

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ZIRH ÇELİKLERİNİN FİZİKSEL METALURJİK ESASLAR
DOĞRULTUSUNDA GELİŞTİRİLMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

YÜKSEK LİSANS

Metalurji Müh. Ş. Hakan ATAPEK

Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Danışman: Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ

KOCAELİ, 2006

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ZIRH ÇELİKLERİNİN FİZİKSEL METALURJİK ESASLAR
DOĞRULTUSUNDA GELİŞTİRİLMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

YÜKSEK LİSANS

Metalurji Müh. Ş. Hakan ATAPEK

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih:
Tezin Savunulduğu Tarih:**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ**

(.....)

**Üye
Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN**

(.....)

**Üye
Doç. Dr. Muzaffer ZEREN**

(.....)

KOCAELİ, 2006

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Koruyucu amaçlı olarak zırh malzemeleri, gerek sivil ve gerekse askeri amaçlı bir çok kara, hava, deniz ve hatta uzay aracında kullanım alanı bulmuştur. Bu açıdan bakıldığında zırh çeliklerinin veri kompozisyon ve ısıl işlemlerle üretilebilirliğinin söz konusu olabilmesi için bu çalışmanın diğer çalışmalara katkı sağlamasını dilerim.

Bana tez çalışmalarım sürecinde sınırsız destek veren danışmanım sayın Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ'e sonsuz teşekkür ederim. Çalışmam boyunca sağladığı olanaklardan dolayı 7. Bakım Merkezi Komutanlığı'na, Anadolu Döküm A.Ş ile Mannesman Boru Fabrikası A.Ş'ne şükranlarımı sunarım. Çalışmaya teknik açıdan desteğini esirgemeyen Y. Müh. Kıd. Ütğm. Alpay Yılmaz'a ve Aachen Üniversitesinde görevli Ar. Gör. Ersoy Erişir'e teşekkürlerimi sunarım. KOÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü elemanlarına gösterdikleri ilgi ve destekleriyle tez çalışmalarına katkılarından dolayı başta Ar. Gör. Onur Birbaşar ve Ar. Gör. Esra Yılmaz'a minnet duygularımı dile getiriyorum. Çalışma sürecinde desteklerini esirgemeyen Atapek ve Ataç ailelerine sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ	iv
TABLolar DİZİNİ	ix
SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR	x
ÖZET	xii
İNGİLİZCE ÖZET	xiii
BÖLÜM 1. GİRİŞ	1
1.1. Demir & Arayer Katı Ergiyikleri	2
1.1.1. α - γ dönüşümü	3
1.1.2. α - ve γ -demirinde karbon ve azot çözünebilirliği	5
1.1.3. α -demirinden karbon çökmesi	7
BÖLÜM 2. DEMİR – KARBON FAZ DİYAGRAMI	9
2.1. Karbon İçeriği & Özellikleri	12
2.2. Demir-Karbon Alaşımalarında Alaşım Elementlerinin Etkileri	13
2.2.1. γ ve α faz alanları	13
2.2.2. Alaşım elementlerinin çeliklerde dağılımı	18
BÖLÜM 3. ÇELİKLERDE DÖNÜŞÜM YAPILARI	22
3.1. Önötektoid Ferrit ve Sementit Oluşumu	22
3.2. Perlit Oluşumu	25
3.3. Bainit Oluşumu	28
3.4. Martenzit Oluşumu	35
BÖLÜM 4. SU VERME SONRASI UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	42
4.1. Demir Alaşımalarının Tavlanması	42
4.2. Yalın Karbonlu Çeliklerin Temperlenmesi	44
4.2.1. Temperlemede 1. kademe	49
4.2.2. Temperlemede 2. kademe	50
4.2.3. Temperlemede 3. kademe	50
4.2.4. Temperlemede 4. kademe	52
4.2.5. Karbon miktarının rolü	54
4.2.6. Temperlenmiş yalın karbonlu çeliklerin mekanik özellikleri	55
4.2.7. Alaşım karbürlerinin oluşumu & ikincil sertleşme	57
4.2.8. Suverilmiş ve temperlenmiş mikroyapıların proseslenmesi	61
BÖLÜM 5. ZIRH ÇELİKLERİ	62
5.1. Zırh Çeliklerinin Özellikleri	63
5.2. Zırh Çeliklerinde Alaşımlama	65
5.3. Zırh Çeliklerine Uygulanan Isıl İşlemler	67
BÖLÜM 6. ZIRH TEKNOLOJİSİ & BALİSTİK YAKLAŞIMLAR	72
6.1. Zırh Teknolojileri	72
6.2. Zırh Uygulamaları	74
6.3. Zırh Terminolojisi	75
6.4. Zırh Çelikleri İçin Balistik Yaklaşımlar	82
6.4.1. İnce metalik zırhlar için balistik performans haritaları	86

6.4.1.1. Balistik performans indeksinin belirlenmesi için modelleme.....	86
6.4.1.2. Balistik performans indeksinin tanımlanması.....	87
6.4.1.3. Balistik performans haritaları.....	89
6.4.1.4. Çarpma hızının etkisi	93
6.4.1.5. Gerinme sertleşmesi hızının ve akma mukavemetinin etkisi.....	94
6.4.2. Soğuk şekillendirme sacının balistik darbe etkisindeki performansının belirlenmesi.....	94
6.4.2.1. Malzeme seçimi & test yöntemi.....	96
6.4.2.2. Hedef hasar geometrisinin tespiti.....	98
6.4.2.3. Balistik değerlendirmeler.....	99
BÖLÜM 7. DENEYSEL ÇALIŞMA.....	104
7.1. Alaşım Dizaynının Gerçekleştirilmesi.....	104
7.2. Isıl İşlemlerin Belirlenmesi.....	105
7.3. Mekanik Testlerin Uygulanması.....	106
7.4. Mikroyapısal Karakterizasyon.....	111
7.4.1. Katılaşmanın thermocalc programı ile modellenmesi.....	111
7.4.2. XH 129 Alman zırh çeliği ile karşılaştırma	124
7.5. Fraktografik İncelemeler.....	131
BÖLÜM 8. SONUÇLAR VE İLERİ BAKIŞ.....	136
KAYNAKÇA.....	138
ÖZGEÇMİŞ.....	141

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Katı ergiyik oluşumu için iki örnek. (a) Cu-Ni sistemi için yer alan katı ergiyik oluşumu, (b) Fe-C sistemi için arayer katı ergiyik oluşumu .	2
Şekil 1.2. Demir kristallerinde atom başına ortalama hacmin sıcaklık bağımlılığı	3
Şekil 1.3. (a) Hacim merkezli kübik yapı, (b) yüzey merkezli kübik yapı, (c) hmk yapısında tetrahedral arayerler, (d) hmk yapısında oktahedral arayerler, (e) ve (f) sırasıyla hmk ve ymk demirinde oktahedral arayerler	5
Şekil 1.4. 1560 dak. 240 °C’de suverme yaşlanmasına uğramış demirde sementit çökeltisi	8
Şekil 2.1. Kütlece %6.67 karbon içeriğine kadar demir–karbon denge diyagramı....	10
Şekil 2.2. Çelik içi farklı mikroyapılar için karbonun bir fonksiyonu olarak sertlik. Kesikli çizgi ile işaretlenen alan kalıntı östenit etkisini göstermektedir	12
Şekil 2.3. Demir alaşımı faz diyagramlarının sınıflandırılması. (a) açık γ alanı, (b) genişletilmiş γ alanı, (c) kapalı γ alanı ve (d) daraltılmış γ alanı	15
Şekil 2.4. İki temel faz diyagramı	17
Şekil 2.5. Ferrit oluşturu (a) ve östenit oluşturu (b) olarak alaşım elementlerinin relatif etkileri	17
Şekil 2.6. γ faz alanında alaşım elementlerinin etkisi, (a) titanyum, (b) krom	18
Şekil 2.7. Karbür, nitür ve borürlerin oluşum entalpileri	20
Şekil 2.8. Vanadyum ve krom miktarının fonksiyonu olarak 700 °C’de % 0.2 C çeliğinde oluşan karbür yapıları	21
Şekil 3.1. %0.17C-%1.2Mn-%0.19Si çeliğinde yeralan perlit (koyu) ve önötektoid ferrit (açık) mikroyapılarının ışık mikroskop görüntüsü	23
Şekil 3.2. Ötektoidaltı ferrit ve ötektoidüstü sementitin büyümesi.....	24
Şekil 3.3. Fe-%1.12C-%1.5Cr alaşımında daha önceden varolan östenit tane sınırlarında yeralan sementit ağ yapısına ait bir ışık mikroskop görüntüsü	25
Şekil 3.4. Ötektoid kompozisyonlu bir ray çeliğine ait perlit mikroyapısının tarama elektron mikroskop görüntüsü	26
Şekil 3.5. % 0.79 C ve % 0.26 Mn içeren 1080 çeliği için izotermal dönüşüm diyagramı. Numuneler 900°C’ de östenitlenmiştir ve östenit tane boyutu ASTM No. 6’ dir. M_s , M_{50} ve M_{90} sıcaklıkları öngörülmüştür	27
Şekil 3.6. Üst bainit mikroyapıları..	29
Şekil 3.7. Alt bainit mikroyapıları	31
Şekil 3.8. Oluşum sıcaklığı ile bainit habit düzlemlerinin değişimi [5].....	32
Şekil 3.9. Yalın karbonlu (a) ve yüksek alaşımlı (b) çelikler için TTT eğrileri [7]... 32	32
Şekil 3.10. AISI 4340 çeliği için TTT eğrisi (0.42 C, 0.78 Mn, 1.79 Ni, 0.80 Cr ve 0.33 Mn, 800°C de östenitleştirilmiş, ASTM tane boyutu 7-8).	33
Şekil 3.11. Bainit büyümesi için modeller [7].	34
Şekil 3.12. Martenzit plakasının oluşumu ile ilgili olarak kayma ve yüzey bükümünün şematik gösterimi [2].	36
Şekil 3.13. Östenitten martenzit oluşumu için kafes uyumlulukları.	37
Şekil 3.14. Fe-% 1.8C-% 3Mn-% 2Si. Patlama olayını gösteren mercekvary martenzitin optik mikroskop görüntüsü	38
Şekil 3.15. Çeliklerde karbon içeriğine bağlı olarak M_s sıcaklığındaki değişim.	38

Şekil 3.16. 940 °C' den suverilmiş ve 350 °C' de temperlenmiş 4340 çeliğinde yeralan latta tipi martenziti yapısı için ışık mikroskop görüntüsü.	39
Şekil 3.17. Fe-% 1.36C alaşımında kalıntı östenit ve plaka martenziti gösteren ışık mikroskop görüntüsü	40
Şekil 3.18. % 0.4C, % 1.0Cr ve % 0.2 Mo içeren çelik için izotermal dönüşüm ve sürekli dönüşüm.	41
Şekil 4.1. Yalın karbonlu çelikler için ısıl işlem sıcaklık aralıkları	43
Şekil 4.2. 150°C' temperlenen Fe-1.22C alaşımında ince plaka tipi martenzitin yapısında geçiş karbürlerinin etkisini gösteren transmisyon elektron mikroskop görüntüsü	45
Şekil 4.3. 900 °C' den suda suverilmiş ve 650 °C' de temperlenmiş 4130 çeliğinin mikroyapısını gösteren transmisyon elektron görüntüsü	45
Şekil 4.4. Martenzit oluşumu için suverilmiş ve sonrasında çeşitli sıcaklıklarda temperlenmiş demir-karbon alaşımlarında karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak sertlik	47
Şekil 4.5. Çeşitli alaşımlı çelikler için temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak Charpy V-çentik darbe tokluk değerleri. Yüksek fosfor seviyesi yaklaşık olarak % 0.02 iken düşük fosfor seviyesi % 0.002 ile 0.009 arasındadır	48
Şekil 4.6. Suverilmiş ve 250 °C'de temperlenmiş Fe-0.8C. ε-karbür ve (oklarla gösterilen) sementit çökeltileri, ince film TEM görüntüsü	49
Şekil 4.7. Suverilmiş ve 450°C'de temperlenmiş Fe-0.8C. İkiz sınırları boyunca büyüyen Fe ₃ C, ince film TEM görüntüsü	51
Şekil 4.8. Suverilmiş ve 250°C'de temperlenmiş Fe-0.8 C. Tane sınırlarında sementit çökeltileri, ince film TEM görüntüsü	52
Şekil 4.9. 900 °C'den suda suverilmiş ve 650 °C'de 5 saat temperlenmiş Fe-%0.17C. Eşeksenli ferritte küreselleşmiş Fe ₃ C. Optik mikroskop	53
Şekil 4.10. 100-700 °C de 1 saat temperlenmiş demir-karbon martenzitlerinin sertliği	54
Şekil 4.11. Farklı karbon konsantrasyonuna sahip iki bainitik çelik için sıcaklık-zaman parametresinin bir fonksiyonu olarak sertlikte meydana gelen değişim [10].	55
Şekil 4.12. Suda su-verilmiş ve temperlenmiş 1050 çeliğinin (C 0.48-0.55, Mn 0.6-1.07) özellikleri	57
Şekil 4.13. Su-verilmiş 0.1 C çeliklerin temperlenmesinde molibden etkisi [5].	60
Şekil 4.14. Suverilmiş ve temperlenmiş hadde ürünlerinin üretimi için zaman-sıcaklık prosesleme çizelgesi	61
Şekil 5.1. Balistik koruma grupları	62
Şekil 5.2. Karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin temperleme karakteristikleri	67
Şekil 5.3. Tipik ikincil sertlik karbürlerinin TEM karakterizasyonu	70
Şekil 5.4. Tipik ikincil sertlik karbürlerinin FIM karakterizasyonu	71
Şekil 5.5. Matriks için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyelinin ilişkisi. . .	71
Şekil 6.1. Bir tank üzerinde a) yan koruyucu panel ve b) mayına karşı taban sacı olarak zırh çeliği kullanımı	74
Şekil 6.2. Çelik ile zırhlandırılmış Fırtına obüsü	75
Şekil 6.3. Nato açısının şematik gösterimi	75
Şekil 6.4. Referans atışın şematik gösterimi	76
Şekil 6.5. Yarı sonsuz hedef üzerine atışın şematik gösterimi	76

Şekil 6.6. Yarı sonsuz hedef üzerine atış sonrası, delme derinliğinin hesabı için kullanılan yöntem için örnek bir atış	77
Şekil 6.7. Vuruş esnasında sapma açısının şematik gösterimi	77
Şekil 6.8. Uygun vuruşu ifade eden şematik bir gösterim	78
Şekil 6.9. Boşluklu imlanın başarılı sayılmasının şematik gösterimi.	78
Şekil 6.10. Meyil açısının şematik gösterimi	79
Şekil 6.11. STANAG 2920 ye göre v_{50} değerinin saptanması için balistik test düzeneği.	81
Şekil 6.12. V_{50} hızının şematik tanımı	82
Şekil 6.13. Sertlik ölçümünün şematik gösterimi	82
Şekil 6.14. Homojen zırh çeliklerindeki ana delinme modları	84
Şekil 6.15. Zırh çelikleri ailesi için hedef sertliği ile balistik performans arasındaki ilişki.....	84
Şekil 6.16. Modelde kabullenilen penetrasyon mekanizmasının şematik gösterimi.	87
Şekil 6.17. Çeşitli darbe hızları ve çelikler için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Hadde çeliği, B : Çelik-A, C : Maraging çeliği (75 sınıfı), D : Çelik-B].....	90
Şekil 6.18. Çeşitli darbe hızları ve alüminyum alaşımları için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Alüminyum, B : Al-2024].	91
Şekil 6.19. Çeşitli darbe hızları ve titanyum alaşımları için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Ti-6Al-4V].....	92
Şekil 6.20. (a) 9 mm x 19 Parabellum fişğine ait mermi ve mermi kesiti, (b) Mermi boyutları.....	97
Şekil 6.21. Mermi hızı ölçüm düzeneği.	98
Şekil 6.22. Düzenekteki algılayıcıların şematik gösterimi ve mesafeler	98
Şekil 6.23. Hedef hasar boyutları (a) Delinme durumu (b) Delinmeme durumu	99
Şekil 6.24. 376.7m/s çarpma hızı, 339.0 m/s kalıcı hız için test sonuçları.	100
Şekil 6.25. 97.3 m/s çarpma hızı için test sonuçları.....	100
Şekil 6.26. 78.4 m/s çarpma hızı için test sonuçları.....	100
Şekil 6.27. Delinme öncesi krater kesiti.....	102
Şekil 6.28. Haddelenmiş orta karbonlu çelik plakada balistik darbe nedenli oluşan kayma bandı.	103
Şekil 7.1. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 1 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.	107
Şekil 7.2. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 2 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.	108
Şekil 7.3. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 3 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.	109
Şekil 7.4. 1 nolu bileşim doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.	113
Şekil 7.5. 1 nolu bileşim doğrultusunda oluşan karbürlere ait miktar-sıcaklık ilişkisi.	113
Şekil 7.6. 1 nolu bileşim için MC tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	115
Şekil 7.7. 1 nolu bileşim için $M_{23}C_6$ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	115
Şekil 7.8. 1 nolu bileşim için M_7C_3 tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	116

Şekil 7.9. 1 nolu bileşim için MC, M ₂₃ C ₆ ve M ₇ C ₃ tipi karbürlerin oda sıcaklığında miktar-sıcaklık ilişkisine göre karşılaştırılması.	116
Şekil 7.10. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.....	117
Şekil 7.11. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M ₂ B tipi borür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	118
Şekil 7.12. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda MC tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	119
Şekil 7.13. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M ₂₃ C ₆ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	120
Şekil 7.14. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M ₇ C ₃ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	120
Şekil 7.15. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M ₂₃ C ₆ ile M ₇ C ₃ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.....	121
Şekil 7.16. 3 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.....	122
Şekil 7.17. 3 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda karbür oluşumlarına ait ayrıntılı miktar-sıcaklık ilişkisi.....	122
Şekil 7.18. 4 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.....	123
Şekil 7.19. 6 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.....	123
Şekil 7.20. Orijinal Alman zırh çeliğine ait parlatılmış konumdaki mikroyapılar...	125
Şekil 7.21. Orijinal Alman zırh çeliğine ait parlatılmış konumda mikroyapı.....	125
Şekil 7.22. Orijinal Alman zırh çeliğine ait nital ile dağlanmış konumdaki mikroyapılar.....	126
Şekil 7.23. Orijinal Alman zırh çeliğine ait dağlanmış konumda mikroyapılar	126
Şekil 7.24. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna ait çeliğin 1000 °C, 30 dak./200 °C, 1 saat ısıtılması sonrası oluşturulan mikroyapıları.....	127
Şekil 7.25. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000 °C, 30 dak. /200 °C, 1 saat ısıtılması sonrasında oluşturulan mikroyapıları... 127	127
Şekil 7.26. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin (a) 1000 °C, 30 dak./600°C, 60 dak. ve 1000 °C, 60 dak./200 °C, 60 dak. ısıtılması sonrasında oluşturulan mikroyapıları.....	128
Şekil 7.27. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000 °C, 60 dak. /600 °C, 60 dak. ısıtılması sonrası oluşturulan yapıya ait enterferans kontrast görüntüsü.....	129
Şekil 7.28. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000°C, 60 dak. /200°C, 1 saat ısıtılması sonrasında oluşturulan matris ve alaşım karbür mikroyapıları	129
Şekil 7.29. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin (a) 1100 °C, 30 dakika / 550 °C, 3 saat ve (b) 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıtılması sonrasında oluşan mikroyapıları.....	129
Şekil 7.30. İkinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 930 °C'de normalizasyon + 600 °C'de gerilim giderme tavlama uygulamasının uygulanması sonrasında oluşturulan mikroyapı örnekleri.....	130
Şekil 7.31. Üçüncü deneysel zırh çeliğine ait mikroyapılar.....	131

Şekil 7.32. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000°C, 30 dakika / 200°C, 3 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.....	133
Şekil 7.33. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyi.	133
Şekil 7.34. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 30 dakika / 200 °C, 3 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyi.	134
Şekil 7.35. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.....	134
Şekil 7.36. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C / 1 saat + 600 °C / 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri....	135
Şekil 7.37. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C / 1 h + 600 °C / 2 saat ısıtılmış çeliğin darbe numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri. ...	135

TABLULAR DİZİNİ

Tablo 1.1. hmk ve ymk yapılarında arayerlere giren en büyük küre boyutları.	4
Tablo 1.2. Demirdeki metalik olmayan elementlerin atomik boyutları.	6
Tablo 1.3. γ - ve α -demirinde karbon ve azot çözünürlükleri.	7
Tablo 4.1. Yalın karbonlu çeliklerin hem suverilmiş hem de temperlenmiş konumdaki mekanik özellikleri.	57
Tablo 4.2. γ - ve α -demirinde elementlerin difüzyon hızları.	59
Tablo 5.1. Zırhlı çeliklerde imalat işlemleri doğrultusunda arzulanan özellikler	64
Tablo 5.2. Zırh çeliklerinin karşılaştırması; dikdörtgen plaka, sac kalınlığı: 25.4 mm.,	65
Tablo 5.3. Zırh çeliklerinin kimyasal bileşimleri.	65
Tablo 5.4. Tablo 5.3' de yer alan zırh çeliklerinin mekanik özellikleri.	66
Tablo 6.1. 7.62 ve 14.5 mm AP mermilerine karşı zırh malzemelerinin özellikleri..	73
Tablo 6.2. Zırh terminolojisi açısından tolerans değerleri.	80
Tablo 6.3. Malzeme özellikleri.	92
Tablo 6.4. THOR eşitliğinde kullanılan malzeme sabitleri.	92
Tablo 6.5. Kullanılan sacın kimyasal kompozisyonu (%)	96
Tablo 6.6. Balistik Test Sonuçları	101
Tablo 7.1. Hedeflenen ve deneysel çalışmada kullanılan zırh çeliği kimyasal kompozisyonları.	105
Tablo 7.2. Birinci deneysel çalışmada kullanılan ısıtma işlem özellikleri.	106
Tablo 7.3. Isıtma işlem konuma göre 1 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.	107
Tablo 7.4. Isıtma işlem konuma göre 2 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.	108
Tablo 7.5. Isıtma işlem konuma göre 3 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.	110
Tablo 7.6. Değişen ısıtma işlemine bağlı olarak deneysel zırh çeliğine ait mekanik özellikler.	110
Tablo 7.7. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan alaşım kompozisyonu.	111
Tablo 7.8. Thermocalc hesaplamalarından elde edilen veriler.	112

SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR

Simgeler

r	: Atomik yarıçap
r_{Fe}	: Demirin atomik yarıçapı
ε	: Demir karbür fazı
A_1	: Ötektoid dönüşüm sıcaklığı
A_3	: $\gamma \leftrightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklığı
A_{cm}	: $\gamma \leftrightarrow Fe_3C$ dönüşüm sıcaklığı
M_s	: Martenzit başlangıç sıcaklığı
M_f	: Martenzit bitiş sıcaklığı
M_{50}	: % 50 martenzit oluşum sıcaklığı
M_{90}	: %90 martenzit oluşum sıcaklığı
B_s	: Bainit başlangıç sıcaklığı
B_f	: Bainit bitiş sıcaklığı
T_q	: M_s sıcaklığının altındaki bir sıcaklık
c_α	: α -fazındaki bir alaşım elementinin oransal konsantrasyonu
c_γ	: γ -fazındaki bir alaşım elementinin oransal konsantrasyonu
ΔH	: γ -fazında birim çözünen başına absorbe edilen ısı ile α -fazında birim çözünen başına absorbe edilen ısı farkına karşılık gelen entalpi değişimi
β	: Sabit
t	: Zaman
$f(t)$: Veri bir sıcaklıkta ve herhangi bir t zamanında oluşan perlitin hacimsel oranı
N	: Perlit kolonisi için çekirdeklenme hızı
G	: Perlit kolonisi için büyüme hızı
f	: Herhangi bir sıcaklığa suverme sonrasında oluşan martenzit oranı
r_0	: Başlangıçtaki ortalama partikül yarıçapı
r_t	: t anındaki ortalama partikül yarıçapı
D	: Matristeki çözünenin difüzyon katsayısı
γ	: Partikül/matriks arayüzeyinin arayüzey enerjisi
V_m	: Çökeltinin molar hacmi
k	: Sabit
Q	: Aktivasyon enerjisi
D	: Difüzyon katsayısı
D_0	: Frekans faktörü
P	: Holloman-Jaffe parametresi
T	: Mutlak sıcaklık
σ_y	: Akma mukavemeti
σ_T	: Çekme mukavemeti
E_M	: Kütlesel verim
α_I	: Sınırlı bölgenin fraksiyonel genişliği
α_{II}	: Sınırsız bölgenin fraksiyonel genişliği
ρ	: Yoğunluk

E	: Elastisite Modülü
σ_U	: En yüksek mukavemet
ϵ_r	: Kesit daralması veya fraksiyonel uzama
v_0	: Merminin çarpma hızı
v_r	: Ortalama çarpma hızı
Φ	: Balistik performans indeksi
H	: Gerinme sertleştirme hızı
h	: Hedef kalınlığı
m_s	: Orjinal mermi parçacığının ağırlığı
θ	: Darbe eğim açısı
c	: Sabit
α	: Sabit
v	: Sabit
λ	: Sabit
D_f	: Ön yüz deformasyon çapı
L_k	: Krater derinliği
D_h	: Delik çapı
M_p	: Kısmi mantarlaşma
F	: Mermi ucu düzleşmesi

Kısaltmalar

ppm	: Part per million (Milyonda bir)
hmk	: Hacim merkezli kübik
ymk	: Yüzey merkezli kübik
TTT	: Time-Temperature-Transformation (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm)
HB	: Hardness Brinell (Brinell sertliği)
HRC	: Hardness Rockwell C (Rockwell C sertliği)
AP	: Armor Piercing (Zırh Delici)
TEM	: Transmission Electron Microscopy (Transmisyon Elektron Mikroskobu)
STEM	: Scanning Transmission Electron Microscopy (Tarama Elektron Mikroskobu)
EDX	: Energy Dispersive X-ray Analysis (Enerji Dağılım X-ışın Analizi)
APFIM	: Atom Probe Field Ion Microscope (Atom Prob Alan İyon Mikroskobu)
RHA	: Rolled Homogeneous Armor (Haddelenmiş Homojen Zırh Çeliği)
ZMA	: Zırhlı Muharebe Aracı
NATO	: North Atlantic Treaty Organization (Kuzey Atlantik Antlaşma Organizasyonu)
HHS	: High Hardness Steel (Yüksek Sertlikli Çelik)
BPI	: Ballistic Performance Index (Balistik Performans İndeksi)
BPMs	: Ballistic Performance Maps (Balistik Performans Haritaları)
LLSV	: Laser Line Velocity Sensors (Lazer Işını Hız Sensörleri)
SEM	: Scanning Electron Microscopy (Tarama Elektron Mikroskobu)
IM	: Işık Mikroskobu

ZIRH ÇELİKLERİNİN FİZİKSEL METALURJİK ESASLAR DOĞRULTUSUNDA GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Ş. Hakan ATAPEK

Anahtar kelimeler: Zırh Çelikleri, Mikroyapı, Bor Alaşımlama, Balistik, Karakterizasyon

Özet: Bu çalışmanın amacı, zırh çeliklerinin fiziksel metalurjik esaslar doğrultusunda geliştirilmesi ve karakterizasyonudur. Orta karbon ve alaşım elementi ile birlikte bor katkılı yeni tür bir alaşımlandırma dizaynının yapılması ve uygulanan çeşitli ısı işlemlerle zırhın performansını belirleyecek olan optimum mekanik özelliklerin balistik karakteristiğe uygun bir aralık içinde elde edilmesi hedeflenmiştir. Değişen kompozisyon ve ısı işleme paralel olarak elde edilen mikroyapıların performansı belirleyen mekanik özellikler üzerine olan etkileri araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar zırh çeliklerinin bor katkılı veri bir kompozisyondan yola çıkılarak sadece ısı işlemlerle istenen mekanik özelliklerin sağlanabileceğini göstermiştir.

DEVELOPMENT OF AN ARMOR STEEL ALONG THE PRINCIPLES OF PHYSICAL METALLURGY & ITS CHARACTERIZATION

Ş. Hakan ATAPEK

Keywords: Armor Steels, Microstructure, Boron Alloying, Ballistic, Characterization

Abstract: The aim of this study is development of an armor steel along the principles of physical metallurgy and its characterization. The new type of alloying design involves beneath medium carbon and typical elements of QT steels boron where the goal is to obtain the armor performance for optimum mechanical properties from the point of ballistic characteristic by various adjustments of heat treatment path. The influence of microstructure due to different chemical composition and heat treatment on the mechanical properties is studied. Results show that it is possible to obtain desired mechanical properties of the new developed boron alloyed armor steel only by changing the heat treatment variables.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

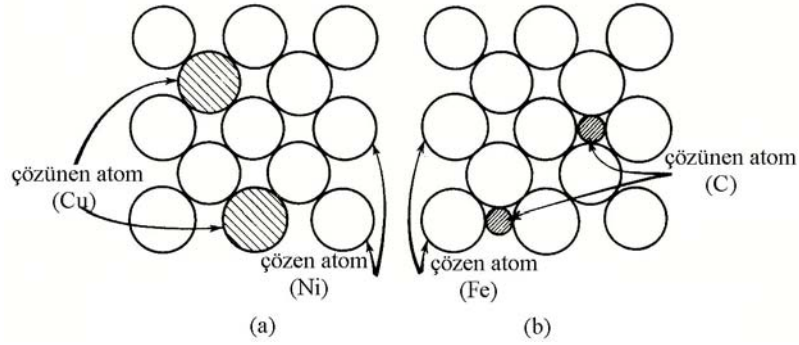
Yüksek saflıkta demir üretimi veya düşük miktarda empürite içeren demirin üretiminden ziyade çeşitli alaşım elementlerinin ilavesi ile optimum mukavemet ve tokluk karakteristiğinin kazandırılarak çelik eldesi geçmişten günümüze kadar çoğu uygulama da göz önüne alınacak olursa çoğu araştırmacı açısından çekici olmuştur. Çelik için temel alaşım elementlerinin başında karbon gelmekte olup çeliğin çoğu karakteristik özelliğini doğrudan etkilemektedir [1].

Çeliklerin performansları, veri üretim koşullarında ve kompozisyonda çeşitli fazların düzenlenmesi, hacimsel oranları, boyut ve morfolojileri gibi mikroyapısal karakteristikler ile ilgili olarak sahip oldukları özelliklerine bağlıdır. Çünkü çelik içerisinde yeralan tüm fazlar kristalin olup çelik mikroyapısı katılaşma, katı-hal dönüşümü, sıcak deformasyon, soğuk deformasyon ve ısıl işlem nedenli üç veya dört değişik oluşum nedenli çeşitli kristallerden oluşmaktadır. Mikroyapıların ve ürünlerin her birinin türü mikroyapısal değişimlerin kullanımı ve kontrolünü sağlayan belirli proses çevrimleri ile karakteristik özelliklerin sağlanması amacı ile geliştirilebilir. Bundan dolayı prosesleme teknolojileri sadece mikroyapıya bağlı olmamakla birlikte aynı zamanda bu teknolojiler nihai mikroyapının uyarlanmasında kullanılır. Örneğin, çelik sacların şekillendirilebilirliği düşük karbonlu soğuk haddelenmiş ve tavlanmış çeliğin tek fazlı ferritik mikroyapısına bağlıdır. Bunun yanında yüksek mukavemet ve aşınma direnci yüksek karbonlu sertleştirilmiş ince taneli östenitten martenzit içerisinde oldukça ince karbürlerin yer aldığı mikroyapıların dikkatli bir şekilde geliştirilmesi ile artırılır [2].

Bu çalışma zırh çeliklerindeki mikroyapıları ve mikroyapı-özellik arası ilişkileri tanımlamaktadır. Çelik için çeşitli ısıl işlem kullanılarak mikroyapıya olan etkilerini ortaya koymak önemli bir amaçtır. Isıl işlem sonrası çeliğin sahip olduğu mikroyapının mekanik özelliklere olan etkisinin anlaşılması için farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan işlemler sonrasında optimum mukavemet, tokluk gibi kavramların elde edilmesi hedeflenmiştir [3].

1.1. Demir & Arayer Katı Ergiyikleri

İki veya daha fazla atomun katı halde homojen bir karışım oluşturması halinde oluşturacağı bu yapı katı ergiyik olarak adlandırılır. Böyle bir katı ergiyik iki şekilde oluşabilmektedir. Bunlardan ilki yer alan katı ergiyidir. Bu durumda ana metal atomuna eşdeğer boyutta ikincil bir metal atomun birim kafes içerisine oturması söz konusudur. Bir diğer yapı ise arayer katı ergiyidir. Bu durumda ise ana metal atomundan daha düşük boyutta ikincil bir elementel atomun kafes içerisindeki özellikle boşyerlere oturması mümkündür. Şekil 1.1'de yer alan ve arayer katı ergiyiklerinin oluşumu sırası ile Cu-Ni ve Fe-C sistemleri ile örneklendirilerek gösterilmiştir [4].



Şekil 1.1. Katı ergiyik oluşumu için iki örnek. (a) Cu-Ni sistemi için yer alan katı ergiyik oluşumu, (b) Fe-C sistemi için arayer katı ergiyik oluşumu [4].

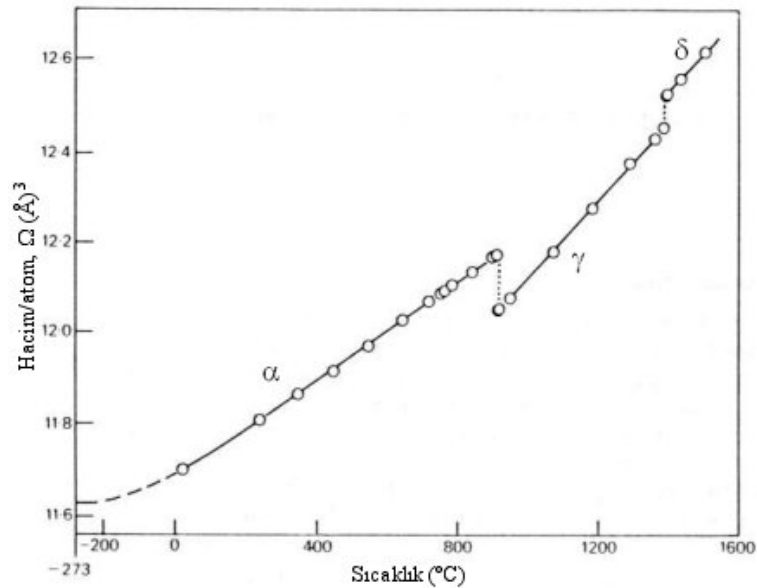
Öncelikle oldukça hassas spesifikasyonlar doğrultusunda ve yüksek miktarda oldukça düşük maliyetle üretilebildiği için en yaygın şekilde kullanılan malzemeyi temsil eden çeliğin etüdü önemlidir. Çelikler ayrıca mükemmel süneklik ve tokluğa sahip olduğu orta düzey mukavemetlerden ($200-300 \text{ MN}\cdot\text{m}^{-2}$), yeterli sünekliğe sahip çok yüksek mukavemetlere ($2000 \text{ MN}\cdot\text{m}^{-2}$) kadar geniş bir mekanik özellikler yelpazesi sunar. Bu nedenle demir-çeliğin genel endüstriyel kullanımdaki alaşımların kütlece % 80 seviyesinde bir miktarı kapsamaması sürpriz değildir.

Çelikler belki de yaygın kullanımdaki alaşımların en karmaşık grubunu oluşturur. Dolayısıyla çelikleri incelerken ilk olarak saf demirin daha sonra demir-karbon alaşımlarının ve son olarak yüksek miktarda alaşımlama sonucu artan karmaşıklığı incelemek yararlı olacaktır. Saf demir üretimi kolay bir malzeme değildir. Bununla birlikte 10 ppm'i karbon, oksijen, kükürt, fosfor gibi metalik olmayan katışkılar ve

50 ppm'i de metalik katışıklar olmak üzere toplam katışkı oranı 60 ppm'i geçmeyen saf demir üretimi günümüzde yapılabilmektedir. Bu saflıktaki bir demir oldukça zayıftır. Oda sıcaklığında bir tek kristalin kayma gerilmesi $10 \text{ MN}\cdot\text{m}^{-2}$ kadar düşük olabilirken çok kristalli bir numunenin aynı sıcaklıktaki akma gerilmesi $150 \text{ MN}\cdot\text{m}^{-2}$ gibi bir değerin altında olabilir. Burada önce çeliklerle ilişkili olarak demirin mukavemetini artıran bazı mekanizmalar tartışılacak, daha sonra çeliklerin özelliklerini belirleyen geniş spektrumlu kompleks yapılara değinilecektir [5].

1.1.1. α - γ dönüşümü

Saf demir iki kristal şeklinde bulunur. Hacim merkezli kübik (hmk) yapı (α -demiri, ferrit) düşük sıcaklıklardan yüzey merkezli kübik (ymk) yapıya (γ -demiri, östenit) dönüştüğü $910 \text{ }^\circ\text{C}$ (A_3 noktası)'na kadar kararlıdır. γ -demiri $1390 \text{ }^\circ\text{C}$ (A_4 noktası)'na kadar kararlı kalır. A_4 noktasında ise tekrar hmk yapıya (δ -demiri) dönüşür ve ergime noktasına ($1536 \text{ }^\circ\text{C}$) kadar kararlı kalır. Şekil 1.2 demir atomu başına ortalama hacmin sıcaklığın bir fonksiyonu olarak gösterildiği grafikteki faz değişimini göstermektedir. $\gamma \rightarrow \alpha$ 'ya dönüşümün yaklaşık olarak %1'lik bir atomik hacim değişimiyle birlikte meydana geldiği görülmektedir; bu değişimin iç gerilmelerin oluşumuna yolaçtığına dikkat edilmelidir.



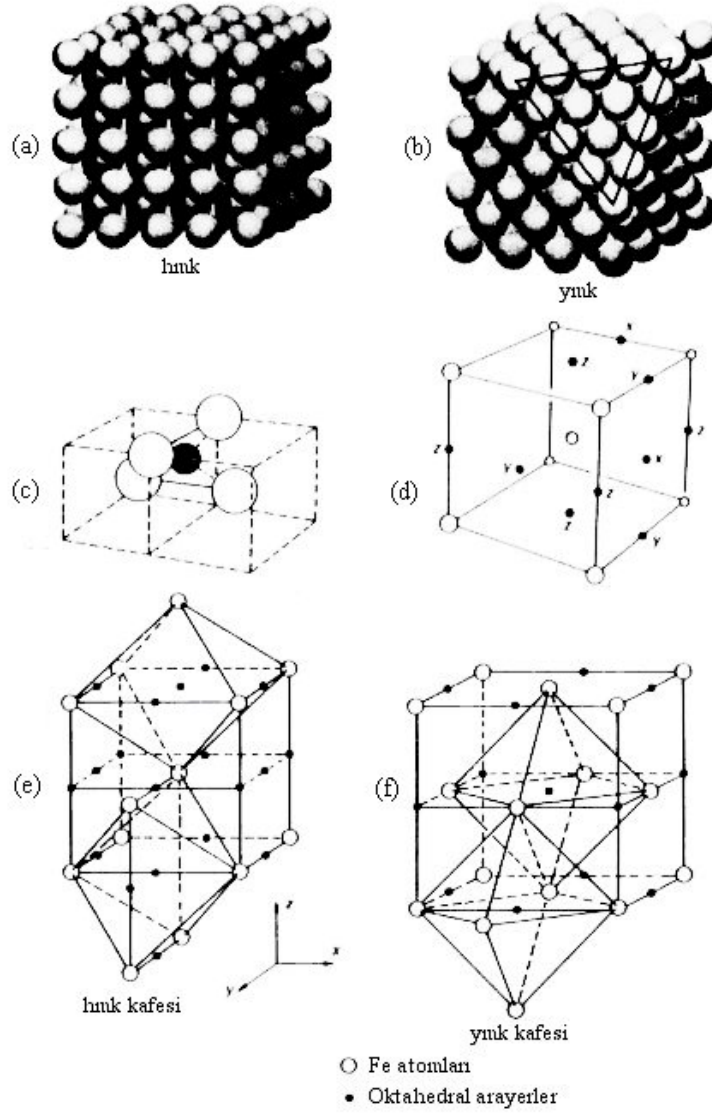
Şekil 1.2. Demir kristallerinde atom başına ortalama hacmin sıcaklık bağımlılığı [5].

α - ve γ -demiri kristalleri birim hücrelerinin detaylandırılmış geometrileri, örneğin karbon ve azot gibi metalik olmayan elementlerin her iki fazdaki çözünebilirliği, yüksek sıcaklıklarda alaşım elementlerinin yayınebilirliği ve plastik deformasyondaki genel davranışı üzerinde özellikle etkindir. γ -demirin ymk yapısı hmk α -demirinkinden daha sıkı pakettidir (Şekil 1.3a-b). Hmk yapısındaki en büyük boşluklar iki kenar ve iki merkez atomu arasındaki tetrahedral boşyerlerdir. Bu iki kenar ve iki merkez atomları bir tetrahedron oluşturur (Şekil 1.3c). İkinci büyük boşluklar hacim merkezli küben yüzey merkezlerinde ve $\langle 001 \rangle$ indisli kenarlarında bulunan oktahedral boşyerlerdir (Şekil 1.3d). Bunları çevreleyen demir atomları düzleştirilmiş oktahedronun köşelerindedir (Şekil 1.3e). Ymk yapı daha sıkı paketlenmiş olmasına rağmen hmk yapısından daha büyük boşluklara sahiptir. Bu boşluklar küp kenarlarının merkezlerindedir ve altı atomla çevrelenerek alt yüzeylerinden birleştirilmiş iki piramit yapısını gösteren bir oktagon yapısı oluşturur. Bu yüzden oktahedral boşluklar olarak anılırlar (Şekil 1.3f). Ayrıca daha küçük tetrahedral arayerler de vardır. Bu arayerlere girecek en büyük küre boyutları Tablo 1.1’de verilmiştir.

Tablo 1.1. hmk ve ymk yapılarda arayerlere giren en büyük küre boyutları [5].

Yapı ve boşluk geometrisi	Yarıçap	Demir içindeki yarıçap (Å)
hmk tetrahedral	$0.29r$	0.37
oktahedral	$0.15r$	0.19
ymk tetrahedral	$0.23r$	0.28
oktahedral	$0.41r$	0.51
$r = \text{atomik yarıçap}$		

Saf demirde $\alpha \leftrightarrow \gamma$ dönüşümü o kadar çabuk meydana gelir ki yüksek sıcaklık yapısı olan ymk’nın oda sıcaklığına kalmasını sağlamak mümkün değildir. Hızlı suverme gerçekte α -demirin nihai morfolojisini değiştirebilir, ancak yine de hmk yapısını korur. Bu da saf demirdeki γ -demiri ile ilgili herhangi bir detaylı çalışmanın dinamik olarak yüksek sıcaklıklarda yapılması gerekliliğini, örneğin yüksek sıcaklık X-ışın difraksiyonu gösterir. Bunun yanısıra ferrite (α -demiri) dönüşüm hacim değişiminin bir sonucu olarak faz dönüşümünü gösteren hassas dilatometre ile saptanabilir [5].



Şekil 1.3. (a) Hacim merkezli kübik yapı, (b) yüzey merkezli kübik yapı, (c) hmk yapısında tetrahedral arayerler, (d) hmk yapısında oktahedral arayerler, (e) ve (f) sırasıyla hmk ve ymk demirinde oktahedral arayerler [5].

1.1.2.α- ve γ-demirinde karbon ve azot çözünebilirliği

Demire karbon eklemek çelik oluşturmak için yeterlidir. Bununla birlikte çelik çok geniş bir kompleks bileşimler tayfını kapsayan genel bir terimdir. Kütle-% 0.1-0.2 (yaklaşık atomik-% 0.5-1.0) gibi küçük bir karbon konsantrasyonunun dahi olması demirde büyük bir sertleşme etkisine sahiptir. Kok kömürü ateşinde ısıtılan demir katı hal difüzyonuyla karbonu kolayca absorbe edebildiği için bu etki 2500 yıldan beri demirci ustalarınca bilinmektedir. Karbonun demir içerisine absorpsiyonunun oldukça yumuşak bir metali çok güçlü ve çoğu zaman tok bir alaşıma dönüştürmesine dair detaylı proses incelemesi ancak geçtiğimiz yüzyılda yapılmıştır.

Tablo 1.2. Demirdeki metalik olmayan elementlerin atomik boyutları [5].

Element	Atom çapı, r (Å)	r / r_{Fe}
α -Fe	1.28	1.00
B	0.94	0.73
C	0.77	0.60
N	0.72	0.57
O	0.60	0.47
H	0.46	0.36

Karbon ve azotun atomik boyutları (Tablo 1.2) demirin atomik boyutuna göre yeteri kadar küçüktür ve bunun sonucu olarak α -demir ve γ -demir kafeslerine arayer çözültü atomları olarak girebilmektedirler. Aksine mangan, nikel, krom gibi alaşım elementleri daha büyük atomlara sahip ve demir atomlarına yakın ölçülerdedir. Dolayısıyla bu atomlar demir kafesinde yeralan katı ergiyiği oluştururlar. Bununla birlikte karbon ve azot atom boyutlarının mevcut boşyerlerin boyutlarıyla karşılaştırması bu atomların demir kafesine girdiğinde bir miktar kafes çarpılması yaratması gerektiğini göstermektedir. Gerçekte α -demirindeki C ve N atomlarının daha büyük olan tetrahedral boşluklar yerine birbirine en yakın iki komşu demir atomunun hareketiyle meydana gelen gerinmenin azalması için avantajlı konumda olan oktahedral boşyerleri işgal ettiği bulunmuştur. Tetrahedral boşyerler açısından dört demir atomu en yakın komşu konumundadırlar ve bunların ötelenmesi daha fazla gerinme enerjisi gerektirir. Dolayısıyla bu boşyerler karbon ve azot atomları için tercih edilen yerler değildir.

Daha büyük boşyerler bulunduğundan östenitte karbon ve azotun çözünürlüğü ferrittekinden daha fazla olmalıdır. Tablo 1.3 durumun her iki element içinde böyle olduğunu göstermektedir. α -demirinde karbonun maksimum çözünürlüğü atomik-% 0.1 ve azotun maksimum çözünürlüğü atomik-% 0.4 olmasına karşın γ -demirinde her iki arayer elementinin çözünürlükleri atomik-% 9-10 civarındadır. Her iki arayer elementinin α ve γ -demirindeki çözünürlüklerinde belirtilen farklılıklar çeliklerin ısıtılmasında büyük önem taşır ve tüm boyutlarıyla mukavemetin artırılmasında kullanılır. α -demirinde hem karbonun hem de azotun oda sıcaklığında çözünürlüğünün çok düşük olduğu dikkate alınmalıdır. Bu nedenle basit ısıtma işlemleri süresince aşırı karbon ve azotun çökmesini beklemek makuldür. Bu durum γ konumundan suvermeyi içeren ısıtma işlemlerinde veya 720 °C ile 20 °C arasında karbon

çözünürlüğünün üç katı oranında değişim gösterdiği α alanındaki işlemlerde dahi meydana gelebilir [5].

Tablo 1.3. γ - ve α -demirinde karbon ve azot çözünürlükleri [5].

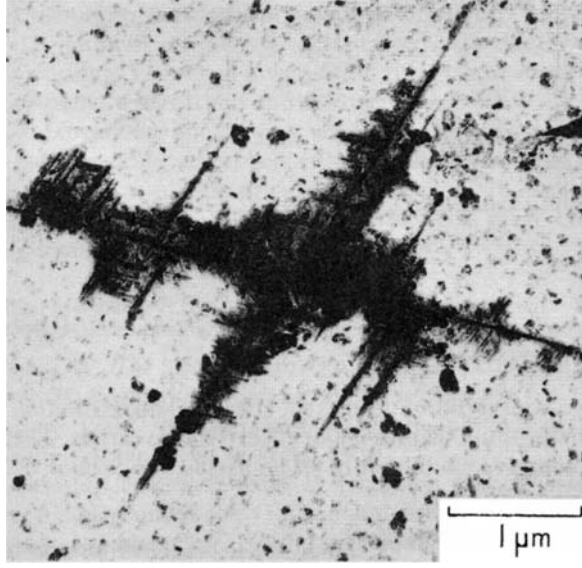
	Sıcaklık (°C)	Çözünürlük	
		kütle-%	atom-%
γ -demirinde C	1150	2.04	8.80
	723	0.80	3.60
α -demirinde C	723	0.02	0.095
	20	<0.00005	<0.00012
γ -demirinde N	650	2.80	10.30
	590	2.35	8.75
α -demirinde N	590	0.10	0.40
	20	<0.0001	<0.0004

1.1.3. α -demirinden karbon çökmesi

Yaklaşık kütle-% 0.02 karbon içeren α -demiri 700 °C’de tutulduktan sonra oda sıcaklığına suverilirse esasen karbonla aşırı doymuş konumdadır. Bu aşırı doymuş katı çözelti oda sıcaklığında bile karbonun α -demirinde kolayca yayınabilmesi nedeniyle kararlı değildir. Sonuç olarak 20-300 °C aralığında karbon demir karbür olarak çöker. Bu olay sürecinde meydana gelen elektriksel direnç, dahili sürtünme gibi fiziksel özelliklerde değişimlerin ölçülmesiyle takip edilebilir ve yapısal değişimler de elektron mikroskopunda gözlemlenebilir.

Yaşlanma prosesi iki aşamalıdır. İlk aşama 200 °C’ye kadar sıcaklıklarda meydana gelir ve sıkı paket hegzagonal yapıli bir demir karbür fazının (ϵ) oluşumunu kapsar. Bu faz morfolojik ve kristalografik olarak bilinse de tanımlanması zordur. Yarı-kararlı ϵ -karbür α -demiri matrisinde homojen olarak $\{100\}_\alpha$ düzlemlerinde plakacıklar şeklinde oluşur. Ancak daha yüksek yaşlanma sıcaklıklarında (150-200 °C) çekirdeklenme tercihli olarak dislokasyonlar üzerinde meydana gelir. Bileşim $Fe_{2,4}C$ ve Fe_3C arasındadır. 200 °C ve üzeri sıcaklıklardaki yaşlanma ikinci aşamaya yolaçar ve $\{110\}_\alpha$ düzlemlerinde ve $\langle 111 \rangle_\alpha$ yönlerinde plakacıklar şeklinde ortorombik sementit Fe_3C oluşur. Çoğunlukla ortak bir merkezden geçen birkaç $\{110\}$ düzlemi üzerinde büyüyen plakacıklar dendritik karakterli görünümünde yapı oluşumuna neden olur (Şekil 1.4). ϵ -demir karbürden sementite geçişin incelenmesi zordur, ancak bunun sementitin ϵ -karbür/ α arayüzeylerinde çekirdeklenmesi sonucu

oluştugu ve bunu takiben yarı-kararlı ϵ -karbür çökeltilerinin yapıda çözündüğü görülmektedir [5].



Şekil 1.4. 1560 dak. 240 °C’de suverme yaşanmasına uğramış demirde sementit çökeltili [5].

