metal sınıfları toz metalurjik yöntemlerle üretilmektedir. Temel WC-Co alaşımları, kobalt ve tungsten karbür tozlarının karıştırılıp, preslenmesi ve sinterlenmesiyle üretilirler.



Şekil 2.5. TiC içeren sert metal malzemesine ait optik mikroskop görüntüsü.

ISO uygulama standartlarına göre, K uygulamaları için (dökme demir, ostenitik paslanmaz çelikler ve demir dışı metaller üretmek için) kullanılan gruplar, sade WC-Co sert metalleridir. K30 ve K40 uygulamaları tokluğa gereksinim duyar. Bu sebeple şoka dayanabilecek yüksek Co bileşimli sert metaller kullanılmalıdır. Tokluk gerektiren uygulamalarda tane boyutu en azından orta seviyelerde veya kaba seviyelere yakın olmalıdır. Çok ince bitirme işlemlerinde (K01) tokluk problem yaratmamaktadır. Bu nedenle en sert, aşınmaya en dayanıklı sade WC-Co sınıfları kullanılır.

P uygulamalarında, kraterleşme problemi ile mücadele etmek için TiC içeren sert metallere ihtiyaç duyulur. Ağır, darbeli, kaba işlemelerde kesme sırasında oluşan şoka karşı koyabilmek için yüksek oranlarda Co miktarına sahip ve kaba taneli WC-Co alaşımları kullanılmalıdır.

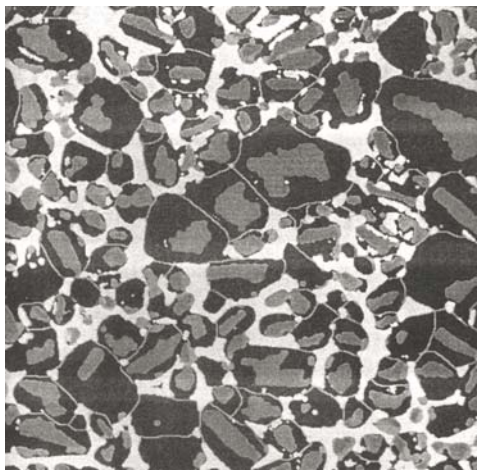
Nihai bitirme işlemleri için tipik sert metallerin % 6-7 gibi düşük Co, % 20 civarında yüksek bir TiC ve % 10 oranında (TaNb)C bileşimine sahip olmaları gerekmektedir. Bu tür alaşımların sertliği yaklaşık olarak 1700 HV olacaktır.

M uygulamaları için kullanılan sert metal alaşım serisi biraz sınırlıdır. Co miktarları % 6-9, TiC bileşimi % 4-8 ve TaNbC bileşimi ise % 5-10 değerleri arasında değişmektedir. Sertlik değerleri ise 1450 ile 1650 HV arasında değişmektedir [3].

2.4. Sermetler

Sermetler karbo-nitrür esaslı malzemelerdir. Co ve/veya Ni gibi bağlayıcı fazlar ile bir arada tutulan TiCN gibi sert fazlara sahiptirler. TiCN tane boyutu, genelde 0,5-2 μm arasında değişir. Bu yapıya ait bir elektron mikroskobu görüntüsü Şekil 2.6'da görülmektedir. Burada TiCN' nin ortalama tane boyutu 2 μm civarındadır. Sermetler yaklaşık olarak 6 $g.cm^{-3}$' lük bir yoğunluğa sahiptirler.

Bütün üreticiler kendilerine has kompozisyonlara sahiptirler ve bu doğrultuda kompozisyonlarında Mo_2C, WC ve TaC gibi karbürler bulundururlar. Bu sermetlerin sertlikleri 1600 HV civarındadır [3].



Şekil 2.6. TiCN esaslı sermetin mikroyapısına ait SEM görüntüsü (x5000).

Bu grup kesici malzemeler, indekslenebilir plaketlerin % 25' inin sermet olduğu Japon pazarına daha önemli etkilerde bulunmuştur. Avrupa'da bu rakam maksimum % 3–4 değerleri arasındadır. Bu malzemenin Japonlar tarafından kullanımı şu nedenlere bağlanmaktadır:

a) Japonya'da 1950 ile 1960'larda stratejik metal haline gelen tungstenin üretimden çekilme girişimleri kesici takım malzemeleri olarak sermetlerin kullanımını hızlandırmıştır.

b) Japon makine takım teknolojisi oldukça gelişmiş ve çok güçlü ve rijit tezgahlar sermetlerin kullanımını avantajlı hale getirmiştir.

c) Japonya'da, kaplanmış sert metallerin gelişimi Avrupa'ya ve Amerika'ya nazaran daha yavaş olmuştur.

Sertlikleri sert metallerinkine yakın olmasına rağmen difuzyona karşı daha dayanıklıdırlar, daha iyi bir sürtünme karakteristiğine sahiptirler ve aşınmaya karşı daha dirençlidirler. Bu faktörler sermetleri yüksek kesme hızlarında sertmetallere göre daha avantajlı kılar. Paslanmaz çelik gibi işlenmesi çok güç olan metallerin frezelenmesinde sermetlerle mükemmel sonuçlar elde edilebilir [3].

2.5. Sialon

Bu kesici malzemeler, silisyum nitrür esaslı seramikler olarak tanımlanmaktadırlar. Silika (SiO_2), alumina (Al_2O_3) ve silisyum nitrür (Si_3N_4) tozları az miktarda yitrium oksit (Y_2O_3) ile karıştırılıp soğuk preslenir ve sonrasında sinterlenir. Y_2O_3, sinterlemeye yardımcı olur, MgO da alternatif olarak bu doğrultuda kullanılabilmektedir.

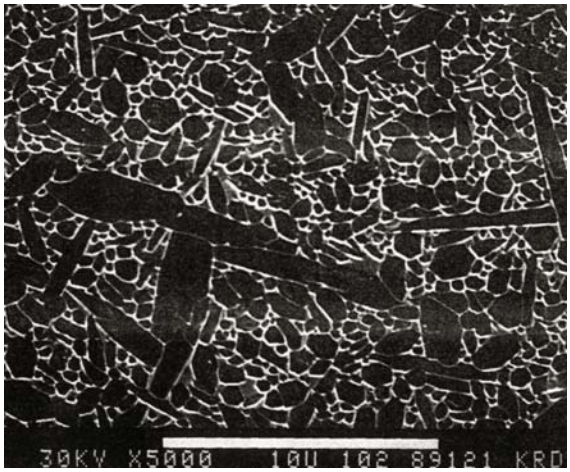
Sinterleme süresince silika, sıvı oluşturmak üzere alumina ve yitrium oksit ile reaksiyona girer. Silisyum nitrür, daha sonra bu sıvıyla reaksiyona girerek sialon (silisyum aluminyum oksi nitrür) oluşturur.

Mikroyapıları, camsı matrikste kristal nitrür faz taneleri içermektedir. Şekil 2.7 beta sialon ve taneleraası cam/kristal fazın karışımını içeren sialon yapısını göstermektedir. Sialonun sertliği yaklaşık olarak 1700 HV' dir ve yoğunlukları 3.3

$g.cm^{-3}$ civarındadır. Termal genleşme katsayıları çok düşüktür. Böylece kesici plaketin sıcak ve soğuk tabakaları arasında oluşan termal gerilmeleri minimize edilebilir ve böylece termal şok dayanımı mükemmel seviyelere ulaşır.

Sialon, 800°C'den 1000°C'ye kadar olan sıcaklık aralığında sertliklerini aluminaya göre daha iyi korurlar. Bu onların üstün özelliklerinden biridir. Fakat sert metallerle aynı tokluğa sahip değildirler.

Bazı özellikleri nedeniyle ısıya dayanıklı alaşımların işlenmesinde sialonlar oldukça elverişlidir. Yüksek hızlarda dökme demirlerin işlenmesinde iyi performans göstermelerine karşın genel çeliklerin işlenmesi için uygun değildirler.



Şekil 2.7. Sialon mikroyapısına ait SEM görüntüsü.x5000

2.6. Aluminyum Oksit Esaslı Seramikler

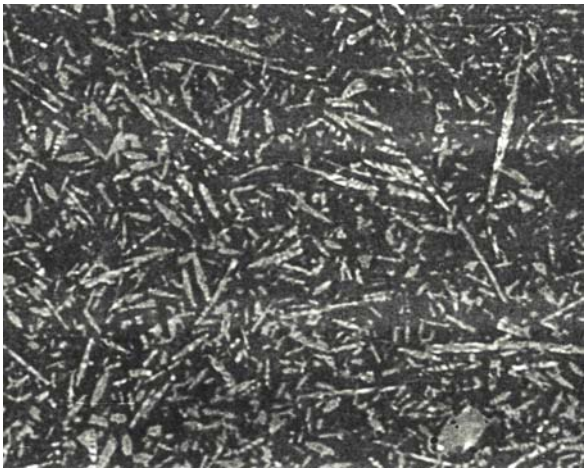
Metal kesmede başlıca rol oynayan faktör, işlem sırasında oluşan ısı ile mücadele edebilmektir. 800°C civarında Al_2O_3 seramikleri, sert metallerden daha iyi özellikler göstermeye başlar. 800°C'nin altında ise sert metaller, seramiklerle karşılaştırıldığında daha üstün mukavemet değerlerine sahiptirler.

Seramikler, özellikle seri üretimde gri dökme demirin işlenmesinde çok avantajlı olmaktadırlar. Otomotiv endüstrisi bunun en önemli örneğidir. Almanya'da seramik takımlar, fren diski, fren kampanası ve volan işlenmesinde oldukça fazla kullanım alanı bulmaktadırlar.

En basit seramikleri, beyaz renkli ve % 2–5 arasında zirkonya içeren alumina (Al_2O_3+ZrO_2) oluşturmaktadır. Zirkonya, aşınma dayanımını etkilemeksizin kırılma tokluğunu artırır. Bu seramik, düşük termal iletkenliği doğrultusunda termal şoka karşı da oldukça hassastır ve bu nedenle soğutucu kullanımından kaçınılmalıdır. Tozların sıcak preslenmesiyle üretilirler. Bu nedenle de üretim açısından şekil olarak bir sınırlama söz konusudur. Yoğunluğu, ZrO_2 miktarına bağlı olarak 4 $g.cm^{-3}$ civarındadır. Sertlik değeri farklılık gösterirken, sert metal serisinin sahip olduğu aralığa yakın değerlerdedir.

Aluminanın sertliği, % 30 ve % 40 arasındaki TiC veya TiN ilavesiyle artırılabilmektedir (TiC en önemli ilave bileşiğidir). Bu ilaveler, oda sıcaklığındaki sertliğini beyaz seramiğinkinden 200 HV daha yukarı çıkarmakta ve sıcak sertlik üzerinde de benzer bir etkisi olmaktadır. Buna karşın tokluk da azalmaktadır. Artan sertlik, nihai bitirme işlemleri için ve çok sert çeliklerin işlenmesi için bu seramikleri oldukça elverişli kılmaktadır. Bu ikinci tip seramiğin rengi, TiC veya TiN ilavesine bağlı olarak siyah veya koyu kahverengi arasında değişmektedir.

Alumina/zirkonya esaslı seramiklerin üçüncü kategorisinde, yapıyı güçlendirmede rol oynayan ve tokluğunu arttıran silisyum karbür (SiC) whiskerler % 25 veya daha fazla oranlarda bulunmaktadır. Bu whiskerlerle güçlendirilmiş seramikler, özellikle yüksek kesme hızlarında nikel esaslı süper alaşımların bitirme öncesi ve nihai bitirme işlemi için önerilmektedir. Sertlikleri 2000 HV düzeyindedir. Şekil 2.8'de whiskerlerle güçlendirilmiş seramiklerin yapısını gösteren bir optik mikroskop görüntüsü görülmektedir. Bu yapı, alumina/zirkonya matriks içerisinde silisyum karbür whiskerlerden meydana gelir. Whisker uzunlukları 10 ile 50 μm arasında değişmektedir [3].



Şekil 2.8. Whiskerlerle güçlendirilmiş seramiklere ait optik mikroskop ile alınmış olan bir görüntü örneği (x1500).

2.7. Silisyum Nitrür

Silisyum nitrür (Si_3N_4) kesici malzeme olarak kullanılan bir seramiktir. Toz metalurjik yöntemlerle şekillendirilmekte, fakat %100 oranındaki bir yoğunluğa kolaylıkla sinterlenmemektedir. Bu nedenle bazı üreticiler sinterlemeye yardımcı olacak bazı küçük ilaveler yapmaktadır. Ayrıca iyi bir dayanım sağlamak için sıcak presleme tekniği uygulanmalıdır. Bu kesici malzemenin sertliği yaklaşık olarak 1800 HV ve yoğunluğu 3,2 $g.cm^{-3}$ tür. Tane boyutu ise 2-3 μm arasında değişmektedir.

Yüksek aşınma dayanımı ve kesici köşe mukavemetine sahiptir. Aynı zamanda termal şok dayanımı da oldukça iyidir. Temel kullanım alanı dökme demirin tornalanması ve frezelenmesidir. Si_3N_4 çözünme aşınmasına direnç bakımından WC'e oranla daha kötüdür, dolayısıyla bu özellik onu çeliklerin işlenmesinde arka planda kalmasına neden olmuştur. Yüksek termal şok dayanımı onu hem soğutma hem de soğutmasız olarak kullanıma elverişli hale getirmektedir [3].

2.8. Kübik Bor Nitrür

Kübik bor nitrür (CBN) doğal olarak oluşan bir bileşik değildir. Normal bor nitrür, hegzagonal kristal yapıya sahiptir, fakat 1400°C civarındaki bir sıcaklığa ısıtılıp 60 kilobar basınç uygulandığı taktirde hegzagonal kristaller, elmas gibi kübik bir yapıya sahip olan ve son derece sert olan (4000 HV) bir yapıya dönüşmektedir. Dönüşümü kolaylaştırmak amacıyla az miktarda katalizör kullanılmaktadır.

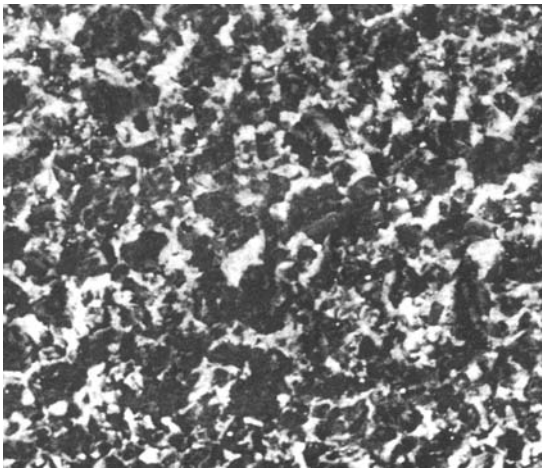
CBN polikristalin yapıdadır ve belli seviyelerdeki kesme hızlarında sert metal kullanımı sınırlı hale geldiğinde kesici takım malzemesi olarak kullanılmaktadır. Yüksek hız çelikleri, takım çelikleri, sertleştirilmiş çelikler, dökme demir, stellit gibi sert iş parçası malzemelerine uygulanır. Yumuşak çelikler, inconel alaşımı, nimonik alaşımı ve östenitik paslanmaz çelikler üzerinde iyi bir performans göstermezler.

Titanyum karbür veya titanyum nitrür gibi diğer sert bileşikleri içeren ikinci bir CBN kesme malzemesi de geliştirilmiştir. Bu durumda malzemenin termal iletkenliği saf CBN'e kıyasla % 50 oranında azalmaktadır.

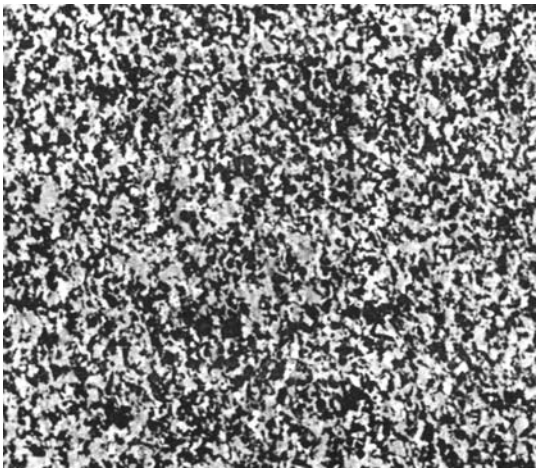
Şekil 2.9 ile 2.10'da, saf CBN ve TiC ile takviye edilmiş CBN malzemelere ait mikroyapılar görülmektedir. Bunlar yüksek CBN bileşimli ve düşük CBN bileşimli kesici malzemeler olarak bilinmektedirler.

Düşük CBN bileşimli kesici malzeme hafif kesme koşulları altında yüksek CBN bileşimli kesici malzemeye oranla oldukça yüksek bir aşınma dayanımına sahiptir.

CBN ile sertleştirilmiş parçalar işlenirken negatif talaş açısı ve yüksek kesme hızlarının etkisiyle kayma bölgesinde iş parçasını deforme edecek bir ısı oluşur. Kesme derinliği azaltıldığında daha az ısı oluşmakta ve CBN'nin yüksek termal iletkenliği doğrultusunda, ısı kesme bölgesinden hızla uzaklaştırılmaktadır. Bu durum daha az yumuşama ile sonuçlanmakta ve iş parçasının şekil değişiminin zorlaştırılması sağlanmaktadır. Aynı şartlar altında düşük kesme derinliklerinde, düşük CBN bileşimli malzemenin düşük termal iletkenliği ısı transferini kısıtlar ve ısıyı kayma bölgesinde yoğunlaştırır. Böylelikle kabul edilebilir bir yumuşama ve kesici köşedeki aşınmada bir azalma sağlanır.



Şekil 2.9. Saf kübik bor nitrür malzemesine ait mikroyapı görüntüsü (x1000).



Şekil 2.10. TiC ilaveli kübik bor nitrür malzemesine ait mikroyapı görüntüsü (x1000).

Kübik bor nitrür, elmastan sonra bugün kullanılan en sert kesici malzemedir. Sert malzemelerin işlenmesinde göze çarpar, fakat yumuşak iş parçalarının işlenmesinde hiçbir avantaj sunmaz [3].

2.9. Polikristalin Elmas

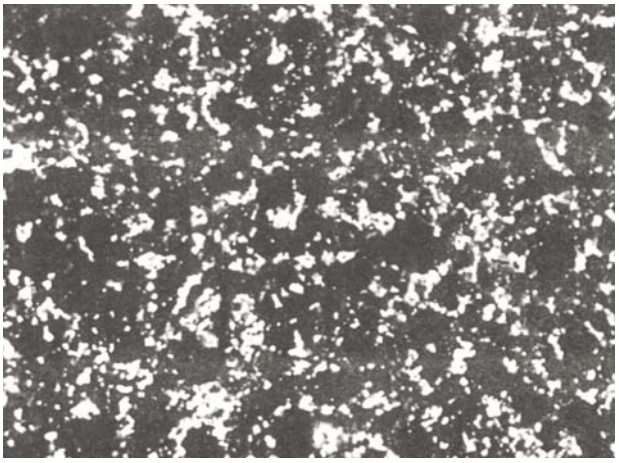
1958'den beri sentetik elmas üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu insan yapımı elmaslar, içine karbon alarak, 1500°C civarındaki sıcaklıklarda ve son derece yüksek basınçlar uygulayarak üretilmektedir. Katalizör yardımıyla ısıtılmış grafite 60 kilobar basınç uygulanarak elmasa dönüştürülür. Bu amaçla sert metal kalıplar

kullanılmaktadır. Elmas parçacıkları, asidik çözelti ile katılaşmış metal kapsülünden çıkarılır.

Bu PCD malzemesi birçok kristalin bulunduğu bir kütle halinde sertmetal altlık üzerinde polikristalin elmas olarak sinterlenir ve bu disk boyutu 34 μm'lik kalınlıklara kadar çıkabilmektedir. Bunlar, sonradan kesici plaketler olarak kullanılmak üzere küçük parçalara kesilmektedir. Daha sonra bunlar 800°C'yi aşmayan veya grafite dönüşüm eğiliminin başlamayacağı sıcaklıklarda lehimlenmektedirler.

Polikristalin elmas sertliği, doğal elmasınkine yakındır, fakat eşit değildir.

PCD malzemesine ait mikroyapı Şekil 2.11' da görülmektedir. Pratikte PCD'nin üç farklı boyutu elde edilebilmektedir, bunlar ince, orta ve kaba olarak sınıflandırılmaktadır. İnce PCD tanesi, kaba olanından biraz daha düşük olan bir darbe dayanımına, fakat buna karşılık bir miktar daha yüksek aşınma dayanımına sahiptirler. Orta taneli olanlar, diğerlerinin arasında yer alır.



Şekil 2.11. Polikristal elmas yapısına ait mikroyapısal görüntü (x1000).

PCD, demir dışı metallerin özellikle de çok yüksek hızlarda işlenmesi için uygun bir malzemedir. Bilinen en sert malzemedir ve diğer kesici malzemelere göre olağanüstü abrazyon direncine sahiptir. Aluminyum alaşımları, Al-Si alaşımı, bakır, çinko, pirinç alaşımları gibi demir dışı metaller veya metalik olmayan malzemeler, PCD ile işlenebilen ideal iş parçaları malzemeleridir. Eğer çeliklerin işlenmesinde kullanılırsa

iş parçası ile elmas kesici köşe arasında bir reaksiyon gerçekleşecek ve uçta ani bir kırılma meydana gelecektir. Bu nedenle demir esaslı malzemelere uygulanmamalıdır.

Elmasın çok özel bir uygulaması sert metalin işlenmesidir. Sertmetal kalıplar PCD ile tornalanabilir ve bu durum taşlama ile kıyaslandığında zaman açısından oldukça önemli bir tasarruf sağlar.

Doğal elmasın PCD'den daha olumlu sonuçlar verdiği bazı durumlar vardır. Bu durumlar metal aynalar, kontakt lensler vb. gibi yüzey bitirmesinin kritik olduğu uygulamalardır. Doğal elmas tek kristaldir ve bundan kesici köşe üretildiğinde köşe tamamen kusursuz bir çizgiye sahiptir. PCD malzeme çok sayıda kristalden oluşan bir kesici köşeye sahiptir. Böylece PCD malzeme işi parçası üzerinde bazı izler bırakırken doğal elmas hiçbir iz bırakmaz [3].

3. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ

Yüksek hız takım çeliklerinin üretiminin %98'i döküm ve haddeleme üzerinden gerçekleştirilir. Bunun yanı sıra 70'li yıllardan beri yapılan toz metalurjik üretim çalışmaları sonucu bu üretim şekli %2'lik bir pazar payına sahip olmuştur [10].

3.1. Döküm

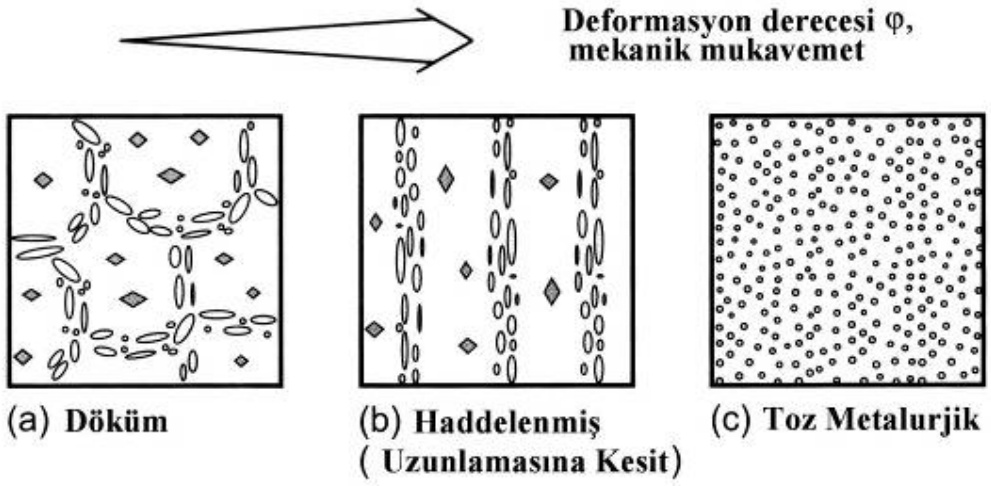
Yüksek hız çelikleri 8'e kadar ulaşan alaşım elementi içeriği doğrultusunda oldukça kompleks mikroyapılar sergiler . Kesme işlemi sırasında arzulanan özellikler aşınma dayanımı, sıcak sertlik ve tokluktur. Yüksek bir aşınma dayanımı için sert karbür fazlarından yararlanılır. Sıcak sertlik ise MC ve M_2C tipi ince karbür çökeltileri ile sertleştirilen matriks ile sağlanır. Kaba karbürler tokluk üzerine olumsuz etkilerinden dolayı arzu edilmez. Yüksek hız çeliklerinde hem yüksek bir aşınma dayanımı hemde yüksek sıcaklık özellikleri arzu edildiğinden dolayı mikroyapı ikincil sertleşen matriks içerisine gömülmüş kaba karbürlerden (1-10 μm) oluşur.

Katılaşma yüksek hız çelikleri üzerinde oldukça belirleyici bir rol oynar. Katılaşma sırasında değişik fazların çekirdeklenme ve büyümesi sıvıda gerçekleşebileceği gibi (primer oluşum) katı durumdada gerçekleşebilir (ikincil oluşum). Bunun yanı sıra yüksek hız çelikleri 250°C'ye varan katılaşma aralıkları nedeniyle ağır bir segregasyon karakteristiği sergilerler. Bütün bu karakteristikler neticesinde mikroyapıda değişik fazların geniş bir boyut ve uzaysal dağılımına rastlanır. Çelikteki farklı alaşım elementi konsantrasyonları fazların türünü ve miktarını belirler. Alaşım elementlerinin konsantrasyonu ve katılaşma koşullarına bağlı olarak farklı mikroyapılar elde edilir. Yüksek hız çeliklerinin önemli özellikleri mikroyapı ve katılaşma ile direkt ilişkilidir [11].

3.2. Haddeleme

Döküm konumunda ötektik karbürler matriksi saran bir ağ gibidir (Şekil 3.1.a). Sıcak şekillendirmeden sonra bantı andıran bir şekilde sıralanırlar (Şekil 3.1.b). Gaz

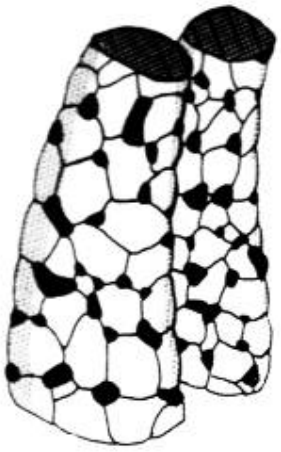
atomize edilen ve ardından sıcak izostatik preslenen bir üretim şeklinde ise karbürler ince ve homojen dağılmıştır (Şekil 3.1.c) [12].



Şekil 3.1. Yüksek hız çeliklerinde üretim karakteristiğine bağlı olarak karbür dağılımının şematik gösterimi.

Katılaşma sonrası ingotun çatlamasını engellemek için yapılan tavlamada ve sıcak deformasyonda termal açıdan kararlı olmayan hegzegonal M_2C karbürü aşağıdaki reaksiyon doğrultusunda stabil ve kübik olan MC ve M_6C karbürlerine ayrışır. Şekil 3.2'de M_2C karbürünün MC ve M_6C karbürlerine ayrışmasının modellenmesi görülmektedir. Sadece yüksek molibdenli çeliklerde nihai durumda M_2C karbürü bulunur.

$$2\ M_2C + 3\ Fe \rightarrow M_6C + MC$$



Şekil 3.2. M_2C karbürünün MC (koyu tanecikler) ve M_6C (beyaz tanecikler) karbürlerine ayrışmasının modellenmesi.

Deformasyon sürecinde M_2C ayrışmasının dışında gerçekleşen en önemli olay, karbür yer dağılımının deformasyon derecesine bağlı olarak değişmesidir. Sıcak deformasyonla dendritlerarası karbür bağlantıları kopar ve ötektik karbürler kırılarak/birbirinden koparak diziler şeklinde sıralanır. Karbür bantlaşması olarak adlandırılan bu olgu artan deformasyon miktarıyla azalır, ancak en yüksek deformasyonlarda bile kaybolmaz. Karbürlerin sıcak deformasyon sırasında parçalanma gözlemleri özellikle niobyumlu yüksek hız çeliklerinde bulunan lamelli MC karbüründe net olarak gözlenmektedir. İstatiksel açıdan ideal homojen bir karbür dağılımı sadece toz metalurjik üretim yöntemleriyle elde edilir [13].

3.3. Toz Metalurjisi

Yüksek hız çeliklerinden beklenen tüm mekanik özelliklerin eldesinde katılaşma ön belirleyici rolü üstlenir.

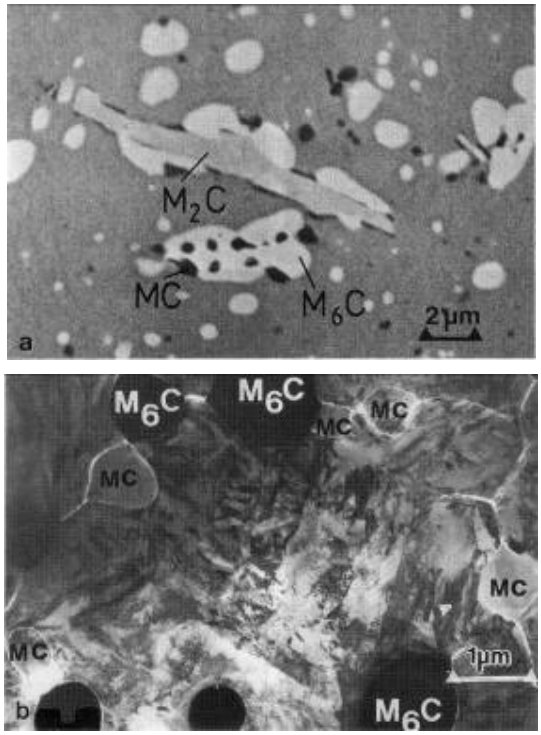
Katılaşma aralığı geniş olan alaşım sistemlerinde toz metalurjik üretim yüksek özellikli mikroyapıların eldesini sağlar. Konvensiyonel ingot metalurjisiyle yapılan üretim, katılaşmanın genelde kullanılan 1-1,5 tonluk ingotların büyük bir bölümünde dengeye yakın düşük hızlarda gerçekleşmesini öngörür. Ledeburitik katılaşan HSS'lerde hem ikincil dentrit kolları arası mesafe büyük olmakta hemde segregasyon sonucu dentritlerarası uzayda birincil (blokvari veya dejenere ötektik) karbürler kaba olarak oluşmaktadır. Böylece hem büyük ingot merkezleri ikincil kalite malzeme olmakta, hemde ingotun haddelenmesi sonucu katılaşmadaki karbür-yoğun uzaylar, sıcak deformasyon sürecinde karbür bantları oluşturarak uniform olmayan bir mikroyapıya ve özellikler anizotropisine yol açmaktadır. Toz metalurjik üretimde elde edilen yüksek katılaşma hızları bu dezavantajlı mikroyapının yoğun olarak düzeltilmesini sağlar [14].

HSS'lerin toz metalurjik üretimi sıvı metal püskürtme (atomizasyon) tekniğiyle gerçekleşir. Atomizasyon yöntemiyle toz içi 10^6 K/s'ye varan katılaşma hızları elde edilir. Her toz tanesinin bir mini-ingot olduğu düşünüldüğünde böyle büyük hızların mikroyapının ve özellikle birincil karbürlerin kuvvetli derecede incelmesine yol açtığı anlaşılır. Şekil 3.3 a ve b'de döküm ve toz metalurjisi ile üretilen iki çeliğin mikroyapısı görülmektedir. Görüldüğü gibi toz metalurjik yöntemle üretilen hız

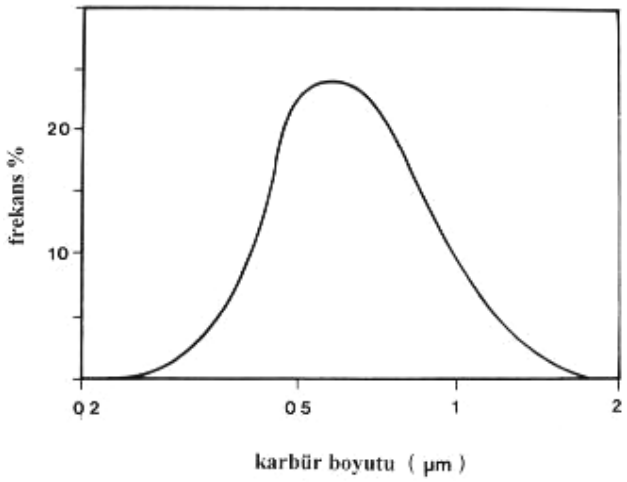
çeliği mikroyapısı oldukça homojendir ve karbür boyutları oldukça incedir [15]. HSS tozlarının ikincil dendrit kolları aramesafeleri katılaşma hızları için 1-10 μm arasında, birincil karbür boyutları ise 1 μm'nin altındadır. Ayrıca karbür boyutu aralığı oldukça dardır [16] (Şekil 3.4).

Toz metalurjik uygulamada değişen karbür boyutları ısıl işlem karakteristiğinin de değişmesine yol açar. Karbür boyutunun küçülmesiyle karbür matriks arayüzeyi kuvvetlice artar. Bu etki nedeniyle aynı östenitleştirme sıcaklığında karbür çözünürlüğü hızlanır. İngot metalurjisiyle üretilen bir alaşım tipine uygulanan östenitleştirme şartları, toz metalurjik çelikte tane sınırlarının yoğun olarak karbür çökeltileri ve filmleriyle kaplanmasına ve bunun sonucu zayıflamasına yol açar. Temelde tüm TM-HSS'lerin bu nedenle daha düşük sıcaklıklarda östenitleştirilmesi gerekir. Örneğin 1220°C'de östenitleştirilen AISI M2 tipi çeliğin TM versiyonunda tokluk kaybetmeden çıkılabilen maksimum östenitleştirme sıcaklığı 1190°C'dir. Ancak düşük sıcaklıklarda bile elde edilen matriks potansiyeli (matriksin karbon ve karbür yapıcı elementlerle doyumu ve böylece menevişlemede elde ettiği sertleşme potansiyeli) TM-HSS'lerde daha yüksektir.

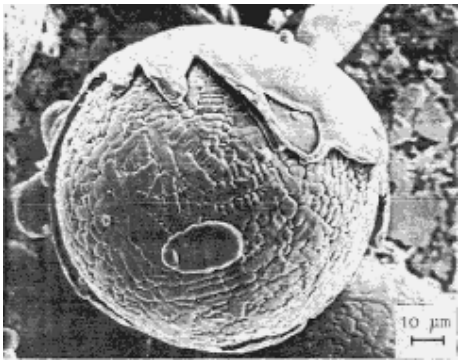
Azot atomize tozlarda ilave olarak sıvı metalin toz üzerinde katılaşması sonucu uğradığı yüksek aşırı soğuma nedeniyle oluşmuş 'splat' katmanlarına rastlanır (Şekil 3.5, toz üzerini kısmen kaplayan struktursuz katman). Şekil 3.5'deki küresel HSS tozunda splat oluşumunun yanısıra temiz yüzey nedeniyle dentritik katılaşma görülür.



Şekil 3.3. Tipik yüksek hız çeliği mikroyapıları (a) Döküm ve haddelenmiş çelik (AISI M2), SEM görüntüsü, (b) Toz metalurjik metal (ASP 23), TEM görüntüsü



Şekil 3.4. Toz metalurjik bir malzemede MC karbürlerinin boyut dağılımı.



Şekil 3.5. Azot atomizasyonu ile üretilmiş küresel yüksek hız çeliği tozu, SEM

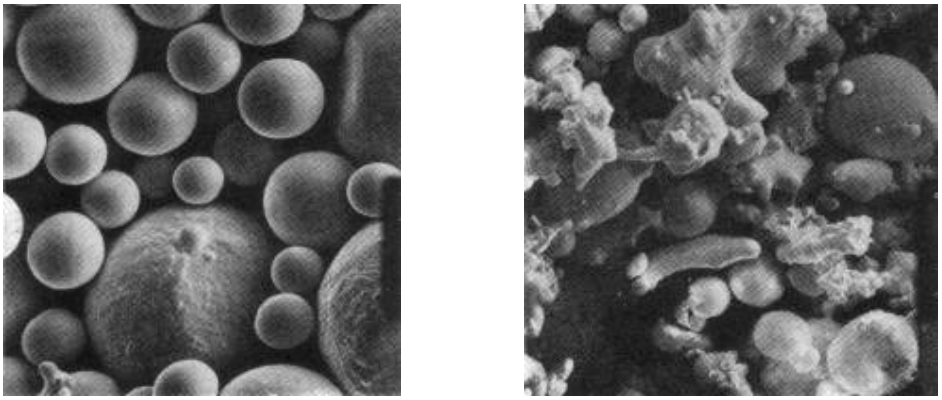
Günümüzde TM-HSS üretimi iki değişik teknikle gerçekleşir. Ağırlıklı olarak yapılan yarı mamul üretimi 60'lı yıllarda Holtz ve Reen'in çalışmalarıyla başlar. Azot atomizasyonu ile elde edilen tozlar, yumuşak çelik konteynerde kapsüllenerek yoğunlaştırılır. İşlem sonrası yumuşak çelik kabuk talaşlı işlenir veya haddelemede tufalleşmeye bırakılır. Elde edilen blok, konvensiyonel ingot gibi sıcak deformasyon işlemine sokulur. Direkt takım üretiminde ise su atomize toz kullanılarak klasik toz metalurjik üretime gidilir. 70'li yıllarda gelişen bu tekniğin uygulanmasında ise tozlar, nihai takım şeklini yansıtan kalıp içi preslenme sonrası sinterlenir [14].

3.3.1. Toz üretimi ve yoğunlaştırma

HSS tozu üretiminde uygulanan temel yöntem olan atomizasyonda sıvı metal hüzmesi mekanik olarak parçalanır. Bu parçalamada etken kuvvet inert gaz ve su gibi akışkanlardan sağlanır. HSS'lerin ticari üretimi ise su ve inert gaz olarak kullanılan azot atomizasyonu ile gerçekleşir.

Kullanılan atomizasyon ortamına bağlı olarak toz karakteri değişir. Toz boyutu, alaşım tipi ile sıvı metalin aşırı ısıtılma sıcaklığı, debisi ve atomizasyon ortamının etkenliği gibi faktörlere bağlıdır. Üretim için 5-350 µm'lik geniş bir toz boyut aralığında çalışılır. Toz şekli ise sıvı parçacığın katılaşma karakteristiğini yansıtır. Atomizasyon ortamının ısı kapasitesine bağlı olarak azot atomizasyonunda 103-105 K/s'lik soğuma hızları elde edilirken su atomizasyonunda 104-106 K/s seviyesinde daha yüksek hızlar geçerlidir. Azot atomizasyonunun düşük hızları, sıvı parçacığının yüzey gerilimi altında küreselleşmesine ve böylece küresel toz oluşumuna olanak tanır. Su atomizasyonunda ise daha hızlı gerçekleşen katılaşma nedeniyle yüzey geriliminin etkisi engellenerek çapraşık şekilli tozlar elde edilir [14].

Şekil 3.6'da gaz atomize ve su atomize edilmiş HSS tozları görülmektedir [9].



Şekil 3.6. a) gaz atomize edilmiş, b) su atomize edilmiş yüksek hız çeliği tozları.

Özellikler açısından oldukça önemli bir faktör olan temizlik, mikroyapısal açıdan konvansiyonel ingotla eşdeğerken tozun yüksek yüzey alanına bağlı olarak yüzeysel açıdan farklılıklar gösterir. Özellikle oksijen miktarının tokluğa yoğun negatif etkisi nedeniyle azot atomizasyonu vakum altında gerçekleştirilir. Böylece 80-100 ppm seviyesinde düşük oksijen içeriği elde edilir. Su atomizasyonu ise oksijen miktarını 2000-4000 ppm seviyesine yükseltir. Yüzeyde oluşan kalın oksit katmanı sinterlemeyi de engellediğinden su atomize tozlar işlem öncesi indirgeme tavlamasından geçirilir [14].

3.3.2. Yarı mamul üretimi

Hedeflenen % 100 yoğunlaştırma 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 veya haddeleme.

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.

Ticari üretimde toz kollektivi önce 4000 atm'de yapılan soğuk izostatik preslemeden geçer. Sıcak izostatik presleme ise 1000 atm basınçta ve 1150 °C'de gerçekleşir [14].

3.3.3. Parça üretimi

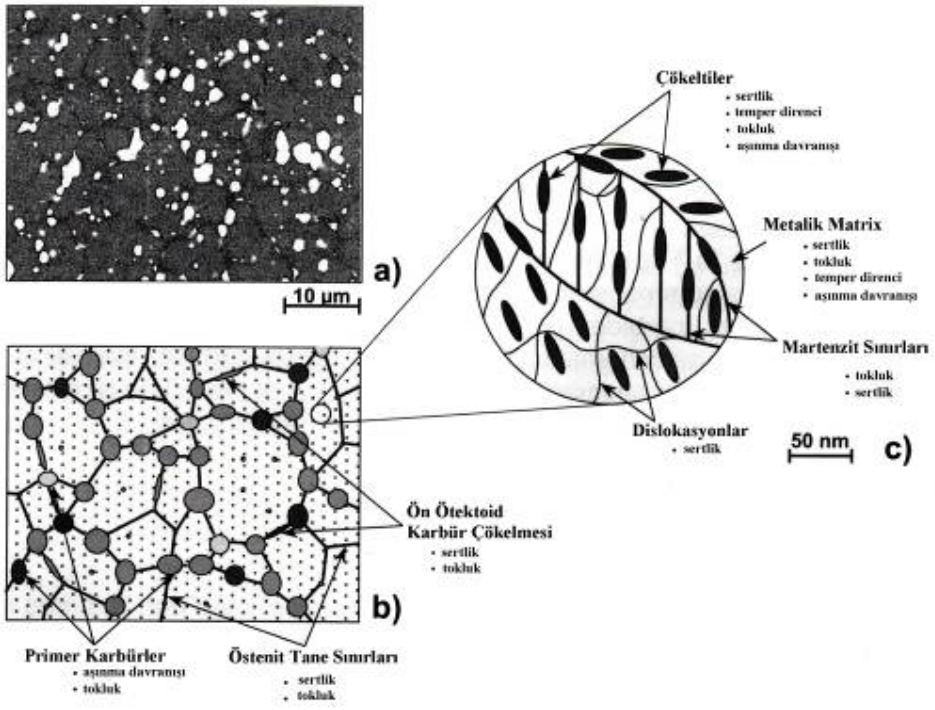
Direkt takım üretiminde parça, iyi bir sinterleme karakteristiği eldesi açısından genelde teorik yoğunluğunun %70-85'ini elde edecek şekilde tek eksenli olarak preslenir. Presleme sonrası elde edilen bu yoğunluk (ham yoğunluk) preslenen parçanın yeterli dayanıma (ham dayanım) ulaşarak bozunmadan işlenmesini 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 5ºC'den az iken, wolfram esaslı yüksek hız çeliklerinde yaklaşık 20ºC'dir. Alaşım sistemine bağlı olarak sinterleme sıcaklıkları 1200-1340ºC arasında değişir. Süper solidus sinterleme olarak da adlandırılan bu tip sıvı evre katkılı işlemde mikroyapıdan yoğun bir şekilde gözenek atılması sağlanır.

Süper solidüs sinterlemede 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, sıcaklık paralelinde az veya çok karbür filmi oluşumu gözlenir [14].

4. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN MİKROYAPISI

Yüksek hız çeliklerinin mikroyapıları; esas olarak aşınma dayanımı; sıcak sertlik ve toklukla belirlenen bir özellik olan kesme performansını iyileştirmek üzere dizayn edilirler. Şekil 4.1'de yüksek hız çeliklerinin mikroyapı bileşenleri gösterilmiştir [2]. Mikroyapı; temperlenmiş bir matriks içine gömülü bulunan MC ve M_6C tipi blokvari (primer) karbürlerden oluşur. Temperleme sırasında matriks "ikincil sertleşme" ile, yani boyutları sadece 3-10 μm arasında değişen oldukça ince karbürlerin (ikincil sertlik karbürleri) çökelmesi ile güçlendirilir. Bu karbürler; matrikse yeterli bir toklukla beraber sürekli bir sıcak sertliğin kombinasyonunu sağlar. Blokvari karbürlerin fonksiyonu, ihtiyaç duyulan aşınma dayanımını sağlamaktır [17] .

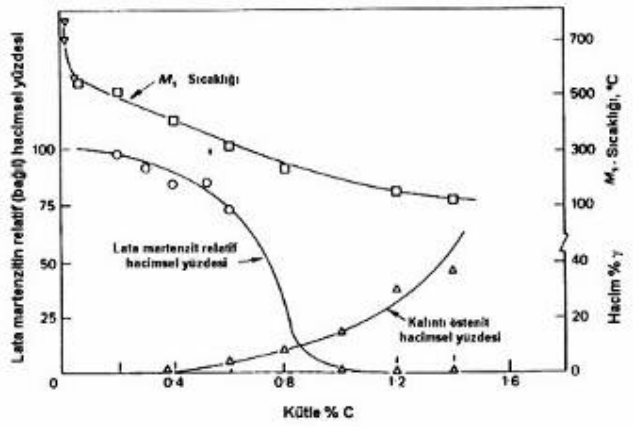


Şekil 4.1. Yüksek hız çeliklerinin tipik mikroyapı bileşenleri. a) SEM görüntüsü b) mikroyapının şematik görünümü (mikron boyutunda) c) mikroyapının şematik görünümü (nanometre boyutunda)

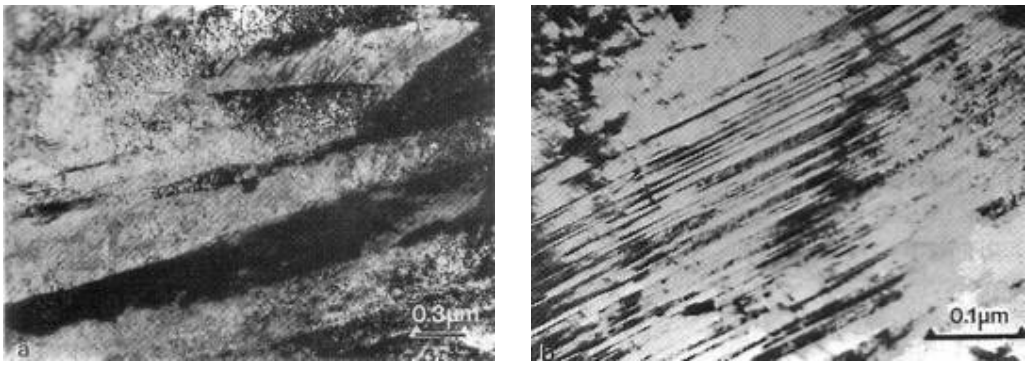
Blokvari karbürler katılaşma sırasında ergiyikten direkt olarak ve/veya ötektik reaksiyonla oluşur. Bazı yüksek hız çeliklerinde denge dışı olarak oluşabilen metastabil M_2C karbürü genellikle sıcak işlem sırasında katı hal reaksiyonuyla MC

ve M_6C'ye ayrışır. Yüksek hız çeliklerinde nihai ısıl işlem, 1170-1270ºC arasındaki bir östenitleme sıcaklığından su verme ile sertleştirmeyi takiben genellikle 550ºC de 1 saat temperlemeyi kapsar. Temperleme ısıl işlemi oda sıcaklığına orta derecede soğutarak en az 2 defa tekrarlanmalıdır. Böylece kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanır ve ikincil sertlik mekanizması aktive edilir. Şekil 4.1a da tipik bir döküm ve haddelenmiş yüksek hız çeliğinin ısıl işlemlenmiş konumdaki mikroyapı görüntüsü görülmektedir. Bu mikroyapı, boyutları 0,1 μm-10 μm'a ulaşabilen blokvari karbür bantlarından oluşan heterojen bir yapıdır. [17].

İkincil sertleşmenin karakteristiği kompozisyon ve östenitleme sıcaklığından su verilen martenzitik matriksin mikroyapısından etkilenir. Östenitleme sırasında matrikste çözünen karbon miktarı, su vermeden sonra matriksteki nispi lata ve plaka martenzit miktarını belirleyen başlıca faktördür. Şekil 4.2'de karbon miktarının bir fonksiyonu olarak oluşan martenzit tipi görülmektedir [18]**.** Klasik yüksek hız çeliklerinin matriksi atom-% 2-3 karbon bileşimine sahiptir ve böylece sertleştirilmiş konumda esas olarak lata tipi martenzitten oluşurlar (Şekil 4.3.a). Modern toz metalurjik çelikler yoğun olarak ikizlenmiş bir yapı ile karakterize edilen plaka tipi martenzit içerirler (Şekil 4.3.b). Bu çeliklerde matriksin karbon doyumu daha yüksektir (atom-% 3,5 civarında) [15].



Şekil 4.2. Fe-C alaşımlarında karbon miktarının martenzit tipine ve kalıntı östenit miktarına etkisi.



Şekil 4.3 (a) AISI M2 çeliğinde lata martenzit matriksi (b) ASP 60 çeliğinde plaka martenzit matriksi.

4.1. Yüksek Hız Çeliklerinin Katılaşması

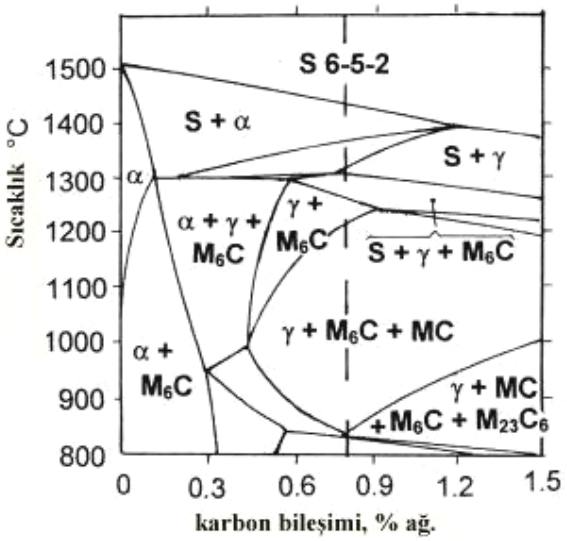
Yüksek hız çelikleri pratikte uygulanabilen soğuma hızlarında genelde dendritik katılaşmaktadır. Böylece kristalizasyon cephesinde ferrit dendritleri sıvı metalin içine doğru büyürken, dendritlerin önündeki veya arasındaki kalıntı (artık) ergiyik karbonca ve karbür oluşturucu elementlerce zenginleşir. Katılaşma sürecinde kalıntı ergiyik içinde (interdendritik uzaylarda) birincil karbürler olarak adlandırılan, kaba boyutlu olabilen ve katılaşmaya bağlı olarak ağ biçimde düzenlenmiş ötektik karbürler oluşmaktadır. Bu düzen malzemenin mekanik özelliklerini kötü yönde etkilemektedir ve özellikle düşük tokluğa (düşük eğme mukavemetine) neden olmaktadır. Bu nedenle döküm yüksek hız çeliği takımlarında malzemenin tokluğunu artırmak için homojenizasyon tavlamasının uygulanması gerekmektedir (karbür ağlarının olumsuz etkilerini azaltmak için).

Yüksek hız çeliklerinde göze çarpan en önemli mikroyapısal karakteristik, MC ve M_6C (ve bazı Mo esaslı alaşımlarda M_2C) tipi karbürlerdir. Bu karbürler katılaşma sırasında oluştuklarından genellikle primer karbür olarak anılırlar. Bu birincil karbürler ya primer blokvari bir şekilde direkt ergiyikten, yada dejenere ötektik olarak "γ+karbür" şeklinde oluşurlar. Karbür tipleri, fazlarının bileşenleri, boyutu, şekil ve uzaysal dağılımları alaşımın bileşimi ve katılaşma yönüne bağlı olarak değişir [19]. Bunların yanısıra döküm ingotun sıcak deformasyon ile değişik kesitlere şekillendirilmesiyle de karbür boyut ve yer dağılımları etkilenir [20]. Yüksek hız çeliklerinin kesme performansı, blok tipi karbür yoğunluğu ve temperleme (menevişleme) sırasında oluşan ikincil sertliğin derecesi ile tespit edilir. Blok tipi

karbürlerin dağılımı takımların tokluğuna kesin olarak etki etmektedir. Kümelenmiş iri karbürler mikroçatlak oluşumuna neden olmakta, bu mikroçatlaklar ise kırılmalara yol açmaktadır. Yüksek hız çeliklerinin birçok önemli özelliğini anlamanın yolu mikroyapılarının etüdünden geçmektedir [19].

4.1.1. Katılaşma sırası

Horn ve Brandis [19] tarafından ampirik olarak belirlenmiş olan bir çoklu denge diyagramı kesiti Şekil 4.4'de verilmiştir. Bu denge diyagramının kesiti AISI M2 (DIN HS 6-5-2) tipi yüksek hız çeliğine ait olup yüksek hız çeliklerinin büyük bir grubunun katılaşma davranışını tanımlayabilmektedir.



Şekil 4.4. AISI M2 çeliğine ait denge diyagramı ve oluşması öngürülen faz türleri.

% 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 gelir:

(1) primer delta ferrit oluşumu başlar.

(2) ferritin peritektik dönüşümüyle sıvıdan östenite dönüşüm başlar.

(3) ötektik ledeburitin kristalizasyonuyla, kalan interdentritik sıvı katılaşmaya başlar (γ+C, C = M_2C ve/veya M_6C, MC de olabilir). Bu reaksiyon ötektik noktadan aşağıya doğru faz kompozisyonlarını değiştirerek solidiüs sıcaklığına ulaşana dek devam eder ve,

(4) ledeburit kristalizasyonuyla 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 4.4'deki kesit karbon miktarına bağlı olarak faz alanlarının değişimini göstermekte ancak oluşan karbür tipleri ve bu karbür fazlarının oranları hakkında ayrıntılı bilgi vermemektedir [19].

4.1.2. Birincil dendrit uzayları

Geleneksel olarak döküm ve haddeleme yoluyla üretilen yüksek hız çeliklerinin karakteristik yapısı olan karbür dizileri, ingottaki interdentritik sıvının (nihai katılaşan artık sıvının) çoklu ötektik dönüşümü sonucu oluşurlar. Bu karbürler haddelemede karbür dizileri halinde mikroyapıda yeralır. Karbür dizilişinin, çeliğin tokluk ve kullanım alanı üzerinde direkt etkisi vardır [19] ve tüm bu nedenlerden dolayı dendrit yapısını etkileyen çeşitli parametrelerin bilinmesi ve tanımlanması önem kazanmaktadır. Dendrit yapısı iki parametre ile karakterize edilebilir. Dendrit gövdeleri arasındaki uzaylar (primer dentrit gövdelerarası mesafe, S_1) ve bu alan arasında oluşan dentrit kolları (ikincil dentrit 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. Genel tanımlaması aşağıdaki gibidir.

$$S_1 = sbt \,.\, V^{-c}.\, G_L^{-d} \qquad (4.1)$$

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 [19] V ve G_L parametrelerinin dendrit oluşumu üzerindeki etkisi konusunda aynı fikirde olduklarını göstermektedir, fakat katılaşma aralığı ΔT, sıvı

içindeki difuzyon D_L, arayüzey enerjisi γ_{LS}, ve ergime enerjisi ΔS de primer dendrit oluşumunu etkilemektedir:

$$S_1 = \text{sbt. } k^n \left(\frac{\gamma_{LS}}{\Delta S}\Delta T D_L\right)^{1/4} V^{-1/4} G_L^{-1/2} \quad (4.2)$$

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 = + ¼ yada n = - ¼ olabilir. Ana değişkenlerin yanında, sıcaklık gradyanı ve soğuma hızı, ΔT ve k sıvının kimyasal kompozisyonuyla bağıntılıdır.

4.1.3. İkincil dendrit kol uzayları

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

$$S_2 = A. T^{-b} \quad (4.3)$$

olarak yazılabilir.

Farklı alaşımlar arasında A ve b değerleri arasında çok az farklılıklar vardır ve A değeri $30{,}6 < A < 47{,}4$ μm.s/K, b değeri ise $0.34 < b < 0{,}38$ μm.s/K arasında değişmektedir. A değeri ana alaşım elementinin konsantrasyonuyla değil, katılaşma süresiyle belirlenmektedir. İkincil dendrit kollararası mesafenin oluşumunda diğer önemli değişkenler ise karbür oluşumu ve oluşum sıcaklığıdır.

Katılaşma zamanını ikincil dendrit kolları yapısının kabalaşma süresi belirler. Yüksek hız çeliklerinde katılaşma başladığında çapraz olarak peritektik reaksiyon araya girer. Genellikle çeliklerde ikincil dendrit yapısını, östenit fazında katılaşma ferrit fazındaki katılaşmadan daha fazla kabalaştırır. Yönlendirilmiş katılaşmış yapılarda kabalaşmış dendrit kollarının ölçümü daha basittir. Dendrit kabalaşmasında aşağıdaki mekanizmalar etkilidir:

(1) arayüzey enerjisi ve difuzyon taşınımı ile kabalaşma devam eder (Oswald olgunlaşması).

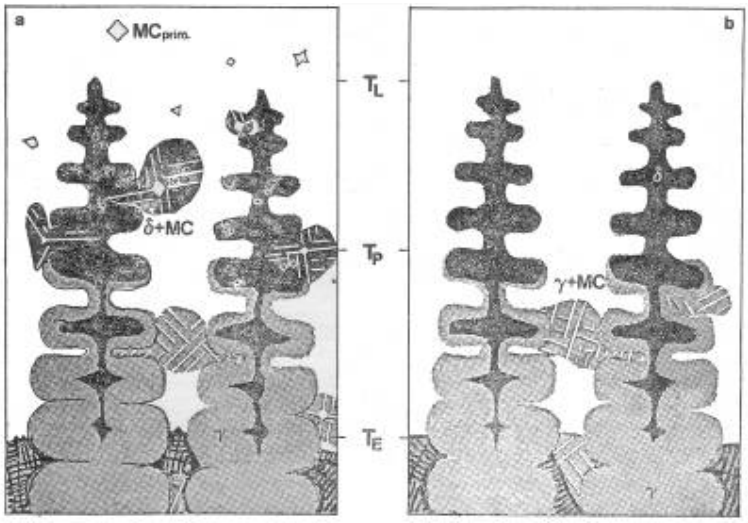
(2) dendrit kol uçlarının yakınındaki büyüme değişimlerini, uzun kolların hızlı büyümesi izler.

(3) dendrit kol ve gövdesi arasında oluşan boyunun tekrar ergimesiyle kaybolan dendrit kollarını, dendrit gövdelerinden dendrit kollarının ayrılması izler.

(4) sıcaklık etkisi ile yan yana olan bitişik kollar birleşir ve,

(5) sıcaklık gradyanı bölgesinde ergimeyle dendrit kolları uzar.

Şekil 4.5'de niobyum ve vanadyum alaşım elementleri ilavesiyle gerçekleşen katılaşma sırası şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.5. Ortalama %0,9 C, % 6 W ve % 5 molibden içeren niobyum alaşımlı yüksek hız çeliklerinde katılaşma sırasının şematik gösterimi. a) % 1,5-3 Nb, vanadyumsuz b) % 1 Nb ve %1 V.

Şekilden de görüldüğü gibi saf niobyum katıldığında (Şekil 4.5.a) veya etkili yabancı çekirdek varolduğunda, sıvıdan ilk olarak düzlemli kristaller halindeki birincil MC tanecikleri çökelir. Bu tip alaşımlarda delta ferritin oluşum sıcaklığının hemen altında, ancak peritektik reaksiyonun başlamasından önce ötektik MC (deltaferit + MC karbürü) çökelir. Vanadyumun yarısının 1:1 oranında niobyumla yerdeğiştirdiği sıvı alaşımda (Şekil 4.5.b) MC oluşum sıcaklığı standart M2 tipi çeliğe kıyasla yükselmişse de, "γ+MC" olarak peritektik reaksiyonun başlamasından sonra gerçekleşir.

4.2. Karbür ve Karbür Reaksiyonları

Aşağıdaki tabloda takım çeliklerinde rastlanan karbür türleri ve baz özellikleri verilmiştir [9].

Tablo 4.1. Takım çeliklerinde bulunan alaşım karbürlerinin özellikleri

Karbür türü	Kafes türü	Görüşler
M_3C	Ortorombik	Sementit (Fe_3C) tipi bir karbür çeşidi olup, formüldeki M; Fe Mn, Cr ve az bir miktar, W, Mo, V olabilir.
M_7C_3	Hegzagonal	Çoğunlukla Cr alaşımlı çeliklerde bulunur. Yüksek sıcaklıklarda çözünmeye karşı dirençlidir. Sertliği ve aşınmaya karşı dayanımı yüksektir. Temperlenmiş yüksek hız çeliklerinin bir ürünü olarak bulunur.
$M_{23}C_6$	Yüzey merkezli kübik	Bütün yüksek hız çeliklerinde ve yüksek kromlu çeliklerde bulunur. Cr, W ve Mo içeren karbürler oluşturmak için Fe ile yer değiştirebilir.
M_6C	Yüzey merkezli kübik	Tungsten veya molibdence zengin bir karbür türü olup bir miktar Cr, V, Co içerebilir. Bütün yüksek hız çeliklerinde bulunur. Aşınmaya karşı son derece dirençlidir.
M_2C	Hegzagonal	Tungsten veya molibdence zengin bir W_2C türü karbür olup sertleştirmeden sonra görülür. Büyük miktarda kromu çözündürebilir.
MC	Yüzey merkezli kübik	Vanadyumca zengin bir karbür çeşididir. Çözünmeye karşı direnç gösterir. Çözünen az bir kısmı ikincil sertleştirme esnasında yeniden çökelir.

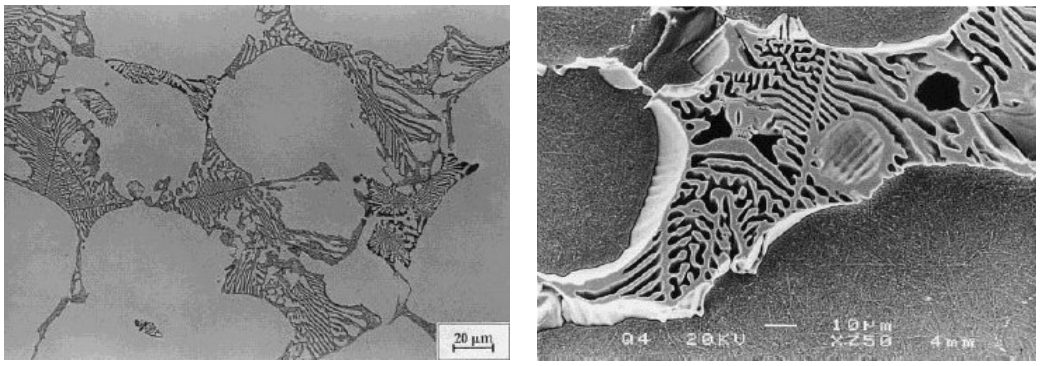
Ergiyiğin katılaşması sürecinde şu konfigürasyonlarda karbürler oluşmaktadır: MC, M_2C, M_6C.

M_6C daha kaba bir şekilde oluşmaktadır. Biraz daha ince olan M_2C döküm sonrası homojenizasyon ısıl işlemi sırasında MC ve M_6C karbürlerine ayrışır. Bunun sonucunda ayrıca daha elverişli bir yapıya ulaşılmaktadır. Çelik içerisindeki aluminyum ve kalsiyum bileşimleriM_2C oluşumunu destekler.

Yüksek hız çeliklerinin döküm mikroyapısında bulunabilen bu üç tür ötektiğin temel karakteristiği şu şekilde açıklanmıştır [7].

4.2.1. M_6C ötektiği

Bu ötektiğin üç boyutlu morfolojisi, birbirlerinden östenit ile ayrılmış ikincil M_6C plakalarından meydana çıkan merkezi bir M_6C plakasının varlığı ile karakterize edilir. Östenitin sürekliliğini engelleyen ve ötektik koloni etrafında bir karbür 'duvarı' oluşturan bu ikincil plakalar, genellikle sonlara doğru daha kalındır. Optik mikroskobi plakaların enine kesitinin lamel-benzeri ('kılçık' –fishbone) olduğunu göstermektedir. Şekil 4.6, optik ve tarama elektron mikroskopları ile görülen tipik M_6C ötektiği morfolojilerini göstermektedir. M_6C ötektiğinin morfolojisi, ne kimyasal kompozisyondan ne de soğutma hızından (10^6 $K.s^{-1}$ gibi yüksek değerleri varsayarak) etkilenmez. Fakat daha hızlı soğutma hızlarında plakalar arası mesafe azalır.



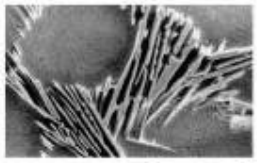
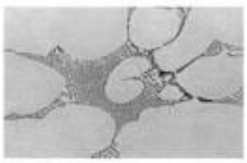
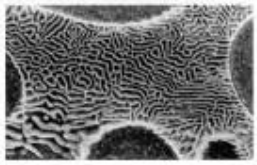
Şekil 4.6. M2 çeliklerinin döküm mikroyapısında tipik M_6C morfolojisi (a) optik: $KOH+K_3Fe(CN)_6$ ile dağlanmış (b) SEM

M_6C karbürü için kimyasal formülde, M harfi W, Mo, V, Cr ve esasen Fe elementlerine karşılık gelir. W ve Mo elementleri çeliğin kompozisyonunda var olması halinde aynı oranda çözünürken; M_6C karbürü için düşük seviyedeki çözünürlüğü nedeniyle V için geçerli değildir. M_6C karbürü kompleks bir yüzey merkezli kübik (fcc) kristalin yapısına sahiptir ve sertliği 1500 HV civarındadır [7].

4.2.2. M_2C ötektiği

M_6C ötektiği ile gerçekleşenin aksine, M_2C ötektiğinin morfolojisi, kimyasal kompozisyon, soğutma hızı ve aluminyum ve azot gibi elementlerin küçük ilaveleri gibi çeşitli faktörler tarafından önemli ölçüde etkilenir. Crocker [7] tarafından ileri sürülen tüm ötektik sistemleri için resmi sınıflandırma kullanılarak M_2C ötektiğinin morfolojik tiplerinin sınıflandırılması için yeni bir terminoloji öne sürülmüştür. Bu

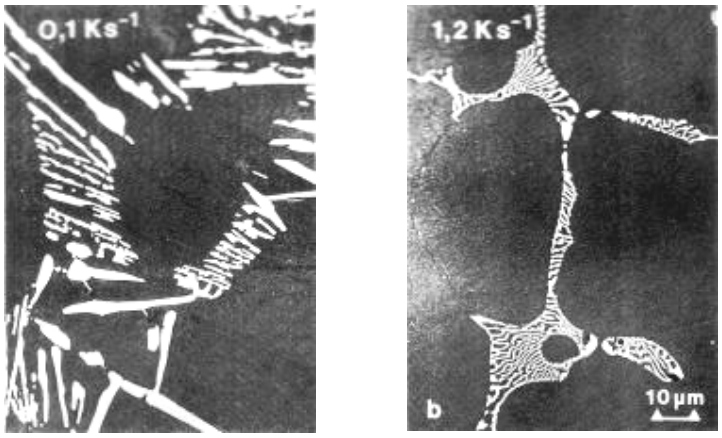
ötektiğin karakteristiğini daha kesin olarak tanımlayabilmek için ve literatürde sıklıkla rastlanan aynı ifadenin birbiriyle çelişen kullanımlarından kaçınmak için bu gereklidir. Şekil 4.7, bu morfolojileri ve ilgili sınıflandırmayı göstermektedir.

Ötektik Morfolojisi		Ötektik Sınıflandırması	
Işık Mikroskobu	Elektron Mikroskobu	Boccalini [22]	Diğer Yazarlar
		düzensiz	tüyvari [23,24] yelpazevari [25,26,27] lamelli [24,27,28] plakavari [23,26,29]
		kompleks düzenli	lamelli [24,26,30] çubuksu [25,27]

Şekil 4.7. M_2C ötektiğinin morfolojik tipleri.

Bu sınıflandırmaya bakılırsa, iki tür M_2C ötektik morfolojisi vardır: düzensiz ve kompleks düzenli. Düzensiz M_2C ötektiği, ötektik fazlar arasında sınırlı bir bağlantı izlenimini veren ötektik birikinti ve matriks arasındaki arayüzeyin açık olarak taslağını çizemeyen bir bölük-pörçük sınır ile karakterize edilir. Bu ötektikte, M_2C karbürü plakavari bir morfolojiye sahiptir ve bir merkezden yayılan clusterlar gibi toplanma eğilimindedir (bu oluşumdan çoğunlukla 'yelpazevari' veya 'tüysü' olarak bahsedilir). Aynı zamanda, östenitin büyüyerek yapıyı kaplamasını önlemekten ve dolayısıyla öncü faz olarak M_2C karbürünün varlığının devamını sürdürmesinden sorumlu olan geniş bir dallanma gösterir. Kompleks-düzenli M_2C ötektiği matriks ve ötektik birikinti arasındaki arayüzeyin açık olarak taslağını çizen düzgün bir sınırla karakterize edilir; makrofasetli hücreler oluşturan küçük alanlar üzerinde düzenli bir M_2C ötektiği dağılımı gösterir. Kompleks-düzenli M_2C ötektiğinin spiral bir ötektik olarak büyüdüğü gösterilmiştir, bu yüzden mükemmel olarak gelişmiş spiraller döküm yüksek hız çeliklerinin mikroyapısında nadiren gözlenir. Bunun yerine, esasta yüksek hız çeliklerindeki düşük seviyedeki ötektik yüzdesi ve yüksek oranda dallanmış dentritik yapı nedeniyle dejenere veya engellenmiş spiraller kompleks-düzenli M_2C'yi karakterize eder [7].

Düzensiz M_2C ötektiği en çok düşük soğutma hızı veya yüksek vanadyum bileşimi ve kompleks-düzenli M_2C ötektiği de yüksek soğutma hızı veya düşük vanadyum bileşimi durumundas gözlenir. Şekil 4.8'de farklı soğutma hızlarında M2 çeliğinde iki faklı M_2C morfolojisi görülmektedir [13]. Yüksek vanadyum bileşiminin etkisi M_2C ötektikleri içerisindeki M_2C karbürün hacimsel yüzdesini düşürmek, böylece ötektik içerisinde öncü faz olarak M_2C karbürünün tutulabilmesi zorluğunu arttırmak ve bu yüzden düzensiz yapıların ortaya çıkmasını sağlamaktır. Diğer yandan, soğutma hızı arttığında aynı zamanda M_2C karbürü (fasetli faz) ve östenitin (fasetsiz faz) büyüme hızları arasındaki fark da artar ve ötektik morfoloji M_2C karbürü dallarının karakteristiği tarafından kontrol edilmeye başlar ve kompleks-düzenli yapının oluşumu sağlanır.



Şekil 4.8. AISI M2 çeliğinde M_2C ötektiği morfolojisi (a) düşük soğuma hızı (b) yüksek soğuma hızı

Daha yüksek soğutma hızları ile ilişkilendirilen ve çubuk şekilli M_2C karbürünün varlığı ile karakterize edilen üçüncü tür bir morfoloji türü Fredriksson ve Nica [26] ve Lichtenegger ve arkadaşları [31] tarafından tanımlanmıştır. Fredriksson ve Nica, yönlendirilmiş katılaşması su verme ile sonlandırılmış numunelerde bu morfolojinin hakim olduğunu doğrulamıştır. Bu morfolojik türün, östenitin lokal olarak aşırı büyümesinin sebep olduğu spiral büyümelerin sıklıkla durdurulmasından kaynaklanan 'kırılmış kompleks-düzenli' bir morfolojiye karşılık geldiğine inanılmaktadır. Bu da onun çubuk-şekilli görünümüne sebep olmaktadır.

M_2C karbürü yüksek hız çeliklerinin bütün temel elementlerini bulundurur. Ayrıca, M_2C karbürünün kompozisyonu çok büyük değişkenlik gösterir ve soğutma hızı

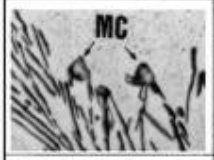
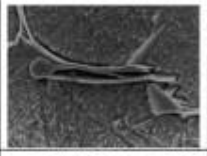
tarafından etkilenir. M_2C karbürü hegzagonal kristalin bir yapıya sahiptir ve sertliği 2000 HV civarındadır.

M_2C karbürü, 900 ve 1150°C arasındaki sıcaklıklara ısıtıldığında metastabil olarak MC ve M_6C karbürlerine ayrışır ve bu bozunumun kinetiği ve karbür ürünlerinin dağılımı M_2C'nin morfolojisinden etkilenir. M2 ve M7 çeliklerinin nihai ürünlerindeki mikroyapılarında, bu ürünlerin üretim metodlarında bu sıcaklık aralığında ısı ve/veya termomekanik işlemler uygulandığı için M_2C karbürü bulunmaz.

4.2.3. MC

M2 ve M7 çeliklerinin spesifikasyonları ile tespit edilen kimyasal kompozisyon aralığında, MC karbürü interdendritik sıvının ötektik ayrışması süresince çökelir. Bununla birlikte, Nb gibi kuvvetli MC karbür oluşturucu alaşım elementlerinin ilavesi, yüksek oranda V veya C bileşimlerinin kullanılması ve aşılayıcıların varlığı, sıvı fazdan direkt olarak MC oluşumuna ve bazen MC ötektiği oluşumunun tamamen durdurulmasına neden olur. Ayrıca oluşum sıcaklığı primer δ-ferritinki kadar yüksek sıcaklık seviyelerine kadar artmasına yolaçar.

Üç tür MC ötektiğinden bahsedilebilir: ayrılmış (MC karbürü izole edilmiş masif kristaller şeklinde oluşur), düzensiz (MC karbürünün plakavari morfolojiye sahip olduğu zayıf olarak bağlanmış) ve kompleks-düzenli (MC karbürünün dallanmış plakavari bir morfolojiye sahip olduğu ayrılmış ötektik). Literatürde, sonuncusu düzenli veya lamelli olarak doğru olmayan bir şekilde sınıflandırılmıştır. Şekil 4.9 bu morfolojileri ve ilgili sınıflandırmayı göstermektedir [22].

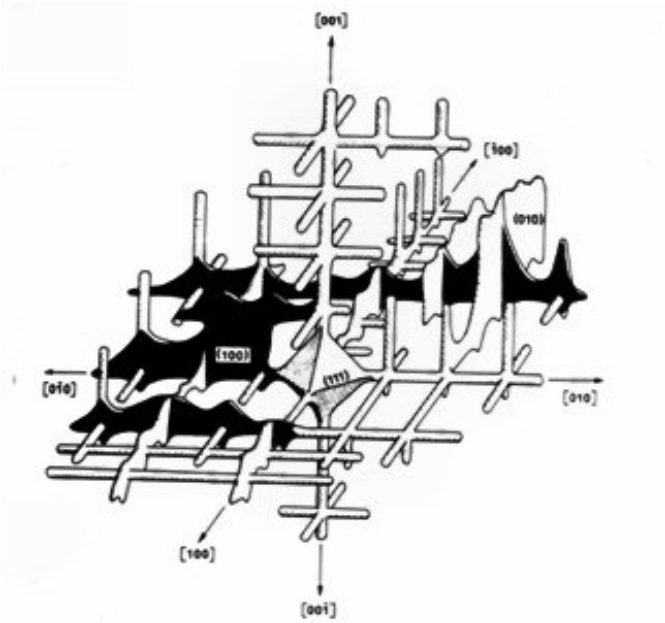
Optik M.	SEM	Karbür Morfolojisi	Ötektik Sınıflandırması
		İdiomorfik	Ayrılmış
		Taç yaprağına benzer	Düzensiz
		Dallanmış taç yaprağına benzer	Kompleks düzenli

Şekil 4.9. MC ötektiğinin morfolojik tipleri.

Ayrılmış MC ötektiğinde, muhtemelen peritektik östenit dentritleri ötektik östenit oluşumu için heterojen çekirdek rolü oynar. Düzensiz MC ötektiğinde, karbür biraz ilerde olmakla birlikte östenit ve karbür belli bir seviyede ortaklaşa büyümeye başlar ve aynı şekilde östenit muhtemelen ötektikteki yüksek hacimsel yüzdesi nedeniyle büyüyerek karbürü sarabilir ve etrafındaki halkayı kapatabilir. Kompleks-düzenli MC ötektiğinin oluşumu aynı yolla anlaşılabilir (fakat östenit halkasının oluşumu olmaksızın).

Peritektik sıcaklık ve ötektik oluşum sıcaklığı arasındaki fark, hakim olan MC ötektik türünü belirler: bu fark ne kadar büyükse, ayrılmış ötektik oluşma eğilimi o kadar büyük; sonuç olarak, soğutma hızı ne kadar yüksekse, daha az birleşmiş MC ötektiği oluşma eğilimi o kadar yüksektir [7].

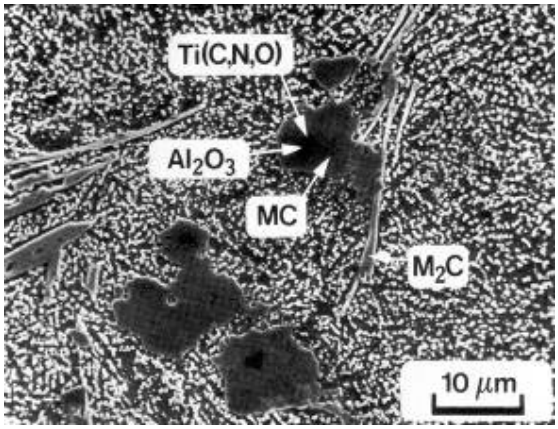
Konvensiyonel yüksek hız çeliklerinde, MC karbürü temel olarak vanadyumu çözer. Nb-alaşımlanmış yüksek hız çeliklerinde, vanadyum ve daha zayıf karbür oluşturucular kısmen niobyum ile yer değiştirirler. Primer MC karbürlerinin kompozisyonu, katılaşma süresince kompozisyonu sürekli olarak değişen bir ergiyikten büyümeleri nedeniyle merkezden dışarıya doğru değişim gösterir. MC karbürü öncelikli bazı düzlemlerde (habitus düzlemleri) büyür. Şekil 4.10'da Nb-ca zengin MC karbürünün büyümesi şematik olarak gösterilmiştir [32].



Şekil 4.10. Şematik olarak Nb-ca zengin MC karbürünün büyüme karakteristiği.

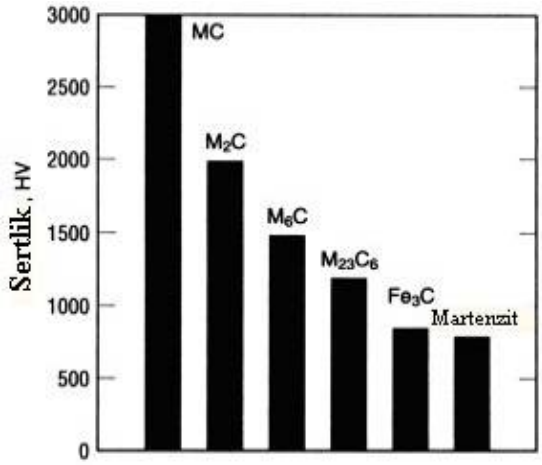
MC tipi karbürler ergiyikten kristallenebilir ve ötektik sıcaklığa ulaşmadan önce kayda değer bir büyüme gösterebilir. Ötektik karbürlerin aksine bunlar sıcak şekillendirme boyunca polihedral şekillerini korurlar. M_2C sıcak şekillendirmede normalde MC ve M_6C'ye ayrışır ve ısıl işlemlenmiş nihai çelikte varolmamalıdır. Kalan bu iki primer karbür türünden MC çok daha serttir ve böylece aşınma özellikleri bakımından oldukça potansiyel bir öneme sahiptir. MC partiküllerinin çekirdeklenme karakteristiği incelenecek olursa yapıda morfolojisiyle ve kontrastıyla kolaylıkla ayırt edilebilen bir olgu olan Ti(C,N) fazı dikkat çekmektedir. Benzer küp kafesli Ti(C,N) inklüzyonları diğer çeliklerde uzun zamandan beri bilinmektedir. Bu partiküllerin merkezinde bazen kristalografik bir oryentasyon ilişkisi gösteren siyah bölgeler bulunmaktadır. Reflektivitileri çok düşük olduğundan bunlar büyük ihtimalle metalik olmayan kalıntılardır. TiC ve Al_2O_3 içeren sert metal sistemlerinden edinilen metalografik tecrübeye dayanan bu bölgelerin aluminyum oksit olduğunu tahmin edebiliriz [33]. Şekil 4.11'de HS 3-5-1,5 -0,5 Nb alaşımında Nb-ca zengin bir MC karbürü görülmektedir. Bu karbürün merkezindeki Al_2O_3 partikülü titanyum karbonitrür ile çevrelenmiş ve bu yapı MC karbürü için heterojen çekirdek vazifesi görmüştür [8].

.



Şekil 4.11. HS 3-5-1,5 -0,5 Nb alaşımında MC'nin çekirdeklenme karakteristiği.

MC karbürü kym bir yapıya sahiptir ve sertliği 3000 HV civarındadır. Sertliği Şekil 4.12'de görüldüğü gibi hemen hemen M_6C karbürünün iki mislidir ve tüm yapı bileşenleri arasındaki en sert fazdır [34].



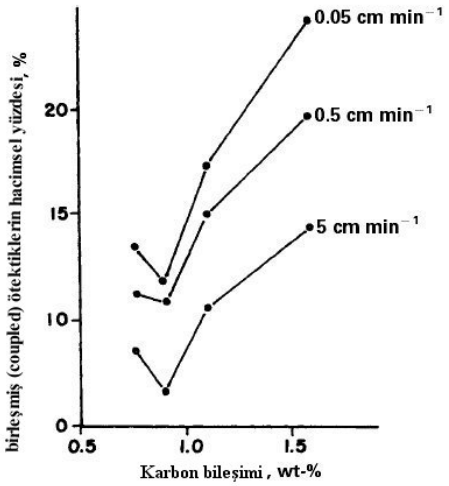
Şekil 4.12. Yüksek hız çeliklerinde bulunan alaşım karbürleri, sementit ve martenzit sertliklerinin karşılaştırılması.

4.2.4. Kimyasal kompozisyonun karbür reaksiyonlarına etkisi

Toplam ötektiğin hacim yüzdesi, her bir farklı ötektiğin hacim yüzdeleri ve bunların çökelme sıralaması; kimyasal kompozisyona, soğuma hızına ve kalıntı elementlerin varlığına bağlıdır.

Genellikle, toplam ötektik hacim yüzdesi, artan C bileşimi, artan W/Mo oranı, artan V bileşimi ve azalan soğuma hızı ile artar. Şekil 4.13**,** C bileşiminin ve katılaşma hızının bir fonksiyonu olarak AISI M2 çeliklerinde toplam ötektik hacim yüzdesini göstermektedir. Şekil 4.13'deki toplam ötektik hacim yüzdesi değerleri, katılaşması

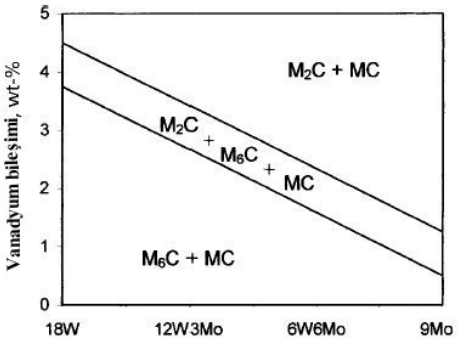
su verme ile tamamlanmış olan numunelerdeki zayıf olarak veya tamamen birleşmiş ötektiğin oluşum başlangıcından hemen önce kalan sıvının hacimsel yüzdesi doğrultusunda dolaylı olarak elde edilmiştir, yani MC ötektiği hesaba katılmamıştır. Bu ölçüm metodu % 0,90'dan % 0,75'e kadar azalan bir karbon bileşimiyle artan hacim yüzdesini açıklamaktadır: düşük karbon bileşimiyle peritektik reaksiyon daha erken sona erer, böylece kalan sıvının hacimsel yüzdesi daha yüksek olur.



Şekil 4.13. Karbon bileşiminin ve soğuma hızının bir fonksiyonu olarak birleşmiş ötektiğin hacimsel yüzdesi.

Bu üç ötektik tipinin her birinin hacimsel yüzdesi, bu çerçevede, aralarında bir kıyaslama yapılarak belirlenir. Ortaya çıkan ilişkiler şunlardır:

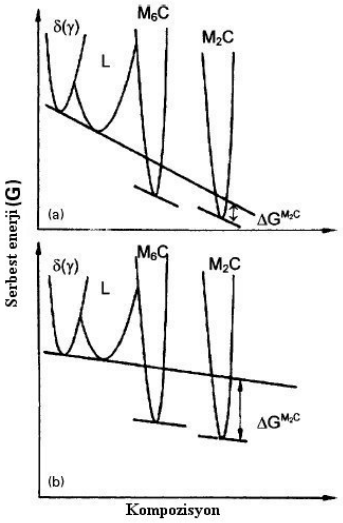
1. M_2C ötektiği M_6C ötektiğine, artan Mo/W oranı, artan V bileşimi veya karbon bileşimi ve artan soğutma hızı ile tercih edilir. Şekil 4.14'de V bileşimi ve Mo/W oranı için gösterildiği gibi, bu değişkenlerin karşılıklı bir dayanışması, onların ötektik oluşum üzerindeki etkilerinin kantitatif limitlerini belirlemede mutlaka hesaba katılmalıdır [7].



Şekil 4.14. Sabit bir W eşdeğeri için, W, Mo ve V bileşimlerinin yüksek hız çeliklerindeki ötektiklerin oluşumu üzerindeki etkileri arasındaki ilişki.

Artan soğuma hızı ile M_2C ötektiğinin hakimiyetini açıklamak için farklı teoriler öne sürülmüştür. Fredriksson ve Brising, artan soğuma hızının, peritektik reaksiyondan kalan sıvının içinde vanadyum segregasyonunun artışına sebep olduğunu, böylece, M_2C karbürü M_6C karbürüne göre vanadyumca daha zengin olduğundan dolayı, M_2C ötektiğinin oluşumunu kolaylaştırdığını öne sürmüşlerdir [25]. Daha sonra Fredriksson ve Nica AISI M2 çeliğinde çok düşük vanadyum bileşimleriyle bile M_2C ötektiği çökeltisinin artan soğuma hızları ile ilerletildiğini gözlemlediklerinden dolayı bu açıklamayı gözden geçirmişler ve metastabil M_2C ötektiği çökeltisinin kinetik olarak tetiklendiğini ileri sürmüşlerdir [26].

Golczewski ve Fischmeister zamanla farklı açıklamalar sunmuşlardır [35]. İlk önerileri artan soğuma hızı ile artan segregasyona dayanmaktaydı; AISI M2 çeliğinin denge dışı katılaşmasında kalıntı sıvının kompozisyonunu hesaplamışlar ve C, Mo ve V bileşimleri için sırasıyla kütle-% 5, 7 ve 5 gibi yüksek değerler elde etmişlerdir. Daha sonra, M_6C ve M_2C ötektikleri arasındaki rekabeti çekirdeklenme için itici güç ile ilişkilendirmişlerdir (yüksek itici gücü olan ötektik diğerine üstünlük kurar). Buna dayanarak, yüksek soğuma hızının bir sonucu olarak kalıntı sıvının aşırı soğuması ne kadar yüksekse, M_2C ötektiğinin çekirdeklenmesi için itici güç de o kadar fazla olduğu söylenebilir (Şekil 4.15).



Şekil 4.15. M_6C ve M_2C ötektik karbürlerinin oluşumu için itici güç: M_2C ötektik karbürünün oluşumu için itici güç artan soğuma hızı ile artar (a) T_1; (b) $T_1<T_2$; ΔG^{M2C} , M_2C ötektiği oluşumu için Gibbs serbest enerji değişimi.

Şekil 4.15**,** M_2C ötektiğini tetiklemede V etkisini açıklamak için makul bir hipotez olanağı sunar. M_2C karbürünün alaşımdaki tüm bileşim oranında V'u birleştirdiği ve termodinamik kararlılığının artan C bileşimi ile arttığı bilinmektedir. Bu sebeple, tüm V bileşiminin artması M_2C karbürünün serbest enerji eğrisini aşağılara çekecek (Şekil 4.15) ve böylece verilen bir aşırı soğumada M_2C karbürünün çekirdeklenmesi için itici güç artacaktır. Diğer bir deyişle, V bileşimi ne kadar yüksekse, M_6C'nin yerine M_2C oluşumuna izin vermek için gereken minimum aşırı soğuma o kadar düşük olacaktır ve aynı etkiyi elde etmek için gerekli olan soğutma hızı da o kadar küçük olacaktır

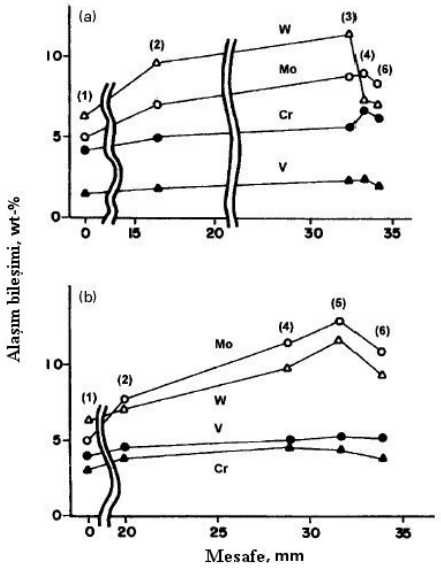
2. MC ötektiği; artan V bileşimiyle M_6C ve M_2C'ye tercih edilir. Tüm V bileşimini artırmak, peritektik reaksiyondan kalan sıvıyı V'ca zengin yapar, bu da hem oluşum sıcaklığını hem de hacimsel yüzdesini arttırarak MC ötektik oluşumu için itici gücü artırır; sonuç olarak, M_6C ve M_2C ötektiklerinin hacim yüzdeleri azalır. Genellikle, MC karbürünün hacimsel yüzdesi artan soğuma hızıyla artar; bununla birlikte AISI M2 çeliğinde düşük V bileşimi ile (%1,4'den daha az) bunun tersi gözlenmiştir .

3. Alaşımın nominal kimyasal kompozisyonunun etkileri yanında, ötektikler arasındaki mukayese eser alaşım elementlerinin varlığı ile de etkilenir. M_6C ötektiğinin oluşumu silisyum, niobyum, nadir toprak metalleri ve yitrium tarafından

M_2C ötektiği aleyhine kolaylaştırılır; azot, kalsiyum ve aluminyum ilaveleri ile bunun tersi gerçekleşir.

M_2C, M_6C ve MC öteklerinin bulunduğu çökelmedeki sıralama, ferrit ve östenit oluşumundan kaynaklanan segregasyon profillerinin ve bu ötektiklerin ayrışma reaksiyonlarının bir fonksiyonudur. Bu profiller aynı zamanda tüm kimyasal kompozisyon ve soğuma hızından etkilenir.

Şekil 4.16, 0,09 $K.s^{-1}$ de, AISI M2 çeliğinin katılaşması süresince segregasyon profilleri üzerinde ve ötektiklerin çökelme sıralaması üzerinde V bileşimi etkisini göstermektedir. Vanadyum bileşimi ne kadar yüksekse, MC ötektiğinin oluşum sıcaklığının o kadar yüksek olduğu görülmektedir. Yüksek soğuma hızlarında %1,44 V içeren AISI M2 çeliğinin katılaşmasında hiç MC ve M_6C ötektiği gözlenmemiştir, yalnızca M_2C ötektiği oluşmuştur. Tüm düşük V bileşimi için, MC ötektiğinin oluşumu önceki M_6C ötektik oluşumuna bağlıdır. M_6C ötektiği bir kere oluştuğunda (düşük soğuma hızları), kalıntı interdendritik sıvı vanadyumca zenginleşir ve MC ötektiğinin oluşumuna yol açar. Diğer yandan eğer M_6C ötektiği mevcut değilse (yüksek soğuma hızının bir sonucu olarak), peritektik reaksiyondan veya M_2C ötektiğinin çökelmesinden kalan sıvı MC ötektiğinin oluşumunu sağlayamaya yetecek kadar bir V bileşimine sahip olmaz.



Şekil 4.16. M2 çeliğinin yönlendirilmiş katılaşması boyunca interdentritik sıvının kimyasal kompozisyonunun evrimi (a) 0,89C-1,44V; (b) 0,85C-3,15V (1) katılaşmanın başlangıcı; (2) peritektik reaksiyonun başlangıcı; (3) M_6C ötektiğinin başlangıcı; (4) MC ötektiğinin başlangıcı; (5) M_2C ötektiğinin başlangıcı; (6) ötektik reaksiyonların sonu.

5. ALAŞIM ELEMENTLERİ

Yüksek hız çeliklerinde karbür oluşturucu elementlerin rolü, karbon afiniteleri ve östenitteki çözünebilirlikleri ile karakterize edilir. Wollfram ve molibden klasik "yüksek hız çeliği karbürü" olan M_6C oluşumunu sağlarlar. Molibdence zengin yüksek hız çeliği türlerinde bu karbürün ısıl işlem sırasında primer M_2C'nin bir katı hal ayrışması ile oluşacağı bulunmuştur [36]. Vanadyum sınıfı, en başta vanadyumca zengin MC partikülleri oluşturmasıyla göze çarpmaya başlamıştır. Yaklaşık %2'ye kadar vanadyum içeren sınıflarda bu etki arzu edilen seviyelerde gerçekleşmemiştir, bunun yerine vanadyumun östenit içerindeki iyi bir çözünürlüğü sayesinde ikincil sertliğin gelişimi söz konusu olmaktadır. Bu durum primer karbürlerin daha fazla karbon afinitesine sahip elementlerle elde edilmesi fikrini gündeme getirmiştir. Bu görüş doğrultusunda periyodik sistemin 4 ve 5. gruplarında bulunan karbür yapıcı elementler, özellikle, titanyum, zirkonyum, tantalyum ve niobyuma dikkat yönelmiştir. Bu elementler oldukça kararlı kaya-tuzu tipi karbürler oluşturabilmektedirler [37]. Bunlar içerisinden niobyum maliyet ve temin edilebilirlik nedenleri ile tercih edilmektedir [8]. Bunun yanı sıra alaşım elementlerinin TTT (Time-Temperature-Transformation) diyagramlarına büyük etkisi bulunmaktadır [38].

5.1. Karbon

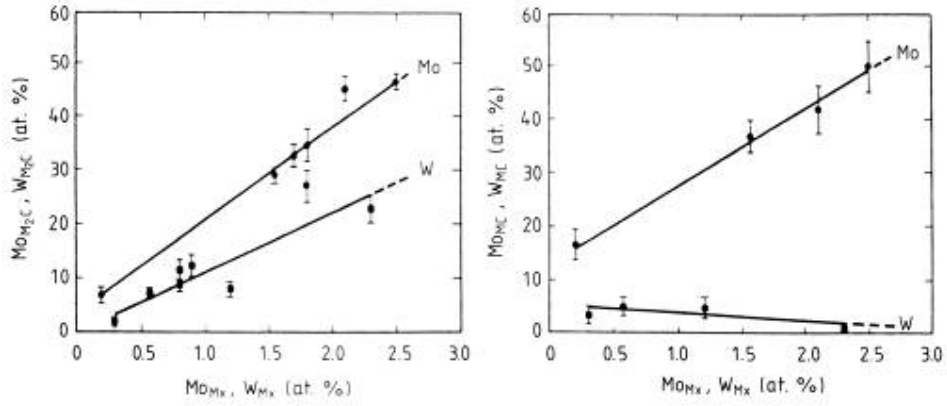
Yüksek hız takım çeliklerinin temel alaşım elementidir. Çeliğin içerdiği karbon oranı %0,8 ile %1,0 arasında değişir ve bazı türleri %1,5'e kadar karbon içerebilir. Matriksteki karbon bileşimi matriks karakteristiğini belirler (lata veya plaka tipi martenzit). Karbon bileşimi matriks gereksinimini (ikincil sertlik ve ilave çökelti bulundurma) karşılayacak seviyede ve yeteri kadar MC ve M_6C karbürleri oluşumunu sağlayacak seviyede oranda olmalıdır. Optimum tokluğu elde etmek için matriksteki karbon seviyesi büyük oranda lata tipi martenzit oluşumu için gerekli olan aralıkta tutulmalıdır [39]. Karbon bir yandan karbür oluşumuna hizmet ederken öte yandan matriks içinde çökelti sertleşmesinin temelini oluşturur ve böylece hem sert karbür oluşumunu, hem de matriksin sertleşmesini sağlar [40].

5.2. Wolfram (Tungsten)

Primer karbür yapıcı elementlerdendir. Wolfram klasik yüksek hız çeliği karbürü 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 daha fazla bulunduğundan aşınma direncini artırır. Wolfram içeren M_6C karbürlerin ötektik ergime sıcaklığı çok yüksek olduğundan yüksek hız çeliklerinin östenitleme sıcaklığı wolfram esaslı alaşımlarda artar. Matrikste çözünen wolfram ise M_2C tipi ikincil sertlik karbürlerin oluşumunu sağlar ve böylece matriksi sertleştirerek menevişleme sürekliliğine yolaçar [40].

5.3. 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 genelde alaşıma wolfram oranının yarısı kadar ilave edilirler. Molibden birincil karbür olarak ötektik tipi karbür oluşturur. Matriksteki kompozisyonuyla direkt orantılı bir şekilde M_2C ve MC tipi çökeltilerde bulunur (Şekil 5.1.a ve b) [15]. Bu karbürün ergime sıcaklığı wolframca zengin karbüre göre daha düşük olduğundan molibden östenitleştirme sıcaklığını düşürür. M_2C karbürü termodinamik olarak stabil değildir ve döküm sonrası tavlamada M_6C ve MC karbürlerine 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. Mo ve W genel olarak aynı tür karbürler oluşturmasına ve birbirlerinin yerine kullanılabilmesine karşın ikincil sertliğe olan katkıları bakımından farklılık gösterirler. Molibden, wolframa kıyasla matrikste daha yüksek bir difüziviteye sahip olduğundan dolayı, ikincil sertlik çökeltileri oluşturmada çok daha etkindir. Bununla birlikte wolframa göre daha yüksek bir mobiliteye sahip olan molibden aynı zamanda aşırı temperleme sırasında M_2C karbürlerinin büyüme hızını etkiler. Bu da molibden esaslı çeliklerde, tungsten esaslı çeliklere nazaran daha yüksek bir sertlik kaybına neden olur. Ayrıca Şekil 5.1.a ve b de görüldüğü gibi karbürdeki molibden konsantrasyonu tungsten konsantrasyonundan daha yüksektir.



Şekil 5.1. Matrisk ve çökelti fazları arasındaki kompozisyonal ilişki (a) M_2C içerinde Mo ve W (b) MC içerisinde Mo ve W

5.4. Krom

Düşük bir karbür oluşturucu özelliği olan krom yüksek hız çeliklerinde kendi birincil karbür tiplerini oluşturmaz ve oluşan karbür tiplerine göre bir miktar birincil karbürlerin kafesine (özellikle M_2C kafesine) girer. Karbürlere krom katılımı, karbür fazlarının kafes sabitlerini düşürür ve bu da daha düşük bir gerinme enerjisine ve böylece daha düşük bir çekirdeklenme aktivasyon enerjisine neden olur. Bu durumda dislokasyon ve ikiz sınırlarında çökelme kolaylaşır ve yüksek bir sertlik artışı elde edilebilir [15]. Krom aynı zamanda yumuşak tavlamada ikincil $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumuna yolaçar. Tüm yüksek hız takım çelikleri sertleşebilirliği sağlamak amacıyla yaklaşık % 4.0-4.5 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 böylece -dislokasyonların hareket ederek kaybolmasından önce- yüksek miktarda ikincil sertlik karbürlerinin oluşumunu sağlar.

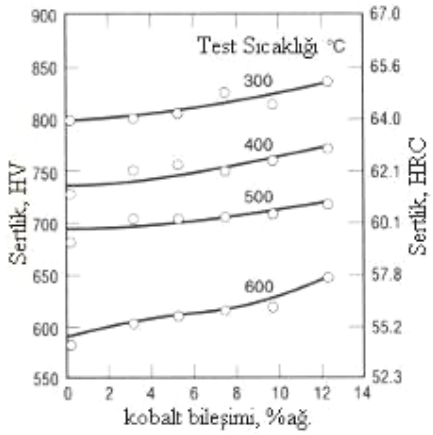
5.5. Vanadyum

Primer karbür yapıcı elementlerdendir. Oluşturduğu MC tipi karbürler yüksek hız çeliklerindeki en sert karbürlerdir (2400 HV). Böylece sertlik ve aşınma direncini artırır. Molibden temperleme sırasında maksimum sertliği elde etme bakımından nasıl önemliyse vanadyum da takım işleme sıcaklıklarında sertliği korumak için o kadar önemlidir. Östenitleştirmede 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 alanı sınırlıdır. V bileşiminin artmasıyla toplam ötektik karbür miktarı wolfram esaslı yüksek hız çeliklerinde (<%3 Mo, >%9 W) azalırken, molibden esaslı yüksek hız çeliklerinde artmaktadır. Vanadyum sadece MC karbürü oluşumun tetiklemekle kalmaz, aynı zamanda lamelli M_2C karbürü oluşumunu arttırırken iskeletvari M_6C karbürü oluşumunu engeller [41].

5.6. Kobalt

Kobalt, yüksek hız çeliklerinde ikincil sertlik özelliğini geliştiren bir elementtir. Karbür oluşturma özelliği son derece zayıf olan bu element direkt olarak matrikste katı ergiyik oluşturması için bazen % 10 seviyelerine varan miktarlarda çeliğe katılır. Kobalt menevişlemede ikincil sertlik karbürlerinin çökelmesini geciktirerek menevişleme sürekliliğini artırır. Ayrıca kobalt ilavesinin sertleştirme sırasında ototemperlenmiş sementit miktarını sınırladığı, temperleme sırasında MC ve M_2C tipi ikincil sertlik karbürlerinin dağılımını incelttiği, aşırı temperleme sırasında bu çökeltilerin kabalaşma hızını azalttığı ve aşırı temperleme sırasında M_3C tipi karbür oluşumunu sınırladığı belirlenmiştir [15]. Kobalt ilavesiyle daha yüksek kesme hızlarına çıkılması ve zor talaş kaldırılabilen malzemelerin işlenmesi mümkündür. Şekil 5.2'de kobalt ilavesinin çeşitli test sıcaklıklarında sertliğe etkisi gösterilmiştir [9].

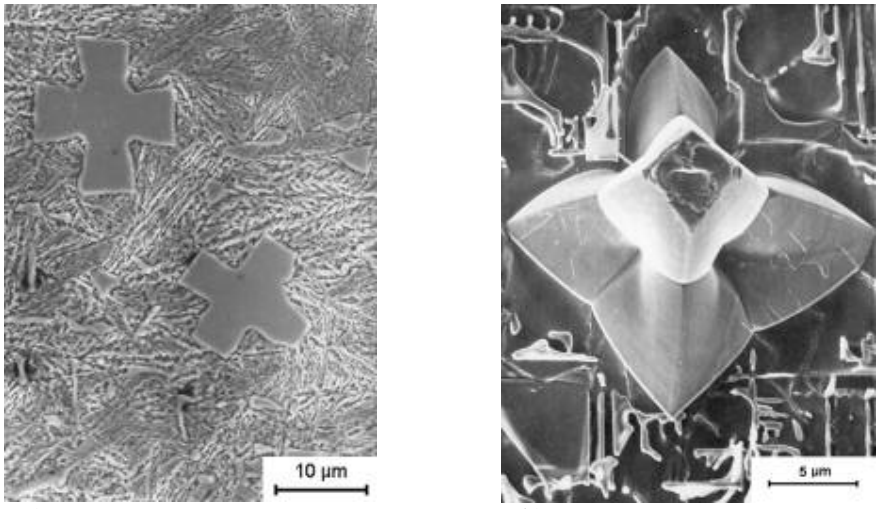


Şekil 5.2. Kobalt bileşiminin T1 yüksek hız çeliğinin sıcak sertliği üzerine etkisi.

5.7. Niobyum

Yüksek hız çeliklerinde Niobyumun alaşım elementi olarak kullanımı 1955'de başlamıştır. Brezilyada büyük piroklor birikiminin ortaya çıkması bu elementin kullanımını teşvik etmiş ve deneysel Nb-alaşımlı yüksek hız çelikleri geliştirilmiştir. 1980'lerde ve 90'larda niobyum rolünün anlaşılması yolunda çok fazla çalışmalar yapılmıştır. Döküm yoluyla üretilen takımlarda %1,5'a varan oranlarda Nb kullanılırken, bu oran toz metalurjik yüksek hız çeliklerinde % 3'e kadar çıkmıştır.

Niobyum kuvvetli karbür oluşturucu bir elementtir ve kütle-%3 üzerindeki konsantrasyonlarda ve yeterli karbon miktarında veya aluminyumoksit türü partiküllerin varlığında daha düşük konsantrasyonlarda soğuma sürecinde önce niobyumca zengin mono-karbürler oluşmaktadır. Katılaşma sürecinde bu karbürler ferrit kristalizasyonu için çekirdek görevini yapmaktadır. Bu karbür partikülleri ledeburit ötektiğinin oluşumuyla biten katılaşmaya kadar oldukça yüksek boyutlara ulaşabilir. (Şekil 5.3'de Nb-ca zengin olan ve büyük boyutlu primer MC karbürleri görülmektedir). Niobyum-karbür oluşumunda çevresindeki ergiyik karbonca fakirleşmekte ve bu nedenle alaşımın likvidus sıcaklığı artmaktadır. Bu da ferrit oluşumunu desteklemektedir. Katılaşma sürecinde böylece birincil karbürlü eş eksenli bir mikroyapı oluşmaktadır.

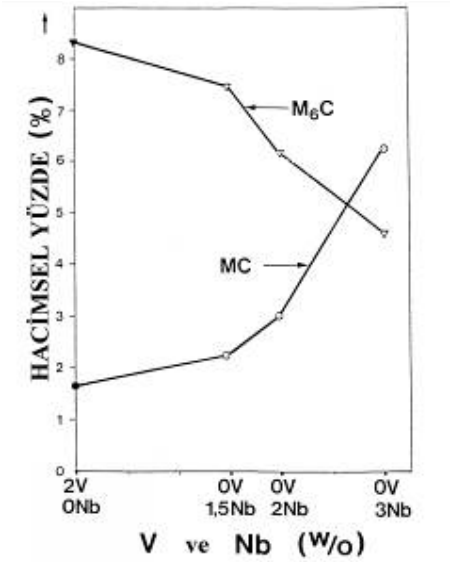


a) b)

Şekil 5.3. Blokvari Nb-ca zengin MC karbürü; SEM ikincil elektron kontrastı (a) dağlanmış numune (b) derin dağlanmış numune.

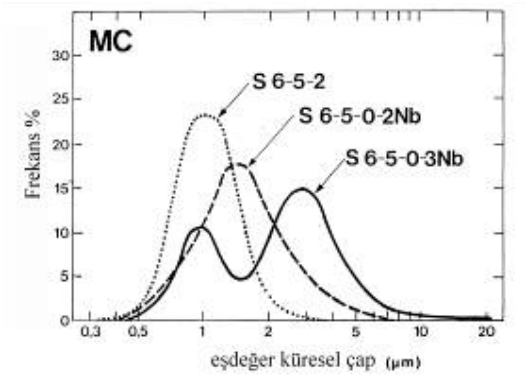
Kaba karbürler bir yandan tokluk için dezavantaj iken diğer yandan da aşınma dayanımını ve taşlanabilirliği azaltırlar. Niobyum ilavesi aynı zamanda ötektik karbür oluşumunun M_2C'den M_6C'ye doğru kaymasına neden olur. M_2C karbürü geçmişteki kanının aksine oldukça faydalıdır, çünkü M_2C'nin ayrışması östenitleme sırasında kolayca çözünebilen vanadyumca zengin ince MC çökeltileri yaratır. Bütün bu etkenler niobyum kullanımını sınırlar. Sadece çok yüksek soğutma hızları bu etkileri azaltabilir [42].

Karagöz ve Riedl [8] farklı miktarlarda niobyum içeren AISI M2 çeliklerini incelemişler ve niobyumun yüksek karbon afinitesi ile beraber, diğer karbür oluşturucu elementleri daha az oranda bulunduran monokarbürler oluşturduğu ve bu monokarbürlerin vanadyumca zengin MC karbürlerinden daha kararlı olduğunu bulmuşlardır. İncelenen bu çeliklerde karbon oranı sabit tutulduğunda karbonun önemli bir kısmının NbC oluşumunda kullanıldığı ve katılaşma yapısında MC'nin yanında M_2C yerine M_6C ötektiğinin oluşmasına neden olduğu, karbürlerin hacimsel yüzdelerinde MC karbürüne göre daha fazla bir azalma gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Şekil 5.4 bu çeliklerde artan Nb bileşimiyle MC oranındaki kuvvetli artışı ve M_6C oranındaki kayda değer düşüşü göstermektedir.

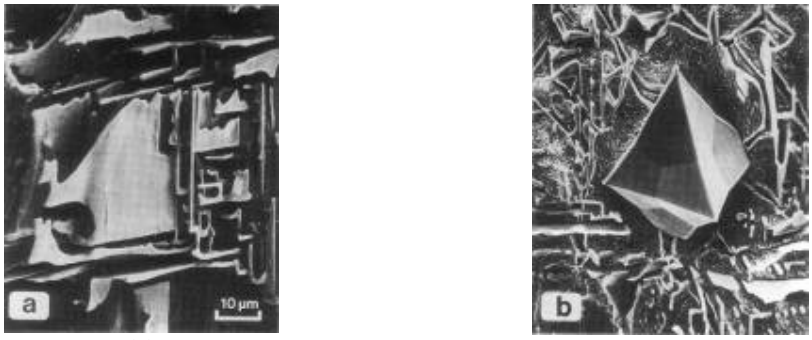


Şekil 5.4. Sabit karbon seviyesinde V yerine Nb kullanılan bir AISI M2 serisinde karbürlerin hacimsel oranları üzerine artan Nb'un etkisi.

Bu çeliklerden bazılarının karbür boyut dağılımları Şekil 5.5'de görülmektedir. % 2 ve % 3 Nb oranında, MC karbür boyutları aşırı boyutlara ulaşmakta ve bu da toklukta bir dezavantaja neden olmaktadır. Bu iri karbür oluşum mekanizması, aşağıdaki sıralamayı takip eden bir sıcaklık gradyentinde gerçekleştilen yönlendirilmiş katılaştırma deneyleriyle izah edilmiştir: MC ötektiğinin yanında (Şekil 5.6a), oktehedral düzlemli primer Nb-ca zengin kristallere de sıklıkla rastlanmaktadır (Şekil 5.6b). Bunların boyutu 50 μm'a kadar ulaşabilmektedir. Heterojen çekirdeklenme bunların ferrit kristalizasyonunun başlangıcında yüksek sıcaklıklarda oluşumuna izin vermektedir ve böylece bu partiküller katı içerisine gömülmeden önce uzun bir büyüme periyoduna kavuşmaktadır. Sonuç olarak, bunların büyümesi daha hızlı bir soğuma ile zor olarak sınırlandırılırken, aluminyum, titanyum ve azot ile aşılama sayesinde azaltılabilmektedir. Vanadyumsuz AISI M2 sınıflarının diğer bir katılaşma yapısı karakteristiği de yüksek bir delta ötektoid içeriğidir.



Şekil 5.5. Sertleştirilmiş AISI M2 ve Nb-lu benzerlerindeki MC karbürlerinin boyut dağılımları.

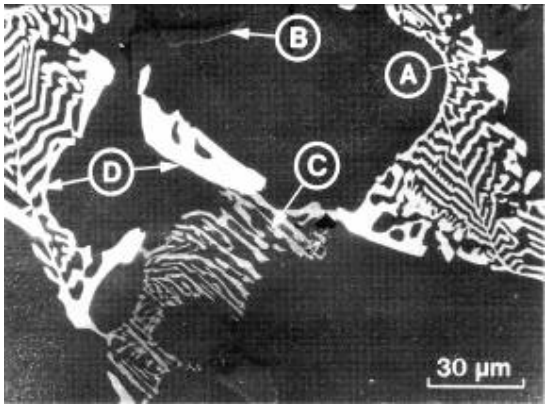


(a) (b)

Şekil 5.6. AISI M2'nin Nb'lu benzerlerindeki katılaşma yapısında görülen Niobyumca zengin karbürler (a) ötektik (6-5-0-2 Nb); (b) primer karbür (6-5-0-3 Nb).

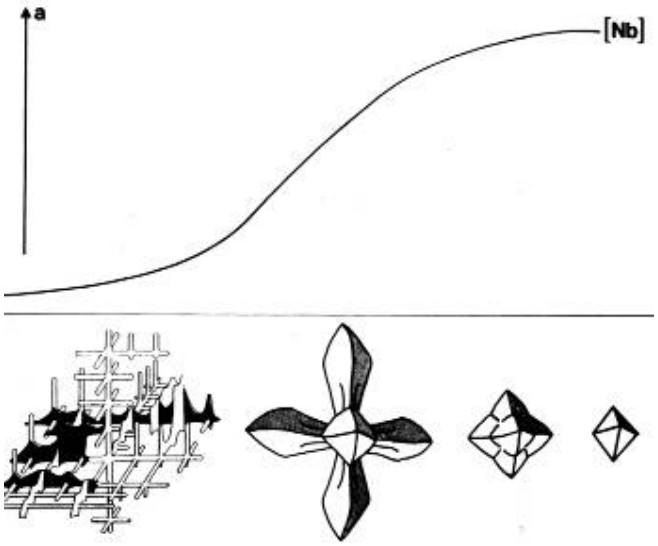
Vanadyumsuz ve niobyum alaşımlı çelikler ikincil sertlik mekanizmasında bir kayıp göstermektedir. Bu durum, niobyumun östenitteki çözünürlüğünün vanadyumunkinden çok daha az olmasıyla ve vanadyumun ikincil sertlikten sorumlu kısmının ince koherent MC partikülleri dağılımı oluşturmada güçlü bir rol oynamasıyla anlaşılabilmektedir. Vanadyumun iki önemli rolüne karşın niobyum yalnızca primer karbür oluşturma görevini üstlenir. Yani ikincil sertlik oluşturma önemli bir bileşen değildir. Sonuç olarak belli bir oranda vanadyum yüksek hız çelikleri için gereklidir.

Şekil 5.7'de niobyum alaşımlı bir AISI M2 çeliğinin katılaşma yapısı görülmektedir. Şekilde kompozisyon ve soğuma hızına bağlı olarak değişik oranlarda oluşan M_2C, M_6C ve MC karbürleri görülmektedir.



Şekil 5.7. AISI M2 çeliğinin Nb alaşımlanmış farklı bir türünün (6-5-1+1 Nb) katılaşma yapısındaki karbürler, SEM'de atom numarası kontrastı. A: V-ca zengin MC; B: Nb-ca zengin MC; C: M_2C; D: M_6C.

NbC-ca zengin MC karbürlerinin morfolojisi ergiyikteki niobyum aktivitesi ile kontrol edilmektedir. Azalan Nb aktivitesi ile oktehedral düzlemli şekilden kaba dendritik yapıya, daha sonra da düzenli bir ötektik yapıyı andıran ince bir dendritik yapıya geçiş vardır (Şekil 5.8). Karbürün sıvıdan çökeldiği sıcaklık düştüğünde, daha fazla vanadyum (metal atomlarının %25 ine kadar çıkabilen) ve buna paralel olarak daha fazla molibden yapıya katılır. Vanadyumun davranışının aksine niobyum etkisi yalnızca primer MC oluşumu ile sınırlandırılır [8].



Şekil 5.8. Sıvıdaki Nb aktivitesinin bir fonksiyonu olarak NbC-tipi monokarbür morfolojisi.

5.8. Titanyum

Bazı çalışmalar W-Mo-V yüksek hız çeliklerine Si ve Ti ilavesiyle bu çeliklerde Ti'un V ile kısmı olarak yer değiştirme olasılığını göstermiştir. Ti benzer koşullar altında HSS'lerde ısıl işlem sırasında primer östenit tane boyutunun azalmasına neden olur. Bu durum çok yüksek Ti konsantrasyonuna sahip çeliklerde primer karbür oranındaki artış ile belirlenmiştir. Ti sadece MC tipi primer karbürlerde varolur. Ayrıca Ti, matriks ve M_6C tipi karbürlerde bulunmaz. Ti konsantrasyonunun % 0,3'ü aşmadığı durumlarda Ti'un V ile kısmı olarak yerdeğişimi halinde, östenitleştirme sırasında V ve diğer alaşım elementlerinin katı çözeltiye geçişi mümkündür. Bu, temperleme sırasında ikincil sertliği tayin eden V-ca zengin M_4C_3 tipi ince karbürlerin çökelmesine neden olur. % 0,3 Ti ilave edilen çeliklerin su verilmiş ve temperlenmiş durumdaki sertlikleri 66 HRC civarındadır ve Ti içermeyen çeliklere nazaran daha yüksektir [43].

5.9. 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 çözeltideki düşük sertlik artışıdır. Bu nedenle bor içeren çelikler temperlenmiş ya da haddelenmiş konumda kolayca soğuk

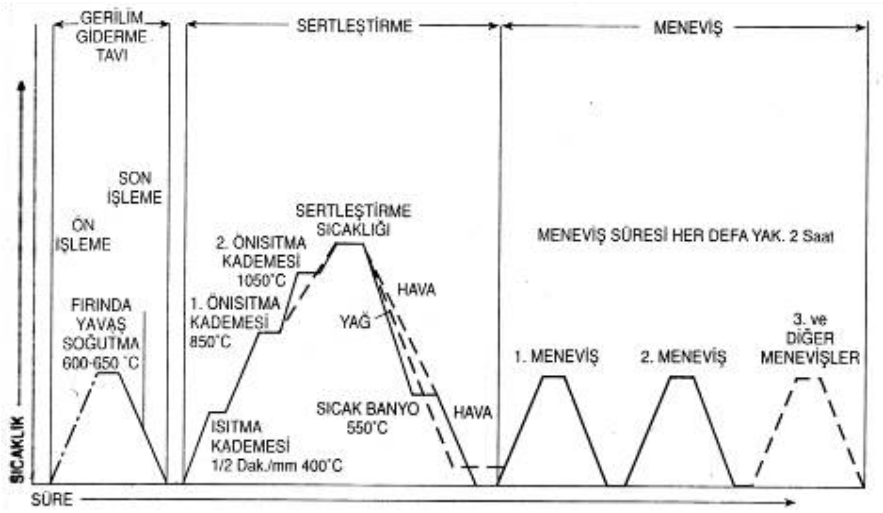
deforme edilebilirler. Diğer taraftan da bor alaşım elementi olarak çeliklerde 70 ppm'e kadar kullanılmaktadır ki bu da oldukça düşük miktardır. Yani fazla miktarlarda kullanılması gereken daha pahalı elementlerin sertleşebilirlikte sağladığı artışı, çok küçük miktarlardaki bor aynı oranda sağlayabilir [44]

6. ISIL İŞLEM

Yüksek hız çelikleri takım malzemesi olarak uygulamayı kimyasal kompozisyonlarına ve nihai kullanım özelliklerini oluşturan ısıl işleme borçludur. Bu tip çeliklerin performansını belirleyen ana özellikler sertlik/sıcak sertlik, aşınma dayanımı ve tokluktur. İlgili özellikler sabit bir kompozisyon içerisinde ısıl işlemle değiştirilebilir.

Östenitleştirme tavlaması, su verme ve menevişlemeden oluşan yüksek hız çeliğinin ısıl işlemi sürecinde mikroyapı-işlem parametreleri, sıcaklık ve ısıl işlem süresine bağlı olarak sürekli bir değişim gösterir.

Prensip olarak hız çeliklerinde birincil karbürler aşınma direnci özelliklerini artırıcı yönde etkilerken, matrikste çok ince taneler halinde çökelmiş olan ikincil karbürler yüksek sıcaklık mukavemetini etkilemektedir. Bunun için çeliğin östenitleştirme olarak adlandırılan ısıl işleme tabi tutulması (zayıf ve orta kuvvette karbür oluşturucu elementlerin karbürleri östenitte çözünmektedir), yani 1170-1270°C seviyesinde yüksek sıcaklığa ısıtılması ve hızlı soğutulması gerekmektedir. Hız çeliğinin ayrıca 530-580°C seviyesindeki sıcaklıklarda menevişlenmesi sonucu malzemenin sertliğini artıran matriks içinde ince dağılmış ikincil karbürler katı ergiyikte çökelir; bu olay ikincil sertlik olarak tanımlanır [45]. Yüksek hız çeliklerinin ısıl işlem adımları Şekil 6.1'deki şemada görülmektedir [46].



Şekil 6.1. Yüksek hız çeliklerinin ısıl işlem yöntemi.

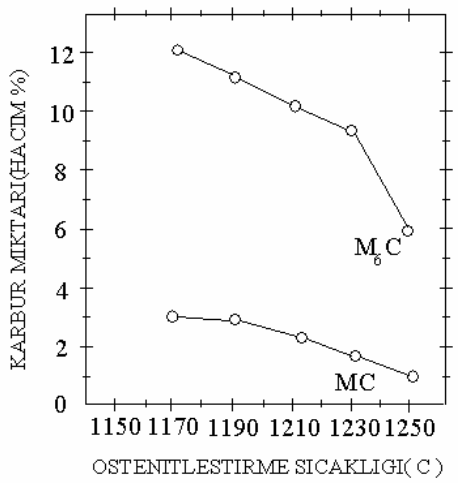
6.1. Yumuşatma Tavı

Takım üretimi için gerçekleştirilen bu ısıl işlemde, çelik ya uzun süreli, sürekli olarak ferrit alanında, yada daha kısa süreli, östenit ve ferrit alanında tavlanır. Bu tavlama karbür oluşturucu element ve karbon açısından yüksek doyumlu matrikste M_6C ve $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin çökelmesine yol açar. M_6C kompozisyonu katılaşmadakiyle eşdeğerken $M_{23}C_6$ 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 [45].

6.2. Östenitleştirme ve Su Verme (Sertleştirme)

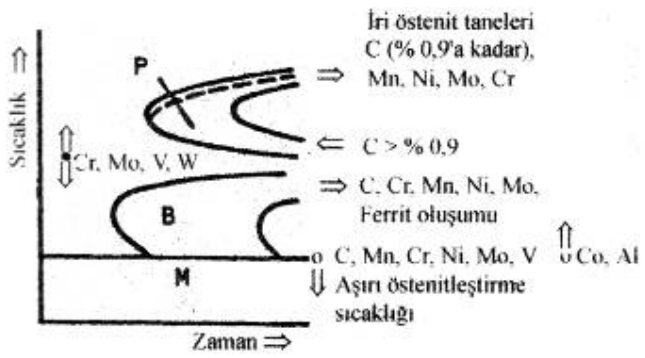
Alaşım tipine göre 1170-1270°C arasında (Mo esaslı yüksek hız çelikleri düşük, W esaslı yüksek hız çelikleri yüksek sıcaklıkta) yapılan östenitleştirme tipik bir çözündürme tavlamasıdır. Yüksek hız çeliklerinin kullanım özelliklerini elde etmesi amacıyla çökelti sertleşmesi uygulanır. Likvidus sıcaklığının hemen altında yapılan östenitleştirmede matriks, karbon ve karbür oluşturucu elementlerle yüksek derecede doyuma ulaştırılır; böylece matriksin sertleşme potansiyelinin mümkün en yüksek seviyede olması sağlanır. Sınırlayıcı etken, tane sınırlarında, öncelikle M_6C karbürlerinde (Ostwald olgunlaşması yoluyla) oluşan kabalaşmadır.

Karbürler termal kararlılıklarına ters orantılı olarak çözünür (Şekil 6.2). Standart östenitleştirme sıcaklıklarında $M_{23}C_6$ karbürü tamamen çözünürken M_6C karbürü yaklaşık yarıyarıya çözünür. MC karbürlerinin çözünme karakteristiği ise, yüksek kararlılığı doğrultusunda düşüktür [45].



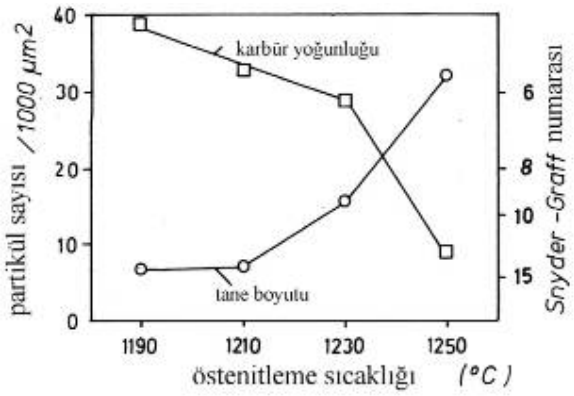
Şekil 6.2. Östenitleştirmede karbür çözündürme tutumu.

Su vermede bu çelikler havada sertleşme (düşük soğuma hızlarında dahi martenzitik dönüşüm) özelliği gösterir. Şekil 6.3'de görüldüğü gibi yüksek hız çeliklerinin yüksek oranda alaşım elementi içeriğinin östenitin soğutulmasındaki dönüşüm etkisi TTT diyagramlarından kolayca görülebilir. Görüldüğü gibi alaşım elementleri, perlit ve bainit kademelerindeki dönüşümleri genellikle daha uzun sürelere kaydırırlar, yani kararsız östenitin dönüşüm eğilimini azaltırlar. Bu durum alaşımlı çeliklerde kritik soğuma hızının düşmesiyle, daha düşük soğutma hızlarında bile martenzit oluşmasına neden olur [38]. Ancak östenit sıcaklığının yüksekliği, su vermede hız çeliğinin östenit ve karbür alanından geçerek soğumasını öngörür. Negatif bir olgu olan bu karakteristik sonucu tane sınırlarında önötektoid karbür çökeltileri oluşur. Ortalama 900ºC'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 (buna kalıntı östenit denir) kalır [45].



Şekil 6.3. Alaşım elementlerinin ve diğer etkenlerin TTT diyagramında dönüşüm kademelerini kaydırması.