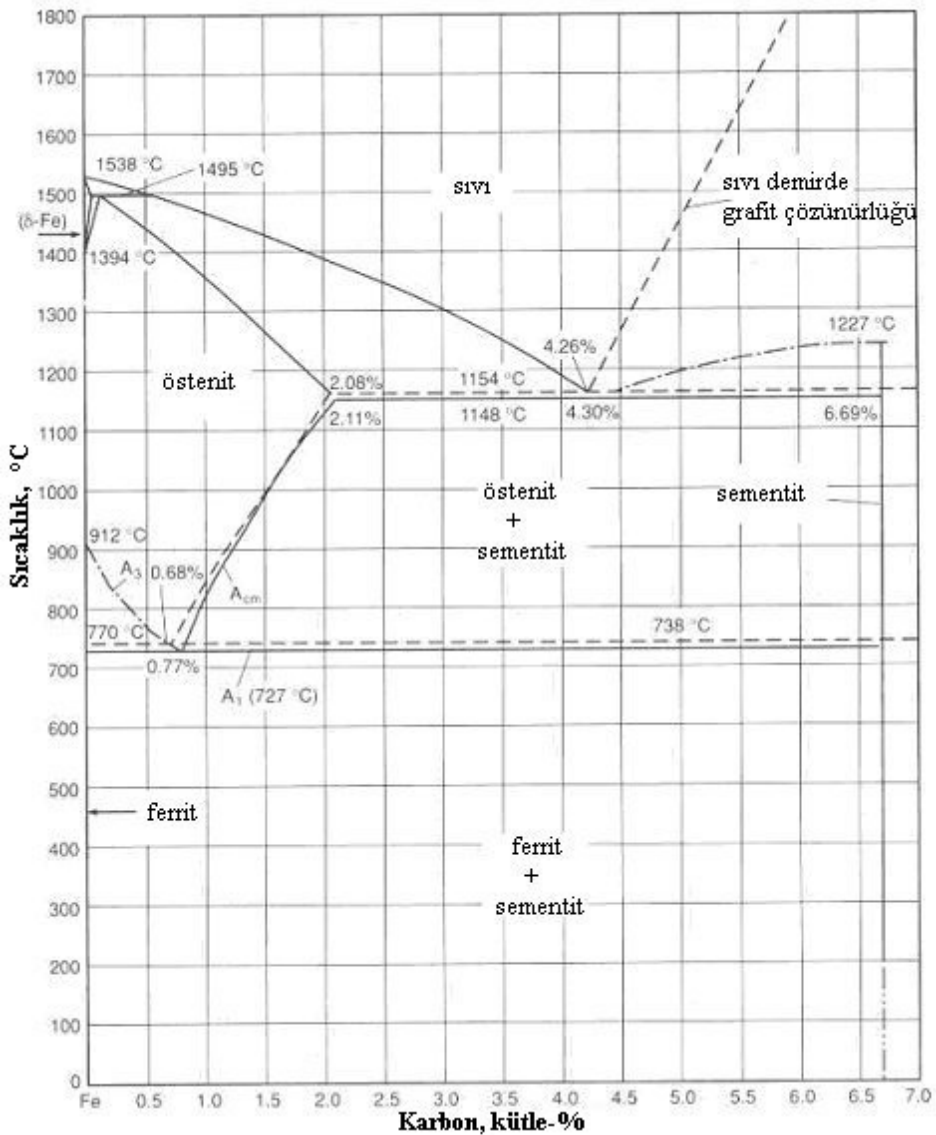
BÖLÜM 2. DEMİR – KARBON FAZ DİYAGRAMI

Çelik içerisindeki başlıca bileşen ergime sıcaklığı altında farklı iki kristal yapıya sahip olan demirdir. Bu yapılardan biri oda sıcaklığından 912 °C sıcaklığa kadar ve 1394 °C sıcaklığından ergime sıcaklığı olan 1530 °C sıcaklığa kadar stabil olan hacim merkezli kübik (hmk) yapıdır. İlk verilen sıcaklık aralığı için hacim merkezli kübik yapı α -ferrit olarak bilinir. İkincil olarak tanımlanan sıcaklık aralığında ise bu yapı δ -ferrit olarak ifade edilir. Diğer kristal şekli 912-1394 °C sıcaklığı arasında stabil olan ve östenit (γ -demir) olarak bilinen yüzey merkezli kübik (ymk) yapıdır.

Çelikler değişen oranlarda ve belirli bir aralıkta karbon içerirler. Vakumda gaz giderilmiş ve oldukça düşük miktarda karbona sahip sac çelikleri için bu miktar kütlece % 0.005 olabilirken yüksek karbonlu takım çeliklerinde bu değer kütlece % 2 gibi bir maksimuma sahiptir. Karbon çeliklerde faz ilişkisini, mikroyapıyı ve çeliğin tüm özelliklerini tamamen değiştirebilmektedir. Çeliklerde genel olarak yüksek sünekliğin, tokluğun ve iyi kaynaklanabilirliğin sağlanması için karbon oranı düşük tutulur. Ancak bu oranın yüksek olması halinde ise yüksek mukavemet, sertlik, yorulma direnci ve aşınma direnci elde edilir.

Şekil 2.1 demir-karbon diyagramını ve karbon ilavesi ile birlikte saf demirdeki faz değişimleri göstermektedir. Karbon östenit stabilizörüdür ve östenitin stabilite sıcaklık aralığını genişletir. Östenit içerisindeki karbonun çözünürlüğü ferrite kıyasla daha yüksektir. Bu çözünürlük 1148 °C’ de sementit ile dengede maksimum kütlece % 2.11 ve 727 °C’de ise % 0.0218’dir. Ferrit ve östenit içerisindeki karbon çözünürlüğü sıcaklığın bir fonksiyonu olup karbon atomlarının demir atomları arasındaki oktahedral arayerlere daha fazla yerleşememesi halinde kendi kristal yapısında daha fazla karbon atomu barındıran yeni bir faz oluşacaktır. Bu faz ortorombik bir kristal yapıya sahip olan sementit veya demir karbür (Fe_3C) olarak ifade edilir. Östenit ve ferrit içerisinde sementit oluşumu ve karbonun sıcaklık bağımlı olan çözünürlüğü alaşımlama ve prosesleme ile kontrol edilmekte olup böylelikle çelik içerisinde farklı mikroyapı ve özellikte olan çeşitli fazlar elde edilir.

Kütlece %2 C'a kadar karbon içeren demir ve karbon alaşımları çelik olarak sınıflandırılırken yapının bu değerden daha fazla karbon içermesi halinde söz konusu yapı dökme demirler olarak ifade edilir. Grafit sementite kıyasla daha fazla stabil olan karbonca zengin bir fazdır. Oluşumu yüksek karbon konsantrasyonu ve silisyum gibi elementlerin yüksek seviyede olması halinde artar. Bundan dolayı grafit dökme demirlerde önemli bir faz olup nadiren çeliklerde bulunur. Grafitin oluşması halinde fazların çözünürlük sınırları ve stabilite sıcaklık aralıkları Şekil 2.1' de kesikli çizgiler ile gösterildiği gibi dikkate değer bir şekilde değişir.



Şekil 2.1. Kütlece %6.67 karbon içeriğine kadar demir-karbon denge diyagramı. Düz çizgiler Fe-Fe₃C diyagramını, kesikli çizgiler ise demir-grafit diyagramını göstermektedir [2].

Şekil 2.1’de gösterilen östenit faz alanı karbon çeliklerinin sıcak işleme ve ısı işlemleri için temeldir. Tek fazlı östenit sıcak işlemeyle hazırdır ve bundan dolayı çeliğin masif kısımları sıcak olarak daha küçük kısımlara ve yapısal şekillere azaltılabilir. Östenit suverme ile diğer mikroyapılara dönüştürülebilir. Dengeye yakın konumda yavaş soğutma koşulları altında östenit ferrit ve sementit karışım yapısına dönüşür. Hızlı soğutma koşulları altında ise martenzite dönüşüm söz konusudur. Bu tür dönüşümler çeliklere uygulanan ısı işlemlerin temelini oluşturur. Bundan dolayı demir ve demir alaşımları içerisinde östenitin geçici yüksek sıcaklık stabilitesi ve östenitin soğutma ile birlikte katı-hal dönüşümü çoğu çeşitli uygulama için şeklin, yapı boyutunun, mikroyapının ve özelliklerin optimize edilmesine olanak verir.

Östenitin oluşumu ve dönüşümü için prosesleme sıcaklıkları kritik sıcaklıklar olarak dikkate alınır ve Şekil 2.1’de gösterildiği gibi çeşitli faz alanları arasındaki sınırları belirler. Karbon içeriğinin bir fonksiyonu olan bu kritik sıcaklıklar ‘A’ noktası ile ifade edilen ısıtma ve soğutmadaki termal kesintiler veya başlangıçtaki eğime göre olan değişimler olarak değerlendirilir. Denge koşullarına uygulanacak olursa A_{e1} , A_{e3} ve $A_{e_{cm}}$ veya basitçe A_1 , A_3 ve A_{cm} ifadeleri ferrit-sementit faz alanı sınırı, ferrit-östenit ve östenit fazı alanı arasındaki sınırı, östenit ile östenit-sementit arasındaki sınırı gösterir. ‘e’ ifadesi Latince olan ‘equilibrium’ dengeyi ifade etmektedir. Isıtma koşullarına uygulanacak olursa A_{c1} , A_{c3} ve $A_{c_{cm}}$ ifadeleri kritik sıcaklıklar için kullanılır. Burada ‘c’ ifadesi Fransızca olan ‘chauffant’ (ısıtma) kelimesinden türetilmiştir. Soğuma koşullarının uygulanması halinde ise A_{r1} , A_{r3} ve $A_{r_{cm}}$ ifadeleri kullanılmakta olup ‘r’ ifadesi Fransızca olan ‘refroidissant’ (soğuma) kelimesinden türetilmiştir. Dönüşüm sıcaklığında sürekli ısıtma ve soğutma ile gerçek denge sıcaklıklarında tamamen bir difüzyon kontrollü dönüşüm için yeterli zamanın olmamasından dolayı bir histerize vardır. A_c sıcaklıkları A_e sıcaklıklarına kıyasla daha yüksektir ve A_r sıcaklıkları ise A_e sıcaklıklarına kıyasla daha düşüktür.

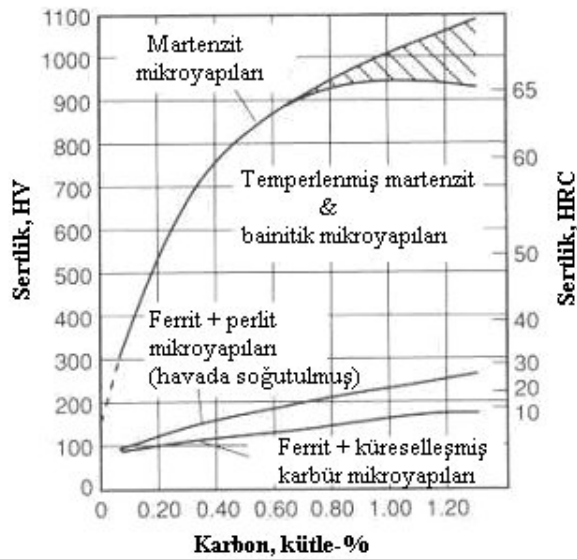
Demir ve karbona ek olarak çelikler demir-karbon diyagramının sınırlarında kaymaya neden olan birçok element içerir. Mangan ve nikel gibi elementler daha düşük kritik sıcaklıkları sağlayan östenit stabilizörüdür. Silisyum, krom ve molibden gibi elementler ise ferrit stabilizörü olup aynı zamanda karbür yapıcı elementlerdir. Bu elementler kritik sıcaklıkları artırır ve östenit faz alanını daraltır. Titanyum, niobyum ve vanadyum gibi diğer elementler östenit içerisinde sıcaklıkla bağımlı

olarak disperse halde nitrürlerin, karbürlerin veya karbonitrürlerin oluşumuna olanak verir. Bu tür bir etki ticari alaşımların proseslenmesi için gerekli sıcaklık aralıklarında dikkate alınmalıdır [2].

2.1. Karbon İçeriği & Özellikleri

Demir kafesine yeteri karbon ilavesi ile mekanik özellikleri saf demire göre çok iyi olan çeliğin eldesi mümkündür. Bu açıdan bakıldığında çelik için ana alaşım elementi karbon olup bu element mukavemet, tokluk, süneklik gibi mekanik özellik ile kaynaklanabilirlik gibi ikincil işleme parametrelerini başlı başına etkileyebilecek konumdadır [6].

Şekil 2.2 çeşitli mikroyapılar için karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak sertlikteki değişimleri göstermektedir. Sertlik ölçülebilen bir kavram olup genellikle mukavemet ile doğru orantılı, süneklik ve tokluk ile de ters orantılı olarak değişmektedir. Sertlik-karbon ilişkisi Şekil 2.2’de çizgiler ile gösterilmesine rağmen bir bant ile gösterilmesinde fayda vardır. Çünkü veri mikroyapı için çok sayıda faktör sertlikde değişimlere neden olabilmektedir. Örneğin, düşük karbonlu ferritik bir mikroyapının mukavemeti tane boyutuna oldukça hassas iken yüksek miktarda perlitin yer aldığı bir mikroyapının mukavemeti ise sementit ve ferritin lamelar arası mesafesine karşı hassastır.



Şekil 2.2. Çelik içi farklı mikroyapılar için karbonun bir fonksiyonu olarak sertlik. Kesikli çizgi ile işaretlenen alan kalıntı östenit etkisini göstermektedir [2].

Mikroyapıların tümü söz konusu iken artan karbon içeriğine bağlı olarak mukavemet değerleri artar. Ancak martenzit mikroyapısı en etkin artışı gösterir. Suverilmiş martenzitin dışında ferrit içerisinde karbonun düşük çözünürlüğü nedeni ile karbon birincil olarak karbür fazı oluşturacak şekilde davranır. Bundan dolayı orta ve yüksek karbonlu çeliklerin daha yüksek olan mukavemetleri ferrit içerisinde daha ince dağılım gösteren ve daha yüksek bir hacimsel orana sahip karbürlerin yer almasından kaynaklanır. Ferritik matriksin tane boyutu ve morfolojisi veri bir karbür ölçüsünde mekanik özellikleri önemli derecede etkiler.

Şekil 2.2 veri bir karbon içeriğinde çelik içerisinde tüm mikroyapıların gözlemlenmesi açısından pratik sınırların oluşturulabileceğini göstermektedir. Düşük karbonlu çelikler çok ince parçalar hariç martenzit oluşturmak için yeteri sertleşebilirlikleri yoktur. Bundan dolayı bu çelikler öncelikli olarak ferritik mikroyapıya sahip olup soğuk işleme ve şekillendirme için iyi süneklikleri vardır. Diğer taraftan krom, nikel ve/veya molibden ile alaşımlandırılmış orta ve yüksek karbonlu çelikler martenziti ve bainit oluşumu için daha yüksek sertleşebilirliğe sahiptir. Diğer mikroyapılar ise özel tavlama işlemlerinin uygulanması ile elde edilmektedir [2].

2.2. Demir-Karbon Alaşımlarında Alaşım Elementlerinin Etkileri

2.2.1. γ ve α faz alanları

Alaşım elementlerinin demir-karbon denge diyagramına etkilerinin bu çalışmada detaylı olarak incelenmesi mümkün değildir. Bu amaç doğrultusunda en basit şekliyle geniş bir sıcaklık aralığı içinde çok sayıda üçlü alaşım diyagramlarının analizi gerekirdi. Bununla birlikte Wever [5] ikili demir denge sistemlerinin açık ve kapalı γ -alanı sistemleri ile genişletilmiş ve daraltılmış γ -alanı sistemleri olmak üzere dört ana kategoriye ayrılabilirliğini göstermiştir (Şekil 2.3).

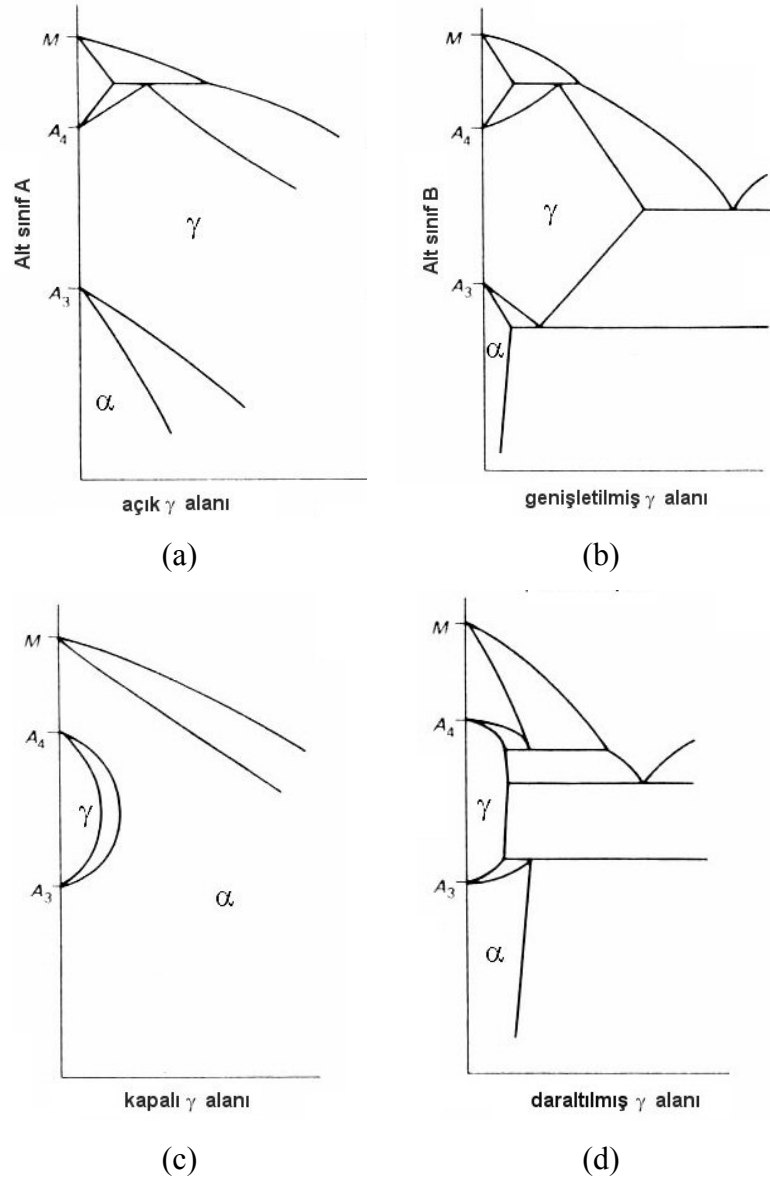
Bu yaklaşım, alaşım elementlerinin denge diyagramlarını iki şekilde etkileyebileceğini göstermektedir:

- (a) γ -alanını genişleterek ve östenit oluşumunu daha geniş bileşimsel sınırlar dahilinde sağlanması : Bu elementler γ -oluşturucular (γ -stabilizatör) olarak isimlendirilir.
- (b) γ -alanını daraltarak ve ferrit oluşumunu daha geniş bileşimsel sınırlar dahilinde sağlanması : Bu elementler α -oluşturucular (α -stabilizatör) olarak isimlendirilir.

Diyagramın şekli bir dereceye kadar alaşım elementlerinin elektronik yapısına bağlıdır. Elektronik yapıları elementlerin periyodik sınıflandırmada relatif konumlarını yansıtır.

Sınıf 1 (açık γ -alanı) : Çeliğin önemli alaşım elementlerinden nikel ve mangana ilave olarak rutenyum, rodyum, palladyum, osmiyum, iridyum ve platin gibi inert metaller ve kobalt bu gruba dahildir. Hem nikel hem de mangan yeteri kadar yüksek konsantrasyonlarda ilave edilirse hmk α -fazını tamamen elimine ederek oda sıcaklığında bile γ -fazını stabilize ederler. Dolayısıyla nikel ve mangan γ - α faz dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara ötelersler (Şekil 2.3a). Böylece hem Ae_1 hem de Ae_3 sıcaklıkları düşürülür. Ayrıca γ -bölgesinden oda sıcaklığına suvererek yarı-kararlı östenit elde etmek daha kolaydır. Sonuç olarak nikel ve mangan östenitik çeliklerin bileşimleri için son derece önemli elementlerdir.

Sınıf 2 (genişletilmiş γ -alanı) : Bu grupta karbon ve azot en önemli elementlerdir. γ -faz alanı genişletilir. Ancak östenitin varoluş aralığı bileşen oluşumuyla sınırlandırılır (Şekil 2.3b). Bakır, çinko ve altın benzer bir etkiye sahiptir. γ -alanının karbon ve azotla genişlemesi kütle-% 2 karbon veya kütle-% 2.8'e kadar azot içeren homojen katı ergiyik (östenit) oluşumuna izin verdiği için tüm çelik ısıl işlemlerinin temelini teşkil eder.



Şekil 2.3. Demir alaşımı faz diyagramlarının sınıflandırılması. (a) açık γ alanı, (b) genişletilmiş γ alanı, (c) kapalı γ alanı ve (d) daraltılmış γ alanı [5].

Sınıf 3 (kapalı γ -alanı) : Pekçok element diyagramdaki γ -alanını çok daha küçük bir alana indirgeyerek γ -demiri oluşumunu kısıtlar (Şekil 2.3c). Bunun anlamı ise ilgili elementlerin hmk demiri (ferrit) oluşumunu kolaylaştırmasıdır ve bunun sonucunda da δ - ve α -faz alanları sürekli hale geçerler. Böylesi bir durumun sözkonusu olduğu alaşımlar dolayısıyla γ/α faz dönüşümünü içeren normal ısıl işlemler için uygun değildir. Silisyum, alüminyum, berilyum ve fosfor, güçlü karbür oluşturu elementler titanyum, vanadyum, molibden ve krom ile birlikte bu gruba girmektedir.

Sınıf 4 (daraltılmış γ -alanı) : Bor başta olmak üzere karbür oluşturuvcu elementler olan tantal, niyobyum ve zirkonyum bu gruptaki en önemli elementlerdir. γ -bölgesi bileşen oluşumuyla çok güçlü bir şekilde sınırlandırılmaktadır (Şekil 2.3d). Bor çeliklere sertleşebilirlik sağlama amacı ile katılır. Bor katkılı çeliklerin ısı işlemleri sıradışı bir karakteristik göstermektedir. Ötektoid altı çeliklerde bor sertleşebilirliği artırırken ötektoid çeliklerde herhangi bir etkisinin olmaması ile birlikte özellikle ötektoid üstü çeliklerde sertleşebilirliği azaltır. Bunun yanında östenit tane boyutunun daha küçük olması borun sertleşebilirliğe olan katkısını artırır. Çok yüksek sıcaklıklarda östenitleştirme yapılması halinde ise borun sertleşebilirliğe olan katkısı azalacaktır. Maksimum bor etkisi konsantrasyon değerinin 0.0005-0.003 (%-kütle) aralığında olması halinde söz konusudur. Bor katkısı ile sertleşebilirliğin artırılması halinde martenzit başlangıç sıcaklığı (M_s) düşmez [5, 6].

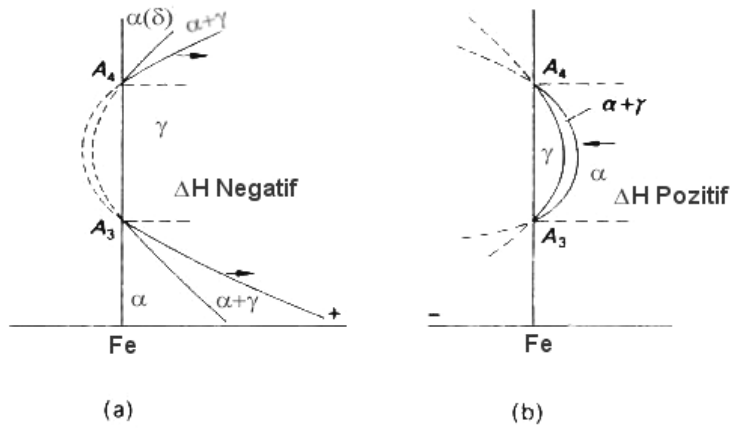
Genel olarak buradaki davranış en iyi şekilde termodinamik terimlerle Zener ve Andrews [5] tarafından geliştirilen çizgiler boyunca tanımlanmıştır. Eğer c_α ve c_γ sırasıyla α - ve γ - fazlarındaki bir alaşım elementinin oransal (% miktarsal anlamında) konsantrasyonu ise şu bağıntı yazılabilir :

$$\frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \beta \cdot e^{\Delta H/RT}, \text{ yani } \log_e \frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \frac{\Delta H}{RT} \quad (2.1)$$

Bu eşitlikte ΔH , γ -fazında birim çözünen başına absorbe edilen ısı ile α -fazında birim çözünen başına absorbe edilen ısı farkına karşılık gelen entalpi değişimidir, $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$. β ise bir sabittir.

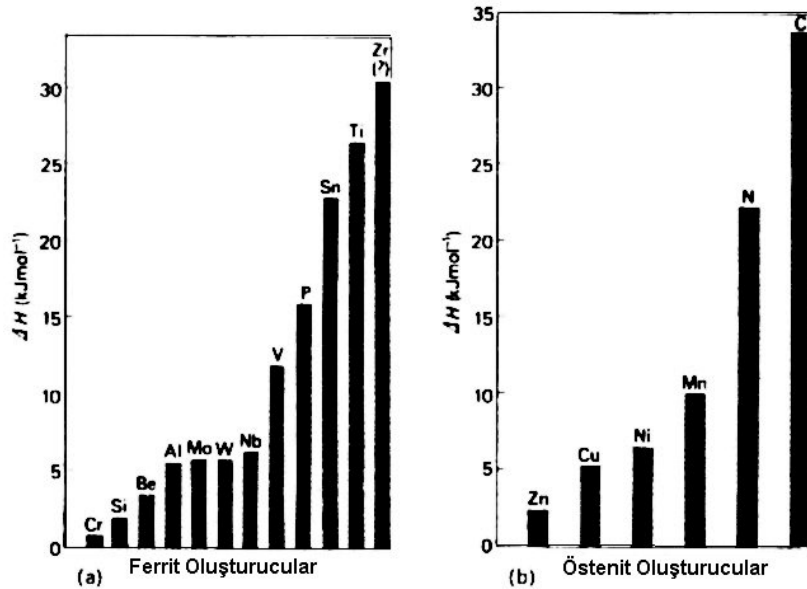
Ferrit oluşturuvcular için, $H_\alpha < H_\gamma$ | ΔH , pozitiftir.

Östenit oluşturuvcular için, $H_\alpha > H_\gamma$ | ΔH , negatiftir.



Şekil 2.4. İki temel faz diyagramı.
a) ΔH negatif, $H_\alpha > H_\beta$, γ kararlı ve b) ΔH pozitif, $H_\alpha < H_\beta$, α kararlı [5].

Basit bir ısıl işlem için esas itibariyle farklı tipte iki denge diyagramı elde edilir; burada faz sınırları benzer termodinamik eşitliklerle ifade edilmiştir. Ancak bu sınırlar, ΔH değerinin pozitif veya negatif olmasına bağlı olarak birbirlerinin simetriğidir (Şekil 2.4). ΔH değerinin negatif olması durumunda γ -alanı sınırsız iken ΔH değerinin pozitif olması durumunda γ -halkası oluşur. ΔH , elementten elemente büyük oranda değişim gösterir. Şekil 2.5'deki histogramlar alaşım elementlerinin etkilerini ΔH açısından göreceli olarak göstermektedir [5].

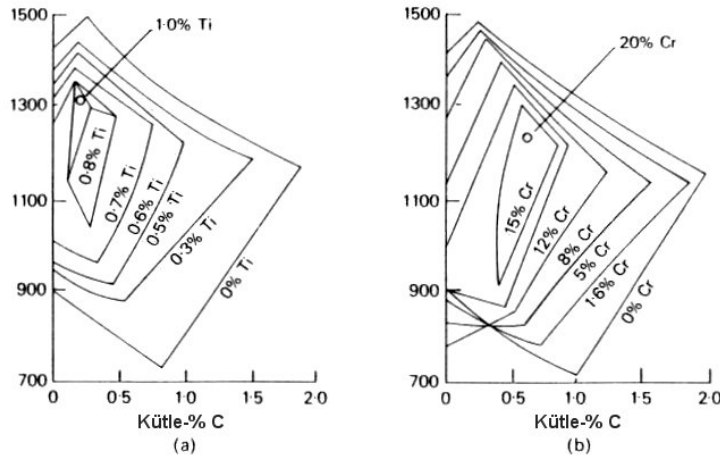


Şekil 2.5. Ferrit oluşturu (a) ve östenit oluşturu (b) olarak alaşım elementlerinin relatif etkileri [5].

2.2.2. Alaşım elementlerinin çeliklerde dağılımı

Şimdiye kadar yalnızca ikili sistemler göz önüne alınmış olsa da bir üçlü sistem oluşturmak için sisteme karbon ilave edildiğinde çoğunlukla benzer genel prensipler uygulanır. Sabit bir karbon miktarı için alaşım elementi ilavesiyle çözünen elemente bağlı olarak γ -alanı ya genişletilir ya da daraltılır. Silisyum gibi bir elementle γ -alanı daralır ve bunun karşılığında da α -alanında bir genişleme gerçekleşir. Eğer vanadyum ilave edilirse γ -alanı küçülecek ve denge diyagramında ferrit bölgesinin büyük bir bölümünde ferritle birlikte vanadyum-karbür alanı oluşacaktır. Nikel, karbür oluşturmaz ve γ -alanını genişletir. Normalde ters eğilimlere sahip elementler belirli kombinasyonlarda birbirlerinin etkilerini nötralize edeceklerdir. Ancak bazı durumlarda istisnalar da mevcuttur. Örneğin, nikel içeren bir çeliğe %18 civarında krom eklenmesi halinde 18Cr-8Ni östenitik çeliklerinde olduğu gibi γ -fazının kararlı hale gelmesine yardımcı olur.

Fe-C sisteminin γ -faz alanına bir alaşım elementinin etkisini kantitatif olarak göstermenin uygun bir yolu ilgili alaşım elementinin artan konsantrasyonları için değişen γ -faz alanı sınırlarını üçlü sistemin Fe-C düzlemi üzerine aktarmaktır. Bu yöntem titanyum ve krom için Şekil 2.6'da görülmektedir. Görülebileceği gibi %1'in bir miktar üzerindeki bir Ti konsantrasyonu γ -halkasını ortadan kaldırmakta iken benzer bir etkiye kromla ulaşmak için %20 Cr gerekmektedir. Aynı şekilde diğer üçlü sistemlerden de örnek verilebilir. Fe-V-C sisteminde vanadyum, titanyum ile kromun arasında bir etkiye sahiptir.



Şekil 2.6. γ faz alanında alaşım elementlerinin etkisi, (a) titanyum, (b) krom [5].

Çok daha hassas ve geniş bir bilgi için Fe-C-X gerçek üçlü sistemlerinde bir seri izotermal kesitlerin de ele alınması gereklidir. Ancak kesin verilerin eldesi güç ve çok zaman harcayan bir süreç olduğundan çok iyi bilinen bazı sistemlerde bile böylesi bir komple bilgi mevcut değildir. Diğer taraftan bilgisayar destekli yöntemlerin gelişimi ile örneğin geniş bir sıcaklık aralığı boyunca izotermal kesitler gibi detaylı termokimyasal ve faz dengesi verilerinin sentezi mümkün hale gelmiştir. Hatta 1970'lerin sonlarında bu tür çalışmalarla ilgilenen laboratuvarların araştırmalarını yayınlayan bir dergi yayımlanmıştır [5].

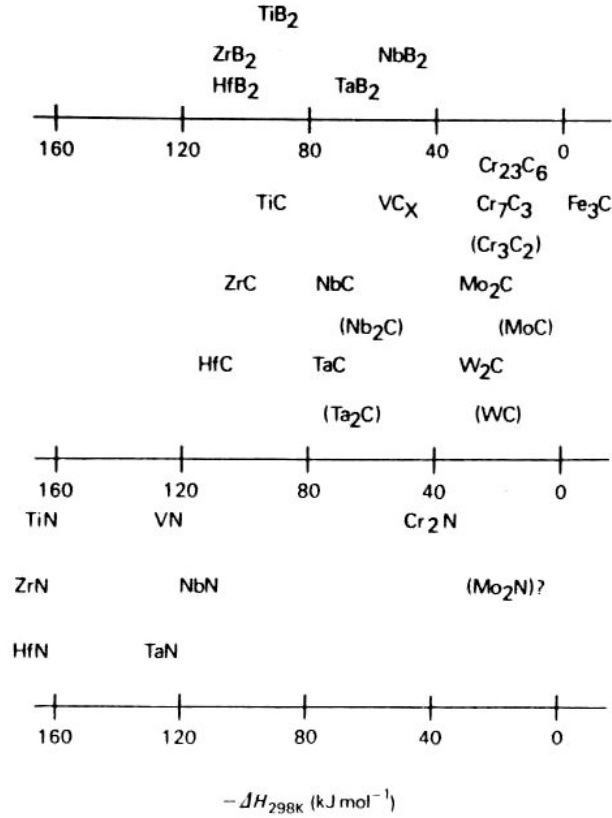
Eğer yalnızca yavaş soğuma hızlarında östenitin ferrit ve karbüre dönüştüğü çelikler göz önüne alınır ise alaşım elementleri üç kategoriye ayrılabilir:

- (1) yalnızca ferrit fazına giren elementler,
- (2) kararlı karbür oluşturan ve ayrıca ferrit fazına giren elementler,
- (3) yalnızca karbür fazına giren elementler.

İlk kategoride dönüştürülebilir çeliklerde normalde ferrit fazındaki katı çözültide bulunan ve sementit ve diğer alaşım elementlerinin karbürlerinde çözünebilirlikleri oldukça düşük olan nikel, bakır, fosfor ve silisyum gibi elementler vardır.

Çeliklerde kullanılan alaşım elementlerinin büyük bir çoğunluğu ikinci kategoriye girmektedir. Bunlar karbür oluşturalardır ve düşük konsantrasyonlarda sementitte katı çözültiye girerler. Ancak ayrıca ferritte de katı çözülti oluşturalar. Daha yüksek konsantrasyonlarda bu elementlerin çoğu sementitten termodinamik olarak daha kararlı alaşım karbürleri oluşturur. Mangan, krom, molibden, vanadyum, titanyum, tungsten ve niyobyum bu türden elementlerdir. Çeliklerde sıklıkla karşılaşılan alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrürlerin kararlılığı sementitin kararlılığına kıyasla oluşum entalpilerinin (ΔH) üzerinden Şekil 2.7'de gösterilmiştir. Mangan-karbür çeliklerde bulunmaz, bunun yerine mangan kolayca sementit katı ergiyiğine girer. Karbür oluşturalar genellikle karbür fazında ihtiyaç duyulan miktarlardan çok daha fazla oranda mevcuttur. Buradaki miktarlar birincil olarak çeliğin karbon miktarı tarafından belirlenir. Geriye kalanlar karbür oluşturalar olmayan nikel ve silisyum elementleri ile ferrit katı ergiyiğine girer. Bu

elementlerden titanyum, tungsten ve molibden ferrite önemli bir katı ergiyik sertleşmesi sağlar.

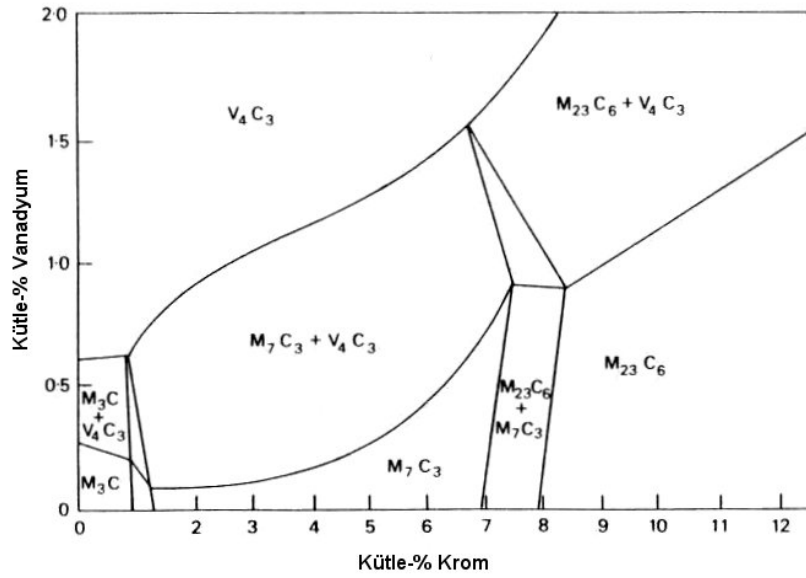


Şekil 2.7. Karbür, nitrür ve borürlerin oluşum entalpileri [5].

Üçüncü kategoride ağırlıklı olarak karbür fazına giren birkaç element vardır. Azot en önemli elementtir. Demir ve pekçok alaşım elementi ile karbo-nitrürler oluşturur. Bununla birlikte titanyum ve alüminyum gibi bazı çok güçlü nitrür oluşturu elementlerin bulunması durumunda farklı alaşım nitrür fazları da oluşabilir.

Basit yapılu çeliklerde bulunabilen fazların anlaşılması konusunda üçlü faz diyagramları özellikle yararlı olabilir iken denge fazlarının yeterli bir görüntüsünün oluşabilmesi için birkaç sıcaklık için izotermal kesitler gereklidir. Daha kompleks yapılu çelikler için işlem çok daha zordur ve denge diyagramları karşılaşılabilecek muhtemel yapılara yalnızca kabaca bir yol gösterir. Ancak yine de çelik grupları için belirli bir sıcaklıkta karşılaşılabilecek muhtemel denge fazlarının detaylı bir görünümünü veren ikili-benzeri diyagramlar oluşturmak mümkündür. Örneğin Cr-V çelikleri, ısıl işlem görmüş olarak çok yaygın bir biçimde kullanılır. Hem krom hem de vanadyum karbür oluşturuçudur. Eğer belirli bir karbon seviyesi örneğin kütle-% 0.2 ve

dengeyi kolaylıkla ulaşılabileceği bir sıcaklık, örneğin 700 °C seçilir ise o sıcaklıkta ferritle birlikte dengedeki karbür fazlarını belirlemek üzere geniş bir aralıktaki farklı kompozisyonları incelemek mümkündür. Böylece faz alanları Şekil 2.8’de görüldüğü gibi krom ve vanadyumun bir fonksiyonu olarak bir diyagramda çizilebilir. Dikkat edilecek olunur ise sementit yalnızca yaklaşık %1.5 krom veya %0.6 vanadyuma kadar kararlıdır ve diyagramın büyük bir kısmında sementit yerine birçok alaşım elementlerinin oluşturduğu karbürler bulunmaktadır [5].



Şekil 2.8. Vanadyum ve krom miktarının fonksiyonu olarak 700 °C’de % 0.2 C çeliğinde oluşan karbür yapıları [5].

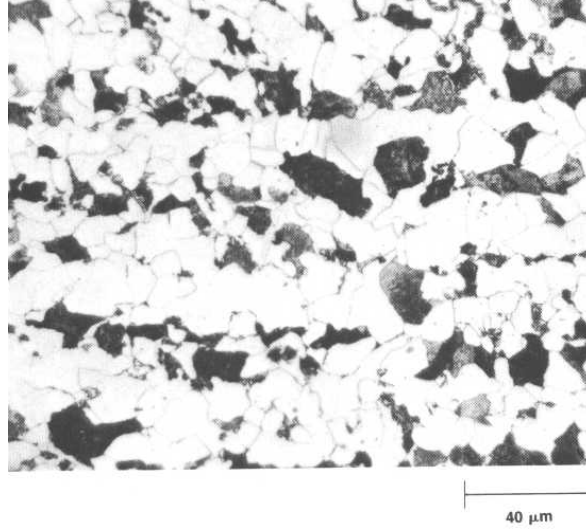
BÖLÜM 3. ÇELİKLERDE DÖNÜŞÜM YAPILARI

3.1. Önötektoid Ferrit ve Sementit Oluşumu

Ötektoid kompozisyondan daha düşük karbon içeren çelikler (ötektoidaltı çelikler) ve daha yüksek karbon içeren çeliklerde (ötektoidüstü çelikler) perlit oluşumu öncesinde sırası ile ferrit ve sementit oluşturur. Yapılar A_{r3} ve A_{r1} ile $A_{r_{cm}}$ ve A_{r1} sıcaklıkları arasında soğumanın gerçekleştirilmesi ile oluşmakta olup bu yapılar sırası ile önötektoid ferrit ve önötektoid sementit olarak isimlendirilmektedir.

Şekil 3.1 düşük karbonlu bir çelik için östenit faz alanından havada soğutma ile oluşan ferrit-perlit mikroyapısını göstermektedir. Bu mikroyapının oluşumu için geçerli olan dönüşüm bu bölümde açıklanmaktadır. Numunenin sıcaklığı A_{r3} sıcaklığına ulaştığında önötektoid ferrit oluşmaya başlar. Ferrit kristali veya metalurjistlerin kullandığı tabir ile ferrit taneleri östenit-ferrit arayüzeyinde demir atomlarının yüzey merkezli kübik yapıdan hacim merkezli kübik yapıya doğru yeniden düzenlenmesi ile östenit tane sınırlarında çekirdeklenmeye başlar ve büyür. Ferrit içerisindeki düşük çözünürlükleri nedeni ile karbon atomları dönüşmeyen östenit içerisine itilir. Çeliğin A_{r1} sıcaklığına ulaşması halinde mikroyapının çoğu önötektoid ferrit yapısına dönüşmüştür ve kalan östenitin karbon içeriği perlit reaksiyonu için gereksinim duyulan yaklaşık %0.77 C değerine gelmiştir. Bundan dolayı yapının geri kalanı östenitten perlite dönüşecektir.

Şekil 3.1’de ferrit faz açık renkte ve farklı oryantasyondaki ferrit taneleri arasındaki sınır ise koyu renkte görülmektedir. Perlit ise uniform bir şekilde koyu renkte görülmektedir [2].



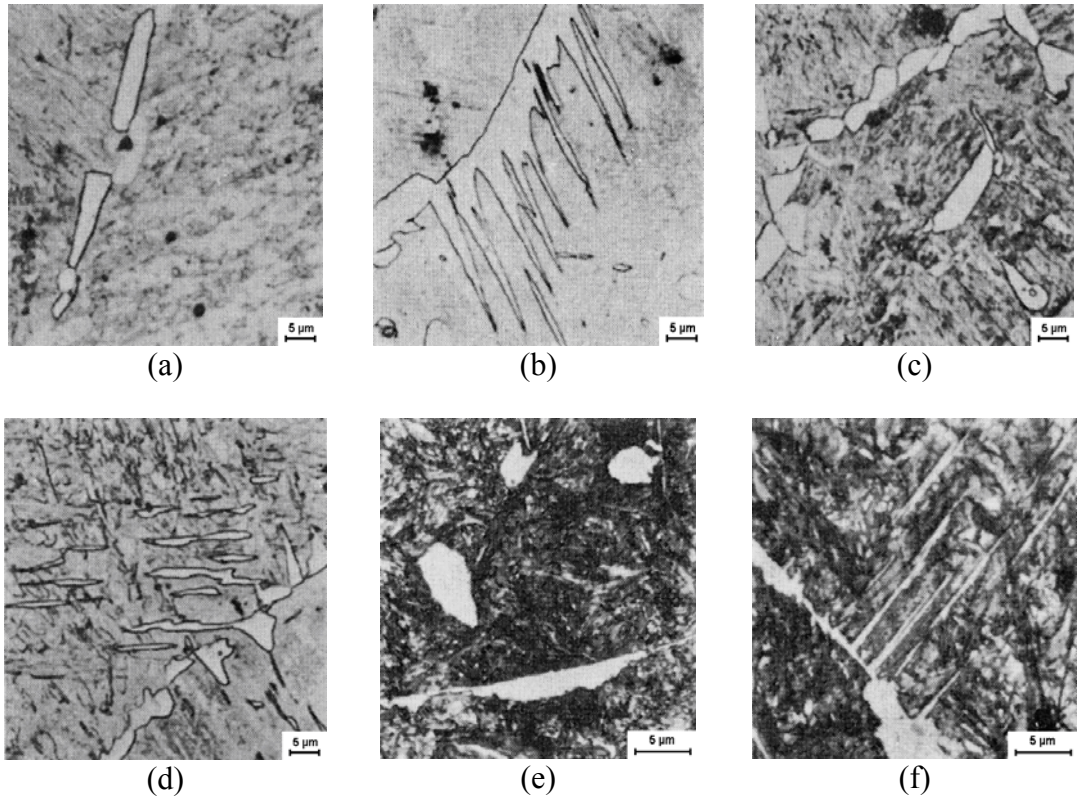
Şekil 3.1. %0.17C-%1.2Mn-%0.19Si çeliğinde yeralan perlit (koyu) ve önötektoid ferrit (açık) mikroyapılarının ışık mikroskop görüntüsü [2].

Yalın karbonlu çeliklerin davranışlarının incelenmesinin bir sonucu olarak Dubé, γ/α dönüşüm sıcaklığının düşürülmesiyle oluşan ferrit morfolojilerinin bir sınıflandırılmasını önermiştir. Dubé, daha sonra Aaronson [5] tarafından genişletilen dört belirgin morfoloji öne sürmüştür :

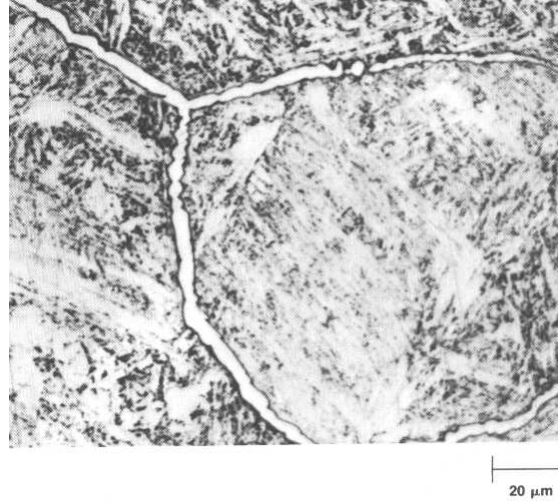
1. Tane sınırı ferriti : Bunlar östenit tane sınırlarında çekirdeklenen ferrit kristalleridir ve yüksek sıcaklıklarda (800-850 °C) östenit ile bükümlü sınırları vardır (Şekil 3.2a). Bunlar genellikle eşeksenli tanelerdir ve mercimek şeklindedir. Dönüşüm sıcaklığının düşmesiyle bu kristaller tane sınırının en az bir tarafında fasetler oluşturur ama bu genelde sınırların her iki tarafında da gerçekleşir.
2. Widmanstaetten ferrit plakaları ya da lataları : Bu plakalar γ tane sınırlarında çekirdeklenir ama belirgin matriks düzlemleri boyunca büyür. Bunlar tane sınırlarından direkt olarak büyürler ya da var olan ferrit tane sınırı çökeltisinde çekirdeklenirler (Şekil 3.2b).
3. Masif ferrit : Bunlar östenit taneleri içinde çekirdeklenen kaba eşeksenli kristallerden oluşur veya düzenli olmayan bükümlü sınırlarda ya da kristalografik karakteristiği daha belirgin sınırlarda görülür (Şekil 3.2c).

4. Tane içi Widmanstaetten plakaları : Bu plakalar tane sınırlarından büyüyenlere benzerler, ama bunlar bütünüyle östenit tanelerinin içinde çekirdeklenirler (Şekil 3.2d).

Şekil 3.3 ise ötektoidüstü bir çelikte yer alan önötektoid sementit fazının bir örneğini göstermektedir. Sementit östenitin tane sınırları boyunca ince bir ağ yapısı şeklinde oluşmuştur. Mikroyapının geri kalanı ise numunenin A_{cm} ve A_1 arasındaki bir sıcaklıktan sovrulmesi ile oluşan martenzittir. Sementit ve arayüzeyi kırılma başlangıcı ve ilerlemesi için öncelikli yörelerdir ve bunun bir sonucu olarak önötektoid sementit ağ yapısı ötektoidüstü çelikleri oldukça kırılğan bir hale getirir. Kritik sıcaklıklar arasında yapılan bir tavlama işlemi sementitin parçalanarak küreselleşmesine ve bundan dolayı tokluğun artmasına neden olur [2].



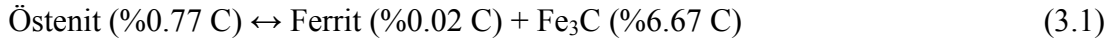
Şekil 3.2. Ötektoidaltı ferrit ve ötektoidüstü sementitin büyümesi. (a) 12 dak. 790°C'de % 0.34 C'lu çelik. Ferritin tane sınırı allotriomorfları, (b) 15 dak. 725°C'de % 0.34 C'lu çelik. Tane sınırı ferritinden büyüyen Widmanstaetten ferrit, (c) 12 dak. 790°C'de % 0.34 C'lu çelik. Ferritin tane sınırı allotriomorfları ve tane içi idiomorfları, (d) 15 dak. 725°C'de % 0.34 C'lu çelik. Tane içi Widmanstaetten ferrit plakaları, (e) 10 dak. 730°C'de % 1.2 C'lu çelik. Sementitin tane sınırı allotriomorfları ve tane içi idiomorfları, (f) 10 dak. 730°C'de % 1.2 C'lu çelik. Widmanstaetten sementit [5].



Şekil 3.3. Fe-%1.12C-%1.5Cr alaşımında daha önceden varolan östenit tane sınırlarında yeralan sementit ağ yapısına ait bir ışık mikroskop görüntüsü [2].

3.2. Perlit Oluşumu

Perlit bir çeliğin soğutulması boyunca aşağıda verilen katı hal reaksiyonu ile gösterildiği gibi östenitten oluşan mikroyapıya verilen isimdir.

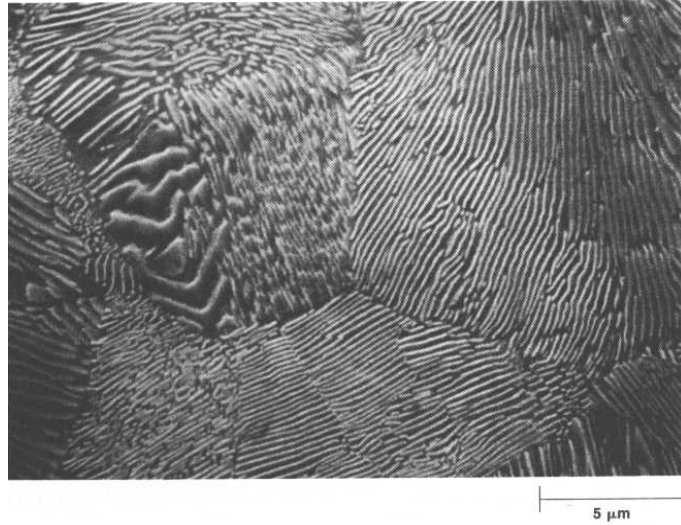


Bu tür bir reaksiyon katı bir fazdan farklı iki katı faza olan bir dönüşümü ifade etmekte olup genellikle ötektoid reaksiyon olarak adlandırılır. Çelik söz konusu ise ferrit ve sementit kaba bir şekilde birbirine paralel lameller veya plakacıklar halinde iki fazlı lamelar kompozit yapısını oluşturur. Şekil 3.4 ötektoid karbon içeriğine (% 0.77 C) yakın bir değerinde karbon içeren ray çeliğinde varolan perlit yapısı için mikroyapı örneği göstermektedir. Bu tarama elektron mikroskop görüntüsünde sementit lamellerini açık renkteki bölgeleri göstermektedir. Bunun yanında ferritler ise sementite kıyasla daha fazla dağlandığından dolayı gömülü olarak yer almakta olup koyu renkte görünmektedir.

Paralel lameller ışık mikroskopisinde difraksiyon yöreleri olarak rol oynar ve çeşitli dalga boylarında difrakte olmuş ışıklar renkler oluşturarak inci karakteristiğinde parlamalar gösterir. Bundan dolayı metalografi ile uğraşan ilk uzmanlar çeliklerde gözledikleri lamelar yapılar için perlit ismini kullanmışlardır. Veri bir perlit kolonisi içerisinde tüm ferrit ve sementitin büyük ölçüde aynı kristalografik oryantasyona

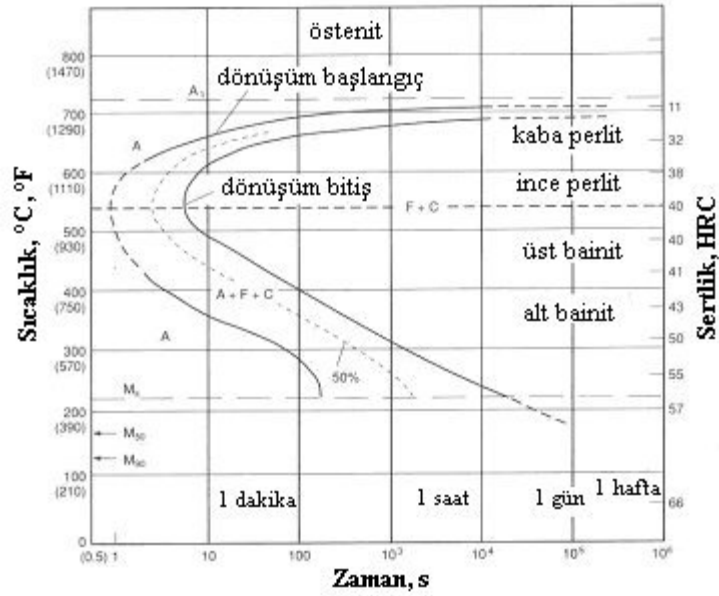
sahip olduğunu göstermişlerdir. Bundan dolayı perlit ikili bir yapıda birbiri içerisine nüfus eden tek kristal olarak tanımlanabilir.