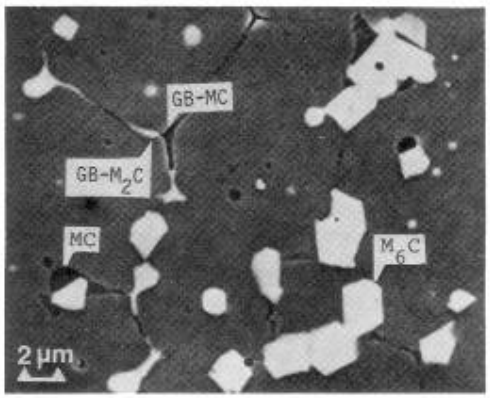
Östenitleştirme sırasında karbürler kararlılıkları (azalan bir sırayla; MC-M_6C-$M_{23}C_6$) ve boyutları doğrultusunda bir çözünme kinetiği sergilerler. Neredeyse tüm $M_{23}C_6$ karbürleri çözünür. Şekil 6.4 artan östenitleme sıcaklıklarının karbür partikülleri yoğunluğu ve tane boyutu üzerine etkilerini göstermektedir. Bu şekilden karbür partiküllerinin tane sınırlarını kitleme etkisi yanında şu olguyu da net bir biçimde görebiliriz. Görüldüğü gibi karbür yoğunluğunun azalmasıyla beraber tane sınırı hareketi için bir engel de kalmamaktadır. Bu yüzden östenit tanelerinin aşırı büyümesine fırsat verilmeden işlem kesilir ve takıma su verilir.



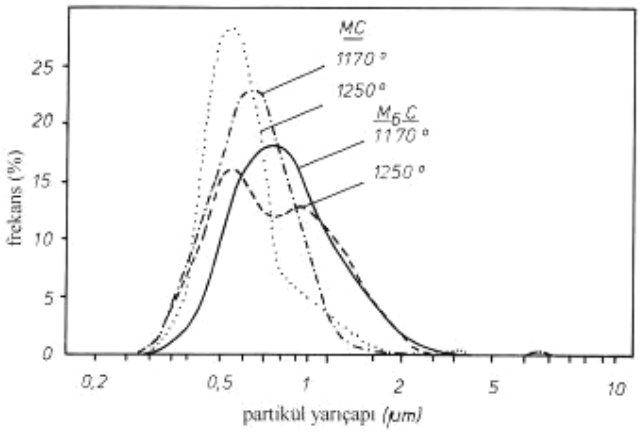
Şekil 6.4. AISI M2 çeliğinde östenitleme sıcaklığının karbür yoğunluğu ve östenit tane boyutuna etkisi.

Östenitleştirme sıcaklığının etkisi, karbür boyutlarının kuvvetli bir sıcak deformasyonla düşürülmesi halinde daha da önem kazanmaktadır. Örneğin 1190°C'de östenitleştirilmiş bir çelikte deformasyon derecesi %99,8 iken en sık rastlanan M_6C karbür boyutu %92,6 deformasyon derecesindekine kıyasla %12 daha düşüktür. Östenitleştirme sıcaklığının 1230°C'lere çıkmasıyla fark %35'lere çıkmaktadır. Bu sıcaklığın üzerinde karbür miktarı aşırı ısıtma ile büyük bir oranda

değişir. Bu durumda tane sınırlarının tripel noktalarında fasetli kaba M_6C karbürü görülür ve tane sınırlarında yeni MC ve M_2C karbürleri oluşur (Şekil 6.5). Böylece M_6C karbürünün boyut dağılım eğrisi ikinci bir maksimum yapar. MC karbürleri ise büyük boyutlarda omuz gösterir. Fakat her iki karbürün en sık rastlanan boyutları azalmaktadır (Şekil 6.6) [47].



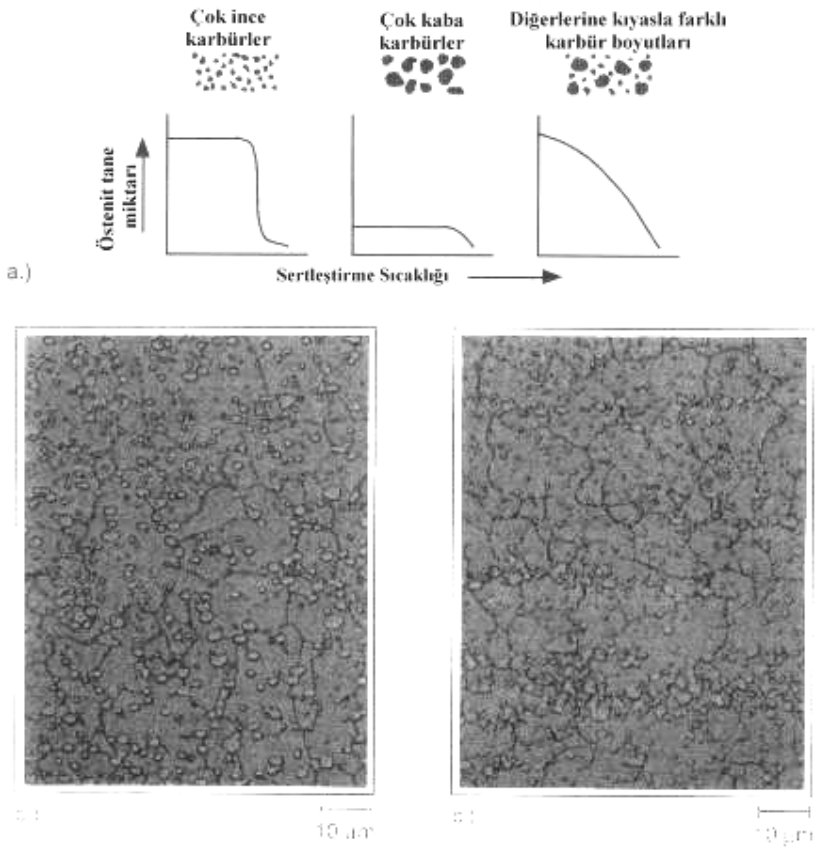
Şekil 6.5. 1250 ºC'de östenitleştirilmiş bir AISI M2 çeliğinde tane sınırlarındaki karbür filmleri.



Şekil 6.6. Bir AISI M2 çeliğinde östenitleştirme sıcaklığının karbür boyutuna etkisi.

Toz metalurjik takım çelikleri ısıl işlemle birlikte oldukça iyi bir davranış sergilerler. Çok ince primer karbürlerin dağılımı ince ve sabit bir östenit tane boyutunu beraberinde getirir (Şekil 6.7). Ayrıca, özellikle ısıl işlem sırasında toz metalurjik takım çeliklerindeki boyutsal değişim, aynı kompozisyondaki geleneksel olarak üretilen takım çeliklerine göre oldukça iyidir. Isıl işlem sırasında, çözünmemiş karbürler östenit tane büyümesini engeller. Böylece homojen dağılmış primer karbürler ince bir östenit tanesinin meydana gelmesini sağlar (Şekil 6.7). Daha ince

bir östenit tanesi de takım çeliklerinin karakteristiğini geliştirir. Bu etki doğal olarak özellikle yüksek sertleştirme sıcaklıklarıyla meydana gelir [48].

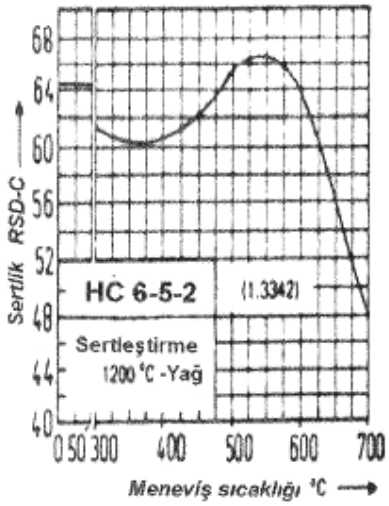


Şekil 6.7. Karbür boyut ve dağılımının östenit tane büyümesi üzerine etkisi; (a) şematik örnek mikroyapılar, (b) %1,35 C'lu HS6-5-4, sertleştirilmiş, (c) HS 6-5-2, sertleştirilmiş.

6.3. Menevişleme

Yüksek hız çeliklerinin en karakteristik özelliği, bazı çeliklerin yumuşamaya başladığı sıcaklıklarda sertliğinin artmasıdır. Menevişleme işlemi ortalama 550ºC'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 difuzyonuyla kararlılığını kaybeden östenit her menevişleme sonrası soğutmada martenzite dönüşür). Benzer etki sıfıraltı işleminde sıvı azotla elde edilir, ancak bu işlemde takımın çatlama olasılığı büyüktür.

550ºC 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 çökelmesine neden olur [45]. Çökelti yoğunluğuna bağlı olarak matriks sertleşir ve sertlik en yüksek seviyesine çıkar (Şekil 6.8) [38]. İkincil sertlik olarak bilinen bu çökelti oluşumu kesme sıcaklıklarında da devam eder ve takımın sertliğinin belirli bir süre sabit kalmasını sağlar.



Şekil 6.8. Menevişleme ile sertlik değişimi.

Menevişlemede karbür çökeltileri yoğun olarak mikroyapısal hatalarda (dislokasyonlar, arayüzeyler vb.) çökelir.

Tüm yüksek hız çeliklerinde ikincil sertliğe MC ve M_2C karbürleri neden olmaktadır. Yoğun ikizlenmiş plaka tipi martenzitik matriks içi çökeltiler, öncelikle ikiz lamelleri içi ve ikiz ara yüzeylerinde oluşur. Lata tipi martenzitik matriste ise çökeltiler öncelikle, dislokasyonlarda ve lata sınırlarında oluşur. 540-560ºC'lik sıcaklıklarda tüm yüksek hız çelikleri ikincil sertlik karakteristiği gösterirken, M_2C 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 çökelir. Öncelikle M_2C tipi karbür çökeltilerinin yoğun katkılarıyla oluşan ikincil sertlikte her iki karbür çökeltisi kompozisyonları matris kompozisyonuyla direkt ilişkidedir. Genelde krom ve molibden her iki karbür kompozisyonunda da yüksek miktarda bulunurken, vanadyum yoğun olarak MC kompozisyonunda yer alır. Wolframın yüksek atom boyutu doğrultusunda çökelti

oluşumuna katkısı düşüktür. Menevişleme sonrası hacimce %3.0-3.5 miktarında ikincil sertlik karbürleri çökelirken, matriks içinde hala yüksek miktarda (ortalama hacim-% 4 çökelti miktarına eşdeğer) karbon ve karbür oluşturucu elementler bulunur. İkincil sertlik karbürleri dengeden uzak olarak çökelen ve çok ince boyutlu karbürlerdir ve bu çökeltilerin tipini, boyutlarını, şeklini, miktarını ve dağılımını belirleyebilmek için yapılan çalışmalarda ayırma gücü en yüksek olan (lateral ve derinlik ayırma gücü ortalama 1 nm) atom prob katkılı alan iyon mikroskopları (APFIM) kullanılmaktadır [49]. Menevişleme sıcaklığı yüksek hız çeliklerinin bazı özelliklerini yoğun bir biçimde etkiler.

6.4. Aşırı Menevişleme

Yüksek hız çeliklerine 560ºC'de 1440 dakika yapılan aşırı menevişleme işleminden sonra mikroyapıda kayda değer herhangi bir değişim görülmezken, 700ºC'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. 600ºC 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 misliyken ve böylece matris sertliğinin temelini oluştururken, menevişleme sürecinde daha düşük termodinamik kararlılığa bağlı olarak daha çabuk büyür ve sayısal olarak çok azalır. Matriks, aşırı menevişleme sürecinde sürekli olarak karbon ve karbür yapıcı elemanlarını kaybeder ve böylece sertlik düşer. Bu işlem yumuşak tavlamayla eşdeğerdir.

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 [45].

7. YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Yüksek hız çeliklerinin kullanım koşulları doğrultusunda sahip olması gereken bazı mekanik özellikler bulunmaktadır. Ağır kesme koşulları altında çalışacak yüksek hız çeliği takımları aşınma dayanımı, sıcak sertlik ve tokluğun belli bir kombinasyonunu sağlamak zorundadır.

Kesici takımlar işleme sırasında çeşitli aşınma mekanizmalarıyla aşınmaya maruz kalırlar. Bu aşınma mekanizmaları arasında en sık karşılaşılanlar; abraziv ve adheziv aşınma mekanizmalarıdır. İş parçası malzemesi ne kadar sertse ve kesme sıcaklıkları ne kadar yüksekse abraziv aşınma mekanizması o kadar etkindir. Adhezyonda ise talaşın takım malzemesine yapışması, kaynaklanması ve bu şekilde takım malzemesinden partikül kopartılması sonucu takım malzemesinden adım adım malzeme kaybı gerçekleşir. Aşınma dayanımı, belli bir iş parçasının işlenmesi esnasında takım malzemesinin yeterince uzun zamanlara kadar keskinliğini ve şeklini koruma kabiliyetidir.

Sıcak sertlik, takım malzemesinin yüksek sıcaklıklarda bile sertliğini koruma kabiliyetidir. Kesme hızı ne kadar yüksekse kesme sıcaklığı ve verimlilik o kadar yüksektir. Bu sebeple de çeşitli araştırmacılar verimliliği maksimize edebilmek amacıyla yüksek kesme hızlarına dayanabilecek derecede yüksek sıcak sertliğe sahip takım malzemelerinin geliştirilmesine yönelmişlerdir.

Tokluk, malzemenin birim hacminin kırılmadan önce deformasyon enerjisi absorblama kabiliyetidir. Malzeme ne kadar tok ise, dış kuvvetlere, darbeye ve süreksiz kesmelere karşı dayanım gösterebilme kabiliyeti o kadar yüksek olacaktır. Yapılan araştırmalarda yüksek aşınma dayanımlı ve yüksek sıcak sertliğe sahip malzemelerin daha gevrek, yani daha düşük tokluğa sahip oldukları görülmüştür [50].

7.1. Aşınma

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.

Talaşlı malzeme işlemenin yüksek önemi son yirmi yılda hem iş parçası malzemelerinde, hem de takım malzemelerinde önemli gelişmelere yol açmıştır. Ayrıca 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 gelişmelerin ana gayesi, talaşlı işlem esnasında takım-iş parçası malzemeleri arasında oluşan olumsuz ilişkiyi engellemektir. İş parçası malzemesinin (ve talaşının) takımın yüzeylerinde sürtünme ile yapışması ve böylece yüksek ısı oluşumuyla, takımın ısısal yüklenmesinin getirdiği tüm aşınma mekanizmalarının devreye girişinin geciktirilmesiyle yüksek kesme hızları mümkünleşir. Arzulanan ortam, takım temas yüzeylerinde koruyucu katmanlar oluşturmaktan geçer.

Çelik malzemenin işlenmesinde bilinen en eski koruyucu katman oluşturma tekniği, çelik içi metalik olmayan kalıntı kollektifinden yararlanmaktan geçer. Özellikle deformasyon altında plastik şekil değiştiren mangansülfürler, bir yandan çatlak ilerlemesini kolaylaştırıcı etkileriyle avantajlı kısa talaş oluşumuna neden olmakta, öte yandan takım temas yüzeyleri üzerinde oluşturdukları katmanlarla aşınmayı düşürmektedirler. Temas yüzeyinde bu tip yağlayıcı katman oluşumunun bilinmesi, yüksek işlenebilirlik yeteneği gösteren otomat çeliklerinin doğuşuna neden olmuştur. Otomat çeliklerinin gelişmesinde; yüksek kükürt katkılarıyla mangansülfür miktarı artırılarak mikroyapı, işlenebilirlik açısından optimize edilmiş ve yağlayıcı film oluşumuna benzer etkide bulunan kurşun katkısı da endüstriyel olarak kullanılmıştır. Bu gelişmeleri sınırlandırıcı etken, katkı miktarının artmasına paralel olarak düşen mekanik özellikler, özellikle tokluk olmuştur. Yüksek tokluk doğrultusunda kükürt miktarının 'temiz çeliklerde' 40 ppm'in altına düşürülmesi ve mangansülfürlerin şeklinin değiştirilmesi arzusu, kalsiyumda ideal sonuçlar

vermiştir. Çeliğin talaşlı işleminde, kalsiyum içeren mangansülfürler diğer deoksidasyon ürünleriyle takım temas yüzeyinde ve özellikle yüksek kesme hızlarında sert ve yoğun amorf tabakalar meydana getirir. Düşük sıcaklıklarda sert ve abraziv aşınmaya dayanıklı, yüksek sıcaklıklarda ise yağlayıcı özellik gösteren oksidik karakterli ince filmler oluşur.

Takım malzemelerinde gelişmeler ise, seramik takımlar ve takım üzerine kaplanan seramik katmanlar yönünde olmuştur.

Saf aluminyumoksit (alumina) malzemelerin üretimiyle ilk reaksiyon-inert (kesme işleminde iş parçası malzemesiyle tepkimeye girmeyen) malzeme oluşturulmuş ve oldukça yüksek kesme hızlarına erişilmiştir. Yüksek teknoloji seramikleri olarak adlandırılan bu kesici takım malzemesi grubunda saf oksit, karbür, nitrür ve kombinasyonları bulunur. Günümüzde en yoğun araştırma çalışmaları bu malzeme grubunda yapılmaktadır.

Standart HSS ve sert metal takım malzemelerinde performans artırılması ise yine takım temas yüzeyinde CVD (chemical vapour deposition = kimyasal olarak buhar fazıyla kaplama) ve PVD (physical vapour deposition = fiziksel olarak buhar fazıyla kaplama) yöntemleriyle oluşturulan sert, aşınmaya dayanıklı seramik katmanlarla gerçekleşmiştir. Titannitrürle başlayan bu gelişme son on senede oksit ve karbür sistemlerini de içererek şiddetle yaygınlaşmıştır. Günümüzde takım üzerine polikristalin elmas kaplama çalışmaları yapılmaktadır. Sert katmanlar üzerine yapılan araştırma çalışmalarının geniş boyutu düşünüldüğünde, kaplama tekniğinin ne denli geniş bir yayınım içerdiği görülür [46].

7.1.1. İşlenebilirlik

İşlenebilirlik terimi talaşlı işlemde yaygın olarak kullanılmasına rağmen, tek boyutlu bir özellik olmayıp karmaşık boyutların oluşturduğu bir sistem özelliğidir. İşlenebilirliğin tanımında gereksinme duyulan tüm faktör ve faktörler arası ilişkiler Şekil 7.1'de gösterilmiştir. 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.



Şekil 7.1. Talaşlı işlemde işlenebilirliği etkileyen faktörler.

İyi işlenebilir bir malzemenin talaşlı işleminde kısa sürede yüksek talaş hacmiyle işlenmesi ve yeni oluşan yüzeyin kaliteli olması (=düşük yüzey pürüzlülüğü göstermesi) 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 adı altında arzulanan özellikler, genelde karşıt karakterde olup ilgili kesme operasyonuna bağlı kalınarak optimum verim alınacak şekilde belirlenir.

İşlenebilirlik için önemli kriterler aşağıda tanımlanmıştır:

- Takım ömrü: Standart kesme koşulları altında, takımın kabul edilebilir bir miktar aşınmasına kadar geçen süre (T) veya bu süre içerisinde kaldırılan talaş hacmi (V_t).

- Kesme kuvvetleri:

Talaşlı işlem sürecinde takım üzerine etkili olan kuvvetler.

- Yüzey kalitesi:

Talaşlı işlem sonrası iş parçası malzemesinin yüzey pürüzlülüğü.

- Talaş oluşumu:

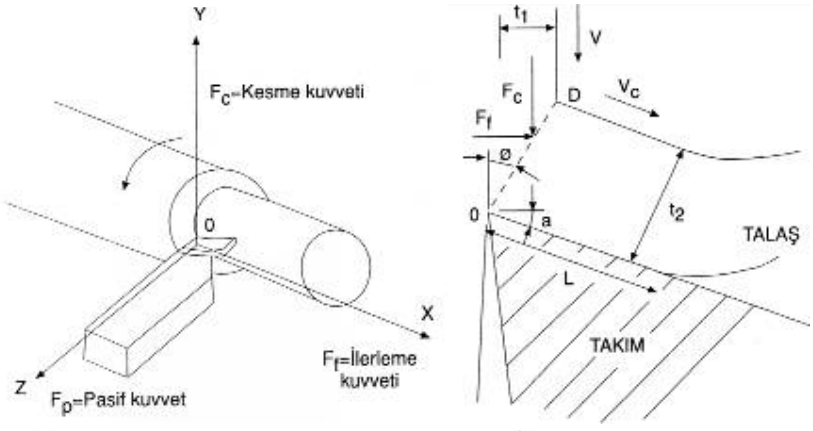
Talaşlı işlem esnasında iş parçası malzemesinden alınan talaş şekli.

7.1.2. Talaş alma kuvveti

Tezgah operatörü, iş parçasının işlemleriyle ilgili olarak tezgahın güç kapasitesini belirler ve böylece titreşimsiz ve rijit bir kesme operasyonu gerçekleştirmeyi

arzular. Bu amaç için kesme anında etki eden kuvvetlerin bilinmesi gerekir. Şekil 7.2.a'da tornalama işleminde devreye girerek talaş alma (=talaşlı işlem) kuvvetini (F) oluşturan kuvvet bileşenleri gösterilmiştir. Üç eksende etki yapan kuvvetlerin en önemlisi y- ekseninde takımın talaş yüzeyine (=üzerinden talaşın aktığı takım yüzeyi) etki eden kesme kuvveti (F_c)'dir. İş parçasının dönme hareketiyle oluşturduğu bu kuvvet kesme köşesinde dik etki eder. Takımın ilerleme yönünde (x-ekseni) etki eden kuvvete ilerleme (=paso) kuvveti (Ft) denir. Bu iki kuvvet temelde kesme esnasında oluşan gerilmeleri belirler. Z ekseninde etki eden ve takım iş parçası üzerinden geri itilen üçüncü kuvvet bileşeni (pasif kuvvet, Fp) ise çok küçük olmasından ötürü önemsizdir. Genelde takım aşınmasının kuvvetler üzerine oldukça olumsuz etkisi vardır. Serbest yüzeyin 100 μm'lik aşınması F_c'yi % 10, F_t'yi ise % 25 artırır.

İlgili kuvvetler temelde iş parçası malzemesi içinde akmaya neden olarak talaş oluşumuna yol açar. Malzemenin akması Şekil 7.2.b'de OD ekseniyle gösterilen akma bölgesinde olur ve malzemenin akma dayancına eşittir. Akma alanı boyutunun eşit kalması kabullenildiğinde, her çeşit malzeme akma sınırını yükselten alaşımlama ve ısıl işlem, talaş oluşumu için gerekli kuvveti (F) artırır. Keza tezgah operatörünün kontrolünde olan ve talaş kesitini belirleyen paso ve kesme derinliğine paralel olarak kuvvetler artar.



(a) (b)

Şekil. 7.2. (a) Talaşlı işlemde 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.

Kesici köşe üzerinden akan talaş, takımın talaşla temas yüzeyinde sürtünme ve yapışma ile talaşın akışına direnç gösterir. Takım talaş yüzeyinde oluşan bu gerilme miktar olarak akma yöresindeki gerilmeye oranla küçüktür, ancak kesme sürecinde talaştan (bu yüzey üzerinden) takıma ısı transferi olur. Artan takım ısınması, talaşın akma gerilmesiyle takım talaş yüzeyinin aşınmasına neden olur.

Tüm bu kuvvetlerin dışında iş parçası malzemesi, takımın kesici köşesinin altındaki serbest yüzeyin dar bir bölgesine basma kuvveti uygular. Çok keskin kesici köşede bu kuvvet önemsizdir. Ancak kesici köşenin aşınması ile basma kuvveti artar ve serbest yüzeyin aşınmasına neden olur.

Talaş alma kuvvetiyle malzemenin kimyasal kompozisyonu ve mukavemet değerleri arasındaki ilişki net değildir. Örneğin yalın karbonlu çeliklerde artan karbon miktarıyla mikroyapıda ferrit miktarı azalırken perlit miktarı artar. Perlitin artması iş parçası malzemesinin mukavemetini artırırken deformasyon yeteneğini düşürür. Talaşlı işlem için böyle bir mikroyapısal değişimin öngördüğü mukavemet artışı, bir yandan talaş alma için gerekli kayma kuvvetini artırır. Öte yandan azalan deformasyon yeteneği ile hem talaş oluşumundaki kayma alanı, hem de talaş takım temas yüzey alanı küçülür. Karşıt karakterli bu etkiler nedeniyle talaş alma kuvveti iş parçası malzemesinin mukavemeti ile orantılı olarak artmasına rağmen orantı oldukça düşüktür [46].

7.1.3. Talaş oluşumu

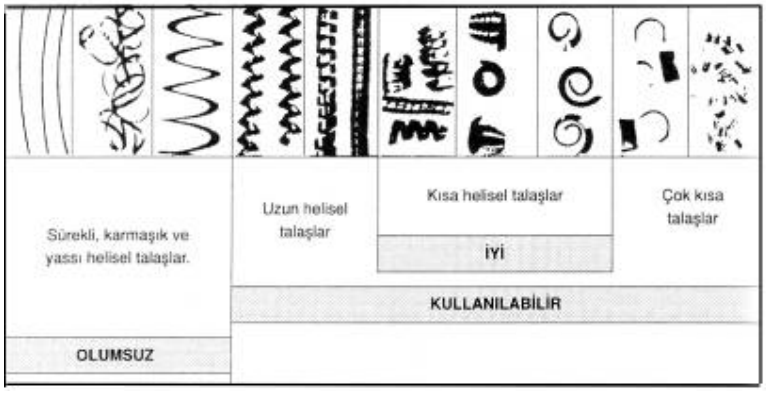
Talaşlı işlemde kesici köşenin iş parçası malzemesinin içine girmesiyle iş parçası malzemesi elastik ve plastik (kalıcı) şekil değişimine uğrar. Temelde malzemenin çok kısa bir zaman süreci içerisinde kayma yöresinde gerinmesiyle talaş iş parçasından ayrılır. İş parçası malzemesinin -gerilim altında-gerinme tutumu, oluşacak talaş tipini belirler. Sürekli ve süreksiz olarak iki ana kısım altında toplanabilen talaş şekillerinin oluşumu aşağıda belirtilmiştir.

Sürekli talaş: Şekil değiştirme yeteneği olan malzemelerde oluşur. Yüksek şekil değiştirme yetenekli malzemelerde talaş düz olarak akarken (akıcı talaş), yeteneğin azalmasına paralel olarak talaş yüzeyi katmerleşmeye veya segmentleşmeye (dilimlenmeye) başlar ve kalıcı, periyodik pürüzlülük gösterir. Sürekli talaş,

oluşumundaki yüksek gerinme nedeniyle soğuk sertleşir ve yüksek sertlik değerlerine erişerek takımın aşınmasına katkıda bulunur.

Süreksiz talaş: Şekil değiştirme yeteneği düşük olan veya hiç olmayan malzemelerin işlenmesinde kayma yöresinde, kesme koşullarının neden olduğu yüklenmede oluşan çatlak ilerleyerek küçük parçacıkların kopmasına neden olur. Dökme demir gibi gevrek malzemelerde oluşan bu tip talaş doğal olarak kötü bir işlenme yüzeyine neden olur.

Ekonomik ve pratik açıdan talaş oluşumunun iyi bilinmesi gerekir. Tezgah operatörünün çalışma şartlarında elde ettiği talaş şekilleri, işlenebilirlik açısından Stahl-Eisen-Prüfblatt 1178-69'a göre değerlendirilerek Şekil 7.3'de gösterilmiştir. Sürekli talaşlar bant şeklinde veya spiral ve değişik helisel şekilde oluşmalarına rağmen talaşlı işlem açısından ideal talaşlar kısa spiral ve helisel şekilli talaşlardır. Uzun talaş oluşumu, kesme işlemini rahatsız etmesi açısından arzulanmaz [46].



Şekil 7.3. Talaş şekilleri ve işlenebilirlik etkisi.

7.1.4. Takım ömrü

İşlenebilirliğin takım malzemesi açısından en önemli kriteri olan takım ömrüyle genelde takımın belirli bir aşınma miktarına veya tam aşınarak kesememesine kadar geçen talaşlı işlem süresi kastedilir. İşlem koşulları altında iş parçası malzemesinde uygun olarak takım ömrünün bilinmesi, talaşlı işlemin otomatikleştirilmesinin ön koşuludur.

Kesici takım malzemelerinde kesme ömrünü, takım geometrisinin yanısıra talaş kesiti (yaklaşık olarak ilerleme ile kesme derinliği çarpımı) ve kesme hızı belirler.

Takım malzemelerinin geliştirilmesinde birincil etken olan kesme hızı maliyetin düşürülmesinde de en önemli rolü oynar. Bu nedenle genelde kesme hızı yüksek tutularak diğer değişkenler yüksek hıza uygun olarak seçilir.

Takım ömrü (T) ile kesme hızı (V) arasındaki ilişki TAYLOR tarafından belirlenmiştir:

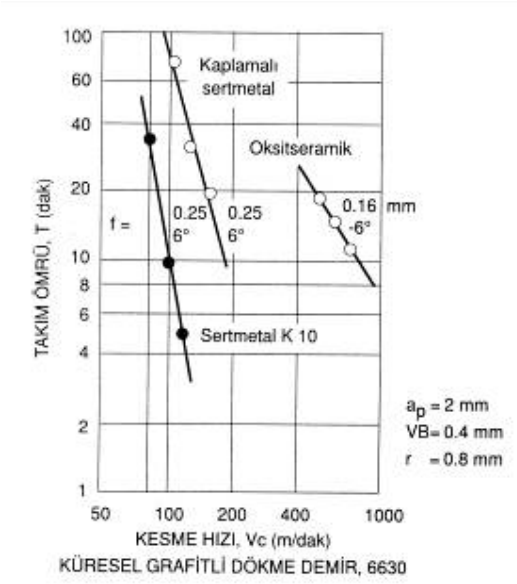
$$V.T^n = C \tag{7.1}$$

C ve n malzeme ve kesme şartlarıyla ilgili sabitlerdir. İlişki

$$\log V = \log C - n.\log T \tag{7.2}$$

şekline dönüştürülerek çift logaritmalı diyagramda doğru olarak tasarımlanır.

Şekil 7.4'de örnek olarak GG30 tipi bir lamel grafitli dökme demirde değişik takım malzemelerinin kesme tutumları gösterilmiştir [46].



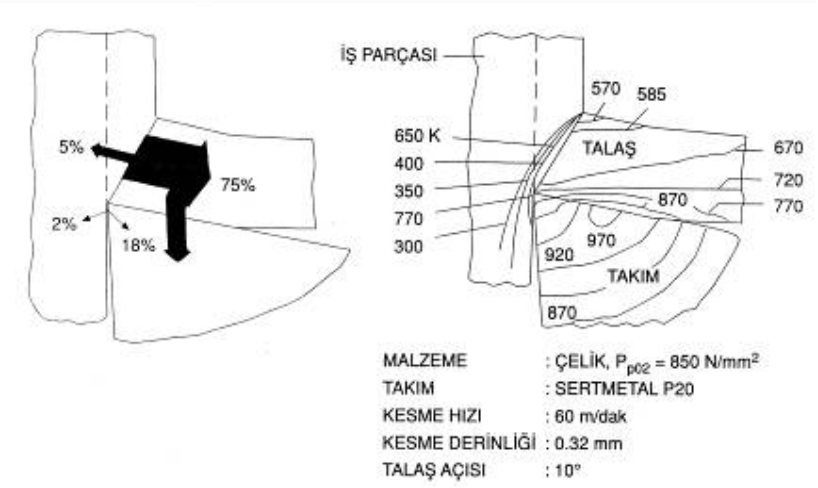
Şekil 7.4. Değişik takım malzemelerinin kesme tutumunun V-T diyagramında tasarımı.

7.1.5. Takım aşınması ve aşınma mekanizmaları

Talaşlı işlemde takım malzemesi ısısal ve mekanik yüklenmeler altında aşınır ve kesme yeteneğini kaybeder. Bu nedenle herhangi bir talaşlı işlem sisteminde hangi aşınma mekanizmalarının devreye girdiğini belirlemek için takım üzerindeki

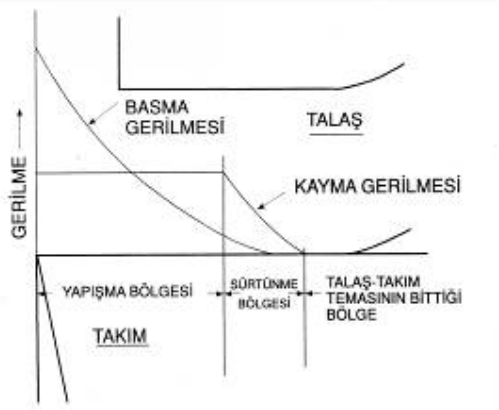
yüklenmelerin bilinmesi gerekir.

Tezgahın devreye girmesiyle üretilen enerji, yeni yüzeyler (iş parçasının işlenen yüzeyi ve talaş yüzeyi)'in yaratılması için kullanılır. Ancak iş parçası içindeki kayma yöresinde ve takım/talaş temas yüzeyinde gerçekleşen kayma ve viskoz akma işleri nedeniyle ısı oluşur. Şekil 7.5'de tornalama işleminde ısı akışı ve belirli bir kesme şartı için 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 gerekli sürenin azalmasıyla) artar. Sıcaklık bölgesel olarak oldukça yüksek değerlere erişerek takımın yumuşamasına ve böylece sertliğini kaybetmesine neden olur.



Şekil 7.5. Tornalama işleminde ısı akış şeması; takım, iş parçası ve talaşta sıcaklık dağılımı.

Takıma etki eden mekanik yüklenmeler ise Şekil 7.6' da gösterilmiştir. 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 7.6. Talaşlı işlem sürecinde etki eden gerilmelerin, torna kaleminde şematik olarak belirlenmesi.

Termal ve mekanik gerilmeler altında takım aşınır. Aşınma, kesme şartlarına bağlı olarak değişik nedenli olup takım üzerindeki oluşumu Şekil 7.7'de gösterilmiştir [51]. Tüm değişik aşınma tipleri için geçerli olan mekanizmalar aşağıda verilmiştir:

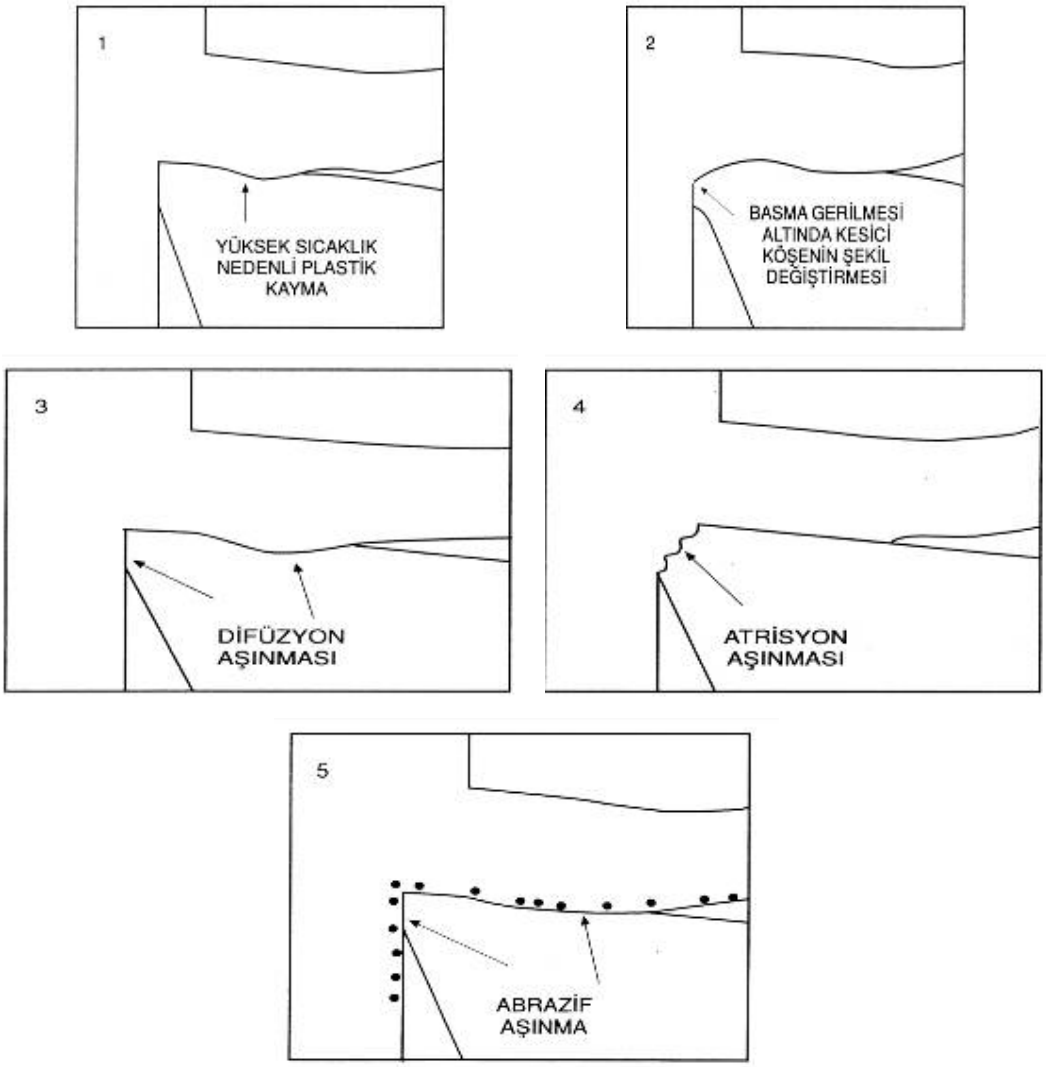
- Abrazyon: daha sert malzemenin karşıt malzemeden mikrosabanlama ile parçacıklar koparması
- Adhezyon: karşıt malzemeye yapışarak o malzemeden parçacık koparma
- Atrisyon: termal yorulma/yetersiz tokluk nedenli parçacık kopmaları
- Plastik deformasyon: şekil değiştirme nedenli kesme geometrisi bozulması
- Difuzyon: difüzyon nedenli takım mikroyapısının değişmesi

Şekil 7.8.a'da ilgili mekanizmaların neden olduğu takım aşınması ve Şekil 7.8b'de takım
aşınmasının talaş ve serbest yüzeyde ölçülen boyutları gösterilmiştir [46].

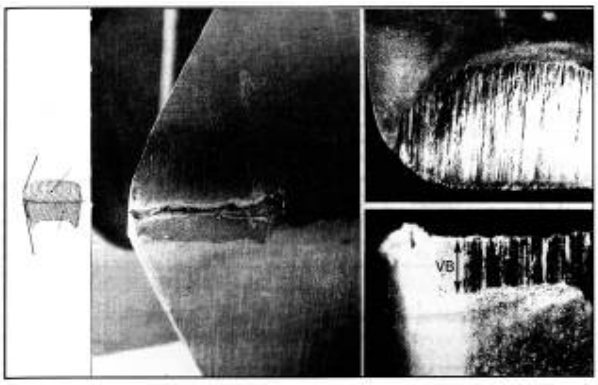
7.1.5.1. Abrazyon

Sürtünme aşınması, triboloji biliminde bir sürtünme sistemi içerisinde sert malzemenin yumuşak karşıtını çizerek aşındırmasıdır. Abrazif aşınmada yumuşak malzeme mikro-sabanlama, mikro-talaş kaldırma, mikro-kırılma ve mikro-yorulma yoluyla aşınır. Genelde takım malzemeleri, abrazif aşınmalarının engellenmesi için

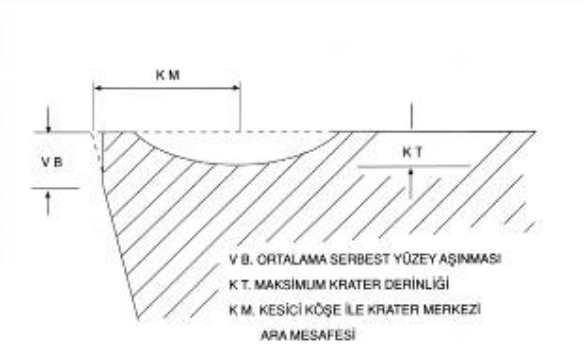
mikroyapısal sert evrelerle oluşturulur. Ancak iş parçası malzemesinde, örneğin çelik içi benzer veya daha yüksek sertlikte oksit (örneğin aluminyum oksit), nitrür (örneğin titan nitrür) ve karbür (örneğin sementit) fazları bulunabilir. Mikroyapısal dizayn için karbürler standart fazlar olmasına rağmen oksitler (ve bazen nitrürler) kalıntı olarak mikroyapıda bulunur. Şekil 7.9'da iş parçası malzemesinden gelen kaba bir titan karbonitrür tanesinin yüksek hız çeliği takımını abraziv aşındırması gösterilmiştir [46].



Şekil 7.7. Değişik aşınma tipleri ve takımda oluşum yöreleri.

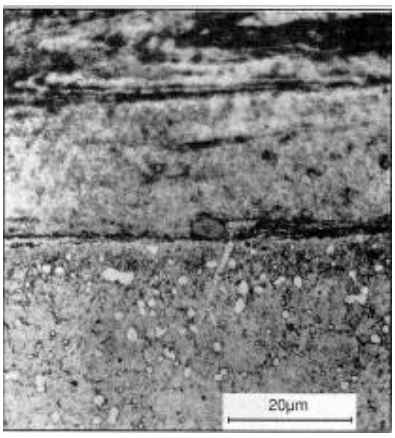


a



b.

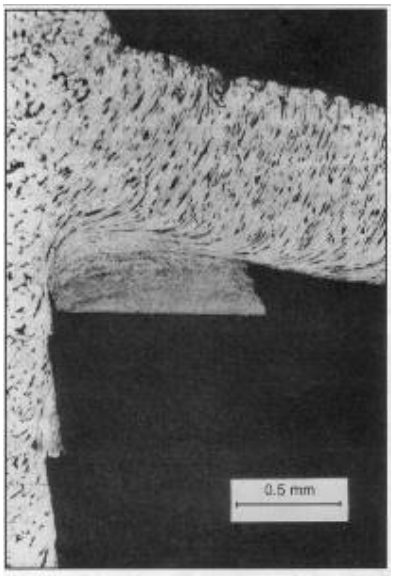
Şekil 7.8. Takım aşınması; a. serbest ve talaş yüzeyi aşınmaları, b. takım aşınmasında ölçülen boyutlar.



Şekil 7.9. İş parçasından gelen Ti(CN) tanesinin (yüksek hız çeliği) takım yüzeyini çizerek abrazif aşınması.

7.1.5.2. Adhezyon

Kesme sırasında oluşan yeni yüzeyler son derece temiz ve doğal olarak reaksiyonaktiftir. Bu yüzeylerin, örneğin talaş alt yüzeyinin takımla temasında-atomlar arası bağlantı gerçekleştirildiğinden-yapışma/kaynaklanma olur. Daima yoğun plastik deformasyondan geçen malzeme sert malzemenin üstüne yapışır. Böyle bir ara ilişki, takım temas yüzeyinde iş parçası malzemesinin ince filmler halinde yapışmasına ve böylece kesici köşe üzerinde yığıntı oluşumuna neden olur. 'Yığıntı köşesi' olarak adlandırılan yoğun soğuk sertleşmiş iş parçası malzemesi kesme görevini üstlenir (Şekil 7.10). 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. Adhezyon, plastik deformasyon yetenekli tüm iş parçası malzemelerinde düşük ve orta dereceli kesme hızlarında görülür [46].



Şekil 7.10. Takımın kesme köşesinde "yığıntı köşesi" oluşumu.

7.1.5.3. Atrisyon

Atrisyon, yetersiz tokluk nedeniyle talaşlı işlem esnasında takım malzemesinden küçük parçacıkların kopmasıyla oluşan bir aşınma tipidir. Düşük ve orta hızlarda, vibrasyon etkili kesmelerde oluşan bu aşınma mekanizması, kesici köşenin aynı şekilde oluşan yığıntı köşesinin altında kalması nedeniyle zor belirlenir. Kesme

sırasında vibrasyon oluşması (dinamik yüklenme) tezgahın zayıf rijitliğinden gelebileceği gibi, kaba pürüzlü yüzey kesiminden, süreksiz (darbeli) kesme şeklinden ve hatta lamelli (dilimli) talaş oluşumundan da gelebilir. Titreşimli ve seri darbeli talaşlı işlemde, sıcaklık etkisi altında kritik bir periyodik yüklenme sayısının aşılmasıyla takım malzemesi termal yorulur. Yorulma sonucu oluşan çatlaklar ilerleyerek takım malzemesinden mikroskobik boyutta küçük parçacıkların kopmasına neden olur [46].

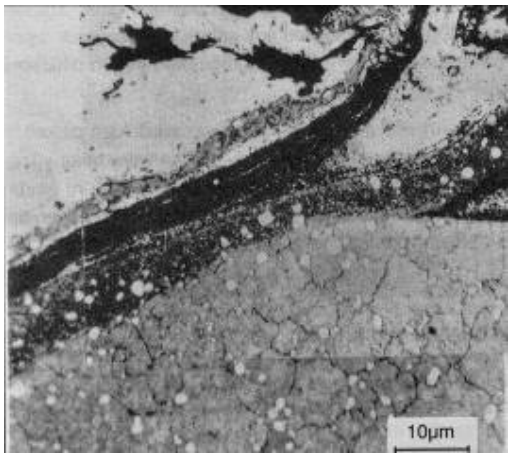
7.1.5.4. Plastik Şekil Değiştirme

Talaşlı işlemde oluşan yüksek statik basma gerilmeleri ve kesme sıcaklıkları, takım malzemesinin elastik sınırının aşılmasına izin vermesiyle takımın kesici köşesinde ve talaş yüzeyinde şekil değiştirmeler olur ve takım aşınır.

Kesici köşenin plastik deformasyonundaki ana etken, köşe üzerindeki basma gerilmelerinin maksimum konumda olmasıdır. Bozulan takım kesme geometrisi - kesici köşe genel anlamda aşınmamasına rağmen- kuvvetlerin ve sıcaklığın yöresel olarak artmasını ve böylece takımın aşınmasını ivmelendirir.

Yüksek sıcaklıklarda takımın talaş yüzeyindeki kayma nedenli plastik şekil değiştirmesi ise takım yüzeyinin giderek artan aşınmasına neden olur. Kraterleşme olarak adlandırılan takımın talaş temas yüzeyinin aşınarak oyuklanması (Şekil 7.11) sonucu zayıflayan kesici köşe kırılır.

Takımın serbest yüzeyinde de görülen bu aşınma tipi, özellikle çelik gibi yüksek sıcaklıkta ergiyen malzemelerin karakteristiğidir. Bu tip malzemelerin, kayma yüklenmesindeki yüksek akma dayanımları nedeniyle kesme işlemi sırasında oluşturdukları yüksek sıcaklıklar böyle bir aşınma mekanizmasını öncelikle devreye sokar [47].



Şekil 7.11. Yüksek sıcaklıkta (kayma nedenli) plastik şekil değiştirmesinin takım talaş yüzeyini aşındırması; krater köşesinde talaş ile beraber akan takım malzemesi.

7.1.5.5. Difuzyon

İş parçası talaşı ve takım malzemesi arasındaki temas yüzeyinde artan sıcaklık difuzyona (atomsal düzeyde malzeme yayınmasına) neden olur ve böylece talaş/takım arası her iki yöne gerçekleşen malzeme hareketi nedeniyle takım malzemesi mikroyapısal değişime uğrayarak yumuşar. Örneğin çeliğin talaşlı işleminde sert metal mikroyapısına yayınan demir, kobalt içi karbon çözünürlüğünü artırır. Bu sıcaklıklarda gerçekleşen kısmi wolfram karbür çözünmesiyle ve karşı yönde oluşan karbon difuzyonuyla kobalt içerisinde yüksek metal atomlu karbür (örneğin M_6C; M=W,Co,Fe) oluşur ve böylece mikroyapı yumuşar.

Değişik kesme sistemleri ve parametrelerine bağlı olarak tanıtılan aşınma mekanizmalarından biri veya birkaçı devreye girerek takım ömrünü sonuçlandırır. Genelde mikroyapı için aşınmaya dayanıklı, sert karbür miktarı, takım ömrünü ve çalışma hızını belirler. Sertleşebilir martenzitik matris içerisinde, hacım-% 8-15 seviyesinde karbürlerden oluşan yüksek hız çeliği mikroyapısı düşük kesme hızlarına (≤45 m/dak) izin verir. Hacım- %95'e varan miktarlarda karbürlerden oluşan sert metallerde kesme hızları genelde birkaç misli yüksektir. Ancak yüksek tokluğundan ötürü yüksek hız çelikleri özellikle darbeli, süreksiz kesmelerde sert metallerden daha yüksek performans gösterir.

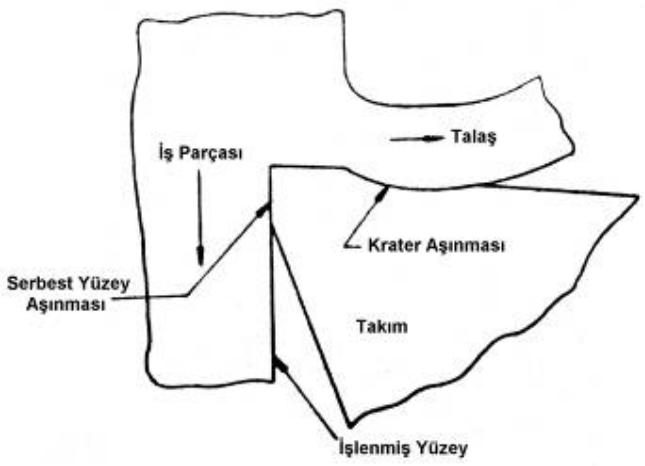
Genelde yüksek hız çeliklerinde düşük ve orta hız kapasiteleri kullanılır. Bu hızlarda örneklenen aşınma mekanizmalarının çoğu aynı anda devreye girer. Yüksek hızlarda

ise yoğun sıcaklık etkisiyle (≥ 600 °C) hız çelikleri çok çabuk yumuşayarak aşınır. Sert metallerde ise hız kapasitesinin üst seviyelerinde çalışıldığından, yoğun difuzyonal aşınma takım ömrünü belirler.

Takım üreticileri, özellikle sert metal üreticileri piyasaya sürdükleri plaketleri için serbest yüzey aşınmasını (ölçülen değer: aşınma bandı genişliği, V_B) ve/veya talaş yüzeyi aşınmasını (ölçülen değer: krater derinliği, K_T) belirli değerlerle sınırlayarak takım ömrünü kullanıcıya tavsiye ederler. Bu değerlerin üzerine çıkılması bir yandan takımın hızlandırılmış aşınmasına, öte yandan kaba pürüzlü yüzey eldesine yol açar [46].

7.1.6. Takım hasar göstergeleri ve aşınma ölçümleri

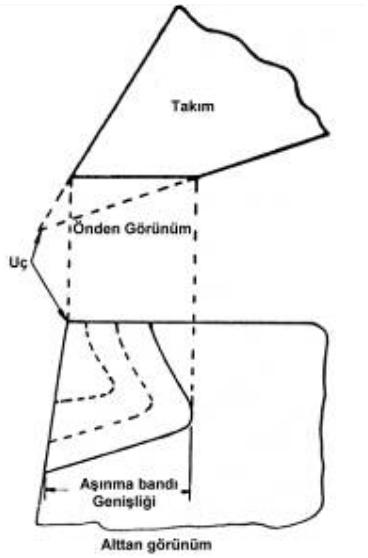
Takım aşınmasının temel göstergeleri serbest yüzey aşınması ve/veya krater aşınmasıdır (Şekil 7.12) [52]. Genelde aşınmanın ölçümü için uygulama doğrultusunda değişik aşınma düzenekleri bulunmaktadır. Burada yalnızca sürtünme katsayısının belirlenmesinde kullanılan düzenek ile ilgili detay bilgi verilmiştir.



Şekil 7.12. Takım aşınma türleri.

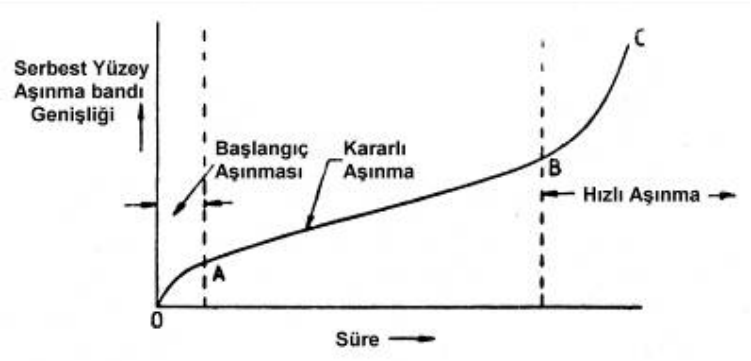
7.1.6.1. Serbest yüzey aşınması

Bu aşınma türü, işlenen yüzeydeki sürtünme etkisiyle takımın yan ve uç bölgelerinde aşınma üretir. Başlangıçta takım keskindir ve yan kenardaki aşınma bölgesinin genişliği sıfırdır. Fakat kısa zaman sonra abrazyon, adhezyon, kayma vb gibi aşınma mekanizmalarıyla aşınma bölgesi gelişir ve boyut olarak büyür (Şekil 7.13).



Şekil 7.13. Serbest yüzey aşınmasının ilerlemesi.

Şekil 7.13'de görüldüğü gibi aşınma bölgesi uniform bir genişlikte değildir. Uçtan en uzak bir noktada en geniş durumdadır. Bunun sebebi malzeme kesiminin önceki kesmeler sırasında işleme sertleşmesine uğrayan kesici köşenin bu kısmıyla yapılmasıdır. Aynı zamanda serbest yüzeydeki sürtünme gerilmesi ve sıcaklık zamanla artmaktadır. Difuzyon serbest yüzeyde baskın aşınma modu haline gelince bir evreye ulaşılır. Kritik bir aşınma bölgesi oluşunca, hızlanan seviyelerde bir sonraki aşınma devreye girer (Şekil 7.14). Katastrofik takım hasarından kaçınmak için hızlı aşınmanın başlangıcından önce takımın değiştirilmesi gerekir. Kararlı aşınma evresi sırasında serbest yüzey aşınması genellikle abrasyonla oluşturulur, buna karşın hızlı aşınma evresinde ise difuzyon etkindir.

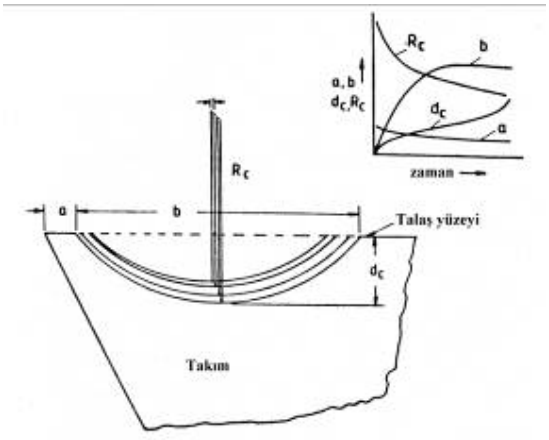


Şekil 7.14. Serbest yüzey aşınması bölgesinin genişliğinin zaman ile değişimi.

Şekil 7.14'de gördüğümüz gibi I. Bölgede kesme işleminin başlangıcında aşınma kısa bir zaman için ani bir şekilde artmaktadır. II. Bölgede ise ani artış sonrası aşınma azalır ve zamana bağlı olarak lineer bir şekilde artma gösterir; çoğu kesme operasyonunda bu geniş bölgenin bitiş zamanı takım ömrü olarak verilir. III. Bölgede, lineer artış sonrası aşınma aniden takımı katastrofal aşınmaya götürür. Bu konumda takım kesmeyerek iş parçası malzemesi üzerinde kayar. Bazı kesme operasyonlarında ise bu bölgenin bitiş zamanı takım ömrü olarak verilir [52].

7.1.6.2. Krater aşınması

Bu aşınma takımın talaş yüzünde krater olarak adlandırılan oyuk şeklindeki bir oluşumla gerçekleşir. Krater kesici köşeden belli bir uzaklıkta oluşur. Dikkatli bir ölçüm yaplırsa, maksimum krater konumuyla, maksimum talaş-takım arayüzey sıcaklığı konumunun birbiriyle çakıştığı gözlenir. Böylece kraterin sıcaklık nedenli bir olgu olduğu sonucu çıkarılabilir. Yani difuzyon, adhezyon gibi aşınma mekanizmalarının devreye girmesiyle ortaya çıkan bir oluşumdur. Şekil 7.15, eğrilik yarıçapı, R_c, krater derinliği, d_c, krater genişliği, b ve takım ucunun krater başlangıcına olan uzaklığı, a'nın zaman ile değişimini göstermektedir. Krater takım gücünü önemli oranda azaltmakta ve takım hasarına neden olabilmektedir [52].



Şekil 7.15. Krater büyümesi.

7.1.6.3. Parçacık Kopması

Parçacık kopması; darbe, aşırı plastik deformasyon, süreksiz termal gerilmeler, bölgesel soğuma, aşırı kraterleşme ve serbest yüzey aşınması nedeniyle takımın kesici kenarından küçük matriks parçalarının kopmasını ifade eder (bu durum, kesici

kenar ve serbest yüzey aşınma bölgesinin görünümünden kolaylıkla anlaşılabilir. Eğer kesici kenar çentikli bir görünümdeyse veya aşınma bölgesinde oyuklar veya çöküntüler varsa parçacık kopması meydana gelmiş demektir). Mekanik darbe; aralıklı kesim, iş parçasındaki sert noktalar veya kesim boyutlarındaki ani değişim nedeniyle meydana gelebilir. Çok büyük kesme kuvvetleri, kesici kenarı kırılmaya götürecek oranda deforme edebilir. Termal yüklenmeler; takım ve takım tutucusu arasındaki ani sıcaklık gradyentleri nedeniyle oluşabilir. Bölgesel soğutma kesme sıvısının yanlış bir şekilde uygulanması ve elverişsiz koşullar nedeniyle meydana gelen titreşimden kaynaklanır. Aynı zamanda, takım doğru bir biçimde yerleştirilmezse kırılma gerçekleşebilir.

Düşük kesme hızlarında kesme sıcaklıkları düşüktür (700°C den düşük). Bu takdirde ana aşınma mekanizması adhezyon (veya atrisyon-sürtünme) ve abrazyondur. Sürtünme aşınması aralıklı kesimler veya titreşim içeren işlemlerde daha hızlıdır. Daha yüksek kesme hızlarında, özellikle çelik veya diğer yüksek ergime noktalı metalleri keserken takım sıcaklıkları 700°C'nin üstüne çıkabilir. Böyle yüksek sıcaklıklarda HSS kesme yükleri altında oldukça yumuşar ve plastik deformasyona maruz kalır. Yüksek sıcaklıklarda difuzyon nedeniyle krater aşınması da önemli hale gelir [52].

7.1.6.4. Aşınma ölçümü

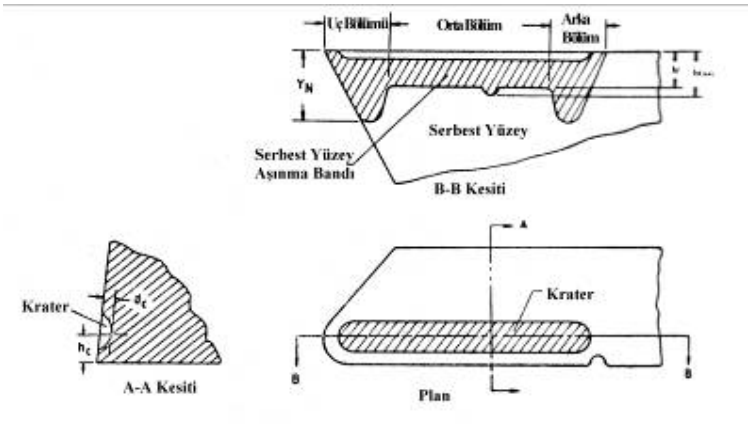
Tipik bir aşınma test sistemi sürtünme çifti ile sürtünme ortamından oluşur. Bu oluşumda genelde sürtünme çiftinden biri disk konumunda veya ileri-geri hareketli tabla konumundayken diğer sürtünme çifti yine disk, çubuk vb. olabilir. Örneğin pin-on-disk sisteminde döner disk bir döndürme tertibatı üzerine oturur; pin veya çubuksu numune bir manivela kollu tutucu ile disk üzerine sabitlenir. Tutucu, numune çubuğun döner diske kontrollü bir yükle bastırılmasını sağlar. Diğer bir sistem disk merkezi etrafında dönen pinin sabit diske karşı yüklenmesidir. Her iki durumda da aşınma izi daireseldir. Sistem, örneğin yükleme hücresi olarak sürtünme kuvveti ölçümü de yapabilir. Bu, sürtünme katsayısının saptanmasına olanak sağlamaktadır.

7.1.7. Takım hasar kriteri

Kesici köşe veya kesici takımın yeniden taşlamaya ihtiyaç duyulmadan veya değiştirilmeden verimli bir biçimde kullanılabildiği süre takım ömrünü ifade eder. Takımı faydalı ömründen sonra kullanmaya devam etmek ekonomik değildir. Çünkü kesici köşenin artan körelmesi kesme kuvvetlerinde bir artışa neden olur ve bunun sonucu olarak da takım sıcaklığı artar. Sonuçta işlenen parçanın hem boyutsal kararlılılığı, hem de yüzey bitirmesi eninde sonunda istem dışı olacaktır. Aynı zamanda Şekil 7.14'de de görüldüğü gibi serbest yüzey aşınması belli bir noktaya ulaştığında (B; kararlı aşınma evresinin bitimi) exponansiyel olarak artan bir oranda bundan başka bir aşınma gerçekleşir. Krater aşınması da benzer bir şekilde ilerler. Aşınmış takımın kullanımına devam edilmesi eninde sonunda katastrofik hasara veya takımın tamamen kaybına neden olacağı gibi aynı zamanda iş parçasının da hasarına neden olacaktır. Katastrofik hasarın oluşumundan önce bazen takım değiştirilirse, takımdan ayrılacak malzeme hacmi (böylece yeniden taşlama maliyetleri) çok fazla olmayacaktır. Böylelikle belli takım hasar kriteri yeniden taşlanmadan veya değiştirilmeden önce tolere edilebilen takımın maksimumu aşınmasını belirtmek için tasarlanır. Takım hasar kriteri (aynı zamanda takım ömrü kriteri olarak da adlandırılır) direkt ve dolaylı olarak sınıflandırılabilir [52].

7.1.7.1. Direkt kriter

Bunlar takım aşınmasının direkt ölçümüne veya kesici köşenin direkt görülebilir testlerine dayanır (Şekil 7.16).



Şekil 7.16. Aşınma bölgesinin genişliği ve maksimum krater derinliği.

Serbest yüzeyde aşınma bölgesi genişliğinin sınır değeri: Serbest yüzeyde aşınma bölgesi uniform genişlikte değildir. Kesici köşenin yan kısmında iki aktif bölgenin bitiminde veya yakınlarında en büyük değerlerdedir. Uç kısımda, talaş akışı oldukça karmaşıktır ve aşınma koşulları oldukça ağırdır. Serbest yüzey aşınma bölgesinin arka kısmında ivmelenen aşınmaya bağlı olarak bir yiv veya çentik oluşur. Bu hızlanan aşınmaya abrazyon ve atmosfer ile kimyasal etkileşimle artan metal transferinin sebep olduğu kabul edilir. Aşınma bölgesinin genişliği genellikle serbest yüzey bölgesinin arka bölgesinde maksimumdur.

Maksimum krater derinliğinin sınır değeri: Krater aşınmasında önem arzeden iki parametre, maksimum krater derinliği, d_c ve maksimum krater derinlğinin yer aldığı bölge ile kesici uç arasındaki mesafe, h_c'dir. Krater derinliği ne kadar büyükse takımın o kadar zayıf duruma geldiği gözlenmiştir.

Parçacık kopması ve çatlak boyutu sınırlaması: Takım geometrisinin yanlış dizayn edilmesi veya takım malzemesinin yanlış seçilmesi ve tezgah veya kesme koşullarının yanlış seçilmesi nedeniyle takım işleme konulduktan kısa bir süre sonra kesici köşede veya bunun yakınlarında ince çatlaklar gelişebilir. Bazı durumlarda kesici köşe talaş gibi koparılabilir ve bu takdirde takım değiştirilmek zorundadır. Bu olumsuz durum daha tok bir takım malzemesi, daha rijit bir tezgah, daha dayanıklı bir takım tutucusu seçimiyle ve kesici köşe açısını artırarak, eğim açılarını azaltarak veya hatta negatif yaparak, serbest yüzey açılarını azaltarak, kesme derinliğini, ilerleme veya kesme hızını düşürerek tolere edilebilir. Parçacık kopması veya çatlak oluşumu nedenli kesici köşe hasarı operatör tarafından görülerek değerlendirilir [52].

7.1.7.2. Dolaylı kriter

Bunlar takım aşınması ve parçacık kopması, vs. tarafından üretilen etkenlerin ölçümüne dayanır.

Yüzey pürüzlülüğünün sınır değeri: İşlenmiş bir parçanın pürüzlülüğü kesici köşe tarafından oluşturulan ve serbest yüzey aşınmasının engebeli olması ile meydana gelen hasar ile orantılı olarak artar. Yüzey bitirmesi sürekli olarak izlenir ve yüzey pürüzlülüğü, R değerleri sınır bir değerle karşılaştırılır. Ölçülen yüzey pürüzlülüğü veri sınır bir değere ulaşınca HSS takım yeniden taşlanır. Fakat pratikte işlenmiş

yüzeyin pürüzlülüğünün ölçülmesi serbest yüzeydeki aşınma genişliğinin ölçülmesi veya krater derinliğinin ölçülmesine göre daha kullanışsızdır. Aşınma mikroskopla ölçülebilmesine karşın pürüzlülük portatif yüzey analizörleri gerektirir.

İşleme boyutlarındaki değişimin sınır değeri: Bu yöntemde, işlenen her bileşenin boyutları ölçülür. Takım yeni olduğu zaman, boyutsal kararlılık memnunluk vericidir. Fakat, daha fazla parça işlendikçe ve takım gitgide aşındıkça boyutsal kararlılık zarar görür. Boyutsal kararlılık önerilen bir değerin altına düşünce takımın başarısızlığa uğradığı ifade edilebilir.

Kesme kuvvetlerindeki artışın sınır değeri: Takım serbest yüzeyindeki sürtünme nedeniyle kesme kuvvetleri ve böylece harcanan güç oranı serbest yüzey aşınma bandı genişliğindeki artış ile artar. Kesme kuvvetlerindeki veya harcanan güç oranındaki değişimleri izlemek için takım dinanaometresi veya güç ölçer kullanılabilir. Bunlardaki artış belli miktarlara ulaştığında takım ömrünün bittiği söylenebilir.

Kaldırılan metal hacminin sınır değeri: Kesici takım tarafından kaldırılan metal hacmi kesme hızına, ilerleme hızına, kesme derinliğine ve zamana bağlıdır. Eğer kesme koşulları sabit tutulursa, kararlı aşınma evresinde serbest yüzey aşınmasının ilerlemesi işleme zamanı veya kaldırılan metal hacmi ile direkt olarak orantılıdır. Kaldırılan metal hacminin sınırı serbest yüzeydeki aşınma bölgesinin genişliğinin sınır değeri ile ilişkilidir ve böylece takım için bir hasar kriteri olarak kullanılabilir [52].

7.1.8. Proses parametrelerinin takım ömrüne etkisi

Faklı aşınma mekanizmaları; iş parçasının çeşitli bileşenlerinin sertlik ve mukavemeti, takım malzemesinin sıcak sertliği, tokluğu ve abraziv aşınma dayanımı, takım sıcaklığı, iş parçası malzemesi ve takım malzemesi arasındaki afiniteden etkilenir [52].

7.1.8.1. Takım malzemesi

Takım malzemesinin ömrünü artıran özellikler şunlardır:

a) deformasyona, özellikle yüksek kesme hızlarında takımın talaş yüzeyi ve serbest yüzeyinde yüksek sıcaklıkların oluşumunda meydana gelen abrazyon ve adhezyona karşı dayanabilmek için yüksek sıcak sertlik,

b) darbeli kesimlerde ani yüklenmelere, büyük kararlı kesme yüklenmelerine dayanabilmek için yüksek tokluk,

c) yüksek aşınma dayanımı,

d) iş parçası ile kimyasal afinitenin olmaması,

e) termal gerilmeleri ve termal şoku minimize etmek için yüksek termal iletkenlik (düşük termal genleşme katsayısıyla beraber) [52].

7.1.8.2. İş parçası malzemesi

Takım ömrünü artıran iş parçası malzemesi özellikleri şunlardır:

a) kesme kuvvetlerini, kesme sıcaklığını ve abraziv aşınmayı azaltmak için yumuşaklık (sert olmaması),

b) yüzey pulları, kum ve curuf inkluzyonları gibi abraziv bileşenler bulundurmaması,

c) kesme kuvvetlerini ve kesme sıcaklığını azaltmak için sınır yağlayıcıları ve kükürt gibi rol oynayan bazı ilavelerin varlığı,

d) kesme kuvvetlerini, kesme sıcaklığını ve abraziv aşınmayı azaltmak için işleme sertleşmesinin olmaması,

e) elverişli mikroyapılara sahip olması. Örneğin yüksek karbonlu çeliklerde takım ömrü perlitik yapı karakteristiği ile değişir. Örneğin lamelli perlit takım ömrü için olumsuz bir etki yaparken küresel perlit takım ömrü için oldukça avantajlıdır. Buna benzer şekilde dökme demirlerde, yüksek miktarda serbest grafit ve ferrit

bulunduran bir yapı, serbest demir karbür bulunduran bir yapıya göre çok daha iyi takım ömrü verir [52].

7.1.8.3. Kesme hızı, ilerleme hızı ve kesme derinliği

Yüksek kesme hızları takım sıcaklığını artırır ve takım malzemesini yumuşatır. Böylelikle abraziv, adheziv ve difuzyonal aşınma mekanizmaları aktive edilmiş olur. Kümülatif etki, Taylor'un takım ömrü ile ilgili formülünde verildiği gibi takım ömründe exponansiyel bir azalma meydana getirir.

İlerleme hızı ne kadar büyükse talaş yüzeyinde talaş-takım temas alanı ve serbest yüzeyde işparçası-takım temas alanı başına düşen kesme kuvvetleri o kadar büyük olur. Kesme sıcaklıkları ve böylelikle farklı tipteki aşınmalar artar. İlerleme hızındaki bir artışın sonucu olarak kesme kuvvetlerindeki bir artış aynı zamanda mekanik şok doğrultusunda kesici köşeden parçacık kopma olasılığını artırır. Bununla birlikte kesme hızındaki değişimlere oranla ilerleme hızındaki değişimlerin takım ömrü üzerinde daha küçük bir etki yaptığı gözlenmiştir.

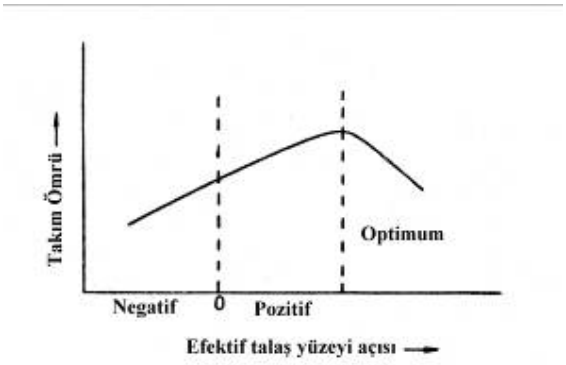
Kesme derinliği artarsa, talaş-takım temas alanı kabaca kesme derinliğindeki değişime eşdeğer oranda artar. Sonuçta, takım sıcaklığındaki artış nispeten düşüktür. Böylece kesme derinliğindeki bir artış abraziv, adheziv ve difuzyonal türde takım aşınmalarını hızlandırdığı ölçüde takım ömrünü azaltır.

Mekanik şoka bağlı olarak parçacık kopması ve yorulma aşınması kesme kuvvetlerindeki artış nedeniyle artma eğilimindedir [52]..

7.1.8.4. Takım geometrisi

Talaş açıları, kesici köşe açıları, serbest yüzey açıları (serbest açılar) ve uç yarıçapı değişen oranlarda takım ömrünü etkiler.

Yan talaş açısı, arka talaş açısı veya her ikiside arttığında efektif talaş açısı (α_e veya α_v) artar. Talaş açısındaki artışla beraber kesme yükleri, takım sıcaklıkları ve takım aşınması azalır. Yani, talaş açıları arttığında takım ömrü artar. Fakat, çok büyük eğim açıları kesici köşeyi keskin yapar ve mekanik dayanımını azaltır. Bu yüzden her takım-iş parçası için optimum bir talaş açısı vardır (Şekil 7.17).

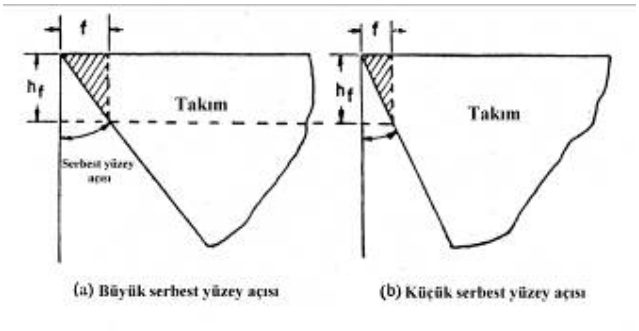


Şekil 7.17. Efektif talaş yüzeyi açısı ile takım ömrü ilişkisi.

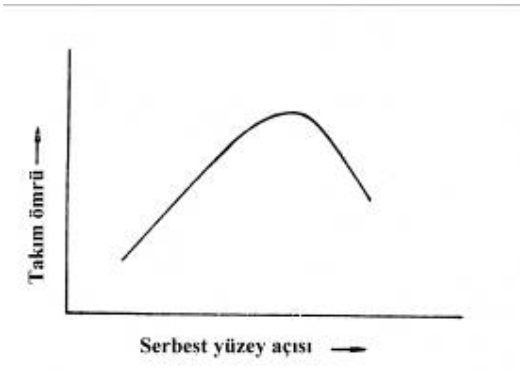
Yan kesici köşe açısı, kesme alanını etkilemeksizin birbirine birleşen kesici köşenin uzunluğunu değiştirir. Bunun sonucu olarak talaş eşdeğeri, q değişir, sonuçta takım ömrü artar.

Uç yarıçapındaki artış da talaş eşdeğeri, q değerini artırır ve takım ömrünü geliştirir.

Şekil 7.18'de görüldüğü gibi, serbest yüzey açısı arttığında, belli bir serbest yüzey aşınma bölgesi genişliğine ulaşmak için gereken aşınma hacmi artar. Böylece, büyük serbest açılar söz konusu olduğunda daha uzun bir takım ömrü elde edilir. Öte yandan, serbest açılar büyüdükçe, kesici köşenin mekanik dayanımı o kadar azalır ve kesici köşe daha fazla parçacık kopmasına veya kırılmaya maruz kalır. Serbest açılar optimum olduğunda takım ömrü de optimumdur (Şekil 7.19) [52].



Şekil 7.18. Serbest açının takım ömrüne etkisi.



Şekil 7.19. Serbest yüzey açısının optimizasyonu.

7.1.8.5. Kesme sıvısı

Kesme sıvısı talaş ve iş parçasını soğutur. Bunun yanında takım-iş parçası ve takım-talaş arayüzeylerindeki sürtünme gerilmesi değerlerini azaltabilir. Böylelikle, kesme sıcaklıkları azaltılmış olur. Eğer takım malzemesi düşük sıcak sertlik değerlerine sahipse (örneğin karbonlu çelikler ve HSS takımlar), soğutucu takım ömrüne önemli bir katkı yapar. Fakat, yüksek sıcak sertlik değerlerine sahip sert metaller ve oksit takımlar üzerinde soğutucular takım ömrüne çok büyük bir etki yapmazlar [52].

7.1.8.6. Tezgah-takım sisteminin titreşim davranışı

Tezgah, takım ve iş parçası birkaç titreşim moduna sahip titreşim sistemi oluştururlar. Tezgah, takım ve iş parçasının bireysel rijitlikleri ne kadar büyükse ve doğal sönümleme ne kadar büyükse; sistemin dinamik rijitliği o kadar büyüktür ve büyük titreşim genliklerine eğilim o kadar küçüktür. Öte yandan, tezgah doğru bir şekilde dizayn edilmezse, iş parçası uzun ve ince ise veya takım çıkıntısı çok fazla ise; kesme sırasında titreşim oluşabilir. Bu durum titreşimin mekanik şok nedeniyle yorulma hasarına veya katastrofik hasara neden olması olarak bilinir [52].

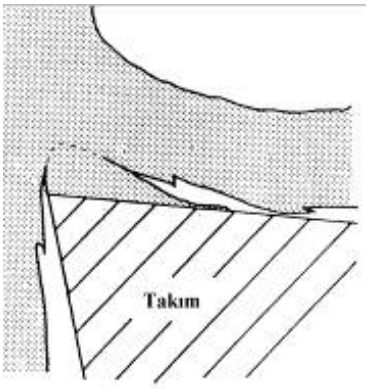
7.1.8.7. Darbeli kesme

Bazen iş sırasında kesici köşenin sık sık iş parçasına girmesi ve çıkması gerekebilir (örneğin uzunlamasına oyuklar içeren iş parçasının kesilmesi sırasında). Her giriş ve çıkış kesici köşede bir darbe demektir ve bu özellikle takım malzemesi sert veya gevrek olduğunda takım ömrünü azaltabilir [52].

7.1.8.8. Yığıntı köşesi

Uygun kesme koşulları altında, belli takım-iş parçası çiftlerinde yığıntı köşesi oluşabilir. Yığıntı köşesi takımın kesici köşesiyle birleşir ve işleme sertleşmesi sayesinde takımın kesici köşesi gibi davranmaya başlar. Yığıntı köşesi takımın efektif talaş açısını artırır ve kesme kuvvetlerini, takım sıcaklığını ve takım aşınmasını azaltır. Fakat yığıntı köşesi boyut olarak büyüme eğilimindedir ve zamanla kararsızlaşmaya başlar ve sonuçta parçalanır. Yığıntı köşesinin kırık parçaları talaş yüzeyinin ve serbest yüzeyin üzerinde yuvarlanır. Bu takdirde, bu kopan parçalar anılan yüzeyleri kuvvetli bir biçimde aşındırır. Yığıntı köşesinin en önemli etkisi serbest yüzey aşınmasında bir artış, krater aşınmasında ise bir azalma meydana getirmesidir [52]. Şekil 7.20'de talaşla birlikte oluşan yığıntı köşesinin şematik gösterimi verilmiştir. Kesme hızının artmasıyla yığıntı köşesi küçülerek kaybolur.

HSS alaşım tipleri arasında oldukça büyük farklar görülür. Alaşım farkları benzer bir şekilde performansa yansır. Performansı direkt belirleyen karbür miktarı ve matriks sertleşme potansiyelleri, alaşım elementi ve karbon miktarı ile ısıl işlem karakteristiğine göre değişir [50].



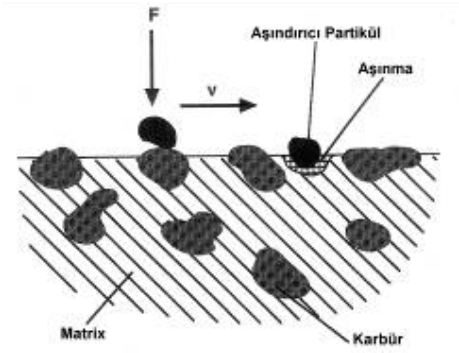
Şekil 7. 20. Takım/talaş temas yüzeyinde yığıntı köşesi oluşumunun şematik gösterimi.

7.1.9. Mikroyapı-aşınma dayanımı ilişkisi

Takım çelikleri aşınmaya dayanıklı ve aynı zamanda kırılmaya karşıda yüksek bir dayanım göstermelidir. Aşınmaya karşı dayanım, çok yüksek bir sertlik ve bunun

yanında matrikste dağıtılmış sert partiküllerle sağlanır. Bu sert partiküller genellikle karbürlerdir.

Şekil 7.21, tipik bir abraziv aşınmayı göstermektedir. Burada karbür çökeltileri aşınma dayanımını artırmaktadır.



Şekil 7.21. İşleme sırasında abraziv aşınma mekanizmasına karbürlerin etkisi.

Alaşım elementlerinin belirli bir kombinasyonu karbür türünü belirler. Tablo 7.1, 7.2 ve 7.3'de takım çeliklerindeki bazı mikroyapı bileşenleri ve bazı aşındırıcıları ve bunların sertliklerini göstermektedir.

Tablo 7.1. Bazı matriks tipleri ve mikrosertlikleri ($HV_{0,05}$).

Matriks	**Sertlik**
Ferrit	80-120
Perlit	150-300
Östenit	200-500
Beynit	300-700
Martenzit	400-900

Tablo 7.2. Karbür yapıcı elementler, oluşturdukları karbürler ve bunların mikrosertlikleri.

Element	**Oluşturduğu karbür tipi**	**Sertlik**
Fe	M_3C	800-1150
Cr	M_7C_3	1100-1550
Nb	MC	2100-2300
V	MC	2500-2700
Ti	MC	2800-3200

Tablo 7.3. Bazı aşındırıcılar ve mikrosertlik değerleri.

Aşındırıcı (Abraziv)	**Sertlik**
Kireç (lime)	150-300
Cam (glass)	450-650
Çakmaktaşı (Flint)	800-1000
Kuvars	1000-1200
Lal taşı (garnet)	1350-1600
Korund (corundum)	1800-2100
SiC	2500
Elmas	10000

Titanyum, vanadyum ve niobyum karbürleri matriksle karşılaştırıldığında oldukça yüksek sertliklere sahiptir. Bunun yanında vanadyum karbürleri aşınmayı azaltmak için oldukça faydalı karbürlerdir. Geleneksel çelik üretim metodları yalnızca % 3-4 vanadyum ve düşük miktarlarda karbona müsaade ederken, toz metalurjik üretim yöntemleriyle daha yüksek vanadyum ve karbon içeren çelikler üretilebilmektedir [48].

7.2. Kırılma Tokluğu

Yüksek hız çeliklerinin mikroyapıları bildiğimiz gibi su verilmiş durumda martensitik matriks ve eşaralıklı dağılmış olan çözünmemiş alaşım karbürlerinden oluşur. Martenzitik matriks çeliğe gerekli sertliği vermekte, matrikste dağılmış alaşım karbürleri ise aşınma direncini sağlamaktadır.

Karbürlerin aşırı gevrekliği, ayrıca, ikincil sertliği sağlamak amacı ile yapılan menevişleme işlemi sonucunda bile martenzitin gevrekliğini tam olarak yitirmemesi bu tür çeliklerin çalışma koşullarında gevrek davranmasına neden olmaktadır. Üretim sırasında beklenmedik bir anda kırılan parça üretimin aksamasına, buna bağlı olarak da ağır maliyet kaybına yolaçabilmektedir. Kırılgan olarak nitelenebilecek bu tür bir malzemede ise çatlak oluşumu ve ilerlemesi ayrıca önem kazanmaktadır. Bu nedenle son zamanlarda yapılan araştırmalar, yüksek hız çeliklerinin kırılma tokluğu üzerinde yoğunlaşmıştır [53].

7.2.1. Çatlak oluşumu ve ilerlemesi

Sürekli çevrimsel yükler altında çalışan yüksek hız çeliklerinde, çeşitli darbeler veya eğme momentleri, örneğin torna kalemlerini ve benzeri parçaları etkilemekte ve ucundan ufak parçalar kopmasına veya parçanın beklenmedik kırılmasına neden olabilmektedir. Çatlak oluşumunun ve ilerlemesinin neden olduğu böyle bir durum ise bu tür çeliklerde kırılma mekanizmasının tam anlaşılması ile iyileştirilebilir. Hız çeliklerinin içyapılarında çatlak oluşumu ve kırılma mekanizması bilindiğinde içyapı bileşim, döküm, ısıl işlem vb. işlemlerle değiştirilerek mekanik özelikler iyileştirilebilir.

Malzemelerde kırılma, çatlağın çekirdeklenmesi, ilerlemesi ve sonuçta kopması ile oluşur. Çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlemesindeki farklılıklara ve kırık yüzeylerin değişik görünümlerine göre sınıflandırıldığında ise kırılmalar gevrek ve sünek olmak üzere ikiye ayrılırlar.

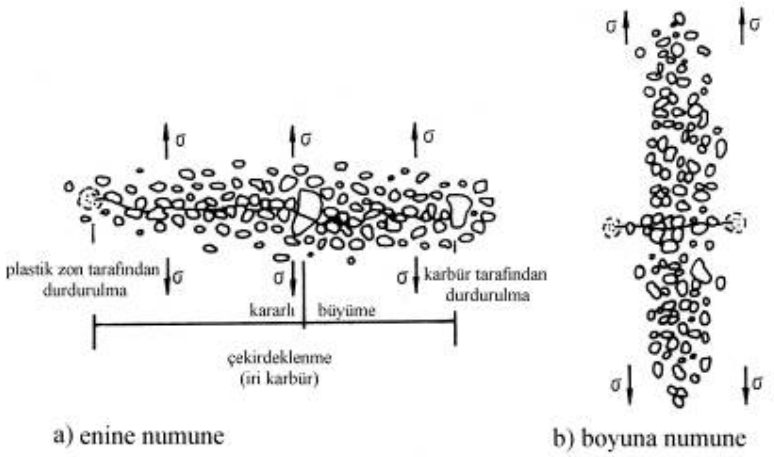
Gevrek kırılmada, içyapıda oluşan çatlak, atom bağlarının en zayıf olduğu düzlemlerde ilerleyerek kırılmaya yol açar.

Sünek kırılmada ise mekanizma biraz daha farklıdır ve üç aşamadan geçer: boşluk oluşumu, boşlukların büyümesi ve büyüyen boşlukların birleşmesi.

Görüldüğü gibi kırılmada en önemli basamak çatlağın çekirdeklenmesidir. Gerek gevrek, gerekse sünek kırılmalarda, matriks içinde dağılmış ikincil evre parçacıklarının çatlağın çekirdeklenmesinde etkin bir rol oynadıkları artık bilinmektedir. Yapılan araştırmalarda, matriks içinde dağılmış ikincil evrenin hacim yüzdesi ve boyutları arttıkça, çatlağın çekirdeklenmesinin kolaylaştığı ve malzemenin kırılma tokluğunun düştüğü gözlenmiştir. Hız çeliklerinin içyapılarında gerek çözünmemiş karbürlerin gerekse ikincil karbürlerin bu nedenle kırılmada etkin olmaları beklenir [53].

Geleneksel olarak üretilen takım çeliklerinin eğme mukavemeti karbür dizilerinin genişliğine ve derinliğine bağlıdır. Karbür dizilerinin genişliği ne kadar büyükse ve böylece karbür dağılımının inhomojenitesi ne kadar kuvvetliyse eğme mukavemeti o kadar zayıftır. Fishmeister ve Olsson'un [54] geliştirdiği modele göre bu etki şu şekilde açıklanabilir:

Karbür bantı içinde (örneğin kaba bir karbürün, kırılma gerilmesinden düşük bir gerilmede kırılmasıyla) oluşan çatlak kararlı olarak bir karbür taneciğinden diğerine atlayarak (artan yüklenme ile) büyür. Böyle bir alt-kritik çatlak büyümesi, bant içi yoğun matriks yörelerinde plastik deformasyondan ötürü veya çatlağın büyük bir karbüre dayanması ile durur (Şekil 7.22a). Hadde yönüne dik ilerleyen çatlak ise karbür bantı bitiminde matrise girerek durur. (Şekil 7.22b) [55].

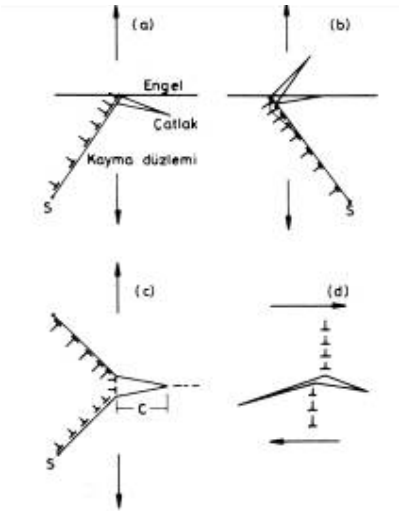


Şekil 7.22. Yüksek hız çeliklerinde mikroçatlakların karbür bandı içerisinde alt-kritik büyümeleri ile oluşan çatlak başlangıcı; model tasarım.

7.2.2. Gevrek kırılma

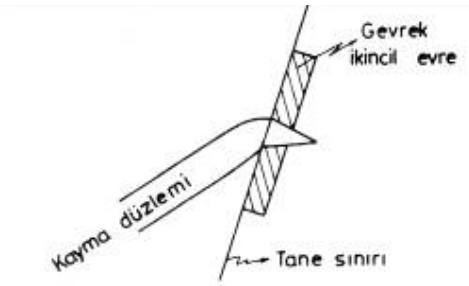
Makro açıdan gevrek kırılma gösteren pekçok malzeme, fraktografik ve metalografik olarak incelendiğinde kırılma yüzeylerinde belirli bir plastik deformasyon göstermektedir. Bu nedenle özellikle metallerden söz ederken yarı-gevrek deyimi daha yaygın olarak kullanılır. Bu tür malzemeler yüklendiğinde, belirli bir bölgede kısıtlı bir bozunum ile oluşan çatlak, çok gevrek bir şekilde ilerler ve malzemenin gevrek olarak kırılmasına neden olur.

Yarı-gevrek malzemelerde çatlak çekirdeklenmesi, dislokasyon birikimlerine bağlanmaktadır. Yük altında belirli düzlemlerde kayan dislokasyonlar bir engel ile karşılaştıklarında (tane sınırı, ikincil evre parçacık, bir diğer kayma düzlemi) arka arkaya birikmektedirler. Böylece o bölgede oluşturulan gerinim enerjisi, bir çatlakcık oluşturmak için gerekli olan yüzey enerjisine (γ) dönüşmekte ve çatlak çekirdeklenmektedir. Çatlak ilerlemesi ile ilgili çeşitli modeller Şekil 7.23'de görülmektedir.



Şekil 7. 23. Dislokasyon birikim modeline dayalı değişik çatlak çekirdeklenme mekanizmaları.

Karbürlerin sünek-gevrek geçiş sıcaklığı matriksinkinden yüksek olduğu için herhangi bir sıcaklıkta tane sınırında biriken dislokasyonların parçacığı çatlatması, matrikste çatlak açmasından daha kolaydır. Karbür içinde açılan çatlak yeterince keskinlik kazandıysa çatlağın, ikincil fazdan matrikse atlaması kolaylaşmakta ve çatlak ucu körelmeden ilerleyerek malzemenin kopmasına neden olmaktadır (Şekil 7.24).

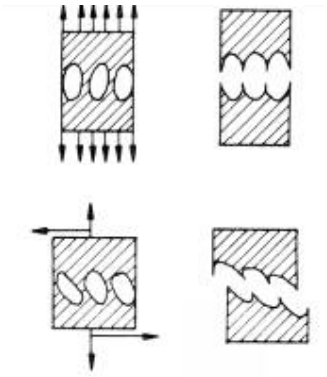


Şekil 7.24. Çatlağın bir taneden diğer taneye, gevrek bir ikincil fazı kullanarak atlamasını gösteren şematik resim.

Ancak, matriksteki sert ikincil fazların hepsi çatlak oluşumu için bir temel oluşturmamaktadır. Bu sert parçacıklardan sadece yarılma düzlemleri, matriksin yarılma düzlemleri ile uyuşanlar çatlağın matrikse atlamasına izin vermekte ve malzemenin gevrek bir şekilde kırılmasına neden olmaktadır [53].

7.2.3. Sünek kırılma

Tek fazlı sünek bir malzeme yüklendiğinde bütün kesit deforme olarak bozunuma uğrayacak ve herhangi bir çatlak çekirdeklenmesi görülmeden malzeme atom düzlemlerindeki kayma ile kopacaktır. Ancak malzeme sert ikincil evre parçacıkları taşıyor ise, deformasyon alanı parçacıkların etrafında (çevresinde) yoğunlaşacak ve parçacık ile matriks arasındaki bağ koparak parçacık boşlukta kalabilecektir. Parçacık matriks bağının kopması kesitte ufak boşluklar yarattığından yükleme anında bu boşluklar büyüyecek ve boşluk aralarındaki mini sütunlar yükü çekemeyerek kopacaktır (Sekil 7.25).



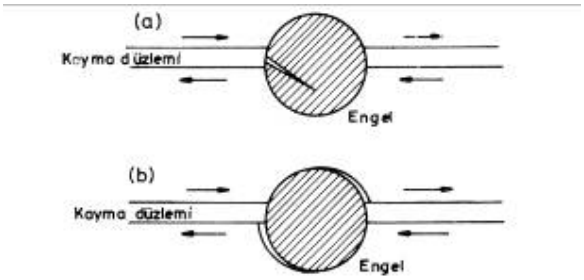
Şekil 7.25. Sünek malzemede boşluk oluşumu ve sünek kırılmanın son safhaları.

Bu mekanizmada kopma işlemi sünek yırtılma ile oluştuğundan, daha fazla enerjiye gereksinim gösterecektir.

Sünek kırılmada dislokasyon düzlemi ile çakışan ikincil evreler iki tür davranış gösterebilir.

a) İkincil faz gevrek olduğundan, biriken dislokasyonlar parçacıkta çatlağa neden olabilir (Şekil 7.26.a).

b) İkincil faz ile matriks arasındaki bağ zayıftır ve dislokasyon birikimi iki yüzeyin birbirinden ayrılmasına neden olur (Şekil 7.26.b). Ancak her iki tür mekanizmada da oluşan çatlakcık, parçacığın içinden matrikse atlayamaz, yalnızca boşluk oluşmasına yardımcı olur.



Şekil 7.26. Sünek malzemelerde, ikincil fazda boşluk oluşumu

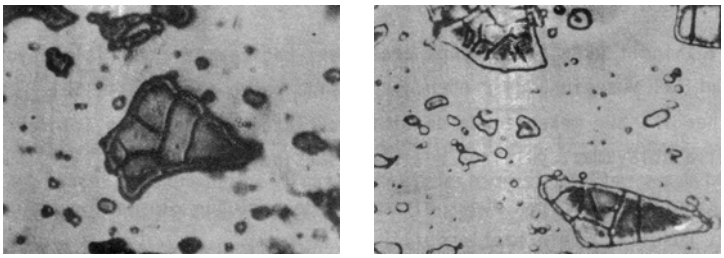
İkincil faz içeren sünek bir malzemede boşluğun oluşması için gerekli koşullar şöyle özetlenebilir.

a) ikincil faz ile matriksin akma sınırları arasındaki fark. Bu fark arttıkça, daha düşük yoğruk bozunum düzeyinde boşluk oluşma olasılığı artmakta, malzemenin sünekliği düşmektedir.

b) matriks ile ikincil evre arasındaki bağın gücü. Bu bağ zayıfladıkça boşluk oluşumu, yoğruk bozunum başlar başlamaz oluşabilmektedir.

c) parçacık boyutu. Daha büyük parçalar daha düşük gerinimlerde çatlayabilmektedir. Örneğin sülfür miktarı %0.01'in de altına düşürülen çeliklerde, kalıntı boyu da düşmekte ve tokluk artmaktadır [53].

Matriks içinde dağılmış ikincil faz parçacıkları gerek sünek gerekse gevrek kırılmalarda büylece etkili olmaktadır. O halde yüksek hız çeliklerinde matriks içinde dağılmış alaşım karbürlerinin de malzemenin kırılmasında etkin rol oynaması doğaldır. Nitekim ısıl işlem görmüş yüksek hız çeliklerinde, çatlak karbürlere rastlamak olasıdır (Şekil 7.27.).



Şekil 7.27. Yüksek hız çeliklerinde çatlak karbürler.

8. TAKIM MALZEMELERİNDE MİKROYAPISAL TANIMLAMA VE GELİŞMELER

8.1. Faz Kontrastlanması

Bir malzemenin özelliklerini, o malzemeyi oluşturan faz/fazların türü, miktarı, şekli boyut ve yer dağılımı belirler. Herhangi bir malzemenin davranışını belirlemek amacı ile mikroyapı kantitatif-metalografik analizden geçirilir. Bu kısımda sayımın yeterince emniyetli olarak yapılabilmesi için bu çalışmada kullanılan metalografik kontrastlama teknikleri tanıtılmıştır.

8.1.1. Renkli metalografi

Klasik yöntemler ile hazırlanmış numunelerde etkin olan siyah, beyaz ve grinin tonlarına alışmış olan her metalurjist, gözalıcı renklerle bezenmiş bir yapı ile karşılaştığında (ki pek ender karşılaşır) büyülenir ve sırf estetik yönden incelemek amacı ile de olsa numune üzerinde gezinerek binbir renk ve şeklin içiçe girdiği bir dünyada saatlerini harcayabilir. Gerçekten de renkli metalografinin doğuşunda estetik yön ağır basmış ve iç yapıların renkli fotoğraflanmasında görüntünün çarpıcılığı daima ön planda olmuştur. Ancak günümüzde renklendirme, dekoratif amaçtan uzaklaşmış ve geliştirilerek belirli amaçlara hizmet eder duruma gelmiştir.

Bugün renkli metalografinin uygulanmasının iki ana nedeni vardır:

a) Kontrast yaratmak. Aynı faza ait tanelerin kristal yapıları arasındaki açı farklılığından ve ikincil fazların bileşiminin matrikse gore farklı olmasından yararlanarak dağlama sonrası şekiller arasında değişik tonlarda renk ayrımı gerçekleştirilir ve kontrast artırılır. Böylece detaylar daha çarpıcı bir biçimde gözler önüne serilebilir ve mikroyapının morfolojisi hakkında en üst düzeyde bilgi edinilebilir. Nitekim insan gözü grinin yalnızca birkaç tonunu ayırt edebilirken, değişik tonlarda binlerce rengi rahatlıkla algılayabilmektedir.

b) Rengi kimyasal bileşimin bir göstergesi olarak kullanmak. Bu yöntemde belirli renkler, belirli element ve fazları temsil etmektedir. Birtakım kimyasal dağlayıcılar

kullanılarak renklendirilen numunelerde, kimyasal bileşimleri birbirinden farklı olan matriks ve ikincil fazlar dağlayıcı ile tepkimeye girerek değişik tonlarda renklenir. Böylece karbürler, nitrürler, fosfor ve sulfur bileşikleri birbirinden ayırt edilebilir. Hatta klasik metalografik yöntemlerle hazırlanmış numunelerde ortaya çıkan karbürlerin hangi tür karbür oldukları renklendirme yönteminin yardımı ile saptanabilir. Bu uygulamalarda bileşimlerin aldığı renk tonlarına ve mikroyapı fotoğraflarının renkli çekilmesine gerek kalmamaktadır. Önemli olan, ikincil fazın dağlayıcı ile tepkimeye girip girmemesidir.

8.1.1.1. Renklendirme yöntemi

Polarize ışık yöntemi ile gerçekleştirilen bu tür çalışmalarda numune yüzeyine gönderilen polarize ışık, yüzeyin şekli, anizotropisi ve taneler arasındaki değişik yönlenmeye göre farklı yansır. Araya konulan ayarlanabilir analiz merceklerinin yardımı ile yansıyan ışığın renk aralığı değiştirilebilir ve en uygun kontrast ve renk dağılımı seçilebilir.

8.1.1.2. Renkli dağlama

Renkli dağlama, numunede bulunan ikincil fazların türlerini belirlemeye yönelik bir yöntemdir. Her fazın aldığı değişik renk birbirlerinden ayırt edilebilmelerini sağlar. Böylece fazların türleri rahatlıkla belirlenebilir. Görüntüde kontrast sağlayarak daha detaylı bir mikroyapı fotoğrafı elde edilen uygulamalar olsa da renkli dağlamanın amacı çökeltilerin ne olduklarının belirlenmesidir.

Renklendirici çözeltiler kabaca ikiye ayrılabilir:

a) Dağlanmış ve dağlanmamış numunelerde anodik (veya katodik) bölgeler yaratarak ince yüzey filmi oluşturan çözeltiler.

b) Kimyasal renklendirici çözeltiler.

Yüzey filmi oluşturan çözeltilerde, renklenmeyi sağlayan yüzeydeki filmin kalınlığıdır. Film kalınlığındaki değişim değişik renklerin oluşmasına neden olur.

Yüzey filmi oluşturulmasında en eski yöntem ısıtma yöntemidir. Oksitleyici bir atmosferde ısıtılan numune yüzeyinde ince oksit tabakaları oluşur. Her fazın

oksitlenme hızı farklı olduğundan oluşan oksit tabakaları da farklı kalınlıktadır. Ancak bu yöntem kontrolü zor olduğundan pek seyrek kullanılmaktadır.

Metalografik numuneleri anodik dağlama ile renklendirmeyi ilk defa Picklesimer ortaya atmıştır. Bu yöntemde metal yüzeyine kaplanan filmler oksit, fosfat, kromat veya molybdat bazlı olabilir. Bu tür yüzey filmlerinin kaplanması numune ile çözelti arasında kontrollü bir şekilde korozyon tepkimesi sonucu oluşur. Mikro düzeyde düşünülürse, numune üzerinde mikroskobik anot bölgeler ile mikroskobik katot bölgeler çözelti ile tepkimeye girerek değişik tür fazlar üzerinde farklı yüzey filmleri çökelmesine neden olur. Çözeltinin Ph'ı çökelen filmi çözmeden tepkimenin devam etmesini sağlayacak şekilde ayarlanır. [56]

8.1.1.3. Renkli dağlamanın takım çeliklerine uygulanması

Takım çelikleri adı altında toplanan çelikler genellikle dövme, haddeleme, delme gibi diğer metallerin şekillendirilmesi ile ilgili uygulamalarda ve kağıt, ahşap, çimento gibi malzemelerin kesilmesinde kullanılırlar. Çok değişik kullanım alanları olan bu çeliklerden istenen özelliklerde farklıdır. Bu nedenle ucuz olan yüksek karbonlu çeliklerden, pahalı ve karmaşık bir yapıya sahip olan yüksek hız çeliklerine kadar çok çeşitli türler içerirler.

Takım çeliklerinin ısıl işleminde amaç aşırı tane büyümesine neden olmadan östenit içinde mümkün olduğu kadar fazla karbür çözündürerek matriksin karbon ve alaşım elementi açısından zengin olmasını sağlamaktır.

Karbürler, karbon atomunun alaşım elementleri ile yaptıkları bileşiklerdir. Yalın karbonlu çeliklerde tek karbür türü karbonun demir ile oluşturduğu sementit'dir (Fe_3C). Krom, molibden, vanadyum gibi karbür yapıcı elementlerin katıldığı alaşımlı çeliklerde ise çok daha karmaşık yapılı karbürler oluşur. En çok karşılaşılan karbür türleri şunlardır : M_6C, $M_{23}C_6$, MC, M_2C.

Karbürlerin diğer bir özelliği de çok sert olmalarıdır. Aşınma dayanımının yüksek olması istendiği uygulamalarda bir miktar karbürün matrikste çözünmeden kalması özellikle istenir. Su verme işlemi sonrası yüksek hız çeliklerinde çözünmemiş karbürlerin oranı %10-%20 arasında değişir. Östenitleştirme sırasında çözünmeye

başlayan ilk karbür türü $M_{23}C_6$ dır. Bu karbür türünü M_6C takip eder. En zor çözünen MC türüdür. Çok yüksek sıcaklıklarda çözünmeye başlayan MC karbürü aynı zamanda karbürler içinde en sert olanıdır.

Cr, Mo, W, V içeren takım çeliklerinde su verme işlemi sonrası yapıda yalnızca M_6C ve MC türü karbürler kalır. Molibden ve wolfram gibi elementler çeliğin ergime noktasını yükselterek bu tür çeliklerin 1200-1300 °C gibi yüksek sıcaklıklarda bölgesel ergimelere neden olmadan östenitlenebilmesini sağlamakta ve böylece $M_{23}C_6$ gibi karbürler matrikste tam olarak çözünebilmektedir. Ayrıca geç çözünen M_6C ve MC gibi karbürlerin östenit tanelerini oldukları yere çivilemeleri ve tane büyümesini önlemeleri de yüksek sıcaklıklarda östenitleştirme yapılabilmesinin bir diğer nedenidir.

Takım çeliklerinin çalışma performanslarını karbür dağılımı, hacim yüzdesi ve boyutları doğrudan doğruya etkilemektedir. Bu nedenle yapılan araştırmalar genellikle bu parametrelerin belirlenmesine yöneliktir. Karbür türlerinin belirlenmesinde renkli dağlama yöntemi yardımcı olabilmektedir. M_6C ve MC türü karbürler için genellikle kullanılan dağlayıcılar $KMnO_4$-NaOH ile kromik asit çözeltileridir. Tablo 8.1'de bu çözeltilerin bileşimleri ile kullanımları özetlenmiştir.4

Tablo 8.1. Renkli Dağlama Yöntemi için Kullanılan Dağlayıcılar

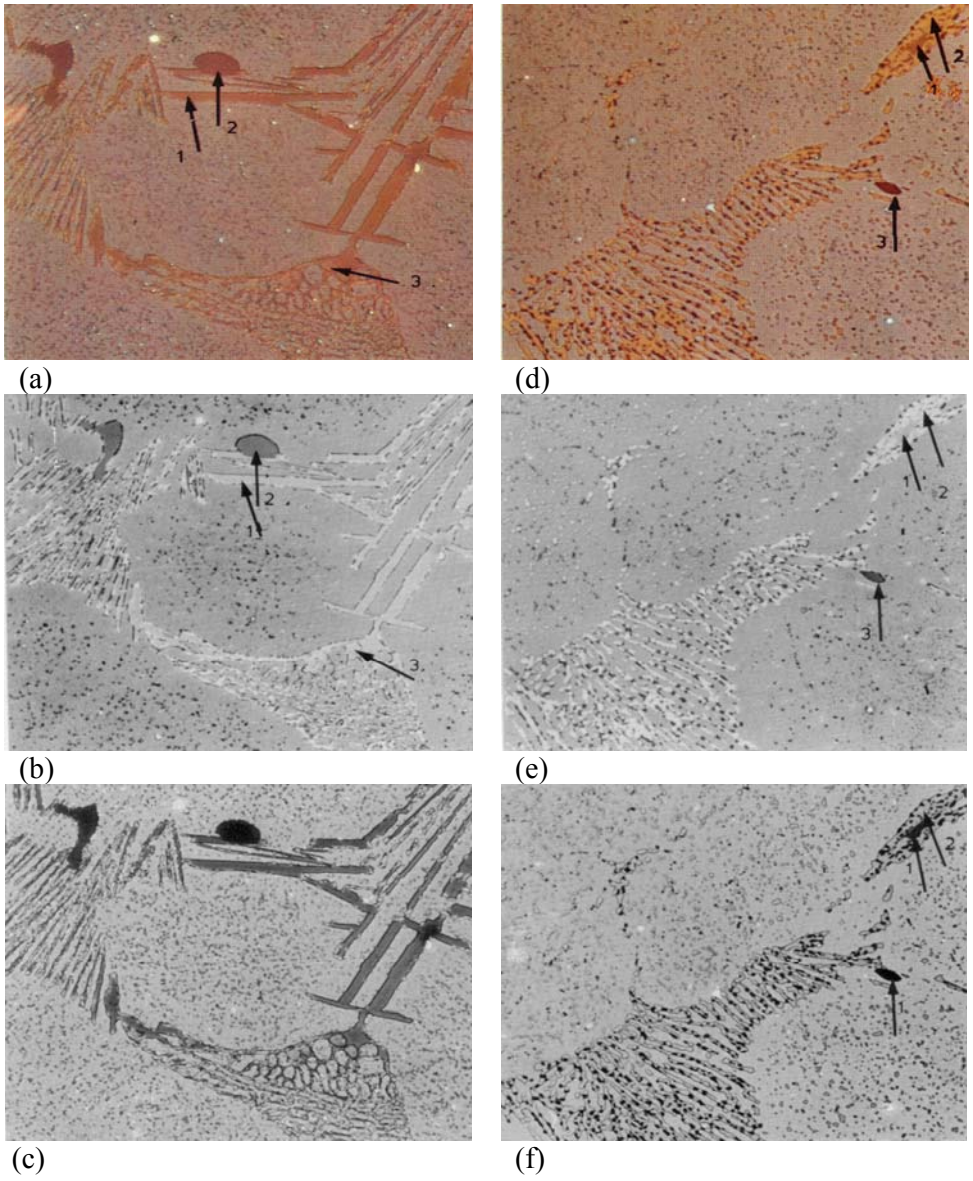
Çözelti	Yöntem	Amaç
4 gr NaOH	10 saniye	Yalnızca M_6C türü karbürleri renklendirir.
10 gr $KMnO_4$		
85 ml H_2O		
%1'lik kromik asit sulu çözeltisi	3 volt ile 5 saniye elektrodağlama	MC karbürleri siyah yada gri olarak belirir.

Örneğin numune yüzeyine ZnSe gibi bir ince film kaplanmasıyla yüksek hız çeliklerindeki çok değişik karbür türleri birbirinden net bir biçimde ayrılabilmektedir. Bu teknikle mikroyapıyı meydana getiren partiküllerin kontrastı artırılır. Dielektrik bileşiklerin (ZnSe gibi) ince bir tabakası vakum haznesinde numunenin yüzeyi üzerine buharlaşıp birikir. Tabaka kalınlığının artmasıyla numune yüzeyindeki renk açık sarıdan maviye kadar uzanır; burada tabaka kalınlıkları birkaçyüz nanometredir.

Kırmızıdan mor'a oluşan renkler en iyi sonucu verir [57]. Şekil 8.1'de bu teknikle elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

Şekil 8.1 a, ZnSe ile kaplanmış ve aydınlık alanda görüntülenen bir mikroyapı görüntüsünü karakterize etmektedir. Görüldüğü gibi martenzitik matriks kırmızıdır. Ledeburit esas olarak büyük kiremit kırmızısı M_2C karbürlerinden oluşmaktadır (1 numaralı partikül). Sadece ayrılmış M_6C benekleri (sarı renkte) görülebilmektedir. Arka planda, ince dağılmış, koyu kırmızı MC karbürleri (2) 1-2 iri karbürle birlikte görülebilmektedir. Şekil 8.1 b de yine 8.1 a daki aynı numune 570 nm da görüntülenmiştir. MC: koyu gri, M_2C : açık gri ve M_6C: beyaz olarak görülmektedir. Şekil 8.1 c deki görüntü de yine aynı numunenin 550 nm de görüntülenmesiyle elde edilmiştir. Burada MC : siyah, M_2C: koyu gri ve M_6C ise açık gri bir kontrastta görülmektedir.

Şekil 8.1 d de görülen numune mikroyapısı; 8.1a, 1b ve 1c deki numunelerden farklı bir ısıl işleme tabi tutulmuştur. Şekil 8.1d, ZnSe ile kaplanmış ve aydınlık alanda görüntülenen bir mikroyapıya aittir. Bu mikroyapıda martenzitik matriks kırmızıdır. M_2C: koyu turuncu (1), M_6C: sarı (2) ve MC ise koyu kırmızı (3) olarak görülmektedir. Şekil 8.1e, aynı numunenin aynı alanında 580 nm de görüntülenmiş bir mikroyapıya aittir. Burada M_2C: açık gri (1), M_6C: beyaz (2) ve MC: koyu gri (3) kontrasta sahiptir. Şekil 8.1f, aynı numunenin, aynı alanının 540 nm de görüntülenmesiyle elde edilmiştir. Görüldüğü gibi MC ve M_2C: siyah (1) M_6C ise gri (2) kontrasttadır. Görüldüğü gibi bu görüntüleme modunda MC ve M_2C karbürlerini birbirinden ayırt etmek olanaksızdır.



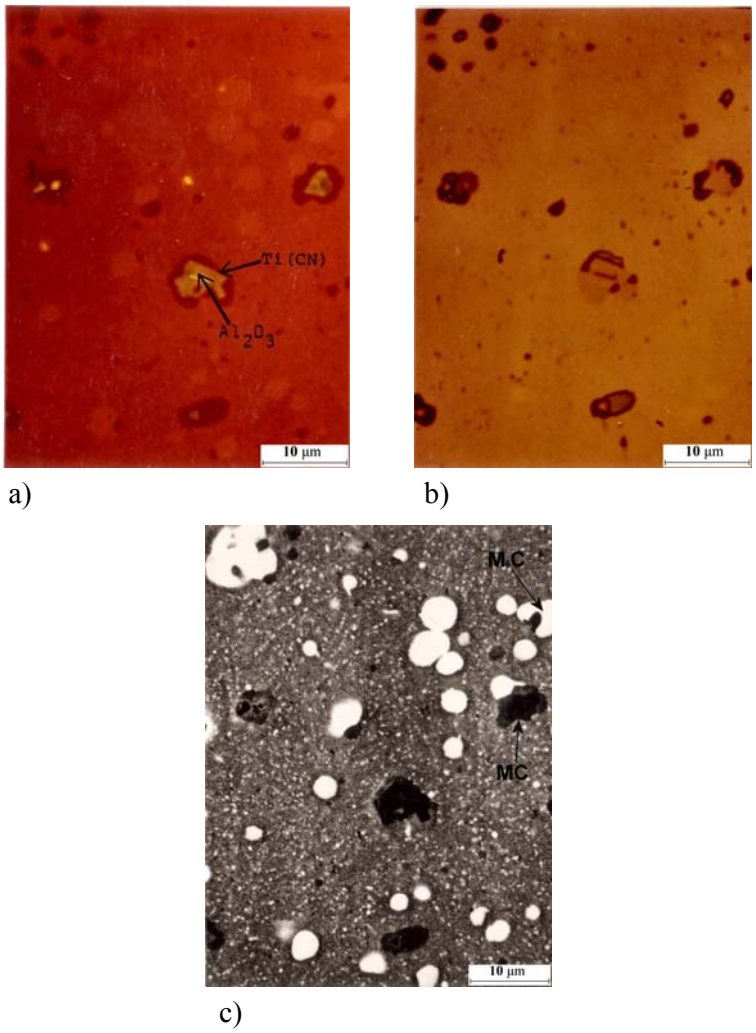
Şekil 8.1. a,b,c: 1125 ºC de 15 dak östenitleştirilmiş ve su verilmiş + yumuşak tavlanmış HS 6-5-2 türü yüksek hız çeliği mikroyapısı. d,e,f: 1125 ºC de 7 saat östenitlenmiş ve su verilmiş + yumuşak tavlanmış S 6-5-2 çeliğinin mikroyapı görüntüleri.

Bütün bu görüntülerden anlaşılmaktadır ki bazen monokromatik ışıkla elde edilen görüntüler daha avantajlı iken bazen de renkli metalografi uygulanarak elde edilen görüntüler avantajlı hale gelmektedir. Ayrıca monokromatik ışığın dalga boyu da kontrasta büyük ölçüde etki etmektedir.

Takım çelikleri, karbon ve alaşımlı çelikler için gerçekleştirilen prosedürler kullanılarak mikroskobik ve makroskobik incelemeler için hazırlanabilirler. Yine de birçok takım çelikleri yüksek oranda alaşımlandırılmış ve genellikle birçok karbonlu

ve alaşımlı çelikten daha yüksek sertliklere sahip olduğu için metalografik olarak hazırlanmaları diğer çeliklere oranla biraz farklılık gösterir.

Şekil 8.2 ve 8.3'de ise değişik kontrastlama mekanizmalarının karbür türleri ve karbür konsantrasyonlarının ayırt edilebilirliğine etkisi görülmektedir. [58]



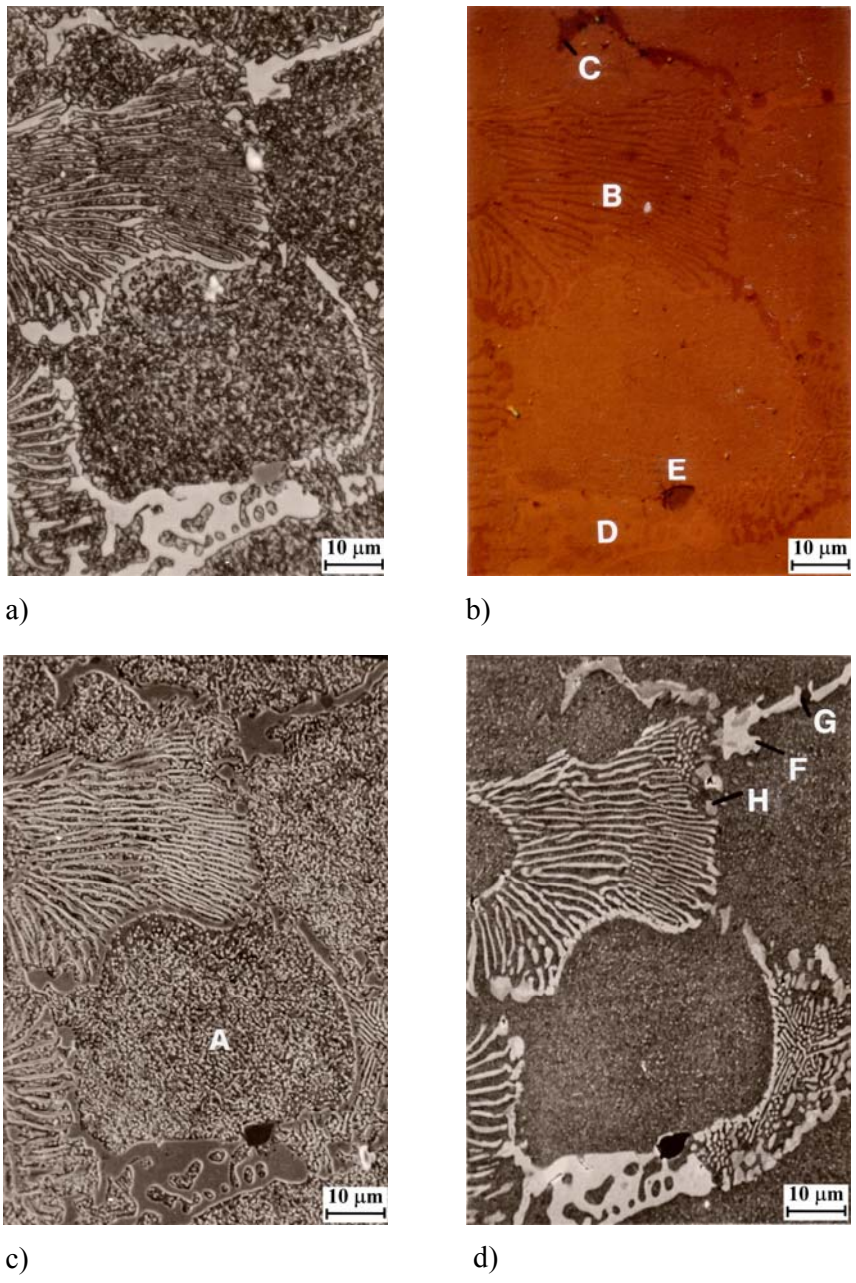
a) b)

c)

Şekil 8.2. HS 6-5-2 numunesinden farklı kontrastlarda alınmış mikroyapı görüntüleri; a) IM, enterferans kontrastı, b) potansiyostatik dağlama c) SEM, parlatılmış numune.

Burada, görüldüğü gibi klasik aydınlık alan kontrastı yerine enterferans kontrastı modu ile çalışılan numunede primer MC karbürü içinde çekirdeklenen tabakalı yapı açıkça ortaya çıkmıştır. Merkezdeki Al_2O_3'in etrafında Ti(CN) çekirdeklenmiş ve onun en dıştada vanadyumca zengin MC fazı oluşmuştur. Potansiyostatik dağlanan mikroyapıda ise bu çekirdeklenme karakteristiğinin görülmesi oldukça zorlaşmıştır. Bu iki ışık mikroskobunda M_6C karbürlerini görmek oldukça zordur. SEM'de

görüntülenen dağlanmamış numunede ise MC ve M_6C karbürlerini ayırt etmek mümkün olmuştur, ancak heterojen çekirdeklenmeyi görebilmek imkansızlaşmıştır.



Şekil 8.3. HS 2-9-1+1Nb alaşımına ait farklı kontraslarda alınmış mikroyapı görüntüleri; (a) IM, nital ile dağlanmış, (b) IM, ZnSe ile enterferans kaplaması yapılmış, (c) SEM, nital ile dağlanmış, (d) SEM, parlatılmış numune. Fazlar- A: Karbürce zengin matriks, B: M_2C, C: MC, D: M_6C, E: MnS, F: M_2C + M_6C, G: MC, H: M_6C

Şekil 8.3'de çok çeşitli karbür ve kalıntı türleri karakterize edilmiştir. en optimum kontrast d şıkkındaki mikroyapıda elde edilmiştir. Görüldüğü gibi MC, M_2C, M_6C ve MnS fazları oldukça iyi bir şekilde ayırt edilebilmektedir.

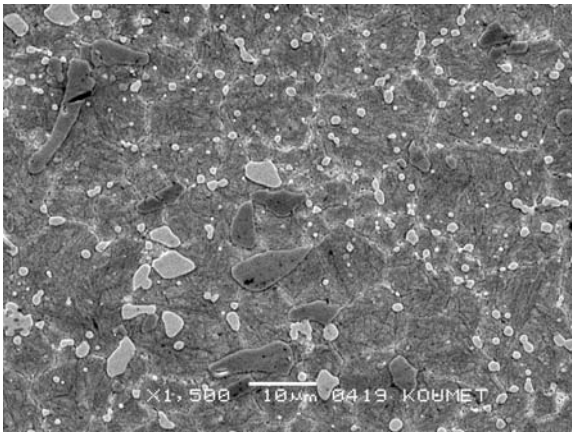
8.1.2. Tarama elektron mikroskobunda kontrast mekanizmaları

Herhangi bir görüntüde bir nesnenin bulunup bulunmadığını, eğer bulunuyorsa özelliklerini belirleyebilmek için, nesneden algılanan ışınlarda veya sinyallerde özelliğe göre bir belirginlik, bir farklılık olması gerekir. Bu farklılığa kontrast denir. Görüntüsünde yeterli kontrast bulunmayan elektron mikroskoplarında, çok yüksek ayırım gücüne sahip olsalar da bir nesnenin değil özelliklerini, olup olmadığını fark etmek bile zordur. Bu nedenle, belirgin bir görüntü için kontrast miktarı çok önemlidir.

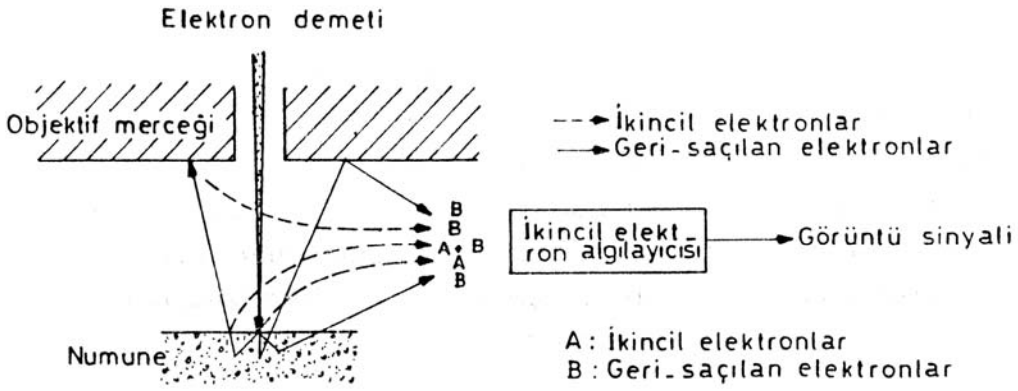
Tarama elektron mikroskoplarında en çok kullanılan görüntüler ikincil elektron ve geri saçılmış elektron görüntüleridir [59].

8.1.2.1. İkincil elektron görüntüsünde kontrast

İkincil elektron görüntüsünde kontrast, numune yüzeyinde taranan noktaların topografik konumuna ve bileşimine bağlı olarak yayınan ikincil elektronların sayısı ile belirlenir. Şekil 8.4'de yüksek hız çeliğine (HS 6-5-2) ait bir numunenin parlatılmış ve dağlanmış yüzeyinin ikincil elektron görüntüsü görülmektedir. Bu görüntüde etkin olan kontrast, topografik kontrasttır. Matrikse göre ikincil elektron yayınma verimi daha yüksek olan wolframca zengin partiküller, çok fazla fark olmasa da daha çok sayıda ikincil elektron yayarlar. Bunun sonucunda da bu partiküller matrikse göre daha açık renkte görünür. MC partikülleri ise yine matrikse göre belli bir topografi göstermekte ve koyu gri bir kontrast sağlamaktadır. Bu mikroyapı görüntüsünde hem topografik hemde materyal kontrast eldesi sağlanmıştır. Ayrıca Şekil 8.5'de görüldüğü gibi ikincil elektron algılayıcısı (sintilatör), yayınan ikincil elektronlara ek olarak geri-saçılan elektronların da bazılarını algılar. Bu da ikincil elektron görüntüsünde materyal kontrastının oluşmasının bir nedenidir.



Şekil 8.4. HS 6-5-2 numunesinde yüksek hız çeliği numunesinin ikincil elektron görüntüsü. Açık renk partiküller atom numarası Fe'e göre çok daha yüksek olan W'ca zengindir (M_6C). Koyu renk partiküller ise V'ca zengin MC karbürlerdir.



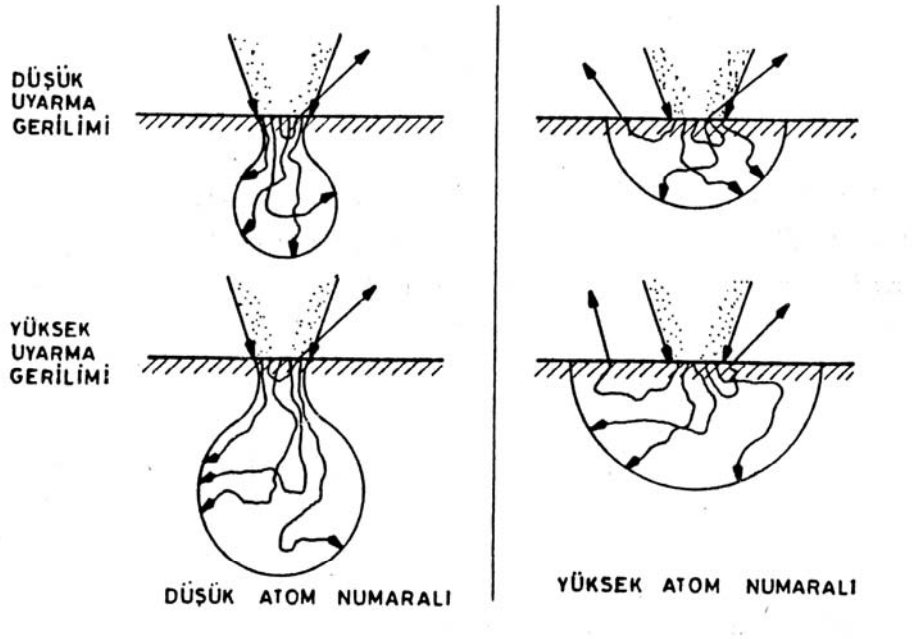
Şekil 8.5. Şematik olarak ikincil elektron algılayıcısının topladığı veriler.