Denge koşulları altında uygun bir yavaş soğumanın sağlanması ile perlitik reaksiyon 727 °C'de gerçekleşir. Çünkü östenit bu sıcaklığın altında kararlı değildir. Perlit oluşumuna zaman bağımlılığı olan difüzyon prosesi eşlik eder. Karbon atomları ferrit ve sementit oluşumu için difüze olmaya başlar. Bundan dolayı difüzyon için yetersiz zamanın olduğu hızlı soğuma ile daha düşük sıcaklıklarda perlit oluşumu bastırılır.



Şekil 3.4. Ötektoid kompozisyonlu bir ray çeliğine ait perlit mikroyapısının tarama elektron mikroskop görüntüsü [2].

Şekil 3.5 kütlece % 0.79 C içeren ve bundan dolayı 727 °C'nin altındaki geniş bir sıcaklık aralığında perlite dönüşen 1080 çeliği için izotermal dönüşüm diyagramını göstermektedir. Şekil 3.5 söz konusu olan çeliğin A_1 sıcaklığı altındaki bir seri sıcaklığa hızlı soğuması ve bu sıcaklıklarda tutularak zamanın bir fonksiyonu olarak östenitten perlite olan dönüşümün gerçekleştirilmesi ile elde edilmiştir. Dönüşüm başlangıcı için bir inkübasyon (kuluçka) zamanına gerek vardır. Bu zaman dönüşümün başlangıcı olarak işaretlenen eğri ile gösterilmekte ve azalan sıcaklıkla birlikte azalmaktadır. Bu ivmelenme daha büyük termodinamik itici güç, artan çekirdeklenme hızı ve azalan lamellar arası mesafeyi sağlayan artan aşırı soğuma ile ilişkilidir. Bunun yanında azalan difüzyon mesafesi nedeni ile büyüme hızı artacaktır.



Şekil 3.5. % 0.79 C ve % 0.26 Mn içeren 1080 çeliği için izotermal dönüşüm diyagramı. Numuneler 900°C’ de östenitlenmiştir ve östenit tane boyutu ASTM No. 6’ dır. M_s , M_{50} ve M_{90} sıcaklıkları öngörülmüştür [2].

Perlit oluşum kinetiği küresel perlit kolonilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızına bağlı olarak aşağıdaki eşitlik ile tanımlanır.

$$f(t) = 1 - \exp\left[-\frac{\pi NG^3 t^4}{3}\right] \quad (3.2)$$

Bu eşitlik için $f(t)$: veri bir sıcaklıkta ve herhangi bir t zamanında oluşan perlitin hacimsel oranı, N : kolonilerin çekirdeklenme hızı ve G : kolonilerin büyüme hızıdır. Denklem 3.2 izotermal perlit oluşumu için yavaş başlangıç ve nihai dönüşüm hızları ile daha hızlı orta seviye dönüşüm hızlarını güzel bir şekilde tanımlamaktadır. Sıcaklığın A_1 altına düşmesi ile birlikte N ve G kavramları artmakta olup Şekil 3.5’den de görüleceği gibi östenitten perlite olan dönüşüm ivmelenmektedir. Perlit oluşumu boyunca karbon atomlarının difüzyonuna ek olarak demir atomlarının östenit-perlit arasındaki arayüzey boyunca geçişi söz konusudur. Bu kısa mesafe demir atom transferi östenit, ferrit ve sementit arasında kristal yapıların değişimine neden olur. Kritik bir düşük sıcaklıkta atom-atom kısa mesafe difüzyon olasılığı artık yoktur ve demir atomları kayma ve ortaklaşa yerdeğişim ile kristal yapının değişmesine neden olur. Dönüşüm mekanizmasındaki bu değişim yeni bir mikroyapının oluşumuna neden olmakta ve bainit olarak ifade edilmektedir. Ferrit

kristalleri uzamış morfolojiler olarak kabul edilir ve sementitler artık sürekli ve lamellar değildir [2].

3.3. Bainit Oluşumu

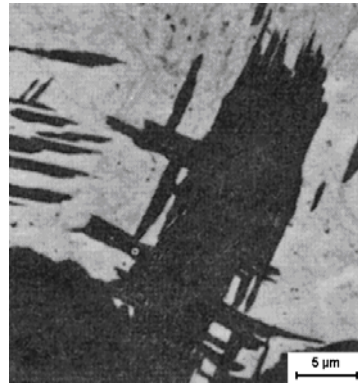
Perlitin oluştuğu sıcaklığın hemen altındaki sıcaklıklarda oluşan bainit üst bainit olarak isimlendirilir. Orta ve yüksek karbonlu çeliklerde bu yapı tipik olarak ferrit latalarından ve bu latalar arasında kabalaşmış sementit partiküllerinden oluşur. İç çökeltiler içermeyen uzun ferrit latalarından oluştuğu için üst bainitin morfolojisi Widmanstaetten ferrite yakın bir benzerlik taşır. Şekil 3.6a, düşük büyütmede %0.8 C'lu bir çelikteki üst bainiti göstermektedir. İki yüzeyden alınan optik mikrofotografılar üst bainitin ferrit bileşeninin iyi tanımlanmış bir habit düzlemlerine paralel lata gruplarından meydana geldiğini kesin bir biçimde ortaya koymaktadır (Şekil 3.6b). Widmanstaetten ferrit gibi bainitik ferrit lataları da ebeveyn östenit fazı ile Kurdjumov-Sachs ilişkisi gösterir, ancak dönüşüm sıcaklığı düşürüldüğü için ilişki daha düşük seviyededir. Üst bainit kristalografisinin düşük karbonlu lata tipi martenzitinkine çok daha benzediği geniş kabul gören bir görüştür. Bununla birlikte ilgili kristalografinin detaylı incelemeleri önemli farkların bulunduğunu ve üst bainitte ferrit oluşumunun, martenzit oluşumunun kristalografik teorisi ile anlaşılamayacağını ortaya koymuştur [5].

Elektron mikroskopisi çalışmaları üst bainit latalarının 0.5 µm genişlikten daha küçük lataları içeren ince bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir (Şekil 3.6c). Bu lataların hepsi Kurdjumov-Sachs ilişkisinin benzer türevlerine sahiptir. Böylece birbirlerinden az miktarda farklarla yönlendirilmişlerdir. Dolayısıyla uzunlamasına sınırlar düşük açılı sınırlardır. Tipik bir östenit tanesi, Kurdjumov-Sachs oryantasyon ilişkisinin çeşitli türevlerini gösteren pekçok bainitik ferrit demetine sahip olacaktır ve böylece büyük açılı sınırlarda demetler arasında oluşacaktır. Lataların dislokasyon yoğunluğu azalan dönüşüm sıcaklığı ile birlikte artacak, ancak en yüksek dönüşüm sıcaklığında bile yoğunluk Widmanstaetten ferrittekinden daha fazla olacaktır.

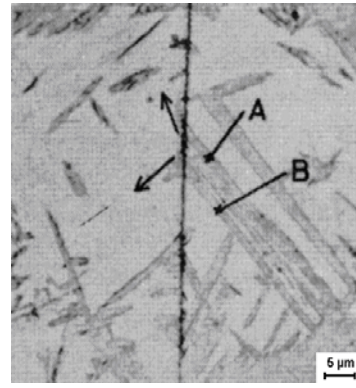
Üst bainitik ferrit dönüştüğü östenitten çok daha düşük bir karbon konsantrasyonuna (< % 0.03 C) sahiptir ve bunun sonucunda da bainitik latalar büyüdükçe artık östenit karbonca zenginleşir. Karbon difuzivitesi, ferrit ve östenit arasında karbon

dağıtımına hala izin verecek kadar yüksek olduğu bu durum 550–400 °C aralığında oluşan üst bainitin önemli bir özelliğidir. Sonuçta karbür çökeltileri lataların içinde meydana gelmez, kritik bir karbon konsantrasyonuna ulaşıldığında lata sınırlarındaki östenitte oluşur.

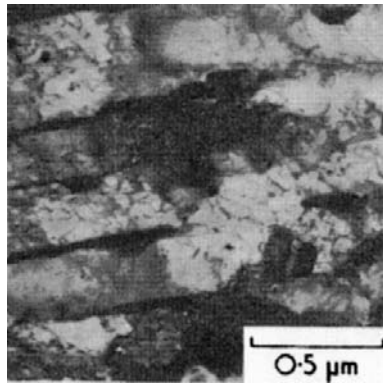
Lata sınırlarında oluşan sementitin morfolojisi çeliğin karbon miktarına bağlıdır. Düşük karbonlu çeliklerde karbür lata sınırları boyunca süreksiz satırlar ve izole partiküller olarak bulunurken daha yüksek karbon düzeylerinde satırlar sürekli olabilirler (Şekil 3.6d). Bazı çeliklerde karbonca zenginleşmiş östenit karbür çökeltileri oluşturmaz ve bir kalıntı östenit filmi olarak kalır. Alternatif olarak soğutmada yüksek karbonlu martenzite dönüşerek tokluğa olumsuz yönde bir etkiye bulunabilir. Bu tip bainit yapısı daha çok tanesal bainit olarak bilinir.



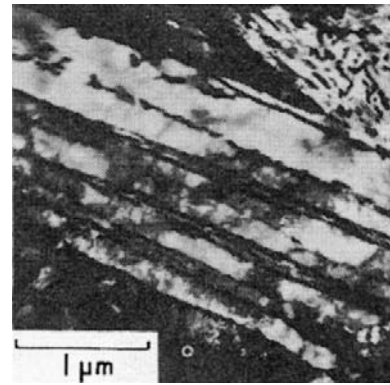
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 3.6. Üst bainit mikroyapıları. (a) 400 °C’de 20 saniyede dönüşmüş % 0.8 C’lu çelik, (b) 400 °C’de dönüşmüş % 0.34 C’lu çelik, çift yüzeyli kompozit mikrograf, (c) 450 °C’de dönüşmüş % 0.8 C’lu çelik, görülebilir dislokasyonlar, ince film TEM, (d) 450 °C’de 5 saniyede dönüşmüş %0.8 C’lu çelik, ince film TEM [5].

Üst bainitte sementit ve ferrit arasında tekdüze bir ilişki bulunmadığından gözlemlenen çeşitli ilişkiler östenitle Kurdjumov-Sachs ilişkisine sahip ferritle ve östenitle Pitsch ilişkisine sahip sementitle uyumludur:

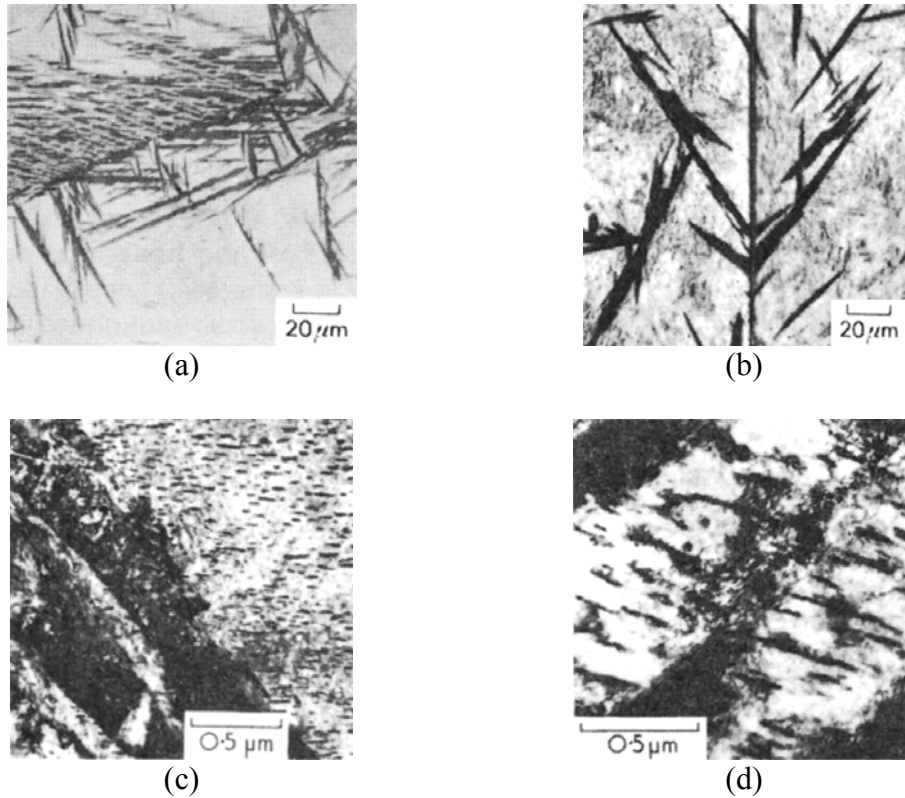
$$\begin{aligned} (001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (\bar{2}25)_\gamma \\ [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [\bar{5}54]_\gamma \\ [010]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \end{aligned}$$

Üst bainit latalarının büyüme modu önemli bir tartışma konusu olmuştur. Bazı yüzey rölyef etkilerine dair kanıtlar olmasına karşın bir martenzit plakasında olduğu gibi her bir latanın tek bir eğim sonucu olarak oluştuğu söylenemez. Foto emisyon elektron mikroskopisi kullanılarak üst bainit plakalarının büyümesi ile ilgili çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalarda Widmanstaetten ferritte gözlemlenene benzer bir tarzda plakaların kalınlaşmasını açıklayan küçük yüzey çıkıntılarının hareketleri gösterilmiştir.

Alt bainit üst bainitten daha iğnesel görünür ve mercekvari bir habiti benimseyen, açıkça tanımlanabilen bireysel plakalar şeklindedir (Şekil 3.7a). Tek bir yüzey üzerinde görülenler yanılıcı bir biçimde iğnesel bir morfolojiye işaret etmektedir. Bununla birlikte alt bainitin iki yüzeyde optik mikroskopi incelemeleri ferrit plakalarının üst bainittekinden daha geniş ve martenzit plakalarının morfolojisine daha yakın olduğunu göstermektedir (Şekil 3.7b). Bu plakalar östenit tane sınırlarında çekirdeklenmesinin yanısıra tane içlerinde de yoğun bir çekirdeklenme söz konusudur ve tane sınırlarından uzaklaşan tarzda birincil plakalardan ikincil plakalar oluşur.

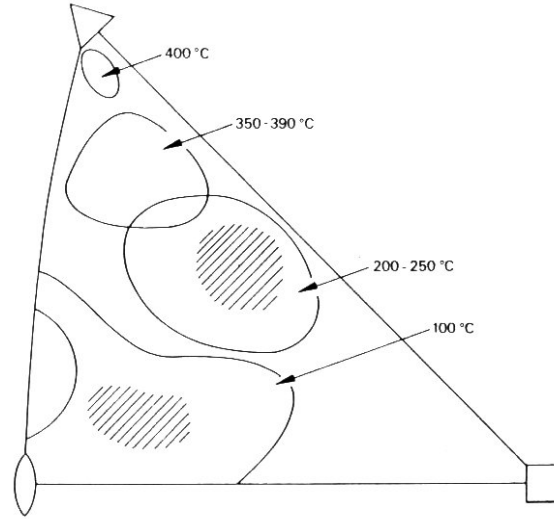
Elektron mikroskopisi çalışmaları plakaların üst bainite benzer bir alt lata yapısına sahip olduklarını göstermiştir. Keza ferritin bu alt taneleri yaklaşık 0.5 µm genişliktedir ve birbirlerinden az farkla farklı yönlenmişlerdir. Plakalar benzer bileşimdeki martenzitler kadar olmasa da üst bainitten daha yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna sahiptir. Plakaların kristalografisi hem dönüşüm sıcaklığına hem de çeliğin karbon içeriğine bağlı gibi görünmektedir. Bowles ve Kennon 400 °C'de habit düzlemi $\langle 111 \rangle_\alpha$ 'ya yakın iken 100 °C kadar düşük bir dönüşüm sıcaklığında düzlemin $\langle 110 \rangle_\alpha$ 'ya çok daha yakın olduğunu göstermişlerdir (Şekil 3.8). Üstelik

martenzitin oluşum teorisinin alt bainit için de kullanılabileceğini göstererek teori ve uygulama arasında tatmin edici bir uzlaşma da sağlamışlardır. Ohmori ve çalışma arkadaşları, %0,1 C'lu bir çelikte M_s sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta oluşmuş bainitin düşük karbonlu lata tipi martenzitte olduğu gibi $\{011\}_\alpha$ 'da bir habit düzlemine ve $\langle 111 \rangle_\alpha$ 'da bir büyüme yönüne sahip olduğunu bulmuşlardır. Ancak bununla birlikte %0.6-0.8 seviyesine yükselen karbon miktarlarında bainitteki ferrit plakalarının habit düzlemi $\{122\}_\alpha // \{496\}_\gamma$ şeklinde değişmektedir. Oysa aynı bileşimdeki martenzit $\{225\}_\gamma$ habit düzlemine sahip olduğu için karşılaştırmada habit düzlemlerinin farklı olduğu görülmektedir. Bu tür değişimler nedeniyle alt bainitin gerçek bir martenzitik reaksiyon olmadığı ileri sürülebilir. Diğer taraftan dönüşümlerin aynı olduğunu düşünmek için de bir neden yoktur ve zaten alt bainitte inhomojen kayma ile meydana gelmesi beklenirken yüksek karbonlu martenzitlerde ikizlenme kabul edilen moddur [5].

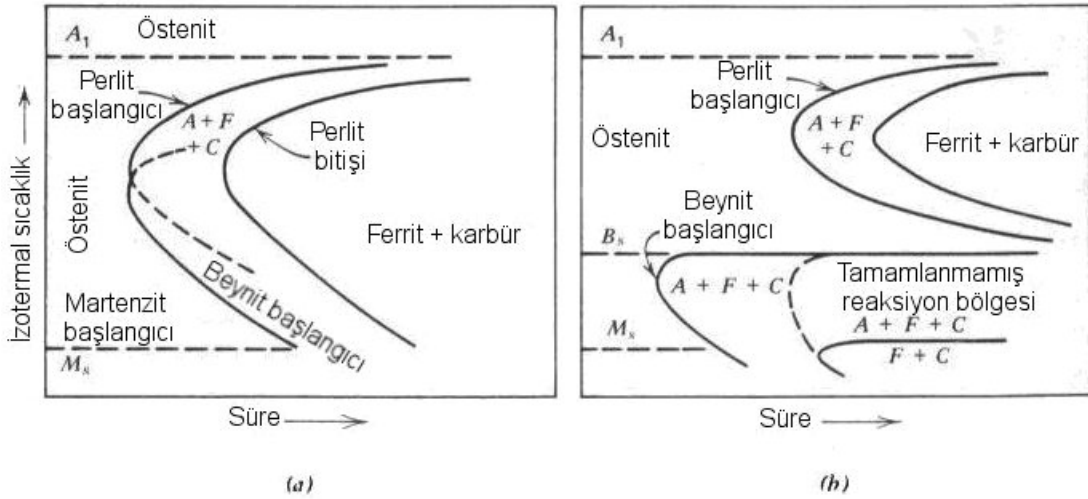


Şekil 3.7. Alt bainit mikroyapıları. (a) 300°C'de 30 saniyede dönüşmüş % 0.8 C'lu çelik, (b) 300°C'de dönüşmüş %0.8 C'lu çelik, çift yüzeyle kompozit mikrograf, (c) 250°C'de 6 dakikada dönüşmüş %0.8 C'lu çelik, ince film TEM, (d) 300°C'de 5 saniyede dönüşmüş %0.6 C'lu çelik, ince film TEM [5].

Beynit dönüşümü, bir T-T-T diyagramında kendi C eğrisini takip eder. Yalın karbonlu çeliklerde perlit reaksiyon eğrisinin alt tarafı ile bainit reaksiyon eğrisinin üst tarafı arasında önemli bir üst üste çakışma bulunur (Şekil 3.9a). Belirli alaşım elementlerinin ilavesi ile perlit oluşum hızı düşürülür, ancak bainit oluşum hızında etki düşüktür. Böylece eğride meydana gelen çakışmalar giderilir.



Şekil 3.8. Oluşum sıcaklığı ile bainit habit düzlemlerinin değişimi [5].

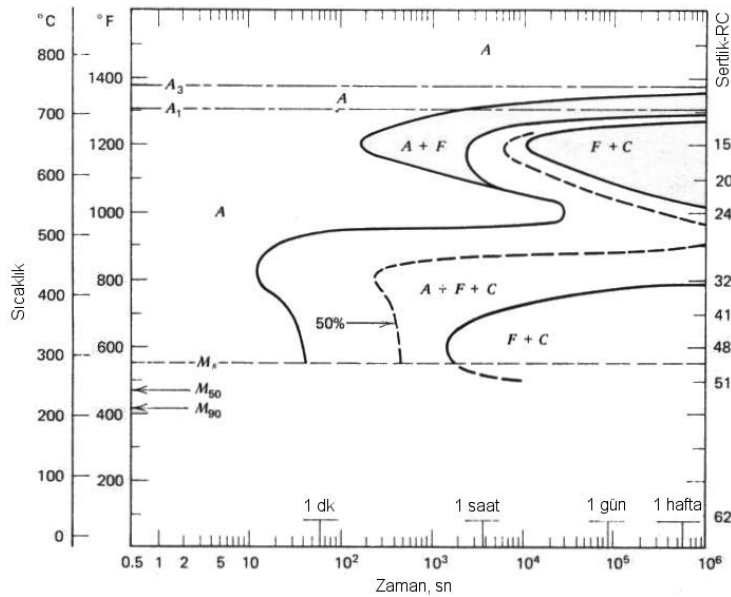


Şekil 3.9. Yalın karbonlu (a) ve yüksek alaşımlı (b) çelikler için TTT eğrileri [7].

Bainit için hacimsel miktar dönüşüm eğrileri çekirdekleşme ve büyüme dönüşümlerinin karakteristiklerini gösterir, ancak bazı hususlar martenzitik dönüşümlere benzerdir. Alaşımlı çeliklerde östenite bainit reaksiyonu başlamadan önce spesifik bir sıcaklığın altında su verilmelidir; bu sıcaklık bainit başlangıç sıcaklığı (B_s) olarak adlandırılır (Şekil 3.9b). B_s sıcaklığının hemen altındaki

sıcaklıklarda östenitin bainite tamamen dönüşümü uzun süre sonrasında dahi mümkün değildir. Bainit bitiş sıcaklığı (B_f) gibi östenitten bainite komple dönüşümün mümkün olduğu daha düşük bir sıcaklık vardır. Bu B_f sıcaklığı M_s sıcaklığının üstünde veya aşağısında olabilir, ancak M_s sıcaklığının altında martenzitik dönüşümün başlaması nedeni ile tamamen bainitik bir çelik elde edilemez. Martenzitin M_s ve M_f sıcaklıklarına benzer olarak alaşımlı çeliklerde bainit dönüşümleri B_s ve B_f sıcaklıkları gösterir.

Bainitik dönüşümün mevcudiyeti bir çok alaşımlı çeliğin T-T-T eğrilerinin alışılmamış karmaşık bir şekil almasına neden olur. Şekil 3.9a'da gösterildiği gibi perlit ve bainit eğrileri birbirine karışmadıkça klasik C şekli elde edilmez. Bir örnek olarak AISI 4340 çeliği gibi popüler bir alaşımlı çeliğin T-T-T eğrileri Şekil 3.10'da sunulmuştur. M_s sıcaklığında eğriler son bulur; bunun açık nedeni M_s sıcaklığının altında kontrolün ısı aktivasyon içermeyen martenzit reaksiyonu ile yapılmasındandır. Bu eğrilerde verilmemesine rağmen bainitik reaksiyonun perlitik reaksiyonun ve ferritin eşeksenli tane veya Widmannstätten plakası şeklinde oluşumunun başlangıcını gösteren çizgiler açıktır.

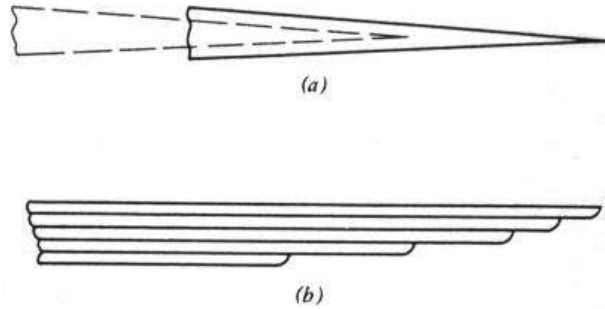


Şekil 3.10. AISI 4340 çeliği için TTT eğrisi (0.42 C, 0.78 Mn, 1.79 Ni, 0.80 Cr ve 0.33 Mn, 800°C de östenitleştirilmiş, ASTM tane boyutu 7-8) [7].

Yukarıdaki tartışmadan bainitik dönüşümün hem martenzitik ve hem de çekirdeklenme ve büyüme dönüşümlerinin karakteristiklerini gösterdiği açıktır.

Bu nedenle bainit oluşumunun reaksiyon mekanizması hatırı sayılır bir tartışma konusu olmaya devam etmektedir; burada kısa ve tam olmayan bir özet sunulacaktır.

Bainit ile üretilmiş yüzey rölyefi kullanarak yüksek sıcaklık mikroskobu ile plaka ve lataların oluşum hızı belirlenebilir. Bainit plakalarının gözlenen yanal büyüme hızları martenzit büyüme hızlarından çok daha küçüktür. Şekil 3.11a'daki gibi bir model kullanarak büyüme hızı analiz edilebilir. Burada büyümenin bainit ucundan östenit ana fazına yayılan karbon atomlarının hareketi (difüzyonu) ile kontrol edildiği farz edilir. Bainitik reaksiyon yeterince düşük sıcaklıklarda ve yüksek hızlarda oluşur; bu nedenle yeralan atomların difüzif hareketinin olayın kinetiğinde rol oynadığı gözlenmez. Widmannstätten plaka büyümesi durumunda Zener-Hillert denklemi kullanılır ve büyüme hızı ile teori arasında tatminkar bir uyum elde edilir. Bu nedenle bainitik reaksiyonun varolan yüzey rölyef kanıtı nedeni ile bir kayma dönüşümü olduğuna bir süre inanılmıştır; burada büyüme hızı karbonun östenit içine difüzyonu ile kontrol edilir.



Şekil 3.11. Bainit büyümesi için modeller [7].

Bainitteki ferritin altlatalar veya altplakalardan birleştiğini gösteren son elektron mikroskobu çalışmaları alternatif bir büyüme mekanizması ortaya koymuştur; burada tek bir arayüzeyin sürekli büyümesi gerekmemektedir. Bu görüşte herbir alt plaka kendi uç konfigürasyonu ile östenit içine ilerler. Bu model Şekil 3.11b'de gösterilmiştir. Burada herbir altplaka bitişik altplaka üstünde bir çıkıntı olarak oluşur. Kalınlaşma ilave alt plakaların çekirdeklenmesi ve dik büyümesi ile oluşur. Termiyonik emisyon mikroskobunda Fe-0.66C-3.3Cr alaşımında üst bainit plakalarının büyümesinin direkt gözlemi bu modeli doğrular.

Bu büyüme prosesi için mekanizmanın iki yorumu vardır. Hehemann tarafından desteklenen yorumda her bir altbirim çok yüksek hızlarda hacimsel gerinme gibi

nesnelere sınırlanan bir boyuta büyür. Bu nedenle bainit plakaları ve lataların gözlenen büyüme hızları yoğun olarak altbirimlerin çekirdeklenmesi tarafından saptanır, fakat bu çekirdeklenmenin mekanizması bilinmemektedir. Herbir altbirimin büyüme hızı bu doğrultuda martenzit dönüşümdeki gibi çok yüksektir. Araştırmalar tarafından desteklenen bu teori alt beyinin kristalografik parametrelerinin martenzit oluşum teorisi ile tatminkar olarak açıklanabildiğini gösterir [7].

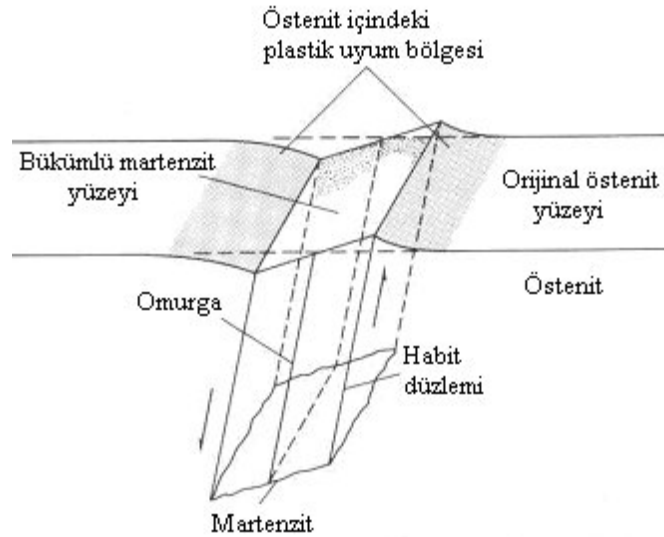
3.4 Martenzit Oluşumu

Martenzit çelikler için en yüksek sertlik ve mukavemet sağlayan bir fazdır. Martenzitik dönüşüm difüzyon mekanizması olmaksızın östenitten ferrite, perlit ve bainite olan difüzyon kontrollü dönüşümü yeteri kadar bastırarak derecede yüksek soğuma hızları sonucunda oluşur. Demir atomları karbon atomları gibi yayınmazlar. Bundan dolayı dönüşüm büyük miktarda atomların kayması veya ortaklaşa hareketi ile gerçekleşir. Şekil 3.12 şematik olarak martenzit kristal oluşumunu göstermektedir. Makroskopik olarak kayma habit düzlemi olarak adlandırılan sabit bir kristalografik düzleme paralel gerçekleşmekte ve serbest yüzey üzerinde uniform olarak bükümlü bir yüzey oluşturmaktadır. Kafes deformasyonu olarak da ifade edilen östenitten (ymk) martenzite (hmk) doğru kristal yapıda meydana gelen değişime aynı zamanda dönüşümde eşlik eder. Ancak oluşan martenzit eşzamanlı olarak kütleli östenit içerisindeki distorse olmamış ve dönmemiş habit düzlemlerinin bulunması ile oluşan kısıtlamalardan dolayı deforme olur. Bu olay martenzitin deformasyonu kafes sabit deformasyonu olarak da ifade edilir ve bu durum martenzit içerisinde yüksek miktarda dislokasyon veya ikiz üretir. Karbon atomlarının hacim merkezli tetragonal yapının oktahedral arayerlerine oturması ile birlikte oluşan bu ince yapı su verilmiş martenzitin oldukça yüksek mukavemetini sağlar [2].

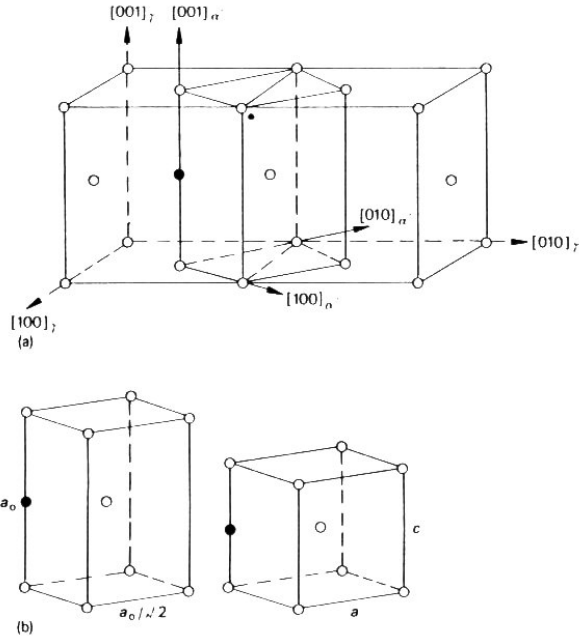
Östenit ve martenzit kafesleri arasındaki uyumluluk ilk olarak Bain tarafından işaret edilmiştir. Bain, bir tetragonal hücrenin iki östenit birim hücre içinde çizilebileceğini göstermiştir (Şekil 3.13). Bu hücreyi bir martenzit hücresine dönüştürmek için bir deformasyon (Bain gerilmesi) gereklidir. Bu deformasyon, martenzit hücresinin c-eksenine karşılık gelen $[001]_f$ eksenini boyunca yaklaşık % 17'lik bir kısalma ve $(001)_f$ doğrultusunda yaklaşık % 12'lik üniform bir genişlemeyi kapsamaktadır. Bu

uyumluluk faz dönüşümü için ne bir mekanizmayı ifade etmekte, ne de bir habit fazı veya oryantasyon ilişkisini öngörmektedir. Gerçekten de yüzey rölyefi incelemeleri dönüşümün bir sonucu olarak, Bain distorsiyonunun gerektirdiği gerinmelerin deneysel sonuçlarla uyumsuz olduğunu göstermektedir. Bu deneysel sonuçlar dönüşüm sırasında östenit ve martenzit arasındaki habit düzleminin çarpılmadan kaldığını göstermiştir.

Dönüşüm sonrası parlatılmış yüzeydeki çiziklerde yapılan incelemeler, martenzit plakalarının östenitle birleşme düzlemlerinde eğildiklerini göstermiştir. Bu eğilme martenzit ve östenit birleşme düzleminde, yani habit düzleminde rotasyonun olmadığı bir şekil deformasyonuna yol açmaktadır. Çiziklerin arayüzeydeki yönlerini değiştirmesi olgusu, homojen bir deformasyonun veya kaymanın meydana geldiğini ifade etmektedir. Arayüzeydeki çiziklerin sürekliliği, habit düzleminin büyük çaplı bir çarpılmaya uğramadığını göstermektedir. Arayüzeyin dönüşüm sırasında düzlemsel ve değişmez kalmasına izin veren şekil değişimi sabit düzlem gerinmesi olarak bilinir. Yüksek karbonlu çeliklerin martenzitlerinde arayüzey, matristeki uyum sonucu oluşan gerilmeler nedeni ile düzlemsel kalmaz ve martenzit plakalarının mercekvare şeklinde olmalarına yol açar (Şekil 3.14) [5].



Şekil 3.12. Martenzit plakasının oluşumu ile ilgili olarak kayma ve yüzey bükümünün şematik gösterimi [2].

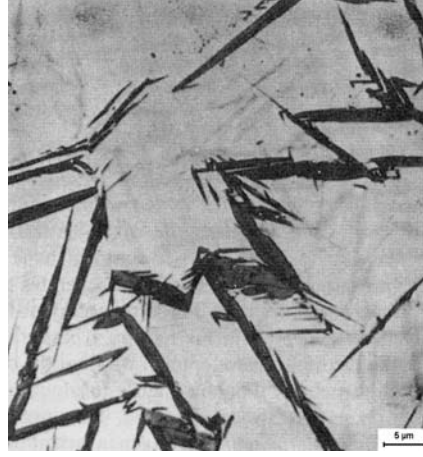


Şekil 3.13. Östenitten martenzit oluşumu için kafes uyumlulukları:
a) iki östenit kafesinde çizilmiş bir tetragonal birim hücre, b) doğru bir c/a oranında martenzit oluşumu için (c-ekseni boyunca sıkışma) gereken kafes deformasyonu (Bain gerinmesi) [5].

Martenzit kritik bir sıcaklık olan martenzit başlangıç (M_s) sıcaklığında oluşmaya başlar. Dönüşüme çoğu kristalin çekirdeklenmesi ve büyümesi eşlik eder. Matriks kısıtlamalarından dolayı martenzitik birimlerin genişliği sınırlıdır ve dönüşüm birbirine izleyen yeni kristallerin çekirdeklenmesi ile ilerler. Bu proses daha düşük sıcaklıklara soğuma ile gerçekleştirilir ve bundan dolayı zamandan bağımsızdır. Dönüşüm kinetiğinin bir diğeri ise atermal olarak ifade edilir ve aşağıdaki eşitlik ile karakterize edilir.

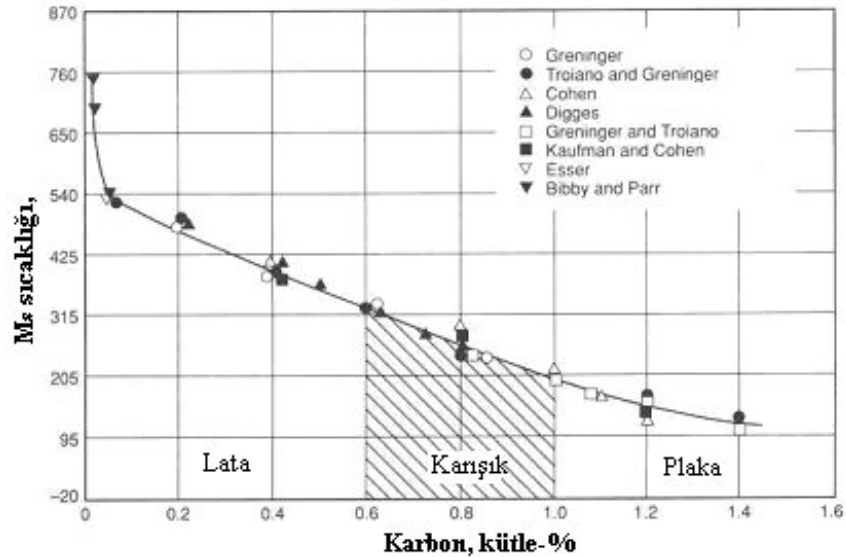
$$f = 1 - \exp[-(0.01)(M_s - T_q)] \quad (3.3)$$

Bu eşitlik için f : herhangi bir sıcaklığa suverme sonrasında oluşan martenzit oranı, T_q : M_s sıcaklığının altındaki bir sıcaklıktır. Bundan dolayı örneğin oda sıcaklığında oluşan martenzit miktarı sadece M_s ' in bir fonksiyonudur.



Şekil 3.14. Fe-% 1.8C-% 3Mn-% 2Si. Patlama olayını gösteren mercekvary martenzitin optik mikroskop görüntüsü [5].

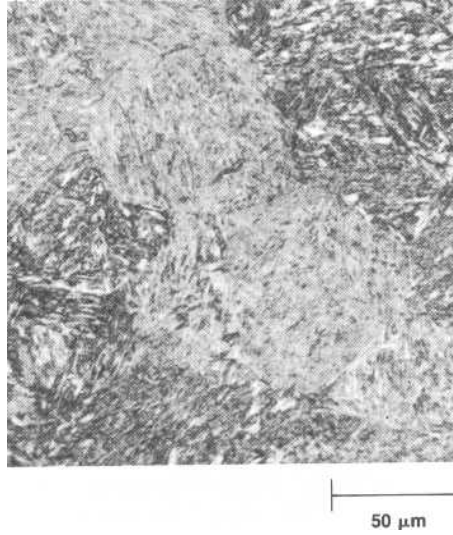
M_s sıcaklığı çelikteki karbon ve alaşım içeriğinin bir fonksiyonudur ve kompozisyona dayanarak çeşitli eşitliklerin kullanımı ile hesaplanabilen M_s değeri geliştirebilir. Şekil 3.15 demir-karbon alaşımlarında artan karbon miktarına bağlı olarak M_s sıcaklığında güçlü bir azalmanın olduğunu göstermektedir. Diğer tüm alaşım elementleri de M_s sıcaklığını azaltmaktadır. Düşük M_s sıcaklığının en büyük etkisi oda sıcaklığında tamamlanmayan bir martenzit dönüşümünü yansıtmaktadır. Bundan dolayı tüm martenzitik yapılarda kompozisyona bağlı olarak bir miktar östenit kalıntı halinde bulunur [2].



Şekil 3.15. Çeliklerde karbon içeriğine bağlı olarak M_s sıcaklığındaki değişim. Demir-karbon alaşımlarında plaka ve lata tipi martenzitin kompozisyon aralığı da gösterilmiştir [2].

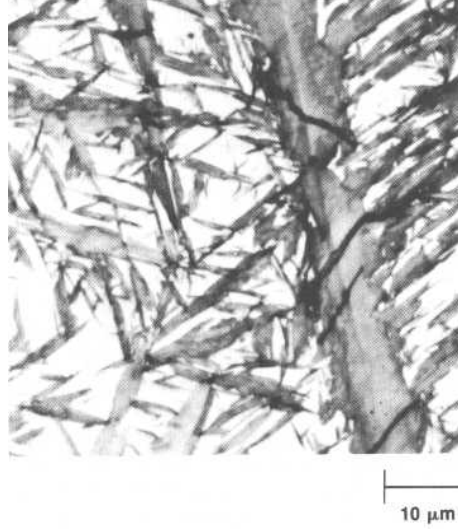
Demir-karbon alaşımlarında ve çeliklerde martenzit yapısının iki morfolojisi oluşur. Düşük ve orta karbonlu alaşımlarda lata tipi martenzit oluşur. Lata tipi martenzit

birbirine paralel yapılar veya lata şekilli kristaller ile karakterize edilir. Lataların iç yapısında karışık dislokasyonlar mevcuttur ve mikroyapı latalar arası düşük miktarda kalıntı östenit içerir. Paralel lata grupları paketler olarak isimlendirilir. Lataların çoğu ışık mikroskobu ile ayırt edilemeyecek kadar oldukça incedir. 4340 çeliğinde yeralan lata tipi martenzit yapısı için bir örnek Şekil 3.16’da gösterilmektedir.



Şekil 3.16. 940 °C’ den suverilmiş ve 350 °C’ de temperlenmiş 4340 çeliğinde yeralan lata tipi martenziti yapısı için ışık mikroskop görüntüsü. Paralel lataların oluşturduğu paket yapı ışık mikroskobunun ayırt etme özelliğinin altındadır [2].

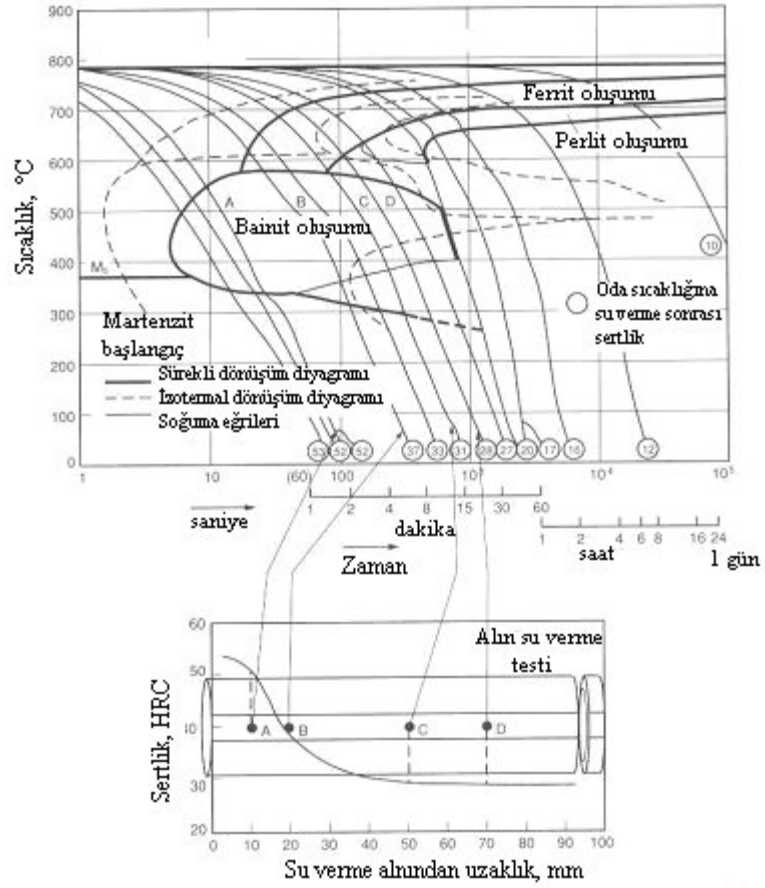
Yüksek karbonlu çeliklerde ise plaka tipi martenzit oluşur. Martenzitik kristalleri plaka şeklindedir ve birbirine yakın konumdaki birimler paralel olmama eğilimindedir. Plakaların ince yapıları genelde ince dönüşüm ikizleri nedeni ile oluşur. Düşük M_s sıcaklığı nedeni ile yüksek miktarda kalıntı östenit bu durumda yapı içerisinde yer alır. Şekil 3.17 bir Fe-1.36C alaşımında östenit ve plaka tipi martenziti yapısını göstermektedir.



Şekil 3.17. Fe-% 1.36C alaşımında kalıntı östenit ve plaka martenziti gösteren ışık mikroskop görüntüsü [2].

Martenzit sadece östenitin difüzyon kontrollü dönüşümünün bastırılması ile oluşur. Pratikte bu işlem örneğin su veya tuzlu su banyolarında hızlı suverme ile sağlanır. Ancak bu tür hızlı soğumalar yüksek miktarda kalıntı gerilmelerinin oluşumuna ve daha sonrasında da suverme çatlaklarının oluşumuna kaynak teşkil etmektedir. Bundan dolayı orta karbonlu çelikler nikel, krom ve molibden gibi difüzyon kontrollü dönüşümünün oluşumunu zorlaştıran elementler ile alaşımlandırılır. Bunun bir sonucu olarak martenzit yağda suverme gibi daha az etken bir soğuma ile oluşturulabilir. İstenen miktarda martenzitin oluşturulması için çeliklerin dizaynı ve soğuma koşulları sertleşebilirlik olarak isimlendirilen teknolojinin ana konusudur.

Sertleşebilirlik kavramının uygulaması martenzit oluşumuna olanak veren ısı koşullarda karakterize edilmemektedir. Bundan dolayı sertlik gradyenti çeşitli çaplardaki çubuklar ve çeşitli hızlarda yapılan soğuma ile tahmin edilebilir. Veri bir çelik için oluşabilen tüm yapıları gösteren sürekli soğuma diyagramları Şekil 3.18'de gösterilen Jominy nihai suverme numuneleri üzerinden ölçülen sertlik gradyenti ile çoğunlukla ilişkilendirilir [2].



Şekil 3.18. % 0.4C, % 1.0Cr ve % 0.2 Mo içeren çelik için izotermal dönüşüm ve sürekli dönüşüm. Çeşitli soğuma hızı Jominy nihai su verme numuneleri üzerine sertlik ve konumla ilişkilendirmek için verilmiştir [2].

BÖLÜM 4. SU VERME SONRASI UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Çelik genellikle belirli oranda karbon içeriğinin yer aldığı bir demir-karbon alaşımı olarak tanımlanır. Çelik söz konusu iken karbon değeri yüzde birkaç seviyelerinden başlar ve % 2 gibi seviyeye kadar ulaşabilir. Diğer alaşım elementleri düşük alaşımli çeliklerde toplam % 5 gibi bir seviyede olmakta iken takım çelikleri ve paslanmaz çelikler gibi yüksek alaşımli çeliklerde bu değerin daha üzerindedir. Kompozisyona, sahip olduğu fazlara ve bileşenlere bağlı olarak çelikler çok geniş özellik yelpazesine sahiptir. Tüm bunların yanında çeliklere uygulanan ısıl işlemlerde önemli bir yer tutmaktadır [8].

Bu bölümde çeliklere uygulanan ısıl işlemler başlangıçta temel özellikleri ile işlenecektir. Daha sonrasında ise çalışmanın asıl konusu olan martenzitik ve bainitik çeliklerin temperlenmesine yönelik daha detaylı olarak bilgiler sunulacaktır.

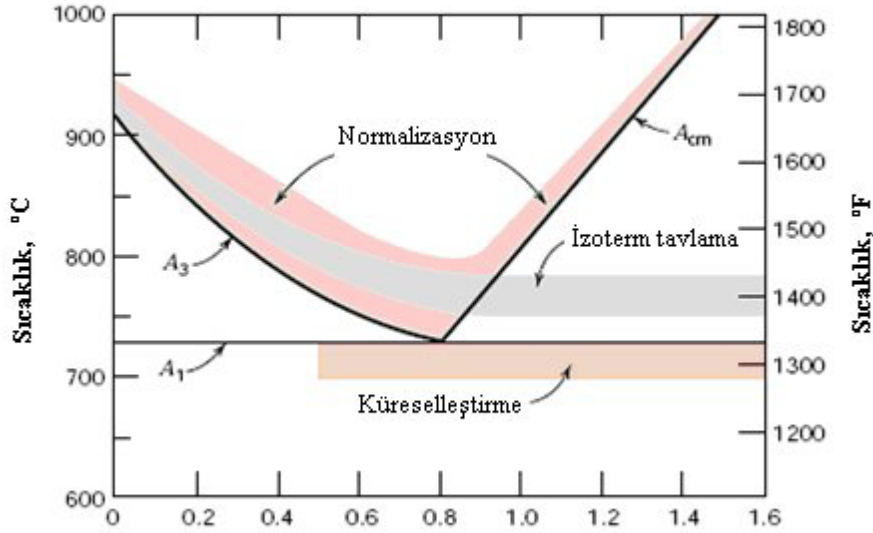
4.1. Demir Alaşımının Tavlanması

Tavlama terimi bir malzemenin belirli bir süre içerisinde belirli bir sıcaklık altında ısıya maruz bırakılmasını ve sonrasında yavaş bir şekilde soğutulmasını ifade eden bir ısıl işlemdir. Tavlama söz konusu iken aşağıda belirtilen kavramların gerçekleştirilmesi arzulanır. Bu kavramlar;

- Su verme sonrasında gerilimlerin giderilmesi,
- Yumuşamanın, sünekliğin ve tokluğun artırılması,
- Belirli bir mikroyapının elde edilmesi.

Yukarıda belirtilen bu kavramların gerçekleşmesi dahilinde yapısal değişimlere bağlı olarak mekanik özelliklerin geliştirilmesi hedeflenir. Herhangi bir tavlama prosesi istenilen sıcaklığa ısıtma, veri sıcaklıkta tutma ve genellikle oda sıcaklığına soğutma olmak üzere üç kademedeyi gerçekleştirilir. Tüm bu işlemler açısından zaman önemli bir parametredir. Isıtma ve soğutma boyunca herhangi bir iş parçası göz önüne alınacak olursa parçanın iç ve dış kısmı arasında bir ısı gradyenti oluşacaktır.

Sıcaklık değişim hızının çok yüksek olması halinde sıcaklık gradyenti ve iç gerilmeler malzeme içinde herhangi bir yörede çatlak oluşumuna kaynak teşkil edebilir. Bunların dışında tavlama süresi herhangi bir dönüşüm reaksiyonun gerçekleşmesine olanak verecek kadar yeteri uzunlukta olmalıdır. Tavlama sıcaklığı dönüşüm açısından difüzyonun gerçekleşmesine olanak verecek şekilde seçilmelidir. Şekil 4.1’de yalın karbonlu bir çelik için ısıl işlem sıcaklıkları gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Yalın karbonlu çelikler için ısıl işlem sıcaklık aralıkları [9].

Normalizasyon tavlama kritik sıcaklık olan A_3 sıcaklık üzerinde alaşım kompozisyonuna da bağlı olarak 55-85 °C üzeri sıcaklıklarda yapılan bir ısıl işlemdir. Bu ısıl işlemin amacı belirli bir süre bu sıcaklık aralığında tutma ile gerek su verme sonrası gerekse de şekillendirme sonrası yapının tamamen östenit haline getirilmesi ve sonrasında istenilen dönüşümlerin gerçekleştirilmesine olanak vermektir.

İç gerilmeler herhangi bir şekil verme prosesinde plastik deformasyon nedeniyle, yüksek sıcaklıkta üretilmiş bir iş parçasının uniform olmayan soğutulmasında veya farklı yoğunluktaki ana faz ve dönüşüm sonrası oluşan fazın yer aldığı soğutma nedeniyle faz dönüşümlerinde oluşabilir. İç gerilmelerin giderilmemesi distorsiyona neden olur. Bundan dolayı iş parçası üzerine gerilim giderme tavlama uygulanmalıdır. Bu tür bir tavlama iş parçası belirli bir sıcaklığa ısıtılır ve parça içerisinde uniform bir sıcaklığın dağılımının oluşumu açısından yeteri bir sürede bekletilir ve sonrasında oda sıcaklığına havada soğutulur. Seçilen sıcaklıklar genelde soğuk şekillendirme için seçilen sıcaklıklara kıyasla daha düşüktür.