İkincil elektron görüntüsünde topografik kontrastı, ikincil elektron yayınımının numune yüzeyinin eğiklik açısına göre değişmesi oluşturur.

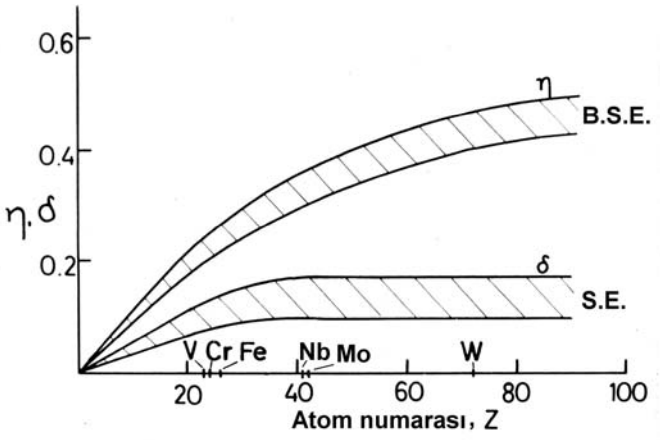
8.1.2.2. Geri saçılmış elektron görüntüsünde kontrast

Demetle gelen elektronların ne oranda geri saçılan elektron oluşturacağı etkileşim hacminin ortalama atom numarası ile uyarma gerilimine bağlıdır. Şekil 8.6'da görüldüğü gibi hafif elementlerde demet elektonları yağmur damlası şeklindeki etkileşim bölgesini oluşturarak derine inerler. Buradan geri çıkış sırasında elastik olmayan çarpışmalarla enerjilerinin azalması olasılığı yüksektir. Dolayısıyla atom numarası düşük olan elementlerde geri saçılan elektronların az bir oranı kaçabilir. Öte yandan atom numarası yüksek elementlerde etkileşim hacmi daha sığdır ve

oluşan geri saçılmış elektronlar yüzeye yakın hareket etmektedirler. Bunların yüzeyden dışarı kaçabilme olasılığı daha yüksektir. Geri saçılan elekton katsayısının atom numarası ile değişimi Şekil 8.7'de gösterilmiştir.



Şekil 8.6. Etkileşim hacminin şekil ve boyutlarının atom ağırlığı ve uyarma gerilimi ile değişimi.

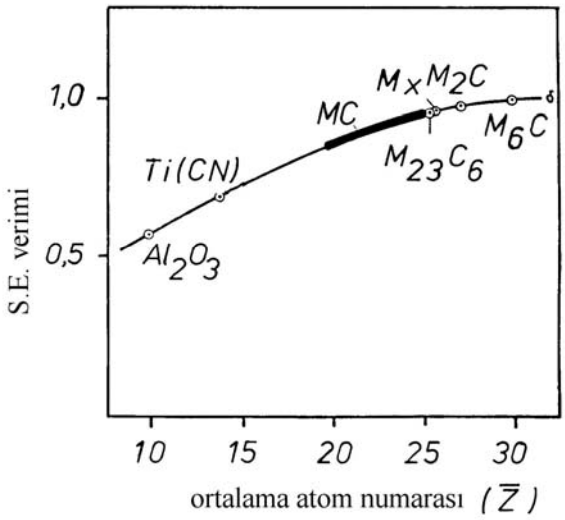


Şekil 8.7. Elementlerin atom numarasının SE ve BSE verimine etkisi [58]

Diğer koşullar sabit tutulduğunda geri saçılan elektron sayısı etkileşim hacminin atom numarasına bağlı olacak, dolayısıyla gerisaçılan elektronlar numunenin değişik bölgelerindeki bileşim farkını yansıtacaklardır.

Dağlanmamış numuneler sadece kimyasal (atom numarası) kontrast ile görüntülenebilir. Bu, geri saçılmış (backscatter) elektronlarda çok kuvvetlidir, fakat bu çalışma şeklinde geri saçılmış elektronlar oldukça yüksek derinliklerden geldiği için çözünürlük yeterli değildir. Bu yüzden, kendine özgü zayıf kimyasal kontrastına rağmen ikincil elektron (secondary electron) modu kullanılmak zorundadır.

Ikincil elektron verimi ortalama elektron yoğunluğunun bir fonksiyonudur (Şekil 8.8). Al_2O_3 ve Ti(C,N) iyi bir kontrast verirler, $M_{23}C_6$ ise yalnızca dağlanmış konumda görünür. Bu karbürler fotoemisyon elektron mikroskobunda mükemmel bir kontrastta görünürler [60]. En önemli fazlar matriks ve M_6C, MC karbürleridir. MC alaşım kompozisyonuna ve oluşum sıcaklığına bağlı olarak geniş bir kompozisyon aralığında oluşur.Atom numarası kontrastı ile MC'yi de $M_{23}C_6$ gibi matriksten ayırt etmek oldukça zordur.



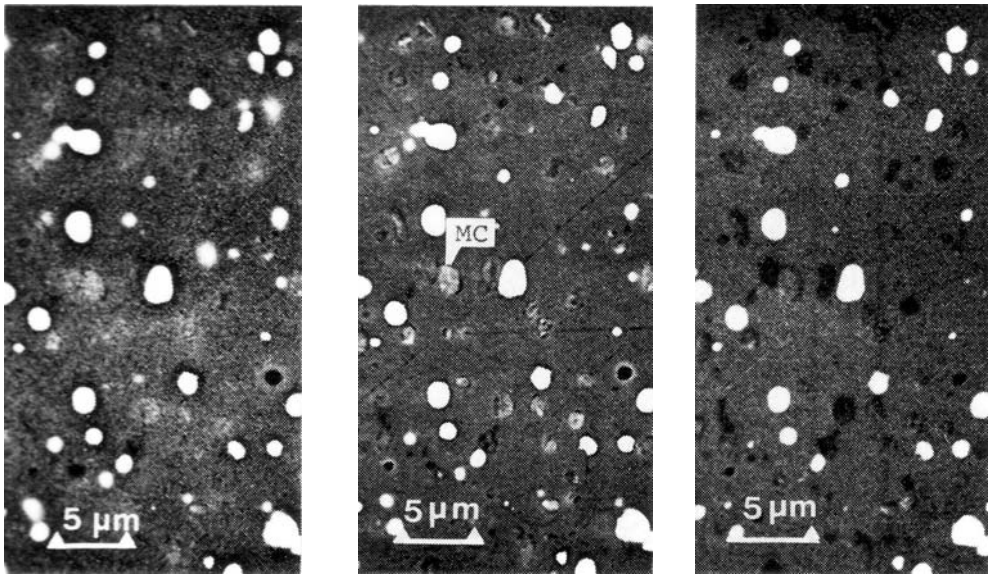
Şekil.8.8. İkincil elektron veriminin atom numarası ile ilişkisi.

Düzlemsel olmayan nesnelerin topografik kontrastı için optimize edilen normal çalışma koşullarında görüntü kalitesi problemlidir. Kontrastın zayıf olması yanında, yüzeyin bir hayli altından alınan sinyal katkısı ile partikül çevresi bulanıklaşmıştır. Bunun nedeni ikincil elektron üreten geri saçılmış elektronlardır. Partikül çevrelerinin böylelikle artması olasılığı sonucu alansal yüzdelerin de beklenenden yüksek çıkmasına neden olur. Düzlemsel yüzeylerden saçılan ikincil elektronların

düşük verimi düşük bir sinyal/gürültü oranına neden olur ve MC nin matriksinkiyle çok yakın bir gri tonunda görüntülenmesine sebep olur.

Bütün bu problemler özel SEM teknikleriyle tolere edilebilir. SEM'de hem ikincil elektron verimini artırmak hemde topografik kontrast sağlamak için numuneye belli bir miktar eğim kazandırılır. Dağlanmamış düzlemsel kısımlarda eğim yararlı bir etki oluşturmaz.

Derinden gelen sinyallerle çevre bulanıklığını azaltmak için elektron demeti voltajı mümkün olduğunca azaltılmalıdır. Şekil 8.9.a'da, 25 kV'da parlatılmış düzlemin altında bulunduğu anlaşılan 3 tane büyük MC karbürü görülmektedir. 15 kV'da bunlar büyük oranda görünmemektedir. 7 kV'da ise tamamen kaybolmuştur. Açıkça görülmektedir ki, karbürlerin gerçek alansal miktarları sadece düşük voltajlarda tespit edilebilmektedir. Örneğin 15 kV'de MC karbürlerinin alansal oranı % 8,0 iken, bu oran 35 kV'de % 15'e çıkmıştır.

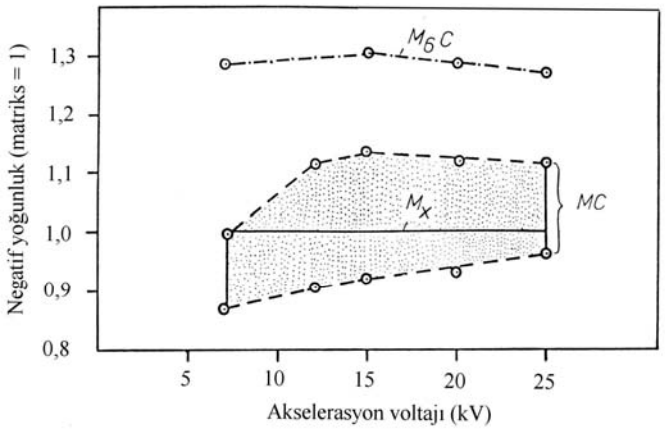


(a) 25 kV (b) 15 kV (c) 7 kV

Şekil 8.9. S 6-5-3-8 yüksek hız çeliğinde ivmelendirme voltajının görüntü kalitesine etkisi

Düşük voltajla görüntülemenin bir avantajı da matriks ve MC arasındaki kontrastı bir hayli artırmasıdır (Şekil 8.9). Bu durum Şekil 8.9'de açıkça görülebilir. Şekil 8.10'da ise bu olgu densitometre ölçümleri ile kantitatif olarak gösterilmiştir. Bu etki "indirekt ikincil elektronlar"'ın (geri saçılmış elektonlar tarafından tahrik edilen ikincil elektronlar) büyük katkısına maledilmiştir. Burada şunu unutmamak gerekir

ki geri saçılmış elektron verimi primer elektron enerjisine "direkt ikincil elektronlar"dan çok daha fazla duyarlıdır. Şekil 8.10'da MC karbürünün gri ton aralıkları, katılaşma sırasında farklı sıcaklıklarda oluşumu karakterize eden kompozisyonal farklılıkları yansıtmaktadır [60].



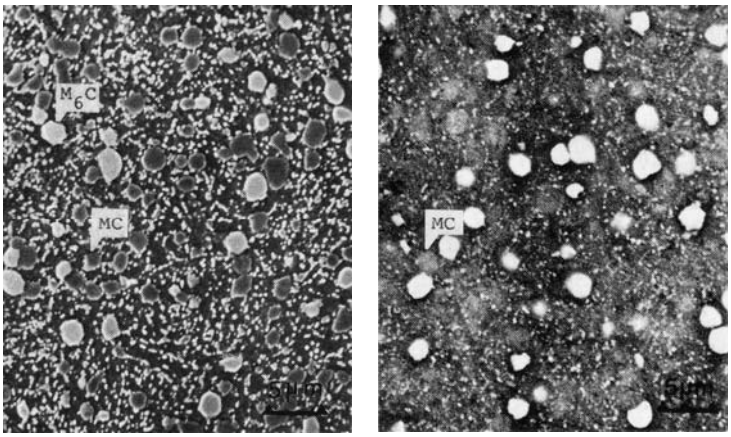
Şekil 8.10. Bir yüksek hız çeliğinde SEM negatiflerinde gri basamakların densiometrik ölçümleri, densitiseler matriks değerine norme edilmiştir.

8.2. Görüntü analizi:

Görüntü analizi tekniklerinin yüksek hız çeliklerinde uygulanması mikroyapının matematiksel tasarımı açısından yapılır. Hız çeliklerinin mikroyapısının homojen olmaması karbür boyut ve yer dağılımının büyük farklılıklar göstermesine yol açar. Karbürlerin kompozisyonu çoğunlukla değişken olmasının yanı sıra yer dağılımıda süreklilik arz etmez.

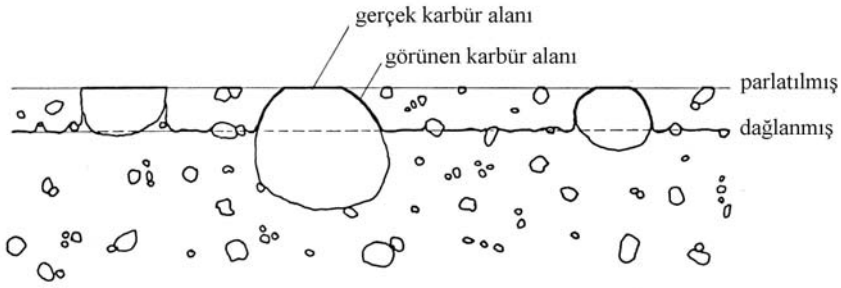
Yüksek hız çelikleri, kantitatif metalografi için çok zor nesnellerdir, çünkü masif karbürleri optik mikroskop için çok incedir ve dağılımları o kadar inhomojendir ki kesin bir sonuç almak için çok sayıda görüntü analiz edilmek zorundadır. Kim, Biss and Hosford, karbür hacim yüzdesi ölçümleri ışık mikroskobuyla gerçekleştirildiğinde çok sayıda hata oluşabileceğini göstermişleridir [60]

Şekil 8.11'a da görüldüğü gibi dağlanmış bölgelerde karbürler matriksin üstüne çıkarak mükemmel bir topografik kontrast elde edilmiştir. Fakat topografik kontrast karbür partiküllerinin görünen boyutlarını ve alan yüzdelerini çarpıtmıştır (Şekil 8.12) [60].



a) b)

Şekil 8.11. HS 12-0-5-5 (AISI T15, toz metalurjik numune) yüksek hız çeliğinin a) dağlanmış, b) dağlanmamış SEM görüntüsü. Topografik kontrast için SEM çalışma koşulları U= 25 kV; I= 8.10^{-11} A,; eğim açısı= 0°



Şekil 8.12. Dağlanmış numunelerde karbür partiküllerinde görünen yüzey alanı hatası.

SEM'de kenar ve köşelerden doğru emisyonun artması nedeniyle partikül çevreleri genişler. Örneğin optimum topografik kontrast için dağlanmış numuneler üzerinde yapılan görüntü analizinde M_6C karbürünün alansal miktarı %21.4 (standart sapma s=%2.1) bulunurken, dağlanmamış numunelerde bu oran %10.1 (standart sapma s=%1.1) bulunmuştur. Bu yüzden topografik dağlamadan kaçınılmalıdır [60].

Kantitatif-metalografi (görüntü analizi) ile gerçekleştirilen mikroyapısal analizde son elli yılda oldukça büyük ilerlemeler kaydedilmiştir. 70'li yıllarda yoğun olarak el ile yapılan bu tür analizlerde ilk otomatik görüntü analiz sistemi kullanıcıya sunulmuştur. Günümüzde otomatik sistemler değişik mikroskoplarla yaygın olarak kullanılmaktadır [61].

Mikroyapılarla çalışmada ilk olarak bir fazın, örneğin α fazının kapladığı alan rahatça belirlenebilir. Delesse prensibine göre bu alan fazın kapladığı hacime eşittir:

$$A_A^{\alpha} = \Sigma A_i^{\alpha} / A_T \quad (8.1)$$

Burada A_i^{α} : parlatılmış yüzeyde tüm α fazı alanlarının kesit alanları ve A_T : test yapılan toplam alan'dır. Glagolev prensibine göre hacim-% miktarlar test kafesindeki nokta fraksiyonu ile belirlenebilir. Burada test kafesinin mikroyapı görüntüsü üzerine herhangi bir şekilde yerleştirilmesiyle α fazına değen noktalar aşağıdaki bağıntı ile bu fazın miktarını verir:

$$V_V^{\alpha} = P_P^{\alpha} = \Sigma P_i^{\alpha} / P_T \quad (8.2)$$

Burada P_i^{α} ve P_T, A_i^{α} ve A_T ye analogtur. Parlatılmış yüzeyden elde edilen diğer bir boyut ise bir fazın ortalama kesit boyutu (intercept size) dur.

$$\bar{L}_{\alpha} = V_V^{\alpha} / N_L^{\alpha} \quad (8.3)$$

Burada N_L^{α}, bir test doğrusu tarafından kesilen tanecik sayısıdır. İnce dağılım gösteren bir matrikste (m) çökeltiler arası ortalama serbest mesafe aşağıda verilmiştir:

$$\lambda = V_V^{m} / N_L^{\alpha} \quad (8.4)$$

Bununla birlikte, fazın çevre uzunluğu veya kesit noktalarından yararlanarak bir çizgi yardımıyla spesifik yüzeyini (yüzey-hacim oranı) elde etmek mümkündür.

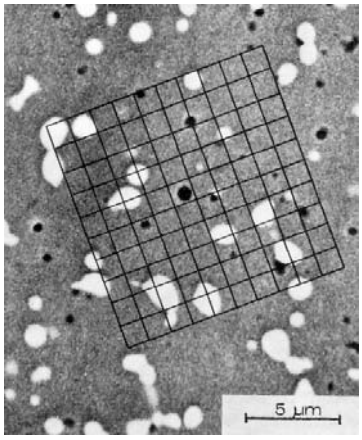
$$S_V^{\alpha} = 2 P_L^{\alpha} / V_V^{\alpha} = \frac{1}{\pi} \cdot \frac{L_A^{\alpha}}{V_V^{\alpha}} \quad (8.5)$$

Burada L_A^{α}, parlatılmış düzlemin birim alanında tüm α partiküllerinin toplam çevre uzunluğudur.

Bu ilişki aynı zamanda arafaz temas oluşum derecesini belirlemeye de yarar.

Bu ilişkilerde kullanılan data, mikroyapı üzerinde çerçeve uygulaması yapılmak suretiyle manuel olarak (Şekil 8.13) veya TV kamera prensibine dayalı otomatik

tarama sistemiyle elde edilebilir. Çok değişik türde ölçümler ticari olarak mümkündür. Manuel nokta sayımı, P_P, P_L ve N_L değerlerini verir. Otomatik tarama ise, A_A, L_A ve N_L'yi verir. Her iki tür data da V_V, S_V, λ ve $\overline{L}$'yi belirlemek için kullanılabilir [61].



Şekil 8.13. Dağlanmamış yüzeyde SEM görüntüsü, nokta sayımı için çerçeve uygulaması yapılmış.

Yukarıdaki değerler, üzerinde çalışılan düzlemsel kesitte üç boyutlu yapının özellikleri ile direkt bir ilişkiye sahiptir. Düzlemsel kesit üzerindeki ölçümlerden faydalanarak belirlenen diğer parametreler ise üç boyutlu yapı ile tek bir ilişki içerisİnde değildirler ve sadece yapının basit bir göstergesi olan "parmak izleri" olarak kullanılırlar. Bununla ilgili iyi bir örnek olarak partikül arakesitlerinin alansal yoğunluğunu (yani birim alan başına sayı) verebiliriz.

$$N_A^{\alpha} = \mathrm{N}^{\alpha}/\mathrm{A_T} \tag{8.6}$$

Buradan kesit düzlemindeki en yakın komşular arasındaki merkezden merkeze uzaklık elde edilebilir.

$$\overline{L}_2 = 1/2\sqrt{N_A} \tag{8.7}$$

Çoğu zaman birim hacim başına partikül sayısı, N_V ve uzaydaki en yakın komşu uzaklığını elde etmek arzu edilir.

$$\overline{L}_3 = 0{,}554/\sqrt[3]{N_V} \tag{8.8}$$

Maalesef, küresel (veya elipsel) partikül şekli kabullenilirse, N_V, yalnızca düzlemsel kesitlerdeki ölçümlerden tahmin edilebilir. Bu, sertleştirilmiş yüksek hız çeliklerinde geçerli bir yaklaşımdır [61].

8.3. Mikroyapısal Gelişmeler

Tüm kesici takım malzemelerini dizayn açısından üç grupta toplamak mümkündür:

- düşük miktarda (%6-15) karbür içeren yüksek hız çelikleri; bu tip ingot metalurjisi ile üretilen malzemede yüksek derecede sıcak sertleşen matriksten faydalanılır.

- orta ve yüksek seviyede karbür içeren metal-seramik kompozit malzemeler; karbür miktarı orta seviyede olan sermetlerde hala sertleşen matriks görev yaparken daha yüksek seviyede karbür içeren (maksimum % 96) sert metallerde bağlayıcı evre olarak saf metallerden yararlanılır.

- yalnız seramik evrelerin oluşturduğu saf seramik malzemeler.

Tüm bu özelliklerin eldesinde malzemenin metalurjik dizaynı ön belirleyici rolü üstlenir. Karbür, nitrür ve oksit gibi sert seramik evreler sıcak sertlik ve abraziv aşınma dayanımını sağlayarak kesme görevini üstlenirler. Tokluk ise öncelikle artan bağlayıcı metal veya matriks miktarına bağlı olarak artar. HSS alaşım dizaynında gelişmeler iki yönde olmuştur:

- alaşım elementi miktarını düşürerek takım maliyetini düşürmek; bu tip ekonomik alaşımlar özellikle düşük kesme hızlarında takım performansını etkilemez.

- alaşım elementi miktarını artırarak tokluğu düşürmeden performansı artırma; özellikle toz metalurjik yöntemlerle yapılan araştırmalar sonucu daha yüksek kesme hızları (tokluk kaybetmeden) mümkün olmuştur.

Talaşlı işlem gerçekleştiren sistem ve teçhizatlar, iş piyasasının çeşitlilik ve kısa teslim süreleri arzusu doğrultusunda gelişmiştir. Günümüzde endüstriyel üretimin hala büyük bir kısmının talaşlı işlemden geçtiği düşünüldüğünde NC ve CNC gibi tezgah otomasyonu uygulamaları ile hassas takım gereksinimlerindeki hızla artan yoğunluk anlaşılır. Amaç, seri üretimdeki en büyük maliyet faktörü olan talaşlı işlem maliyetlerini düşürmektir. Bu da işlem hızını artırmakla elde edilir. Böylece güçlü

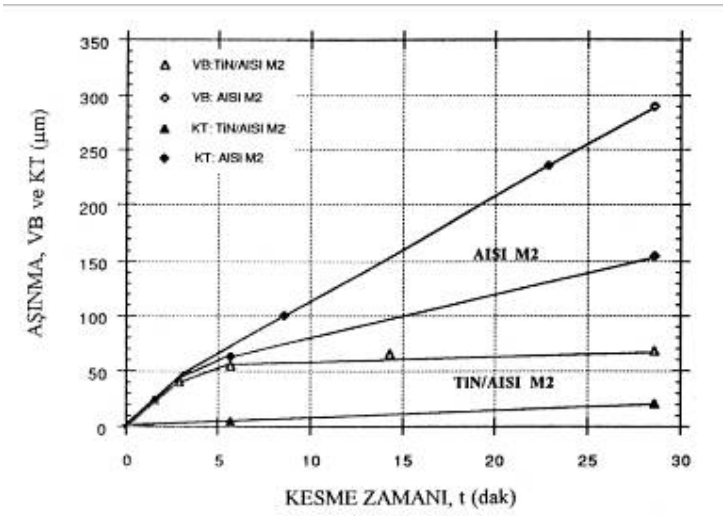
otomatize tezgahların gelişmesine paralel olarak takım üreticileri tarafından yüksek hızlarda işlem gerçekleştiren takım malzemeleri geliştirilmiştir.

Kesici takımlarda gelişme yoğun olarak seramik malzeme uygulaması (aluminyum oksit, silisyum nitrür) doğrultusunda olmuştur. Kesici takım malzemelerinin öncelikli özellikleri göz önünde tutulduğunda seramik malzemelerle yüksek aşınma dayanımları ve sıcak sertlik özellikleri elde edildiği görülür. Ancak seramik malzemelerin toklukları çok düşüktür. Bu nedenle oksit seramiklerde aluminyum oksit mikroyapısına zirkonyum oksit/titanyum karbür katkıları veya nitrür seramiklerde SiAlON uygulamaları ile metalik karakterli TiC/TiN katkıları gibi tokluk artırıcı önlemler alınmıştır. Tüm bu gelişmelere rağmen tokluk hala düşüktür; örneğin zirkonyum oksitle dönüşüm toklaştırılmış aluminyum oksit 750 MPa seviyesinde tokluk (eğme mukavemeti) değerine sahipken HSS'ler ortalama 5000-5500 MPa seviyesinde tokluk değerlerine erişir. Bu nedenle yüksek güçlü seramik malzemeler, özellikle tokluk gerektiren süreksiz (darbeli) kesme işlemlerinde kullanılamaz. Kesici takımlarda tokluk, sertmetal ve sermet gibi seramik-metal tipi kompozitler üzerinden yüksek hız çeliklerine doğru artar, ancak paralel olarak kesme gücü düşer.

Bu tip takım malzemelerine yüksek güç kazandırma çalışmaları, takımların seramik katmanlarla kaplanmasını beraberinde getirmiştir. CVD ve PVD yöntemleriyle gerçekleştirilen seramik kaplamalar bir yandan yüksek güç uygulaması için gerekli aşınma dayanımını ve sıcak sertliği sağlarken öte yandan katman inceliğine bağlı olarak taşıyıcı malzemeden tokluk kazanırlar. HSS takımlarda ortalama 4 μm kalınlığında yapılan TiN (ve kısmen TiAlN) tipi tek katmanlı kaplamalar pratikte yoğun olarak uygulanır.

Şekil 8.14'de kesme sürecinde takımda oluşan aşınmanın gelişmesi, hem kaplamasız hem de TiN kaplamalı HSS takımlar için gösterilmiştir. Ölçülen serbest yüzey aşınması (VB) ve talaş yüzeyi aşınması (KT), kaplamalı takımların genelde oldukça yavaş ve düşük seviyede aşındığını göstermiştir. Kesme başlangıcında yüksek basma ve kayma gerilmeleri sonucu her iki takım için 1. aşınma zonunda (hızlı aşınma bölgesi) oluşan hızlı aşınma sonrası kaplamasız takımın 2. aşınma zonunda (kararlı aşınma bölgesi) hala kuvvetlice aşındığı, ancak kaplamalı takımın aşınmasının son

derece yavaş olarak gerçekleştiği görülür [62].



Şekil 8.14. Kesme sürecinde kaplamasız ve kaplamalı takımlarda aşınma gelişmesi.

Ancak gelecekte de kaplamanın yapıldığı taşıyıcı malzeme özelliği, örneğin sertlik bu tip kompozit malzeme özelliğini büyük ölçüde etkileyecektir. Ayrıca kaplamanın aşınması sonucu takım malzemesi özellikleri tekrar devreye girer. Bu da yüksek hız çeliğinde alaşımının rolünün kaplama sonrası da tamamen sürdüğünü gösterir [50].

9. PRATİK ÇALIŞMA: MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLER İLİŞKİSİ

Bu çalışmada yoğun bir deneysel çalışma gerçekleştirilmesi gerekmiştir. Böylece bir yandan yeni tür deneysel geliştirilen bir alaşımda mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları geniş tutulmuştur. Öte yandan geliştirilen malzeme bir kesici takım malzemesi olması nedeniyle özellikler saptamasının yanısıra 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 gerçekleşebilen faz türleri, miktarları, şekil, 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 görüntülemede öncelikle Zeiss marka Axiotech 100 model ışık mikroskobu (IM) ile çalışılmış ve kontrast oluşumu için değişik dağlama teknikleri kullanılmıştır. Burada nital, dağlama kaplaması ve sputterlama ile çalışılmıştır. Ayrıca ışık mikroskobunda aydınlık alan tekniğinin yanısıra diferansiyel enterferans kontrastı (DIC) devreye sokularak fazlararası daha yüksek aydınlık farkı eldesine çalışılmıştır. Malzeme sertliği HRc ve HV teknikleriyle ölçülmüştür. Mikroyapısal ölçümlerde Fischerscope marka H 100 model mikrosertlik (HV0.1) 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 ile karşılaştırılmış ve böylece katılaşma hızı yaklaşık olarak belirlenmiştir.

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

Faz miktarlarının belirlenmesinde Leica marka Quantimet 501 model görüntü analizöründe kantitatif-metalografik analiz (görüntü analizi) tekniği ile çalışılmıştır. Uygulamada oldukça değişik ayraç ve tekniklerle çalışılmıştır.

Kesici takım malzemesinin kesme ve aşınma davranışının belirlenmesinde Tezsan marka 1972 model torna tezgahı ile kesme testleri gerçekleştirilmiştir. Çalışmada sürekli kesme koşullarında soğutma sıvılı kesim yapılmıştır. İş parçası malzemesi olarak AISI 1040, AISI 1050, AISI 4140 hem de ıslahsız (190-210 HB) hem de ıslah edilmiş (290-310 HB) konumda işlenmiştir. Takım malzemesi olarak 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 0.13-0.18 mm/s (ilerleme; mm/s) ölçüleri arasında değişmektedir.

Aşınma testlerinde değişik kesme hızlarında nihai harabiyete 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 görüntülenmiş ve serbest yüzey aşınması (VB) ölçülmüştür. Böylece yine karşılaştırmalı olarak aşınma eğrileri elde edilmiştir.

Daha sonra Microphotonics firmasının pin-on-disk tipi aşınma techizatında karşılaştırmalı olarak sürtünme katsayıları belirlenmiştir.

9.1. MİKROYAPISAL KARAKTERİZASYON

9.1.1. Numune hazırlama

Bu çalışmada deney sonuçlarının güvenilirliğini arttırmak ve standart numunelerle deneysel alaşımlar arasında bir kıyas yapabilmek amacıyla oldukça fazla bir numune yoğunluğuyla çalışılmış ve bütün bu işlemler Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

Numune büyüklüğü elle tutulabilecek derecede büyükse kalıplanma gereksinimi yoktur. Fakat boyut olarak ve kalınlık olarak çok küçük olan numuneler zımparalama kademesinden önce kalıplanmalıdır. Bu doğrultuda özellikle aşınma ölçümlerinde kullanılan numuneler krater derinliklerinin ölçülebilmesi için yandan kesitlerinin hazırlanması amacıyla ilk olarak kalıplanmış ve daha sonra zımparalama kademeleriyle istenen kesite indirgenmiştir.

Numune hazırlama işlemleri numunenin yüzey pürüzlülüğü doğrultusuında ya direkt olarak kaba zımparalama ile yada zımparalamadan önce bir taşlama operasyonuna tabi tutulmak suretiyle başlamıştır.

Taşlama diski yaklaşık olarak 60 mesh boyunda SiC aşındırıcı zımparanın yaptığı işlemi yapmakta olup taşlama işlemi sırasında çok hassas olarak çalışılması zorunludur. Özelikle aşınma ölçümlerinde kullanılan numunelerin hazırlanması sırasında kesici köşenin deforme olmaması, hasara uğramaması için ve numunenin aşırı ısınması nedeniyle taşlama işleminde özenle çalışılmaya gayret edilmiştir.

Zımparalama basamağı ilk olarak kaba zımparalama ile başlar. Yüksek hız çeliklerinin yüksek sertliği, zımparalama sırasında diğer metal alaşımlarına oranla daha fazla güç harcanmasını gerektirmektedir.

Zımparalamada genellikle şu sıra takip edilmiştir: 320, 600, 1000 mesh boyutlarındaki zımparalar ile zımparalama ve 3 μm'luk elmas pasta ile parlatma işlemi.

Başarılı bir karakterizasyon ve mikroyapısal analiz için kusursuz bir metalografi şarttır. Numune yüzeyinde kalacak ufak bir çizik bile mikroyapıda olmazsa olmaz bir

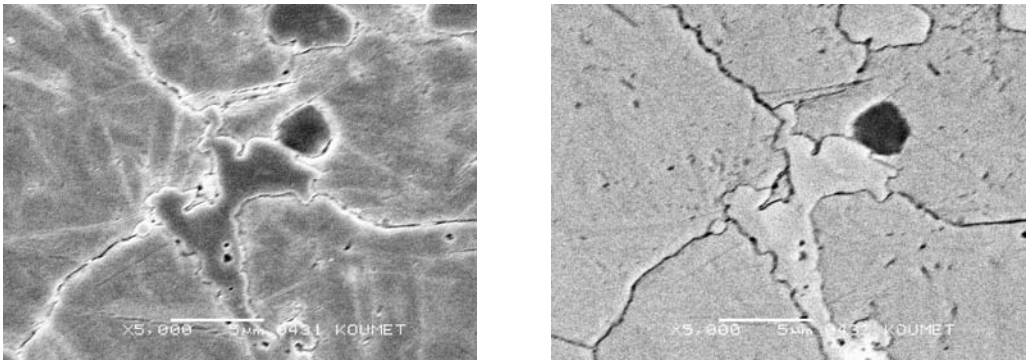
detayı görmemize mani olabilir. Bu yüzden bütün numunelerin hazırlanmasında azami özen gösterilmeye çalışılmıştır.

Metalografik olarak istenen parlaklığa getirilen numuneye arzulanan kontrastlama tekniği doğrultusunda çok çeşitli ayraç ve teknikler uygulanmıştır.

Çalışma süresince kullanılan ayraçlar %3'lük nital ve 20 ml NaOH (%25) ve 15 ml H_2O_2 karışımından oluşan selektif dağlama (dağlama kaplaması) ayracıdır. Bunun yanında sputter kaplama tekniği kullanılarak yüksek hız çeliklerinin enteresan ve dikkat çekici mikroyapıları tüm detaylarıyla görüntülenmeye çalışılmıştır.

9.1.2. Uygulama örnekleri: MC ve M_6C karbürlerinin kontrastlanması

Şekil 9.1'de bölüm laboratuarımızda hazırlanan HS1-4-2-3+2Nb deneysel çeliğinde bulunan primer karbürlerin SE ve BSE kontrastı ile çekilmiş mikroyapı görüntüleri görülmektedir.

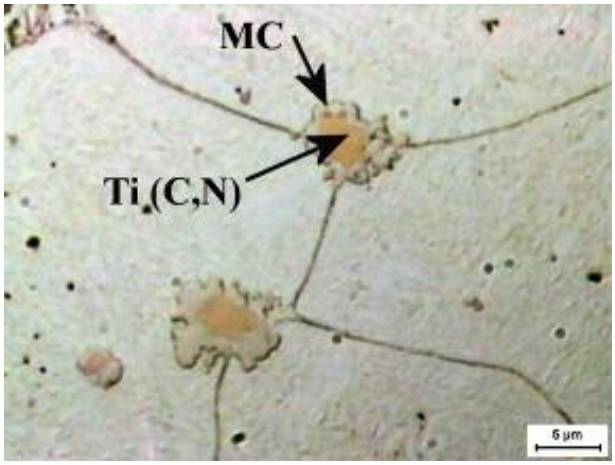


a) SE b) BSE

Şekil 9.1. HS 1-4-2-3 + 2Nb çeliğine ait primer MC karbürü görüntüleri.

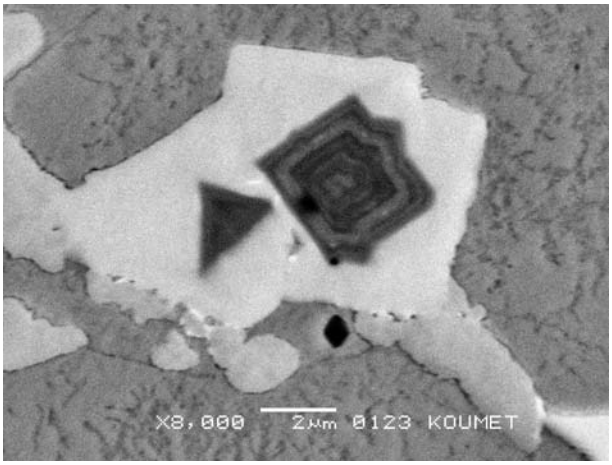
Şekil 9.1.a'da görüldüğü gibi iki parçacıktan oluşan primer MC karbürünün parçacıkları arasında herhangi bir topografi farkı olmadığından dolayı bu karbür sanki tek bir parçacıktan oluşuyormuş gibi görülmektedir. Oysa BSE kontrastı ile görüntülenen mikroyapıya baktığımızda aslında bu karbürün büyüme morfolojisine bağlı olarak Nb ve V'ca zengin iki farklı MC karbüründen oluştuğu açıkça görülmektedir. Koyu kontrasttaki karbür V-ca zengin MC, açık kontrastla görülen karbür ise Nb-ca zengin MC karbürüdür.

Şekil 9.2'de görülen tipik iri MC karbürleri vanadyumca zengin kaba bir küp şeklindeki MC partikülünün içinde oldukça iyi gözlemlenebilen küp şekline sahip bir çekirdek gözlenebilmektedir. Bu, şekliyle ve sarımtırak rengi ile Ti(C,N) tipi bir katı çözeltiyi akla getirmektedir.



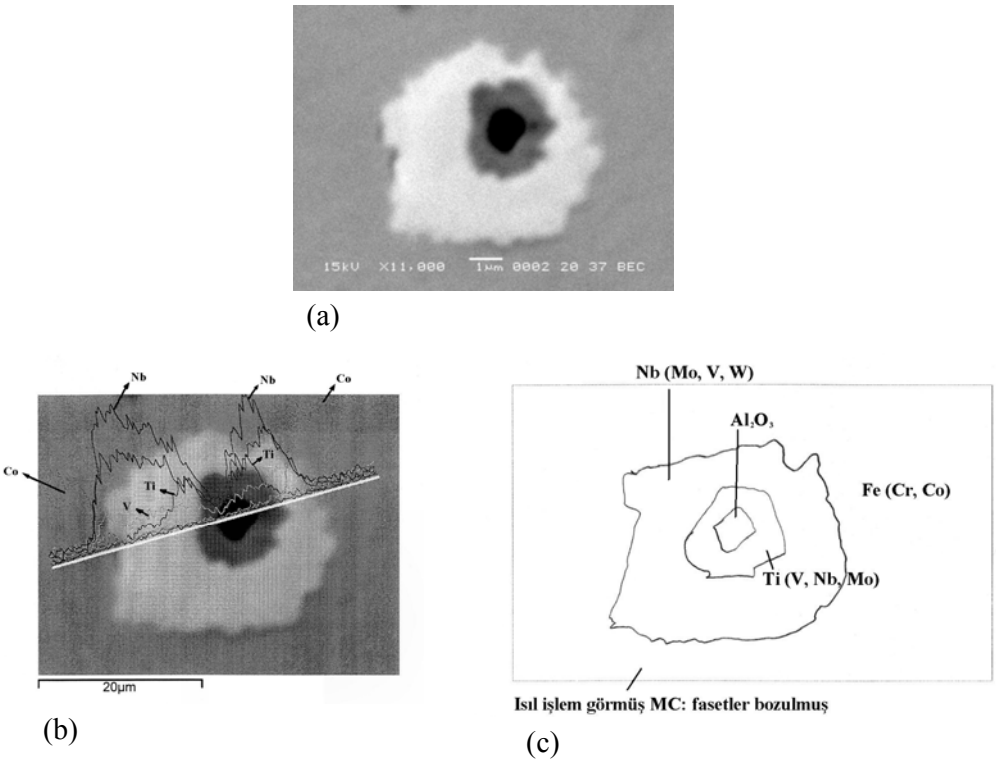
Şekil 9.2. HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşımında görülen MC yapısı

Şekil 9.3 ve 9.4'de primer MC karbürünün çekirdeklenmesi hakkında bir görüş belirtebilmek amacıyla SEM görüntüleri sunulmuştur. Şekil 9.3'de niobyumca zengin heterojen çekirdeklenmiş bir MC karbürü görülmektedir. Görüldüğü gibi karbürde iki adet çekirdeklenme yöresi mevcuttur. İçiçe çoklu bir şekilde çekirdeklenmenin mevcut olduğu yöre oldukça dikkat çekicidir.

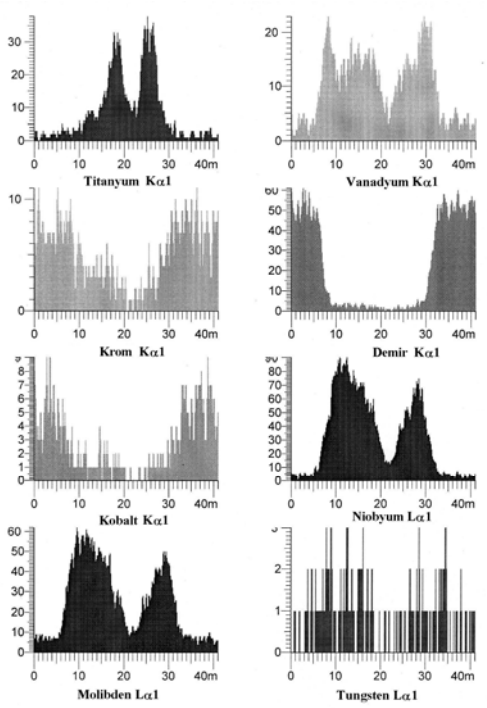


Şekil 9.3. BSE kontrastı ile alınmış primer MC karbürü yapısı.

Şekil 9.4'de yine niobyumca zengin bir MC karbürünün EDX analizi ölçümü yapılarak çekirdeklenme teorisiyle ilişki kurulmaya çalışılmıştır. b şıkkındaki görüntüde yapılan çizgisel EDX analizinde ölçüm karakteristiği açıkça görülmektedir. c şıkkında ise ölçülen elementel piklerden yola çıkılarak şematik bir MC karbürü çizilmiştir. Görüldüğü gibi merkezde bir Al_2O_3 partikülünün etrafında Ti-ca zengin bir faz (muhtemelen TiCN) ve üstünde niobyumca zengin MC karbürü görülmektedir. Burada çoklu bir heterojen çekirdeklenme gerçekleşmiştir. Bilindiği gibi heterojen çekirdeklenme her koşulda avantajlıdır. MC karbürünün oluşumu için gerekli serbest enerjiyi düşürerek oluşum kolaylaştırılır. Bu karbürde dikkat çeken bir başka husus da MC karbürü kenarlarının boğumlu görünümüdür. Buradan yola çıkarak ısıl işlem karakteristiği ile elementel difuzyon başlamış ve MC içi kristal segregasyonu oluşarak MC fasetleri bozunmaya başlamıştır. d şıkkında ise karbürü oluşturan element pikleri gösterilmiştir.



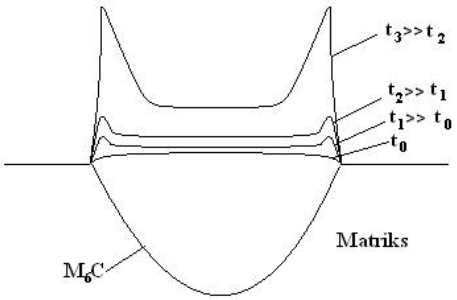
Şekil 9.4. Bir primer MC karbürünün EDX analizi.



(d)

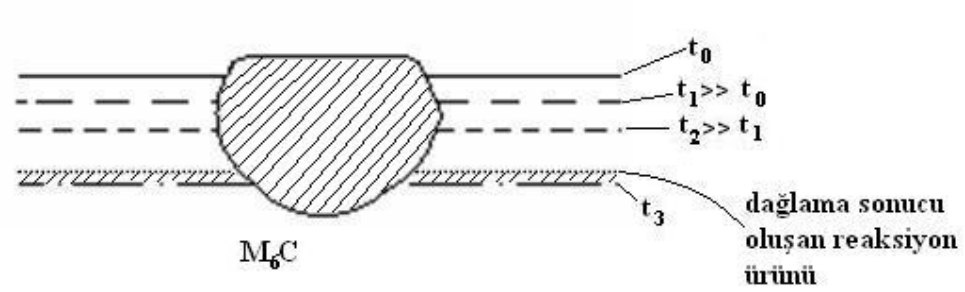
Şekil 9.4. (Devamı) Bir primer MC karbürünün EDX analizi.

Nital ile dağlama sonucu karbürlerin eşdeğer küresel çap ve alansal yüzdeleri hakkındaki yanlış izlenimlerinden kaçınmak amacıyla bütün kontrastlama mekanizmalarında selektif kaplama (dağlama kaplaması) yöntemine başvurulmuştur. Selektif kaplama 20 ml NaOH (%25'lik) ve 15 ml H_2O_2'nin karışımından oluşmaktadır [63]. Selektif kaplama numuneye 30-60 sn arasında uygulanmıştır. Şekil 9.5'da selektif kaplama ile elde edilen karbür yapısının kesiti şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi M_6C karbürü zamanla kaplanmakta ve yapıda oldukça belirgin hale gelmektedir; görüldüğü gibi bu tür bir dağlama kaplamasının faz miktarına etkisi bulunmamaktadır. MC karbürleri ise bu dağlayıcıdan etkilenmemektedir.



Şekil 9.5. Selektif dağlama ile dağlama sonucu karbür yüzeyinde meydana gelen değişiklik.

Şekil 9.6'da ise nital ile dağlanmış bir numunede dağlama sonucu karbür yüzeyinde meydana gelen değişiklik görülmektedir.



Şekil 9.6. Nital ile dağlama sonucu karbür yüzeyinde meydana gelen değişiklik.

Şekil 9.7'de ise selektif dağlama ve nital ile dağlanan numunelere ait mikroyapılarda farklı M_6C kontrastları görülmektedir.

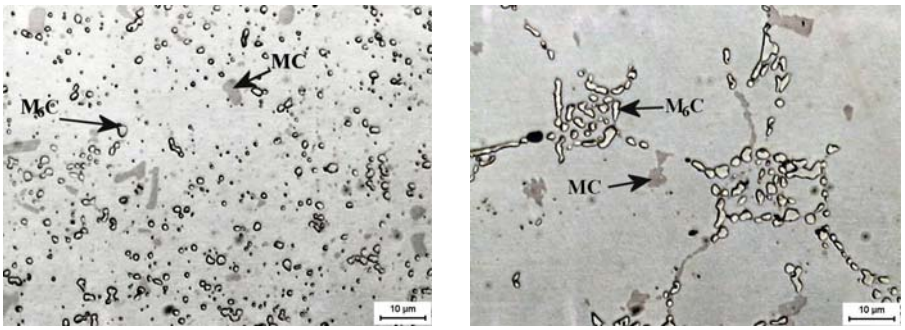


Şekil 9.7. (a) Selektif dağlayıcı ve (b) nital ile dağlanarak hazırlanan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb alaşımına ait mikroyapı görüntüleri.

9.1.3. Karbür boyutlarının belirlenmesi

İnterdenritik bölgelerde oluşan faz yapıları olan karbürler alaşımın kompozisyonu ve soğuma hızı doğrultusunda çok farklı boyutlara sahip olabilmekte ve oldukça geniş bir boyut aralığında oluşabilmektedir. Elbette karbür boyutları da malzemenin nihai özellikleri üzerinde oldukça önemli etkiler yaratmaktadır. Bu amaçla karbür boyutlarının belirlenmesi amaçlanmış ve ölçümler sırasında hataları minimize etmek içinde farklı alet ve ekipmanlar kullanılarak farklı kontrast mekanizmalarıyla ölçümler tekrarlanmıştır. Ölçümler HS 6-5-2 ve deneysel çelik HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb numunelerini kapsamaktadır.

Şekil 9.8'de zımparalanmış, parlatılmış ve selektif dağlama uygulanmış iki farklı numunenin optik mikroskopta aydınlık alan kontrastıyla elde edilen 10'ar adet görüntülerinden birer örnek sunulmuştur. Bu mikroyapılardan yararlanılarak yapılan ölçümlerde elde edilen M_6C karbürü boyutlarına ait sayısal veriler Tablo 9.1 a'da, istatiksel veriler Tablo 9.1 b'de ve ilgili diyagram Şekil 9.9'da görülmektedir. Görüldüğü gibi HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb alaşımındaki M_6C boyutları, östenitleştirmede ergime sınırına daha yakın çalışıldığı için daha kabadır.



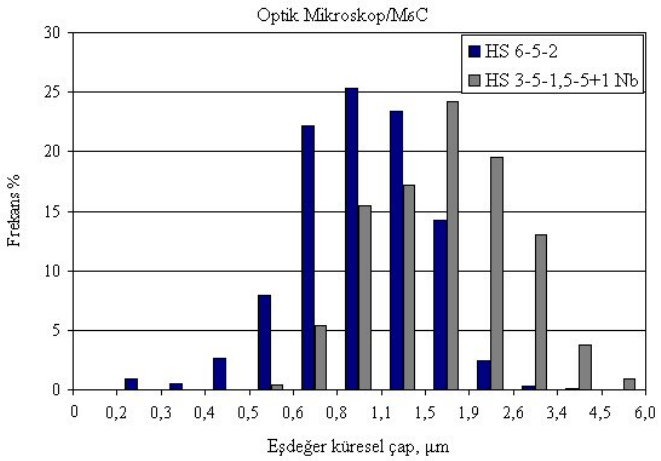
a) HS 6-5-2 b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb

Şekil 9.8. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb.

Tablo 9.1. (a) Optik mikroskopta gerçekleştirilen görüntüleme analizinde M_6C karbür boyutlarına ait sayısal değerler (b) Optik mikroskopta gerçekleştirilen görüntüleme analizinde M_6C karbür boyutlarına ait istatistiksel veriler

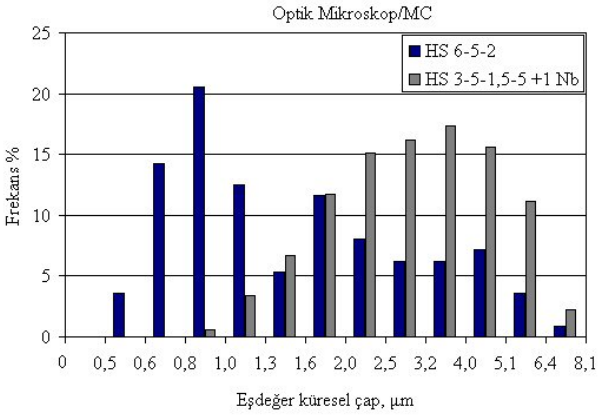
(a)						
Kademe	**Karbürlerin eşdeğer küresel çapı,µm**		**S 6-5-2**	**S 3-5-1,5-5-1 Nb**	**S 6-5-2**	**S 3-5-1,5-5-1 Nb**
			Frekans	**Frekans**	**Frekans %**	**Frekans %**
1	0,0	0,2	0	0	0,00	0,00
2	0,2	0,3	7	0	0,90	0,00
3	0,3	0,4	4	0	0,50	0,00
4	0,4	0,5	20	0	2,60	0,00
5	0,5	0,6	61	3	7,90	0,40
6	0,6	0,8	171	40	22,20	5,40
7	0,8	1,1	195	115	25,30	15,50
8	1,1	1,5	180	128	23,40	17,20
9	1,5	1,9	110	180	14,30	24,20
10	1,9	2,6	19	145	2,50	19,50
11	2,6	3,4	2	97	0,30	13,10
12	3,4	4,5	1	28	0,10	3,80
13	4,5	6	0	7	0,00	0,90
Toplam			770	743	100	100

(b) M_6C karbürünün eşdeğer küresel çapı, µm			
HS 6-5-2		**HS 3-5-1.5-5+1 Nb**	
Ortalama	1,06±0,43	Ortalama	1,83±0,84
Minimum	0,20	Minimum	0,56
Maksimum	4,35	Maksimum	5,76
Mod	0,93	Mod	0,81
Medyan	1,00	Medyan	1,69



Şekil 9.9. Optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları.

Şekil 9.10'da ise Şekil 9.8'deki mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak gerçekleştirlen MC karbür boyutu ölçüm verileri görülmektedir. MC karbürü boyutları görüldüğü gibi HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşımında HS 6-5-2'ye kıyasla çok daha kabadır. Bunun nedeni ise hem alaşımlama, hem de ısıl işlemde yatmaktadır.



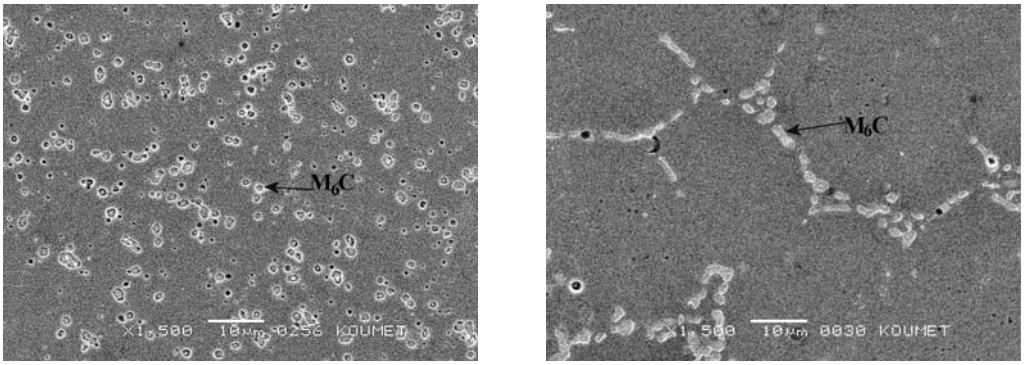
(a)

(b) MC karbürünün eşdeğer küresel çapı, µm			
HS 6-5-2		**HS 3-5-1,5-5+1 Nb**	
Ortalama	1,88±1,38	Ortalama	3,25±1,44
Minimum	0,53	Minimum	0,90
Maksimum	6,72	Maksimum	8,02
Mod	0,98	Mod	1,75
Medyan	1,27	Medyan	3,02

Şekil 9.10. (a) Optik mikroskop (aydınlık alan kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış MC karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler.

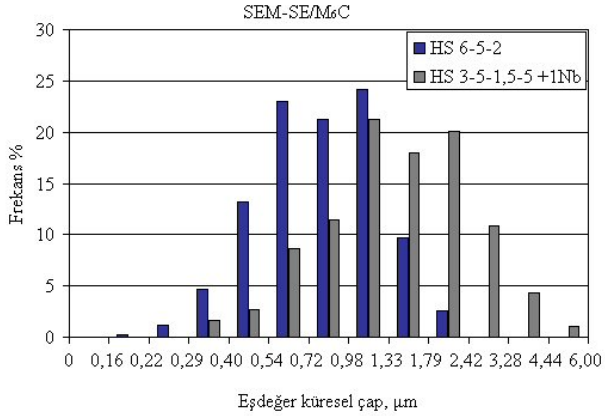
Görüldüğü gibi HS 6-5-2 çeliği bimodal bir dağılım sunmaktadır. Bu dağılımda 1 μm boyutun altında bulunan ilk maksimum M_2C ayrışması sonucu oluşan ince MC karbürleri sonucu oluşmaktadır. Primer ötektik MC karbürleri ikinci maksimumu oluşturmaktadır. Burada görünen maksimum 2 μm'nin altındadır. Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinde M_2C ayrışması sonucu oluşan MC karbürleri oldukça incedir ve görüntü analizi ile sayılması mümkün değildir. Bu nedenle MC karbür boyutu dağılımında elde edilen tek maksimum 4 μm'nin altındadır.

Optik mikroskobun ardından tarama elektron mikroskobunda ikincil elektron (SE) kontrastıyla çalışılmış görüntüler üzerinde karbür boyut ölçümleri gerçekleştirilmiştir. İkincil elektronlarla alınan görüntülerde yanızca M_6C karbürleri görülmektedir. Bunun nedeni mikroyapı içerisinde selektif kaplamanın sadece M_6C'yi etkilemesi ve bu sayede M_6C çevresinde oluşan topografi doğrultusunda oldukça kuvvetli ikincil elektron verimi sağlanmış olmasıdır. MC karbürleri ise kaplamadan etkilenmemiş ve bu nedenle yeterli kontrast eldesi sağlanamamıştır. Bu nedenle de bu kontrast mekanizmasıyla alaşımların sadece M_6C karbür boyutları üzerinde bir kıyaslamaya gidilmiştir. Şekil 9.11 (a) ve (b)'de karbür boyutları ölçülen mununelerin 10'ar adet görüntülerinden birer tanesi görülmektedir. Şekil 9.12'de ise bu ölçüm neticesinde elde edilen karbür boyutları ve bu boyutlara ait istatiksel değerler görülmektedir. Bu kontrastda da optik mikroskopta olduğu gibi deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb alaşımının M_6C karbür boyutları diğer çeliğe göre daha büyük çıkmıştır.



(a) HS 6-5-2 (b)HS 3-5-1,5-5+1 Nb

Şekil 9.11. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere SEM (ikincil elektron kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb.

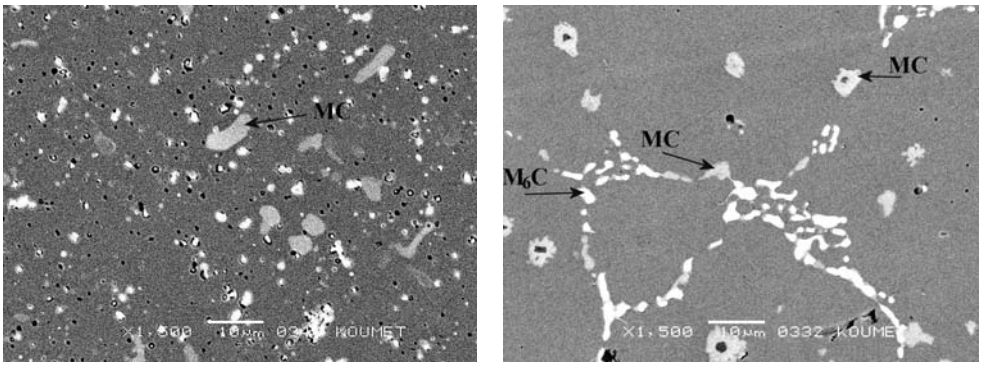


(a)

(b) M_6C karbürünün eşdeğer küresel çapı, µm			
HS 6-5-2		**HS 3-5-1,5-5+1 Nb**	
Ortalama	0,88±0,38	Ortalama	1,65±0,92
Minimum	0,17	Minimum	0,31
Maksimum	2,25	Maksimum	5,94
Mod	0,70	Mod	0,69
Medyan	0,80	Medyan	1,41

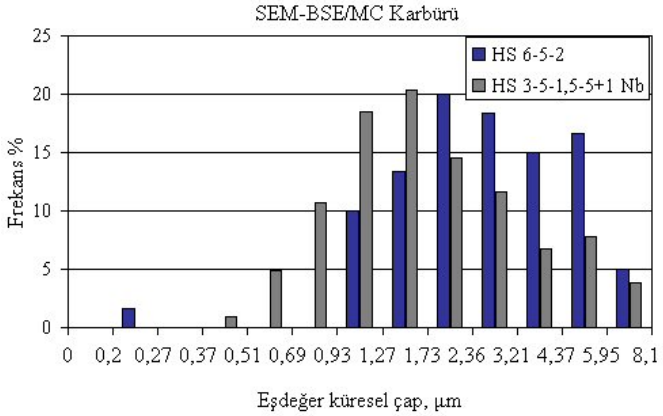
Şekil 9.12. (a) SEM (ikincil elektron kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler.

Şekil 9.13'de BSE kontrastıyla alınmış ve görüntü analizinde kullanılmış mikroyapı görüntüleri görülmektedir. Şekil 9.14'de ise bu mikroyapılardan yararlanılarak yapılan görüntü analizi sonuçları görülmektedir.



(a) HS 6-5-2 (b) HS 3-5-1,5-5 +1Nb

Şekil 9.13. Görüntü analizinde yararlanılmak üzere SEM (BSE kontrastı) ile alınmış mikroyapı görüntüleri (a) HS 6-5-2, (b) HS 3-5-1,5-5+1 Nb.

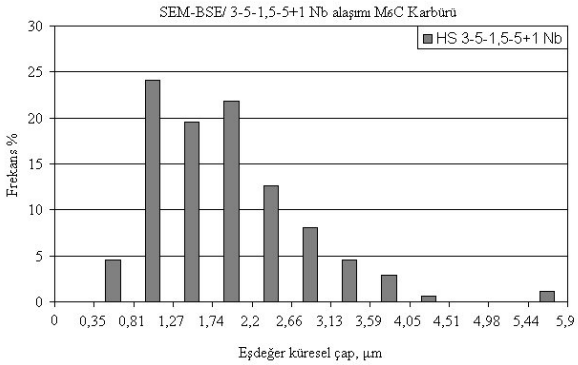


(a)

(b) MC karbürünün eşdeğer küresel çapı, µm			
HS 6-5-2		**HS 3-5-1,5-5+1 Nb**	
Ortalama	2,94±1,52	Ortalama	2,17±1,53
Minimum	0,23	Minimum	0,49
Maksimum	6,52	Maksimum	8,01
Mod	1,24	Mod	1,22
Medyan	2,60	Medyan	1,54

Şekil 9.14. (a) SEM (BSE) ile alınmış mikroyapı görüntülerinden yararlanılarak ölçümü yapılmış MC karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler.

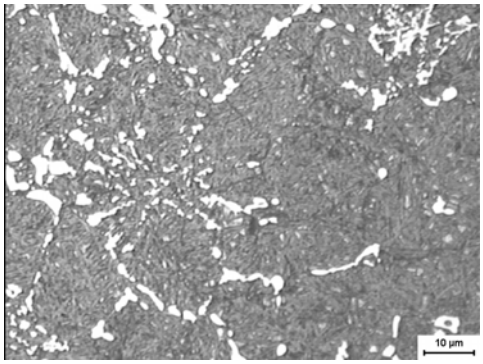
Şekil 9.15'de ise SEM'de BSE kontrastıyla HS 6-5-2 çeliğindeki M_6C karbürleri ayırt edilemediğinden dolayı yalnızca deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb çeliğine ait ölçüm sonuçları gösterilmiştir. Ölçümde Şekil 9.22 b'deki mikroyapı görüntüsünden yararlanılmıştır.



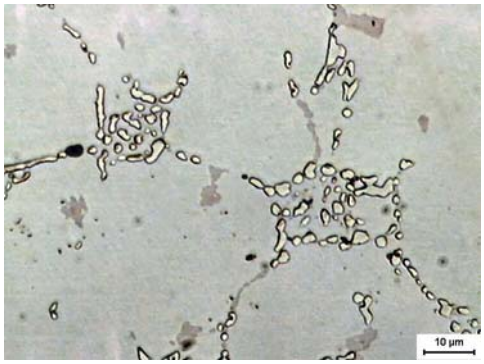
M_6C karbürünün eşdeğer küresel çapı, µm	
Ortalama	1,91±0,90
Minimum	0,39
Maksimum	5,85
Mod	1,26
Medyan	1,78

Şekil 9.15. (a) HS 3-5-1,5-5 + 1Nb çeliğinin SEM (BSE) ile alınmış mikroyapı görüntüsünden yararlanılarak ölçümü yapılmış M_6C karbürü boyutları, (b) bu ölçüme ait istatiksel değerler

Şekil 9.16'da ise iki farklı kalıp kullanılarak dökümü yapılmış olan deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb çeliğinde toplam karbür ($MC+M_6C$) miktarının ölçülmesinde yararlanılan mikroyapı görüntüleri sunulmuştur. Şekil 9.17'de ise bu ölçümlerin sonuçları değerlendirilmiştir.

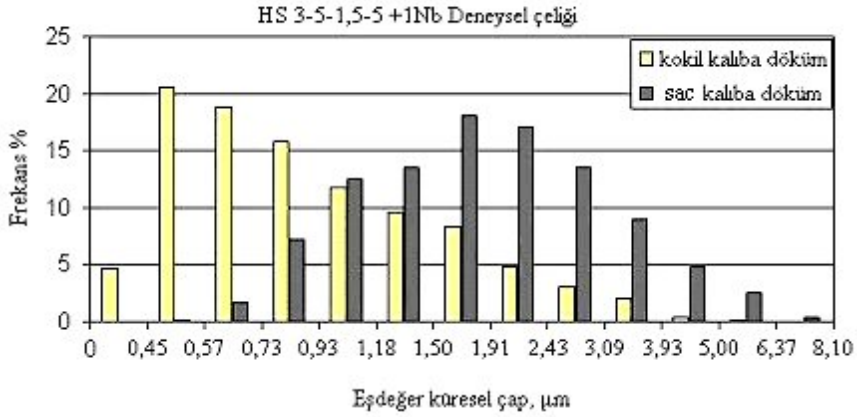


(a) HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Kokil Kalıba Döküm)



(b) HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Sac Kalıba Döküm)

Şekil 9.16. Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen ve görüntü analizinde kullanılan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait mikroyapı görüntüleri.



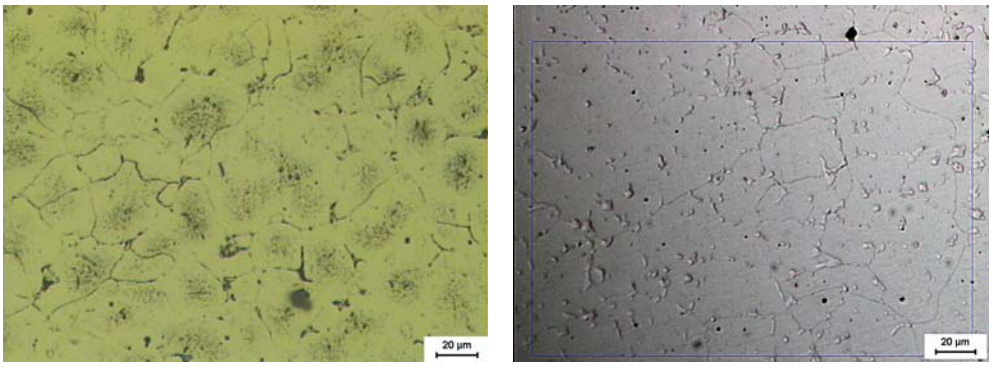
(a)

(b)Toplam ($MC+M_6C$) karbür eşdeğer küresel çapı, µm			
HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Kokil Döküm)		**HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Sac kalıba Döküm)**	
Ortalama	1,32 ± 1,04	Ortalama	2,10 ± 1,13
Minimum	0,45	Minimum	0,56
Maksimum	7,77	Maksimum	8,02
Mod	0,45	Mod	0,81
Medyan	0,97	Medyan	1,84

Şekil 9.17. Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşmının toplam karbür ölçümüne ait görüntü analizi eldesi.

Şekil 9.17'da da görüldüğü gibi kum destekli sac kalıba dökümü yapılan deneysel çelikteki toplam karbür boyutları, kokil kalıba dökülen deneysel çeliktekine oranla daha düşük soğuma hızı doğrultusunda çok daha büyüktür.

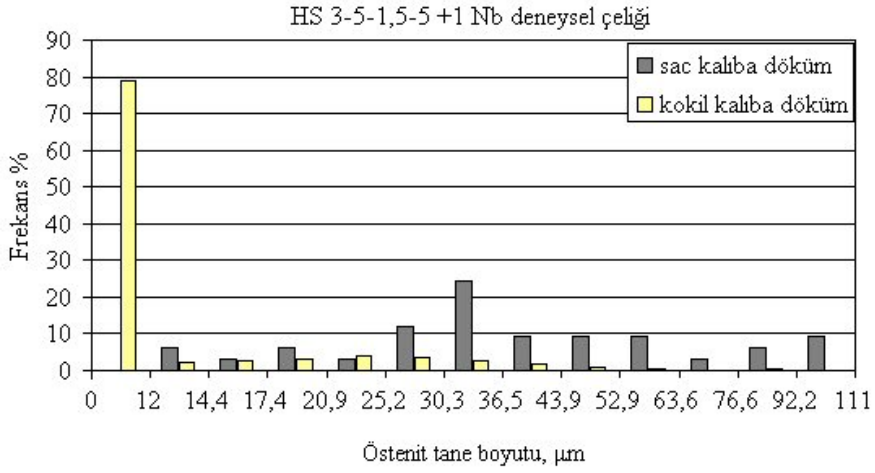
Şekil 9.18'de yine bir önceki şekilde olduğu gibi iki farklı kalıba dökülen deneysel HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb alaşımına ait östenit tane boyutu ölçümünde kullanılan mikroyapılar ve Şekil 9.19'da de bu ölçümden elde edilen sonuçlar gösterilmiştir.



(a) HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Kokil Kalıba Döküm)

(b) HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (Sac Kalıba Döküm)

Şekil 9.18**.** Kokil ve sac kalıba döküm yöntemiyle üretilen ve östenit tane boyutu ölçümünde kullanılan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait mikroyapı görüntüleri.



Şekil 9.19. Östenit tane boyutu ölçümünden elde eidlen sonuçlar.

Görüldüğü gibi kokil kalıba yapılan dökümdeki östenit tane boyutu oldukça incedir. Sac kalıba dökümü yapılan alaşımdaki östenit tane boyutları ise kokil kalıptakine oranla çok daha kabadır. Ancak pratikte bu kaba tane boyutları normalde istenen boyut değerlerine karşılık gelmektedir.

Tablo 9.2'de ise görüntü analizinde kullanılan çeşitli kontrastlama yöntemleri ve elde edilen karbür miktarları (hacim %) verilmiştir.

Tablo 9.2. Görüntü analizinde kullanılan çeşitli kontrastlama yöntemleri ve elde edilen karbür miktarları.

Görüntüleme yöntemi	Numune türü	Karbür tipi	Karbür miktarı (hacım-%)
Işık Mikroskobu	HS 6-5-2	M_6C	5,70 ± 1,66
Işık Mikroskobu	HS3-5-1,5+1 Nb	M_6C	4,15 ± 1,40
Işık Mikroskobu	HS 6-5-2	MC	3,42 ± 1,84
Işık Mikroskobu	HS3-5-1,5 +1 Nb	MC	3,17 ± 0,99
SEM (SE ile)	HS 6-5-2	M_6C	4,67 ± 0,84
SEM (SE ile)	HS3-5-1,5 +1 Nb	M_6C	3,85 ± 1,85
SEM (BSE ile)	HSS 6-5-2	M_6C	-
SEM (BSE ile)	HS3-5-1,5 +1 Nb	M_6C	3,99 ± 2,86
SEM (BSE ile)	HSS 6-5-2	MC	3,38 ± 1,59
SEM (BSE ile)	HS3-5-1,5 +1 Nb	MC	3,72 ± 2,25

Görüldüğü gibi farklı tekniklerle görüntülenen mikroyapılar üzerinde yapılan ölçümler arasında oldukça tutarlı sonuçlar göze çarpmaktadır. Örneğin deneysel HS3-5-1.5-5 + 1Nb çeliğinde ışık mikroskobu görüntüsüyle yapılan MC karbürü hacim-% 3,17 olarak bulunmuş, SEM (BSE)'den yararlanılarak analiz yapıldığında ise % 3,72 bulunmuştur. Diğer sonuçlara da dikkatle bakılırsa aynı tutarlılığın varolduğu kolaylıkla görülecektir.

9.1.4. Thermocalc hesaplamaları ile faz türü ve miktarlarının belirlenmesi

Tablo 9.3'de görüntü analizinde kullandığımız deneysel HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb ile HS 6-5-2 alaşımının kompozisyonu verilmiştir.

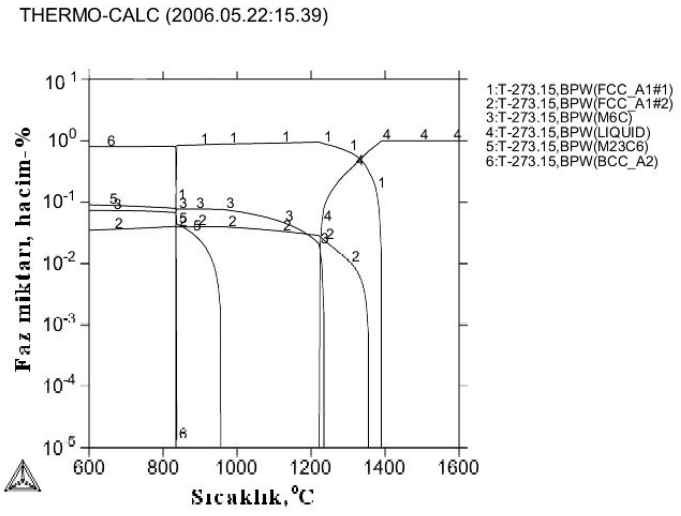
Tablo 9.3. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan alaşımların kompozisyonları

Alaşım	C	W	Mo	V	Nb	Cr	Co
Deneysel çelik	1.1	3	5	1.5	1.0	5	5
HS 6-5-2	0.9	6	5	2	-	4	-

Şekil 9.20'de deneysel HS 3-5-1.5-5+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 aşağıda verilmiştir:

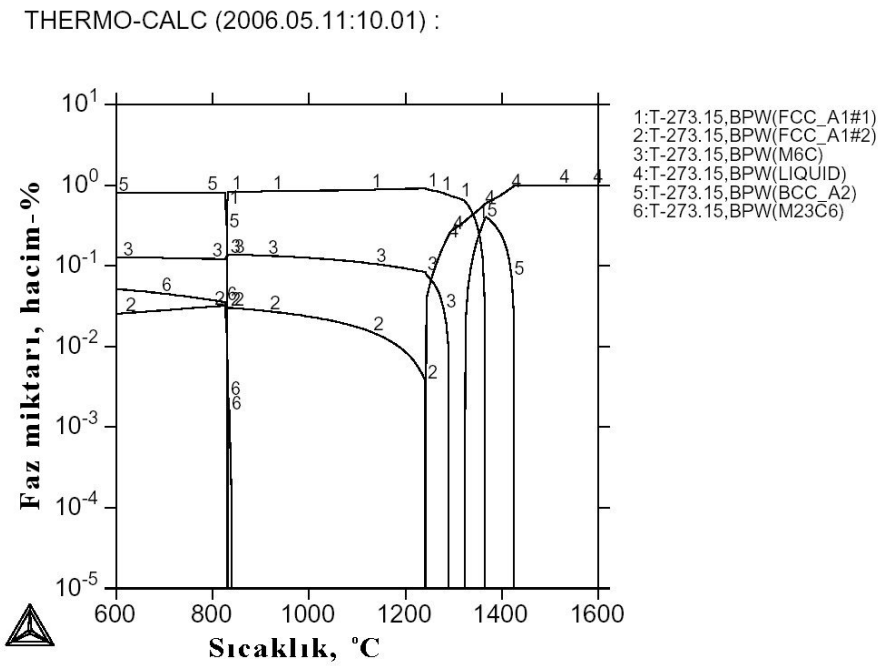
BPW (LIQUID) : Sıvı, FCC_A1 : östenit (γ), FCC_A1#2 : MC karbür, HCP_A3#2 : M_2C karbür, BPW($M_{23}C_6$) : $M_{23}C_6$ karbürü ve BCC_A2 : α (δ) demiri (ferrit)

olarak ifade edilmiştir. X skalası faz dönüşümlerinin başladığı ve sona erdiği, yani bileşimin 1400 ºC'de sıvı konumdan faz dönüşümlerinin sona erdiği 600 ºC'ye kadar olan aralığı kapsamaktadır. Mikroyapıyı oluşturan faz miktarlarının verildiği Y skalasında 10^0, yani 1, bileşimin % 100 olduğunu ifade etmektedir. Tüm bu veriler ışığında Şekil 9.20'de oluşan fazlar görülmektedir. Bu şekli inceleyecek olursak; 1385 ºC'lerde katılaşma ile birlikte östenitin (γ) oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 840-850 ºC'lerde α demir (ferrit) olarak sona erdiği, primer karbür MC nin ise 1360 ºC'lerde oluştuğu görülmektedir. 1220 ºC'de ötektik primer M_6C (M_6C+ γ) karbürünün oluştuğunu görebiliriz. Sekonder $M_{23}C_6$ karbürü ise 950 ºC civarında meydana gelmektedir. Sistem denge durumunu ifade ettiğinden katılaşma sonucunda oluşan fazlar α demir, MC, M_6C ve $M_{23}C_6$ dır. Diyagrama göre 600 ºC'de katılaşma sona ermektedir. Bu sıcaklığın altında herhangi bir dönüşüm söz konusu değildir. 600 ºC'deki oluşmuş fazları diyagramdan inceleyecek olursak; bu sıcaklıkta yapıda hacimce % 82 civarında α demir, % 9 $M_{23}C_6$, % 1,5 MC, % 7,5 M_6C tipi karbür oluştuğu görülmektedir. Bu diyagrama göre M_2C karbürü oluşmamıştır. Fakat diyagramın her zaman denge koşuluna göre faz miktarlarını gösterdiği unutulmamalıdır.



Şekil 9. 20. Deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliğinin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları

Şekil 9.21 de HS 6-5-2 döküm yüksek hız çeliğine ait sıcaklık-oluşan faz miktarı diyagramı verilmiştir. Burada 1410 ºC'lerde katılaşma ile birlikte δ ferritin oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 1380 ºC'lerde peritektik reaksiyonla östenit (γ) oluşturduğu, 1290 ºC'lerde M_6C oluşumunun gerçekleştiği, 1225 ºC'lerde MC oluşumundan sonra 830 ºC'lerde $M_{23}C_6$ oluştuğu görülmektedir. Nihai konumda ise yapıda bulunan fazlar α demir, MC, M_6C ve $M_{23}C_6$ dır. 600 ºC'deki oluşmuş fazları diyagramdan inceleyecek olursak; bu sıcaklıkta yapıda hacimce-% 85,5 civarında α demir, % 3 $M_{23}C_6$, % 1.3 MC, %10,2 M_6C tipi karbür oluştuğu görülmektedir.



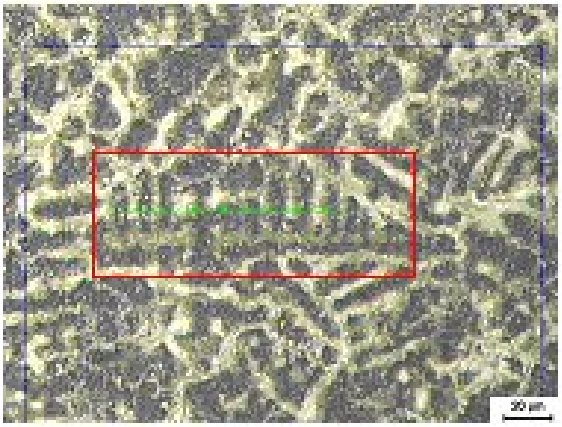
Şekil 9. 21. HS 6-5-2 çeliğininin Thermocalc programı ile sıcaklık doğrultusunda hesaplanmış katılaşma sıralaması ve ilgili faz miktarları

9.2. Katılaşma

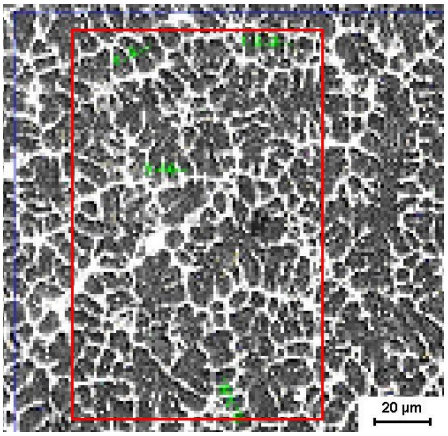
9.2.1. Katılaşma hızının belirlenmesi

Nihai mikroyapıda arzulanan özelliklerin eldesi hiç şüphesiz alaşımda sıvı konumdan itibaren oluşacak tüm mikroyapısal faz ve faz karakteristiklerinin (boyut, dağılım ve bileşim) kontrolünde yatmaktadır. Bu nedenle de numunenin döküm karakteristiği olan dendrit oluşumlarında ileride mekanik özellikleri son derece kuvvetli bir şekilde etkileyecek olan bir parametre olan dendrit ikincil kollar arası mesafelerin

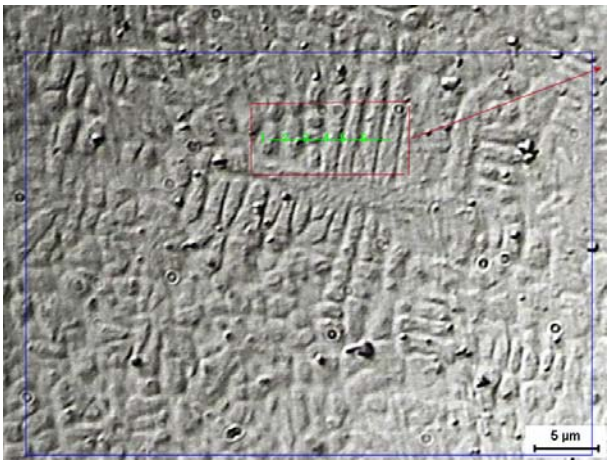
belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu doğrultuda çalışmamızın ana esasını oluşturan deneysel alaşım üzerinde farklı üretim koşullarına bağlı olarak dendrit ikincil kollar arası mesafenin nasıl değiştiği belirlenmiş ve buradan yola çıkılarak mekanik özellikler için en elverişli üretim esası uygulamasının hangisi olacağı tahmin edilmeye çalışılmıştır. Şekil 9.22.'de kokil kalıba döküm, kum destekli sac kalıba döküm ve Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında PREP (Plazma Rotating Electrod Process) sistemi ile (toz metalurjik dönel elektrot sistemi) üretilmiş üç farklı deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşım numunesi üzerinde gerçekleştirilen dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümünde yararlanılan mikroyapı görüntüleri ve ölçüm karakteristikleri görülmektedir. Tablo 9.4.'de ise ölçüm sonucunda üç farklı numuneden elde edilen dendrit ikincil kollar arası mesafeye ait istatiksel değerler listelenmiştir. Görüldüğü gibi toz metalurjisi ile üretilen alaşımda dendrit ikincil kollar arası ortalama mesafe diğer yöntemlerle üretilen alaşımlarınkine nazaran oldukça küçüktür (1,54 μm). Kokil kalıba dökümle üretilen alaşımdaki ölçümde elde edilen değer de (8,76 μm), kum destekli sac kalıba döküm numunesinde elde edilen değere (22,25 μm) kıyasla çok daha küçüktür. Ölçülen bu üç farklı değer çalışmamızın teori kısmında da belirtildiği gibi üretim yöntemlerinden kaynaklanan farklı soğuma hızlarıyla ilişkilidir. Bu amaçla da ölçülen ortalama dendrit ikincil kollar arası mesafe değerlerinin soğuma hızlarıyla ilişkisini açıklayan diyagramdan faydalanarak alaşımların soğuma karakteristiği açıklanmaya çalışılmıştır. Şekil 9.23.'de kaynakçadan alınan soğuma hızı-denrit ikincil kollar arası mesafe ilişkisini gösteren diyagram ve bu diyagramdan okunan değerler görülmektedir. Diyagram literatürdeki diyagram baz alınarak modifiye edilmiş ve bazı değerler ölçüm yapan kişilerin ismi verilerek sembollendirilmiştir. (örn. Yılmaz, Subaşı). Bu diyagramdan en küçük dendrit kollar arası mesafeye sahip olan toz metalurjik numunenin en yüksek soğuma hızına sahip olduğu, buna karşın en kaba dendrit boyutlarına sahip olan kum destekli sac kalıba döküm yöntemiyle üretilmiş numunenin ise oldukça yavaş soğuduğu görülmektedir. Küçük boyutlara sahip fazlara ulaşmanın yolu elbetteki dendrit ikincil kollar arası mesafenin düşük olduğu yapılar elde etmekten geçmektedir. Bu doğrultuda da oldukça iyi mekanik özelliklere ulaşılabilmektedir.



(a) HS 3-5-1,5 +1,5 Nb/Kokil kalıba döküm



(b) HS 3-5-1,5 +1,5 Nb/Sac kalıba döküm

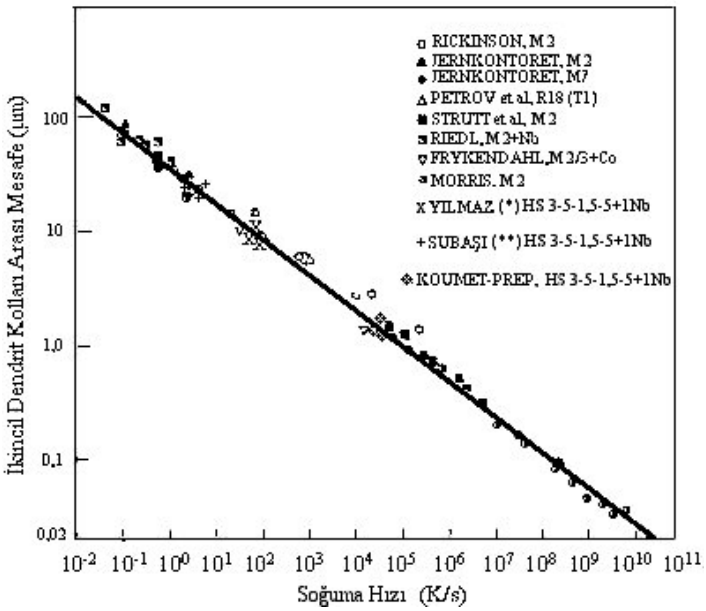


(c) HS 3-5-1,5 +1,5 Nb / KOUMET-PREP

Şekil 9.22. Dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümünde kullanılan mikroyapı görüntüleri.

Tablo 9.4. Dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümünde elde edilen istatiksel değerler.

Sonuçlar	**YILMAZ (*) HS 3-5-1.5 +1 Nb/Kokil kalıba döküm**	**SUBAŞI (**) HS 3-5-1.5 +1 Nb/Sac kalıba döküm**	**KOUMET-PREP 3-5-1.5 +1 Nb**
Ortalama Mesafe (µm)	8,76	22,25	1,54
Standart Sapma (+/-)	2,67	2,50	0,17
Maksimum Mesafe (µm)	19,18	26,15	1,71
Minimum Mesafe (µm)	3,40	17,78	1,27



Sonuçlar	YILMAZ (*)HS 3-5-1,5 +1,5 Nb/Kokil kalıba döküm	SUBAŞI (**) HS 3-5-1,5 +1,5 Nb/Sac kalıba döküm	KOUMET-PREP 3-5-1,5 +1,5 Nb
Soğuma Hızı (K/s)	10^{1}-10^{2}	10^{0}-10^{1}	10^{4}-10^{5}

Şekil 9.23. Soğuma hızının dendrit ikincil kollar arası mesafe üzerine etkisi [64].

9.3. Deneysel Alaşım-Üretim ve Isıl İşlem

9.3.1. Deneysel alaşım dizaynı

Bu çalışmada 1013 ncü Ordudonatım Ana Tamir Fabrikasında, direkt dökümden kullanılmak üzere konvansiyonel olarak döküm–hadde yoluyla üretilen yüksek hız çeliği analizlerinden farklı bir analiz dizaynı yoluna gidilmiş ve aşınma ölçümlerinde HS6-5-2 (AISI M2) yüksek hız çeliğiyle kıyaslanmak suretiyle mikroyapının mekanik özellikler üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Sertliği ve aşınma direncini artırması amacıyla karbon % 1.00-1.10 oranlarında tutulmuştur. Artan karbon miktarı tokluğu düşüreceği ve karbür boyutlarını olumsuz etkileyeceği için bu oranlarda sınırlandırılmıştır. Sertleşebilirliği sağlamak, ikincil sertleşmede karbür çökelmesini artırmak için % 3.5-4.5 oranında krom ilave edilmiştir. Östenitleme sıcaklığını düşürmek, aşınma direncini ve sıcak sertliği artırmak için % 4-6 molibden katkısı yapılmıştır. Talaşlı işlemde sıcak sertliği koruması ve aşınma direncini artırması amacıyla % 2.2-3.4 wolfram eklenmiştir. Vanadyum yüksek hız çeliklerindeki en sert karbürleri oluşturur. Sertlik ve aşınma direncini artırması amacıyla alaşıma % 0.8-1.4

ilave edilmiştir. Yüksek hız çeliklerinin kullanımında sıcak dayanımı artırmak, meneviş kalıcılığını sağlamak ve tokluğu artırmak amacıyla kobalt % 4-6 oranında alaşıma ilave edilmiştir.

Döküm yoluyla üretilerek haddelenmeden kullanılacak olan yüksek hız çeliklerinde dendritler arası oluşan uzun karbür filmi oluşumunu engellemek ve sertlik ve toklukta artış sağlamak amacıyla deneysel alaşımda % 0.8-1.5 oranında niobyum kullanılmıştır.

9.3.1.1. Kalıp dizaynı

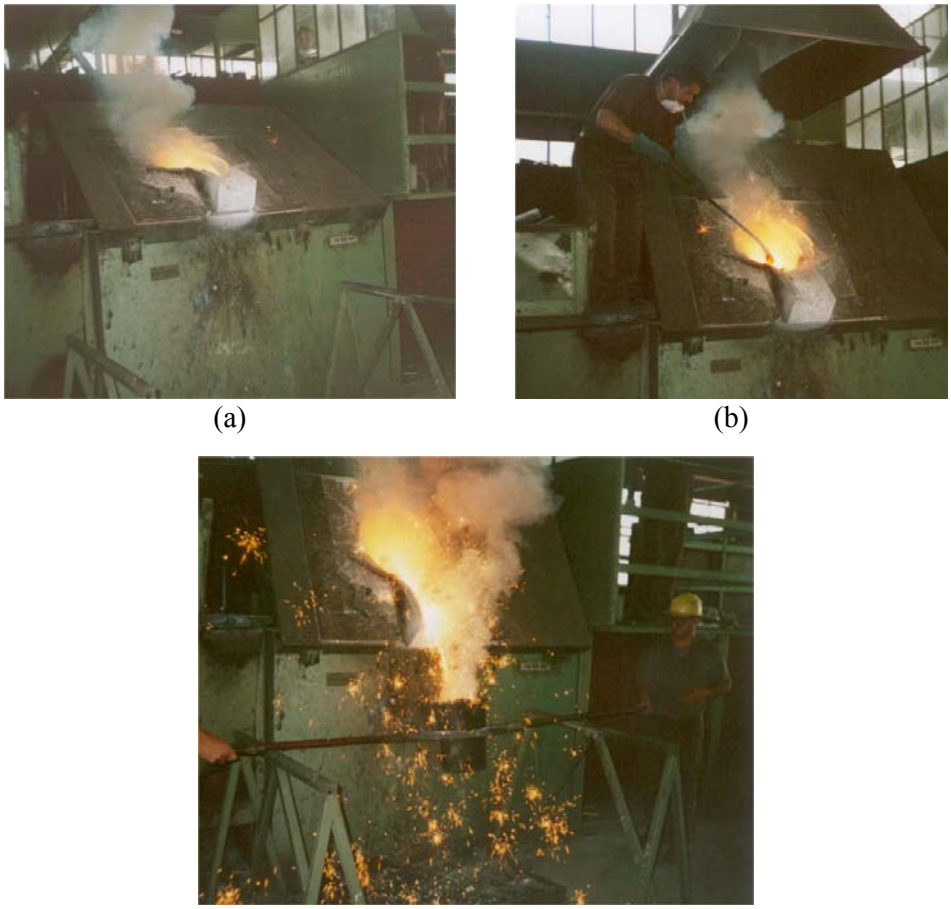
Yüksek hız çeliklerinin döküm işleminde taneler arası geniş karbür ağları oluşumunu ve ötektik kolonilerini minimuma indirmek için sıvı metalin hızlı soğutulması gereklidir. Bu hızlı soğutma sonucunda karbürler ve ötektik koloniler aşırı büyüyemeden katılaşır. Dökümden sonra direkt olarak kullanılacak olan yüksek hız çeliklerinde, hızlı soğutma sonucu oluşan taneler arası ince karbür filmleri ve küçük ötektik kolonileri difüzyon ısıl işlemiyle daha kolay parçalanır. Katılaşma hızının artmasıyla karbür boyutları düşer. Bu nedenle yüksek hız çeliği dökümünde kokil veya kum destekli sac kalıba döküm yöntemleri uygulanmıştır. Soğumanın oldukça geç olduğu kum kalıba döküm yöntemi ise yukarıda açıklanan olumsuz nedenlerden dolayı tercih edilmemiştir. 7nci Bakım Merkezi Dökümhanesinde yapılan yüksek hız çeliği döküm pratiğinde kokil kalıba döküm uygulaması yapılmıştır. Ancak üretimin artması ve büyük ebatlı yüksek hız çeliği bloklara ihtiyaç duyulduğundan dolayı 4 mm kesit kalınlığındaki dikdörtgen sac kalıplara döküm yapılmaya başlanmışır. Bu kalıpların etrafı kum ile desteklenmiştir. 4 mm'lik sacın soğutma görevi göreceği ve direkt kuma döküme göre daha ince karbürler elde edileceği düşünüldüğünden böyle bir kalıp dizayna gidilmiştir.

9.3.1.2. Döküm

Ergitme işlemi için AEG-Elotherm marka 360 kW gücünde, orta frekans indüksiyon fırını kullanılmıştır. Fırın 500 kg sıvı metal ergitme kapasitesine sahiptir. Deneme yüksek hız çeliği dökümlerinde 100'er kilogramlık şarjlar hazırlanarak döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. İndüksiyon ocağına daha önceden karbonu oranı %1'e ayarlanarak dökülmüş ve blok haline getirilmiş çelik çekirdek yerleştirilmiş, daha

sonra sırasıyla kobalt, wolfram, vanadyum, krom, molibden şarj edilmiştir. Tüm malzemeler ergidikten sonra sıvı hale gelmiş olan metale niobyum eklenmiştir. Sıvı metalin sıcaklığı 1560-1580ºC'ye ulaştığında, sıvı metal indüksiyon fırınından, 50 kg'lık önısıtma yapılmış el potasına alınmış ve döküm hattında ön ısıtma yapılmış sac dökülmüştür. Şekil 9.24'de döküm işlemi görülmektedir.

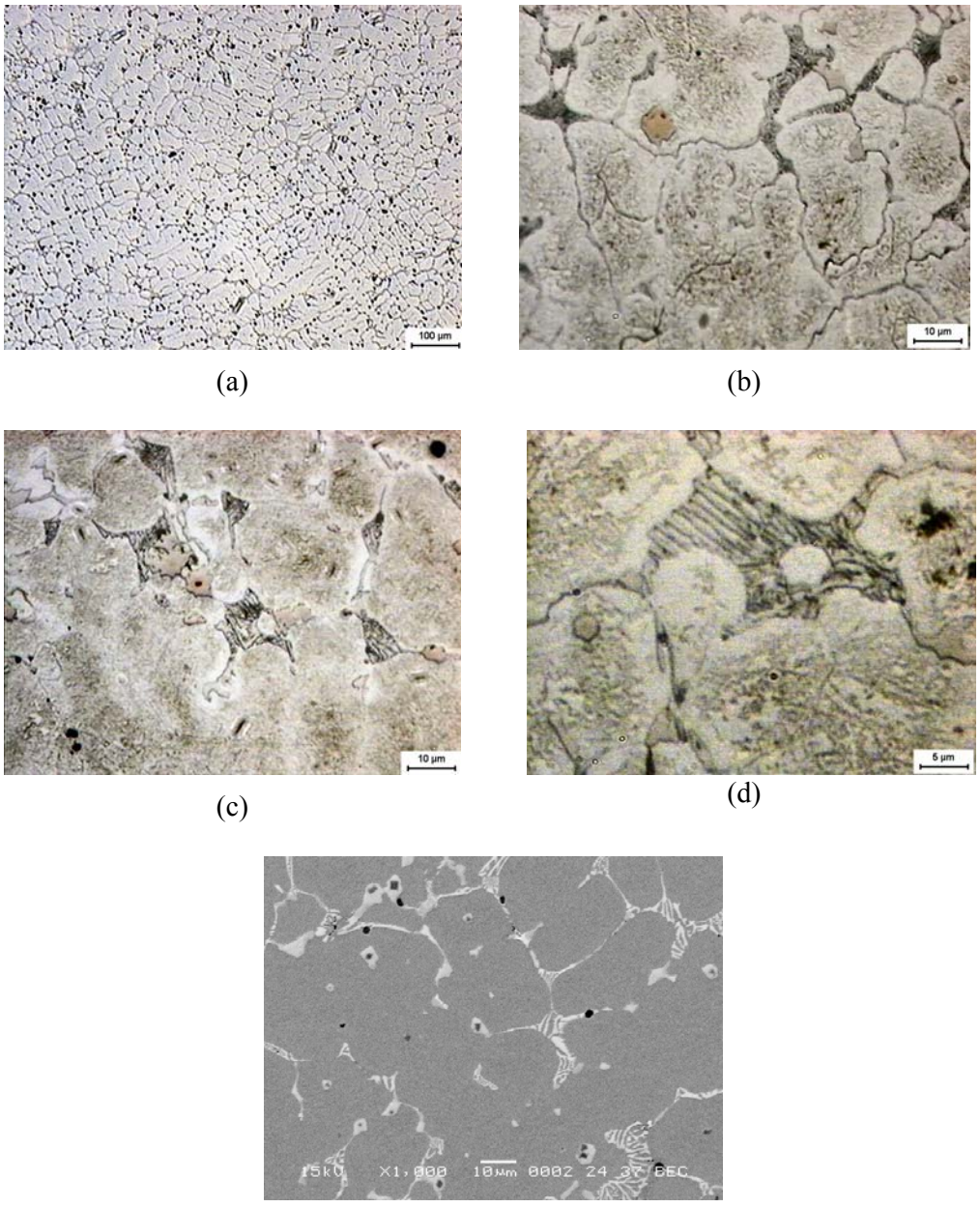
Dökümden alınan numuneler ışık mikroskobunda metalografik inceleme için hazırlanmış ve nital ile dağlanmıştır. Döküm numunelerinin mikroyapıları, Şekil 9.25'de sunulmuştur. Görüldüğü gibi nital ile dağlama sonucu döküm makroyapıları ortaya konmuştur Burada tipik şekliyle yoğun olarak M_2C tipi karbürler görünmektedir. Nb-ca zengin MC de tane içlerinde, yani dendrit merkezlerinde oluşmuştur.



(a) (b)

(c)

Şekil 9.24 a. Döküm ergitme işleminin yapıldığı indüksiyon ocağı görüntüsü (b) Ocağı döküme hazır hale getirilmesi (cüruf alma) (c) Taşıma potasına döküm.



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

Şekil 9.25. Döküm HS 3-5-1,5-5+1 Nb alaşımının a-d artan büyütme sırasıyla mikroyapı görüntüleri, IM; e, SEM görüntüsü, Nital ile dağlanmış.

9.3.1.3. Homojenizasyon tavlaması

Döküm yoluyla üretilen yüksek hız çeliklerinin iç yapısında görülen karbür ağı kaba ve blokvari yapıda olup matriksle bağlantısı zayıftır. Bu zayıf bağlantı nedeniyle takım malzemesi üzerine gelen ilk darbede karbür-matris arayüzeyinden çatlak oluşumu başlar ve sonuç olarak takımda kırılmalar meydana gelir. Karbürler

arasındaki bu bağlantıyı kırmak için yüksek hız çeliği bloklar 1000-1200ºC arasında, nötral tuz banyosunda yaklaşık 4–6 saat homojenizasyon tavlamasına tabi tutulmuştur. Homojenizasyon tavlamasındaki amaç karbür ağları arasındaki bağlantıyı kırmak ve bu bağlantılı karbürü yoğun olarak oluşturan kararsız durumdaki M_2C'yi MC ve M_6C'ye dönüştürmektir. Bu ısıl işlemin diğer bir amacı ise döküm sonrası yapıda oluşan segregasyonu difuzyon yoluyla azaltmaktır. Şekil 9.26'da ısıl işlem için hazırlanmış parçalar görülmektedir. Yüksek hız çeliği döküm numunesinin homojenizasyon ısıl işeminden sonra mikroyapı görüntüsü Şekil 9.27'de sunulmuştur. Işık mikroskobu ile yine nital ile dağlanmış mikroyapılardan alınan görüntülerde, özellikle yüksek büyütmelerde uzun çubukvari karbürlerin kendi içlerinde koparak sementitin yumuşak tavlamada küreselleşmesine benzer bir şekilde kısmen küreselleştiği görülmektedir.



(a)

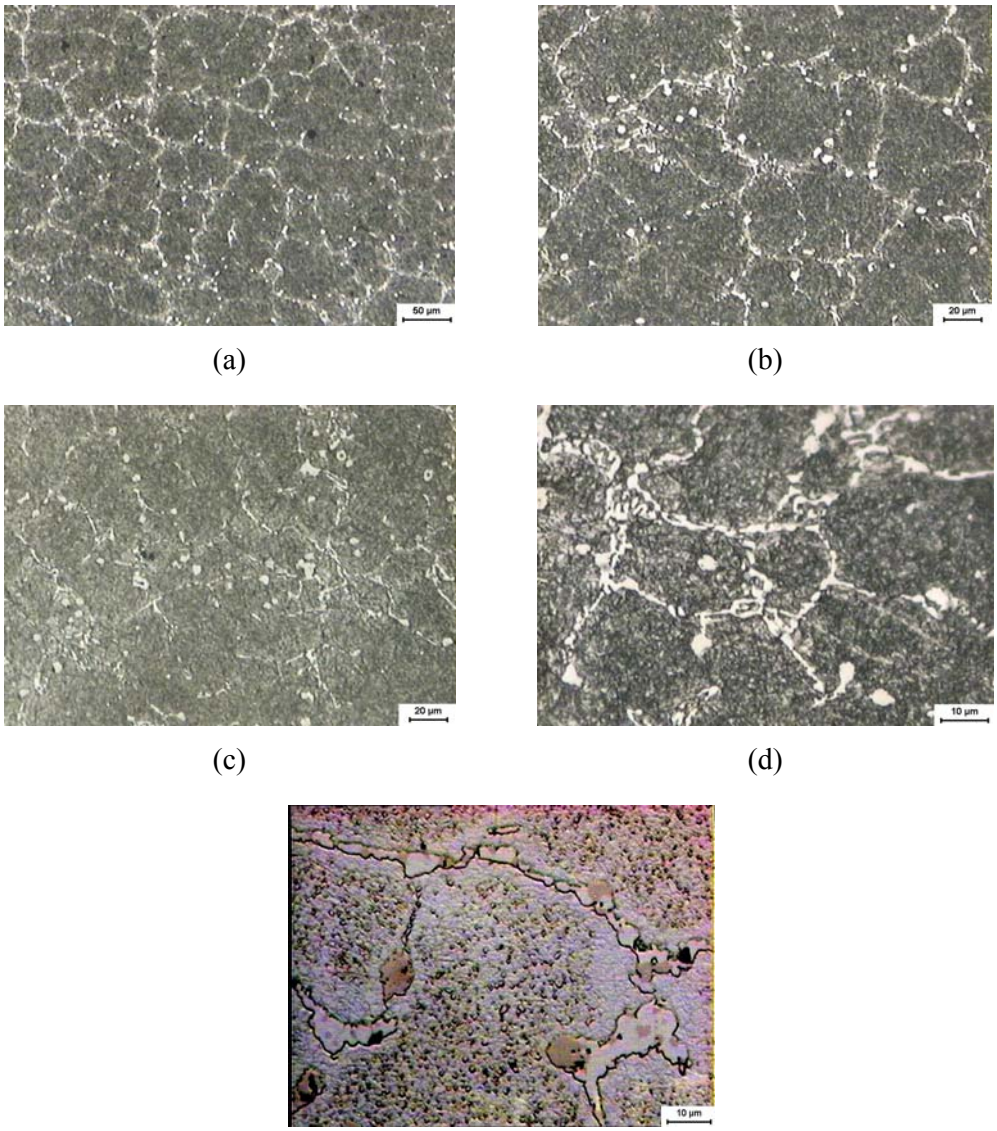


(b)



(c)

Şekil 9.26. (a) Ham döküm numuneler (b) Homojenizasyon tavlaması için hazırlanmış numuneler (c) Östenitleştirme için hazırlanmış numuneler.



(a) (b)

(c) (d)

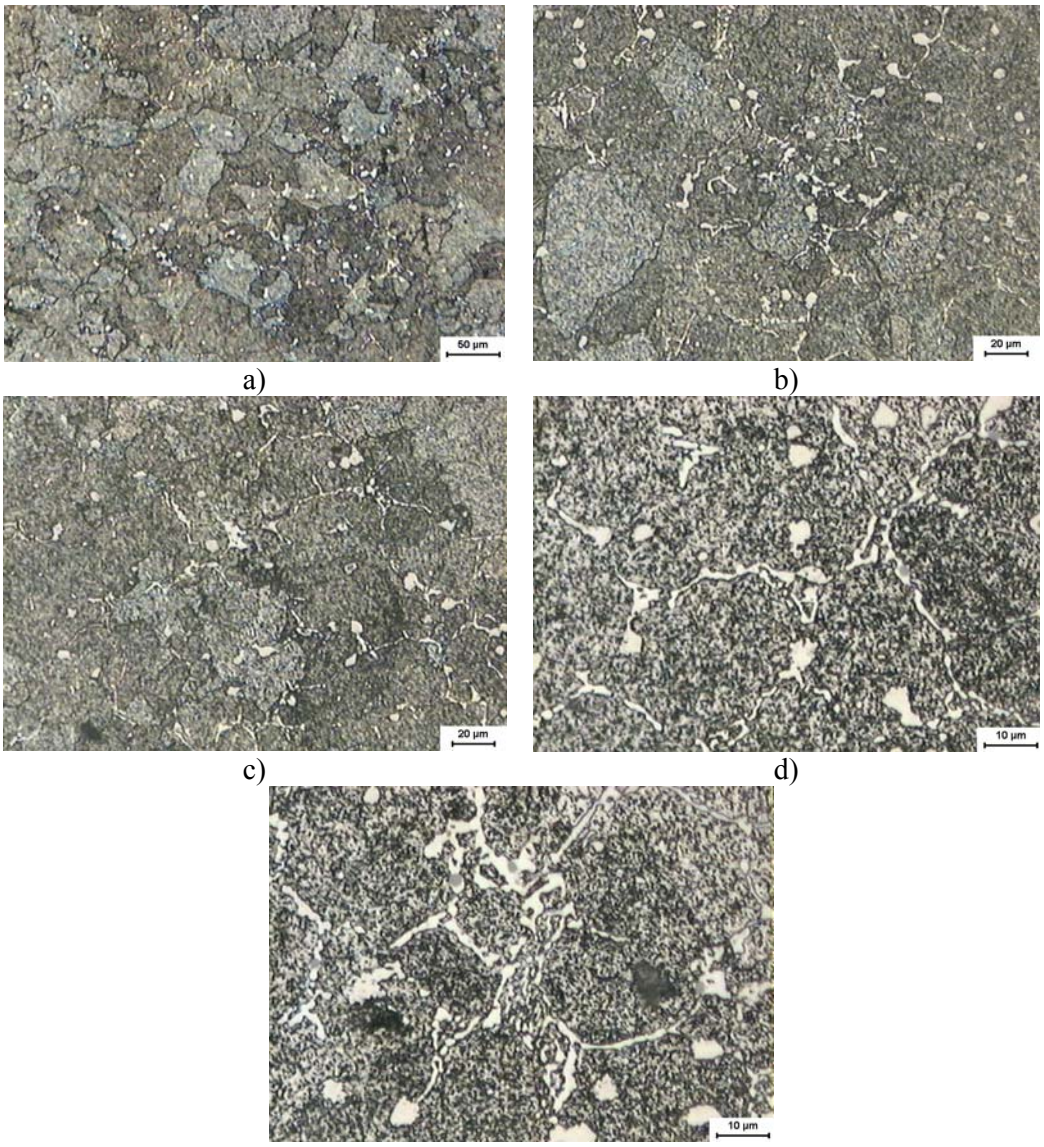
(e)

Şekil 9.27. Homojenizasyon tavlamasının döküm mikroyapısına etkisi; IM, Nital ile dağlanmış. a-e artan büyütme sırasıyla.

9.3.1.3. Yumuşatma tavlaması

Burada amaç sertleştirme öncesi takım malzemesine nihai şeklin verilebilmesi için işlemeye elverişli sertliğe düşürmektir. 800-900ºC'de nötral tuz banyosunda 2 saat bekletilen takım malzemesi, fırın içerisinde sıcaklığı 650-700ºC'ye kadar düşürülmüş ve bu sıcaklıkta 4 saat tutulduktan sonra havada soğutulmuştur. Yumuşatma tavlaması sonrası sertlik 280-320 HB olarak ölçülmüştür. Takım malzemeleri planyada işlenerek istenilen standart ölçülere getirilmiştir. Yumuşatma tavlaması

sonucunda döküm numunelerinin ışık mikroskobundaki görüntüleri Şekil 9.28'de gösterilmiştir. Matristeki çökelen ikincil M_6C ve $M_{23}C_6$ tipi çökeltiler nedeniyle dağlamada kararma yüksek kimyasal potansiyel nedeniyle oldukça hızlı olarak gerçekleşmekte ve matriks tamamen kararmaktadır. Beyaz/aydınlık kontrastlı olarak yalnızca homojenizasyondan geçmiş ötektik karbür taneleri görülmektedir.



Şekil 9.28. Yumuşatma tavlaması sonrası mikroyapı; a-e artan büyütme

9.3.1.4. Östenitleştirme ve su verme (sertleştirme)

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 çeliklerine 1170-1270ºC'lerde östenitleştirilerek su verilmesi gerekir. Üretilen parçalarda çarpılmanın minimum olması için östenitleştirme sıcaklığına kademeli olarak çıkılır. Parçalara yaklaşık 150 ºC'de ilk ön ısıtma yapılmış, 850ºC'de ikinci kademe ısıtmadan sonra östenitleştirme ısıl işlemine geçilmiştir. 850ºC'de yapılan ikinci kademe ısıtmada α-γ dönüşümündeki hacımsal değişimin dengelenmesi amaçlanmıştır. Şekil 9.29'da takım malzemelerine östenitleştirme ve menevişleme işlemlerinin yapıldığı tuz banyoları görülmektedir. Parçaların östenitleştirme sıcaklığında tuz banyosunda bekleme süresi takım ebatlarıyla orantılı olup 100 ila 1500 saniyeler arasında değişmektedir. Östenitleme işlemi sonunda parçalar 550ºC'lik tuz banyosuna alınarak yarım saat bekletilir ve havaya alınır. Şekil 9.30'da ise östenitleştirme yapılmış malzemelerin tuz banyosundan çıkarılması ve 550 ºC'de bir saat tutulduktan sonra askıda soğumaları görülmektedir. Östenitleştirme ve su verme sonucu deneysel çelik numunelerinin ışık mikroskobu ve SEM ile elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 9.31'de sunulmuştur.



Şekil 9.29. Östenitleştirme ve menevişlemenin yapıldığı tuz banyosu fırını.

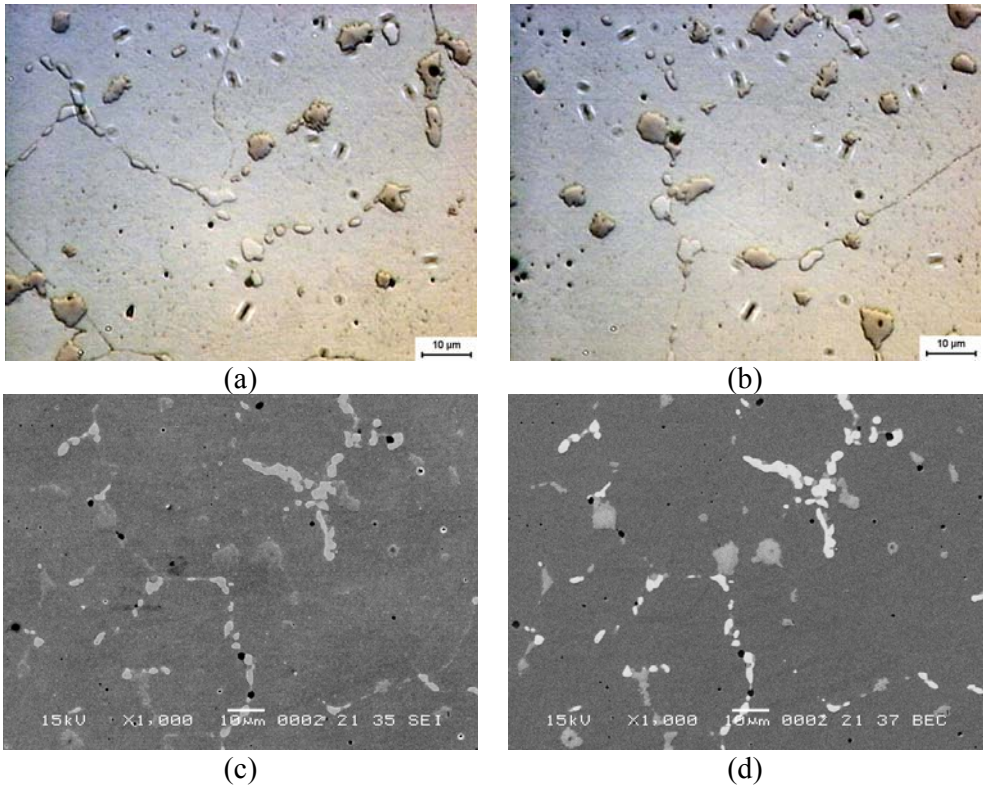


(a)



(b)

Şekil 9.30. (a) Menevişleme sonrası askıda soğuyan takım malzemeleri (b) Östenitleştirme (işlem sonrası numune sepetinin tuz banyosundan çıkarılması).



(a) (b)

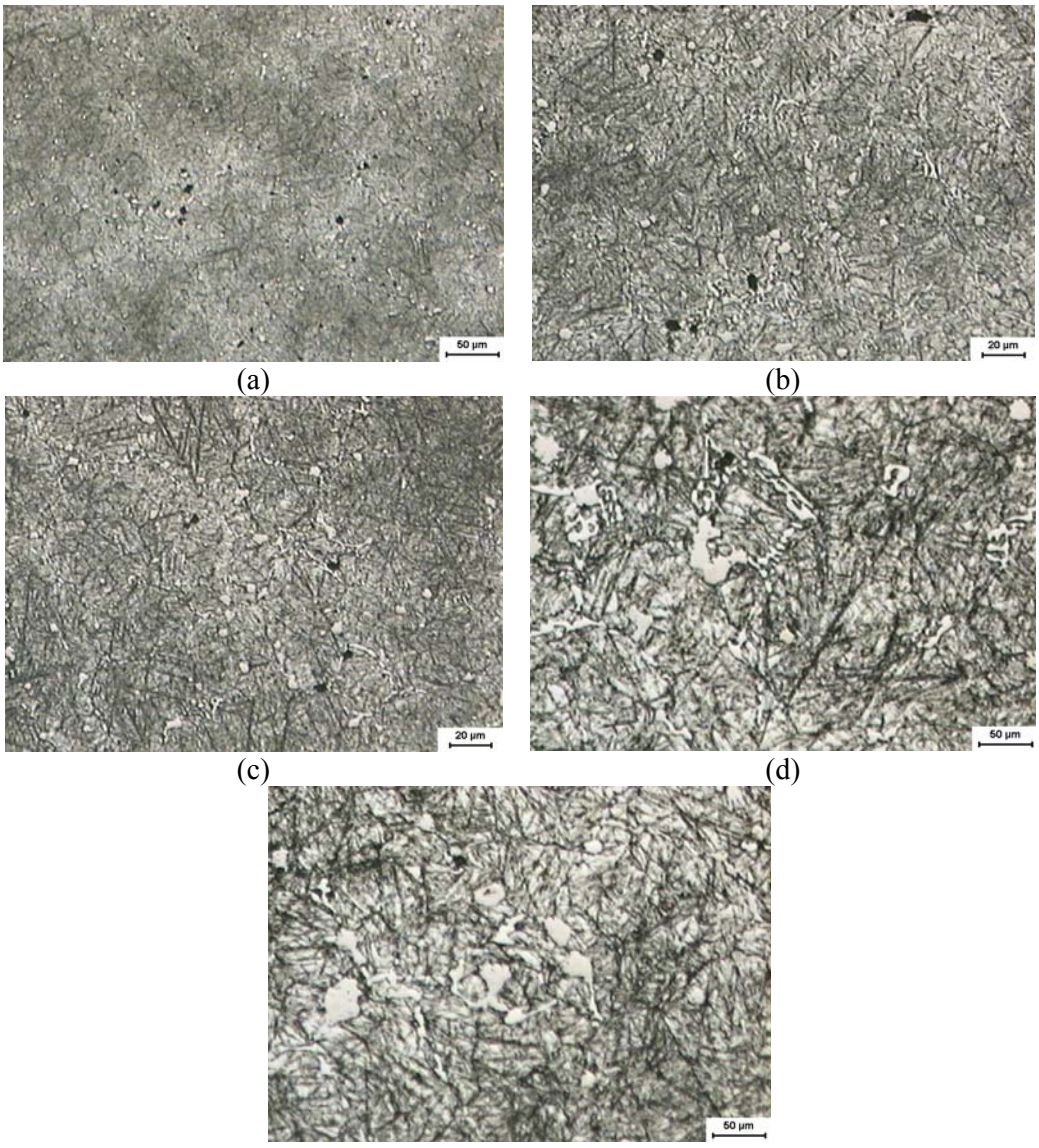
(c) (d)

Şekil 9.31 Östenitleştirme ve su verme sonucu deneysel çeliğin mikroyapısı, a,b, IM görüntüsü.; c, SEM (SE), d, SEM (BSE) görüntüsü, numune nital ile dağlanmış.

9.3.1.5. Menevişleme

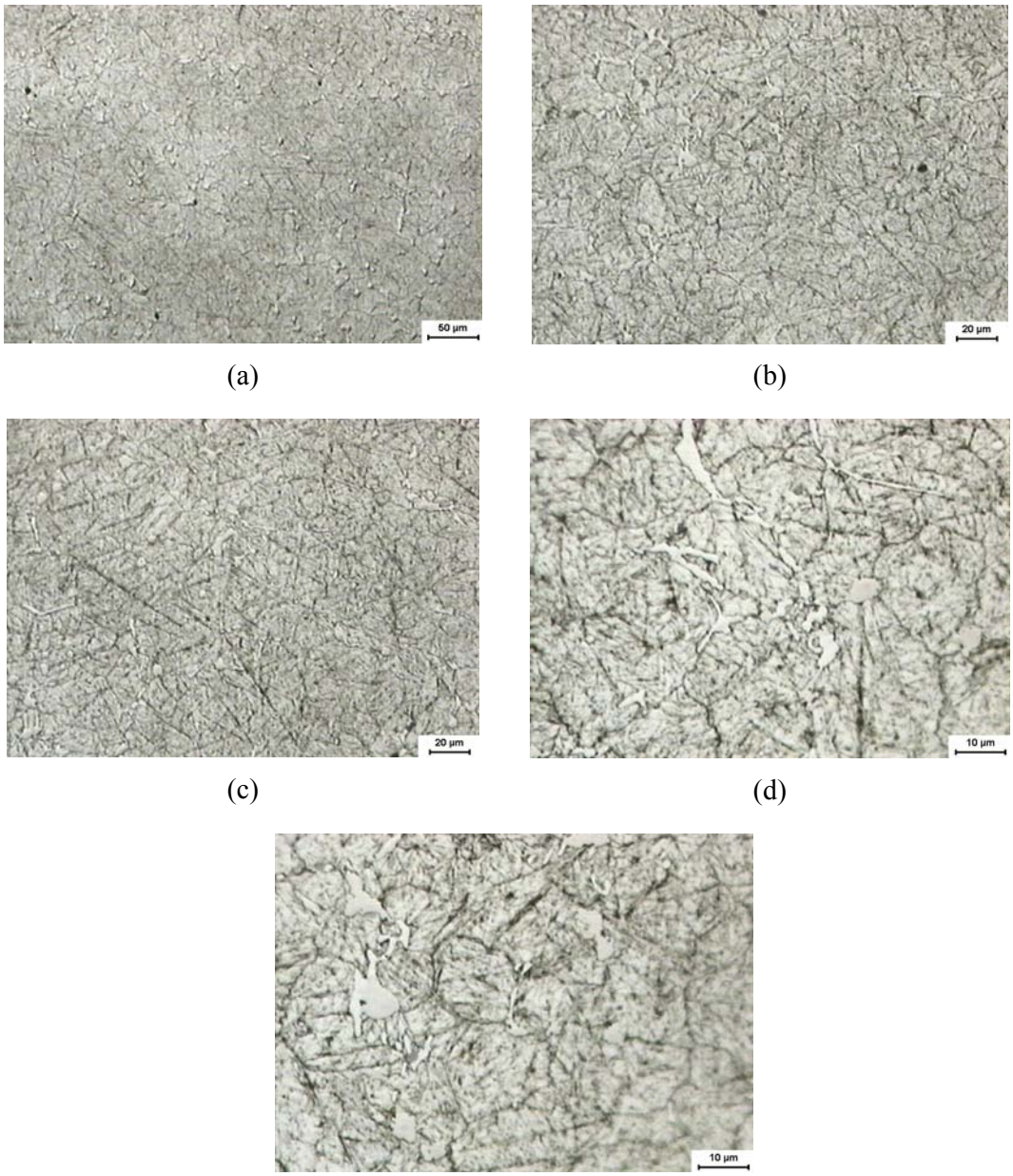
Yüksek hız çeliği takım malzemeleri kullanım sertliklerini ortalama 550ºC'de yapılan menevişleme işlemi ile elde ederler. Bu menevişleme sonunda takımlar ikincil sertliklerinin maksimumuna erişirler. Sertleştirme işleminde 1170-1270ºC seviyesinde yapılan östenitleştirme sonucu matriksin gerekli karbon ve karbür oluşturucu 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 550ºC'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 östenitlenmiş su verilmiş numuneye altı kez menevişleme işlemi yapılmıştır. Şekil 9.32-9.37'de menevişleme sonrası oluşan mikroyapı görüntüleri görülmektedir. Şekil 9.38'de sertlik ölçümünün uygulandığı deneysel çelik mikroyapısından bir örnek sunulmaktadır. Şekil 9.39'da ise menevişleme ile sertlik değişimi diyagramda

gösterilmiştir. Şekil 9.40'de ise faklı ısıl işlem uygulamalarında bor alaşımlanmış ve bor ilavesi yapılmamış deneysel çelik numunelerindeki sertlik değişimleri görülmektedir.



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

Şekil 9.32. 1. Meneviş sonrası mikroyapı,.a-e artan büyütme ile, IM.

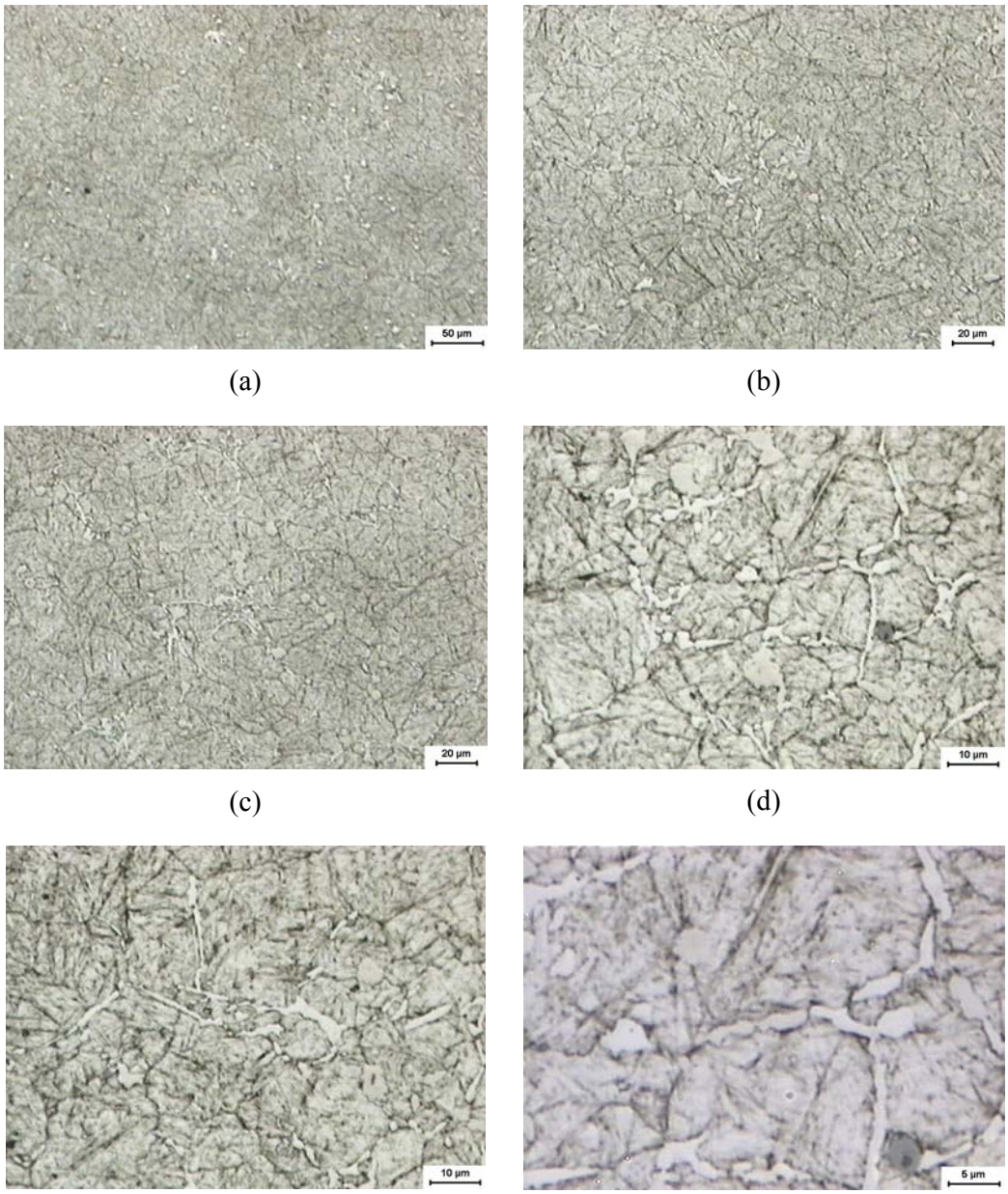


(a) (b)

(c) (d)

(e)

Şekil 9. 33. 2. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM.