Orta ve yüksek karbonlu çelikler talaşlı işleme veya plastik deformasyon göz önüne alınacak olursa bu tür işlemlerin gerçekleştirilmesi için zorluk teşkil eden kaba perlitik yapılara sahiptir. Bu çelikler mikroyapılarının küreselleşmesi için belirli bir sıcaklık ve sürede ısı işleme maruz bırakılır. Küreselleşme ısı işleme A_1 sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ve $\alpha+Fe_3C$ faz alanında yapılır. Isıl işlem öncesi yapı perlitik bir yapı ise küreselleşme genellikle 15-25 saat arasında kaba sementitin küresel bir şekil alması ile sonuçlanır [9].

4.2. Yalın Karbonlu Çeliklerin Temperlenmesi

Suverilmiş martenzit oldukça yüksek bir mukavemete sahip olmakla birlikte oldukça düşük kırılma direnci veya tokluğa sahiptir. Bundan dolayı martenzit oluşumu için suverilmiş çeliklerin tümü temperlenir veya ısı işleme tabi tutulur. Tokluğun artırılması için uygulanan temperleme işlemi A_1 sıcaklığının altında yapılır. Zaman ve sıcaklığa bağlı olarak temperleme ısı işleme sonrası geniş bir mikroyapı ve bunlara ait özellikler elde edilir.

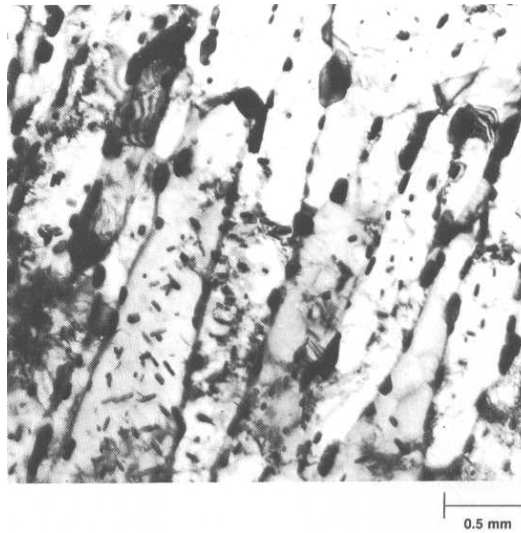
Suverilmiş martenzit mikroyapıları karbona göre aşırı doymuş olup yüksek miktarda kalıntı gerilmeye, yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna, hacim başına yüksek latta veya plaka sınırlarına, kalıntı östenite sahiptir. Tüm bu faktörler temperleme boyunca martenzitik mikroyapıların stabilesini bozarak çeşitli faz dönüşümlerinin ve mikroyapısal değişimlerinin gerçekleşmesine itici güç olarak kaynak teşkil eder. En önemli değişimler yaşlandırma ve çökme fenomenlerinin bir sonucu olarak oluşur. Her iki fenomen de karbonun aşırı doyması, karbon atomlarının kümelenip karbür çökmesine ve sonrasında sementit oluşumu ve küreselleşmesi sonucu oluşur. 150 °C'de temperlenen yüksek karbonlu plaka tipi martenzite ait bir mikroyapı örneği Şekil 4.2'de verilmiştir. Mikroyapıda gözlenen koyu örgümsü yapı ortorombik geçiş karbürünün 2 nm boyutlu ince partikül dizinlerinden kaynaklanan kontrasttan dolayıdır. Karbürler diğer teknikler ile görüntülenebilir. 150 ve 200 °C sıcaklıkları arasında yapılan temperleme işlemi, suverilmiş martenzite kıyasla yüksek sertlikte artan tokluk değerleri vermektedir.

Daha yüksek sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemi sementit oluşumuna neden olur. Karbür oluşturu elementlerin yüksek miktarda olması halinde ise alaşım karbürleri oluşur. Aynı zamanda latalar veya plakalar kabalaşır veya toparlanma

mekanizması ile dislokasyon yoğunluğu azalır. Buna ek olarak kalıntı östenit martenzit lataları ile plakaları arasında sementit ve ferrit karışımına dönüşür. Yüksek sıcaklıklarda temperleme ile oluşan karbürler geçiş karbürlerine kıyasla daha da kabalaşarak kalıntı martenzit arayüzeylerinde ve temperlenmiş martenzitte ferrit içerisinde ince dağılımlı olarak yer alır (Şekil 4.3).



Şekil 4.2. 150°C' temperlenen Fe-1.22C alaşımında ince plaka tipi martenzitin yapısında geçiş karbürlerinin etkisini gösteren transmisyon elektron mikroskop görüntüsü [2].



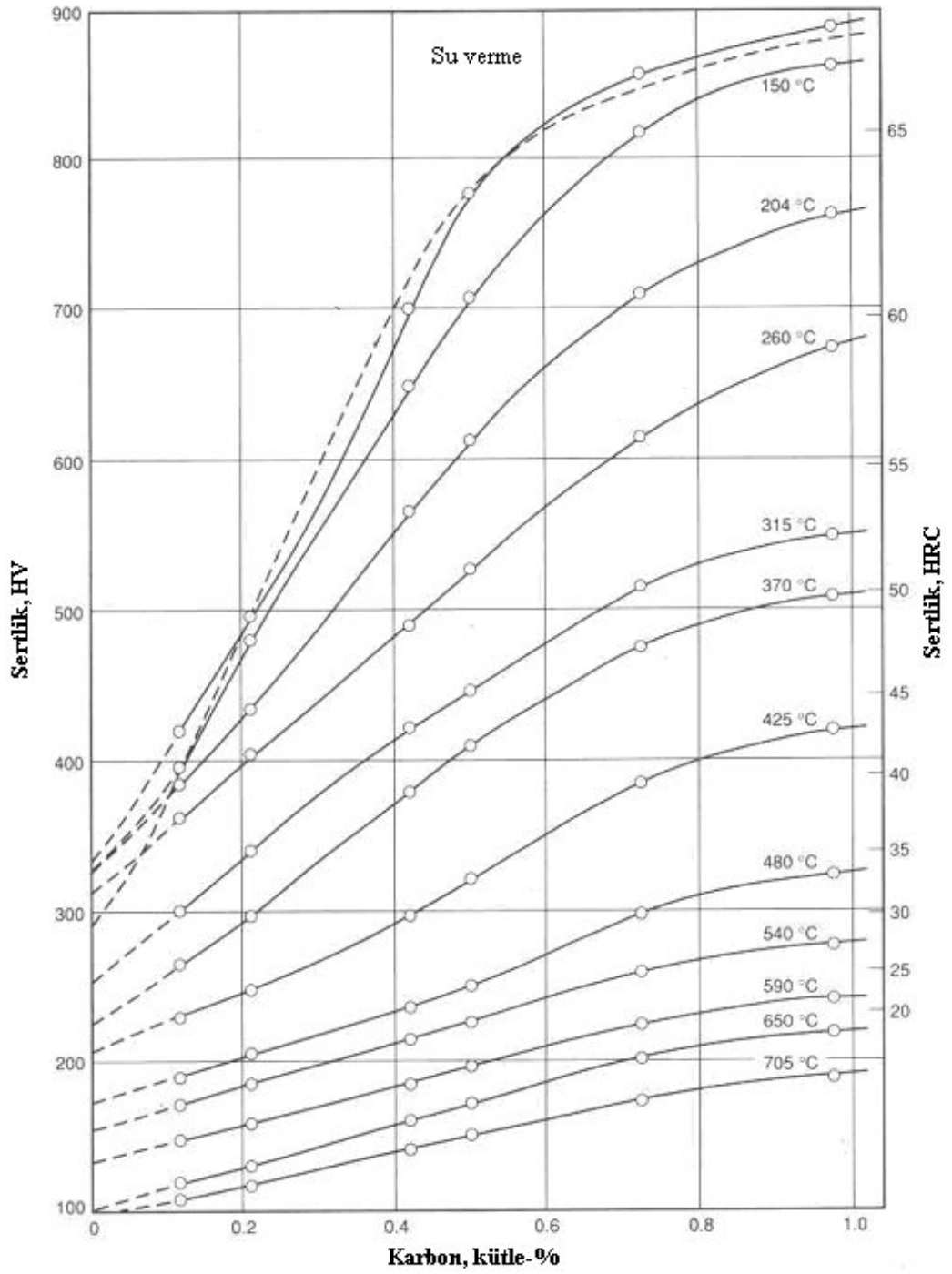
Şekil 4.3. 900 °C' den suda suverilmiş ve 650 °C' de temperlenmiş 4130 çeliğinin mikroyapısını gösteren transmisyon elektron görüntüsü [2].

Şekil 4.4 çelik içi karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak çeşitli sıcaklıklarda temperleme ile belirlenebilen sertlik aralığını göstermektedir. Mühendislik uygulamalarında en yüksek sertlikler 150 °C'de temperleme ile elde edilen geçiş karbürlerinin yer aldığı mikroyapılar ile sağlanmaktadır. Bu mikroyapılar mükemmel

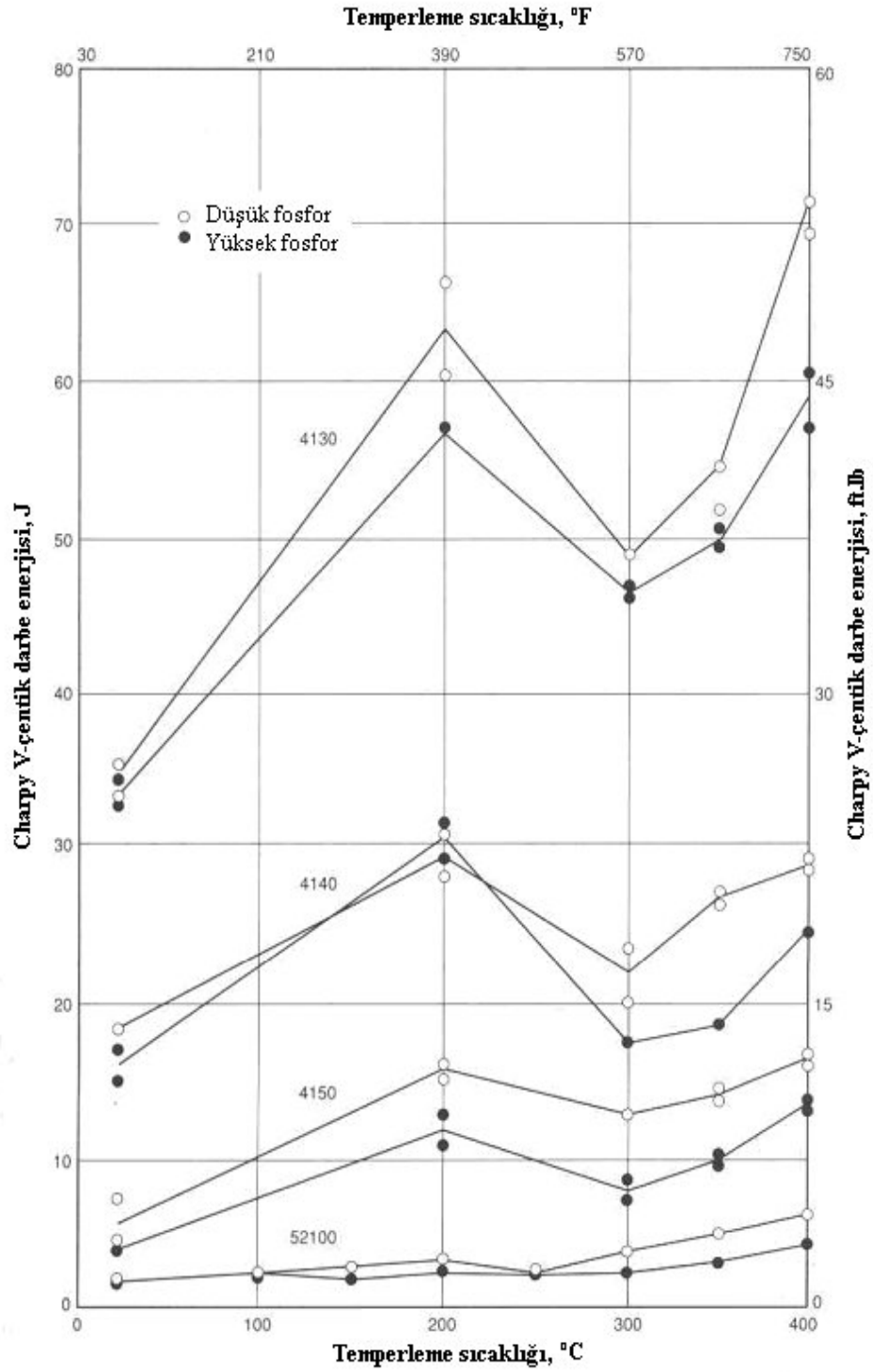
yorulma ve aşınma direncine sahip olmakla birlikte mil, dişli ve yatak uygulamalarında kullanılır. En düşük mukavemetler ise eşeksizli ferrit matriksi içerisinde küreselleşen karbürlerin yer aldığı mikroyapılar ile ilişkilendirilir. Bu tür mikroyapılara sahip çelikler yüksek tokluk ve korozyon direncinin istendiği uygulamalarda kullanılır. Bunun için bir örnek ise yağ ile çalışılan uygulamalarda H₂S'e karşılık direncin artırılması şeklinde verilebilir.

Tokluk veya kırılmaya karşı direnç genel olarak temperleme sıcaklığının artması ile birlikte artar. Ancak kırılmanın veya azalan tokluğun çeşitli türleri gelişebilir. Şekil 4.5 düşük ve yüksek oranda fosfor içeren bir seri çelik için temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak darbe tokluğunu göstermektedir. Karbon içeriği tokluğu etkileyen ana faktördür. Orta karbonlu temperlenmiş çelikler oldukça tok bir yapıdadır. Ancak yüksek karbonlu çelikler düşük darbe tokluğuna sahiptir. Bundan dolayı yataklar gibi darbenin olmadığı basma yüklerinin olduğu koşullarda sertleştirilmiş ve temperlenmiş yüksek karbonlu çeliklerin kullanımı sınırlıdır. Düşük sıcaklıklarda temperlenmiş numunelerde karbonun tokluk üzerine olan etkisi, karbon oranının artmasına bağlı olarak yüksek gerilme sertleşmesi hızı ve artan geçiş karbür yoğunluğu ile ilişkilendirilir.

Tokluk 200 °C'de numunelerde bir pik göstermektedir. 300 °C sıcaklığına yakın sıcaklık değerlerinde ise minimum düzeyde azalma göstermektedir. Bu azalma temper martenzit kırılma hızı olarak ifade edilir ve kalıntı östenitin kaba karbür yapısına dönüşümü ile ilişkilendirilir. Temperlenmiş martenzit kırılma hızı daha önceden varolan östenit tane sınırlarına ve karbür arayüzeylerine fosforun segregasyonu ile artmaktadır. Ancak bu etki bütün temperleme aralığı söz konusu iken değişmez (Şekil 4.5). 350-550 °C gibi daha yüksek temperleme sıcaklıklarında ise bir başka kırılma hızı fenomeni fosfor, antimon veya kalay içeren çeliklerde oluşabilmektedir. Bu kırılma hızı temper kırılma hızı olarak ifade edilir ve uzun tutma sürelerinde veya kırılma hızına neden olan sıcaklık aralığı boyunca yavaş soğutma ile gerçekleşir. Alaşım çelikler oldukça duyarlı malzemeler olup alaşım elementlerinin empüriteler ile birlikte ortaklaşa segregasyonu çoğu çalışmada gözlemlenmiştir [2].



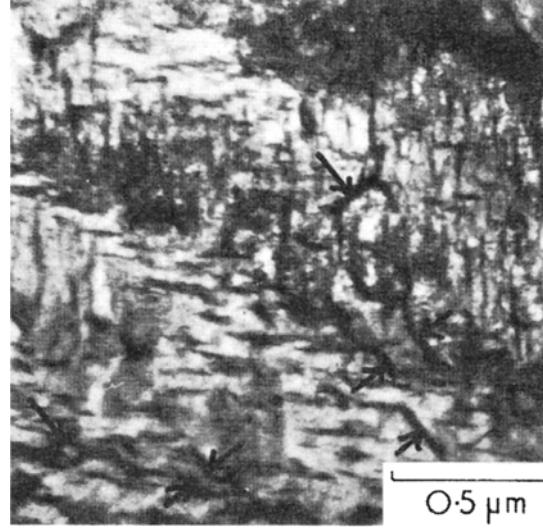
Şekil 4.4. Martenzit oluşumu için suverilmiş ve sonrasında çeşitli sıcaklıklarda temperlenmiş demir-karbon alaşımlarında karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak sertlik [2].



Şekil 4.5. Çeşitli alaşımlı çelikler için temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak Charpy V-çentik darbe tokluk değerleri. Yüksek fosfor seviyesi yaklaşık olarak % 0.02 iken düşük fosfor seviyesi % 0.002 ile 0.009 arasındadır [2].

4.2.1. Temperlemede 1. kademe

Oda sıcaklığında arayer karbon atomları tetragonal martenzit kafesinde yayılabildikleri için orta ve yüksek karbonlu çeliklerde (%0.3–1.5 C) oluşan martenzit bu sıcaklıkta kararlı değildir. Oda sıcaklığı ile 250 °C arasında ε-demir karbürün martenzitten çökmesiyle bu kararsızlık artış gösterir (Şekil 4.6).



Şekil 4.6. Suverilmiş ve 250 °C’de temperlenmiş Fe-0.8C. ε-karbür ve (oklarla gösterilen) sementit çökeltileri, ince film TEM görüntüsü [5].

Bu karbür fazı (ε-demir karbür) sıkı paket hekzagonal yapıya sahiptir ve matrisin kübik düzlemleri üzerinde iyi bilinen bir oryantasyon ilişkisi doğrultusunda dar latalar veya çubukcuklar şeklinde çökeltirler:

$$\begin{aligned} (101)_{\alpha'} // (10\bar{1}1)_{\epsilon} \\ (011)_{\alpha'} // (0001)_{\epsilon} \\ [11\bar{1}]_{\alpha'} // [12\bar{1}0]_{\epsilon} \end{aligned}$$

X-ışın ölçümleri, $(101)_{\alpha}$ ve $(1011)_{\epsilon}$ düzlemlerinin kafes aramesafelerinin yaklaşık % 0.5 aralığında olduğunu göstermektedir ve böylece çökmenin ilk kademelerinde muhtemelen kafes uyumluluğu bulunmaktadır. Aslında yüksek karbonlu çeliklerde 50–100 °C aralığındaki temperlemede martenzitin ε-karbürlerince çökelti sertleşmesi olarak değerlendirilen bir sertlik artışı gözlemlenmiştir. 1. Kademenin sonunda martenzit karbon oranının % 0.25 civarında olduğunu gösterebilen bir tetragonaliteye sahiptir. Diğer taraftan düşük karbon içerikli çeliklerde ε-karbürlerin çökmesi pek olası değildir. Temperlemenin bu kademesinde 60–80 kJ·mol⁻¹ civarında bir

aktivasyon enerjisi vardır ve bu enerji karbonun martenzitte difuzyonu için doğru bir enerji seviyesidir. Aktivasyon enerjisinin kütlece % 0.2–1.5 arasındaki karbon konsantrasyonu ile lineer olarak arttığı bulunmuştur. Artan karbon konsantrasyonunun birim hücre kenarlarının orta noktalarındaki ve hücre yüzeylerinin merkezlerindeki oktahedral arayerleri gibi tercihli arayer konumlarını doldurulma oranını da artırması ve böylece karbon atomlarının mobilitesini düşürmesi nedeniyle aktivasyon enerjisinin karbon miktarıyla lineer artışı beklenen bir durumdur [5].

4.2.2. Temperlemede 2. kademe

İkinci kademe sırasında suvermede artık östenit genellikle 230–300 °C aralığında ayrışır. Cohen ve çalışma arkadaşları X-ışın difraksiyon ölçümlerine ilave olarak dilatometrik ve özgül hacim ölçümleriyle de bu kademeyi saptamayı başarmışlardır. Bununla birlikte mikroyapıdaki kalıntı östenitin düşük konsantrasyonlarda bulunması halinde bu yapının doğrudan incelenmesi oldukça zor olmaktadır. % 0.5 karbonun altındaki martenzitik yalın karbonlu çeliklerde çoğunlukla % 2'nin altında olan kalıntı östenit, % 0.8 karbonda % 6'ya, % 1.25 karbonda ise % 30'un üzerine çıkar. 230–300 °C aralığında kalıntı östenitin beynitik ferrit ve sementite ayrıştığını ileri süren küçük bir kanıt vardır. Ancak bu faz ile alt bainit arasında detaylı bir karşılaştırma henüz yapılmamıştır [5].

4.2.3. Temperlemede 3. kademe

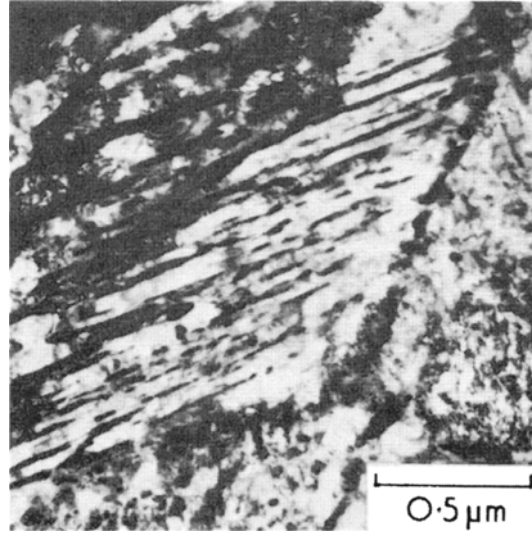
Temperlemenin üçüncü kademesinde mikroyapıda ilk olarak sementit görünür. Bu sementit Widmanstaetten tipindeki çubukların dağılımı şeklindedir ve tetragonalitesini kaybedip ferrite dönüşen matrisle bilinen bir oryantasyon ilişkisine sahiptir. Bagaryatski'ye göre bu ilişki şöyledir:

$$\begin{aligned} (211)_{\alpha'} // (001)_{\text{Fe}_3\text{C}} \\ [01\bar{1}]_{\alpha'} // [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} \\ [\bar{1}11]_{\alpha'} // [010]_{\text{Fe}_3\text{C}} \end{aligned}$$

Bu reaksiyon 100 °C kadar düşük bir sıcaklıkta başlar ve 300 °C'de tamamlanarak 200 nm uzunluk ve yaklaşık 15 nm çapa kadar partiküller meydana getirir. Suverme

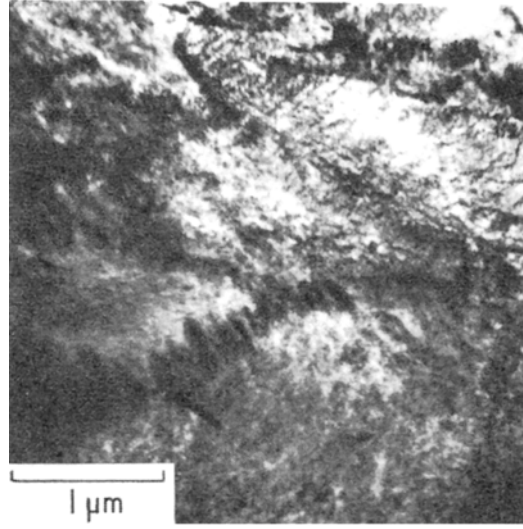
sırasında Fe_3C oluşumu nedeniyle suverilmiş konumdaki düşük karbonlu çeliklerde de benzer yapılar sıklıkla gözlemlenir. Temperleme sırasında sementitin çekirdeklenmesi için en muhtemel yöreler ϵ -demir karbürle matriks arasındaki arayüze'dir (Şekil 4.6). Fe_3C partiküllerinin büyümesiyle ϵ -demir karbür partikülleri kademeli olarak yok olur.

Yüksek karbonlu martenzitte oluşan ikizler de sementitin çekirdeklenme ve büyümesi için ideal yörelerdir. Bu tür çeliklerde sementit ikiz sınırları boyunca büyüme eğiliminde olup $\{112\}_\alpha$ habit düzlemlerinde benzer yönlenmiş lata şekilli partikül kolonilerini oluştururlar (Şekil 4.7). Ferritik matriksle oryantasyon ilişkisi her iki durumda da aynıdır.



Şekil 4.7. Suverilmiş ve 450°C'de temperlenmiş Fe-0.8C. İkiz sınırları boyunca büyüyen Fe_3C , ince film TEM görüntüsü [5].

Sementitin çekirdeklenmesi için üçüncü bir yöre ise tane sınırı bölgeleridir (Şekil 4.8). Bu sınırlar hem martenzitin latalar arası sınırları hem de orijinal östenit tane sınırlarıdır. Sementit, saptanması çok zor olan çok ince filmler şeklinde oluşabilir. Ancak kademeli olarak küreselleşerek tane sınırı bölgelerinde iyi bilinen Fe_3C partikülleri ortaya çıkar. Bu tane sınırı sementit filmlerinin sünekliği olumsuz yönde etkileyebileceğini gösteren bazı kanıtlar vardır. Bununla birlikte alaşım elementlerinin ilavesiyle bu filmler modifiye edilebilirler.

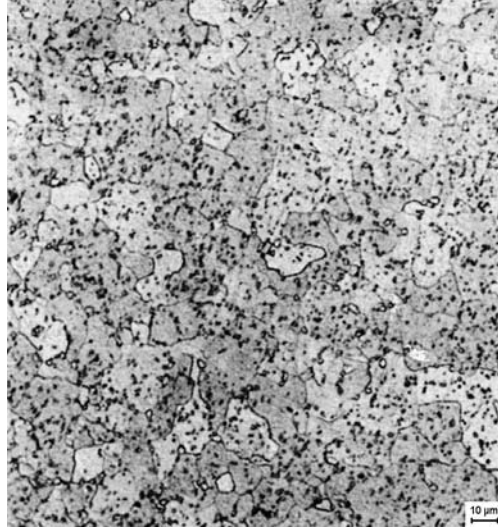


Şekil 4.8. Suverilmiş ve 250°C’de temperlenmiş Fe-0.8 C. Tane sınırlarında sementit çökeltileri, ince film TEM görüntüsü [5].

Temperlemenin üçüncü kademesi sırasında matriksin tetragonalitesi kaybolur ve aslında ferrit haline gelmiş olan matriks karbonca aşırı doyurulmuş konumdan çıkar. Sementit partikülleri morfolojisinin daha sonraki değişimleri küçük partiküllerin matriste çözünerek daha büyük partiküllerin tercihli büyümesi için karbon sağlayan Ostwald olgunlaşması tipi bir prosesle meydana gelir [5].

4.2.4. Temperlemede 4. kademe

Sementit partiküllerinin bir kabalaşma prosesine maruz kaldığı ve küreselleşerek kristalografisini önemli oranda kaybettiği bir dördüncü temperleme kademesinin belirlenmesi son derece önemlidir. Kabalaşma 300–400 °C arasında başlarken küreselleşme 700 °C’ye kadar artan bir şekilde devam eder. Bu sıcaklık aralığının üst ucunda martenzit lata sınırlarının yerini eşeksenli karakterde ferrit tane sınırları alır; bu da en iyi şekilde rekristalizasyon olarak tanımlanabilecek bir prosesle gerçekleşir. Nihai mikroyapı eşeksenli ferrit taneleriyle birlikte tane sınırlarında kısmen küreselleşmiş kaba Fe₃C partikülleri şeklindedir (Şekil 4.9).

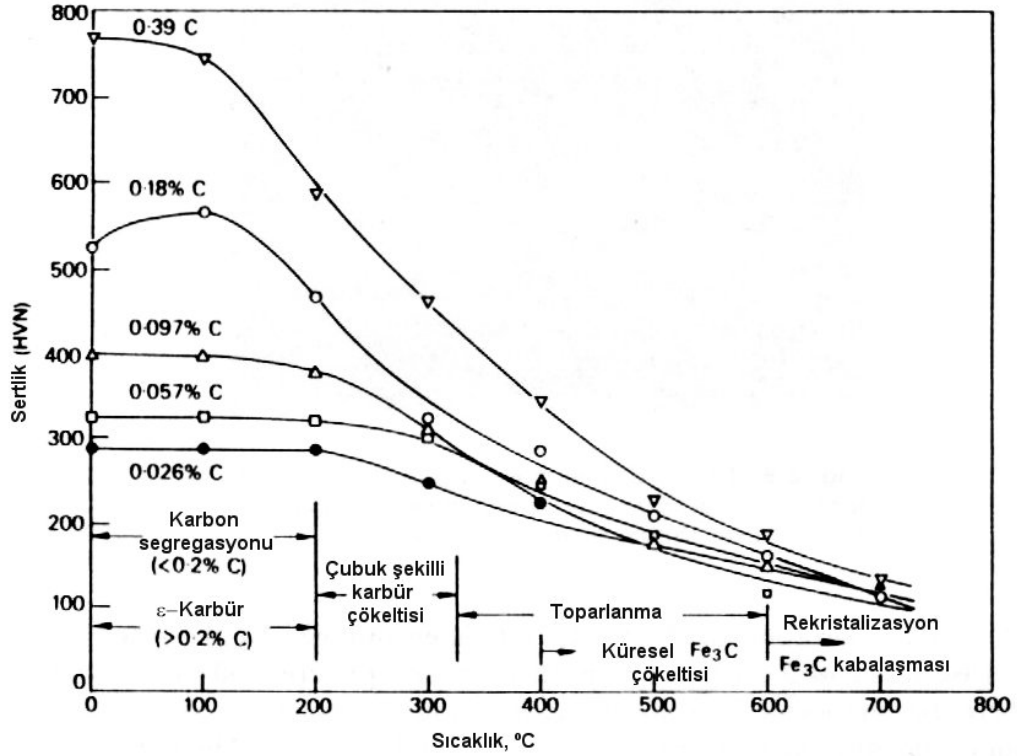


Şekil 4.9. 900 °C'den suda suverilmiş ve 650 °C'de 5 saat temperlenmiş Fe-%0.17C. Eşeksenli ferritte küreselleşmiş Fe₃C. Optik mikroskop [5].

Fe₃C çubuklarının küreselleşmesi yüzey enerjisindeki düşüşle teşvik edilmektedir. Tercihli olarak büyüyen ve küreselleşen partiküllerin bazıları matrikste kalsa da esas olarak latalar arasındaki sınırlarda ve önceki östenit tane sınırlarında bulunurlar. Tane sınırı yörelerindeki daha kolay difüzyon nedeniyle bu bölgeler tercih edilirler. Ayrıca sementitin ferrit içine doğru büyümesi aynı zamanda yoğunluğu azalttığından büyüyen sementitin uyumu için boşluklara gereksinim bulunmaktadır. Boşluklar, ferritte tekrar çözünen sementit partiküllerinden uzaklaşarak büyümekte olan sementit partiküllerine doğru difuze olacaklardır. Böylece boşlukların difüzyonu muhtemelen hızı kontrol eden bir proses olacaktır. Ölçülen aktivasyon enerjileri (210–315 kJ·mol⁻¹), ferritteki karbon difüzyonundakinden (~84 kJ·mol⁻¹) çok daha büyük ve α-demirdeki özgün difüzyon için gerekli olana (~250 kJ·mol⁻¹) daha yakındır.

Orijinal martenzit lata sınırları yaklaşık 600 °C'ye kadar kararlı kalır. Ancak 350–600 °C aralığında latalar içindeki ve özellikle de düşük açılı lata sınırlarındaki dislokasyonların önemli bir tekrar düzenlenmesi söz konusudur. Bu durum dislokasyon enerjisinde önemli bir düşüşe ve lata şekilli ferrit tanelerine neden olur. Bu taneler orijinal martenzitte benzer şekilde oryente olmuş lata paketleriyle yakın ilişkidedir. Aslında bir tür toparlanma olan bu prosesin yerini 600–700 °C arasında eşeksenli ferrit taneleri ile tane sınırlarında ve tane içlerinde küresel Fe₃C partiküllerinin oluşumuyla sonuçlanan rekristalizasyon alır. Bu proses en kolay düşük karbonlu çeliklerde meydana gelir. Yüksek karbon miktarlarında artan Fe₃C

partikülleri yoğunluğu ferrit sınırlarının kilitlenmesinde çok daha etkilidir ve rekristalizasyon da bu nedenle çok daha yavaş gerçekleşir. Nihai proses Fe_3C partiküllerinin devam eden kabalaşması ve kademeli ferrit tane büyümesidir (Şekil 4.10) [5].

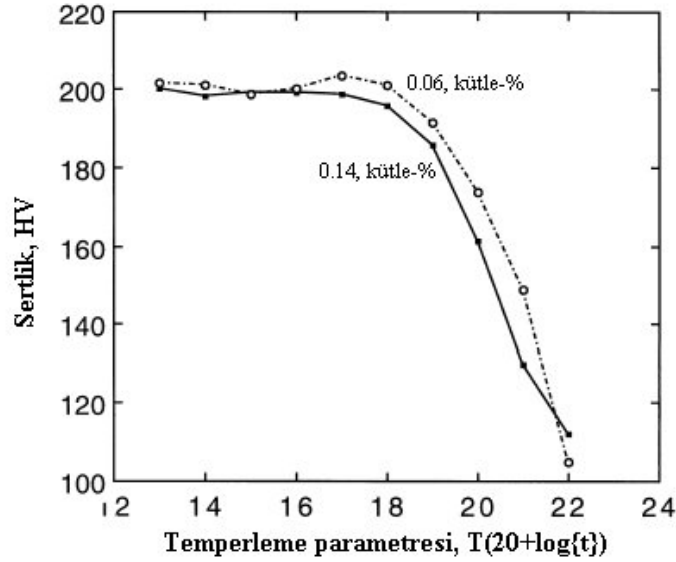


Şekil 4.10. 100-700 °C de 1 saat temperlenmiş demir-karbon martenzitlerinin sertliği [5].

4.2.5. Karbon miktarının rolü

Karbon, temperleme sırasında çeliklerin davranışı üzerinde derin bir etkiye sahiptir. Birincisi, % 0.3 C'a kadar suverilmiş haldeki martenzitin sertliği karbon miktarından büyük oranda etkilenir (Şekil 4.10). Ayrıca martenzit latalarının morfolojisi de % 0.3 C'a kadar suverilmiş halde $\{111\}_\gamma$ habit düzlemine sahip iken daha yüksek karbon içeriklerinde $\{225\}_\gamma$ habit düzlemine değişir. M_s sıcaklığı, karbon içeriğinin artmasıyla düşer ve bu nedenle oto-temperleme olasılığı daha azdır. % 0.2'den daha az karbon içeren alaşımlarda hızlı suverme sırasında karbonun büyük bir çoğunluğu (% 90'a kadar) dislokasyonlara ve lata sınırlarına segrege olur. Ancak daha yavaş suvermede bir miktar sementit çökeltisi oluşur. Düşük karbonlu çeliklerde 200 °C'ye kadar temperlemeye devam edilmesi durumunda karbonun daha fazla segregasyonu söz konusudur. Ancak bu durumda çökeltme gözlenmez. Normal şartlar altında %

0.2'den daha az karbon içeren çeliklerde martenzitte herhangi bir tetragonalite saptamak güçtür. Bu durum suverme sırasında hızlı karbon segregasyonu ile açıklanabilir.



Şekil 4.11. Farklı karbon konsantrasyonuna sahip iki bainitik çelik için sıcaklık-zaman parametresinin bir fonksiyonu olarak sertlikte meydana gelen değişim [10].

Şekil 4.10'da % 0.4 kadar karbon içeren çelikler için gösterildiği gibi temperleme sırasındaki sertlik değişimleri de karbon miktarına son derece bağlıdır. Bu konsantrasyonun üzerinde 50–150 °C sıcaklık aralığında ϵ -karbür çökeltileri martenzitin mukavemetini artırdığından belirgin olarak sertlikte bir artış gözlenir. Bununla birlikte temperleme sıcaklığının yükselmesiyle genel eğilim yumuşama yönündedir. Şekil 4.10 gerçekte ana fiziksel proseslerin mekanik özelliklerdeki değişime katkısını göstermektedir. Şekil 4.11 ise farklı karbon konsantrasyonuna sahip iki bainitik çelik için sıcaklık-zaman parametresinin bir fonksiyonu olarak sertlikte meydana gelen değişim gösterilmektedir [5, 10].

4.2.6. Temperlenmiş yalın karbonlu çeliklerin mekanik özellikleri

Temperlenmiş yalın karbonlu martenzitik çeliklerin kendine özgü mekanik özelliklerinin belirlenmesi birçok nedenden ötürü zordur. Birincisi, diğer alaşım elementlerinin olmayışı bu çeliklerin sertleşebilirliğinin düşük olduğu anlamına gelir. Bu nedenle tam martenzitik bir yapı sadece ince kesitlerde mümkündür. Bununla birlikte sığ sertleşmiş yüzey tabakalarının tek gereken karakteristik olduğu

durumlarda bu durum bir dezavantaj olmayabilir. İkincisi, düşük karbonlu çeliklerde M_s sıcaklığı oldukça düşük olduğundan oto-temperlemenin meydana gelmesi muhtemeldir. Üçüncüsü, daha yüksek karbonlu çeliklerde kalıntı östenit varlığı sonuçları etkileyecektir. Bu faktörlere ilave olarak yalın karbonlu çelikler güvenilir test sonuçlarının eldesini zorlaştıran suverme çatlakları gösterebilir. Bu durumla özellikle yüksek karbon düzeylerinde (% 0.5 karbon üzeri) karşılaşmaktadır.

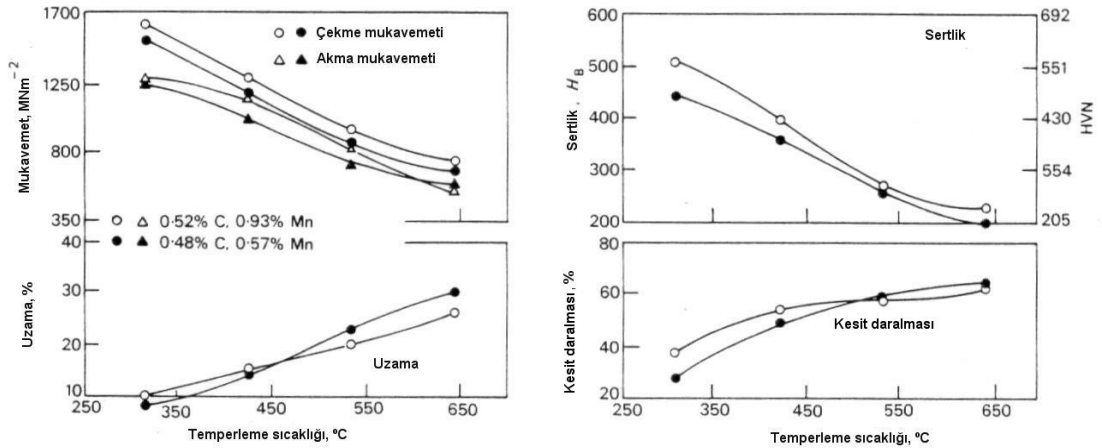
Anılan önlemler alınarak özellikle çekme ve akma gerilmelerinde 100–300 °C aralığındaki temperlemede çok iyi mekanik özellikler elde edilebilir. Ancak uzama çoğunlukla düşük ve darbe değerleri zayıftır. Tablo 4.1 düşük sıcaklıklarda temperlenmiş % 0.2 ile 0.5 karbon arasındaki yalın karbonlu çelikler için bazı tipik sonuçları göstermektedir.

% 0.25'den daha az karbon içeren yalın karbonlu çeliklere normalde suverilmez ve temperleme uygulanmaz. Ancak % 0.25–0.55 arasındaki karbon seviyelerinde mekanik özellikleri geliştirmek için çoğunlukla ısıtma işlemi yoluna gidilir. Olağan temperleme sıcaklığı 300–600 °C arasında ve çekme mukavemeti gelişimi 1700 ve 800 MN·m⁻² düzeyindedir. Mukavemet değerlerinin düşmesiyle tokluk artış gösterir. Krank milleri ve genel makina parçalarına ilaveten tornavida ve kerpeten gibi el aletlerinde kullanılabildiklerinden bu gruptaki çeliklerin uygulama alanı oldukça geniştir.

Yüksek karbonlu çeliklerin (% 0.5-1.0) üretimi çok daha zordur ve bu nedenle de özellikle akslar, bıçaklar, çekiçler, kesici takımlar gibi yüksek sertlik ve aşınma direncinin gerekli olduğu uygulamalarda kullanılırlar. Temperleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak tipik mekanik özellikler anılan karbon aralığının alt düzeyindeki (% 0.5 C) bir çelik için Şekil 4.12'de görülmektedir. Bir diğer uygulama gerekli mekanik özelliklerin çoğunlukla basitçe soğuk işleme elde edildiği yaylar, diğer bir ifadeyle derin çekilmiş yay telleridir. Bununla birlikte % 0.5–0.75 karbon aralığındaki karbon çeliklerine suverilir ve ardından gerekli akma gerilmesine ulaşmak için temperleme uygulanır [5].

Tablo 4.1. Yalın karbonlu çeliklerin hem suverilmiş hem de temperlenmiş konumdaki mekanik özellikleri [5].

Çelik	Özellik	İşlem			
		Suverme	7 saat temperleme		
			100 °C	200 °C	300 °C
%0.2 C %0.3 C %0.5 C	Akma Mukavemeti (MN·m ⁻²)	1270 1360	1460 1370	1235 1270 1670	1110 1140 1410
%0.2 C %0.3 C %0.5 C	Çekme Mukavemeti (MN·m ⁻²)	1470 1580	1690 1605	1450 1460 2040	1340 1240 1600
%0.2 C %0.3 C %0.5 C	Uzama (%)	5,0 4,5	6,0 7,0	6,0 7,0 4,0	9,0 10,0 7,0
%0.2 C %0.3 C %0.5 C	Sertlik (HV)	446 564 680	444 517 666	446 502 571	357 420 470



Şekil 4.12. Suda su-verilmiş ve temperlenmiş 1050 çeliğinin (C 0.48-0.55, Mn 0.6-1.07) özellikleri [5].

4.2.7. Alaşım karbürlerinin oluşumu & ikincil sertleşme

Çeliklerde bir dizi alaşım elementi sementitten termodinamik olarak daha kararlı karbürler oluşturur. Birçok nitrür ve borür için de durumun böyle olması ilginçtir. Azot ve bor çeliklerde artan bir oranda küçük ancak etkili konsantrasyonlarda kullanılmaktadır. Bu bileşenlerden bazılarının oluşum entalpileri Şekil 2.7'de görülmektedir. Bu diyagramda demir karbür en sağ tarafta yer almakta olup en düşük kararlılığa sahip bileşendir. Cr, Mo, V, W ve Ti elementlerinin hepsi oldukça yüksek oluşum entalpilerinde karbürler oluştururken, nikel, kobalt ve bakır elementleri

karbür fazları oluşturmazlar. Zayıf bir karbür oluşturucu olan mangan, başka bir karbür fazında bulunmayıp, sementit katı çözeltilisinde bulunur.

Bu nedenle bir çelikte güçlü karbür oluşturucu elementlerin yeterli miktarlarda mevcut bulunması durumunda bu elementlerin karbürlerinin sementite oranla tercihli olarak oluşmaları beklenir. Bununla birlikte tüm alaşımlı çeliklerin temperlenmesi sırasında alaşım karbürleri 500–600 °C aralığına kadar oluşmazlar, çünkü bu sıcaklıkların altında alaşım elementleri bu karbürlerin çekirdeklenmesine izin verecek kadar hızlı bir şekilde difuze olamazlar. Demir kafesinde arayer karakteristiğinde difuze olan karbon ve azotun aksine alaşım elementleri yeralan karakteristiğinde difuze olurlar. Bu durum da demirde karbon ve azot difuzivitelerinin metalik alaşım elementlerinininkinden çok çok daha büyük olmasına neden olur (Tablo 4.2). Sonuç olarak alaşım elementi karbürlerinin çekirdeklenme ve büyümesinden önce alaşım elementlerinin difüzyonu için daha yüksek sıcaklıklara ihtiyaç duyulur. Uygulamada karbür oluşturucu çoğu alaşım elementi için bu sıcaklık 500–600 °C aralığındadır.

Çeliklerde karbürlerin kabalaşması mekanik özellikleri önemli oranda etkileyen bir durumdur. Lifshitz ve Wagner'e göre ince bir partikül dağılımının kabalaşmasına teoriyi uygulayabiliriz. Lifshitz ve Wagner [5] bir matriksteki küresel partiküller için aşağıdaki kabalaşma eşitliğini çıkarmışlardır:

$$r_t^3 - r_o^3 = \frac{k}{RT} \cdot V_m^2 \cdot D \cdot \gamma \cdot t \quad (4.1)$$

Eşitlikte;

r_o = başlangıçtaki ortalama partikül yarıçapı

r_t = t anındaki ortalama partikül yarıçapı

D = matristeki çözünenin difüzyon katsayısı

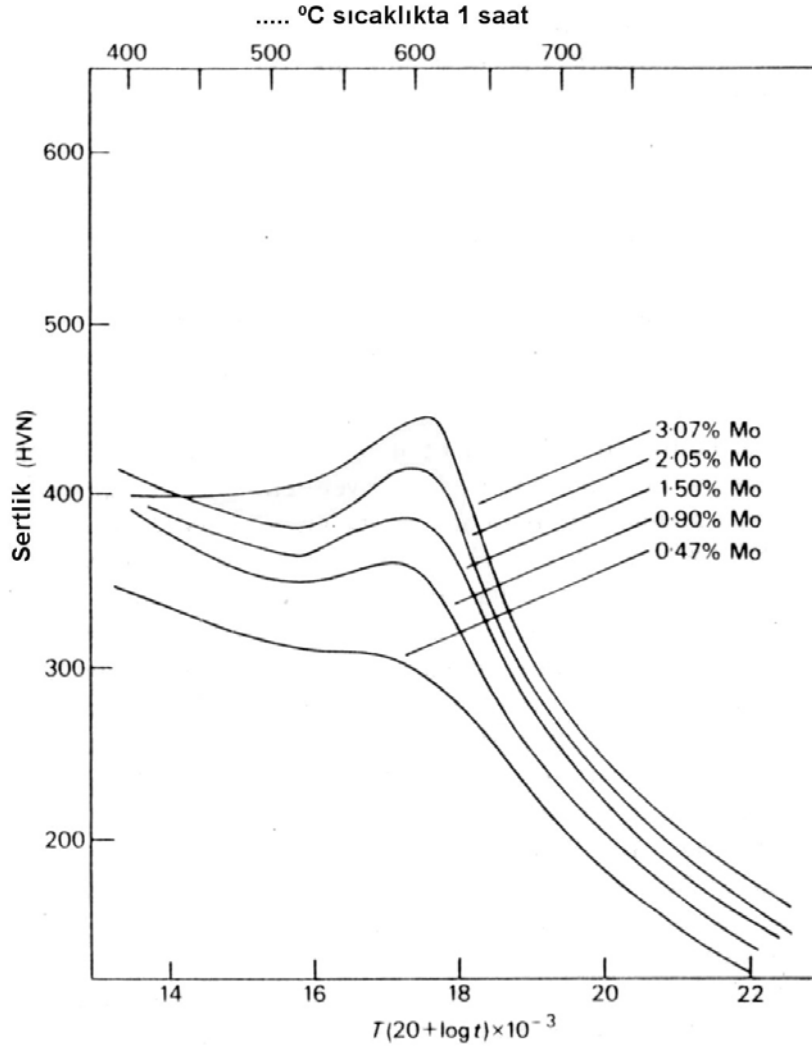
γ = partikül/matris arayüzeyinin arayüzey enerjisi

V_m = çöktelinin molar hacmi ve k = sabittir.

Tablo 4.2. γ - ve α -demirinde elementlerin difüzyon katsayıları [5].

Çözen	Çözünen	Aktivasyon enerjisi, Q (kJ mol ⁻¹)	Frekans faktörü, D ₀ (cm ² s ⁻¹)	Difüzyon katsayısı, D _{910°C} (cm ² ·s ⁻¹)	Sıcaklık aralığı (°C)
γ -demiri	C	135	0.15	1.50×10 ⁻⁷	900-1050
	Fe	269	0.18	2.20×10 ⁻¹³	1060-1390
	Co	364	3.00×10 ²	24.00×10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cr	405	1.80×10 ⁴	58.00×10 ⁻¹¹ (1050°C'de)	1050-1250
	Cu	253	3.00	15.00×10 ⁻¹¹	800-1200
	Ni	280	0.77	7.70×10 ⁻¹³	930-1050
	P	293	28.30	3.60×10 ⁻¹²	1280-1350
	S	202	1.35	1.50×10 ⁻⁹	1200-1350
	W	376	1.00×10 ³	12.00×10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
α -demiri	C	80	6.20×10 ⁻³	1.80×10 ⁻⁶	
	N	76	3.00×10 ⁻³	1.30×10 ⁻⁶	
	Fe	240	0.50		700-750
	Co	226	0.20	2.10×10 ⁻¹¹	700-790
	Cr	343	3.00×10 ⁴		
	Ni	258	9.70	3.70×10 ⁻¹¹	700-900
	P	230	2.90	2.00×10 ⁻¹⁰	860-900
	W	293	3.80×10 ²		

Kabalaşma hızı, çözünen elementin difüzyon katsayısına bağlıdır. Aynı koşullar altında veri bir sıcaklıkta sementit oluşmuş alaşım karbürlerinin herhangi birinden daha büyük bir hızda kabalaşacaktır. Sementit ve bir alaşım karbürün birlikte bulunduğu alaşımlı çeliklerde meydana gelen bu olayda sementit dağılımı daima daha kabadır. Belirli alaşım elementlerinin 500–600 °C aralığında ince alaşım karbür dağılımı oluşturma yeteneği vardır. Bu ince karbürler çok uzun süreli temperleme işleminden sonra bile çok ince boyutta kalır ve böylece birçok alaşımlı çelikte yüksek mukavemet düzeylerinin geliştirilmesini sağlar. 500–600 °C aralığında alaşım karbürlerinin oluşumu çoğunlukla suverilmiş konumdaki martenzitin mukavemetini aşması gibi önemli oranda bir mukavemet artışını da beraberinde getirmektedir (Şekil 4.13). İkincil sertleşme olarak bilinen bu olay en iyi şekli ile molibden, tungsten, vanadyum, titanyum içeren çeliklerde ve ayrıca yüksek alaşım konsantrasyonları içeren kromlu çeliklerde görülür.



Şekil 4.13. Su-verilmiş 0.1 C çeliklerin temperlenmesinde molibden etkisi [5].

İkincil sertleşme prosesi bir tür yaşlanma sertleşmesi reaksiyonudur; burada göreceli olarak kaba sementit dağılımının yerini yeni ve çok daha ince alaşım karbürlerinin dağılımı alır. Kritik bir dağılım parametresinin eldesinde çeliğin mukavemeti bir maksimum değere ulaşır ve karbür dağılımının yavaşça kabalaşmasıyla birlikte mukavemet düşer. Proses hem zaman hem de sıcaklık bağımlıdır ve dolayısıyla her iki değişken de bir parametre altında birleştirilebilir:

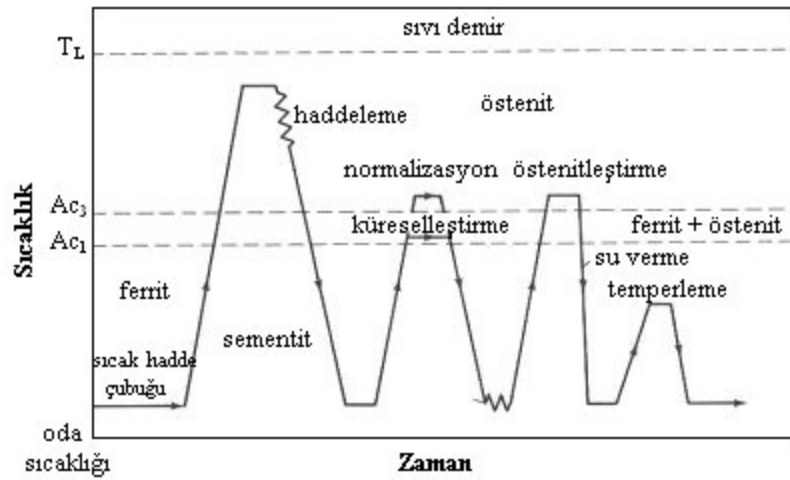
$$P = T(k + \log t) \quad (4.2)$$

Eşitlikte T Kelvin cinsinden mutlak sıcaklık, t temperleme süresi ve k alaşımli çelikler için yaklaşık 20 değerinde bir sabittir. Genellikle Holloman-Jaffe parametresi (P) olarak bilinen bu terim, sertlik değerlerine karşılık olarak grafiğe aktarılabilir ve her bir çelik için karakteristik bir eğri elde edilir. Bu nedenle Şekil

4.13'de % 0.1 C içeren bir dizi çelikte artan molibden miktarının etkisi farklı eğriler oluşturmuştur. Nikel, kobalt ve silisyum gibi karbür oluşturmeyen elementlerin ikincil sertlik artışı sağlamaması dikkate değer bir durumdur. Bununla birlikte silisyum gibi bazı elementler sementitin kabalaşmasını geciktirerek, temperleme eğrisinde 300–500 °C aralığında bir plato oluşumuna neden olurlar [5].