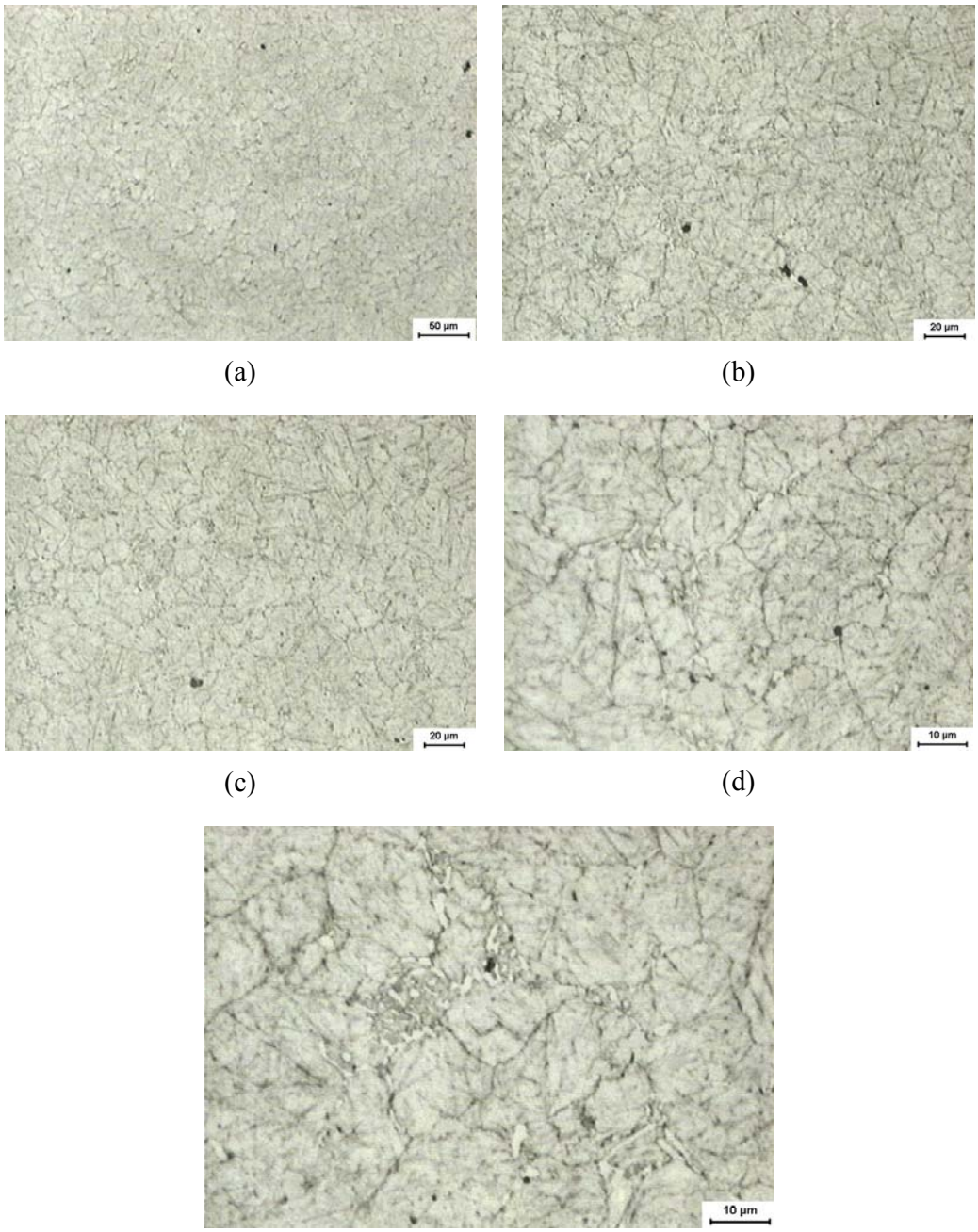


(a) (b)

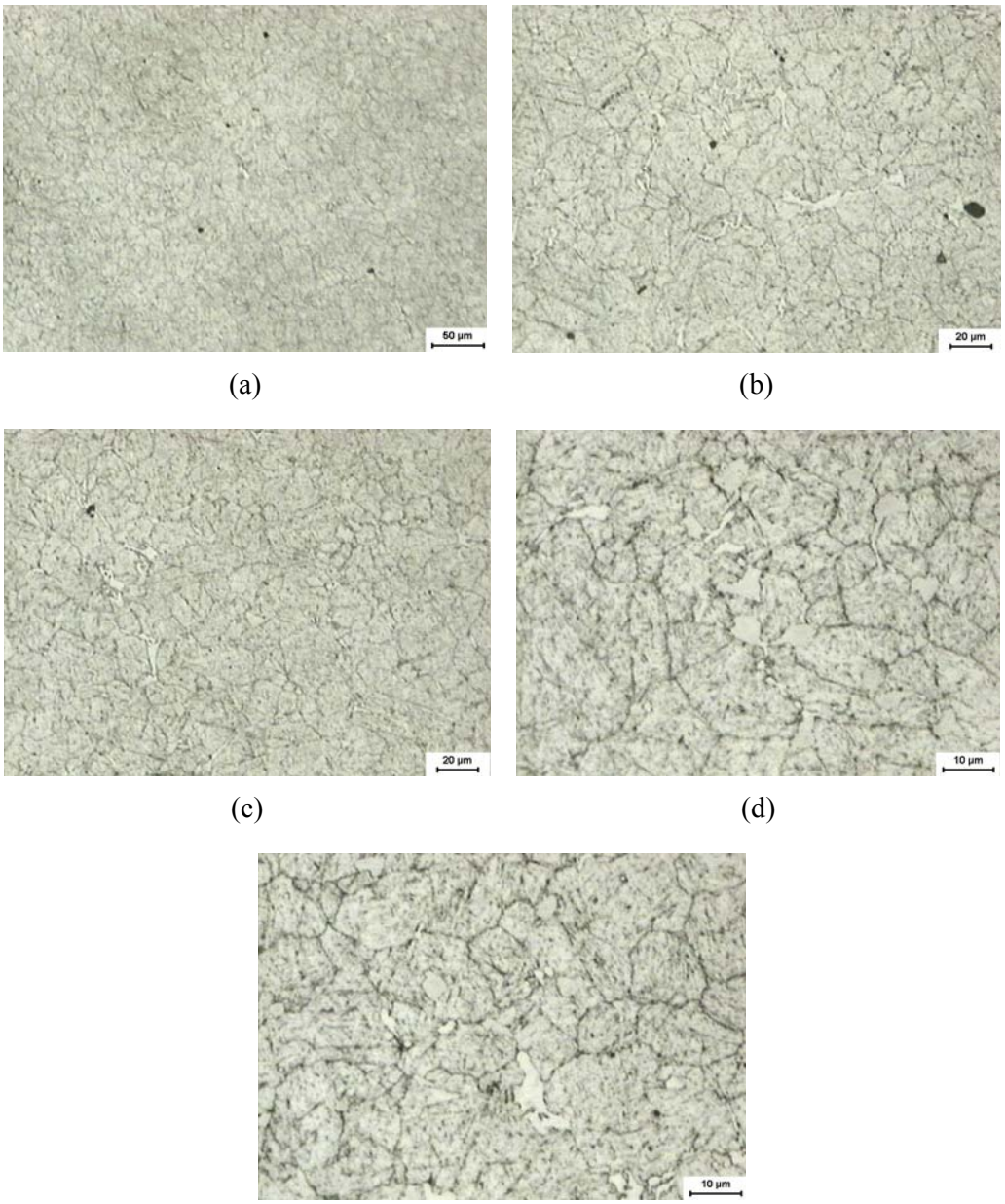
(c) (d)

(e) (f)

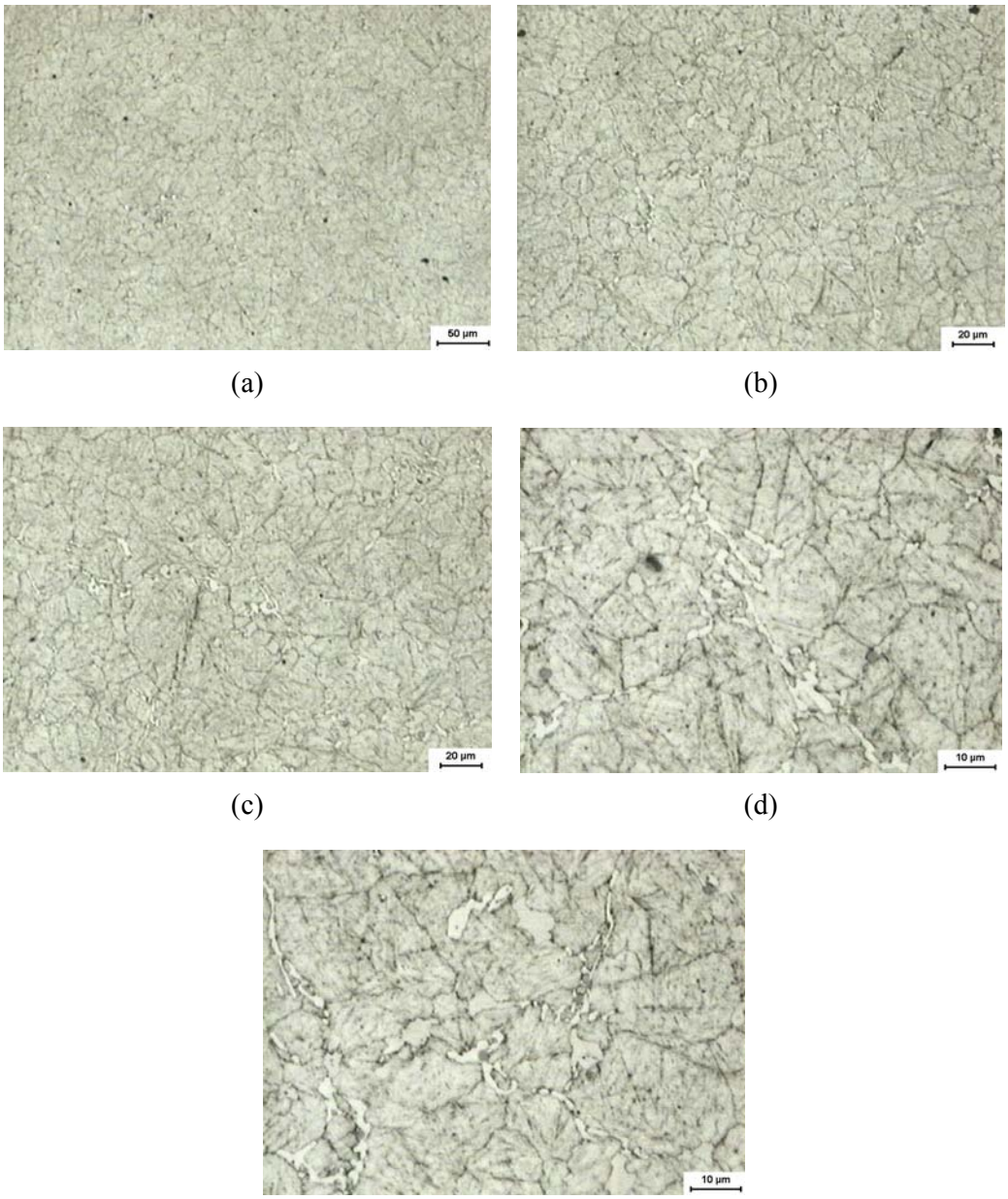
Şekil 9.34. 3. Meneviş sonrası mikroyapı, a-f artan büyütme ile, IM.



Şekil 9.35.. 4. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM.



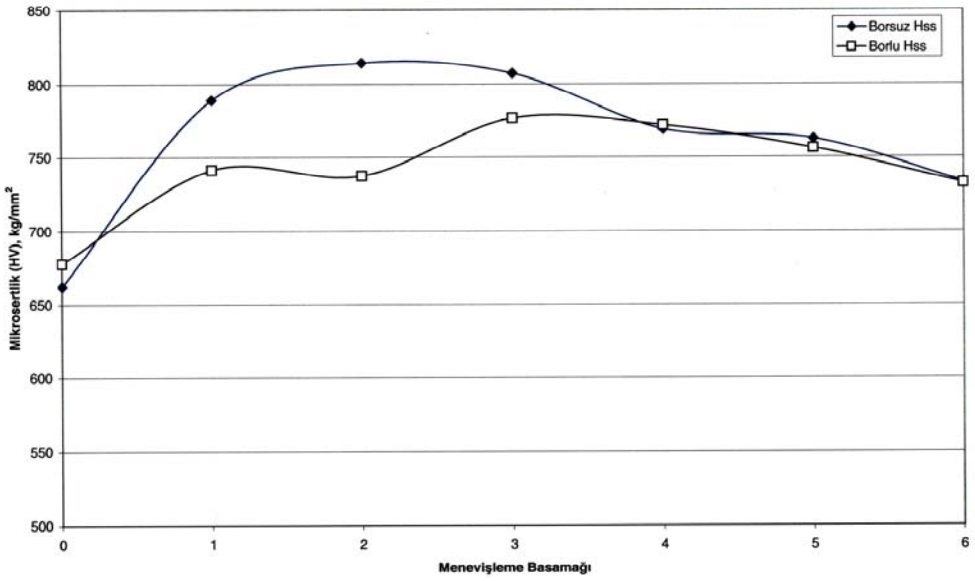
Şekil 9.36. 5. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM.



Şekil 9.37. 6. Meneviş sonrası mikroyapı, a-e artan büyütme ile, IM.



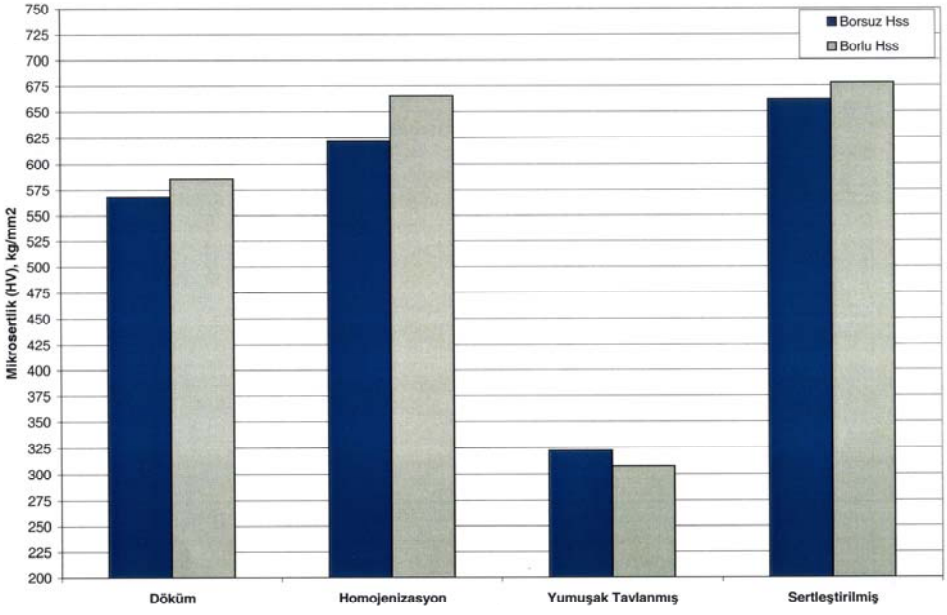
Şekil 9.38. Sertlik ölçümünün yapıldığı mikroyapı görüntülerinden bir örnek.



Şekil 9.39. Menevişleme-Sertlik ilişkisi.

Şekil 9.39'da görüldüğü gibi deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb çeliğinin sertliği, 2. menevişle beraber maksimuma ulaşmıştır. Bunun nedeni menevişleme sırasında çökelen ikincil sertlik karbürleridir. Bu karbürlerin kabalaşmaya başlamasıyla sertlik gitgide düşer. Aynı çeliğin bor ilaveli alaşımında ise daha düşük sertlikler elde edilmiştir. Şekil 9.40'da ise aynı numunelerin ısıl işlem karakteristiği doğrultusunda sertliklerinin nasıl değiştiği gösterilmiştir. Görüldüğü gibi ısıl işlemlerde meydana gelen mikroyapısal farklılıklara bağlı olarak sertlikler de oldukça farklıdır. Her iki numune için de ortak bir yorum yapacak olursak, sertleştirilmiş konumda en yüksek

sertlikler elde edilmiştir. Bunun nedeni matriksin bu konumda maksimum alaşım elementi çözündürme tutumudur. En düşük sertlikler ise yumuşak tavlanmış konumdadır. Diğer açıdan bakacak olursak borlu unumunenin sertlikleri yumuşak tavlama dışında diğer tüm konumlarda borsuz yüksek hız çeliğinden daha yüksektir.



Şekil 9.40. Isıl işlemin sertlik üzerine etkisi.

9.4. Mekanik Özellikler

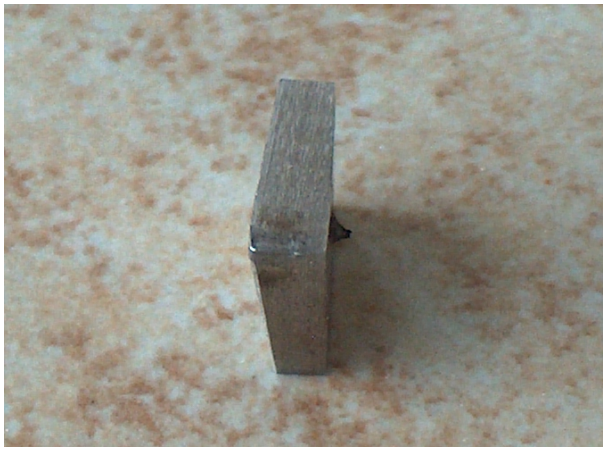
9.4.1. Aşınma dayanımı ve kesme testleri

Kesici takım malzemesi olarak üretilen alaşımlar için en önemli mekanik özelliklerin başında aşınma dayanımı gelmektedir. Alaşımın kompozisyonu, uygulanan ısıl işlem karakteristiği ve üretim koşulları alaşım mikroyapısınının karakteristiğini belirleyen temel unsurlardır. Yüksek hız takım çeliklerinde iyi bir aşınma dayanımını elde etmenin yolu da karbür ve matriks yapılarını kontrol etmekten geçmektedir. Çalışmanın bu kısmında görüntü analizinde incelenen HS6-5-2 ve deneysel HS3-5-1.5-5+1 Nb alaşımları aynı koşullarda belirli iş parçalarını keserek oluşan aşınma karakteristikleri SEM'de incelenmiş ve kritik ölçümleri yapılmıştır. Şekil 9.41a'da bir torna kalemi 9.41 b'de ise ölçümlere kullanılmak üzere torna kaleminden kesilmiş numune görüntüsü görülmektedir. İş parçası malzemeleri olarak Islahlı Ç1040, Islahlı Ç4140 ve herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış Ç1050 çelikleri

kullanılmıştır. Tablo 9.5, 9.6, 9.7, 9.8, 9.9 ve 9.10'da SEM'de inceleniş sırasına göre gruplanan takım malzemelerine ait kesme koşulları verilmiştir. Kesme işlemleri torna ile yapılmış olup, kesme sıvısı olarak bor yağı kullanılmıştır. Tablolarda "B" harfi deneysel 3-5-1.5-5+1Nb çeliğini simgelerken, "M"harfi ise HS6-5-2 çeliğini karakterize etmektedir. Numune sınıflandırma karakteristiği Şekil 9.42'de görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 9.41. a) Kesme işlemini gerçekleştiren HS 3-5-1,5-5+1 Nb alaşımından üretilen takım, b) aşınma ölçümü yapılmak üzere bu takımdan kesilerek elde edilen numune görüntüsü.



Şekil 9.42. Numune isimlendirme yöntemi.

Tablo 9.5. A grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları

a)Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb (B)					
Koşullar	**Birim**	**Numune 1B1**	**Numune 1B2**	**Numune2B1**	**Numune 3B1**
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç-1040 Islahlı	Ç1040Islahlı	Ç1040Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	40	36-32	36
Devir	devir/dak	125	125	90	90
Kesme Hızı	m/dak	14,13	15,17	9,6	10,173
İlerleme	mm/sn	0,18	0,18	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	2	2	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	10	10	73	127
Talaş Uzunluğu	m	0,32	0,35	0,70	0,99

b) HS 6-5-2 (M)					
Koşullar	**Birim**	**Numune 1M1**	**Numune 1M2**	**Numune 2M1**	**Numune 3M1**
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	36	40	36-32	36
Devir	devir/dak	125	125	90	90
Kesme Hızı	m/dak	14,13	15,17	9,6	10,173
İlerleme	m/dak	0,18	0,18	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	2	2	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	10	10	73	127
Talaş Uzunluğu	m	0,32	0,35	0,70	0,99

Tablo 9.6. B grubu grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları

a) Deneysel 3-5-1,5-5 + 1 Nb (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/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	105	105	105
Talaş Uzunluğu	m	0,8	0,8	0,8

b) HS 6-5-2 (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/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	105	105	105
Talaş Uzunluğu	m	0,8	0,8	0,8

Tablo 9.7. C grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları

a) Deneysel 3-5-1,5-5 + 1 Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 5B1	Numune 5B2	Numune 5B3
Malzeme	-	Ç 1040 Islahlı	Ç 1040 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/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	120	120	120
Talaş Uzunluğu	m	1	1	1
b) HS 6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 5M1	Numune 5M2	Numune 5M3
Malzeme	-	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı	Ç1040 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	34	33	30
Devir	devir/dk	90	90	90
Kesme Hızı	m/dk	9,60	9,32	8,47
İlerleme	mm/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dk	120	120	120
Talaş Uzunluğu	m	1	1	1

Tablo 9.8. D grubu Islahlı Ç1040 numunelerine ait kesme koşulları

a) Deneysel 3-5-1,5-5 + 1 Nb (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/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	148	148	150
Talaş Uzunluğu	m	1,2	1,2	1,2
b) HS 6-5-2 (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/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	148	148	150
Talaş Uzunluğu	m	1,2	1,2	1,2

Tablo9.9. E grubu Islahlı Ç4140 numunelerine ait kesme koşulları

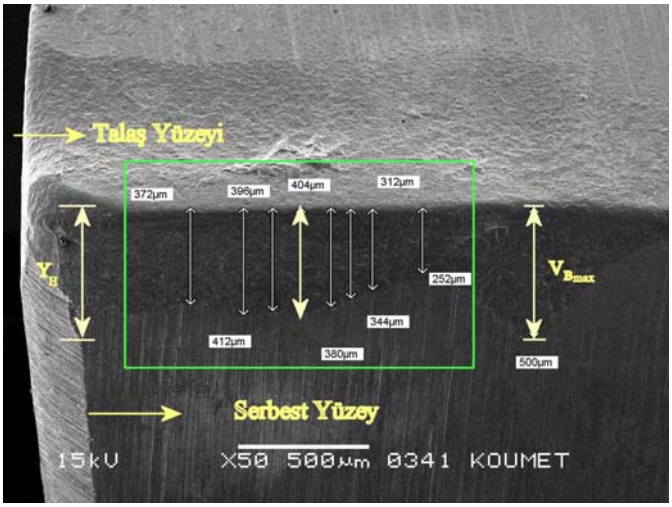
a) Deneysel 3-5-1,5-5 + 1 Nb (B)				
Koşullar	Birim	Numune 2B2	Numune 3B2	Numune 3B3
Malzeme	-	Ç4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	45-41-37	45-41-37	35
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	11,58	11,586	9,891
İlerleme	mm/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	94	180	135
Talaş Uzunluğu	m	0,87	1,4	1,05
b) HS 6-5-2 (M)				
Koşullar	Birim	Numune 2M2	Numune 3B2	Numune 3B3
Malzeme	-	Ç4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı	Ç 4140 Islahlı
Malzeme Çapı	mm	45-41-37	45-41-37	35
Devir	devir/dak	90	90	90
Kesme Hızı	m/dak	11,58	11,586	9,891
İlerleme	mm/sn	0,13	0,13	0,13
Kesme Derinliği	mm	4	4	4
Kesme Zamanı, t	dak	94	180	135
Talaş Uzunluğu	m	0,87	1,40	1,05

Tablo 9.10. F grubu Ç1050 numunelerine ait kesme koşulları

a) Deneysel 3-5-1,5-5 + 1 Nb (B)			
Koşullar	Birim	Numune 1B3	Numune 2B3
Malzeme	-	Ç:1050	Ç1050
Malzeme Çapı	mm	36	36
Devir	devir/dak	180	90
Kesme Hızı	m/dak	20,3	10,17
İlerleme	mm/sn	0,20	0,13
Kesme Derinliği	mm	2,5	4
Kesme Zamanı, t	dak	35	180
Talaş Uzunluğu	m	0,536	1,85

b) HS 6-5-2 (M)			
Koşullar	Birim	Numune 1M3	Numune 2M3
Malzeme	-	Ç:1050	Ç1050
Malzeme Çapı	mm	36	36
Devir	devir/dak	180	90
Kesme Hızı	m/dak	20,3	10,17
İlerleme	mm/sn	0,20	0,13
Kesme Derinliği	mm	2,5	4
Kesme Zamanı, t	dak	35	180
Talaş Uzunluğu	m	0,536	1,85

Şekil 9.43'de ise teori kısmında anlatıldığı gibi aşınma için temel kriterlerden biri olan serbest aşınma karakteristiğinin nasıl belirlendiği ve ölçümde hangi unsurların dikkate alındığı gösterilmiştir. Görüldüğü gibi uç bölgesinde aşınma bandının genişliği bir maksimum yapmış ve uç bölgesinden sonra (orta bölümde) yaklaşık olarak lineer olarak seyretmiştir. Daha sonra talaş-takım arasında sürtünmenin kuvvetlenmesiyle tekrar bir maksimum yapmıştır (arka bölümde). Ölçümlerde bu üç bölgeden (uç-orta ve arka bölüm) çeşitli ölçümler alınmış, fakat serbest yüzey aşınma bandı genişliği olarak sadece orta bölümdeki (aşınmanın lineer bir seyir gösterdiği) ölçümler dikkate alınmış ve bu ölçümlerin ortalaması alınarak serbest yüzey aşınma bandı genişliği (VB) hesaplanmıştır.

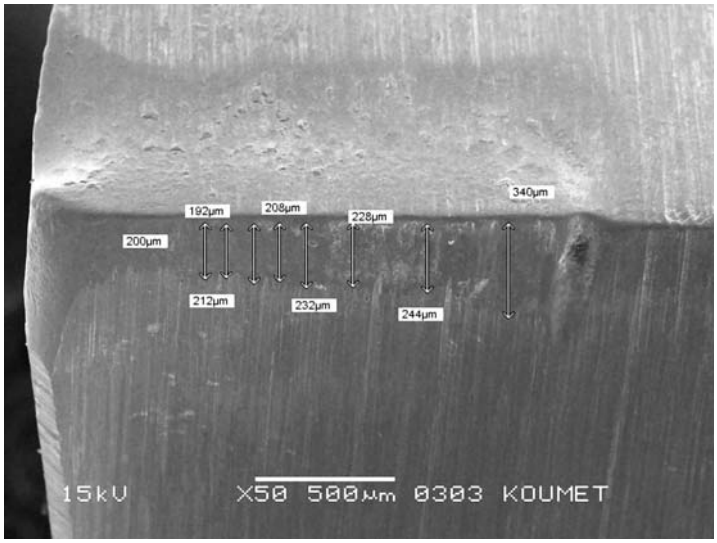


Şekil 9.43.Kesici takım malzemesinde serbest yüzey aşınmasını belirlemek için kullanılan yöntem.

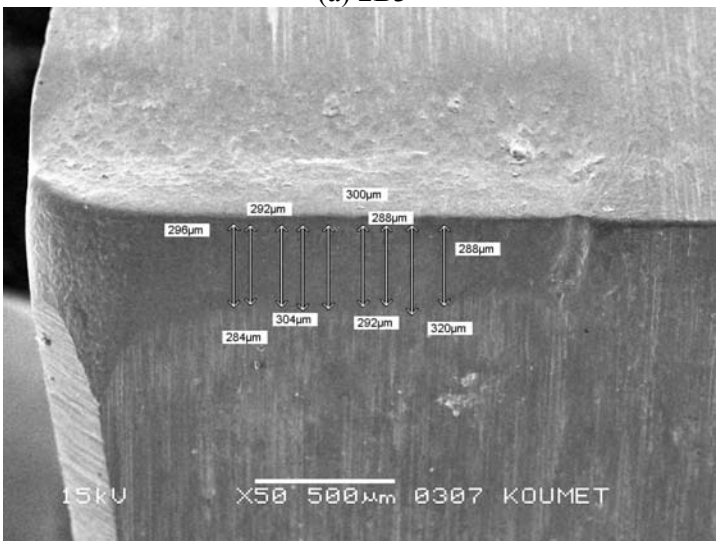
SEM'de incelenen numunelerin yapılan serbest yüzey aşınma bandı ölçümlerinden bazıları Şekil 9.44 a ve b'de örnek olarak sunulmuştur. Tablo 9.11'de ise Tablo 9.5-9.10 arasında anılan tüm numunelerin serbest yüzey aşınma bandı genişliği ölçüm sonuçları verilmiştir.

Tablo 9.11. Bir önceki tablolarda listelenen numunelerde örnek olarak alınan serbest yüzey aşınma ölçüm karakteristiği.

Numune (B)	Serbest yüzey aşınma bandı genişliği (VB), µm	Numune (M)	Serbest yüzey aşınma bandı genişliği (VB), µm
1B1	624	1M1	847
1B2	675	1M2	803
2B1	1503	2M1	359
3B1	1613	3M1	1770
4B1	222	4M1	927
4B2	184	4M2	868
4B3	157	4M3	678
5B1	1186	5M1	427
5B2	273	5M2	834
5B3	502	5M3	97
6B1	490	6M1	307
6B2	457	6M2	297
6B3	220	6M3	242
2B2	192	2M2	141
3B2	370	3M2	792
3B3	1407	3M3	965
1B3	111	1M3	63
2B3	217	2M3	294



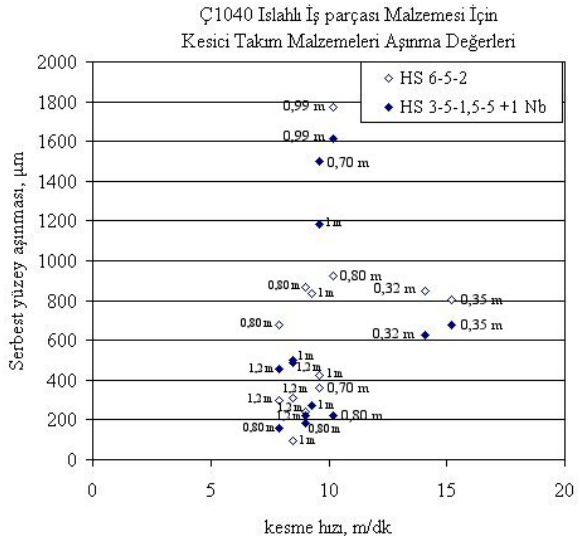
(a) 2B3



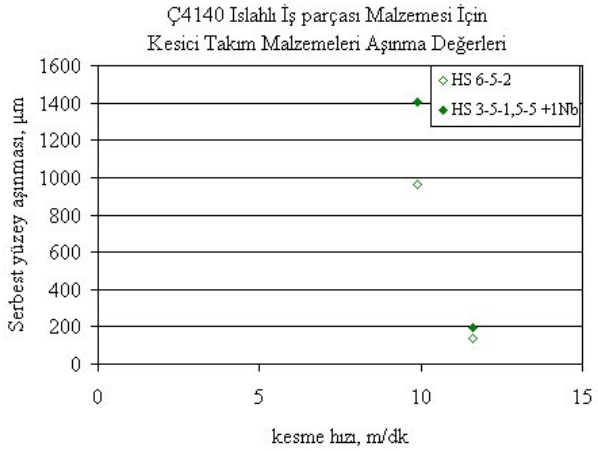
(b) 2M3

Şekil 9.44. Tabloda verilen numunelere ait serbesy yüzey aşınma ölçümü örnekleri

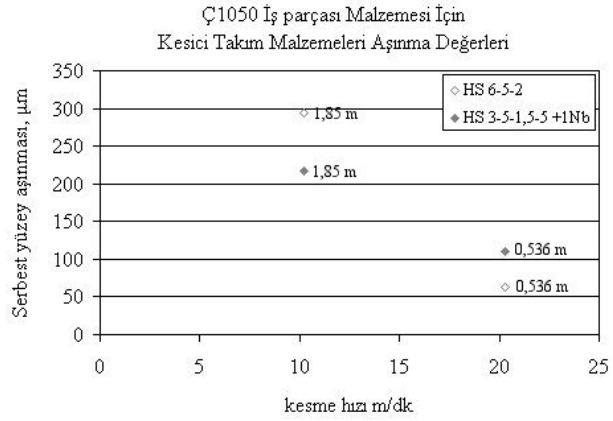
Bu ölçümlerde hesaplanan serbest yüzey aşınma bandı genişliği değerleri, kesme hızına bağlı olarak diyagrama oturtulduğunda Şekil 9.45'deki diyagramlar elde edilmiştir. Şekil 9.46'da ise teorik olarak elde edilen değerler [51] görülmektedir.



(a)

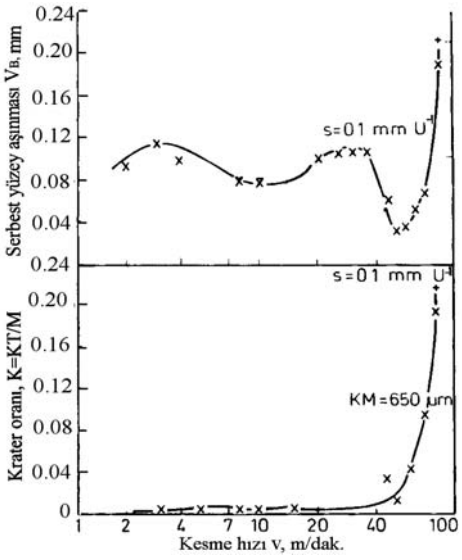


(b)



(c)

Şekil 9.45. a) Ç1040 Islahlı, b) Ç4140 Islahlı, c) Ç1050 iş parçası kesimini yapan takım malzemelerinin kesme hızına bağlı olarak serbest yüzey aşınma karakteristiği.



Şekil 9.46. Teoride [51], kesme hızlarına bağlı olarak serbest yüzey ve krater aşınması karakteristiği.

Görüldüğü gibi Şekil 9.45 a.ile Şekil 9.46 yı kıyaslanacak olunursa; 5-15 m/dk 'lık kesme hızlarındaki eğrinin seyrine dikkat edildiğinde, bulunan deneysel değerlerin teorideki değerler ile benzer bir karakteristik gösterdiği görülmektedir.

Daha sonra ise bu elde edilen sonuçlar doğrultusunda iş parçası malzemesi olarak Islahlı ve Islahsız Ç4140 çeliği seçilmiş ve yine HS 6-5-2 ve deneysel HS 3-5-1.5-5 +1Nb alaşımlarından üretilen takım malzemeleri bu iş parçaları üzerinde kesme testine tabi tutulmuştur. Tablo 9.12'de takım malzemelerinin Islahlı ve Islahsız Ç4140 çeliklerini kesme koşulları verilmiştir.

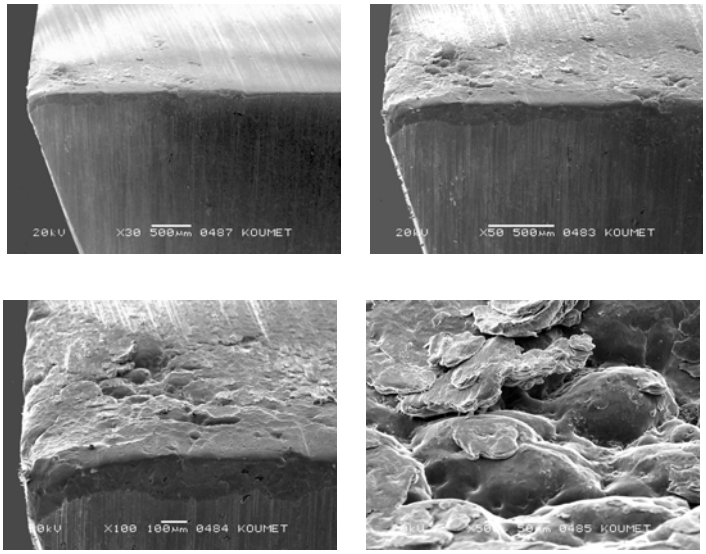
Tablo 9.12. Islahlı ve Islahsız Ç4140 iş prçalarını kesen takım malzemelerinin kesme koşulları.

Koşullar		İş parçası Malzemesi	
		Islahlı Ç4140	Islahsız Ç4140
İş Parçası Malz. Sertliği	HB	290-310	190-210
Malzeme Çapı	mm	35	35
Devir	devir/dak	125	125
Kesme Hızı	m/dak	15,7	15,7
İlerleme	mm/sn	0,18	0,18
Kesme Derinliği	mm	2-2,5	2-2,5

Bu incelemede ise takım malzemeleri ile nihai harabiyet konumuna kadar kesme işlemleri sürdürülmüştür. 7. Bakım Merkezinde kesme işlemini gerçekleştiren kesici takımlar her 1 m işlemeden sonra KOUMET labaratuvarında bulunan SEM'de serbest yüzey aşınma bandı genişliği ölçümleri yapılmış ve tekrar kesim işlemine devam etmek üzere 7. Bakım Merkezine gönderilmişlerdir. Sonuçta beklendiği gibi sertliği daha yüksek olan Islahlı Ç4140 çeliğini işleyen takımlar sadece 1,5 m kesim yaptıktan sonra harabiyete uğramalarına karşın Islahsız Ç4140 çeliğini işleyen takımlar 6,5 m'ye kadar kesim işlemlerini sürdürmüşler ve takım ömürlerini tamamlayarak harabiyete uğramışlardır.

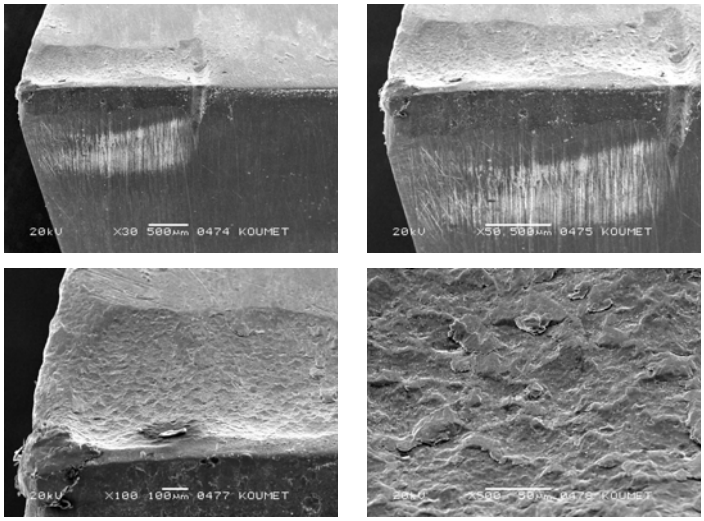
Burada da yine aynı simgelendirme yöntemi kullanılarak HS 6-5-2 alaşımı "M" harfi ile, HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb alaşımı ise "B" harfi le karakterize edilmiştir.

Şekil 9.47 ve 9.48'de Islahlı Ç4140 çeliğinin 1 m işlenmesinden sonra takım malzemelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri ve aşınma ölçümünün yapıldığı serbest yüzey görüntüsü sunulmuştur.



Şekil 9.47. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

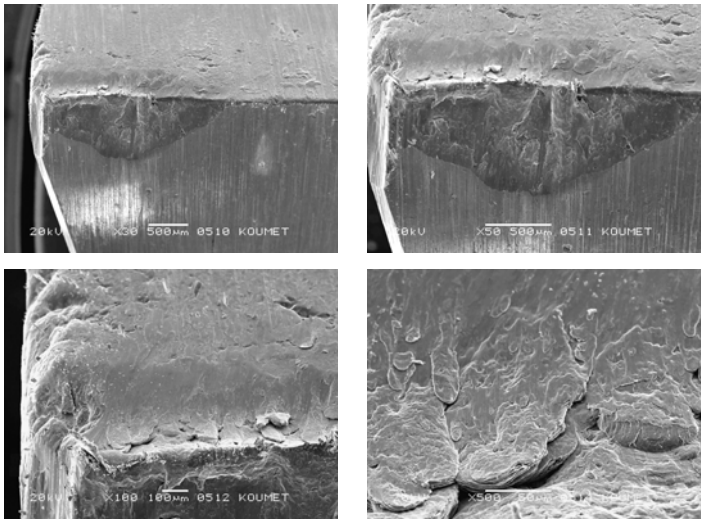
Şekil 9.47'de görüldüğü gibi serbest yüzey aşınması başlamış ve ilerlemeye eğilim göstermiştir. Talaş yüzeyinde de adheziv aşınma oluşmu görülmektedir.



Şekil 9.48. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Şekil 9.48'de hasar hem serbest yüzeyde, hem talaş yüzeyinde hem de takım ucunda meydana gelmiştir.

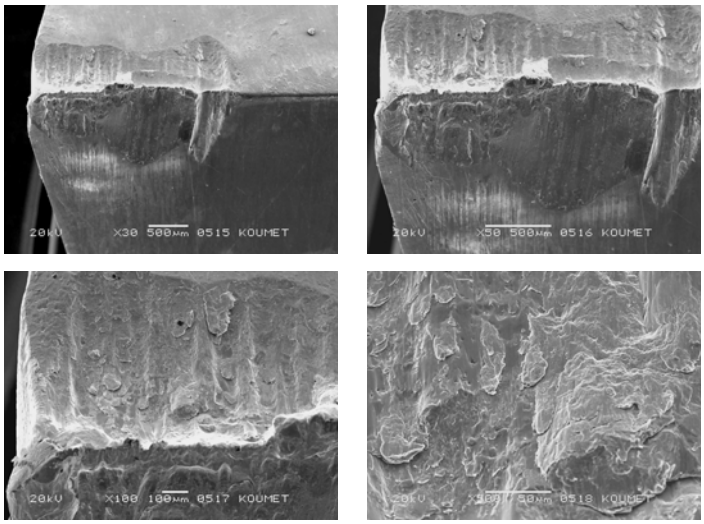
Şekil 9.49 ve 9.50'de ise Islahlı Ç4140 çeliğinin 1,5 m işlenmesinden sonra takım malzemelerinin nihai harabiyet konumunu karakterize eden aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri ve aşınma ölçümünün yapıldığı serbest yüzey görüntüsü sunulmuştur.



Şekil 9.49. Artan büyütme sırasıyla 1,5 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Görüldüğü gibi tornalama boyunun artmasıyla beraber serbest yüzey aşınması oldukça tehlikeli değerlere ulaşmış ve talaş yüzeyinde de azımsanmayacak derecede

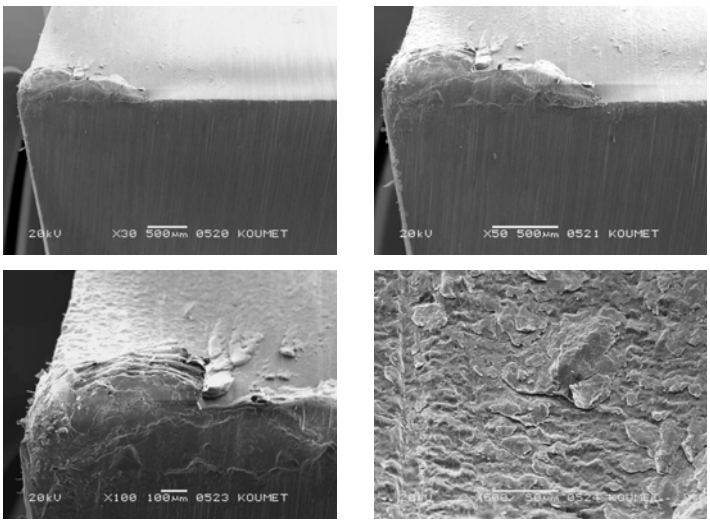
takım-talaş temasından kaynaklanan adhezyon görülmektedir. Takım ucu da açısını kaybetmiş ve kesemeyecek konuma gelmiştir.



Şekil 9.50. Artan büyütme sırasıyla 1.5 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

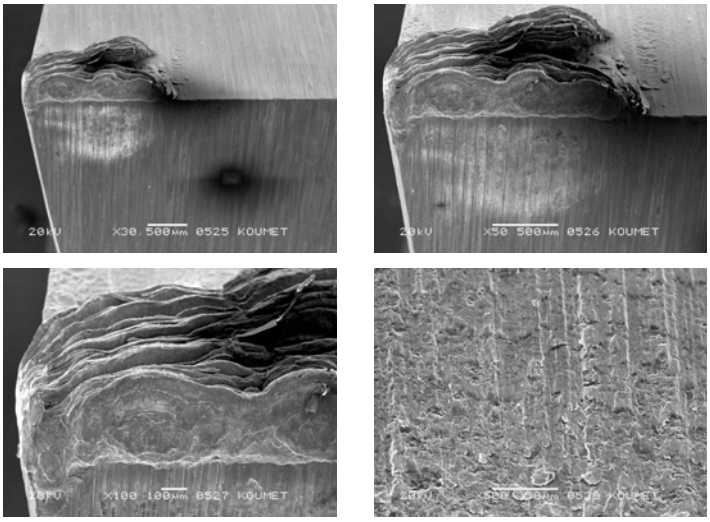
HS 6-5-2 çeliğinde de aşınma oldukça tehlikeli konuma gelmiş ve takımı iş göremez konuma getirmiştir.

Islahsız Ç4140 çeliği ise takım malzemeleri tarafından 6,5 m'ye kadar işlenmiştir. Şekil 9.51 ve 9.52'de 1 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.



Şekil 9.51. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

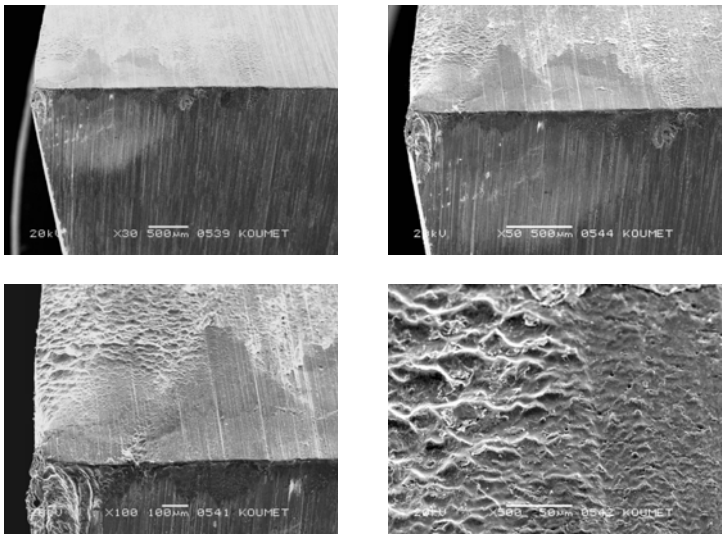
Şekil 9.51'de takım ucuna doğru sıvanan talaş görünmektedir



Şekil 9.52. Artan büyütme sırasıyla 1 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

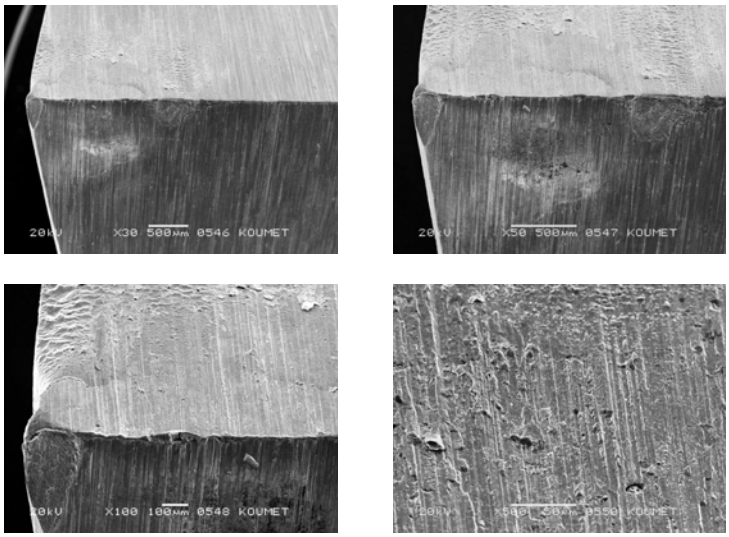
Şekil 9.52'de de talaş takım ucuna doğru sıvanmıştır. Ayrıca talaş yüzeyinde adheziv aşınmanın yanısıra abraziv aşınma izleri de görülmektedir.

Şekil 9.53 ve 9.54'de 2 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.



Şekil 9.53. Artan büyütme sırasıyla 2 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

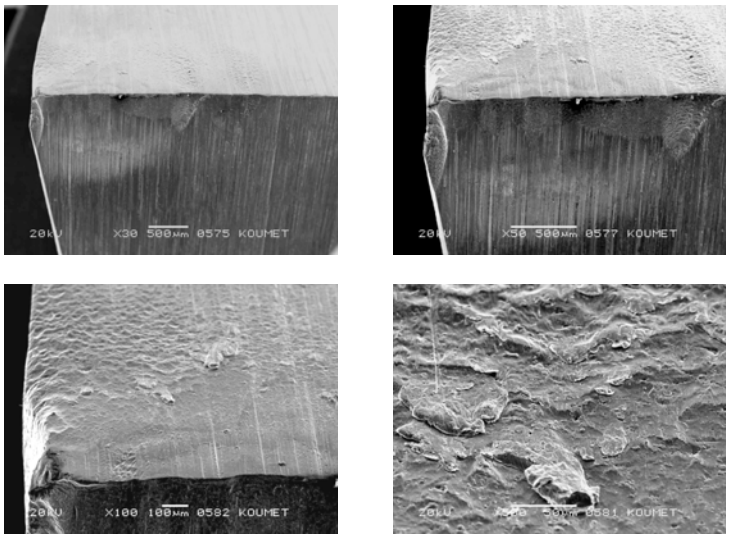
Şekil 9.53'de kırılmış bir takım ucu görüntüsü dikkat çekmektedir.



Şekil 9.54. Artan büyütme sırasıyla 2 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

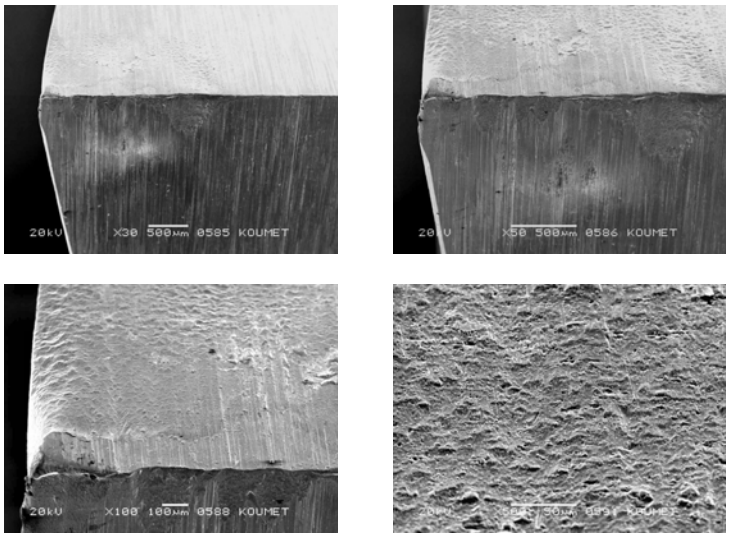
Şekil 9.54'de 1 metredeki görüntüde olduğu gibi yine talaş yüzeyinde iki tür aşınma beraber görülmektedir.

Şekil 9.55 ve 9.56'da 3 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.



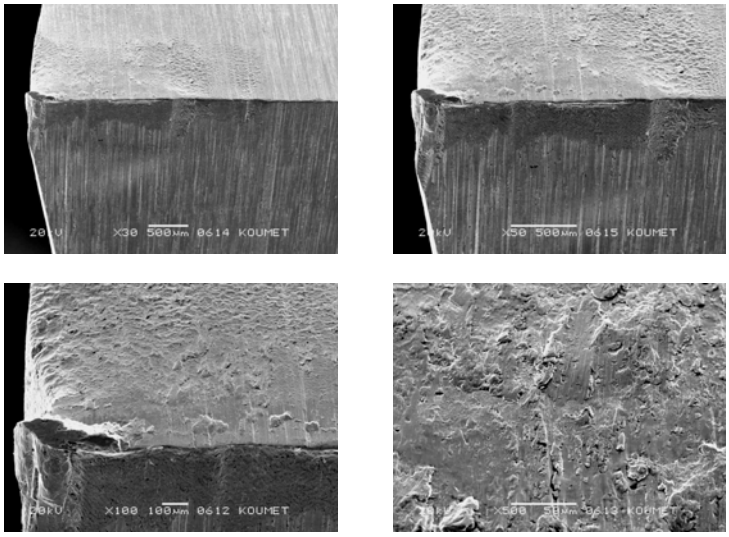
Şekil 9.55. Artan büyütme sırasıyla 3 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Şekil 9.55'de serbest yüzey aşınma bandının giderek ilerlediği ve böylece büyüdüğü göze çarpmaktadır.

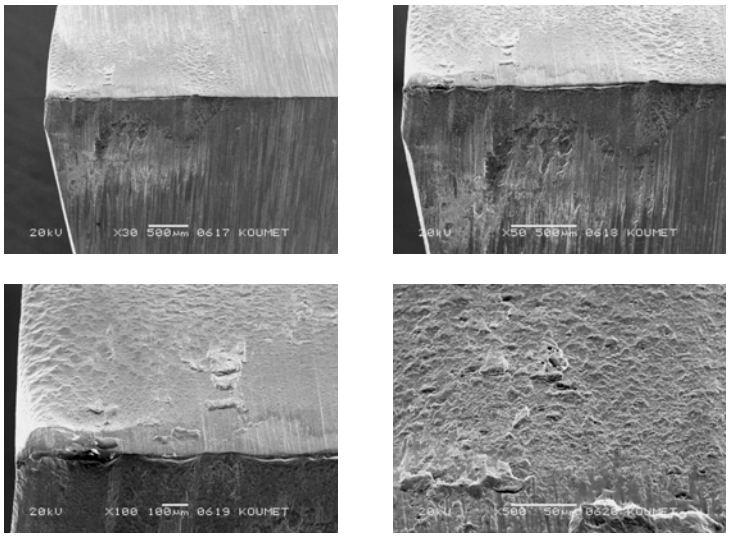


Şekil 9.56. Artan büyütme sırasıyla 3 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Şekil 9.57 ve 9.58'de 4 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.

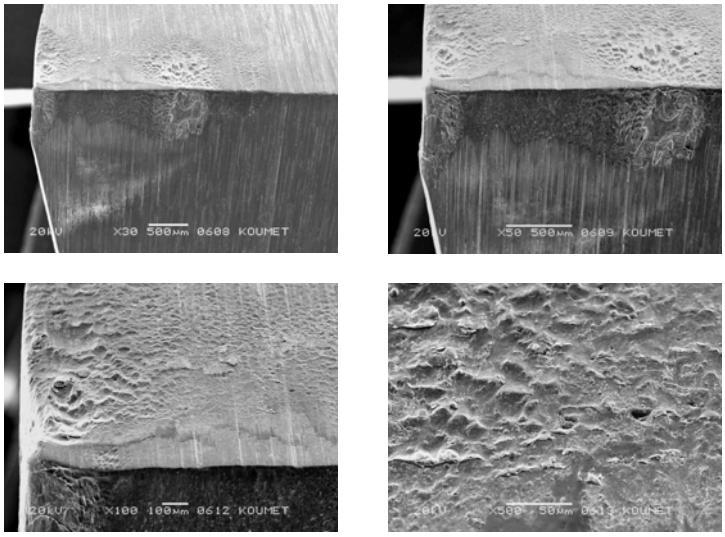


Şekil 9.57. Artan büyütme sırasıyla 4 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

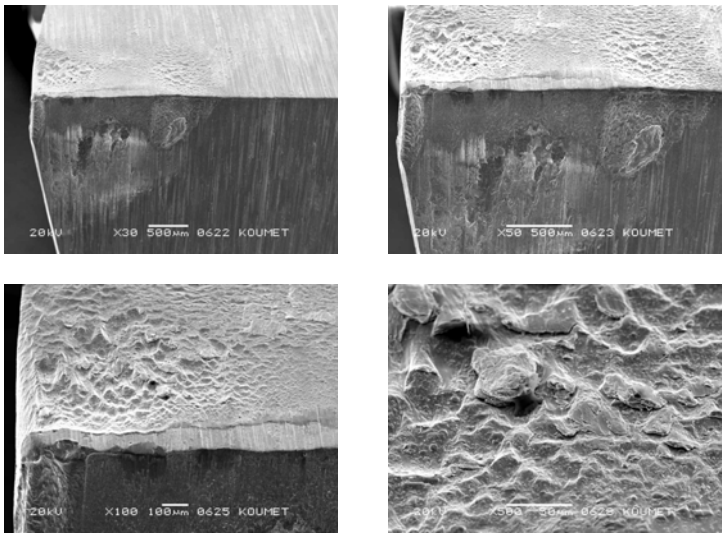


Şekil 9.58. Artan büyütme sırasıyla 4 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Şekil 9.59 ve 9.60'da 5 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.

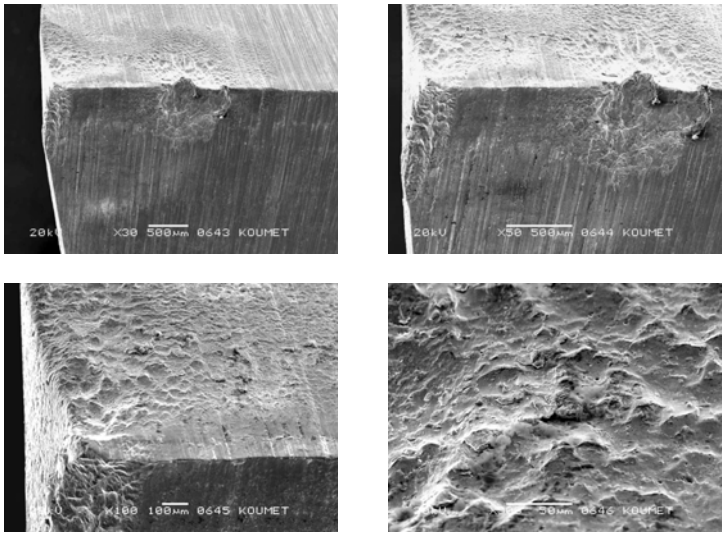


Şekil 9.59. Artan büyütme sırasıyla 5 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

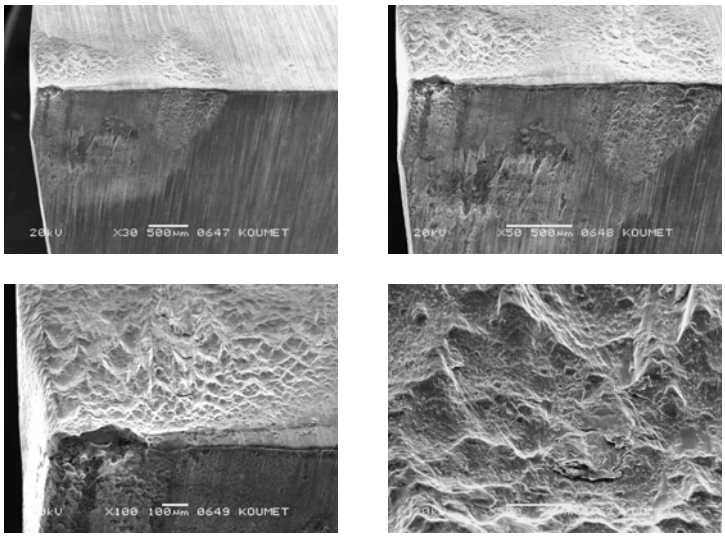


Şekil 9.60. Artan büyütme sırasıyla 5 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

Şekil 9.61 ve 9.62'de 6 m kesimden sonra takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.

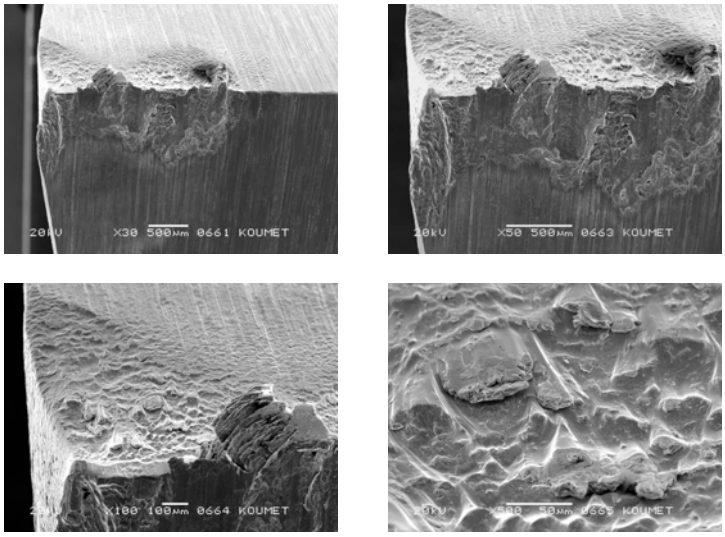


Şekil 9.61. Artan büyütme sırasıyla 6 metre kesim yapan deneysel HS 3-5-1.5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.

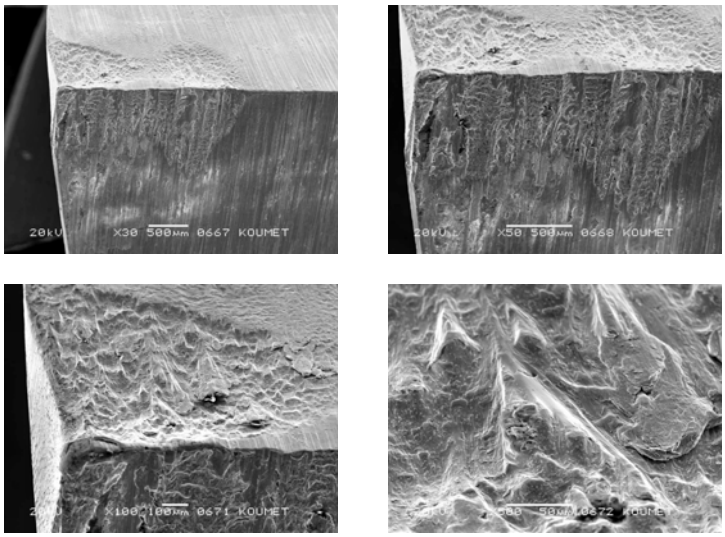


Şekil 9.62. Artan büyütme sırasıyla 6 metre kesim yapan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri

Şekil 9.63 ve 9.64'de ise 6,5 m kesimden sonra nihai harabiyete uğrayan ve takım ömrünü tamamlayan kesici takım malzemelerinin aşınma görüntüleri görülmektedir.

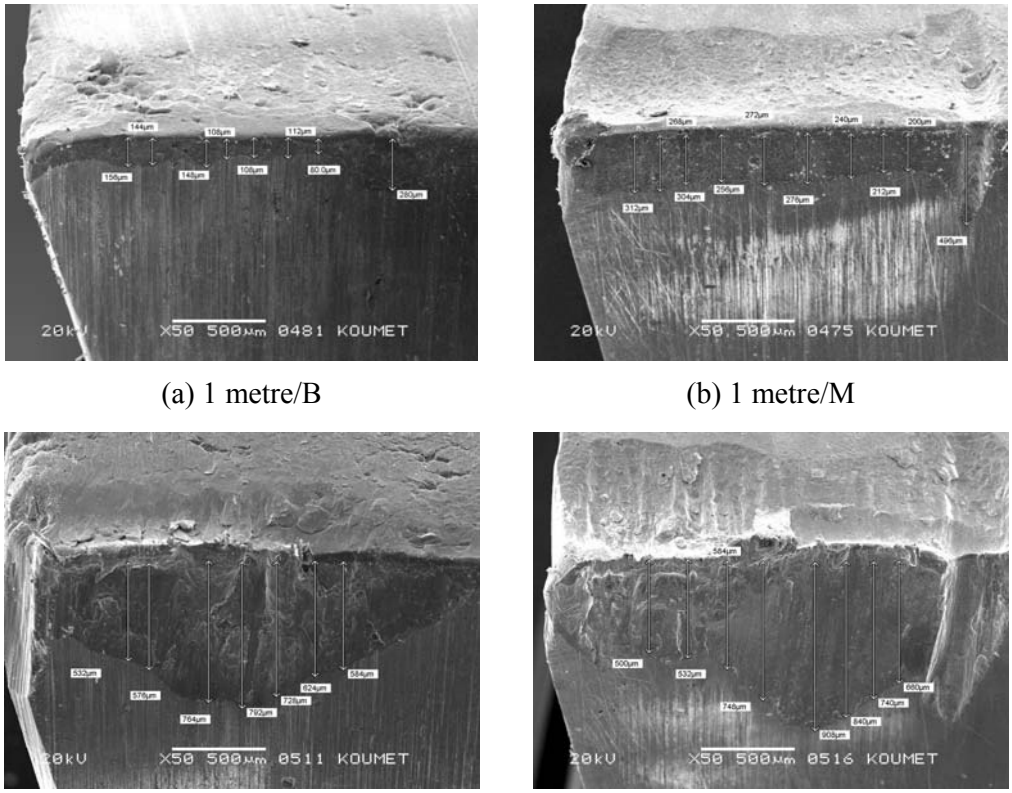


Şekil 9.63. Artan büyütme sırasıyla 6,5 metre kesim yapan ve takım ömrünü tamamlayan deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1 Nb çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri.



Şekil 9.64. Artan büyütme sırasıyla 6,5 metre kesim yapan ve takım ömrünü tamamlayan HS 6-5-2 çeliğine ait kesme ucu aşınma görüntüleri

Şekil 9.65'de, Islahlı Ç4140 çeliğini kesen takım malzemelerinin aşınma ölçümlerinin yapıldığı görüntüler görülmektedir.

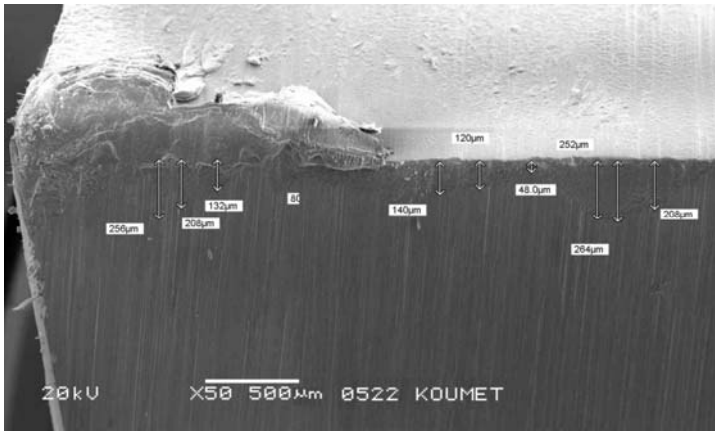


(a) 1 metre/B (b) 1 metre/M

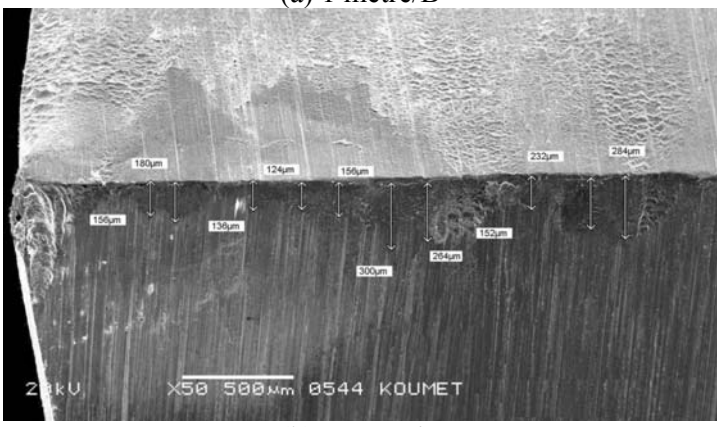
(c) 1,5 metre/B (d) 1,5 metre/M

Şekil 9.65. Islahlı 4140 çeliğinin kesimini yapan kesici takım malzemelerinin aşınma ölçümü görüntüleri.

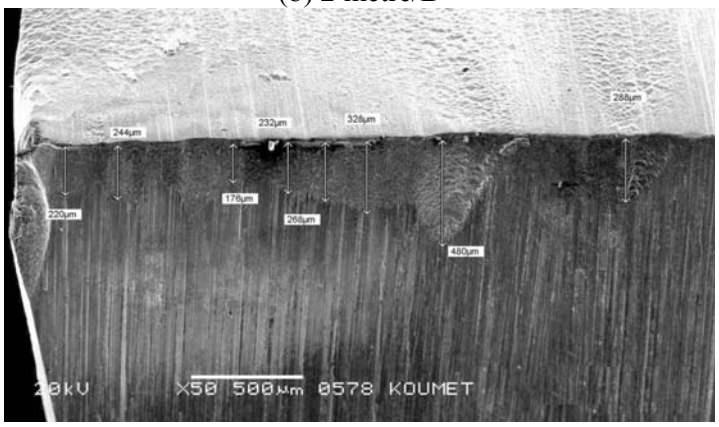
Şekil 9.66'da Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 m'ye kadar işleyen deneysel HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb alaşımından üretilen kesici takım malzemesinin kesici ucunda meydana gelen serbest yüzey aşınma bandı genişliğinin ölçümünde kullanılan görüntüler sunulmuştur.



(a) 1 metre/B

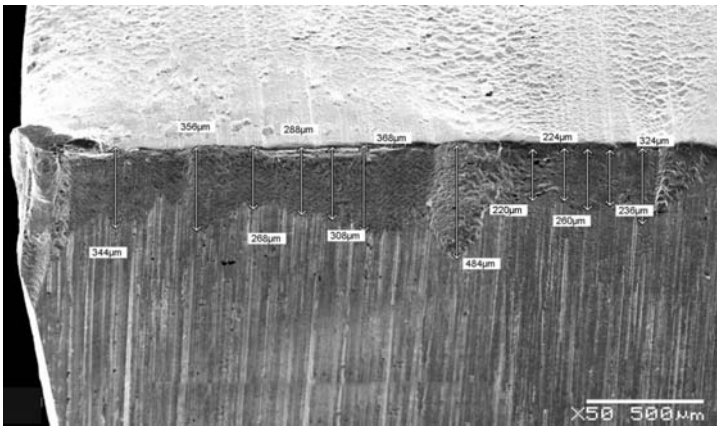


(b) 2 metre/B

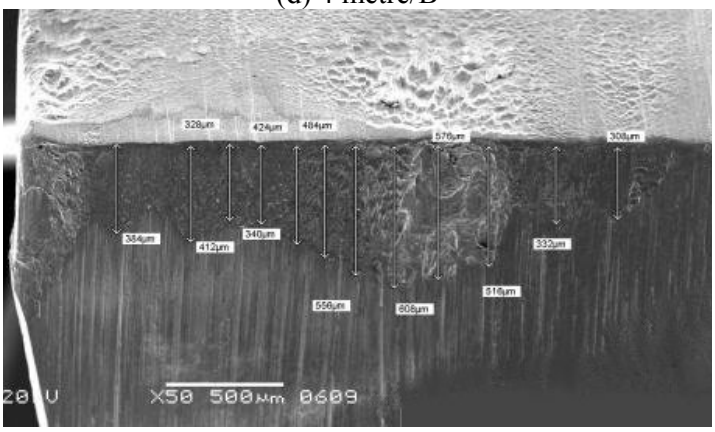


(c) 3 metre/B

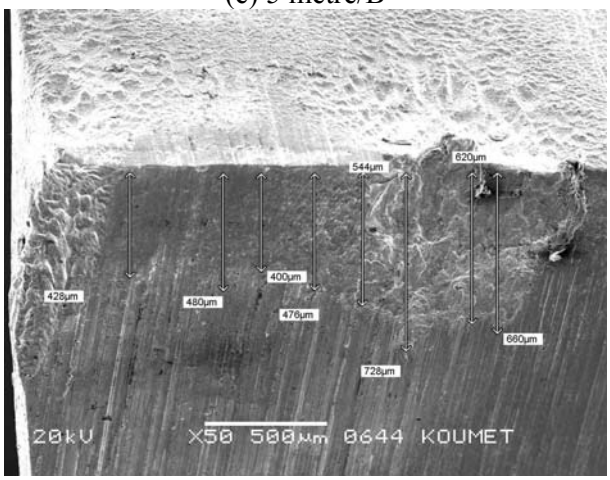
Şekil 9.66. Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait aşınma ölçümleri



(d) 4 metre/B

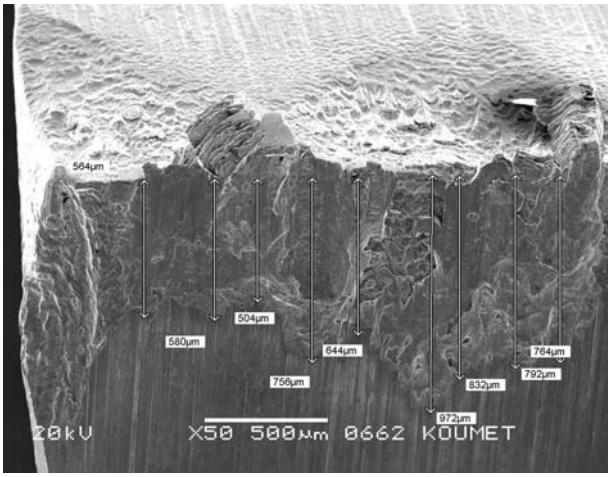


(e) 5 metre/B



(f) 6 metre/B

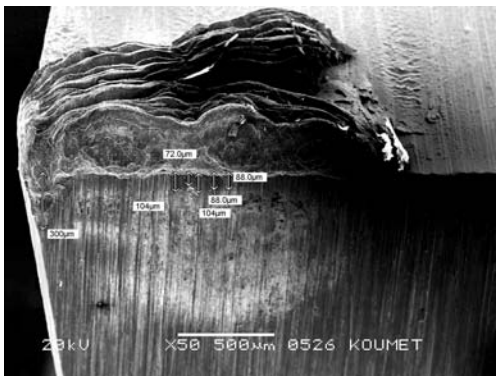
Şekil 9.66. (Devamı) Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait aşınma ölçümleri



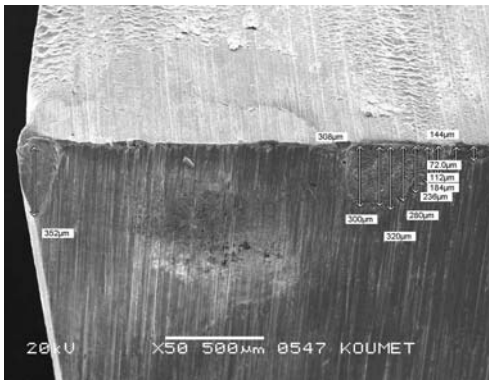
(g) 6,5 metre/B

Şekil 9.66. (Devamı) Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1,5 Nb alaşımına ait aşınma ölçümleri

Şekil 9.67'de ise Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 m'ye kadar işleyen HS 6-5-2 alaşımından üretilen kesici takım malzemesinin kesici ucunda meydana gelen serbest yüzey aşınma bandı genişliğinin ölçümünde kullanılan görüntüler sunulmuştur.

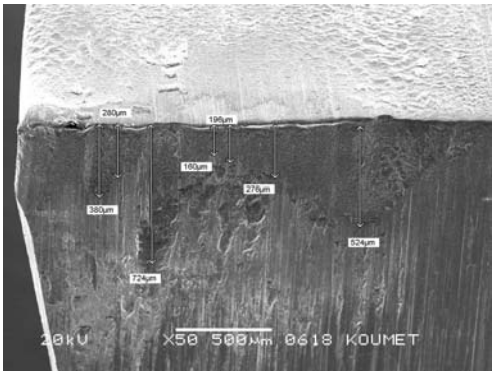


(a) 1 metre/M



(b) 2 metre/M

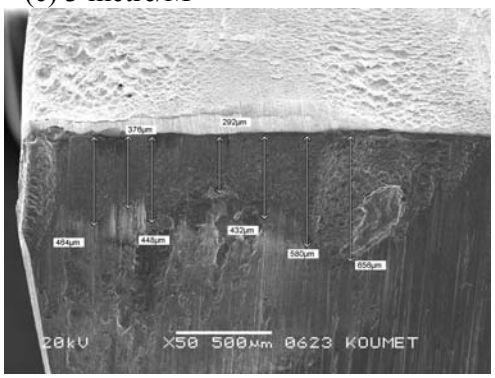
Şekil 9.67. Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 6-5-2 alaşımına ait aşınma ölçümleri



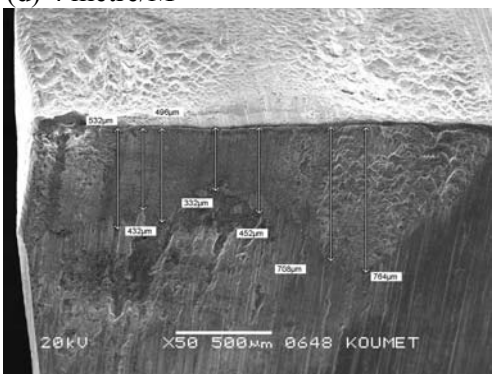
(c) 3 metre/M



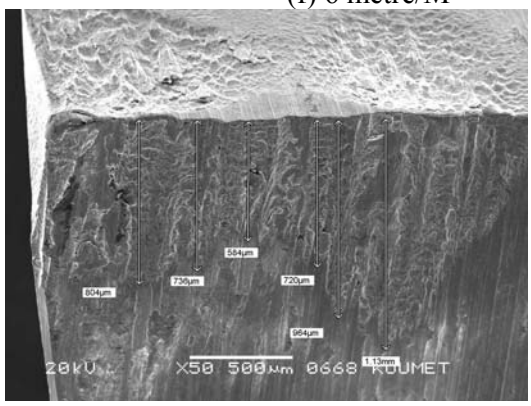
(d) 4 metre/M



(e) 5 metre/M



(f) 6 metre/M



(g) 6,5 metre/M

Şekil 9.67. (Devamı) Artan tornalama boyu doğrultusunda deneysel HS 6-5-2 alaşımına ait aşınma ölçümleri

İş parçası olarak Islahlı Ç4140 ve Islahsız Ç4140 çelikleri kullanılarak gerçekleştirilen ve aşınma ölçümleri yapılan deneysel HS3-5-1.5-5 + 1Nb ve HS6-5-2 alaşımları hakkında teorik bilgiler ile bir ilişki kurabilmek amacıyla ölçülen serbest yüzey aşınma bandı genişliği (VB) ölçümleri tornalama boyu (1m aralıklarla) doğrultusunda bir diyagrama oturtulmuştur. Şekil 9.65, 9.66 ve 9.67'de görülen şekilde yapılan ölçümler neticesinde elde edilen değerler Tablo 9.13 ve 9.14'de listelenmiştir. Tablo 9.13 a'da deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşımının Islahlı 4140

çeliğini kesmesi sonucu elde edilen VB_{ort} ve VB_{max} değerleri, Tablo 9.13'b de ise HS 6-5-2 alaşımının Islahlı Ç4140 çeliğini kesmesi sonucu elde edilen VB_{ort} ve VB_{max} değerleri listelenmiştir. Tablo 9.14 a'da ise deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşımının Islahsız 4140 çeliğini kesmesi sonucu elde edilen VB_{ort} ve VB_{max} değerleri, Tablo 9.14 b 'de de HS 6-5-2 alaşımının Islahsız Ç4140 çeliğini kesmesi sonucu elde edilen VB_{ort} ve VB_{max} değerleri listelenmiştir.

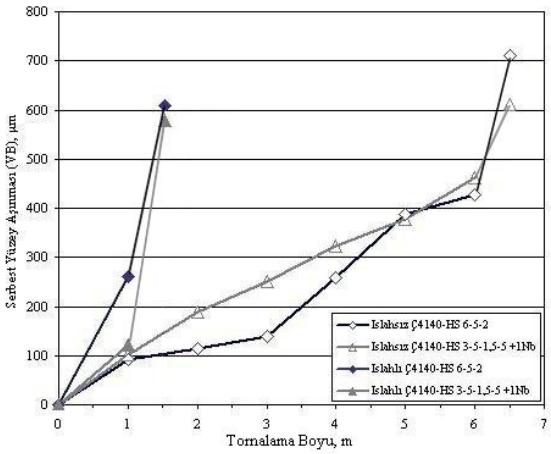
Tablo 9.13.Islahlı Ç4140 çeliğini kesen takım malzemelerine ait serbest yüzey aşınma değerleri.

(a) Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşıma ait Serbest Yüzey Aşınma Değerleri (VB), µm		
Tornalama Boyu (m)	**1**	**1,5**
V_{Bort}	122	579
V_{Bmax}	280	908
(b) HS 6-5-2 alaşımına ait Serbest Yüzey Aşınma Değerleri (VB), µm		
Tornalama Boyu (m)	**1**	**1,5**
V_{Bort}	260	608
V_{Bmax}	496	792

Tablo 9.14. Islahsız Ç4140 çeliğini kesen takım malzemelerine ait serbest yüzey aşınma değerleri.

(a) Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb alaşıma ait Serbest Yüzey Aşınma Değerleri (VB), µm							
Tornalama Boyu (m)	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**6,5**
V_{Bort}	103	189	250	322	378	462	610
V_{Bmax}	264	300	488	488	608	728	972
(b) HS 6-5-2 alaşımına ait Serbest Yüzey Aşınma Değerleri (VB), µm							
Tornalama Boyu (m)	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**6,5**
V_{Bort}	91	115	138	258	387	428	711
V_{Bmax}	104	360	488	524	656	764	1130

Şekil 9.68'de ise Tablo 9.13 ve 9.14'deki VB_{ort} değerlerinden yararlanılarak çizilmiş bir aşınma diyagramı sunulmuştur.



Şekil 9.68. Tablo 9.13 ve 9.14'deki VB_{ort} değerlerinden yararlanılarak çizilmiş bir aşınma diyagramı

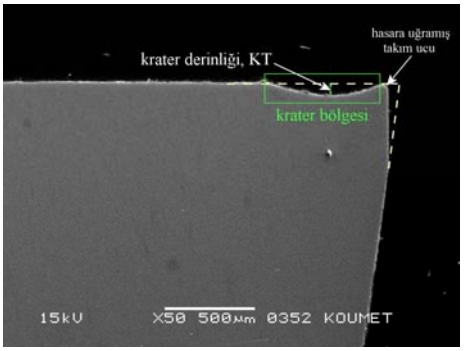
Şekil 9.68'de görüldüğü gibi Islahlı Ç4140 çeliğini işleyen deneysel HS 3-5-1,5-5+ 1Nb ve HS 6-5-2 çelikleri nihai harabiyet konumunda hemen hemen aynı serbest yüzey aşınma değerlerine sahiptirler. Islahsız Ç4140 çeliğinde ise durum biraz farklıdır. Başlangıçta deneysel çelik daha fazla aşınma değerleri gösterirken, harabiyet konumuna yaklaştıkça daha avantajlı konuma geçmiştir ve nihai harabiyet konumunda HS 6-5-2 ye göre serbest yüzey aşınması daha düşüktür.

Serbest yüzey aşınmasının yanında takım malzemesinin aşınma davranışını belirleyen unsurlardan biri de krater derinliğidir. Takım-talaş temasını karakterize eden krater oluşumu malzemeyi katastrofik hasara görüten bir nesne olduğundan dolayı Islahlı ve Islahsız Ç4140 çeliklerini işleyen deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb ve HS 6-5-2 çeliğinden üretilen takım malzemeleri üzerinde ayrıca krater ölçümleri de yapılmıştır.

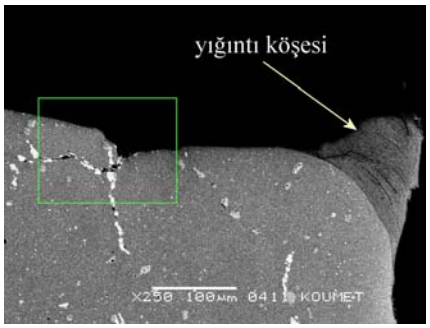
Krater ölçümleri takım malzemelerine nihai harabiyet konumunda uygulanmıştır.

Krater ölçümü yapılacak kesici takım numuneleri bakalite alınmış, 1 mm taşlandıktan sonra parlatılmış ve nital ile dağlanarak SEM'de incelemeye tabi tutulmuştur. Şekil 9.69'da numunelerin krater ölçümünün nasıl yapıldığı gösterilmiştir.

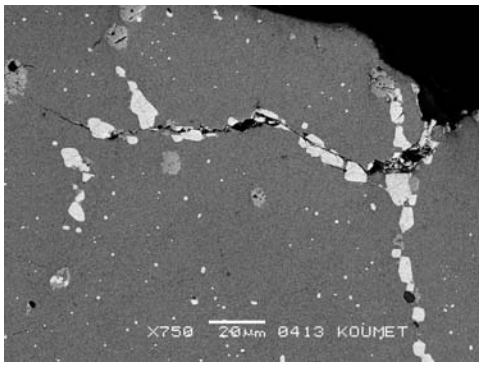
Şekil 9.70 ve 9.71'de SEM'de BSE kontrastı ile alınmış, sırasıyla deneysel HS 3-5-1.5-5 + 1 Nb ve HS 6-5-2 çeliklerinin Islahlı Ç4140 çeliğini 1,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri sunulmuştur.



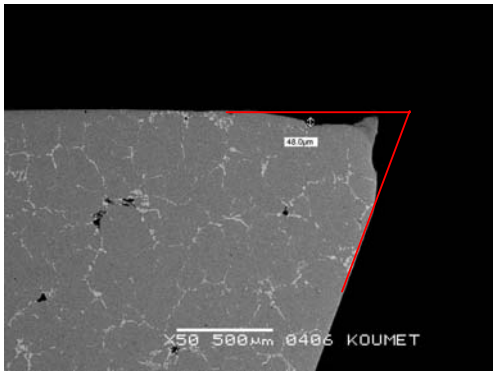
Şekil 9.69. Krater derinliği ölçümünün yapılış görünümü.



(a)



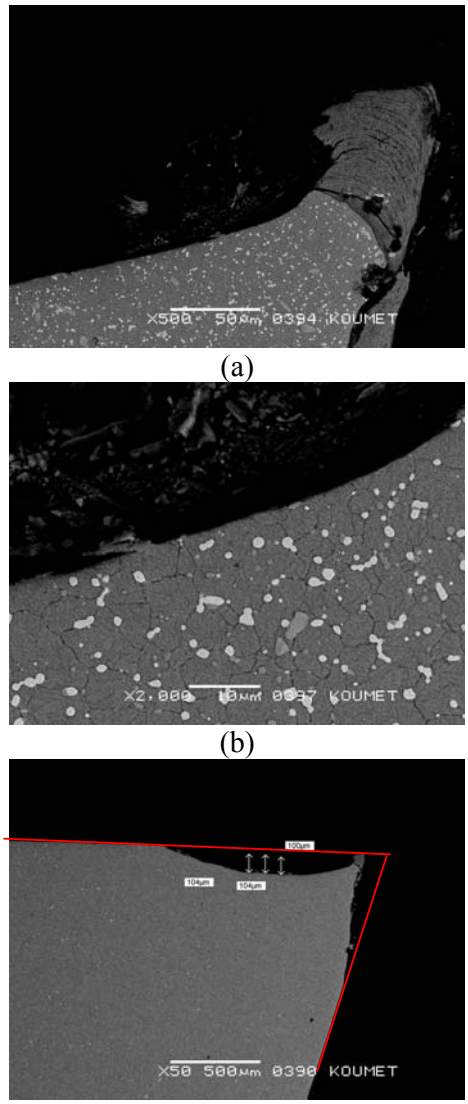
(b)



(c)

Şekil 9.70. SEM'de BSE kontrastı ile alınmış,deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin Islahlı Ç4140 çeliğini 1,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri

Şekil 9.70 a.'daki yeşil çerçeve içine alınan bölge b.'de daha yüksek büyütmede gösterilmiştir. Görüldüğü gibi talaş yüzeyinde başlayan çatlak oluşumu karbür dizisini takip ederek ilerlemiş ve malzemenin hasara uğramasına neden olmuştur. Bu da döküm numunelerin interdendritik karbür ağlarının -burada zayıflatılmış olmasına rağmen- negatif etkisini açıkça gözler önüne sermektedir. Ayrıca a. şıkkında yığıntı köşesi oluşumu da görülmektedir. Yığıntı köşesi talaşın takım ucuna yapışarak işleme sertleşmesine maruz kalmasıyla kesici uç gibi davranması olarak ifade edilebilir. Yığıntı köşesi kesme esnasında sık sık oluşur ve parçalanarak kopar gider. Malzemeyi hasara uğratan önemli etkenlerden biridir.



(a)

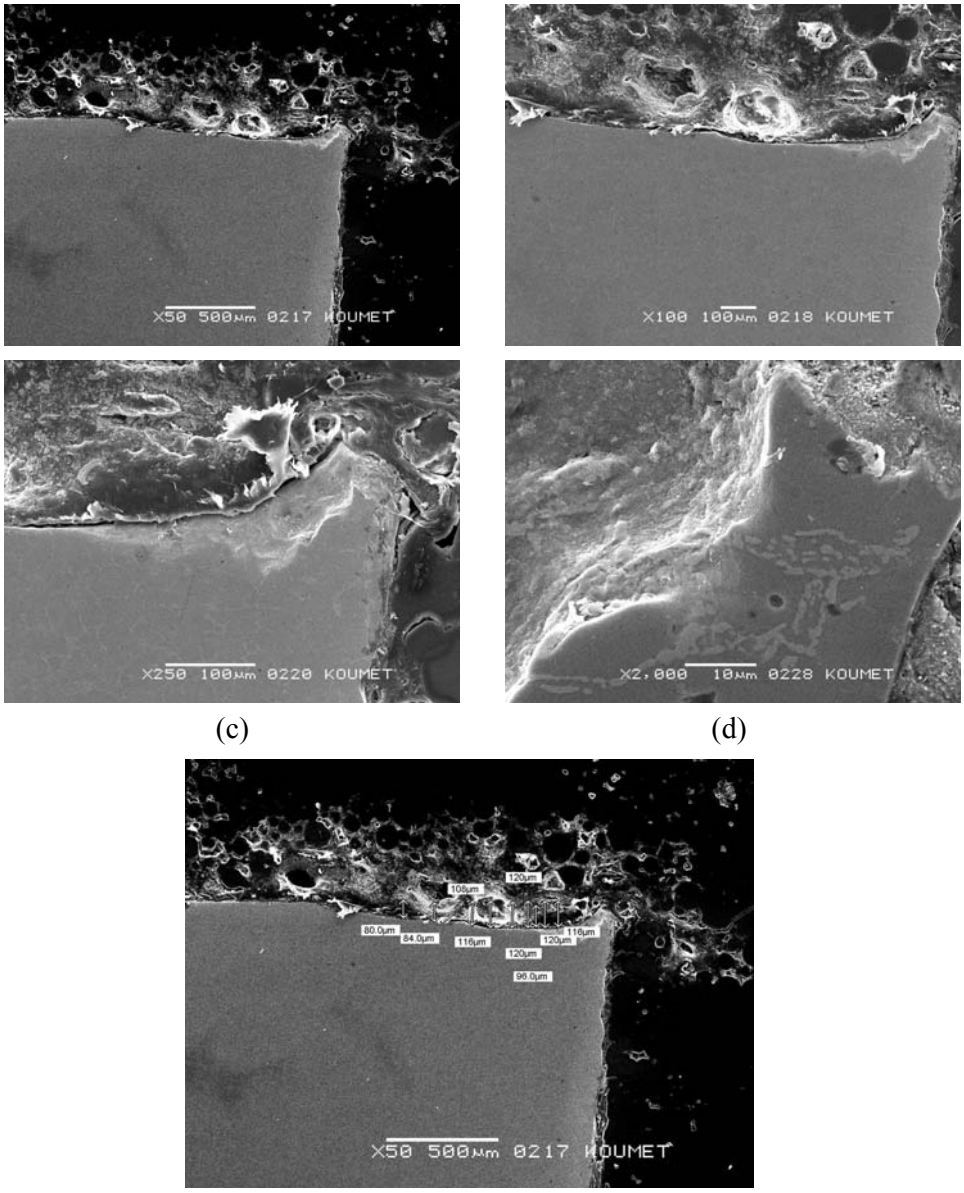
(b)

(c)

Şekil 9.71. SEM'de BSE kontrastı ile alınmış, HS 6-5-2 çeliğinin Islahlı Ç4140 çeliğini 1,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri.

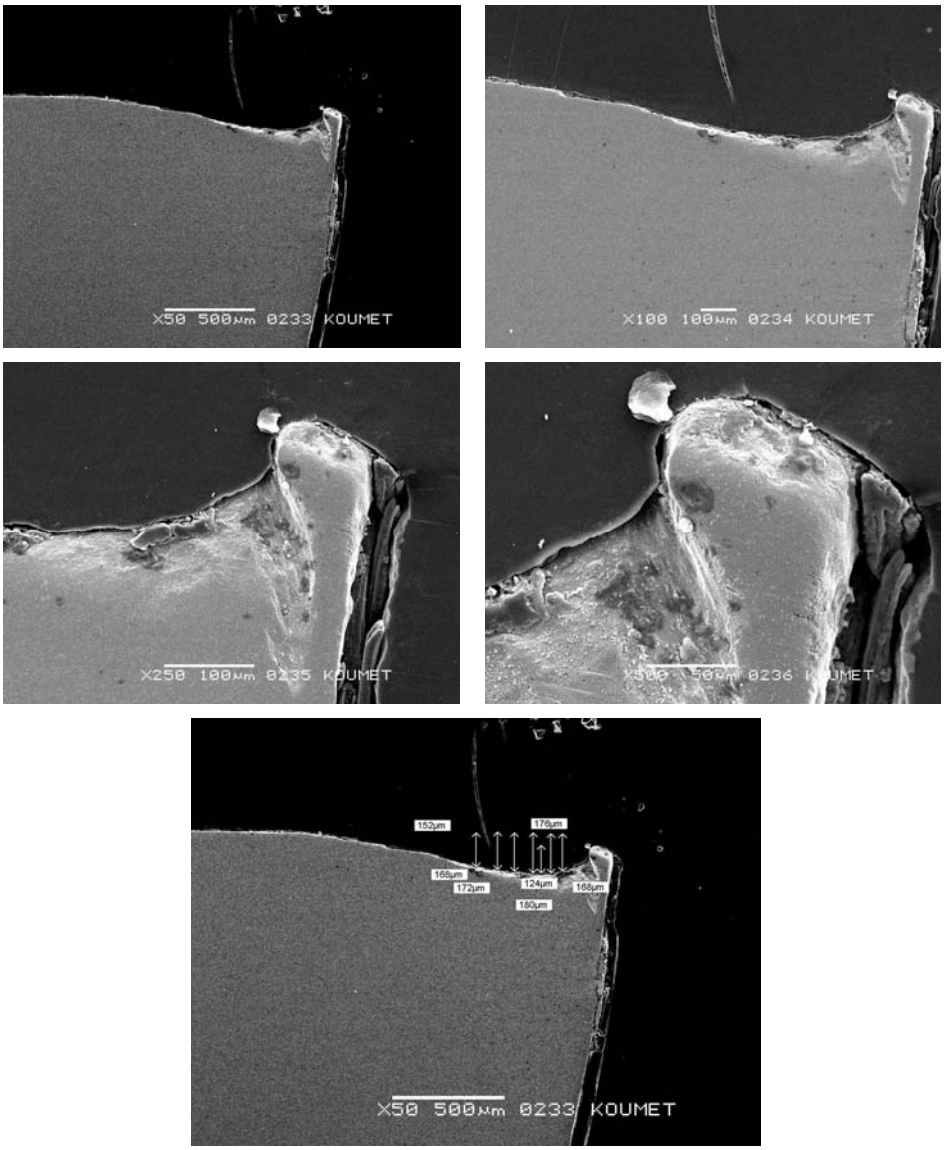
Şekil 9.71 a.'da da yığıntı köşesi oluşumu görülmektedir.

Şekil 9.72 ve 9.73'de ise SEM'de SE kontrastı ile alınmış, sırasıyla deneysel HS3-5-1.5-5 + 1 Nb ve HS6-5-2 çeliklerinin Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 9.72. Deneysel HS3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri.

Şekil 9.72.c'de görüldüğü gibi kesici uç bölgesi oldukça fazla hasara uğramıştır.



Şekil 9.73. HS6-5-2 çeliğinin Islahsız Ç4140 çeliğini 6,5 metre işlemesi sonucu oluşan krater bölgesi görüntüleri.

Tablo 9.15a ve b'de ise sırasıyla Islahlı ve Islahsız Ç4140 çeliğini işleyen takım malzemelerinin bazı kesme koşulları ve krater derinliği (KT) ölçümlerinden elde edilen sonuçlar listelenmiştir.

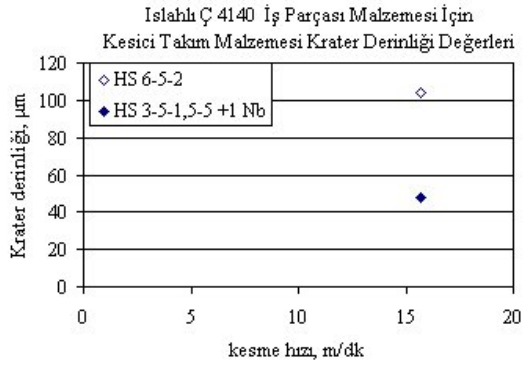
Tablo 9.15 a.Islahlı Ç4140 çeliğini işleyen takım malzemelerinin krater derinliği değerleri.

Kesme Koşulları	Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb	HS 6-5-2
Tornalama boyu (m)	1,5 m	1,5 m
Kesme hızı (m/dk)	15,7	15,7
Krater derinliği (µm)	48	104

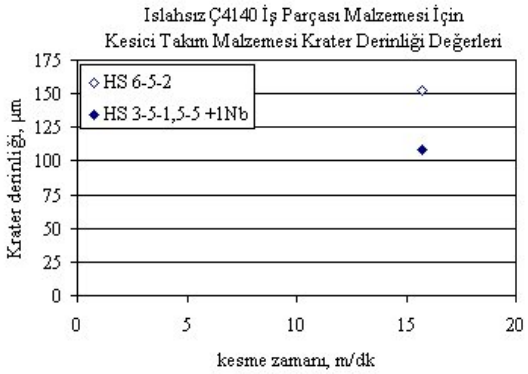
.Tablo 9.15 b.Islahsız Ç4140 çeliğini işleyen takım malzemelerinin krater derinliği değerleri.

Kesme Koşulları	Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb	HS 6-5-2
Tornalama boyu (m)	6,5m	6,5 m
Kesme hızı (m/dk)	15,7	15,7
Krater derinliği (µm)	108	152

Şekil 9.74'de ise Tablo 9.15'deki veriler ışığında çizilen diyagramlar görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 9.74 a) Islahlı Ç4140, b) Islahsız Ç4140 çeliklerini kesen takım malzemelerinin krater ölçümünü gösteren diyagram.

Görüldüğü gibi hem Islahsız, hem de Islahlı Ç4140 türü çeliğin işlenmesinde deneysel HS3-5-1.5-5+1Nb çeliği standart HS6-5-2 malzemeye göre daha düşük krater aşınması göstermektedir.

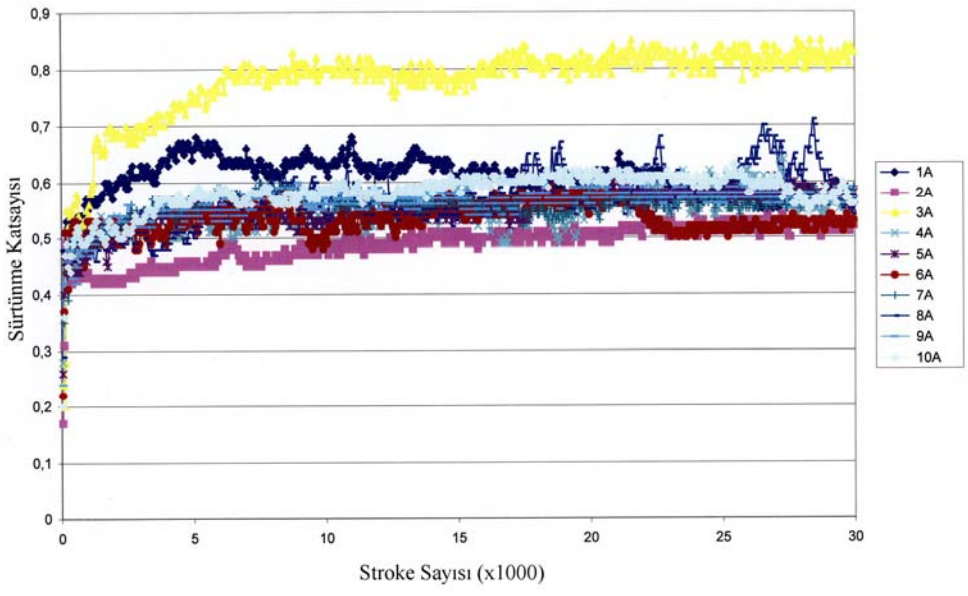
9.4.2. Sürtünme ölçümleri:

Bu kısımda ise deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb alaşımının sürtünme karakteristiği araştırılmıştır.

Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb alaşımının pin-on-disk yöntemiyle sürtünme katsayısı ölçümleri yapılmıştır. Tablo 9.16'da farklı ısıl işlem koşullarında sürtünme karakteristiği belirlenen deneysel çeliğin kodlanma sistemi gösterilmiştir. Şekil 9.75'de ise deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb alaşımının pin-on-disk yöntemiyle yapılan sürtünme katsayısı ölçümleri gösterilmiştir

Tablo9.16. Sürtünme katsayıları ölçülen nunmunelerin kodlanması.

Konum	Kod
1. Döküm	1A
2. Homoj. Tav.	2A
3. Yumuşak Tav.	3A
4. Öst+Su verme	4A
5. Meneviş 1x	5A
6. Meneviş 2x	6A
7. Meneviş 3x	7A
8. Meneviş 4x	8A
9. Meneviş 5x	9A
10.Meneviş 6x	10A



Şekil 9.75. Farklı ısıl işlem konumlarında pin-on-disk yöntemiyle sürtünme katsayıları ölçülen deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1 Nb çeliğinin ilgili değerleri.

Şekil 9.75'de görüldüğü gibi, aşınma değerleri genel olarak sertlik ölçümlerine paralel sonuçlar göstermektedir. Genel olarak yapılan sürtünme işleminde en zayıf matriks yumuşak tavlanmış konumdadır. Malzemenin sertleşmesi menevişlemede kalıntı östenitin giderilmesiyle 3x menevişlemeye kadar artar. Sürtünme katsayıları da bu durumu yansıtmaktadır.

9.4.3. Kırılma tokluğu

Yüksek hız çeliklerinde ömür belirleyici özelliklerden biride kırılma tokluğudur. Genelde darbeli/titreşimli çalışma koşullarında kesme işlemi yapıldığından malzemede kırılmaya karşı direnci gösteren tokluk özelliği de son derece önemlidir. Yüksek hız çeliklerinde genelde tokluk ölçümü eğme mukavemetinin belirlenmesi ile gerçekleşir. Deneysel HS 3-5-1,5-5+1 Nb çeliği üç nokta statik eğme düzeneğinde kırılarak toplam kırılma enerjisi bulunmuştur. Deney dataları ekstrem değer istatistiği üzerinden değerlendirilmiştir. Weibull'a göre -kırılmanın malzemedeki çatlak başlangıcına duyarlı evrelerden başlayarak ilerlemesi ve mukavemetinde bu yerlerin dağılımına bağlı olmasından dolayı- gevrek kırılmanın bir istatistiksel problem olarak ele alınması gerekmektedir [65]. Bu teori eğme mukavemeti için mekanik test sonuçlarının değerlendirilmesinde yeni bir yorum getirmiştir. Ekstrem değer istatistiği, gevrek malzemelerin mukavemetlerinin istatistiksel olarak değerlendirilmesinin başarıya ulaşabileceğini ve gevrek kırılmanın teorik temel bilgilerin geliştirilebileceğini göstermektedir. Böylece ekstrem değer istatistiği, genellikle gevrek olan yüksek sıcaklık malzemelerin mukavemet davranışlarının da tanımlanmasına çok uygun olabilecektir.

Ölçülen mukavemet değerlerinin istatistiksel karakterleri, kırılmanın meydana geldiği ve mekanik olarak zayıf evrelerin belirli bir dağılımda bulunmalarından ileri gelmektedir. Belirli bir gerilme altında meydana gelen kırılma, çatlak başlangıcına yol açabilecek evrelerin tipi ve miktarı ile yer ve boyut dağılımının bir fonksiyonudur.

Weibull istatistiğinin matematiksel formülasyonu aşağıda verilmiştir.

$$P = 1 - 1/\exp V/V_o \left(\sigma / \sigma_o \right)^m \quad (9.1)$$

$$P = \frac{n}{N+1} \quad (9.2)$$

Burada :

P : kırılma olasılığı

V : hacim

V_0 : tek bir hata içeren birim hacim

σ : gerilme

σ_0 : birim hacimdeki gerilme

m : Weibull sabiti

n : kırılan numune sayısı

N : toplam numune sayısı

N sayıdaki numunelerin hepsi kırılmayıp, bunlardan sadece belirli bir n tanesi kırılabilmektedir (bizim deneysel çalışmamızda N = n olmuştur).

Kırılma ihtimali P;

- Test edilen numunenin hacimsal büyüklüğüne, (daha büyük bir hacim, belirli bir gerilme altında daha yüksek bir kırılma ihtimaline sahiptir).
- Tatbik edilen gerilmeye, (gerilme ne kadar büyükse, bu gerilme altında çatlak başlangıcına neden olabilecek evreler o derece çabuk devreye girmektedir) ve
- Malzemenin homojenliği için bir parametre olan m sabitine bağlı olmaktadır (bir malzemenin gevrekliğini karakterize eden m, önemli bir malzeme parametresidir).

Eğme mukavemeti ve ilgili sonuçları üzerine uygulanacak Weibull istatistiği, döküm HSS türü takımların performansını tokluk üzerinden tanımlama imkanı vermektedir

Kritik gerilme şiddet faktörü olan Kc, kırılma tokluğu olarak adlandırılır. Gerilme şiddeti faktörü olan K, çatlak geometrisi ve gerilme durumuna bağlı olup, malzemenin özelliklerine bağlı değildir. Kırılma tokluğu olan Kc ise tamamen malzeme özellikleri ile ilgilidir.

$$K_{I_C} = \sigma_k \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot a}{Q}} \tag{9.3}$$

K_{IC} : kırılma tokluğu

σ_k : hata üzerindeki kritik gerilme

a : hata yarıçapı

Q : hatanın geometrik faktörü

Kırılma tokluğunu belirlemek için yapılan üç nokta statik eğme deneyi üniversal tip çekme cihazında yapılmıştır. Kırılma tokluğunu belirlemek için

$$\sigma_{e,max.} = \frac{3.P_{max}.L}{2.B.H^2} \tag{9.4}$$

formülünden yararlanılmıştır. Burada :

σ_e : eğme mukavemeti (MPa)

L : mesnetler arası mesafe

P_{max} : kırılma anında numuneye uygulanan kuvvet (N)

B, H: kesit ebatları (mm)

Deney düzeneği verileri ve ilgili bağıntılar aşağıda verilmiştir:

L = 40 mm.

B = H = 5 mm.

3. Pmax. 40

$$\sigma_{e,max.} = \frac{3.P_{max}.40}{2.(5)^3} \quad (9.5)$$

$$\sigma_{e,max.} = \frac{12.P_{max}}{25} \quad (9.6)$$

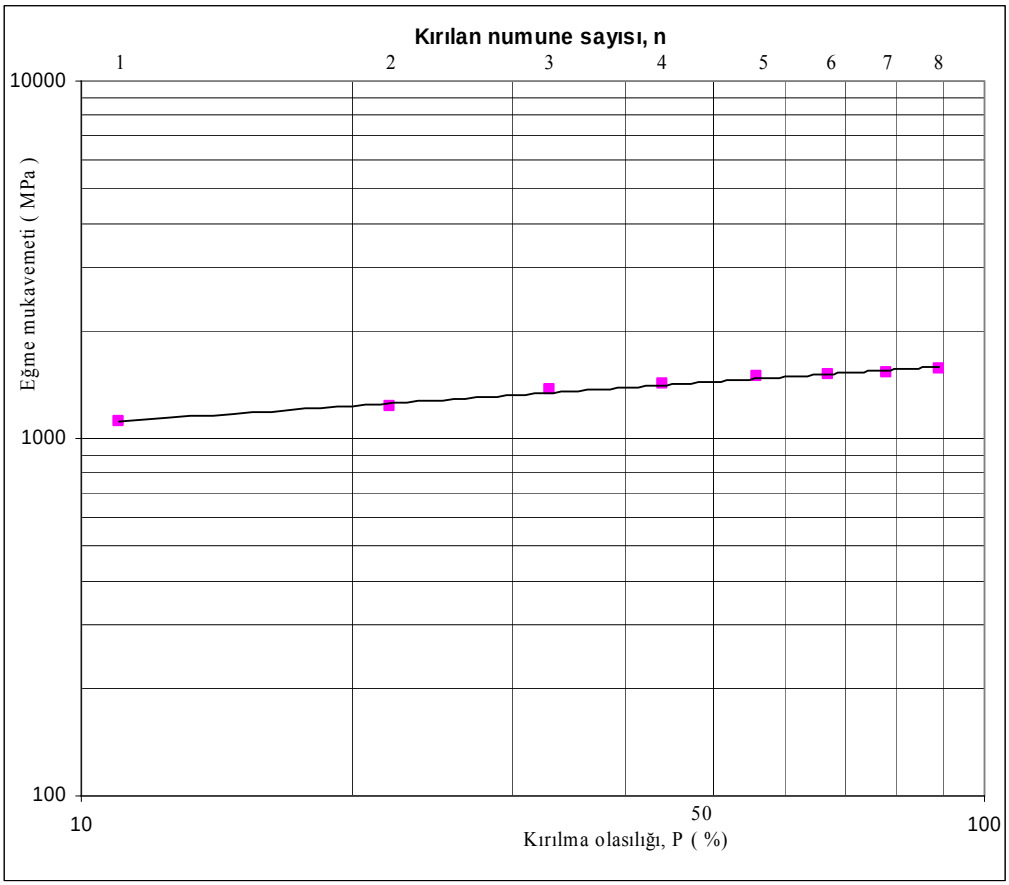
$\sigma_{e,max.}$ = 0.48 x P

Deneysel HS 3-5-1,5-5 + 1Nb alaşımına ait 8 adet numune hazırlanmış ve kırılmıştır. Numunelerin istatistiği Weibull diyagramı üzerinden gerçekleştirilmiştir. Ekstrem Değer İstatistiği olarakta anılan bu istatistiksel yöntem, özellikle çatlağa son derece duyarlı gevrek malzemeler için yapılan eğme testlerinin değerlendirilmesinde ideal bir yöntemidir. Weibull istatistiğinde kırılma olasılığı % 50 olan değerler esas olarak alınır. Tablo 9.17'de kırılan numunelere ait kırılma olasılıkları ve eğme mukavemeti değerleri verilmiştir. %50 kırılma olasılığında deneysel HS 3-5-1,5-5+1 Nb alaşımının kırılma olasılığı, 1452 MPa olarak bulunmuştur

Tablo 9.17.Eğme testi verilerinden yararlanılarak elde edilen kritik Weibull değerleri.

P_n	**P (%)**	**Eğme mukavemeti [MPa]**
P_1	11	1110
P_2	22	1236
P_3	33	1368
P_4	44	1416
P_5	56	1488
P_6	67	1512
P_7	78	1536
P_8	89	1572

Şekil 9.76'da eğme testi yardımıyla elde edilen değerler ile oluşturulan Weibull diyagramı görülmektedir. Görüldüğü gibi her iki numunede elde edilen eğme mukavemetleri 1110 ile 1572 MPa arasında değişmektedir. Bu değerler oldukça tatmin edici olup standart HSS döküm numunelerinden daha yüksektir.



Şekil 9.76. Deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb alaşımına ait numunelerin kırılmasıyla elde edilen Weibull diyagramı.

10. SONUÇ VE İLERİ BAKIŞ

Çalışmada teorik kısımda anlatılan esaslar deneysel bağlamda da açıklanmaya gayret edilmiş, özellikle aşınma dayanımı üzerine mikroyapı etkisi incelenmeye çalışılmıştır. Aşınma davranışı üzerinde çok önemli bir parametre olan karbür karakteristikleri (tür, bileşim, miktar, şekil ve boyut dağılımı,) bu sebeple hassas bir şekilde ayarlanmak ve daha da önemlisi belirlenmek zorundadır. Bu karakterizasyon ne kadar hassas ve doğru bir şekilde uygulanabilirse karbür karakteristiklerinin mekanik özelliklere etkisi de şüphesiz o kadar iyi açıklanabilecektir. Bu amaçla görüntü analizi yapılarak kesme testlerinde paralel olarak incelenen deneysel HS 3-5-1,5-5+1Nb ve HS 6-5-2 çeliğinin karbür boyutları ve hacimsel yüzde miktarları bulunmuştur. Alaşımların karbon ve alaşım elementi miktar ve türüne bağlı olarak oluşacak karbür türleri belirlenmektedir. HS 6-5-2 çeliği deneysel çeliğe göre daha yüksek miktarda karbür oluşturmaktadır. Ancak niobyum da buna karşın interdentritik uzaylar yerine dendrit merkezlerinde primer olarak oldukça kuvvetli MC karbürleri oluşturarak kesme koşullarını iyileştirmektedir. Ayrıca deneysel çelik HS 6-5-2 ye göre daha düşük miktardaki karbür dezavantajını çok kuvvetli matriks potansiyeli ile tolere etmektedir. Bu olgu kesme testinde çizilen diyaramla da örtüşmüştür. Islahlı Ç4140 çeliğini işleyen deneysel HS 3-5-1.5-5 + 1Nb ve HS 6-5-2 çelikleri nihai harabiyet konumunda hemen hemen aynı serbest yüzey aşınma değerlerine sahiptirler. Islahsız Ç4140 çeliğinde ise durum biraz farklıdır. Başlangıçta deneysel çelik daha fazla aşınma değerleri gösterirken, harabiyet konumuna yaklaştıkça daha avantajlı konuma geçmiştir ve nihai harabiyet konumunda HS 6-5-2 ye göre serbest yüzey aşınması daha düşüktür.

Çalışmamızın diğer bir tarafını karbür boyutunun ölçümünden sonra östenit tane boyutu ölçümü ve dendrit ikincil kollar arası mesafe ölçümü izlemiştir. Karbür boyutunun olduğu kadar östenit tane boyutu da oldukça önem taşımaktadır. İnce tane ile çalışmak, mukavemet ve tokluk açısından bize her zaman avantajlı yapılar sunmaktadır. Dendrit ikincil kollar arası mesafe de mukavemetle ters orantılı bir ilişki sergilemektedir, bu nedenle de hızlı soğumanın mümkün olacağı kalıplar tercih edilmelidir.

KAYNAKLAR

1. Tekin, E., "Wolframlı Yüksek Hız Takım Çeliklerinin İkincil Sertleşmeleri", ***Doçentlik Tezi***, ODTÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü, ANKARA, 1, (1970).

2. Ebner, R., Leitner, H., Jeglitsch, F., Caliskanoglu, D,. "Methods of Property Oriented Tool Steel Design", ***5th International Conference on Tooling***, University of Leoben Austria, 3-24, (September 29th-October 1st 1999).

3. Edwards, R, Cutting Tools, ***The Institute of Materials***, 3-26, 1993.

4. Bennecke, R., and H, H, Weigand., ***Thyssen Edelstahl Techn. Ber***., 107, (1981).

5. Randak, A., Kurzeja and H, G, Jentges., ***Arch, Eisenhüttenw***, 725, (1965).

6. Riedl, R., Karagöz, S., Fischmeister, H., ***Z. Metallkunde***, 199, (1983).

7. Boccalini, M., Goldenstein, H., "Solidification Of High Speed Steels", ***International Material Reviews***, Vol. 41, No. 2, (2001).

8. Riedl, R., Karagöz, S., Fischmeister, H., Jeglitsch, F., "Development in High Speed Tool Steels", ***Charles Hatchett Award Papers,*** 1-11, (1986).

9. ASM Specialty Handbook, Tool Materials, ***The Materials Information Society***, ASM International Materials Park, USA, 10-14, (1995).

10. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliklerinin Toz Metalurjisi", **1.** ***Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı,*** 467-475, (16-17 Eylül 1996).

11. Karagöz, Ş., Fischmeister, H., "The Relative Contributions of Primary Carbides and Secondary Hardening to the Performance of High Speed Steels ***Proc.1st Int. Conf. High Speed Steels***, Avusturya, 41-51,(1991).

12. Berns, H., Broeckmann, H., Hinz, F., "High Temperature Properties of HS 6-5-3 High Speed Steel in Dependence of Manufacturing", ***5th International Conference on Tooling,*** University of Leoben Austria***,*** 3-24, (September 29th-October 1st 1999).

13. Karagöz, Ş., Riedl, R., Gregg, M, R., Fischmeister, H., "The Role of M_2C Carbides in High Speed Steels", ***Charles Hatchett Award Papers,*** 15-19, (1986).

14. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliklerinin Toz Metalurjisi: Mikroyapı Oluşumu ve Özellikler ile Güç Etkisi", ***Metal Dünyası,*** *40-49*, (1993).

15. Karagöz, Ş., H, O, Andren., "Secondary Hardening in High Speed Steels" ***Z. f. Metallkunde***, 386-394, (1992).

16. Karagöz, Ş,. Fischmeister, H,. "Niobium Alloyed High Speed Steel by Powder Metallurgy" ***Metall. Trans. 19A,*** 1395-1401, (1988).

17. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliklerinde Güç–Mikroyapı İlişkisi", ***TÜBİTAK – MAG, 8. Metalurji-Sempozyumu,*** İstanbul, (Ekim 1984).

18. Honeycombe, R.W.K., "Steels-Microstructure and Properties", ***Metallurgy and Materials Science Series***, First Published in Great Britain, 89, (1981).

19. Fischmeister, H, F., Riedl, R., Karagöz, Ş., "Solidification of High Speed Tool Steels"***Metall. Trans. 20A*** , 2133-2148, (1989).

20. INESON, E., "Cast Structure of Hıgh-Speed Steel", ***Metal Treatment And Drop Forging***, 257-262, (July 1956).

21. Crocker, M. N., Fidler, R. S., Smith, R. W., ***"Proc. R. Soc."***, (1973)

22. Boccalini, M., ***PhD thesis***, Escola Politecnica da Universidade de Sao Paulo, Sao Paulo, Brazil. (1996).

23. Barkalow, R. H., Kraft, R., W., Goldenstein, J. I., ***" Metall. Trans***.", 919-926, (1972).

24. Peidao, Gongqi, S., Shouze:"***Mater. Charact***.",15-24, (1992).

25. Fredriksson, H., Brising, S., ***" Scand. J. Metall***., 268-275, (1976).

26. Fredriksson, H., Nica, M.,"***Scand. J. Metall.," 243-253***, (1979).

27. Taran, Y. N.,Nizhnikovskaya, P. F., SnagovskII, L. M., Vukelich, S. B., Nesterenko, A. M., "***Met. Sci. Heat. Treat***." USSR, 791-795, (Sept-Oct. 1979).

28. . Riedl, R., Karagöz, Ş., Gregg, M. R., Fischmeister, H., "CBMM Charles Hatchett award papers", ***The Institute of Metals***, London, (1986).

29. . "***A guide to The Solidification of Steels***", 134, Stockholm, Jernkontoret.

30. . Fredriksson, B., Attlegard, M., ***109th AIME Annual Meeting, Symp.*** On "Processing and Properties of High Speed Tool Steels", LasVegas, NV, 91-102, (1980).

31. Lichtenegger, G., Jeglitsch, F., Pöckl, G., Hackl, G., "Progress in Tool Steels", ***Proc. 4th Int. Tooling Conf.***, Ruhr University, Bochum, Germany, 17-26, (1996).

32 Riedl, R., Karagöz, Ş., Fischmeister, H., "Erstarrungsmorphologie der Primärcarbide in Nioblegierten Schnellarbeitsstählen des Typs S6-5-2", ***Z. f. Metallkunde***, 199-205, 74 (1983)

33. Fischmeister, H., Karagöz, Ş., Larsson, S., Liem, I., Sotkovszki, P., "Nucleation of Primary MC Carbides in a High Speed Steel: a Study by Microprobe and STEM-EDS"***Prakt. Metallographie***, Sonderband, 467-478, 18 (1987).

34. Wells, M.G.H., Lherbier, L.W., "Processing and Properties of High Speed Tool Steels" LAS VEGAS, (1980).

35. Goilczewski, J., Fischmeister, H. F., "***Steels Res.",*** 354-360, (1992).

36.Horn, E., "DEW-Techn", ***Ber, 12***, 2, (1972)..

37. Hume-Rohhery, W., "Structures of Alloys of Iron-An elementary Inroduction", ***Pergamon Press***, 257, (1966).

38. Topbaş, M, A., "Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı", ***Ekim Ofset ve Mücellithanesi***, İstanbul, 31, (1998).

39. Karagöz, Ş., Riedl, R., Fischmeister, H.,"***Carbides and Role of Alloying Elements in High Speed Steels"***

40. Yılmaz, A., "Niobyum Alaşımlı Döküm Yüksek Hız Takım Çeliği: Metalurjik Dizaynı ve Üretimi", ***Yüksek Lisans Tezi***, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2-4, (2002).

41 Gongqi, Shi., Peidao, Ding., Shouze, Zhou., "Effects of Vanadium on Cast Carbide in High Speed Steels", ***Materials Science and Technology***, Vol.8, 449-452, (1992)

42. Karagöz, Ş., Yılmaz, A., "Cast High Speed Tool Steels with Niobium Additions", ***66. World Foundry Congress***, İstanbul, 1103-1114, (Sept. 2004).

43. Dobrzanski, L. A., Ligarski, M., "Role of Ti in the W-Mo-V high-speed steels", ***Journal of Materials Processsing Technology***, 64, 115-116, (1997).

44. Werner, D. H., "Boron and Boron Containing Steels" , Germany, (1989)

45. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliklerinin Isıl İşlemi ve Vakum Uygulaması", ***I. Ulusal Endüstri Fırınları Konferansı***, 249-259, (1992).

46. Asil Çelik, "Teknik Yayınlar", ***Numune Matbaacılık ve Cilt San. L.T.D***., 390-396, (2000).

47. Karagöz, Ş., Fischmeister, H., "Microstructure and Toughness in High Speed Tool Steels:the Influence of Hot Reduction and Austenitization Temperature" ***Steel Research 58***, 353-361, (1987).

48. Gümpel, P., Bogatzky, T., Simon, M., Greiner, W., Eisenkölbl, R., " Influence of Microstructure on The Wear Behaviour of High Speed Steels", ***4th International Tooling Conference,*** Ruhr-University Bochum, (September 11th-13th 1996).

49. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliklerinde Malzeme Karakterizasyonu", ***9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı Volume II,*** (11-15 Haziran 1997).

50. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliği Takımların Aşınması", ***Metal Dünyası,*** 13, 51-56, (1994).

51. Trent, E, M,. "Metal Cutting", ***Butterworth&Co Ltd***, London, 90-93, (1977)

52. Juneja, B, L., Sekhon, G, S., Fundementals of Metal Cutting and Machine Tools, ***Wiley Eastern Limited***, 175-189, (1987).

53. Ögel Bilgehan, Tekin Erdoğan, "Takım Çeliklerinde İçyapı-Kırılma Tokluğu İlişkileri", ***4. Ulusal Metalurji Kongre ve Sergisi***, Ankara, (22-25 Ekim 1986).

54. Fischmeister, H.F.; Olsson, L.R., "Fracture Toughness and Rapture Strength of High Speed Steels", ***Conference, Cutting Tool Materials", Proceedings, ASM, Metals Park***, Ohio, 111-131, (1981).

55. Fischmeister, H., Paul, J., Karagöz, Ş., "Tougness Relevant Defects in High Speed Cutting Steels: An Image-Analytical Procedure", ***Max-Planck-Institut für Metallforschung***, Stuttgart.

56. Ögel Bilgehan, "Metalografide Renklendirme Yönteminin Takım Çeliklerine Uygulanması", ***5. Metalurji Kongre ve Sergisi,*** Cilt I**,** Ankara, 40-43, (1988)

57. Bühler, Hans-Eugen., Hougardy, Hans. Paul., "Atlas of Interference Layer Metallography", ***Deutsche Gesellschaft FÜR METALLKUNDE***.

58. Karagöz, Ş., ***PhD Thesis,*** Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, MUL, Avusturya, (1982)

59. Yorucu, H., Özkan, T. O., Özen, S., Mısırlı, Z., Onurlu, S., "Malzeme Biliminde Tarama Elektron Mikroskobu Uygulamasına Giriş", ***Tügam Mtb***, Gebze, (1986).

60. Karagoz, S., Fischmeister, H., "Quantitative Metallography of High Speed Steels by SEM", ***Steel Research 58***, (1987).

61. Fischmeister H., Karagöz, Ş., Kompek, G., "Quantitative Metallography by PhEEM and SEM- A Comparision", ***1st International Conference on Emission Electron Microscopy***, Germany, 78-80, (1979).

62. Karagöz, Ş., "Yüksek Hız Çeliği Takımlarda PVD-TiN Katmanların Aşınma Etkisi",***III. Seramik Kongresi***, İstanbul, 378-386, (1996).

63. Fischmeister,H., Paul J., Karagöz, Ş., "***Versuch Einer Bildanalytischen Charakterisierung Der Zahıgkeitsbestımmenden Defekte in Schnellarbeitsstahlen***", Prakt. Metallographie, Sonderband 18, 179-191(1987)

64. Gahm, H., Löcker, K.J., Fischmeister H., Karagöz, Ş., Gruber, A,. JEGLİTSCH, F., Morphologie, Sekunderdendritearmabstand und Kühlrate Von Gasverdüsten Metallpulvern, ***Prakt. Metallographie***, Sonderband 18, 479-490, (1987).

65. KARAGÖZ, Ş., ZEREN, M., "Elmas Kesici Takımların Performansının Weibull İstatistiği ile Değerlendirilmesi", ***T.C. Başbakanlık Devlet İstatistik Enstitüsü Araştırma Sempozyumu Bildiriler Kitabı,*** Ankara, 145-150, (1997).

ÖZGEÇMİŞ

1981 yılında Karabük'de doğdu. İlk ve orta öğrenimini Safranbolu'da tamamladı. 1999 yılında Karabük Mustafa Yazıcı Yabancı Dil Ağırlıklı Lisesi'nden mezun oldu. Aynı yıl Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde lisans eğitimine başladı. 2003'de bu bölümden mezun olarak yine aynı bölümde yüksek lisans eğitimine başladı. Aynı sene içerisinde Araştırma Görevlisi kadrosuna atanarak iş hayatına atıldı. Halen görevini sürdürmekte olup akademik kariyer doğrultusunda çalışmalarını yürütmektedir.