4.2.8. Suverilmiş ve temperlenmiş mikroyapıların proseslenmesi

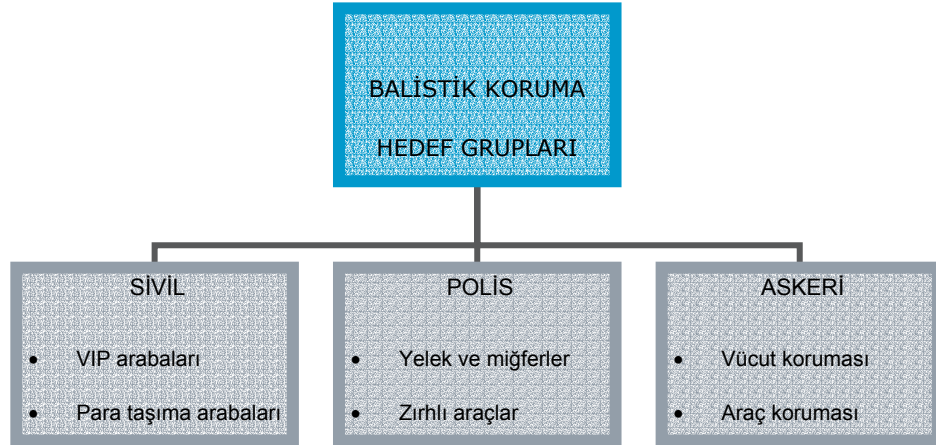
Temperlenmiş martenzit mikroyapıları ile sertleştirilmiş çelikler çoğunlukla çevrimli yüklenme koşulları altında yüksek mukavemet ve yorulma direncinin arzulandığı makina parçalarında kullanılır. Şekil 4.14 bu tür parçaların proseslenmesini şematik olarak göstermektedir. Sıcak haddelenmiş çubuklar alınır ve genellikle yüksek sıcaklıklarda kompleks şekillerin elde edilmesi amacı ile dövülür. Haddelenmiş malzeme ferritik-perlitik mikroyapının elde edilmesi amacı ile oda sıcaklığına havada soğutulur. Normalizasyon ısıl işlemi kaba mikroyapılar için gerekli olabilir. Bunun yanında sertleşme öncesinde kapsamlı bir işleme yapılacaksa küresel sementit ve ferritten oluşan mikroyapının eldesi için küreselleştirme ısıl işlemi yapılabilir. Haddelenen malzeme daha sonrasında östenitlenip martenzit oluşumu için suverilebilir. Daha da sonra daha önceden de belirtildiği gibi bazı özelliklerin geliştirilmesi için temperlenebilir. Mukavemetlendirme ve gerilim giderme işlemleri gerek duyulması halinde uygulanabilir [2].



Şekil 4.14. Suverilmiş ve temperlenmiş hadde ürünlerinin üretimi için zaman-sıcaklık prosesleme çizelgesi [2].

BÖLÜM 5. ZIRH ÇELİKLERİ

Koruyucu amaçlı olarak zırh malzemeleri gerek sivil ve gerekse askeri amaçlı bir çok kara, hava, deniz ve hatta uzay aracında kullanım alanı bulmuştur (Şekil 5.1). Günümüzde sivil ve askeri platformda en yoğun tehdidi modern ateşli silahlardan çıkan kinetik enerjili mermiler oluşturmaktadır. Bu mermiler geometrik, mekanik ve kinematik özellikleri açısından çeşitlilik arz etmektedir. Bunların yanısıra tank gibi belirli bir hedefe yönelik olarak dizayn edilen ve çalışma prensibi kinetik enerji mermilerinden oldukça farklı olabilen özel tipte mermilerden de bahsedilmelidir. Merminin hedefe çarpmasıyla başlayan penetrasyon sürecinin fiziksel karakteri, mermi ve hedefe ait özellikler kombinasyonuna bağlı olarak çeşitlilik arz eder.



Şekil 5.1. Balistik koruma grupları [3].

Sözü edilen mermilere karşı zırh malzemesi olarak çelik ve alüminyum alaşımları, seramikler, cam ve elyaf takviyeli çeşitli kompozit malzemeler kullanılır. Günümüzde tank ve benzeri savunma amaçlı araçlarda en yaygın olarak kullanılan zırh malzemesi çeliktir. Bunun başlıca nedeni çeliklerin sahip olduğu yüksek dayanım, yeterli tokluk, iyi kaynaklanabilirlik gibi malzeme özellikleri ve çeliklerin diğer zırh malzemelerine göre daha düşük olan üretim maliyetleridir.

Zırhlı savaş araçları kinetik penetratörler, yüksek derecede patlayıcı ve parçalayıcı savaş başlıkları gibi değişik karakterli mermilerin çoklu darbesine karşı çatlamaya, parçacıkların kopmasına ve kırılmaya direnç göstermek mecburiyetindedir. Böylesi

bir ortamda iş görecek yapısal zırh çelikleri yüksek kalitede homojen bir mikroyapı içermelidir. Zırh çelikleri alaşımlı çelikler olup kimyasal kompozisyon açısından kendileri gibi östenitleştirme ve suverme kademesini içerisine alan sertleştirme ile temperleme aşamasından geçen ıslah çelikleri ile benzer bir kompozisyon gösterir. Nihai konumda bu çelikler yüksek temperlenmiş olup çökelti sertleşen martenzitik bir mikroyapı içerir. Burada haddeleme ile elde edilecek sac kesitinde sertleştirme ve temperleme sonrası yüksek mukavemet ve tokluk elde edilmesi amaçlanmıştır. Homojen zırh çelikleri olarak adlandırılan bu çeliklerin kalınlıkları boyunca aynı sertliğe sahip olması beklenmektedir [3].

Bu bölümde zırh çeliklerinden arzulanan özellikler, alaşımlama ve üretim uygulaması ve özelliklerin eldesi açısından hayati önem taşıyan temperleme ile karbür ve karbür reaksiyonları verilmiştir.

5.1. Zırh Çeliklerinin Özellikleri

Zırhlı araç yapımında kullanılan zırh çeliklerinin aşağıda anılan özelliklere sahip olması istenir [10]:

- Balistik darbelere ve perforasyona karşı yüksek direnç
- İmalat (kesme, kaynak yapma, şekillendirme vb.) işlemlerinde kolaylık
- İyi bir bakım davranışı, yani uzun kullanım ömrü (örn. yüksek yorulma direnci)

Genel kural olarak zırh çeliğinin delinmeye veya merminin içeri doğru girişine dirençli olması için yüksek mukavemete ve sertliğe sahip olması istenir. Ancak HV 600 üzeri yüksek sertlikler çeliği kırılgan yapacağından sac malzeme alacağı darbe karşısında gevrek kırılacaktır. Dolayısı ile zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve östenitleştirme, su verme ve temperleme gibi ısı işlemleri çok önemlidir.

Balistik darbelere karşı direnç yüksek toklukla sağlanabilmektedir. Dolayısıyla zırh çelikleri yüksek darbe tokluğuna sahip olmalıdır.

Uygulamada imalat güçlüklerini minimumda tutmak için uygun metalurjik özellikler sağlanmalıdır. Tablo 5.1' de çeşitli üretim aşamaları için en uygun metalurjik koşullar verilmiştir. Arzulanan özelliklerden mukavemet ve sertlik orta karbonlu

çelik seçimiyle gerçekleştirilir. Bu seçimde karbon, kaynaklanabilirlik arzusu doğrultusunda sınırlanmıştır. Nihai olarak yapılan sertleştirme ve temperleme ısıl işlemiyle mukavemet ile tokluk dengelenir. Bu dengelemede etken rol östenitleştirmede karbon ve karbür yapıcı alaşım elementlerinin doyumu ile temperlemede sıcaklık ve zamana bağlı olarak gerçekleşen karbür çökmesi ve ilgili Ostwald olgunlaşmasıdır.

Zırh çelikleri için önemli bir konu da hafif veya ağır taşıtların sürekli farklı engebeli arazilerdeki hareketleri ve ağır silah darbelerine karşı kaynak bölgelerinde yorulma dirençlerinin yüksek olmasının gerekliliğidir. Sert zırh çeliklerinde (HB > 500) gerilmeli korozyon sorunu ortaya çıkabilir. Özellikle gerinimli bölgelerde ve korozif bir ortamla karşılaştığında korozyon artar. Zırh çeliğindeki gelişmeler ile 500-600 HB sertliklere ulaşılmıştır. Artan mukavemet ve sertliğe bağlı olarak tokluk kaybını azaltmak için ikincil metalurjik işlemlerle kükürt ve fosfor çok düşük seviyelere çekilmiştir [11, 12]. Üretimde ise kontrollü haddeleme ve termomekanik işleme tekniklerinin uygulanmasıyla mekanik özellikler geliştirilmiştir [11, 13-14].

Tablo 5.1. Zırhlı çeliklerde imalat işlemleri doğrultusunda arzulanan özellikler [3].

	İmalat İşlemleri			
	Isıl kesme	Kaynak	Talaşlı İşlem	Şekillendirme
Gerekli Metalurjik Özellikler	-düşük karbon eşdeğeri -sınırlı segregasyon -çok düşük hidrojen miktarı	-düşük karbon eşdeğeri -düşük hidrojen miktarı -düşük kalıntı gerilmeleri	-yüksek olmayan sertlik	-yüksek süneklik

Tablo 5.2’de genelde kullanılan zırh çeliklerinin kimyası alaşımlama ve karbon eşdeğeri doğrultusunda mekanik özellikleri ile balistik performansları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Tabloda verilen tüm zırh malzemeleri su verilmiş ve temperlenmiş düşük alaşımlı çeliklerdir. Sınıf I tipi çelikler standart zırh çelikleridir ve çoğu araç uygulamalarında kullanılır. Sınıf II tipi çelikler benzer kimyaya sahiptir, ancak penetrasyondan ziyade şokun önemli olduğu uygulamalar için daha yüksek temperlenir. Yüksek sertlik türleri genelde penetrasyon direnci ile ağırlık azaltmanın önemli olduğu durumlarda uygulanır. Döküm malzemeler ise karmaşık şekilli parçalarda kullanılır. Görüldüğü gibi standart zırh çeliği ile karşılaştırmada yüksek sertlikteki zırh çeliklerinin balistik performansının % 20 daha yüksek olduğu döküm malzemenin ise %13 daha düşük olduğu görülür [3].

Tablo 5.2. Zırh çeliklerinin karşılaştırması; dikdörtgen plaka, sac kalınlığı: 25.4 mm., [3]

Zırh çeliği türü	Sertlik (HR _C)	Tokluk*	Balistik Performans**	Alaşım Kimyası	Karbon Eşdeğeri
Sınıf I (MIL A 12560)	34-40	21.6	1.00	Mn-Mo-B	0.64
Sınıf II (MIL A 12560)	29-34	28	şok direnç	Mn-Mo-B	0.64
Yüksek Sertlikte Plaka (MIL A 46100)	50-53	13.5	1.20	Cr-Ni-Mo	0.85
Döküm (MIL A 113596)	32-38	16.3	0.87	Cr-Ni-Mo	0.78

* : -40°C' de J/mm² (enine), ** : 14.5 mm delici.

5.2. Zırh Çeliklerinde Alaşımlama

Tablo 5.3' de birkaç zırh çeliğinin kimyasal kompozisyonu verilmiştir [14-19]. Bu çeliklerin özellikleri ise Tablo 5.4'de sunulmuştur. Günümüzde kullanılan MIL A 12560 çeliği bir çok uygulamada kullanılan standart zırh çeliğidir. Yüksek sertliğe sahip MIL A 46100 çeliği ise balistik korumanın MIL A 12560'a göre %20 daha etkili olduğu (14.5 mm AP) bir zırh çeliğidir. Tablo 5.3'de verilen temel alaşım elementlerin yanısıra bu tür çelikler, vanadyum, titanyum, niobyum, alüminyum, bor gibi mikroalaşım elementleri içerir.

Tablo 5.3. Zırh çeliklerinin kimyasal bileşimleri [14-19].

Kimyasal Bileşim (%)	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH 129	Armox 440 T
Karbon	< 0.30	< 0.30	0.37 maks.	0.45-0.55	0.26-0.32	0.21
Mangan	1.20	0.95	0.90	0.3-0.7	0.1-0.4	1.2
Kükürt	0.005	0.005	0.005	0.005	≤0.01	0.01
Fosfor	0.012	0.012	0.012	0.012	≤0.015	0.01
Silisyum	0.2-0.4	0.2-0.4	0.2-0.4	0.6-1.0	0.1-0.4	0.1-0.5
Nikel	1.80 maks.	1.85 maks.	3.00 min	4.5 maks.	-	2.5
Krom	1.00	1.6	1.90 maks.	0.4 maks.	1.0-1.5	1.00
Molibden	0.3-0.5	0.5	0.3-0.5	0.3-0.5	0.1-0.5	0.7

Tablo 5.4. Tablo 5.3' de yer alan zırh çeliklerinin mekanik özellikleri [3].

Özellik	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH129*		Armox 440 T
Sertlik (HB)	277-388	477-534	477-601	578-655	400-450	480-530	420-480
σ_y (MPa)**	1150	≥ 1100	≥ 1100	≥ 1300	1200	1300	≥ 1100
σ_T (MPa)**	1250	≥ 1600	≥ 1700	≥ 2000	1375	1600	$\geq 1300-1500$
Uzama (%)	≥ 10	≥ 9	≥ 8	≥ 6	10	9	≥ 10
Tokluk***	20-30	30 - 40	30	15	16	14	30

* :Isıl işlem konumuna göre iki özellikler grubu verilmiştir.

** : σ_y = Akma Mukavemeti, σ_T = Çekme Mukavemeti.

*** : Çentik darbe (-40°C, J/mm²)

Tablo 5.4'de verilen zırh çeliklerinin ilk üçü düşük karbonlu çeliklerdir. Bu çeliklerin kimyasal bileşiminde verilen maksimum karbon miktarı % 0.3 civarındadır ve daha düşük seviyelerdeki karbon miktarı, tokluk ile kaynaklanabilirlik açısından tercih edilir.

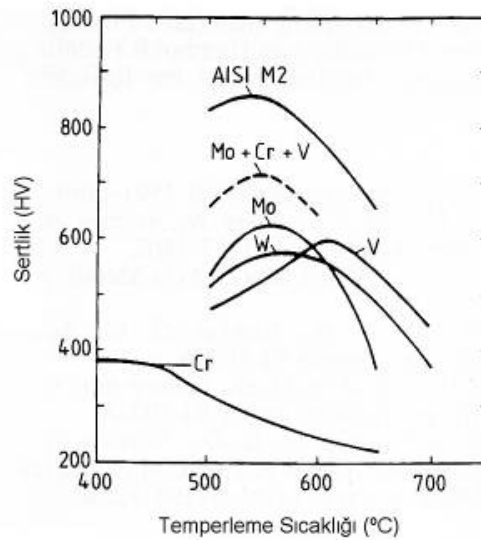
Zırh çeliklerinin düşük karbonlu olması darbe dayanımı açısından son derece önemlidir. Çelik içindeki alaşım elementleri özellikle de karbon kaynaklanabilirliği önemli ölçüde etkiler. Karbon miktarı arttıkça kaynak bölgesinde çatlak oluşum özelliği artar. Bu tür çatlaklar çelik performansını olumsuz yönde etkilediğinden kaynak sonrası bazı işlemlerle bunların giderilmesi gerekir. Ek işlemlerin üretim maliyetlerini olumsuz yönde etkilemesi nedeniyle bu tür çeliklerin düşük karbonlu olması iyi kaynaklanabilirlik açısından da gereklidir. Dolayısıyla zırh çeliklerinin düşük karbon içermesi tokluk ve kaynaklanabilirlik özellikleri açısından son derece önemlidir. Her iki özellik de zırh çeliklerinin etkin olarak kullanımında belirleyici bir role sahiptir.

Gerek yüksek sertlik değerleri gerekse de yüksek akma dayanım değerleri nedeniyle düşük karbonlu çelik türlerinin dışında kimyasal bileşimdeki karbon miktarı daha yüksek (% 0.37-0.55) çelik türleride örn. MIL-46173 (Mars 270) ve Mars 300, zırhlı araçlarda kullanım alanı bulmaktadır [3].

5.3. Zırh Çeliklerine Uygulanan Isıl İşlemler

Zırh çelikleri martenzitik karakterde olduğu için optimum mukavemet (sertlik) ve tokluk kombinasyonu gibi kullanım özelliklerini östenitleme ve su verme sonrası yapılan temperleme ile elde ederler. Genelde yalın karbonlu çeliklerin temperlemesinde su verme sonrası martenzit içinde bulunan karbon Fe ile birleşerek sementit (Fe_3C) çökmesine yolaçar ve böylece çökme sürecinde martenzitin ferrite dönüşmesiyle sertlik düşer. Ancak çelik bileşiminde varolan kuvvetli karbür yapıcı elementler karbon ile çok daha yüksek temperleme sıcaklıklarında birleşerek değişik tip özel karbür (MC , M_2C , M_7C_3 vb.) çökeltisine neden olurlar. Bunun sonucu olarak artan sertliğe ikincil sertlik adı verilir. Bu karakteristik sertlik artışı karmaşık bir çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla oluşur. Şekil 5.2’de değişik karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin temperleme karakteristikleri verilmiştir. Görüldüğü gibi artan karbür stabilitesiyle karbürlerin temperlemede oluşum sıcaklıkları yükselir. Bu diyagramdan zırh çelikleri için neden öncelikle Cr ve Mo’nin alaşım elementi olarak seçildiği açık olarak görülmektedir.

Sertleştirme işleminde ise zırh çeliklerinde 900-950 °C seviyesinde yapılan östenitleştirme sonucu matriksin gerekli karbon ve karbür oluşturucu alaşım elementleriyle doyumu sağlanarak su verilir. İşlemde oluşan lata tipi martenzit standart bileşimlerde ortalama 600 °C’de temperlenir.



Şekil 5.2. Karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin temperleme karakteristikleri [3].

İkincil sertlik doğrudan sertleştirme sürecinde östenitin karbon ve alaşım elementleriyle doyum seviyesine bağlıdır. Aynı şekilde martenzitik matriksin tipi de çözünen karbon ve kısmen diğer alaşım elementlerinin miktarı ile belirlenir. Genelde zırh çeliği matriksi su verme sonrası % 0.2-0.3 karbon içerir ve yüksek miktarda dislokasyon içeren lata tipi martenzitten oluşur.

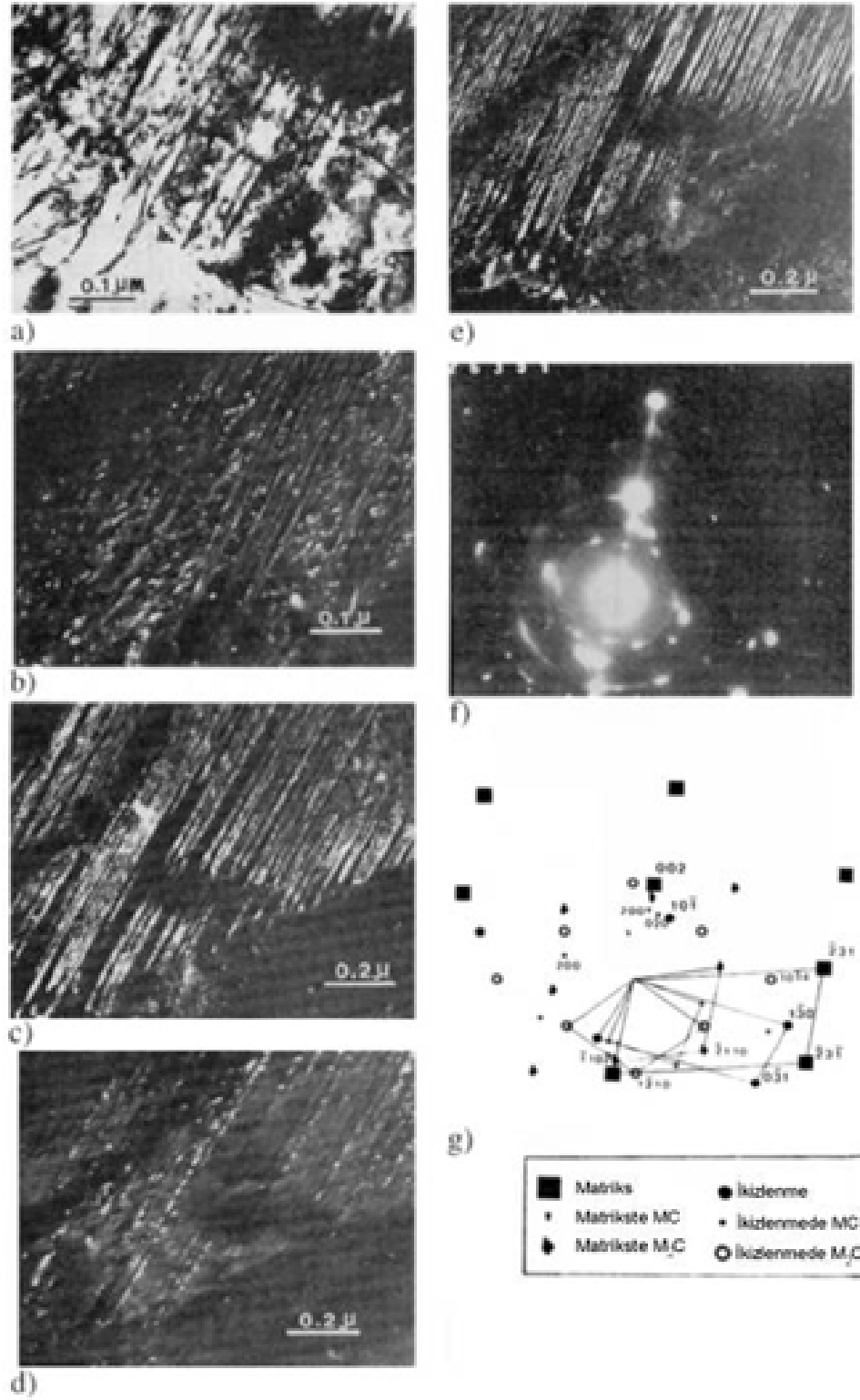
Çeliğin darbe tutumunu ve böylece balistik davranışını belirleyen temperleme mekanizmasının açıklanabilmesi için öncelikle dengeden uzak olarak çökelen ve çok ince olan ikincil sertlik çökeltilerinin tipi, boyutu, şekli, miktarı ve dağılımının bilinmesi gerekir. İkincil sertliğe ve daha yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya neden olan reaksiyonların kimyasının anlaşılması amacıyla çökelti karakteristiği ve değişimiyle matriks ve çökelti kompozisyonlarının 550-650 °C'lik sıcaklık aralığında bilinmesi gerekir. Bu nedenlerle çökelti boyutu, şekli ve dağılımının belirlenmesi transmisyon elektron mikroskopisi (TEM) ile gerçekleştirilir. Karbürlerin yeterince kabalaşmasıyla karbür bileşimleri STEM/EDX ile belirlenebilir. Ancak ikincil sertlik, yani maksimum sertlik konumunda bu teçhizat yeterli değildir. Bu nedenle ilgili kompozisyonel saptamalar günümüzde kullanılan mikroanaliz yöntemleri içerisinde ayırma gücü en yüksek atom sonda alan iyon mikroskobu (Atom Probe Field Ion Microscope, APFIM) ile gerçekleştirilir [21-26].

Bu bölümde ikincil sertlik gösteren tipik bir martenzitik çelikten değişik görüntüleme ve analitik kompozisyon belirleme örnekleri sunulmuştur. Örneklenen hız çeliğinde su verme konumunda matriks karbon miktarı %0.6 seviyesindedir ve bu nedenle yalnızca yönlenme amaçlı olarak kullanılabilir. Lata tipi bir martenzitik matrikste ikincil sertlik çökeltileri öncelikle dislokasyonlarda ve lata sınırlarında oluşur. 540-560°C'lik sıcaklıklarda elde edilen ikincil sertlik 1-2 nm çapında ve 5-10 nm boyunda çubuk olarak yarı-koherent çökelen M_2C tipi karbür ile 3-5 nm çapında ve 1-2 nm kalınlığında disk olarak yine yarı-koherent çökelen MC tipi karbür ile elde edilir. Şekil 5.3'de tipik ikincil sertlik karbürlerinin TEM ile kombine karakterizasyonu verilmiştir. Ancak ideal konumu gösteren bu çalışmaların yapılması oldukça zahmetli ve zaman alıcıdır.

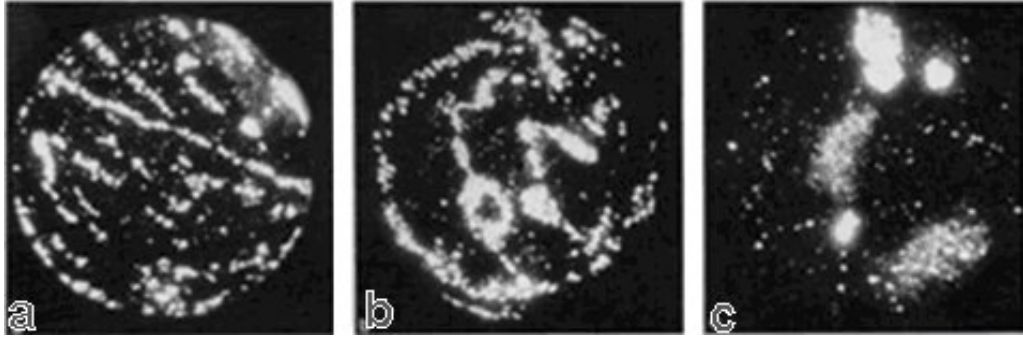
Öncelikle M_2C tipi karbür çökeltilerinin yoğun katkısıyla oluşan ikincil sertlikte her iki karbür çökeltilerinin kompozisyonları matris kompozisyonuyla doğrudan

ilişkidir. Genelde Cr ve Mo her iki karbür kompozisyonunda yüksek miktarlarda bulunurken V yoğun olarak MC kompozisyonunda yer alır. Büyük atom boyutunun doğrultusunda W' in çökelti oluşumuna katkısı düşüktür. Karbür stökiometrilere ise genelde karbon miktarlarının düşük olduğu gözlenir. Temperleme sonrası hacim-% 3-3.5 miktarında ikincil sertlik karbürleri çökeltirken matris içi hala yüksek miktarda (ortalama hacim-% 4 çökelti miktarına eşdeğer) karbon ve karbür oluşturu elementler katı ergiyikte bulunur. Standart zırh çeliklerinde ise Cr-ca zengin M_3C tipi karbürün yanısıra öncelikle Cr nedenli çökelen M_7C_3 görülmüştür.

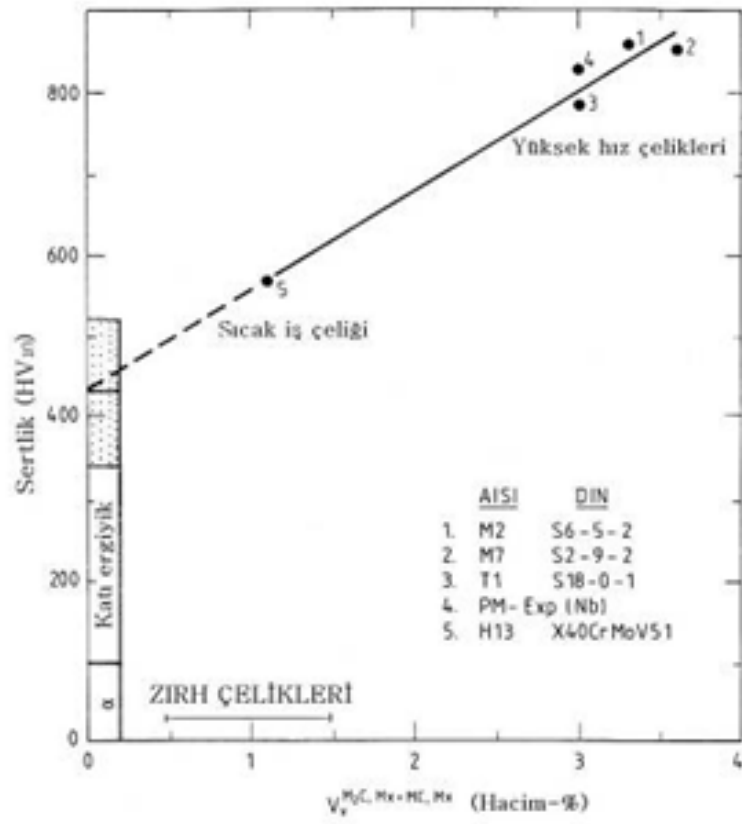
M_2C karbür yoğunluğu aşırı temperlemenin başlangıcında MC karbürüne oranla yaklaşık iki katı değerde iken ve böylece matris sertliğinin temelini oluştururken menevişleme sürecinde daha düşük termodinamik kararlılığına paralel olarak daha çabuk büyür ve sayısal olarak çok azalır. Şekil 5.4' de alan iyon mikroskopundan alınan görüntülerle 600 °C'de yapılan menevişlemede oluşan bu değişim gösterilmiştir. Nihai olarak Şekil 5.5'de matris için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyeli ilişkisi sunulmuştur. Görüldüğü gibi varolan lineer ilişki nedeniyle halen kullanılmakta olan zırh çeliklerinin potansiyeli rahatça belirlenebilir [3].



Şekil 5.3. Tipik ikincil sertlik karbürlerinin TEM karakterizasyonu, a-g: TEM aydınlık alan (a), karanlık alan (b-e), seçilmiş alan difraksiyon paterni (f) ve bu paternin şematik çizimi (g) [3].



Şekil 5.4. Tipik ikincil sertlik karbürlerinin FIM karakterizasyonu; ikincil sertlik karbürlerinde kabalaşma, temperleme: 600 °C ; a. 100 dak. b. 300 dak. ve c. 3000 dak., [3]



Şekil 5.5. Matris için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyelinin ilişkisi. Matris için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyelinin ilişkisi [3].

BÖLÜM 6. ZIRH TEKNOLOJİSİ & BALİSTİK YAKLAŞIMLAR

6.1. Zırh Teknolojileri

Bir ana savunma platformunun en hayati unsuru ‘zırh’ korumasıdır. En mükemmel zırh malzemesi, en yüksek sertlikte ancak az kırılabilirliğe sahip malzemedir. Zırhlı tasarımlarda, çağdaş her uygulamada ‘modüler’ kullanıma doğru gidilmektedir ve buna paralel olarak seramik içeren kompozit zırhların giderek yaygınlık kazanacağı öngörülmektedir. Kullanılan malzemelerin yanısıra zırh teknolojilerinin ana unsurları arasında aşağıda yer alan unsurlar da yer almaktadır. Bu unsurların bir bütünlük içerisinde ele alınması zırh teknolojileri için büyük önem taşımaktadır.

- Kapsamlı bilgi ve dökümantasyon,
- Tasarım, modelleme ve benzetim unsurları,
- Test bileşenleri,
- Entegrasyon ve atışlı denemeler.

Daha önceden de belirtildiği gibi bir ana savunma platformunun en hayati unsuru ‘zırh’ korumasıdır. Savunma platformu çeşitli yüzeyleri, örneğin motorun, mürettabatın, gövde altının, cephaneye, gövde geri bölmesi ve kulenin korunması amacı ile her tür ve çaptaki kinetik enerji/kimyasal enerjili ve diğer mühimmatlara karşı azami koruma ve ayrıca cephaneye, yakıt infilaklarına karşı ilave koruma sağlanması büyük önem taşımaktadır. İyi bir zırh malzemesi yüksek sertlikte ve düşük kırılabilirlikte olmalıdır. Bunun yanı sıra ağırlık önemli bir etkidir. Muharebe esnasında sürekli artan farklı tehditlerden dolayı zırh koruması son dönemde % 15-20’lik ilave zırh ağırlığı gerektirmiştir. Örneğin, M1 Abrams tanklarının ağırlığı 54 tondan 64 ton ağırlığa ulaşmıştır. Bu şekilde taşınımı ve hareket kabiliyeti sınırlanmış zırhlı araçlara doğru gidilme sorunu doğmaktadır. Bu bakımdan zırh malzemeleri üzerindeki çalışmaların hafiflik açısından özel bir önemi vardır.

İleri zırh malzemeleri dört ana gruba ayrılırlar :

- (a) İleri metalik zırhlar,
- (b) İleri seramik kompozit zırhlar,
- (c) Polimer kompozit zırhlar,
- (d) Fabrikler (bez)

Zırhlı tasarımlarda modüler kullanıma olan gereksinimlerden dolayı seramik içeren kompozit zırhlar popüler konumdadır. Zırh çeliği olarak bilinen düşük alaşımlı Cr, Mn, Ni, Mo içeren ve kompleks termomekanik (enine ve boyuna haddelenmiş) işlemlerden sonra özel ısıtım işlemi görmüş homojen çeliklerin (MIL-A-12560-Rolled Homogeneous Armor, RHA, haddelenmiş homojen zırh çeliği) yanı sıra zırh malzemeleri çeşitli kapsamlarda incelenebilirler. Tablo 6.1’de 7.62 ve 14.5 mm mermilere karşı (dik çarpma durumu) çeşitli zırh malzemelerin yoğunluk ve kütle verim değerleri verilmektedir [27].

Tablo 6.1. 7.62 ve 14.5 mm AP mermilerine karşı zırh malzemelerinin özellikleri [27].

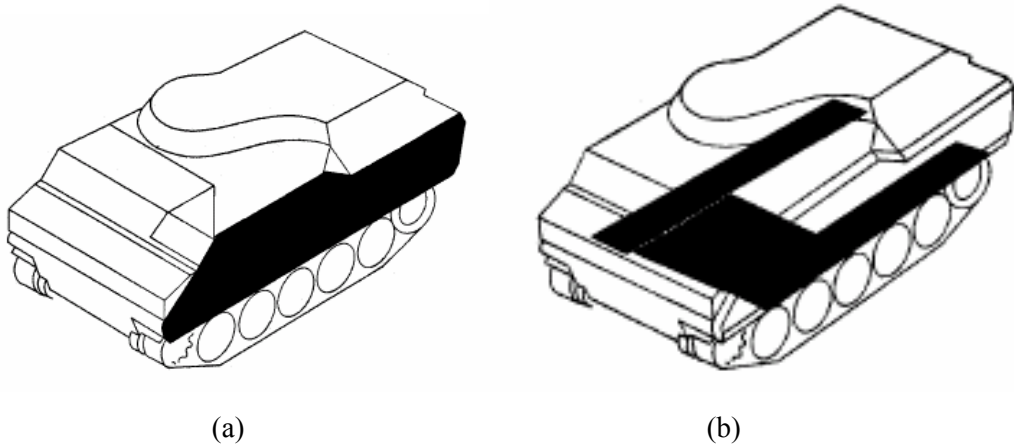
Zırh Malzemesi	Yoğunluk, g/cm ³	Alansal yoğunluk, kg/m ²	Kütle Verimi, E _m
Çelik *			
- RHA (Sertlik 380 BHN)	7.86	114	1.00
- Yüksek sertlik (550 BHN)	7.88	98	1.16
- İki defa sertleştirilmiş (440-600 BHN)	7.88	64	1.78
Alüminyum			
- 5083 alaşım	2.70	128	1.0-1.2
- 7039 alaşım	2.78	106	1.08
- 2519 alaşım	2.80	100	1.14
Cam Takviyeli *			
- E cam	2.08	115	0.74
- S cam	2.05	93	1.23
Seramik *			
- Alümina	3.56	-	-
- Alümina + Al	3.20	42	2.75
- Bor karbür	2.45	-	-
- Bor karbür + Al	2.56	35	3.26
- Titanyum diborür	4.45	-	-
Kompozit ** (seramik yüzeyli çok katmanlı)			
- Al + RHA	-	137	2.63
- Çelik + RHA	-	131	2.75
- E cam + RHA	-	125	2.88

* : 7.62 mm AP mermisine karşı, ** : 14.5 mm AP mermisine karşı

6.2. Zırh Uygulamaları

Haddelenmiş zırh çeliklerinin başlıca uygulama alanını: tank, obüs ve zırhlı muharebe araçlarının mermi, parçacık ve blast'a (ör: anti tank mayınları, tahrip amaçlı el bombaları) karşı korunması oluşturmaktadır.

Geleneksel kara savaşlarında en önemli muharebe aracı olan tankların beka yeteneğinin sürdürülmesine yönelik olarak zırhlandırılmasında temel hedef, aracın ve mürettebatın tehditkar mühimmatın olumsuz etkilerinden korunmasının sağlanmasıdır. Şekil 6.1'de şematik olarak gösterildiği gibi, zırh çeliği tank üzerinde yan panel (Şekil 6.1a) ve mayına karşı taban sacı (Şekil 6.1b) olarak kullanılmaktadır.



Şekil 6.1. Bir tank üzerinde a) yan koruyucu panel ve b) mayına karşı taban sacı olarak zırh çeliği kullanımı [28].

Zırh çeliğinin kullanıldığı bir başka askeri araç ise, kundağa motorlu obüslerdir. Türk Silahlı Kuvvetlerinin envanterinde yer alan Fırtına obüslerinde kule veya gövde şekli oluşturacak biçimde kaynaklı olarak zırh çeliği uygulaması sözkonusudur. Şekil 6.2'de zırhlandırılmış bir Fırtına obüsü görülmektedir.

Zırh çeliklerinin kullanıldığı diğer askeri araçlara örnek olarak zırhlı muharebe aracı (ZMA), zırhlı taktik aracı, personel taşıyıcılar, Tow aracı, zırhlı havan aracı, istihkam manga aracı ve komuta kontrol aracı verilebilir [28].



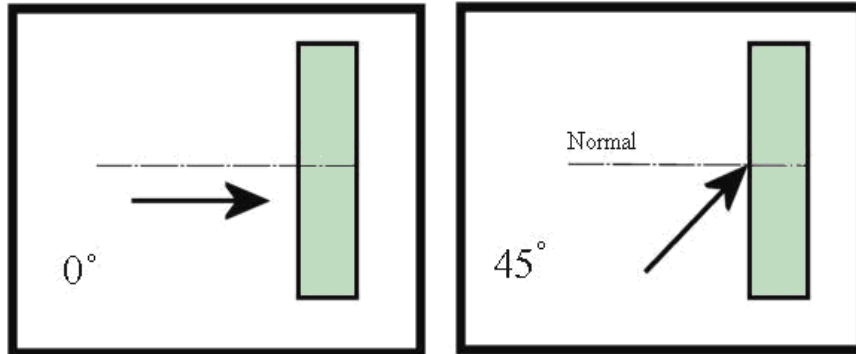
Şekil 6.2. Çelik ile zırhlandırılmış Fırtına obüsü [28].

6.3. Zırh Terminolojisi

Zırh çeliklerinin askeri yada sivil uygulamalarda kullanılabilmesi için balistik özelliklerinin önceden belirlenmesi önem arz etmektedir. Balistik özelliklerin belirlenmesinde: NATO açısı, referans atış, V_{50} hızı, şahit levha, delici ve benzeri çok sayıda farklı kavramdan oluşan bir zırh terminolojisinin kullanımı sözkonusudur.

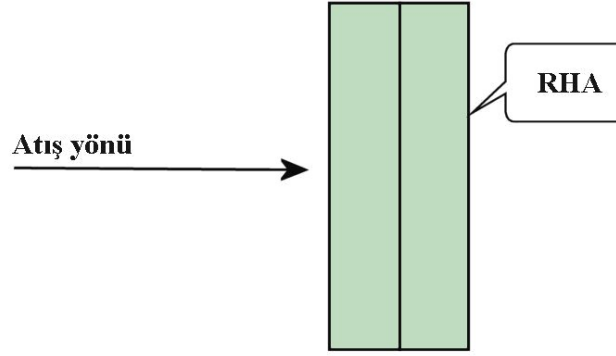
Zırh testlerini icra edebilmek ve üretilecek bir zırhta test sonucunda zırh plakalarından beklenen hususlar hakkında aynı anlayışa gelebilmek maksadıyla zırh test terminolojisi hakkında aşağıda belirtilen başlıklar altında bilgi verilecektir.

Nato açısı : Atış istikameti ile zırh yüzeyinin normali arasındaki açıdır. x-ekseninin y-eksenini dik olarak kestiği noktada oluşan açı testlerinde 0° olarak tanımlanmaktadır (Şekil 6.3).



Şekil 6.3. Nato açısının şematik gösterimi [29].

Referans atış : Kimyasal ve kinetik enerjili mühimmatların, delme derinliklerini bulmak amacıyla Haddelenmiş Homojen Zırh (RHA-Rolled Homogenous Armor) üzerine yapılan atıştır (Şekil 6.4).

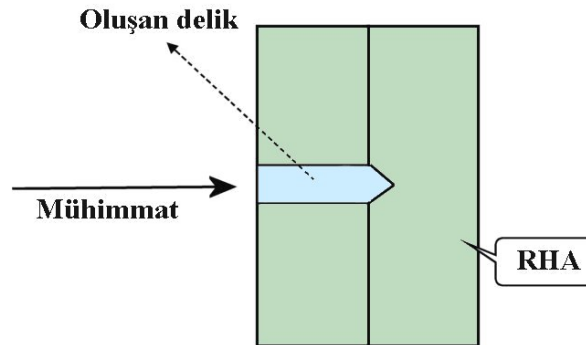


Şekil 6.4. Referans atışın şematik gösterimi [29].

Tank üzerine atış : Kimyasal enerjili mühimmatla sehpa üzerinden statik ateşleme, kinetik enerjili mühimmatla namlu kullanılarak dinamik ateşleme yapılmaktadır.

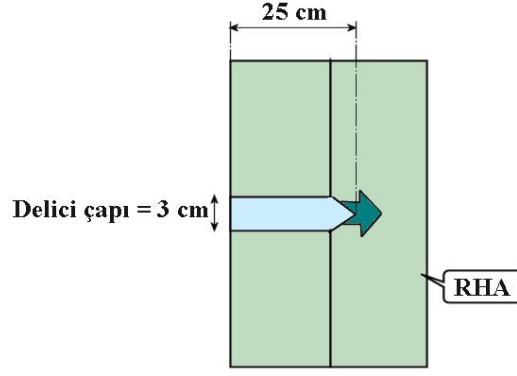
Balistik hedef üzerine atış : Tankın ateş yapılacak yüzeyini 1/1 temsil eden modül üzerine yapılan atıştır.

Yarı sonsuz hedef üzerine atış : Kinetik enerjili mühimmat ile mühimmatın delme kabiliyetinden daha kalın RHA üzerine yapılan atıştır (Şekil 6.5).



Şekil 6.5. Yarı sonsuz hedef üzerine atışın şematik gösterimi [29].

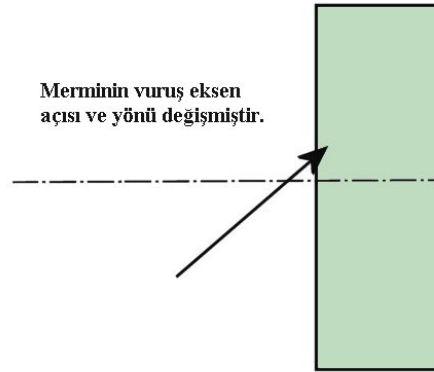
Yarı sonsuz hedef üzerine atış sonrası, delme derinliğinin hesabı için kullanılan yöntem için örnek bir atış sunulmuştur. Mühimmat gerçekte 25 cm delmiş; bu uzunluğa mühimmat çapı ilave edilerek gerçek delme derinliği bulunmuştur (Şekil 6.6).



$$\begin{aligned} \text{A mühimmatı delme derinliği} &= \text{Delici çapı} + \text{derinlik} \\ \text{A mühimmatı delme derinliği} &= 3 \text{ cm} + 25 \text{ cm} = 28 \text{ cm} \end{aligned}$$

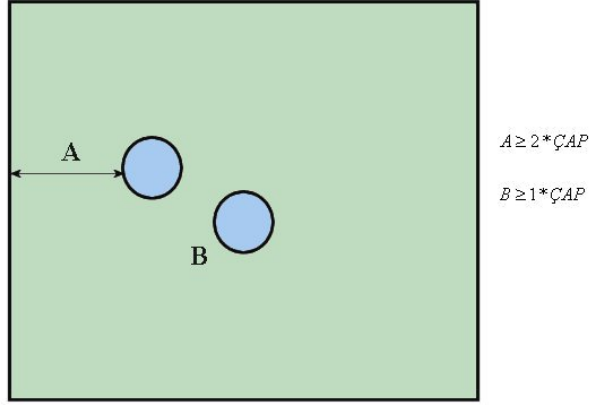
Şekil 6.6. Yarı sonsuz hedef üzerine atış sonrası, delme derinliğinin hesabı için kullanılan yöntem için örnek bir atış [29].

Sapma açısı : Merminin eksenine patlayıcı başlığın hız vektörü arasındaki herhangi bir değişmeyi tanımlamak için kullanılmıştır. Tüm sapmalar açılarda ister tek isterse de çok plaka dizilerinde olsun sapma açısı 1 derecedir. Sınırı aşan bir sapma açısına sahip olan ve kısmi bir tahribatla sonuçlanan her mermi geçersiz sayılacaktır. Delinmeler sapma açısına bakılmaksızın geçerli kabul edilmektedir (Şekil 6.7).



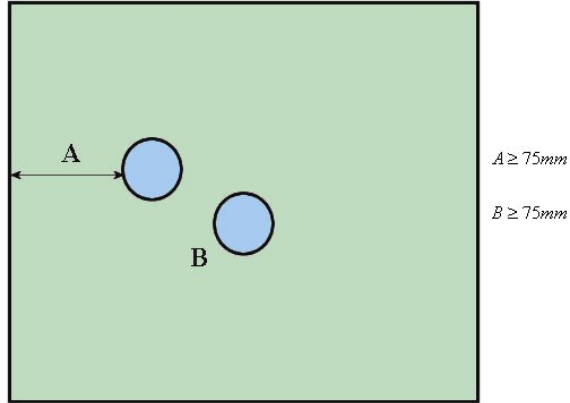
Şekil 6.7. Vuruş esnasında sapma açısının şematik gösterimi [29].

Uygun bir vuruşun tanımı : Kinetik enerjili bir mermi sadece merminin hedefte açtığı oyucu çevreleyen tahrip bölgesi ile levhanın son noktası arasında en azında iki mermi çapı varsa bu takdirde uygun bir mermi olarak kabul edilebilir. Belirgin tahribat, şekil bozukluğu, renk değiştirme, dökülme vb. içerir (Şekil 6.8).



Şekil 6.8. Uygun vuruşu ifade eden şematik bir gösterim [29].

Boşluklu imla hakkı test atışları, en az üç veya tercihi olarak en az beş atışın aynı koşullar altında yapılması şeklinde rapor edilmelidir. Normal olarak bir toptan ateşlenen boşluklu imla mermisi aşırı sapmalar için eğer sapma 2 dereceden fazla ölçülmüşse atım geçersiz sayılır. Eğer merminin açtığı oyuguğun sonu ile plakanın sonu arasında en az 75 mm varsa bu durumda boşluklu imlanın ateşlenmesi başarılı sayılır ve bu kriter hedefte yeralan tüm plakaların her iki yüzüne de uygulanır (Şekil 6.9).

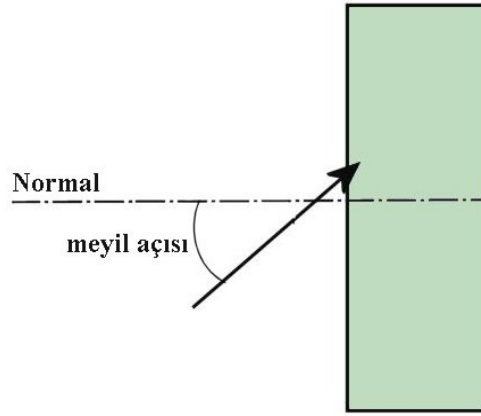


Şekil 6.9. Boşluklu imlanın başarılı sayılmasının şematik gösterimi.

Şahit levhası : Atış yapılacak zırhın arkasına belirli bir mesafede olacak şekilde yerleştirilen genellikle alüminyum veya RHA' dan yapılmış bir plakadır.

Uzun çubuklu delici : Delicinin boyunun, çapa oranının 5' den fazla olduğu kinetik enerjili mühimmatlara verilen isimdir.

Meyil açısı : Mühimmatın zırha çarpma anında zırh normaline göre yaptığı açıdır. Zırha dik olarak atılan mühimmatın meyil açısı 0° dir (Şekil .6.10).



Şekil 6.10. Meyil açısının şematik gösterimi [29].

Haddelenmiş homojen zırh (RHA) : MIL-A-12560 dökümanında belirtilen özelliklerde üretilmiş zırh çeliğidir.

V_{50} hızı : Kinetik enerjili mühimmatın zırhı %50 ihtimalle delebileceği bir mühimmat hızıdır. Farklı tip kompozisyon ve yapıdaki zırhların her biri için ayrı ayrı tespit edilmesi gerekmektedir. Şekil 6.11 ise STANAG 2920 ye göre V_{50} değerinin saptanması için balistik test düzeneğini göstermektedir. Şekil 6.12’de V_{50} hızının grafiksel tanımı gösterilmiştir. Zırh çelikleri için önemli bir parametre olan V_{50} hızı, MIL-STD-662F standardına uygun olarak gerçekleştirilen balistik teste göre belirlenmektedir. Bu ise NATO standartlarına göre parçacıkların, test numunesine V_{50} hızı olduğu kabul edilen hızlar ile atılmasıyla belirlenir. Gerçek V_{50} değerini hesaplamak içinde parçacıkların zırh tarafından durdurulduğu en yüksek üç hız ile zırh içinden geçen atışların sahip olduğu en düşük üç hız alınır.

Θ_{50} açısı : Bir mühimmatın zırhı %50 ihtimalle delebileceği çarpma açısıdır.

Kısmi/Tam delinme : Delik içerisinden ışık gözükmesi veya delicinin herhangi bir parçasının hedefin arka yüzeyinden görünmesi, 0.5-1.5 mm alüminyum şahit levhasının delinmesi veya RHA şahit levhası kullanılması durumunda 0.5 mm’den fazla girme olması durumu dışında kalan diğer durumlar kısmi delinme olarak tanımlanmaktadır.

Vurulma sonrası etkiler : Vurulma sonrası zırhın arka tarafında meydana gelen etkileri ölçmek için kule içerisinde temsili malzemeler kullanılır. Bu malzemeler zırhın iç tarafına hangi kule içi idari gereci temsil ediyorsa onun o idari gerecin vidaları ile ve aynı ‘tork’ değeri ile tutturulur.

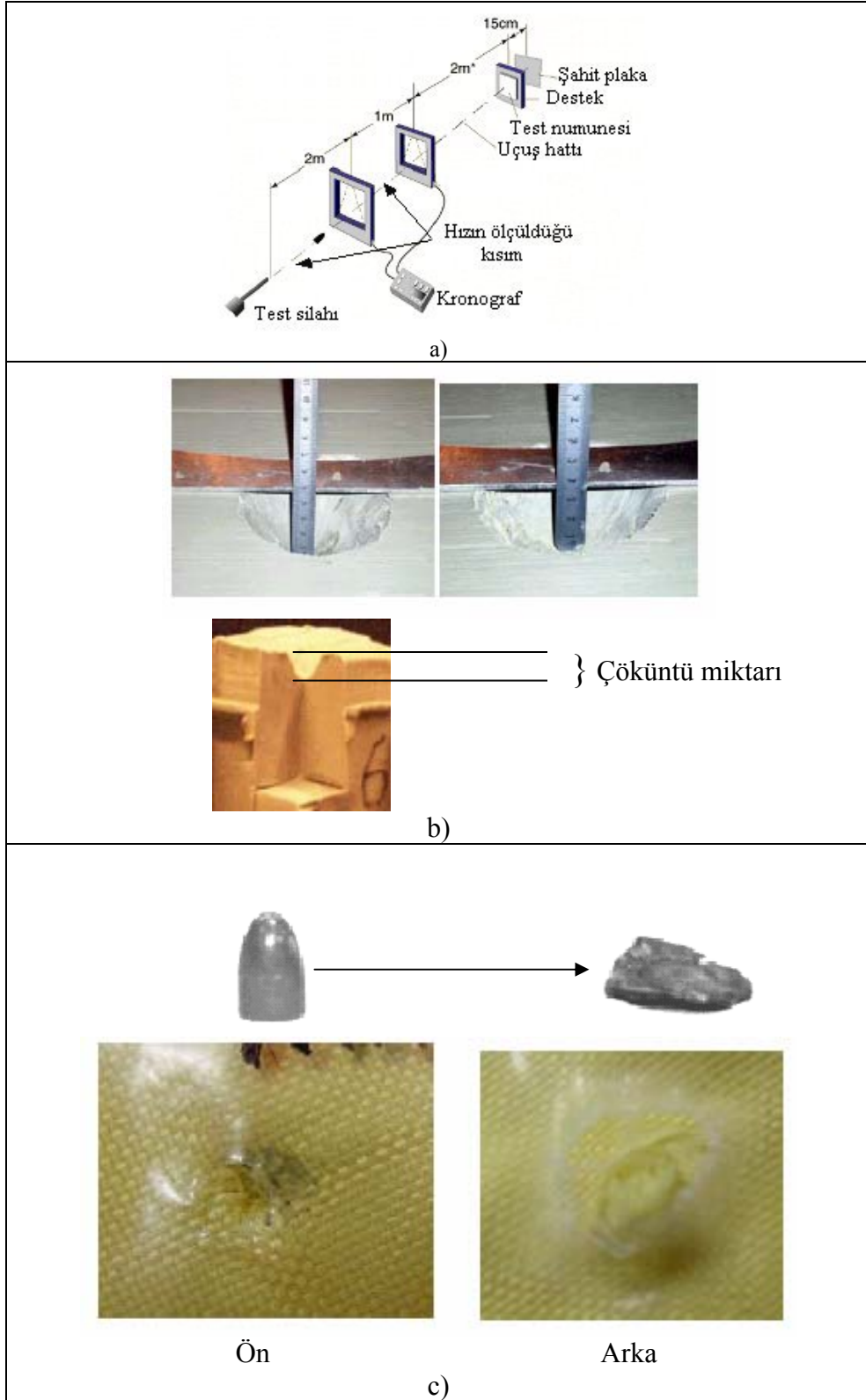
- (a) Vurulma sonrası temsili malzemenin durumuna göre karar verilir. Temsili malzeme hareketsiz kalırsa zırh testen geçer.
- (b) Temsili malzeme tamamen koparsa veya temsili malzemedan kopan parçalar alüminyum şahit levhasında 1.5 mm veya RHA şahit levhasında 0.5 mm derinliğinde bir delinme meydana getirirse zırh testten kalır.

Sertlik : Sertlik bir malzemenin deformasyona karşı gösterdiği dirençtir. Malzemenin sertliği ne kadar artarsa deformasyona karşı gösterdiği direnç de o kadar artar. Zırh plakalarının sertlik ölçümünde genellikle tungsten karbürden yapılmış bir küre ile yaklaşık 3000 kg basınç 10-15 sn süreyle uygulanır (Şekil 6.13).

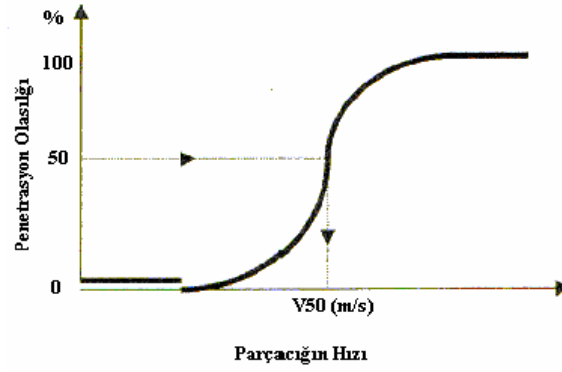
Tolerans değerleri : Tolerans değerleri Tablo 6.2’de yer almaktadır [28-30].

Tablo 6.2. Zırh terminolojisi açısından tolerans değerleri.

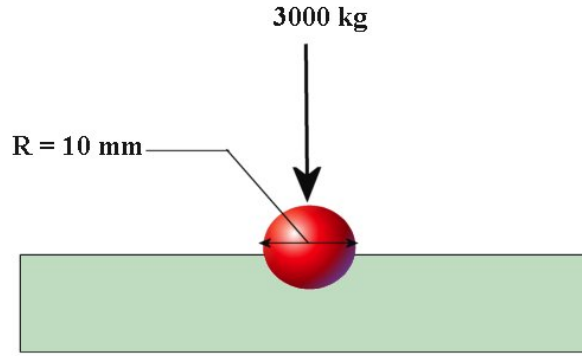
Konu	Tolerans
Hedef plaka kalınlığı	± 0.1 mm
Çarpma noktasındaki meyil açısı	± 0.3 milyem
Mühimmat hızı	$\pm \%0.2$
Uzunluk ölçümü	$\pm \%0.2$ veya 0.1 mm
Sapma açısı	$\pm 0.1^\circ$



Şekil 6.11. STANAG 2920 ye göre v_{50} değerinin saptanması için balistik test düzeneği; (a) şematik düzenek, (b) test sonrası ölçüm, (c) mermi ve test malzemelerinin test sonrası görünümü [30].



Şekil 6.12. V_{50} hızının şematik tanımı [28].



Şekil 6.13. Sertlik ölçümünün şematik gösterimi [29].

6.4. Zırh Çelikleri İçin Balistik Yaklaşımlar

Tipik bir zırh malzemesinin çalışma prensibi, yüksek hızla gelen çelik veya diğer ağır metal esaslı zırh delici malzemelerin sivri uçlarının yüksek sertliklerinden dolayı zırh malzemesi tarafından durdurulması esasına dayanır.

Zırh çeliğinin veri bir zırh deliciye karşı davranışını anlamak için penetrasyon (içeri girme) ve perforasyon (delinme) süreçlerinde şok, deformasyon ve kırılma olgularının bilinmesi gerekir. Bu da devreye giren perforasyon mekanizmalarının etüdünü gerektirmektedir. Şekil 6.14'de homojen zırh çeliklerindeki ana perforasyon türleri verilmiştir.

- Açılan deliğin plastik deformasyon sonucu büyümesi

Düşük mukavemetli, ancak yüksek toklukta çelik hedefler, deforme edilemeyen zırh deliciler tarafından vurulduğunda oluşur. Delici, kraterleşme yolunda metalin

plastik olarak radyal yönde akmasına ve böylece sünek deformasyonla deliğin oluşmasına neden olur.

- Delinme

Yaklaşık delici merminin çapı boyutunda bir deliğin hedefin arka tarafından tepme nedeniyle açılması. Delinme hatası çoğunlukla adyabatik kayma hasarı ile sert zırh çeliklerinde başlatılır.

- Diskvari parçalanma

Zırh plakasında ya oluşan küçük parçacıkların veya hedefin arka tarafından diskvari bir parçanın kopması. Burada da çoğunlukla böyle bir hata için adyabatik kayma hasarı sorumludur.

- Parçacıkların kopması (pul pul dökülme)

Çekme gerilmeleri altında zırh plakasının arka tarafından küçük parçacıkların/diskvari parçanın kopması. Bu tür hasarlar darbe nedenli şok dalgalarının gerilmeye yansması sonucu oluşur.

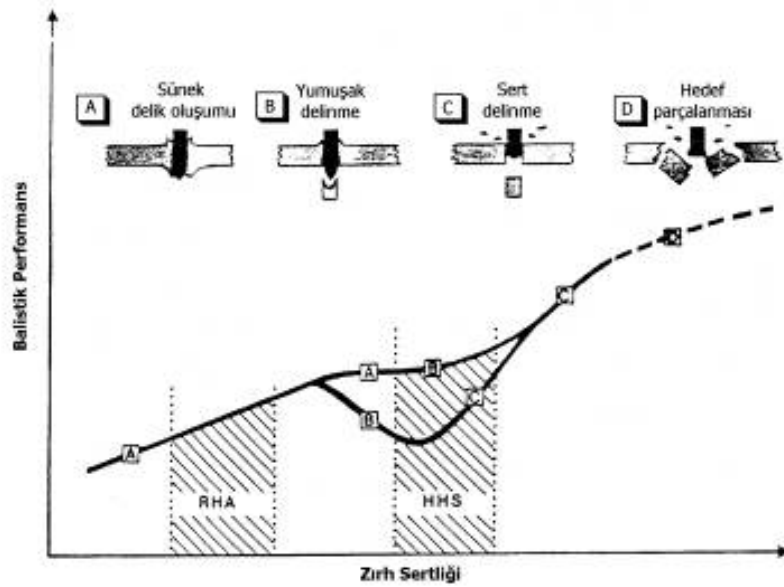
- Radyal kırılma

Gevrek hedeflerde oluşur ve zırh delicinin çarpma noktasında kırılma başlar.

Şekil 6.15’de balistik performans ile mekanik özellikler açısından günümüze kadar kurulabilen tek ilişki olan hedef sertliği ve balistik performans arasındaki ilişki zırh çelikleri ailesi için gösterilmiştir. Hedef çeliğin sertliğinin, yani mukavemetinin artmasıyla penetrasyon direnci artar. Performans, belirli sertlik değerlerinde etkin olan kırılma modları ile oldukça ilişkilidir. Düşük sertlik değerlerinde performansı hedef çeliğinin plastik akması kontrol eder ve çelik sünek deliklenme (delik oluşumu) ile hasar görür (diyagramdaki A eğrisi). Hedefin mukavemetinin artmasıyla kalınlık boyunca malzemede yöresel hasarlanma oluşur. Adyabatik kaymanın etkisinin artmasıyla hedef delinerek zarar görür ve balistik performans düşer (diyagramdaki B eğrisi). Bu geçişte çeliğin sınıfı ve kalitesinin yanısıra zırh çeliği hedefi ile zırh delicinin arasındaki geometri ilişkisi de büyük rol oynar.



Şekil 6.14. Homojen zırh çeliklerindeki ana delinme modları [30].



Şekil 6.15. Zırh çelikleri ailesi için hedef sertliği ile balistik performans arasındaki ilişki. Buradaki taramalı aralıklar, Haddelenmiş Homojen Zırhları (Rolled Homogeneous Armours-RHA) ve Yüksek Sertlikteki Çelikleri (High Hardness Steels-HHS) göstermektedir [30].

Burada çeliklerin yüksek mukavemet potansiyeli nedeniyle alüminyum malzemelere karşı büyük avantajı görülür. Çeliklerin çok yüksek seviyede sertleştirilmeleri sonucu zırh delici darbeye, özellikle yüksek atak açılarında parçalanır. Bu tür bir savunma, balistik performansın tekrar geri kazanılmasına ve artırılmasına yolaçar (diyagramdaki C eğrisi). Yumuşak delinme olan B türünden ayırmak için C türü hasarlanmaya sert delinme adı verilmiştir. B modunda delinme başlamadan önce hedef çeliğinin bir miktar plastik akması görülür. Böylece deliğin ön yüzünde zırh delici izi görülür. C modunda ise hedef plastik olarak deforme olmadığından kinetik enerjinin büyük bir miktarı kırılma ile dağılır. Bunun sonucu olarak zırh delici merminin de ucu kütleşir ve mermi, delme işlemini bozunmuş ucu ile gerçekleştirmek mecburiyetinde kalır. Ancak hedeften de neredeyse tam silindirik bir parça koparılmış olur.

Genelde hedefin sertliğinin artmasıyla zırh delici merminin erozyonu ile deformasyonu artar; bu da balistik performansın artmasına neden olur. Ancak sertliğin daha da artması hedef çeliğinin yetersiz tokluk altında gevrek olarak parçalanmasına ve yapısal zırhlama görevini yerine getirememesine neden olur (diyagramdaki D eğrisi). Bu durumda balistik performans artmaya devam eder, ancak yapısal zırhlama değeri sona erer [30].

Görüldüğü gibi Rolled Homogeneous Armors (RHA; haddelenmiş homojen zırhlar) olarak adlandırılan çelikler diyagramda sol bölgede, yani malzemenin yüksek plastisite gösterdiği bölgede bulunur. Sağda, yani kırılma modunun karmaşık bölgesinde ise A, B, ve C modları mümkündür ve burada High Hardness Steel (HHS; yüksek sertlik çelikleri) bulunur. Bu çelikler RHA türlerinin düşük temperlenmiş versiyonlarıdır. Homojen zırh çelikleri ile yüksek sertlikteki zırh çelikleri arasındaki ana farklılık temperleme sıcaklığında yatmaktadır. Homojen zırh çeliklerinin martenzitik mikroyapısı 600 °C de yüksek temperlenirken yüksek sertlikteki zırh çeliklerinin martenzitik mikroyapısı 150 °C de düşük temperlenir. Yüksek sertlikteki zırh çelikleri için ticari bileşimler olan TDH (Cruseot Loire, Fransa), B555 (Tyssen, Almanya) ve CP50 (British Steel, İngiltere) çeliklerinin nihai sertlikleri 500 HB civarındadır. Tüm bu çelikler hafif araçlarda uygulama bulmuştur ve bu pazarda çoğunlukla avantajlı olarak alüminyum alaşımlarıyla rekabet ederler. Son yıllarda balistik davranışın modellenmesi çalışmaları görülmektedir [31-32].

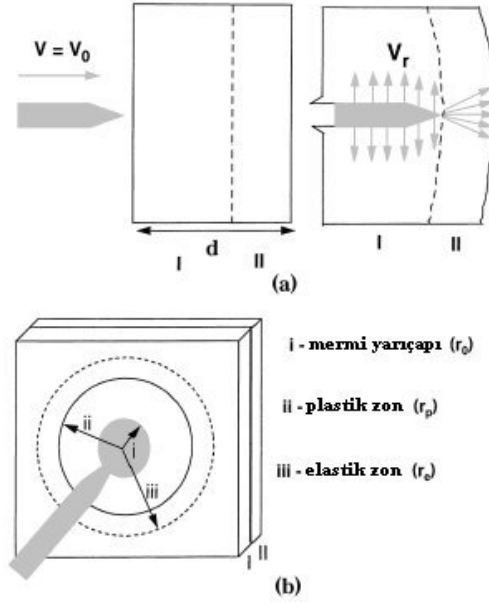
6.4.1. İnce metalik zırhlar için balistik performans haritaları

Metalik zırhların gelişimi yüksek sayıda balistik deneyleri içermektedir. Çünkü alaşım kompozisyonundaki ve ısıl işlemindeki herhangi bir değişim malzemenin balistik performansında önemli değişikliklerin oluşumuna yol açar. Alaşım kompozisyonunun ve uygulanan ısıl işlemlerin mekanik özellikleri nasıl etkilediğini mevcut bilgilerle bilmemize rağmen mekanik özellikler ile balistik performans arasındaki korelasyon çok yönü ile eksik kalmaktadır. Bu bölümde balistik performans indeksine (Ballistic Performance Index, BPI) dayanarak balistik performans haritalarının (Ballistic Performance Maps, BPMs) oluşturulmasına yönelik bir içerik sunulmaktadır. Kullanılan bu tür bir indeks, malzemenin statik mekanik özelliklerini ve merminin çarpma hızını göz önüne alarak metalik zırhların balistik performansını tanımlamaktadır. Balistik performans için daha önceden verilen modeller özellikle hedef ve mermi geometrisi, çarpma hızı ve çarpma açısı gibi penetrasyon parametreleri üzerinde odaklanmıştır. Tam aksine günümüzde yapılan araştırmalar metalurjik prosesler ile kazanılan mekanik özellikler etkisi üzerinde odaklanmaktadır [33].

6.4.1.1. Balistik performans indeksinin belirlenmesi için modelleme

Bu modelde sonlu kalınlıktaki bir zırh plakası Şekil 6.13a'da gösterildiği gibi iki bölgeye (I ve II) ayrılmıştır. Hedefe çarpan yüzeyde I. bölgenin gerinme düzlemi koşullarında ve malzeme akışının sadece aksenal doğrultuda olduğunu varsayalım. II. bölgede ise malzeme merminin girmesi ile birlikte geri kalan alana bir çıkıntı verdiğini kabullenelim. Bu iki bölgenin bağıl genişliğinin penetrasyon boyunca bozulan merminin hızının gözlemlenmesine dayanarak hesaplanabilir. Çarpan merminin kinetik enerjisinin aşağıda ifade edildiği gibi üç farklı mod ile absorbe edildiği kabul edilir (Şekil 6.16a-b).

1. Malzemenin elastik deformasyonu
2. Malzemenin plastik deformasyonu
3. Hedef malzemeye verilen kinetik enerji



Şekil 6.16. Modelde kabullenilen penetrasyon mekanizmasının şematik gösterimi. (a) sınırlı I. bölge ve sınırsız II. bölge, (b) elastik ve plastik bölgeler [33].

Yukarıda tanımlanan herbir durum için absorbe edilen toplam enerji, hacim başına absorbe edilen enerjinin ve verilen deformasyonun türüne göre dahil olan hacmin bir sonucudur. Herhangi bir deformasyon ile dahil olan silindirik hacim Şekil 6.16'a da gösterildiği gibi penetrasyon çizgisinden aksenal doğrultuda oluşabilen elastik ve plastik dalga ile kaplanan mesafe kullanımı ile hesaplanır [33].

6.4.1.2. Balistik performans indeksinin tanımlanması

Bölüm 6.4.1.1'de üzerinde durulan tüm üç mod ile absorblanan alansal yoğunluk başına enerji aşağıdaki eşitlik ile verilebilir.

$$\frac{\Psi}{\rho d} = \pi t^2 v_r^4 \left[\frac{\alpha_I}{2(1+k_b)^2} + \alpha_{II} \frac{(1+k_e)2k_\gamma^2}{2k_j^2} + \frac{1}{k_j} \left(1 + \frac{1}{k_p} \right) + \frac{1}{2k_p^2} + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{k_p} \right)^2 \right] \quad (6.1)$$

Bu eşitlik için α_I ve α_{II} terimleri sınırlı olan I. bölge ile sınırsız olan II. bölgenin fraksiyonel genişliklerini sırası ile göstermektedir. Birimsiz olan k_e , k_p , k_j , k_b ve k_γ parametreleri ise aşağıda verilen eşitlikler ile hesaplanır.

$$k_\gamma = \sqrt{\frac{1-\gamma}{(1-2\gamma)(1+\gamma)}} \quad (6.2)$$

$$k_e = \frac{v_r}{k_\gamma} \sqrt{\frac{\rho}{E}} \quad (6.3)$$

$$k_j = \frac{\rho v_r^2}{\sigma_y} \quad (6.4)$$

$$k_b = v_r \sqrt{\frac{\rho}{K}} \text{ ve } K = \frac{E}{3(1-2\gamma)} \quad (6.5)$$

$$k_p = v_r \sqrt{\frac{\rho}{E_p}} \text{ ve } E_p = \frac{\sigma_u(1+\varepsilon_r) - \sigma_y}{\varepsilon_r} \quad (6.6)$$

$$\alpha_1 = 1 - \alpha_{II} = 1 - \sqrt{\frac{v_1}{v_0}} \text{ ve } v_1 = \frac{-k_\gamma \sqrt{\rho E} + \sqrt{k_\gamma^2 E \rho + 10.4 \rho \sigma_y}}{2\rho} \quad (6.7)$$

Bu eşitlikler için ρ : yoğunluk, E : elastisite modülü, σ_y : akma mukavemeti, σ_u : çekme mukavemeti, γ : Poisson oranı, ε_r : kesit daralması veya fraksiyonel uzama, v_0 : çarpma hızıdır. v_r malzemeden ve kalınlıktan bağımsız olup ortalama hızdır. Bu hız aşağıdaki eşitlikle tanımlanabilir.

$$v_r = \frac{v_0}{1.85} \quad (6.8)$$

Denklem 6.1 irdelenecek olursa parantez karelerin içerisinde yer alan terimlerin uygun balistik kalite karakteristiğini veren çarpma hızına karşın mekanik özellikleri gösterdiğini kolayca belirleyebiliriz. Bundan dolayı balistik performans indeksi (BPI) aşağıdaki eşitlik ile tanımlanabilir.

$$\Phi = \left[\frac{\alpha_1}{2(1+k_b)^2} + \alpha_{II} \frac{(1+k_e)2k_\gamma^2}{2k_j^2} + \frac{1}{k_j} \left(1 + \frac{1}{k_p} + \right) + \frac{1}{2k_p^2} + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{k_p} \right)^2 \right] \quad (6.9)$$

Yukarıda verilen denklemin sağ tarafındaki parantez içi ifadeler irdelenecek olursa, soldan sağa doğru olan ilk iki terim elastik bileşeni, üçüncü ve dördüncü terim plastik bileşeni, son terim ise kinetik enerji bileşenini gösterir. Denklem 6.9'da verilen tüm terimler birimsiz olduğundan balistik performans indeksi (Φ) de birimsiz

olacaktır. Söz konusu verilen bu indeks balistik kalite açısından hızlı bir değerlendirme için düşük karbonlu çeliklere uygulanabilir.

İndeks, metalik malzemelerin penetrasyona karşı direncinin kabul edilebilir bir doğrulukta tahminine olanak verir. Daha önceden yapılan çoğu araştırmada balistik performans indeksinin geçerliliğini gösteren yeteri sonuçlar çeşitli araştırmacılar tarafından geniş bir malzeme aralığında deneysel ve ampirik veriler doğrultusunda sunulmuştur [33].

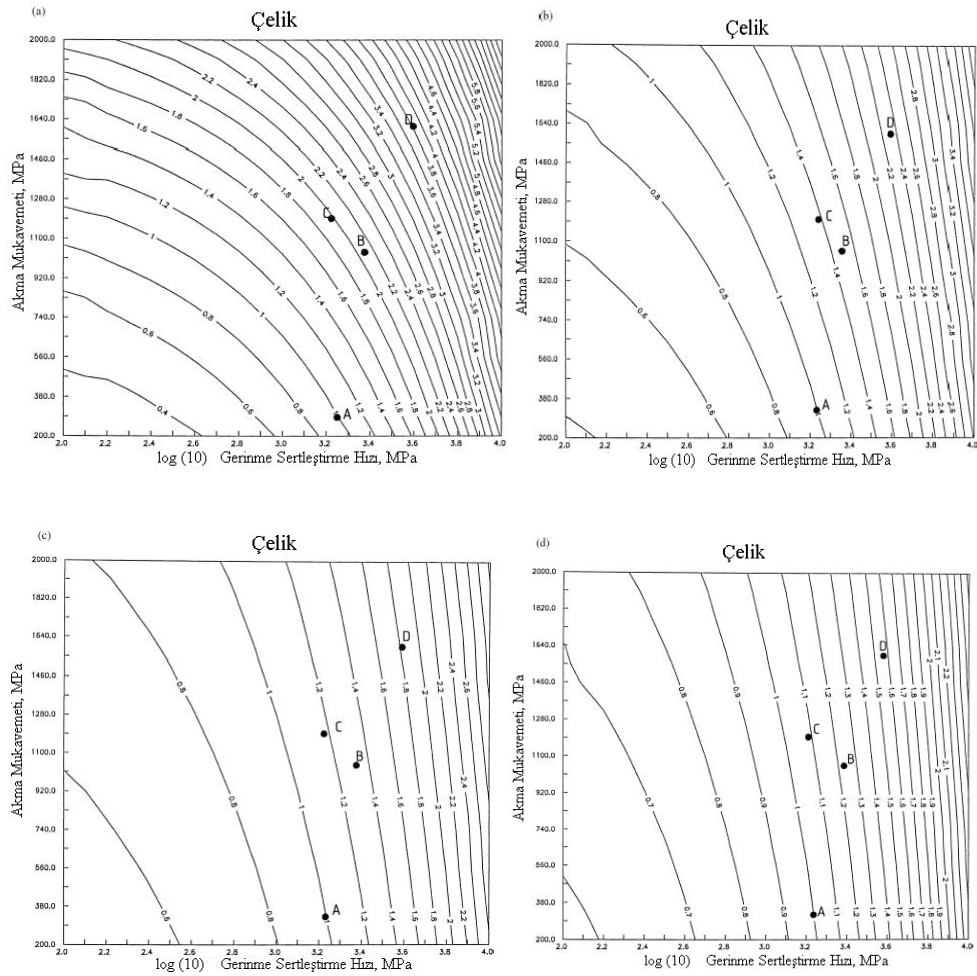
6.4.1.3. Balistik performans haritaları

Denklem 6.9'da ifade edildiği gibi balistik performans indeksi malzemenin mekanik özelliklerine ve merminin çarpma hızına bağlı olarak metalik malzemelerin zırh kalitesinin tahminine olanak verir. Ancak konunun zorluğu ve kompleks cebirsel hesaplamalardan dolayı malzeme dizaynı çok da çekici değildir. Bundan dolayı hızlı ve basit görsellik, grafiklendirme kolaylığı sunması nedeni ile balistik kalite hakkında fikir veren balistik performans haritaları oluşturulmaya çalışılmıştır.

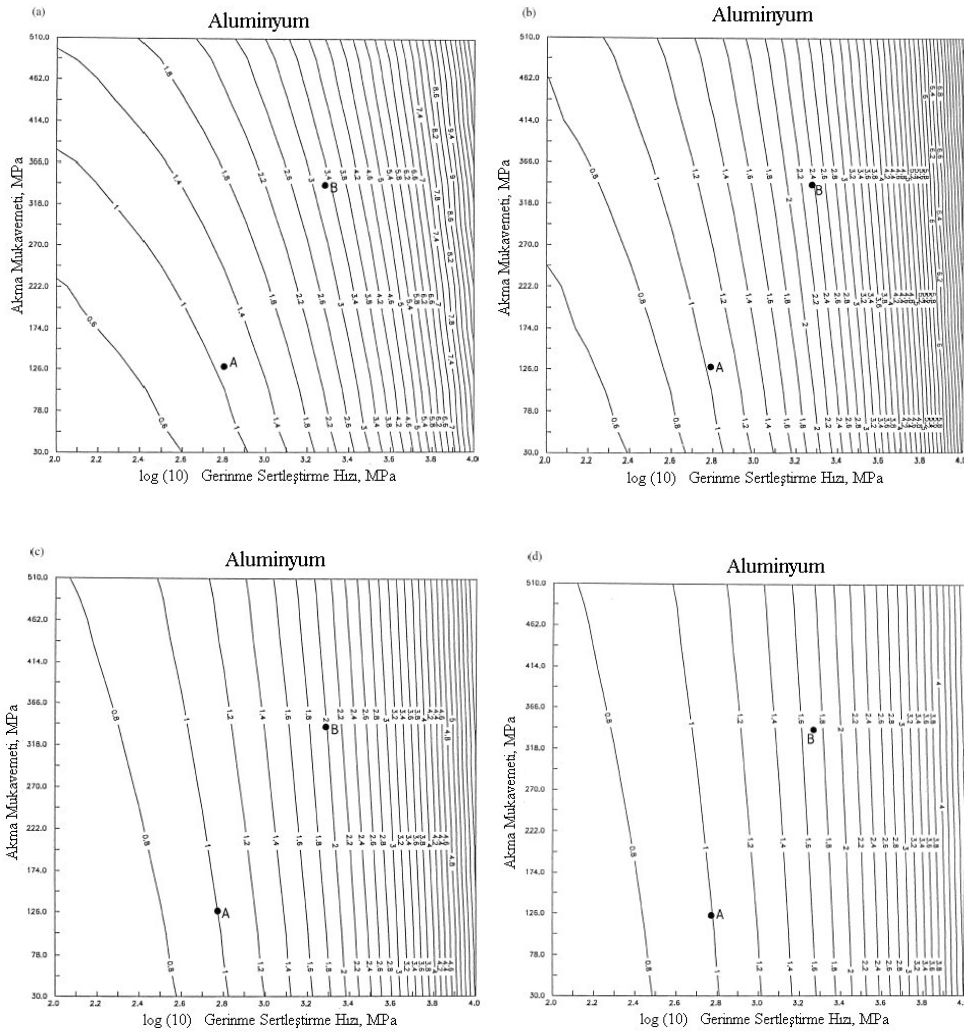
Denklem 6.9 göz önüne alınacak olursa balistik kalite gerçekte modülün, yoğunluğun, akma mukavemetinin, en yüksek mukavemetin ve kırılma gerinmesinin bir fonksiyonudur. Balistik performans indeksi malzeme özellikleri ile ilgili bir indeks olup balistik malzemelerin mermi ve hedef malzemesi, çarpma açısı gibi kavramlar ile karşılaştırmalı olarak değerlendirilmesine olanak verir. Denklem 6.9'da malzemeye özgü olmayan parametre sadece çarpma hızıdır. Bu hız malzemenin gerinme hızı bağımlılığını etkileyen kinetik enerji gibi mermi enerjisinin bir kısmını absorblanması için malzeme yeterliliğini etkiler. Yukarıda belirtilen beş malzeme parametresi arasında modül ve yoğunluk alaşım katkısından veya ısıl işlem proseslerinden önemli ölçüde etkilenmez. Geriye kalan üç parametre olan mukavemet ve kırılma gerinmesi etkisi 'gerinme sertleşmesi hızı' adı altında uygun olarak birleştirilebilir. Gerinme sertleştirme hızı (H) aşağıdaki eşitlik ile tanımlanır.

$$H = \frac{\sigma_u(1 + \epsilon_r) - \sigma_y}{\epsilon_r} \quad (6.10)$$

Bu eşitlik için σ_u : en yüksek mukavemet, ϵ_r : kesitte daralma veya fraksiyonel uzama, σ_y : akma mukavemetidir. Daha da önemlisi gerinme sertleşme hızının malzeme içi penetrasyon bölgesindeki plastik deformasyon büyüklüğünü belirleyen plastik dalga hızını etkilemesi dikkate alınmalıdır. Yukarıda verilen mantıksal temeller kullanılarak araştırmacılar veri bir ailem ailesi ve çarpma hızı için haritaların oluşturulmasında değişkenleri akma mukavemeti ve gerinme sertleşme hızı olarak azaltmışlardır. Akma mukavemeti y-ekseni boyunca lineer bir değişken olarak yer alırken, gerinme sertleşme hızı logaritmik olarak x-ekseni boyunca yer almıştır. Üç jenerik balistik performans haritaları Şekil 6.17-19'da sunulmuştur. Bu haritalar demir, alüminyum ve titanyum için geçerli olup her bir durumda dört farklı çarpma hızı balistik haritaların kullanımı ve kapasitesini göstermek için kullanılmıştır.



Şekil 6.17. Çeşitli darbe hızları ve çelikler için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Hadde çeliği, B : Çelik-A, C : Maraging çeliği (75 sınıfı), D : Çelik-B], [33].

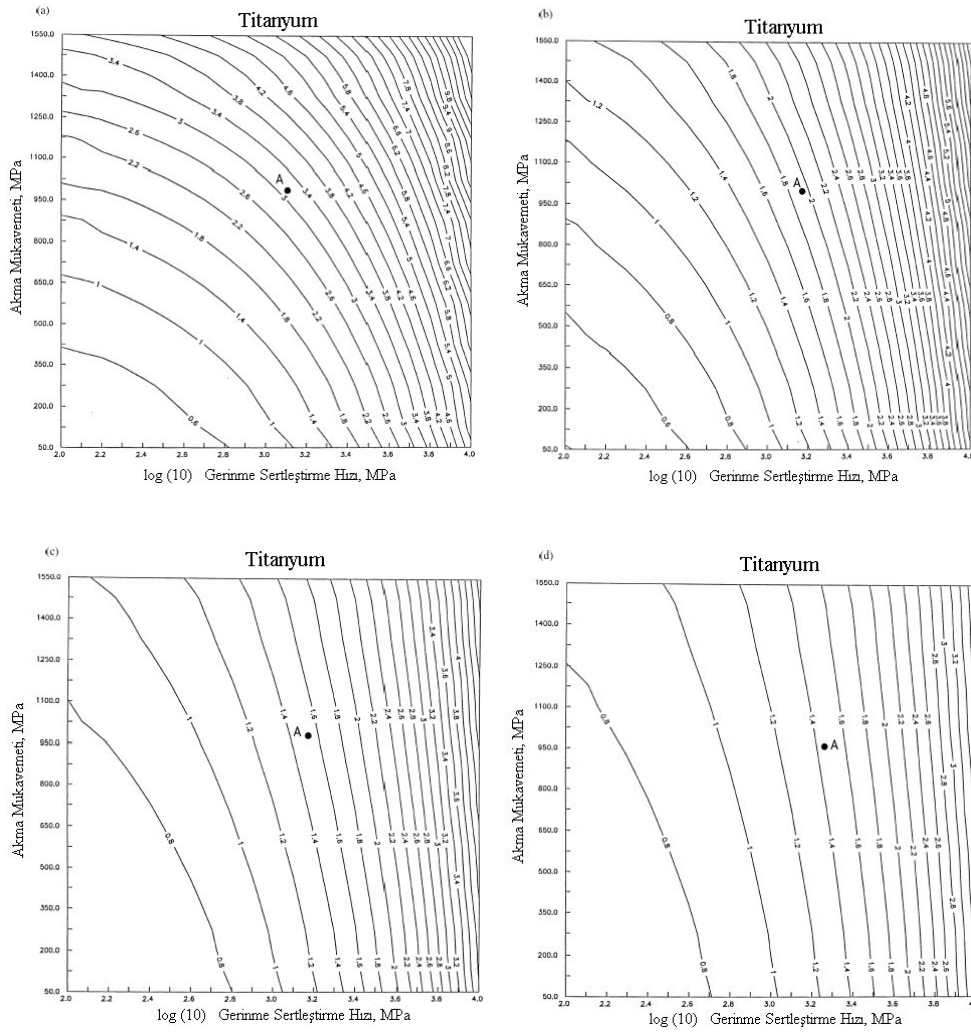


Şekil 6.18. Çeşitli darbe hızları ve alüminyum alaşımları için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Alüminyum, B : Al-2024], [33].

Haritaların doğruluğunu sağlamak için Madhu ve Dikshit ile çalışma arkadaşları tarafından yayınlanan sonuçlar kullanılmıştır. Varolan deneysel çalışmalara ait sonuçlar geniş bir malzeme grubunu kapsamamaktadır ve THOR projesine dayalı birkaç ampirik sonuçlar kullanılmaktadır. Balistik performansı belirleyen THOR ampirik eşitliği aşağıda verilmiştir.

$$v_0 - 10^c (h)^\alpha m_s^\beta (\sec \theta)^\nu v_0^\lambda = 0 \quad (6.11)$$

Bu eşitlik için v_0 : merminin çarpma hızı, h : hedef kalınlığı (inç), m_s : orjinal mermi parçacığının ağırlığı, θ : darbe eğim açısı ve $c, \alpha, \beta, \nu, \lambda$: malzemeye ait sabitlerdir. THOR denklemlerinde kullanılan malzeme özellikleri ve sabitler sırası ile Tablo 6.3 ve 4'de verilmiştir. Performans haritaları herhangi bir alaşım ailesi için ortalama elastik modül ve yoğunluk kavramlarını kabullenerek çizilir.



Şekil 6.19. Çeşitli darbe hızları ve titanyum alaşımları için balistik performans haritaları. (a) 400, (b) 800, (c) 1200 ve (d) 1600 m/s. [A : Ti-6Al-4V], [33].

Tablo 6.3. Malzeme özellikleri [33].

Malzeme	Yoğunluk (ρ , kg.m^{-3})	Akma mukavemeti (σ_y , MPa)	Çekme mukavemeti (σ_u , MPa)	Uzama (%)
Düşük karbonlu çelik	7800	325	691	35
Aluminyum	2720	130	217	20
Çelik-A	7800	1068	1210	11
Ti-6Al-4V	4550	990	1050	15
Al-2024	2770	345	565	17
Çelik-B	7800	1610	1860	12

Tablo 6.4. THOR eşitliğinde kullanılan malzeme sabitleri [33].

Malzeme	c	α	β	ν	λ
Ti-6Al-4V	6.292	1.103	-1.095	1.369	0.167
Al-2024	7.047	1.029	-1.072	1.251	-0.139

Şekil 6.17b 800 m/s gibi bir çarpma hızı için çeliklerin balistik performans haritasını göstermektedir. Bu hız özellikle seçilmiştir. Çünkü bu hız deneysel çalışmada kullanılan 707 Barrel tabancasının ağız kısmındaki hızdır. Bu indeks düşük karbonlu çeliklerin sahip olduğu indeks ile normalize edilmiştir. Maraging çeliklerinin (75 sınıfı) yüksek mukavemetine rağmen performansının düşük karbonlu çeliklere kıyasla sadece 1.4 kat daha iyi olduğu belirlenmiştir. Bu deneysel olarak belirlenmiş bir gerçektir. Çelik-A ve Çelik-B için balistik performans indeksi 1.55 ve 2.33 olup deneysel sonuçlar ile uygunluk göstermektedir. Şekil 6.18b ve 19b alüminyum ve titanyum alaşımları için 800 m/s gibi bir çarpma hızı ile oluşturulan balistik performans haritalarını göstermektedir. Bu haritalarda '1' düşük karbonlu çeliğin performans düzeyini ifade eder. Bu haritalarda işaretlenen malzemelerin performansı THOR ampirik eşitlik projesi ile karşılaştırılmaktadır. Saf alüminyumun performansı yaklaşık olarak düşük karbonlu çeliğin sahip olduğu performansa benzerdir ve Al-2024 malzemesinin performansı düşük karbonlu çeliğe kıyasla 2.2 kat daha iyidir. Bunun yanında Ti-6Al-4V malzemesinin sahip olduğu performans da düşük karbonlu çeliğin sahip olduğu performansa kıyasla 1.9 kat daha iyidir. Elde edilen bu sonuçlar THOR ile elde edilen sonuçlara uygunluk göstermektedir [33].

6.4.1.4. Çarpma hızının etkisi

Şekil 6.17 (a)-(d), Şekil 6.18 (a)-(b) ve Şekil 6.19 (a)-(b)'de üç farklı malzeme sınıfı ve herbiri için farklı çarpma hızları doğrultusunda oluşturulan balistik performans haritaları yer almaktadır. Bu alaşımların indis aralığı artan çarpma hızına bağlı olarak azalmaktadır. Çelik alaşımları için performans indislerinin aralığı 0.4-5.8'den 0.7-2.2 gibi bir aralığa azalmaktadır. Çarpma hızının 400 m/s'den 1600 m/s değerine artması ile birlikte titanyum alaşımları için bu indis aralığı 0.6-9.8'den 0.8-3.2 gibi bir aralığa ve alüminyum alaşımları için de 0.6-9.4'den 0.8-4.0 gibi bir aralığa azalmaktadır. Penetrasyon direnci üzerine mekanik özelliklerin etkisinin merminin artan çarpma hızı ile birlikte azaldığı bilinmektedir. Bu durum mermi enerjisinin büyük bir kısmının deforme olan kısımda kinetik enerji olarak hedef malzemeye verilmesi ile gerçekleşmektedir. Çarpma hızındaki artış mekanik özellikleri önemli ölçüde azaltır ve yoğunluk önemini artırır. Bu görüş balistik penetrasyon haritalarında açık bir şekilde yansıtılmıştır [33].

6.4.1.5. Gerinme sertleşmesi hızının ve akma mukavemetinin etkisi

Balistik performans haritaları gerinme sertleştirme hızının önemi hakkında genel bir fikir ortaya koyar. Önemli gelişmelerin herhangi bir malzeme söz konusu iken gerinme sertleşmesi ile sağlandığı açık bir şekilde gösterilmiştir. Aynı zamanda sadece malzeme mukavemetinde meydana gelen bir artış performansın geliştirilmesine liderlik yapmamaktadır. Örneğin, maraging çeliğini (75 sınıfı) göz önüne alacak olursak malzemenin yüksek mukavemetine rağmen düşük gerinme sertleşme hızından dolayı iyi bir zırh malzemesi özelliği taşımamaktadır. Haritalar üzerinde dikkatlice incelemeler yapılacak olursa gerinme sertleşme hızının göreceli önemi akma mukavemetine kıyasla çarpma hızı ile birlikte artmaktadır. Bir diğer ilginç gözlem ise balistik performansın geliştirilmesi dört farklı alaşım ailesi için de gerinme sertleşme hızındaki artıştan kaynaklanmaktadır. Gerinme hızındaki artış büyüklük sırasına göre çelikler söz konusu iken balistik performans indeksini 1.0 değerinden 6.0 değerine, alüminyum söz konusu iken 1.0 değerinden 10.0 değerine artırır. Bu durum aynı zamanda düşük yoğunluklu malzemelerin çeliklere kıyasla potansiyellerini de göstermektedir [33].

6.4.2. Soğuk şekillendirme sacının balistik darbe etkisindeki performansının belirlenmesi

Genel olarak iki veya daha fazla katı cismin çarpışması olarak tarif edilen darbe olayına verilebilecek örneklerden biri de merminin hedefe çarpmasıdır. Bu olayı karakterize eden özellikler çarpma doğrultusu, merminin ve hedefin malzeme ve geometrik özellikleri ile çarpma hızı olarak sıralanabilir. Çarpma hızı 250 m/s'nin altında olduğunda düşük hızlı darbe, 500-2000 m/s arasındaki hızlar orta hızlı darbe, 3-12 km/s arası yüksek hızlı darbe, çarpma hızı 12 km/s'den daha yüksek olan hızlar ultra yüksek darbe grubuna girer. Borvik ve arkadaşları tarafından yapılan diğer bir sınıflandırma; ağırlık düşürme testinde olduğu gibi çarpan cismin hızının 50 m/s'nin altında olduğu durum düşük hızlı darbe, 50 m/s ile 1300 m/s arasındaki hızlar için yüksek hızlı darbe, çarpma hızının 1300 m/s den büyük olduğu durumlar için ise hiper hızlı darbe şeklindedir [34].

Mermi olarak; ateşli silahlarda kullanılan standart fişeklere ait mermiler veya gaz basıncı ile fırlatılan çeşitli uç geometrisi ve boyutlara sahip mermiler kullanılır. Çeşitli gaz tabancaları yardımıyla metalik malzemelerden üretilen farklı uç geometrilerine sahip mermileri ateşli silahların kullanıldığı durumda elde edilen hızları da içine alacak şekilde geniş bir hız aralığında fırlatmak mümkündür. Balistik testlerde en önemli parametrelerden biri mermi hızıdır. Kovan, kapsul (primer patlayıcı), barut (sekonder patlayıcı) ve mermiden meydana fişeklerin kullanıldığı ateşli silahlarda merminin namludan çıkış hızını etkileyen üç faktör vardır. Birincisi merminin kütlesi olup, aynı miktardaki barut için kütlesi daha fazla olan bir merminin fırlatılması daha güç olacaktır. İkinci parametre fişek içindeki barutun miktarıdır. Mermiye namlu çıkışında arzu edilen bir ilk hız ve yiv-setli namlularda devir kazandırmak için gerekli enerji, barutun yanması sonucu bünyesinde kimyasal olarak saklı bulunan ısı enerjisinin açığa çıkması ile elde edilir. Namlu dayanımı açısından fişek içindeki barut miktarı sınırlı oranda arttırılabilir. Mermi hızını etkileyen üçüncü unsur ise namlunun uzunluğudur. Eşit miktarda barut ve aynı mermi kullanılması durumu için fişek içindeki barutun yanması sonucu açığa çıkan enerjinin, hava direncine maruz kalarak hızlanan mermi üzerindeki etkisi uzun namluda daha fazla olduğundan mermi çıkış hızı artacaktır.

Mermi hızları genellikle iki sensör arasındaki belirli bir mesafeyi merminin kat etme süresinden hareketle hesaplanır. Starratt ve arkadaşları kesintisiz hız ölçüm yöntemi olarak lazer ışını hız sensörlerini (laser line velocity sensor, LLVS) kullanarak yeni bir yöntem geliştirmişlerdir. Lazer ışının genişliğinden daha büyük belirli bir uzunlukta ve çarpma sırasında parçalanma oluşmayan mermiler için geliştirilen bu yöntem ile merminin çarpma öncesi hız değerine ilaveten darbe anında ve hedefin delinmesi sırasında zamana bağlı olarak yer değiştirme, hız, kuvvet ve enerji değişimleri bulunabilmektedir. Polimer matrisli kompozit zırh malzemelerinin balistik testlerinde rahatlıkla kullanılabilen bu yöntemin gevrek malzemelerde çarpma sırasında fırlayan parçacıklardan dolayı kullanılması uygun değildir.

Merminin hedefe çarpmadan ve çarptıktan sonra belirli bir mesafeyi kat etme sürelerinin, bakır folyalar kullanılarak belirlendiği bu çalışmada ise merminin boyu önemli olmamakla birlikte hedefi delip geçen merminin veya delinmeme durumu için gevrek malzemelerden kopan parçanın hızını ölçmek de mümkündür.

Özellikle zırh delici mermilere karşı askeri taşıtların ve insan vücudunun korunmasında kullanılan yüksek sertlik, termal direnç ve basma mukavemeti özelliklerine sahip seramik ön yüzü tabakalı kompozit zırhlar üretilmektedir. Bu tip yeni zırhların kullanılması başarılmasına rağmen halen çeşitli metalik malzemelerin performanslarının belirlenmesi için balistik testlere, simülasyonlara ve mikromekanik çalışmalara devam edilmektedir.

Bu bölümde kullanılan malzeme balistik çarpma etkisindeki özellikleri bilinmeyen H320 LA sacıdır. Hafif zırhlı araçların üretiminde polimer matrisli kompozit yapılar ön yüz malzemesi olarak kullanılabilir soğuk şekillendirmeye uygun sacların balistik performansları incelenmiştir. Bu malzemenin derin çekme özellikleri iyi olduğu için araçlarda rahatlıkla kullanılması, arka yüzeyine şekillendirmeden önce veya sonra tehlike tiplerine bağlı olarak farklı katman sayılarında özellikle aramid/epoksi kompozitlerinin yapıştırılması uygundur [34].

6.4.2.1. Malzeme seçimi & test yöntemi

Hedef olarak soğuk haddelenmiş, soğuk şekillendirmeye uygun çelikten üretilen düşük karbonlu, Nb mikroalaşım 1 mm kalınlığındaki sac kullanılmıştır. Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları T.A.Ş. (TÜRKİYE) den temin edilen (Erdemir kalite no: 7132, Standart: DIN EN 10268-99) H320 LA kalitesindeki sacın kimyasal analiz sonuçları Tablo 6.5’de verilmiştir.

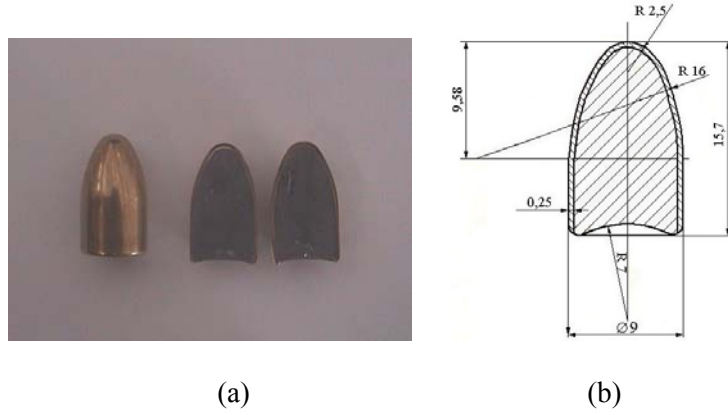
Tablo 6.5. Kullanılan sacın kimyasal kompozisyonu (%) [34].

Alaşım elemanı (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
	0.058	0.018	0.341	0.011	0.014	0.023	0.023	0.001	0.012
	Al	Ti	V	Nb	W	Co	Sn	Pb	Sb
	0.034	0.001	0.001	0.030	0.006	0.001	0.001	0.002	0.010

203 mm x 205 mm boyutlarındaki hedef plakalar mermi çarpma doğrultusu 90° olacak şekilde rijit bir çerçeveye monte edilmiştir.

380 mg, 342 mg, 308 mg, 277 mg, 249 mg, 190 mg ve 152 mg barut bulunduran 9mm x 19 Parabellum fişeklerine ait 8.00 g kütleli mermiler kullanılmıştır. Şekil 6.20’den de görüldüğü gibi mermi, dışında kaplama bulunan kurşun-antimon (%2

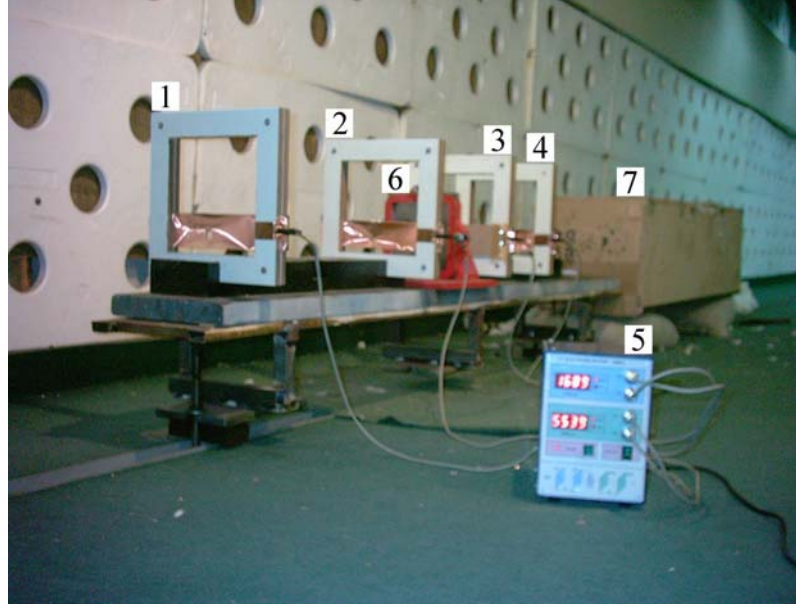
Antimon) alaşımlı (MIL-L-13283) malzemedir. Kaplamanın malzemesi pirinçtir (Cu Zn 36).



Şekil 6.20. (a) 9 mm x 19 Parabellum fişğine ait mermi ve mermi kesiti, (b) Mermi boyutları [34].

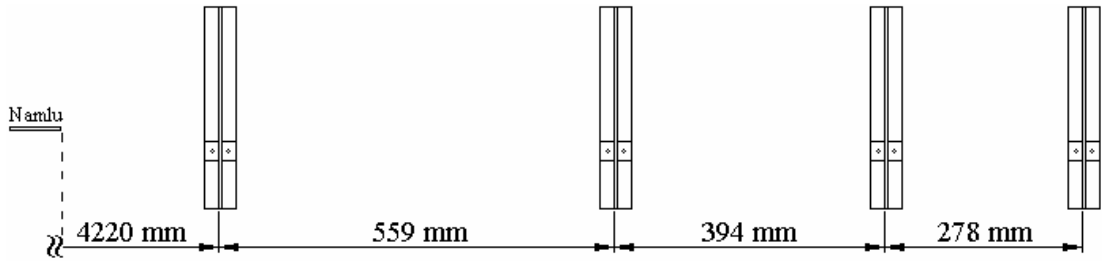
Deneysel balistik testlerde kullanılmak üzere kurulan deney düzeneği; atışların yapıldığı silah ve silah sabitleme mekanizması, Dijital Mermi Hızı Ölçüm Düzeneği, hedef tuturma tertibatı ve mermi tutma bölümlerinden oluşur.

Merminin çarpma ve kalıcı hızının bulunması amacıyla tasarımı ve üretimi gerçekleştirilen dijital mermi hızı ölçüm düzeneği kullanılmıştır. Düzenek iki çift algılayıcıdan ve ana cihazdan oluşmaktadır. Algılayıcılar esnek kablolar ile ana cihaza bağlıdır. Ana cihazda iki bağımsız display mevcuttur. Ana cihazın beslemesi şarj olabilen iç aküden veya 220 V 50 Hz şebeke geriliminden gerçekleştirilebilir. Birinci algılayıcı çift hedeften önce yerleştirilir ve merminin çarpma hızını ölçer. Hedeften sonra yerleştirilen ikinci algılayıcı çift ise merminin hedeften çıktıktan sonraki hızını ölçer. Sabit raylar üzerine monte edilen algılayıcılar arasındaki mesafeler ayarlanabilir ve uygun mesafeler seçilebilir. Algılayıcılar iki adet yalıtkan (dielektrik) malzemeden yapılmış çerçeveden oluşmuştur. Bu iki yalıtkan çerçeve arasına birbirinden izole edilmiş iki adet 0.05 mm kalınlığında bakır folya sıkıştırılmıştır. Bakır folyaların arasındaki mesafe 3/4 mm civarındadır. Hedef tuturma düzeneği ve mermi durdurma bölümleri ile birlikte mermi hızı ölçüm düzeneği Şekil 6.21’de görülmektedir.



Şekil 6.21. Mermi hızı ölçüm düzeneği. (1) Birinci ölçüm hızı başlatma tetiklemesi, (2) Birinci ölçüm hızı bitiş tetiklemesi, (3) İkinci ölçüm hızı başlatma tetiklemesi, (4) İkinci ölçüm hızı bitiş tetiklemesi, (5) Dijital zaman ölçüm cihazı, (6) Hedef tutturma düzeneği, (7) Mermi durdurma kutusu [34].

Atışlar, şarjör yatağına geçirilen bir mastar yardımıyla iki boyutta hareket edebilme özelliğine sahip tertibata sabitlenen tabanca kullanılarak yapılmıştır. 6 yiv-6 setli namlunun fişek yatağı 16.1 mm, yiv-setli kısmı 97.5 mm uzunluğundadır. Deney düzeneğindeki algılayıcılar ve algılayıcılar arasındaki mesafeler Şekil 6.22’de verilmiştir. Hedef plaka ikinci ve üçüncü algılayıcılar arasına yerleştirilerek merminin çarpma hızı ve kalıcı hızı bulunmuştur [34].

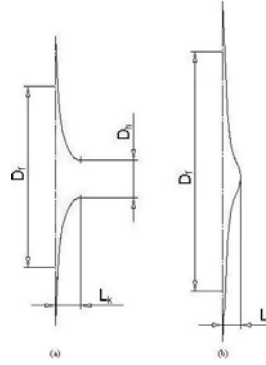


Şekil 6.22. Düzenekteki algılayıcıların şematik gösterimi ve mesafeler [34].

6.4.2.2. Hedef hasar geometrisinin tespiti

Merminin çarpması sonrasında hedefte meydana gelen şekil değişikliğini belirlemek için “ön yüz deformasyon çapı (D_f)”, “krater derinliği (L_k)” ve delinme durumu için “delik çapı (D_h)” tarif edilmiştir (Şekil 6.23). Hasar profilinin belirlenmesi için Conturograph C4P cihazı kullanılmıştır. Bu cihazın izleyici ucu merminin çarptığı

hedef yüzeyini izleyerek maksimum derinliğin meydana geldiği noktadan geçecek şekilde sürekli ölçüm yapılmıştır. Merminin çarptığı yüzeyde meydana gelen ve D_f olarak tarif edilen çap, yüzeyden itibaren 1 mm'lik çökmenin başladığı karşılıklı noktalar göz önünde bulundurularak belirlenmiştir.

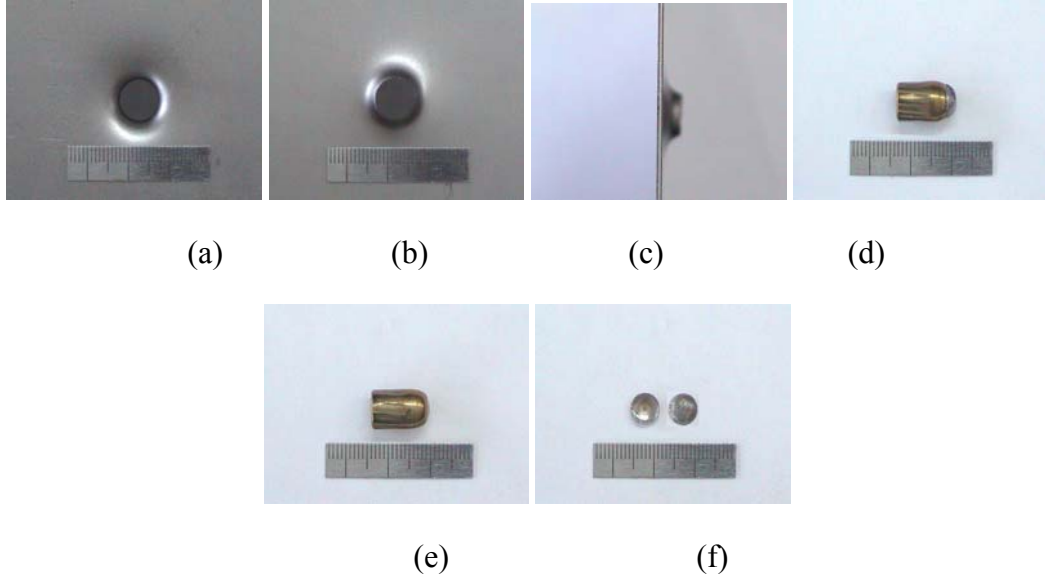


Şekil 6.23. Hedef hasar boyutları (a) Delinme durumu (b) Delinmeme durumu [34].

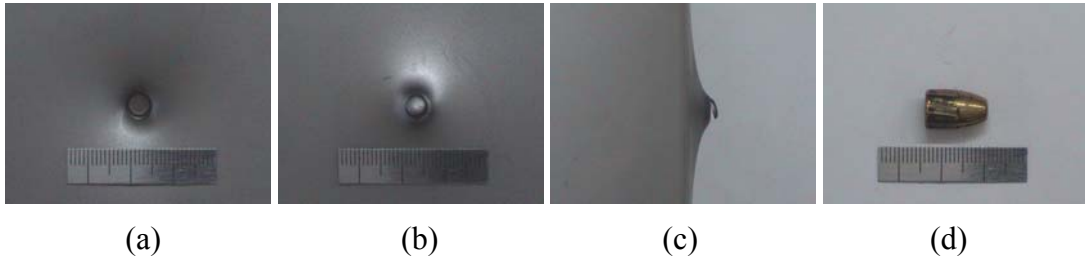
Sürekli ölçüm yöntemi esas olduğundan ve parçanın koptuğu yüzeyde meydana gelen makroskopik yarık/çatlaklardan dolayı delik çapı (D_h) değeri olarak bu görüntülerden elde edilen değerler kullanılmamıştır. Bunun için deliğin projektörle aynaya yansıtıldığı Microtecnica cihazı kullanılmış ve delik çapları tespit edilmiştir. Krater derinlikleri ise Conturograph sonuçlarından belirlenmiştir. Conturograph C4P cihazının belirsizliği $\pm 45 \mu\text{m}$ Microtecnica cihazının belirsizliği $\pm 5 \mu\text{m}$ dir [34].

6.4.2.3. Balistik değerlendirmeler

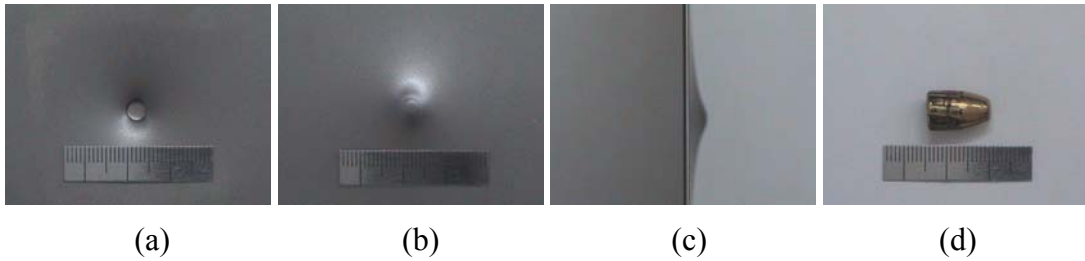
152 mg, 190 mg, 249 mg, 277 mg, 308 mg, 342 mg ve 380 mg barut bulunduran 9mm x 19 Parabellum fişeklerinin kullanıldığı çalışmada 1 mm kalınlığındaki H320 LA sacına her bir barut miktarı için 90° 'lik çarpma doğrultusunda en az 4 atış yapılmıştır. Delinme ve delinmeme durumu için en yüksek mermi hızı ve balistik limite yakın hız değerine karşılık gelen testler için hedef, mermi ve delinme durumunda kopan parça görüntüleri Şekil 6.24-26'de verilmiştir.



Şekil 6.24. 376.7m/s çarpma hızı, 339.0 m/s kalıcı hız için test sonuçları. (a) Ön, (b) Arka, (c) Yan, (d) Ucuna hedeften kopan parçanın yapıştığı merminin son hali, (e) 304.5 m/s çarpma hızı, 268.6 m/s kalıcı hız için merminin son hali, (f) 304.5 m/s çarpma hızı, 268.6 m/s kalıcı hız için kopan parçanın önden ve arkadan görünüşü [34].



Şekil 6.25. 97.3 m/s çarpma hızı için test sonuçları. (a) Ön, (b) Arka, (c) Yan, (d) Merminin son hali [34].



Şekil 6.26. 78.4 m/s çarpma hızı için test sonuçları. (a) Ön, (b) Arka, (c) Yan, (d) Merminin son hali [34].

Test sonrası mermilerin deformasyon ve hasarları incelendiğinde 2 farklı modun olduğu belirlenmiştir. Şekil 6.24.d-e'deki durum kısmi mantarlaşıma (M_p) olarak tarif edilmiş, merminin son uzunluğu ve mantarlaşıma (şişme) çapı ölçülmüştür. Mermi ucunda düzleşme (F) olduğu hasarda son uzunluk ve düzleşme çapı belirlenmiştir (Şekil 6.25d, Şekil 6.26d). Her iki hasar tipinde de gömlek-çekirdek ayrılması/kopması oluşmamıştır. Her bir barut miktarı için en yüksek ve en düşük hız

değerlerine ve balistik limite yakın hıza karşılık gelen deney sonuçları Tablo 6.6'da verilmiştir.

Tablo 6.6. Balistik Test Sonuçları [34].

Test No	Çarpma hızı V_s (m/s)	Kalıcı hız V_r (m/s)	Plug kütlesi (g)	Mermi hasar tipi	Merminin son uzunluğu (mm)	Merminin mantarlaşma veya düzleşme çapı (mm)	D_h (mm)	L_k (mm)	D_f (mm)
#1	376.7	339.0	0.4	M_p	13.44	9.53	9.41	5.72	23.10
#2	370.2	335.7	0.3	M_p	13.44	9.50	9.36	5.79	29.82
#3	340.9	311.0	0.3	M_p	13.62	9.40	9.28	6.16	25.13
#4	328.8	291.1	0.3	M_p	13.60	9.41	9.28	6.06	36.03
#5	310.9	270.2	0.3	M_p	13.60	9.30	9.18	6.15	27.09
#6	299.9	261.8	0.4	M_p	13.48	9.35	9.28	6.33	30.21
#7	271.8	228.8	0.3	M_p	13.63	9.19	9.03	6.41	28.06
#8	259.8	215.5	0.3	M_p	13.38	9.33	9.24	6.57	30.36
#9	237.5	192.1	0.3	M_p	13.58	9.22	9.15	6.99	37.77
#10	210.5	158.4	0.2	M_p	13.64	9.12	9.02	6.90	36.04
#11	153.0	79.1	0.2	F	14.70	5.94	8.71	7.13	39.58
#12	136.9	35.1	0.2	F	14.94	5.74	8.65	7.30	41.79
#13	97.3	-	-	F	14.70	5.23	-	5.91	49.32
#14	78.4	-	-	F	14.91	4.94	-	4.31	55.35
#15	70.7	-	-	F	15.01	4.62	-	3.60	42.73

13 nolu atışta hedefte kısmi delinme oluşmuş (Şekil 6.25) 14 nolu atışta (Şekil 6.26) ise herhangi bir delinme meydana gelmemiştir. Dolayısıyla balistik limit hız 97.3 m/s ile 78.4 m/s arasındadır. Işık geçecek oranda kısmi delinmenin meydana geldiği durum balistik limit olarak tarif edildiğinde 97.3 m/s lik mermi çarpma hızı balistik limit hız olarak belirlenebilir. Balistik limite karşılık gelen mermi deformasyon tipi düzleşme (F) şeklindedir. Delinme durumunda hedeften kopan parçanın kütlesi (m) ortalama 0.3 (± 0.07) g, kalınlığı ortalama 0.55 (± 0.04) mm'dir. Kopuntu olarak tarif edilen hedeften kopan parçanın çapı delinmenin meydana geldiği maksimum hız değerinde (376.7 m/s) 7.71 mm olup bu değer hızın düşmesine paralel olarak azalmıştır. Tam delinmenin olduğu en düşük hız değerinde (136.9 m/s) 0.2 g kütleli kopuntunun çapı 5.35 mm dir.

Mermi hızı arttıkça genel olarak hedefte oluşan deliğin çapı da artmaktadır. Tablo 6.6'dan görüldüğü gibi delinmenin olduğu 153 m/s'nin üstündeki durumlarda delik çapı mermi ilk çapından (9 mm) büyük iken bu hız ve bu hızın altındaki hızlarda oluşan delik çapları merminin orijinal çapından daha küçüktür. Bunun sebebi olarak hedef malzemesindeki elastik deformasyon veya geri yaylanma diyebileceğimiz

mekanizmanın ve mermi üzerindeki yiv/set derinlik/yüksekliklerinin düşük delme hızlarında daha etkin olduğu söylenebilir.

Mermi hızı arttıkça krater derinliği (L_k) belli bir noktaya kadar artmakta daha sonra düşük oranda da olsa düşüşe geçmektedir. Ön yüz deformasyon çapı (D_f) ise mermi hızının artmasıyla düşüş eğilimindedir.

Delinmenin meydana gelmediği en yüksek mermi hızı değerindeki test (#14) için hedef yüzeyine dik doğrultuda kesilerek bakalite alınan krater Şekil 6.27'de görülmektedir.

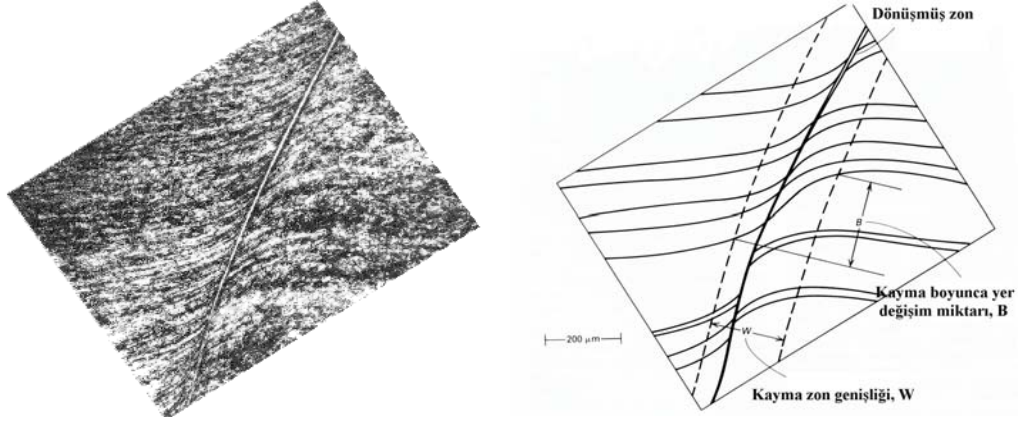


Şekil 6.27. Delinme öncesi krater kesiti [34]

H320 LA soğuk şekillendirme saçının 9 mm x 19 Parabellum fişeklerine ait mermiler ile balistik delinmesindeki hasar; derin deformasyon sonucunda meydana gelen ve lokalize kayma bandı (adyabatik kayma bandı) olarak oluşan kopuntu şeklindedir. Şekil 6.28 haddelenmiş orta karbonlu çelik plakada balistik darbe nedenli oluşan kayma bandı ve şematik gösterimi verilmiştir. Her iki konumda balistik darbe sonucu oluşan dönüşmüş zon ve gerinme bölgesi görülmektedir. Adyabatik kayma, özellikle çelik, alüminyum, titanyum alaşımları ve pirinç gibi çeşitli malzeme gruplarında gözlenir. Bu kayma bantlarının kayma düzlemleri boyunca oluştuğu kabul edilir. Çelik bir hedefe patlama tahrikli bir mermi darbesinin gelmesi gibi koşullar altında, çelik içerisindeki adyabatik kayma bantlarında oluşan yöresel gerinme hızları $9 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ gibi değere ulaşabilir ve bant içi toplam gerinme oranı % 532 seviyesinde yüksek bir değerde olabilir. Ortalama 0.3 g kütleli ve 0.55 mm kalınlığındaki kopuntu, yüksek mermi hızlarındaki delinme sırasında mermi ucuna yapışmıştır. Düşük hızlardaki delinmede kopan parçanın mermi yörüngesinden saparak ilerlediği, hedef arkasına yerleştirilen şahit plakalar yardımıyla tespit edilmiştir.

Merminin çarpma ve kalıcı hızının bulunmasında kullanılan Dijital Mermi Hızı Ölçüm düzeneğinin; soğuk şekillendirme saçları gibi sünek malzemelerde

(hedeflerde) ve polimer matrisli kompozit yapıların arka kısım malzemesi olarak kullanıldığı tabakalı kompozit zırhlarda kullanılması uygundur [34-35].



Şekil 6.28. Haddelenmiş orta karbonlu çelik plakada balistik darbe nedenli oluşan kayma bandı (a) ve şematik gösterimi (b) verilmiştir. Her iki konumda balistik darbe sonucu oluşan dönüşmüş zon ve gerinme bölgesi görülmektedir [35].

BÖLÜM 7. DENEYSEL ÇALIŞMA

Deney çeliğinin dökümü 7. Bakım Merkezinde 550 kg'lık AEG marka orta frekans fırınında gerçekleştirilmiştir. Döküm sonrası 500x550x55 mm boyutlu plakalar 11 misli haddelenerek 1500x600 boyutlu ve 5 mm kalınlıkta sac haline getirilmiştir. Isıl işlemler yine 7. Bakım Merkezinde bulunan ısıl işlem fırınlarında gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal incelemeler Zeiss Axiotech marka refleksiyon tipi ışık mikroskobu ve mikrosertlik testleri Fischerscope H100 marka mikrosertlik ölçüm cihazı ile Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Bunun yanısıra numunelere uygulanan mekanik testlerden darbe ve çekme testleri sırası ile bölümümüzün teçizatının tesliminin gecikmesi nedeniyle Mannesman Boru Fabrikası Kalite Kontrol Departmanı ve Anadolu Döküm Kalite Kontrol Departmanının destekleri ile gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal görüntülemenin ötesinde darbe ve çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinde fraktografik incelemeler Jeol JSM-6060 markalı Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile yapılmıştır. Numuneler üzerinde yapılan ThermoCalc hesaplamaları ise yine bölümümüzün satınaldığı ThermoCalc programının teslimatının gecikmesinden dolayı Aachen Üniversitesi destekleri ile gerçekleştirilmiştir.

7.1. Alaşım Dizaynının Gerçekleştirilmesi

Bu çalışmada geliştirilmesi öngörülen bileşimin XH 129 tipi bileşimin özelliklerini kapsamaması ve her iki tip malzeme arasında seçimin yalnızca ısıl işlem profilinin ayarı ile gerçekleşmesi öngörülmüştür. Bu anlamda Şekil 5.5'de belirlenen çökelti esasları doğrultusunda zırh çeliği bileşimi geliştirilmiştir. Bunun yanısıra alaşım dizaynı açısından üç deneysel bileşime gidilmiştir. Tablo 7.1'de Alman zırh çeliği standartlarında yer alan ve hedef alınan kompozisyon ile çalışmada kullanılan deneysel kimyasal bileşimler verilmiştir. Bu çalışmada alaşım elementi rolleri ve ilgili detaylara fazla girilmemesine rağmen bor elementi bainitik dönüşüm amacıyla, krom ve molibden öncelikle M_2C karbürlerinin ince çökelti sertleştirilmesi amacıyla ve mikroalaşım grubu olan niob, vanadin ve titan ise MC

karbürlerinin ince çökeltilerinin oluşumunu öngören mikroalaşımlama gereksinimi doğrultusunda katılmıştır. Matriks toklaştırıcı element olarak kobalt tercih edilmiştir. Zırh çeliklerinin karbon miktarı, yani karbon ekivalenti (eşdeğeri) kaynaklanabilirlik özelliği doğrultusunda belirlenmiştir.

Temperlemede çökelti sertleşmesi bu çeliklerin ana sertleştirme mekanizması olarak kabul edilmiştir. Önceden verilen esaslar doğrultusunda yoğun sertleştirmenin krom ve molibden elementlerinin oluşturduğu M_2C türü ince karbür çökeltileriyle oluşması ve niob, vanadin ve titan elementleri ile de MC türü ince karbür çökeltileriyle bu sertliğin daha yüksek kararlılık doğrultusunda artırılması öngörülmüştür.

Tablo 7.1. Hedeflenen ve deneysel çalışmada kullanılan zırh çeliği kimyasal kompozisyonları.

Kimyasal kompozisyon, kütle - %					
Element	Hedef Bileşim	I. Deneysel	II. Deneysel	III. Deneysel	XH 129
C	0.2-0.3	0.27	0.20	0.24	0.24
Mn	0.10-0.20	0.12	0.14	0.14	0.69
Si	0.10-0.20	0.16	0.21	0.14	0.35
P	< 100 ppm	0.016	0.015	0.014	0.010
S	< 60 ppm	0.017	0.014	0.017	< 0.003
Cr	1.4-1.8	1.74	1.45	1.37	0.92
Mo	0.4-0.7	0.67	0.44	0.46	0.27
Nb+V+Ti	0.15-0.20	0.22	0.16	0.16	0.04
Co	1.5-5.0	4.88	3.02	3.21	...
Ni	0.39
B	+	+	+	+	...

7.2. Isıl İşlemlerin Belirlenmesi

Çalışmada öncelikli olarak uygun bir östenitleştirme sıcaklığı seçimi ile döküm sonrası elde edilen yapının tamamen östenitik bir hale getirilip sonrasında su verme işlemi ve temperleme doğrultusunda ideal mekanik özelliklerin elde edilmesi hedeflenmiştir. Bu amaçla çeşitli sıcaklık ve sürelerde farklı östenitleştirme ve temperleme gibi ısıl işlemler uygulanmıştır. Tablo 7.2' de birinci deneysel çalışmada uygulanan ısıl işlem detayları bir liste halinde verilmiştir. İkincil sertlik etkisinin gözlemlenebilmesi amacı ile 550-600 °C arasında temperleme işleminin yapılması uygun görülmüştür. Daha yüksek sıcaklıklarda temperleme işlemi, matriks içi ferrit latalarının ve çökeltilerin kabalaşması riski bulunduğundan dolayı tercih edilmemiştir.

Diğer taraftan birincil çalışmada veri ısıtım işlem serileri ve bu seriler sonrasında elde edilen mekanik özellikler doğrultusunda ikinci deneysel çalışma için tek bir ısıtım işlem belirlenmiş olup 930 °C’de normalizasyon tavlaması ve bunu takiben su verme sonrası 600 °C’de gerilim giderme tavlaması uygulanmıştır.

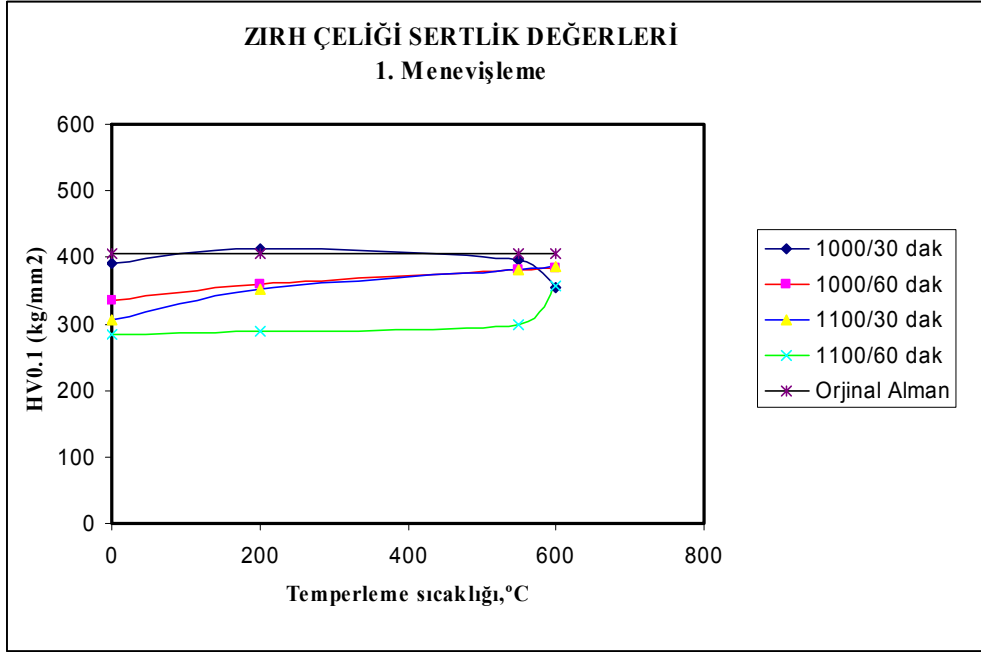
Tablo 7.2. Birinci deneysel çalışmada kullanılan ısıtım işlem özellikleri.

Östenitleştirme ısıtım işlemi		Temperleme ısıtım işlemi	
Sıcaklık, °C	Süre, dakika	Sıcaklık, °C	Süre, dakika
1000	30	200	60
1000	30	200	120
1000	30	200	180
1000	30	550	120
1000	60	600	60
1000	60	600	120
1000	60	600	180
1100	30	550	60
1100	30	550	180
1100	60	600	60

7.3. Mekanik Testlerin Uygulanması

Veri bir zırh çeliği açısından sertlik, mukavemet ve tokluk gibi mekanik özellikler balistik açıdan son derece önemli kavramlardır. Delinme mekanizması göz önüne alınacak olursa zırhın yeteri sertlikte ve buna paralel yeteri mukavemette olması arzulanırken kırılma/parçalanma söz konusu iken yeteri tokluğu da sahip olması istenir. Uygulanan ısıtım işleme bağlı olarak malzeme sertliğinde meydana gelen değişim orjinal Alman zırh çeliği ile kıyaslanarak açıklanabilir. Şekil 7.1-3 ise Tablo 7.1’de yer alan orjinal XH 129 zırh çeliği ile çalışmada esas alınan numunelerin uygulanan ısıtım işlemlerle sahip olduğu sertlikleri göstermektedir. Temperleme işlemi kademeli olarak gerçekleştirilmiş olup 1. menevişleme temperlemenin 1 saat, 2. menevişleme temperlemenin 2 saat ve 3. menevişleme temperlemenin 3 saat yapıldığını göstermektedir. Tablo 7.3-5 ise değişen temperleme süresine bağlı olarak elde edilen sertlik değerlerini her bir ısıtım işlem serisi için göstermektedir. Orjinal Alman zırh çeliği $404.6 \pm 9.0 \text{ kg/mm}^2$ seviyesinde sertlik değerine sahiptir. Standart sapma değeri oldukça düşük olup %2.2 ile çeliğin oldukça homojen olduğunu göstermektedir.

200 °C’de yapılan temperleme ısıl işleminde özellikle ε-demir karbürlerin ince çökelti halinde oluşması ile birlikte sertlikte meydana gelen artış dikkate değerdir. Bu tür bir faz, matriks ile koherent (uyumlu) bir arayüze sahiptir. Arayüzeyin uyumlu olması yöresel olarak gerinme oluşturmakta ve matriks içi sertliğin artışına kaynaklık teşkil etmektedir.



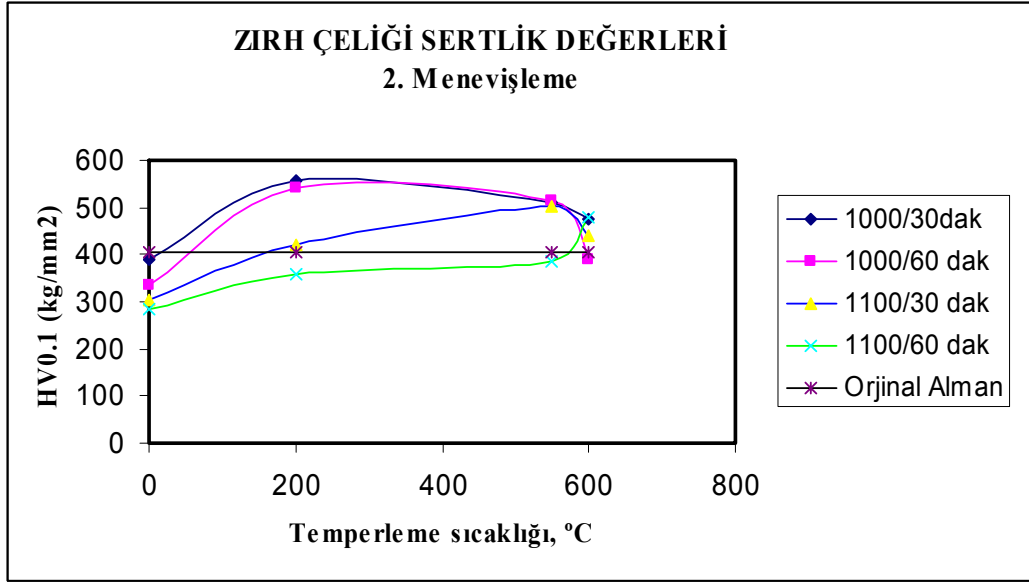
Şekil 7.1. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 1 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.

Tablo 7.3. Isıl işlem konuma göre 1 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.

Isıl İşlem Konumu	1. Menevişleme Sertlik Değerleri (kg/mm ²)			
	1000 °C/30dak	1000 °C/60dak	1100 °C/30dak	1100 °C/60dak
Su verilmiş	391	335	305	284
200°C Menevişleme	414	359	353	288
550°C Menevişleme	396	382	382	300
600°C Menevişleme	354	385	387	358

Bunun yanı sıra 550-600 °C sıcaklıklar ikincil sertleşmenin kazanılması için ideal sıcaklıklardır. Bu sıcaklık aralığında özellikle M₂C ve MC türü fazların oluşumları doğrultusunda yapıda kararlı karbür nedeni ile sertlik elde edilir. Bunun yanında daha da yüksek sıcaklıklara doğru M₆C, M₂₃C₆ ve M₇C₃ ve tipi karbür oluşumları da söz konusu olup ikincil sertleşme açısından, yani bu sıcaklıklarda ani sertlik düşüşünün engellenmesi açısından önemlilik arz ederler.

Tüm ısıt işlemler göz önüne alınacak olursa hedef bileşimli Alman zırh çeliğinin sahip olduğu sertlik değerine yakınlık herhangi bir ısıt işlem seçilerek saptanabilmektedir.



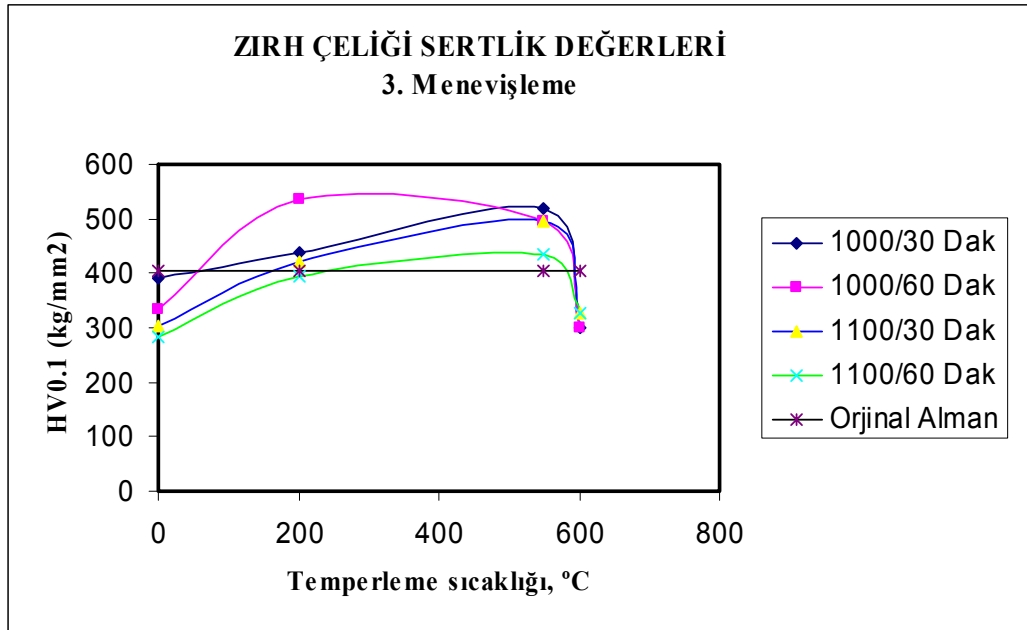
Şekil 7.2. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 2 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.

Tablo 7.4. Isıl işlem konuma göre 2 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.

Isıl İşlem Konumu	2. Menevişleme Sertlik Değerleri (kg/mm ²)			
	1000 °C/30dak	1000 °C/60dak	1100 °C/30dak	1100 °C/60dak
Su verilmiş	391	335	305	284
200 °C Menevişleme	559	540	420	358
550 °C Menevişleme	510	514	501	384
600 °C Menevişleme	476	388	441	481

Çalışmada değişen ısıt işleme bağlı olarak değişen sertlik değerlerinin elde edilmesine paralel olarak mukavemet, % uzama ve darbe tokluk değerleri de değişmektedir. Tablo 7.6 ise değişen ısıt işleme bağlı olarak haddelenmiş zırh çeliklerinin sahip olduğu mekanik özellikleri yer almaktadır. Tabloda yer alan darbe değerleri oda sıcaklığında yapılan bir seri numuneden elde edilen maksimum ve minimum değerleri ifade etmektedir. Sonradan yapılan fraktografik incelemelerde yüksek değerlerin, çatlakın haddelenme yönüne dik ilerlemesini sağlayan boyuna numunelerde, düşük değerlerin ise çatlakın haddelenme yönünde ilerlemesine imkan

veren enine numunelerde elde edildiğini gösterilmiştir. Çalışmada kullanılan çekme numuneleri TS 138 standartına ve darbe numuneleri ise TS EN 10045 standartına göre hazırlanmıştır. Bilindiği üzere mukavemet ve tokluk kavramları birbirine zıt kavramlardır. Yapılan testler sonrasında en yüksek mukavemetlerin elde edildiği ısıl işlemler, en düşük tokluk değerlerini de beraberinde getirecektir. Tabloda yer alan veriler üzerinde durulacak olursa özellikle 1000 °C, 60 dak. / 600 °C, 1-2 ve 3 saatlik sürelerde uygulanan ısıl işlemler iyi mukavemet ve tokluk değerlerinin yanında sertlik değerleri de sunmaktadır. Artan zaman bağlı olarak mukavemette meydana gelen azalma, kabalaşan ferrit lataları ile kabalaşan ikincil alaşım karbürleri ile ilişkilendirilebilir. Tüm bunların yanında yapıda varolan segregasyon ve kalıntılar da mekanik özellikleri negatif yönde etkileyecektir. Daha önceden Bölüm 5.2’de yer alan Tablo 5.4 göz önüne alınacak olursa deney çelikleri mekanik özelliklerinin özellikle Alman standartlarında yer alan XH 129 ve Amerikan Standartlarında yer alan MIL serisi zırh çeliklerinin sahip olduğu mekanik özelliklere yakınlığı söz konusudur.



Şekil 7.3. Isıl işlem konumuna göre zırh çelik numunelerine ait 3 saat temperleme sonrası elde edilen sertlik-temperleme sıcaklığı ilişkisi.

Tablo 7.5. Isıl işlem konuma göre 3 saatlik temperleme ile elde edilen sertlik değerleri.

Isıl İşlem Konumu	3. Menevişleme Sertlik Değerleri (kg/mm ²)			
	1000 °C/30dak	1000 °C/60dak	1100 °C/30dak	1100°C/60dak
Su verilmiş	391	335	305	284
200 °C Menevişleme	437	536	421	396
550 °C Menevişleme	520	494	494	434
600 °C Menevişleme	299	301	327	327

Tablo 7.6. Değişen ısıl işleme bağlı olarak deneysel zırh çeliğine ait mekanik özellikler.

Isıl işlem	Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	% uzama	Sertlik (kg / mm ²)	Darbe tokluk (Joule / cm ²)	
					maks.	min.
1000°C, 30 dak. / 200°C, 1 saat	1592	1726	8.3	414	42.9	24
1000°C, 30 dak. / 200°C, 2 saat	1455	1721	6.5	559	44.5	28.6
1000°C, 30 dak. / 200°C, 3 saat	1508	1727	6.08	437	22.75	20.7
1000°C, 30 dak. / 550°C, 2 saat	1198	1373	9.5	510	38	22.6
1000°C, 60 dak. / 600°C, 1 saat	1258	1345	6,9	385	63.4	30
1000°C, 60 dak. / 600°C, 2 saat	1128	1280	10.06	388	75	27
1000°C, 60 dak. / 600°C, 3 saat	1210	1310	6.1	301	59.6	30.8
1100°C, 30 dak. / 550°C, 1 saat	1290	1422	8.15	382	25.4	21.9
1100°C, 30 dak. / 550°C, 3 saat	1289	1457	8.81	494	50	22.9
1100°C, 60 dak. / 600°C, 1 saat	1294	1444	6.7	358	31.9	25

7.4. Mikroyapısal Karakterizasyon

7.4.1. Katılaşmanın thermocalc programı ile modellenmesi

Malzemenin mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri açısından sahip olduğu mikroyapı önemlilik arz eder. Mikroyapı veri bir malzemenin sahip olduğu en küçük birim olarak da tanımlanabilir. Malzeme mikroyapısı üzerine yapılan incelemeler araştırmacıyı hedeflenen sonuçlara götüren iyi bir araç olacaktır. Çalışmada kullanılan zırh çelikleri hızlı su verme ve sonrasında temperleme ısıl işlemine maruz bırakılmıştır. Su verme sonrası yapının atermal bir reaksiyon sonucu oluşan ve sert bir faz olan martenzitik dönüşümü arzulanırken dönüşüm sonrası tokluk kazancı açısından temperleme uygulanmıştır. Tüm bunlar uygulanırken mikroyapıda çok değişik oluşumların olması kaçınılmazdır. Çalışma birbirinden farklı veri kompozisyonlar doğrultusunda uygun ısıl işlemlerin seçilmesini içermektedir. Tablo 7.7 deneysel çalışmada seçilen matriks ve alaşım karbür oluşturu elementleri içeren kompozisyon ile birlikte değişen kobalt ve bor katkısının katılaşmaya olan etkilerinin irdelenmesine olanak vermektedir. Bu kompozisyonlar doğrultusunda denge konumunda katılaşmayı hesaplayabilen Thermocalc uygulamalarından yararlanılmıştır.

Tablo 7.7. Thermocalc hesaplamalarında kullanılan alaşım kompozisyonu.

Bileşim No	C	Si	Mn	Cr	Mo	Co	V	Nb	B
1	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	4.5	0.10	0.05	...
2	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	4.5	0.10	0.05	0.03
3	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	3.0	0.10	0.05	...
4	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	3.0	0.10	0.05	0.03
5	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	1.5	0.10	0.05	...
6	0.25	0.10	0.10	1.5	0.5	1.5	0.10	0.05	0.03

Thermocalc uygulaması termodinamik esaslara bağlı olarak denge konumunda belirli bir kompozisyon için seçilen malzemenin katılaşması sürecinde faz oluşumlarını gösterebilmekte ve hem faz miktarlarının hem de bu fazların denge kompozisyonlarının sıcaklık ile değişimini vermektedir. Tablo 7.8 ise hesaplamada öngörülen fazlar ile hesaplamalar sonucu oluşan fazları liste halinde vermektedir. Söz konusu fazlar belirli konsantrasyonlarda alaşım elementi içermekte olup belirli

sıcaklıklarda kararlı olarak bulunabilmektedir. Değişen sıcaklıklarda fazların kararlılığı da değişmektedir.

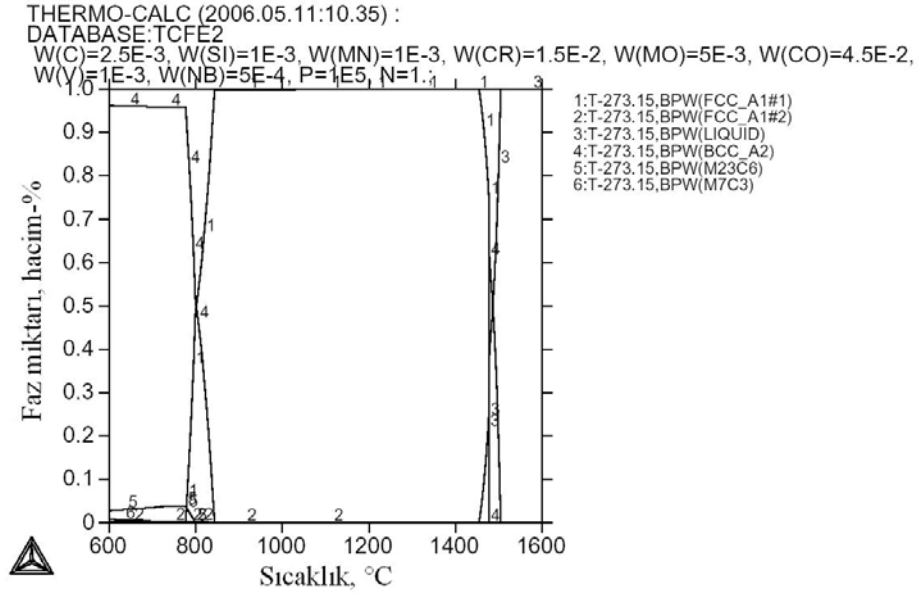
Tablo 7.8. Thermocalc hesaplamalarından elde edilen veriler.

Hesaplamalarda oluşacağı öngörülen fazlar									
sıvı	δ -Fe (hmk)	γ -Fe (ymk)	α -Fe (hmk)	grafit	Fe_3C	M_2B	M_2C	M_6C	$M_{23}C_6$
Hesaplamalar sonucu oluşan fazlar									
sıvı	δ -Fe (hmk)	γ -Fe (ymk)	α -Fe (hmk)	M_2B	M_7C_3	$M_{23}C_6$	MC		

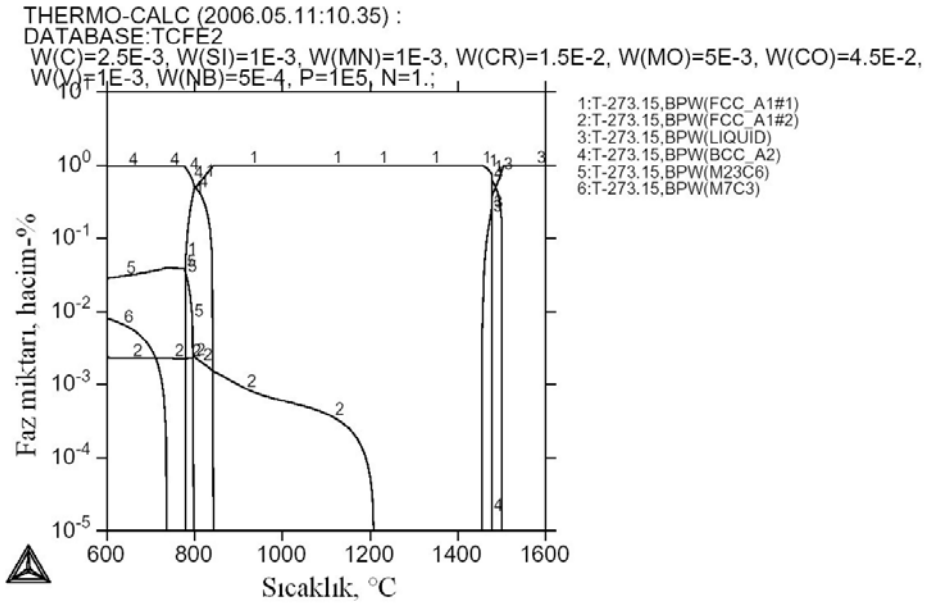
Şekil 7.4 Tablo 7.7’de sunulan 1 nolu kompozisyon doğrultusunda oluşan fazların sıcaklık-miktar ilişkisini göstermektedir. Katılaşma sıralamasının net olarak elde edildiği bu diyagramdan düşen sıcaklığa bağlı olarak faz oluşum ve dönüşüm hareketleri rahatça izlenebilir. Bu tür bir olgudan yola çıkılarak yaklaşık 1500 °C ve üzeri sıcaklıklarda sıvı faz kararlı konumdadır. Azalan sıcaklıkla birlikte 1500 °C’de katılaşma ile birlikte δ -ferritin oluşmaya başladığı ve bu oluşumun 1470 °C’de peritektik reaksiyonla östenite dönüşmeye başladığı ise açıktır. Bu konumda sıvı + δ \rightarrow γ reaksiyonu gerçekleşmektedir. Yaklaşık 1210 °C seviyesi sıcaklıklarda katılaşma sırasında interdendritik uzaylarda varolan sıvı fazdan γ + MC çökmesi (sıvı \rightarrow γ + MC) gerçekleşmekte olup birincil ötektik MC karbür oluşum söz konusudur. Şekilden de görüleceği üzere oluşan birincil MC karbür miktarı oldukça düşük seviyededir. Azalan sıcaklığa bağlı olarak katı hal dönüşümleri gerçekleşmekte olup östenitten ferrit oluşumu 850 °C seviyesinde başlamakta iken bunun yanında $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 türü karbürler sırası ile 800 °C ve 700 °C seviyesi sıcaklıklarda oluşabilmektedir. Oluşan bu ikincil karbür miktarları azalan sıcaklıkla birlikte azalma gösterirken birincil MC karbüründe miktarsal hafif bir artış vardır. Tüm faz ve dönüşümü ve karbür oluşumlarının sona erdiği sıcaklık olan 600 °C’de ise oluşan fazların yaklaşık olarak % 95’lik kısmı ferrit iken $M_{23}C_6$ için % 4 ve diğer iki faz olan MC için bu değer % 0.3 iken M_7C_3 için yaklaşık toplam % 0.7 seviyesindedir.

Şekil 7.5 ise 1 nolu kompozisyonda oluşan karbür miktarları için daha hassas bir aralıkta değişimi göstermektedir. Şekilde 2 nolu eğri birincil MC oluşumunu göstermekte olup oluşum yaklaşık olarak 1210 °C seviyesindedir. Başlangıçta düşük miktarda bulunan bu faz azalan sıcaklıkla birlikte giderek artmaktadır. Bunun yanında 5 nolu eğri $M_{23}C_6$ ve 6 nolu eğri M_7C_3 tipi ikincil karbürlere ait olup azalan

sıcaklıkla bu yapıların miktarlarıda önce her ikisi için artmakta iken daha sonrasında östenitin giderek tükendiği ve tamamen ferrite dönüşmeye başladığı konumda $M_{23}C_6$ maksimum konumda iken daha sonrasında giderek azalmaktadır. Azalan sıcaklıkla birlikte $M_{23}C_6$ karbürü çözünmekte, bunun yerine M_7C_3 karbürü çökelmektedir. Faz miktarları olarak değerlendirecek olursak yukarıda verilen değerler doğrultusunda sonuçlar rahatlıkla elde edilebilir.



Şekil 7.4. 1 nolu bileşim doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.



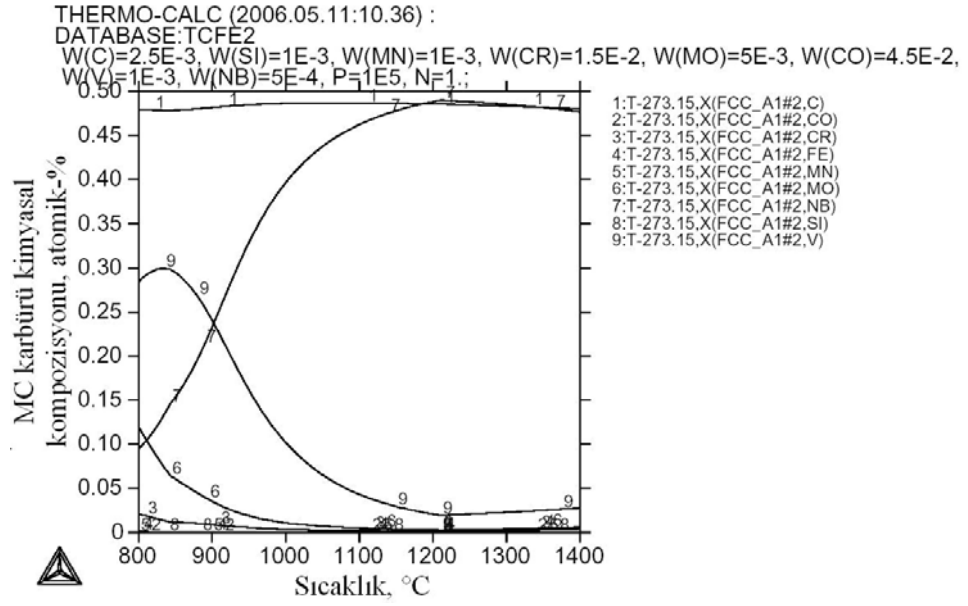
Şekil 7.5. 1 nolu bileşim doğrultusunda oluşan karbürlere ait miktar-sıcaklık ilişkisi.

Şekil 7.6, 7.7 ve 7.8 sırası ile 1 nolu bileşim söz konusu iken MC, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazları içerisinde yer alan elementleri atomik-% olarak göstermektedir. Şekil 7.6 göz önüne alınacak olursa birincil MC karbürü yaklaşık 1210 °C’de oluşmakta ve niobyumca zengin bir fazdır. Bu sıcaklıkta bileşimi atom-% olarak yaklaşık 45.7C, 45.5Nb, 3V olduğu açıktır ve hesaplanan faz bileşimi yaklaşık olarak $MC = (0.91Nb \ 0.06V)_{0.92}C_{0.91}$ ’ten oluşmaktadır. Karbür oluşumun bittiği 800 °C’de ise kimyasal bileşim atomik-% yaklaşık 46C, 28.5V, 9Nb, 12Mo, 3Cr, 1Co’dan oluşmaktadır. Nihai katılaşmadaki MC karbür miktarı ise $MC = (0.57V \ 0.18Nb \ 0.24Mo \ 0.06Cr \ 0.02Co)_{1.07}C_{0.92}$ ’ten oluşmaktadır. M ve C oranlarının 1 çıkmaması programın termodinamik hesaplamalarından kaynaklanmaktadır. Genelde MC karbürü çoğu durumda yapısında karbon eksikliği göstermektedir.

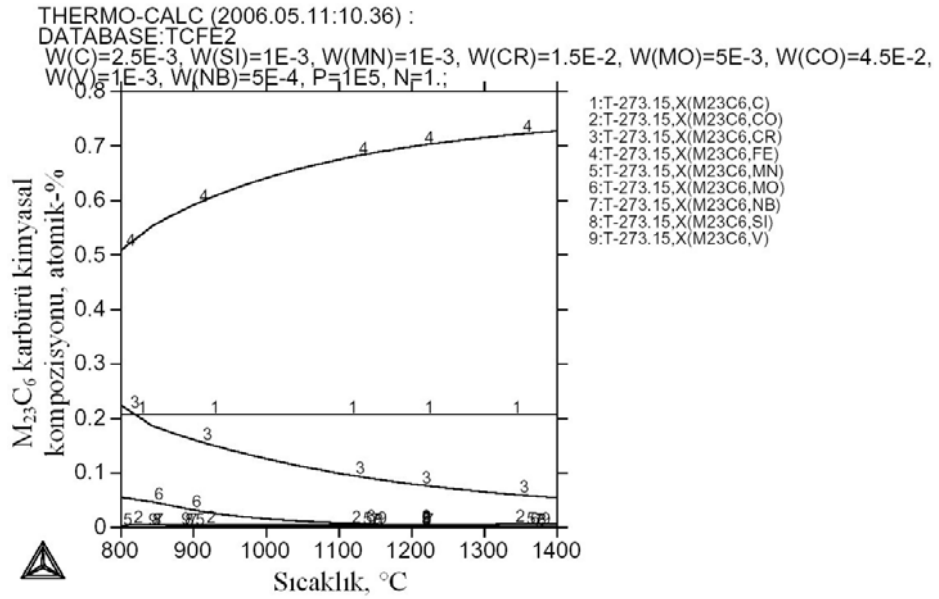
Şekil 7.7’de $M_{23}C_6$ tipi karbürünün oluşum sıcaklığı ile azalan sıcaklıkla beraber bileşimin değişimi gösterilmiştir. Bu tür karbürün oluşum sıcaklığı yaklaşık 800 °C seviyesindedir ve bu sıcaklıktaki bileşimi atomik-% olarak 21C, 51Fe, 22Cr, 5Mo, 1Co şeklindedir. Hesaplanan faz bileşimi yaklaşık olarak $M_{23}C_6 = (14.8Fe \ 6.4Cr \ 1.5Mo \ 0.3Co)_{23}C_{6.09}$ şeklindedir.

Şekil 7.8’de M_7C_3 türü karbür için oluşum sıcaklığı olan 700 °C seviyesinde kimyasal bileşimi atomik-% olarak 30C, 31.5Fe, 35Cr, 1.5V, 2 Mo’dur. Hesaplanan faz bileşimi ise yaklaşık olarak $M_7C_3 = (3.15Fe \ 3.5 \ Cr \ 0.15V \ 0.2 \ Mo)_7C_3$ şeklindedir.

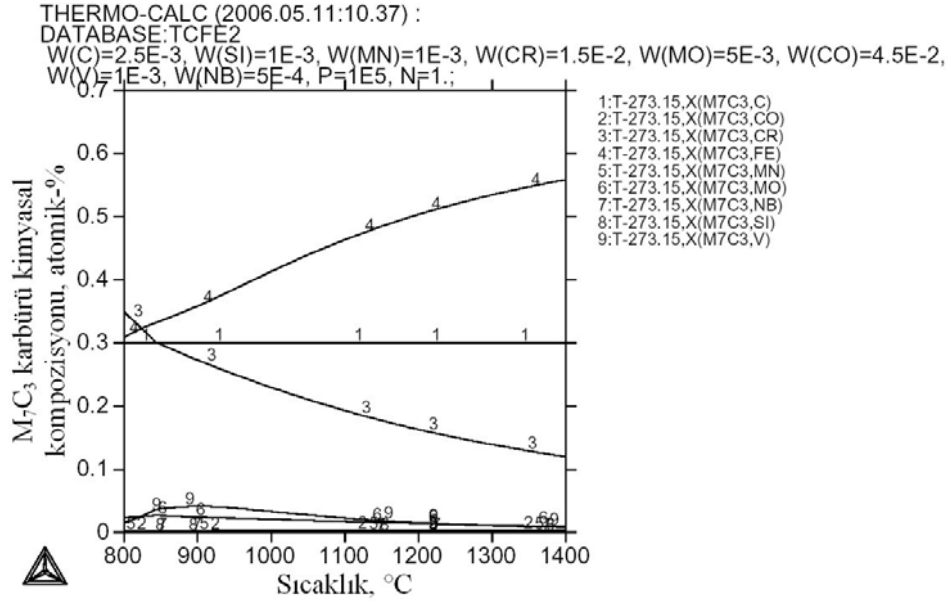
Şekil 7.9 ise MC, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 tipi karbür fazlarını maksimum konsantrasyonları açısından kıyaslamaktadır. Şekilden de görüldüğü gibi oda sıcaklığında konsantrasyon bakımından $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin oluşumu diğer karbürlere göre daha yüksektir. İlgili Thermocalc hesaplamaları göz önüne alarak veri bileşim doğrultusunda oluşacağı öngörülen karbür fazlarının hangi elementçe zengin olduğuna kolaylıkla karar verilebilmektedir. Bunun yanı sıra denge konumunda soğutmada yüksek sıcaklıklarda oluşum veya ısıtmada herhangi bir sıcaklıkta var olma göz önüne alınacak olursa ilgili fazı kompozisyon olarak değerlendirmek mümkündür.



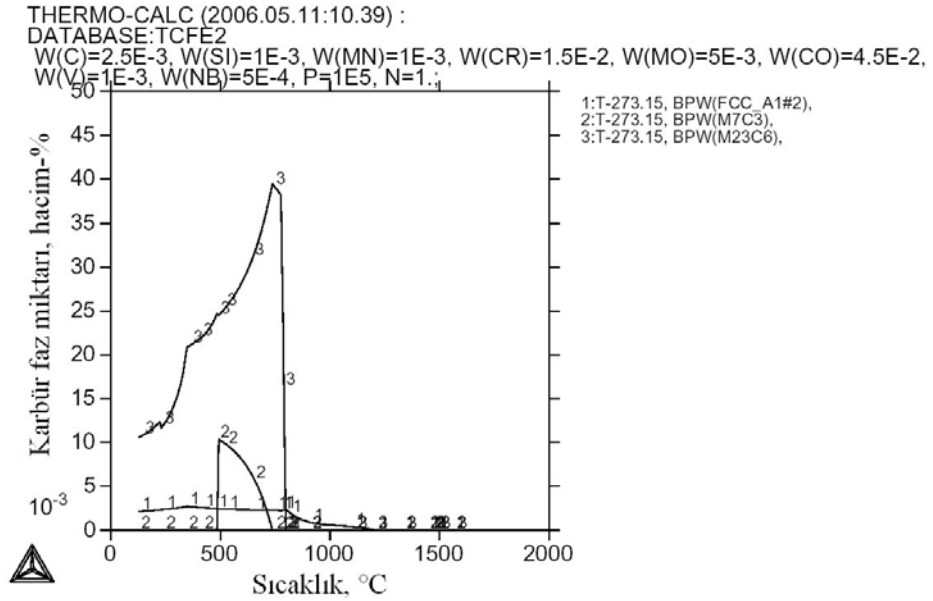
Şekil 7.6. 1 nolu bileşim için MC tipi karbür için yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.



Şekil 7.7. 1 nolu bileşim için M₂₃C₆ tipi karbür için yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.



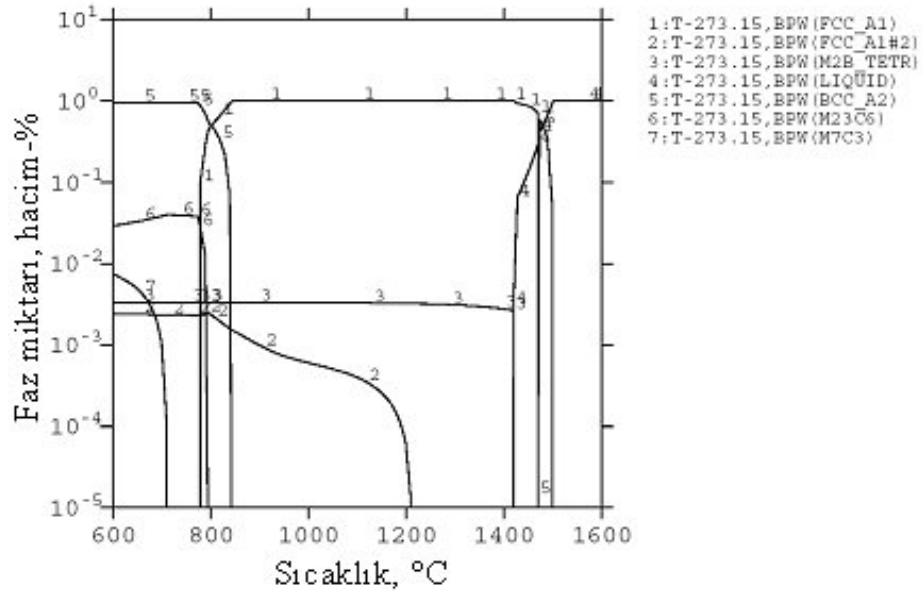
Şekil 7.8. 1 nolu bileşim için M_7C_3 tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.



Şekil 7.9. 1 nolu bileşim için MC, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 tipi karbürlerin oda sıcaklığında miktar-sıcaklık ilişkisine göre karşılaştırılması.

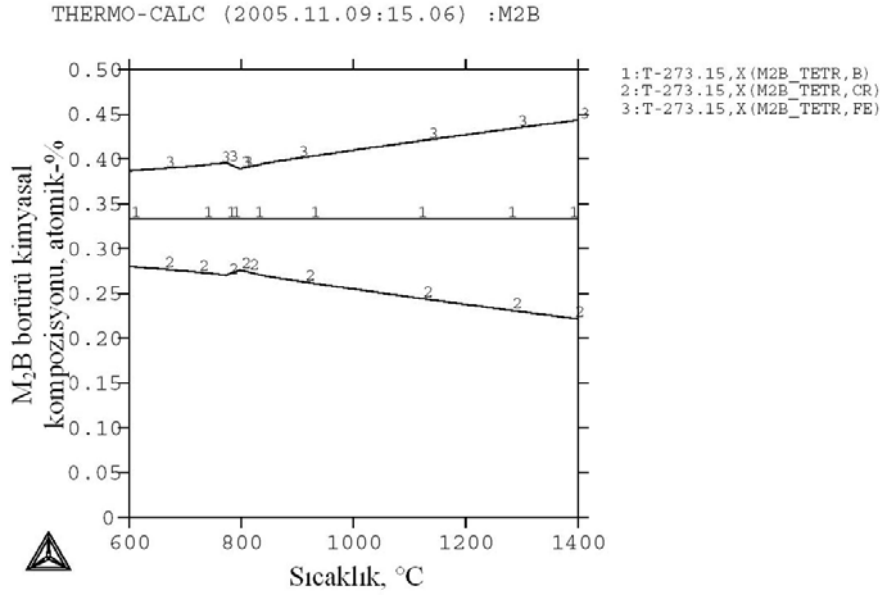
Şekil 7.10 2 nolu bileşimde sunulan kompozisyon doğrultusunda oluşan fazların sıcaklık-miktar ilişkisini göstermektedir. Bu bileşim birinci deneysel zırh çeliği bileşimine en yakın konumdadır. Şekilde 4 nolu eğri sıvı fazı ifade etmektedir. X-ekseninde verilen sıcaklık değeri dikkate alınacak olursa sıvı faz yaklaşık 1550 °C ve üzeri sıcaklıklarda stabil konumda olup katılma %100 sıvı fazdan başlamaktadır. Bu durum söz konusu iken y eksenindeki 10^0 ifadesi %100'e karşılık

gelmektedir. 1550 °C’de azalan sıcaklıkla birlikte hmk yapılı δ -Fe oluşmaktadır. Bunun yanında östenit (γ -Fe) fazı sıvı + $\delta \rightarrow \gamma$ türü bir peritektik reaksiyon göstererek 1400 - 1500 °C arası sıcaklık aralığında oluşabilmektedir. 1420 °C gibi bir sıcaklıkta ise birincil M_2B fazı oluşmakta olup tüm kompozisyon içinde yaklaşık olarak % 0.4 civarındadır ve bu kompozisyon azalan sıcaklıkla birlikte fark edilebilir bir değişim göstermemektedir. Bunun yanında 1210 °C seviyesindeki sıcaklıkta interdendritik uzaylarda mevcut sıvıdan östenitin yanında ötektik ikincil MC tipi karbür fazı oluşmakta olup azalan sıcaklıkla birlikte başlangıç oluşum kompozisyonuna göre artış göstermektedir. Bu faz yaklaşık olarak %0.3 civarındadır. 850 °C seviyesindeki sıcaklıklardan itibaren katı hal dönüşümleri başlamakta olup ferrit yapısı oluşmaktadır. Bu oluşumu takiben $M_{23}C_6$ tipi karbürler ise 800°C’ oldukça yakın sıcaklıklarda oluşmakta ve oda sıcaklığına kadar azalan sıcaklıkla birlikte kompozisyonu artmakta olup % 4 civarındadır. M_7C_3 tipi bir karbür ise 700°C’e yakın sıcaklıklarda oluşmakta ve kompozisyon olarak % 0.8 seviyesindedir. Tüm dönüşümler 600 °C seviyesindeki sıcaklıkta tamamlanmakta olup oda sıcaklığında matriks içerisinde yaklaşık olarak %94.5 ferrit, %0.4 M_2B primer, %0.3 MC sekonder, %4 $M_{23}C_6$ sekonder, %0.8 M_7C_3 sekonder yer alacaktır.



Şekil 7.10. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.

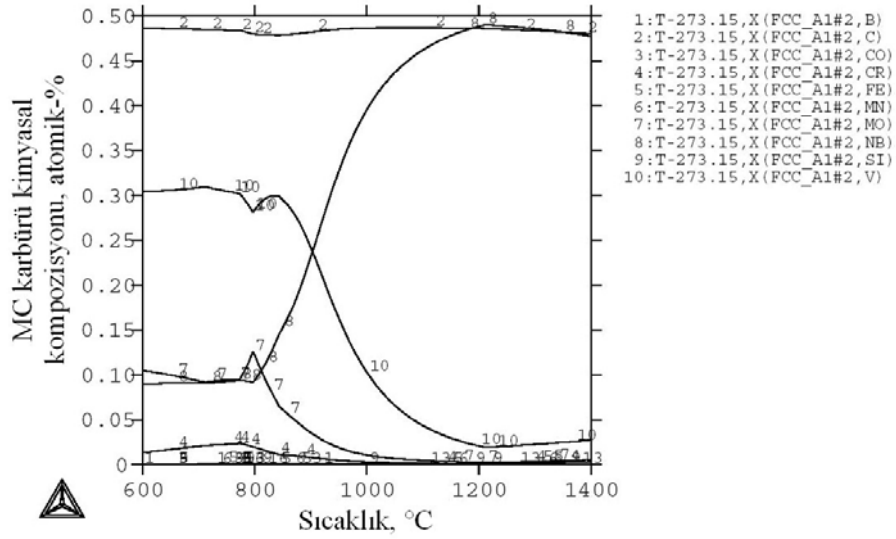
Şekil 7.11 katılaşmada yaklaşık 1420 °C sıcaklıklarda oluşmaya başlayan M₂B tipi borür yapısı için miktar-sıcaklık ilişkisini göstermektedir. Bu sıcaklıkta faz bileşimi yaklaşık olarak 33B, 23Cr ve 43Fe'den ibarettir. Bu konumda M₂B için hesaplanan faz bileşimi M₂B = (0.46Cr 0.86Fe)_{1.32}B_{0.6} şeklindedir. Tüm dönüşümlerin bittiği sıcaklık olan 600 °C seviyesinde ise faz miktarı atomik-% olarak 32B, 28Cr ve 38Fe'dir. Bu durumda hesaplanan faz bileşimi ise M₂B = (0.6Cr 0.8Fe)_{1.4}B_{0.6} şeklindedir.



Şekil 7.11. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M₂B tipi borür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.

Şekil 7.12 ise MC tipi bir karbürün gerek oluşum sıcaklığı gerekse de dönüşümlerin tamamlandığı sıcaklıklarda bileşimsel olarak hesaplanmasına olanak veren miktar-sıcaklık ilişkisini göstermektedir. MC tipi bir karbür için oluşum sıcaklığı 1210 °C seviye sıcaklıklardadır. Bu sıcaklıkta karbür içi elementleri göz önüne alacak olursak faz miktarı atomik-% olarak 48C, 49Nb ve 3V şeklindedir. Bu sıcaklık için MC karbürüne ait hesaplanan faz bileşimi ise MC = (0.98Nb 0.06V)_{1.04}C_{0.96}'dır. Dönüşümlerin tamamlandığı sıcaklık olan 600 °C sıcaklıkta ise faz miktarı atomik-% olarak 48C, 8Nb, 3.1V, 1.1Mo ve 0.2Cr iken hesaplanan faz bileşimi MC = (0.16Nb 0.62V 0.22Mo 0.04Cr)_{1.04}C_{0.96} şeklindedir.

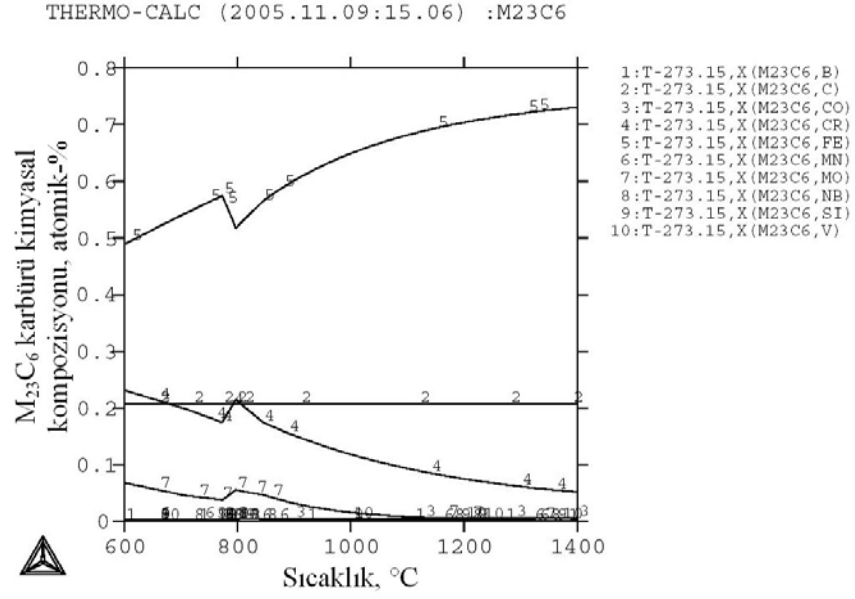
THERMO-CALC (2005.11.09:15.06) :MC



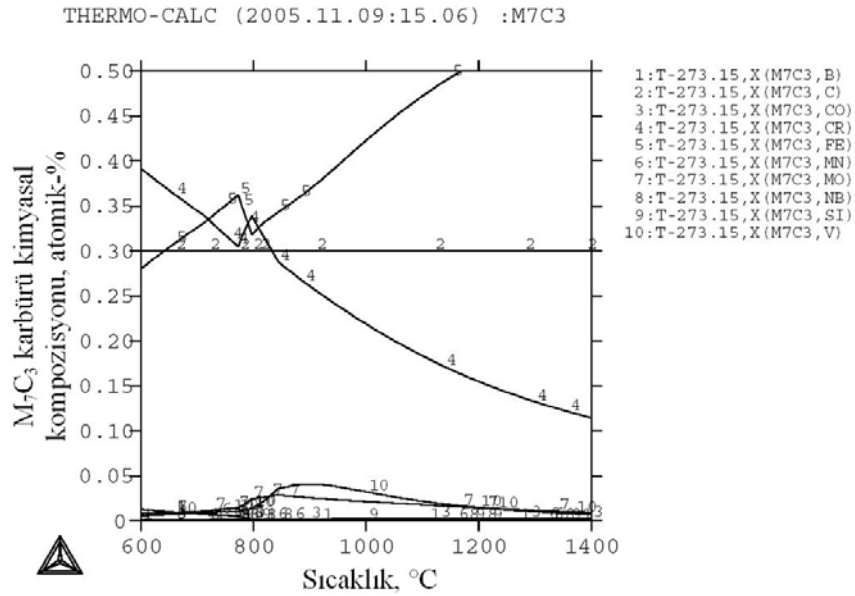
Şekil 7.12. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda MC tipi karbür için yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.

Şekil 7.13 ise $M_{23}C_6$ tipi karbüre ait miktar-sıcaklık ilişkisini ortaya koymaktadır. Bu fazın oluşum başlangıç sıcaklığı 800 °C sıcaklıklara yakın olmakla birlikte bu sıcaklıktaki faz miktarı atomik-% olarak 21C, 5Mo, 22Cr ve %52Fe olup bu faza ait hesaplanan bileşim ise $M_{23}C_6 = (1.45Mo\ 6.38Cr\ 15.1Fe)_{23}C_6$ şeklindedir. Ancak tüm dönüşümlerin tamamlandığı 600 °C sıcaklığında ise faza ait atomik-% miktarı 21C, 7Mo, 23Cr ve 49Fe olup hesaplanan faz bileşimi ise $M_{23}C_6 = (2.03Mo\ 6.67Cr\ 14.21Fe)_{23}C_6$ şeklindedir.

Şekil 7.14 ise M_7C_3 tipi bir karbür için faz miktarı-sıcaklık ilişkisini göstermektedir. Oluşum sıcaklığı olan yaklaşık 700 °C sıcaklıkta faz ait miktar atomik-% olarak 30C, 34Fe, 34Cr ve 2Mo olup bu sıcaklıkta faza ait hesaplanan bileşim $M_7C_3 = (3.4Fe\ 3.4Cr\ 0.2Mo)_7C_3$ şeklindedir. Aynı fazın 600 °C sıcaklıktaki faz miktarına atomik-% olarak ele alacak olursak 30C, 29Fe, 39.5Cr ve 1.5Mo olup hesaplanan faz bileşimi $M_7C_3 = (2.9Fe\ 3.95Cr\ 1.5Mo)_7C_3$ şeklinde bulunabilmektedir.

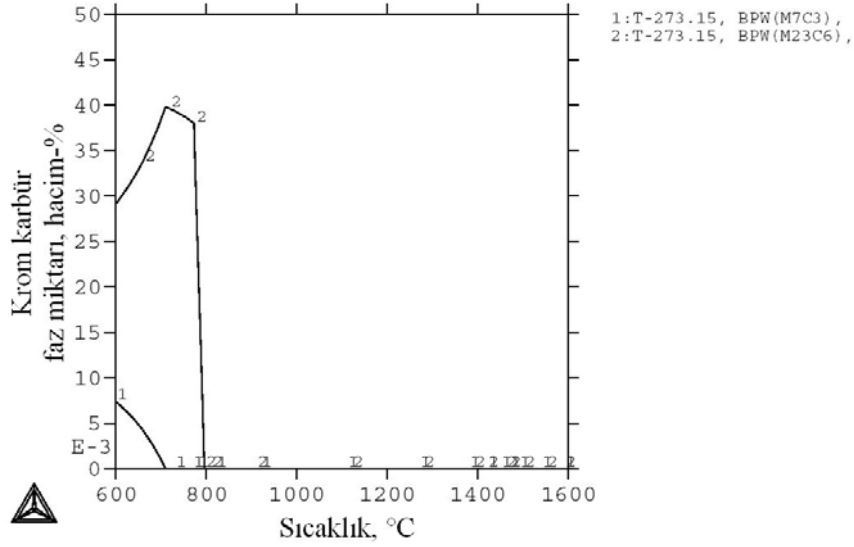


Şekil 7.13. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M₂₃C₆ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.



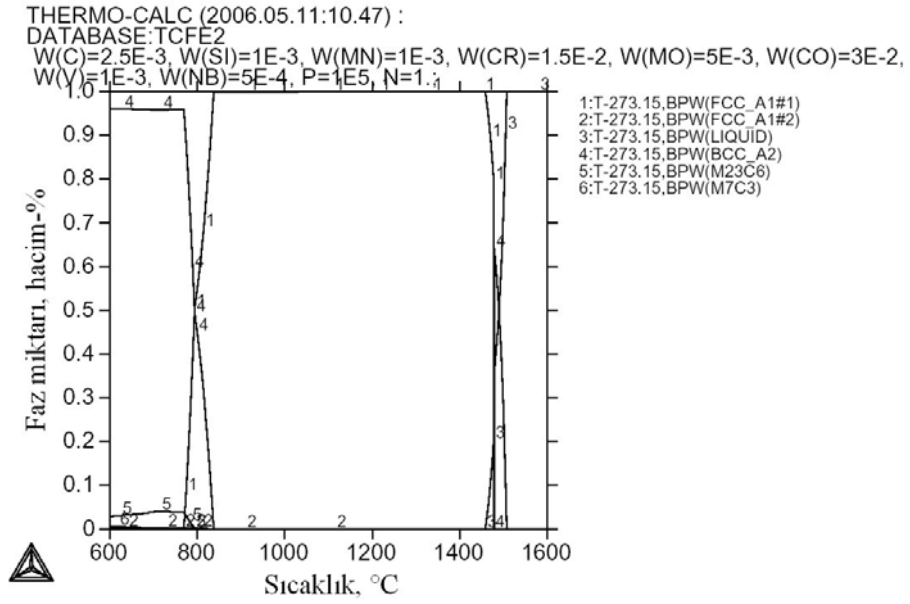
Şekil 7.14. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda M₇C₃ tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.

Şekil 7.15'den de görüldüğü üzere krom ve demirce zengin olan M₂₃C₆ ile M₇C₃ tipi karbürler oda sıcaklığında karşılaştırılacak olursa M₂₃C₆ tipi karbür diğer karbüre kıyasla daha fazla bulunmaktadır.

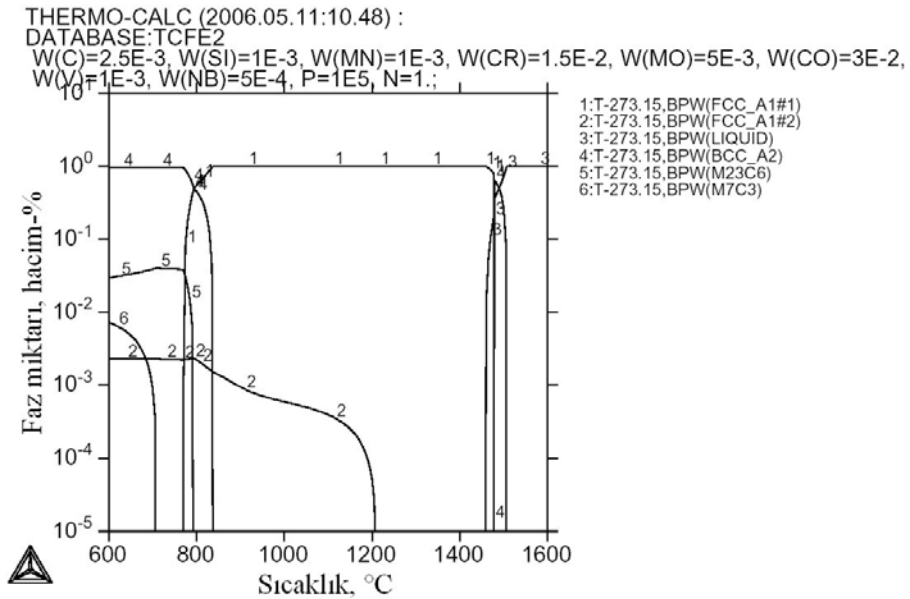


Şekil 7.15. 2 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda $M_{23}C_6$ ile M_7C_3 tipi karbür içi yer alan elementlerin atomik-% ile sıcaklık ilişkisi.

Değişen kobalt miktarına bağlı olarak denge konumunda katılaşma süresince oluşan fazlarda sıcaklık ve miktarsal açıdan değişimleri gözlemleyebilmek için değişik kompozisyonlar seçilmiştir. Şekil 7.16 3 nolu bileşime ait kompozisyon doğrultusunda oluşan fazlar için miktar-sıcaklık ilişkisini göstermektedir. Bu tür bir kompozisyonun seçilmesinde amaç azalan kobalt miktarına bağlı olarak ve bor katkısının olmadığı durumda östenit fazının oluşum aralığında ne tür değişimlerin gerçekleştiğini gözlemlemektir. Yaklaşık 1470 °C seviyesi sıcaklıklarda sıvı fazdan ilk olarak δ -Fe oluşmakta ve azalan sıcaklıklar birlikte sıvı ve bu oluşan birincil ferrit yapısından (δ -Fe) peritektik reaksiyonla östenit fazı oluşmaktadır. 1200 °C sıcaklığından itibaren ise ötektik MC birincil karbür oluşmaya başlamaktadır. Bu oluşum takiben katılaşma süresince katı hal dönüşümlerinden α -Fe 820 °C seviyesi sıcaklıklarda oluşmaktadır. $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 gibi alaşım ikincil karbürlerinin oluşum sıcaklıkları ise sırası ile 795 °C ve 710 °C'dir. Azalan kobalt miktarı ile birlikte katılaşma boyunca oluşması öngörülen fazların oluşum sıcaklıklarından bir miktar azalma vardır. Tüm bunların yanında faz miktarları irdelenecek olursa tüm reaksiyonların tamamlandığı sıcaklık olan 600 °C sıcaklıkta yapının %94.6'lık kısmı α -Fe iken geri kalan kısmını Şekil 7.17'de verilen ve özellikle $M_{23}C_6$, M_7C_3 ve MC tipi karbürlere yönelik miktar-sıcaklık ilişkisini daha iyi belirlememize olanak sağlayan diyagram yardımı ile %4 $M_{23}C_6$, %0.9 M_7C_3 ve %0.5 MC fazlarından oluştuğu belirlenmiştir.



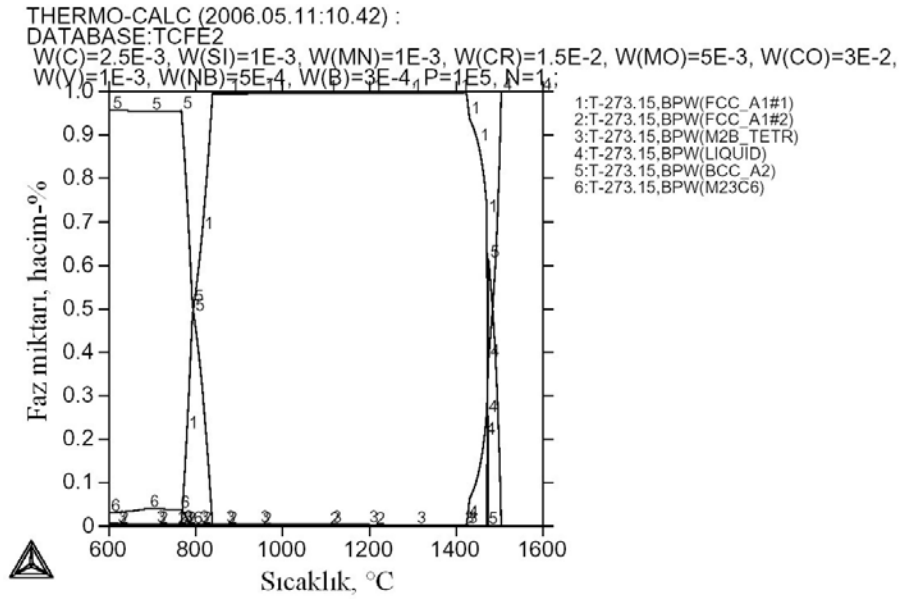
Şekil 7.16. 3 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.



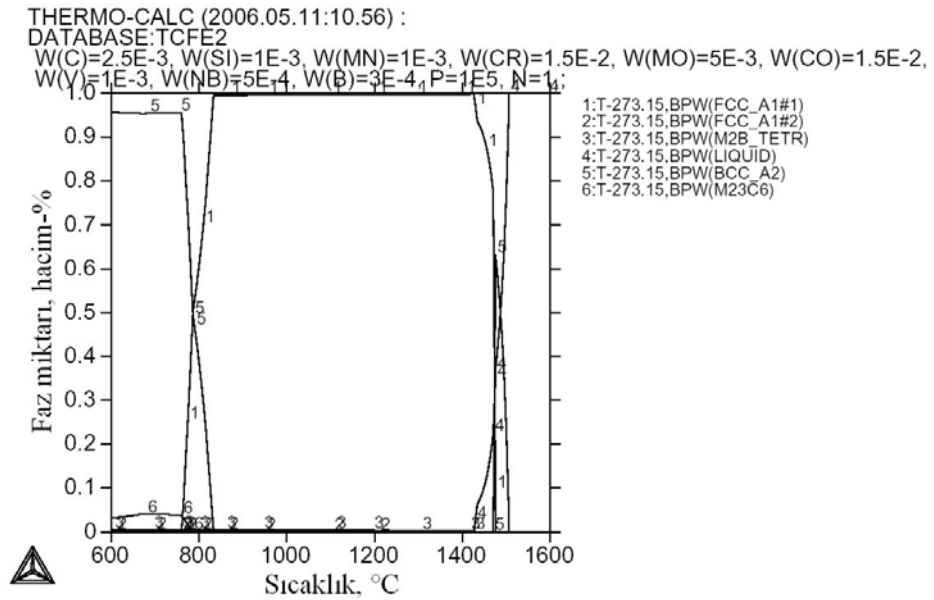
Şekil 7.17. 3 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda karbür oluşumlarına ait ayrıntılı miktar-sıcaklık ilişkisi.

Değişen kobalt miktarına bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda hmk ferritten ymk yapılı östenite olan dönüşümde meydana gelen değişimleri gözlemlemek amacı ile Şekil 7.18'de 4 nolu ve Şekil 7.19'da 6 nolu bileşimlere ait faz miktarı-sıcaklık ilişkisi verilmektedir. Bileşim kobaltın yanısıra bir miktar bor içermektedir. Azalan kobalt miktarına bağlı olarak yaklaşık olarak 1470 °C sıcaklıklarda gerçekleşen peritektik dönüşüm aralığı azalmaktadır. Bunun paralelinde azalan kobaltın doğrudan östenit

oluşumuna etki ettiği gözlemlenebilmektedir. Gerçekte kobalt östenit yapıcı bir element olup östenit faz aralığını genişletir.



Şekil 7.18. 4 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.



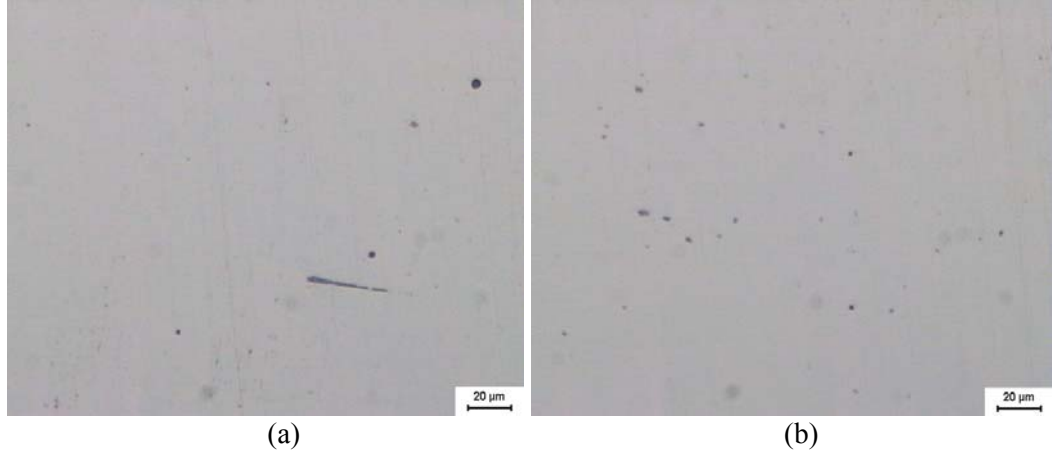
Şekil 7.19. 6 nolu bileşim kompozisyonu doğrultusunda faz oluşumlarının miktar-sıcaklık ilişkisi.

7.4.2. XH 129 Alman zırh çeliği ile karşılaştırma

Su verme sonrası oluşturulan martenzit oldukça sert bir faz olup kırılıgandır. Bu tür malzemenin tokluğunu arttırmak için uygulanan temperleme ısıl işlemleri nihai mekanik özellikler açısından önemlilik arz etmektedir. Çalışmada su verme sonrası oluşan yapılar bainit/temperlenmiş martenzit görünümündedir. Bu yapılar su verilmiş konumdaki martenzite göre daha az sertlikte olup yüksek tokluk özelliği sunabilmektedir. Çalışmanın bu kısmında öncelikli olarak birinci deneysel çalışmada ele alınan kompozisyonda dökülen zırh çeliklerin daha önceden belirtilen seviyede haddelenmesi ile oluşturulan plakaların değişen ısıl işlemler sonrasında sahip olduğu mikroyapı örnekleri ele alınacaktır. Daha sonrasında ise ikincil deneysel çalışmada seçilen kompozisyon ve ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapılar doğrultusunda bilgiler verilecektir.

Mikroskobik olarak incelenen numuneler metalografik olarak hazırlama kademesinde öncelikli olarak zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlem için öncelikli olarak 320 mesh ve sonrasında sırası ile 600, 1000 mesh'lik zımpara kağıtları seçilerek pürüzlülük giderilmiştir. Zımparalama aşamasından sonra 3µm boyutlu elmaslar ile incelenecek numune yüzeyleri parlatılmıştır. Mikroyapıdaki fazları ve faz dağılımlarını irdeleyebilmek için numuneler nital ile dağlanarak optik mikroskopta incelenmiştir.

Şekil 7.20 orjinal Alman zırh çeliğine ait parlatılmış numune yüzeyi görüntüsünü göstermektedir. Malzemenin kalsiyum enjeksiyon yöntemi ile iyi kükürt giderimi sağlanmak istenmesine rağmen yapı içerisinde MnS esaslı kalıntılar koyu gri partiküller olarak ve bazıları uzamış halde yer almaktadır. Bu yöreler mekanik özellikler açısından istenmeyen yöreler olup çatlak ilerleme yöreleri olarak aktif konumda olacak ve kırılma hasarına kaynaklık teşkil edecektir. Yapıda aynı zamanda küçük hacimli MC tipi karbür dağılımında gözlemlenmiştir (Şekil 7.21).

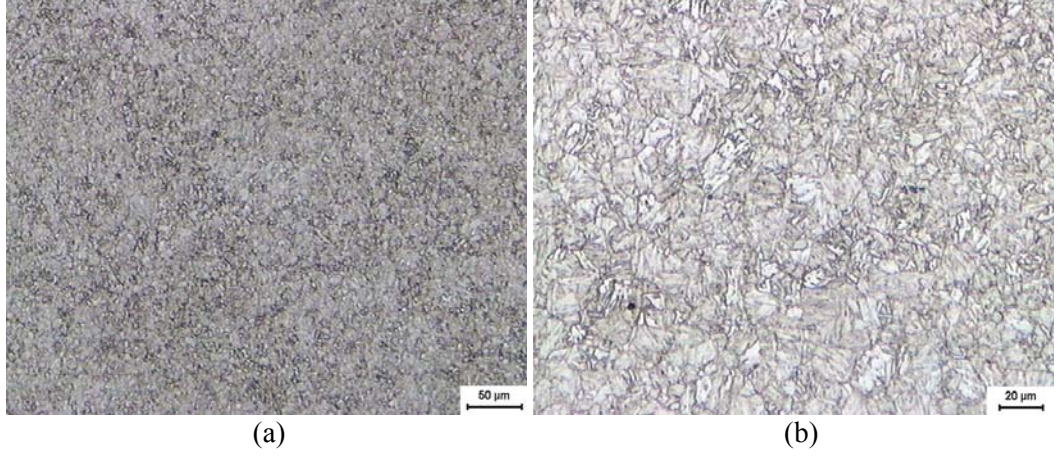


Şekil 7.20. Orijinal Alman zırh çeliğine ait parlatılmış konumdaki mikroyapılar. Yapıda uzamış (a) ve küresel (b) mangan sülfür taneleri dikkati çekmektedir, IM.



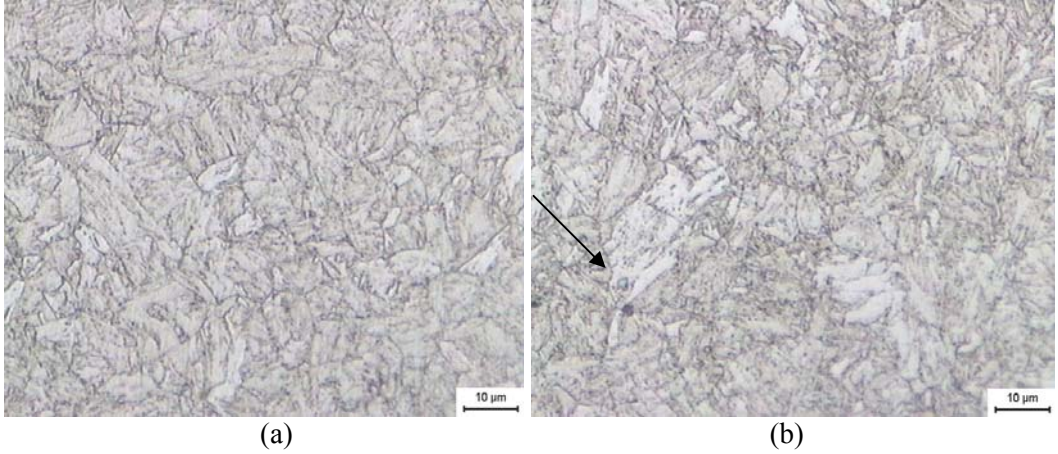
Şekil 7.21. Orijinal Alman zırh çeliğine ait parlatılmış konumda mikroyapı. Yapıda değişik morfolojilerde karbürler yer almaktadır, IM.

Orijinal Alman zırh çeliğinde su verme ve uygulanan ısı işlem sonrası elde edilen yapı lata tipi üst bainit/temperlenmiş lata tipi martenzit morfolojisi sergilemektedir. Şekil 7.22 bu tür bir olguyu mikroyapısal olarak değişik büyütme mikroyapı örnekleri ile göstermektedir. Şekil 7.23a ise aynı çeliğe ait daha yüksek büyütme görüntülerde ferrit latalarının yanısıra lata sınır ve içerisinde çökelen ince karbürleri göstermektedir. Literatürde yer alan çoğu TEM çalışması bu karbürlerin yoğun olarak lata arayüzeyleri ile lata içi dislokasyonlar üzerinde çekirdeklendiğini ortaya koymuştur. Şekil 7.23b de ise ok ile varolan küçük bir MC tipi karbür örneği gösterilmektedir.

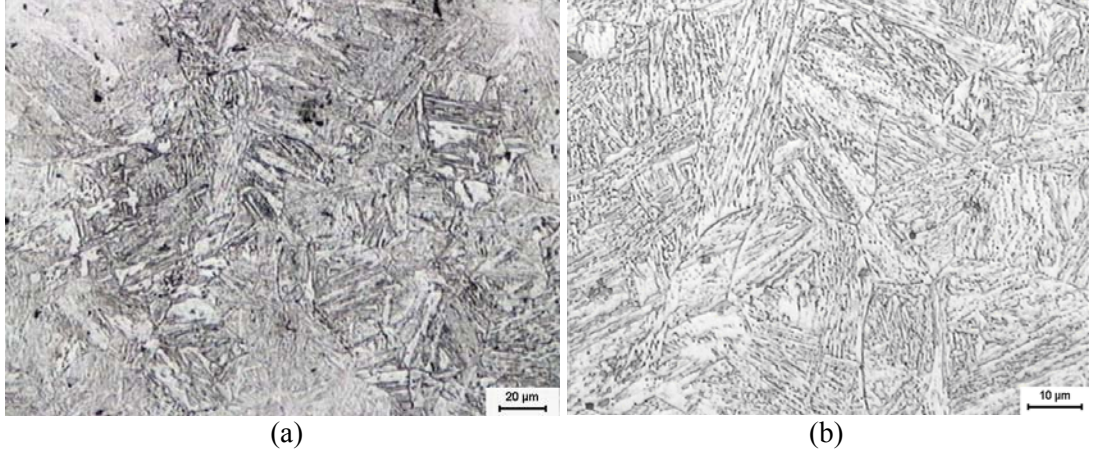


Şekil 7.22. Orijinal Alman zırh çeliğine ait nital ile dağlanmış konumdaki mikroyapılar. Yapı tipik bir üst bainit karakteristiği göstermektedir. Nital ile dağlama, IM.

Şekil 7.24a 1000 °C, 30 dak. /200 °C, 30 dak. ısıl işlem uygulanmış birincil deneysel kompozisyonlu zırh çeliğine ait mikroyapıyı göstermektedir. İlgili mikroyapı düşük sıcaklıkta ve sürede ısıl işlem görmesinden dolayı çok fazla dejenere olmamış bir bainit yapısını göstermektedir. Şekil 7.24b ise aynı çeliğe ait daha yüksek büyütme bir üst bainit/temperlenmiş martenzit mikroyapısı göstermektedir. Beyaz alanlar ferrit latalarını gösterirken çoğunlukla ferrit lata sınırlarında ve lata içi dislokasyonlarda çekirdeklenmiş ve büyümüş ince boyutlu karbürler yer almaktadır.

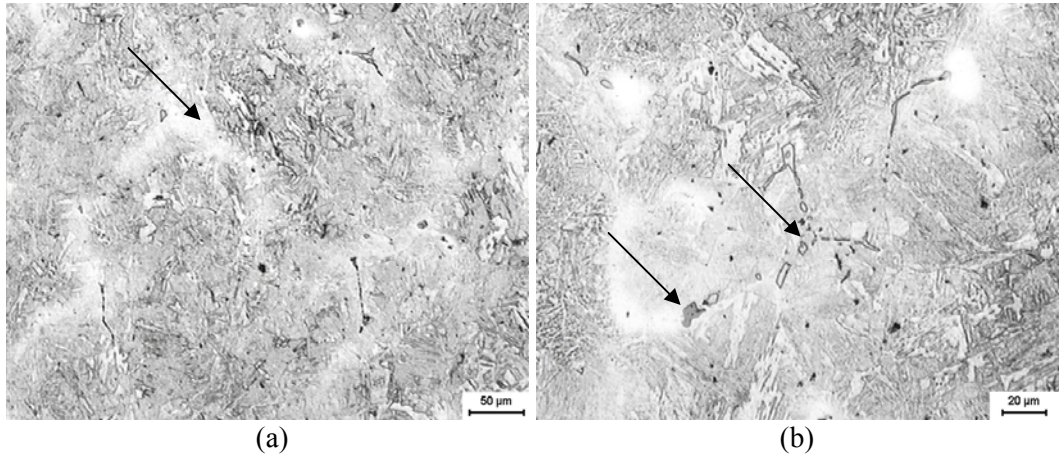


Şekil 7.23. Orijinal Alman zırh çeliğine ait dağlanmış konumda mikroyapılar; (a) Tipik mikroyapı ve (b) segregasyon nedenli oluşan bir karbür tanesi ok ucu ile gösterilmiştir. Nital ile dağlama, IM.

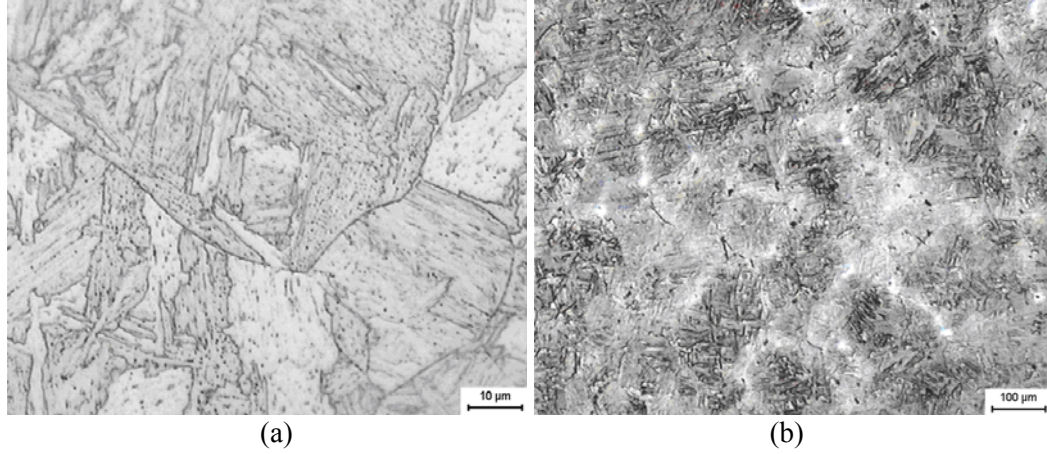


Şekil 7.24. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna ait çeliğin 1000 °C, 30 dak./200 °C, 1 saat ısıl işleme sonrası oluşturulan mikroyapıları. Nital ile dağlama, IM.

Şekil 7.25a'da ok ile gösterilen aydınlık alanlar yoğun segregasyon gösteren dendritlerarası uzayları işaret etmektedir. Segregasyon döküm koşullarında kaçınılmaz bir durum olup uygulamada mekanik özellikleri negatif yönde etkilediğinden istenmez. Bu tür alanlar herhangi bir çatlak ilerlemesinde düzensiz ve zayıf bağlantılarından dolayı öncelikli çatlak ilerleme yöreleri olarak davranacaktır ve çeliğin darbe altında gevrekleşmesine neden olacaktır. Bu yüksek segregasyonlu dendritlerarası bölgelerde katılaşmada MnS tanelerinin yanısıra interdendritik karbürler oluşmuştur. Şekil 7.25b ise segregasyon yörelerinde bu tanecikleri göstermektedir. Bu şekilde sol tarafta gri kontrastlı bir MnS taneciği ile sağ tarafta aydınlık kontrastlı ve muhtemelen dejenere $\gamma + MC$ ötektiğinin MC tanecikleri oklar ile gösterilmiştir.



Şekil 7.25. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000 °C, 30 dak. /200 °C, 1 saat ısıl işleme sonrasında oluşturulan mikroyapıları. Kükürtün yüksek miktarda olması ile birlikte segregasyon alanlarında bir artış söz konusudur. (a) segregasyon alanları (b) solda gri kontrastlı MnS ve sağda MC partikülleri. Nital ile dağlama, IM.



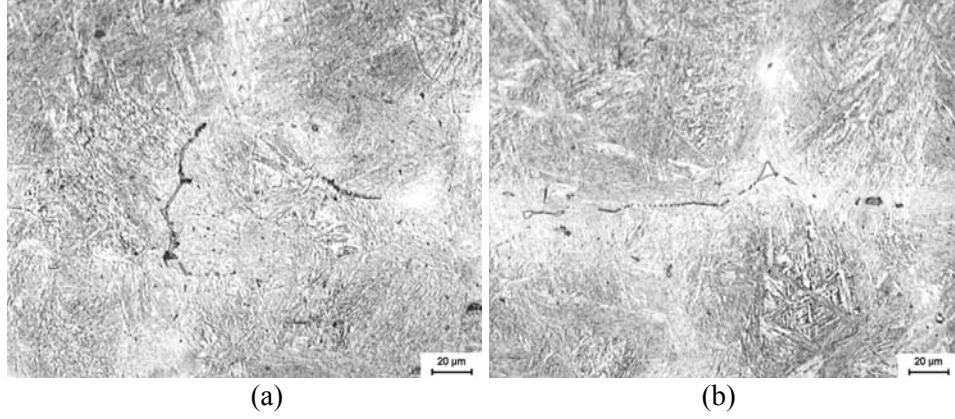
Şekil 7.26. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin (a) 1000 °C, 30 dak./600°C, 60 dak. ve 1000 °C, 60 dak./200 °C, 60 dak. ısıtılma sonrası oluşturulan mikroyapıları. Nital ile dağlama, IM.

Şekil 7.26a 1000 °C, 30 dak. /600 °C, 30 dak. ısıtılma uygulanmış deneysel zırh çeliğine ait bir başka görüntü örneğinde önceki östenit tane sınırlarında, ferrit latta sınırlarında ve latta içinde çökeltilen sekonder ince karbürler gözlenmektedir. Şekil 7.26b ise 1000 °C, 60 dak. /200 °C, 60 dak. ısıtılma uygulanmış zırh çeliğinde segregasyon alanlarını daha belirgin olarak göstermektedir.

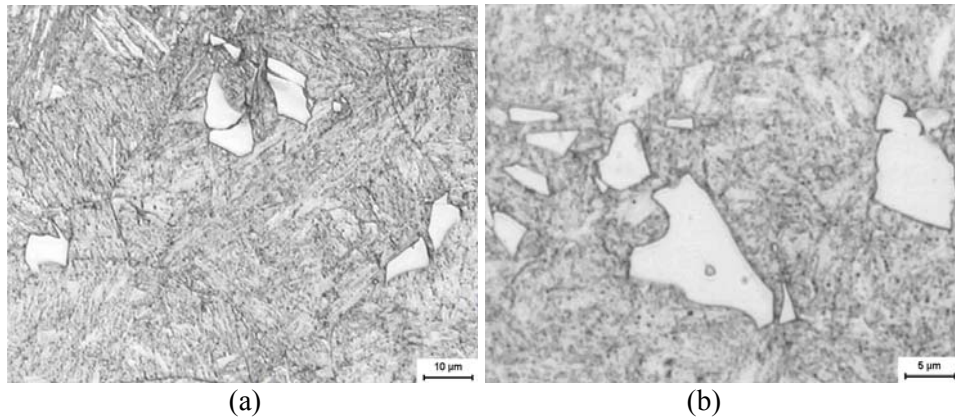
Şekil 7.27 ise 1000 °C, 60 dak. /600°C, 60 dak. ısıtılma uygulanmış zırh çeliğinde belirgin bir bainitik/temperlenmiş martenzitik mikroyapı düzeneği göstermektedir. Siyah noktalar halinde görülen yöreler ince karbür çökeltilerini göstermektedir. Şekil 7.28'de 1000 °C, 60 dak. /200 °C, 60 dak. ısıtılma uygulanmış deneysel zırh çeliğine ait mikroyapı örnekleri verilmiştir; burada karbür yapıcı alaşım elementlerince zengin MC tipi karbürlerden örnekler sunulmuştur. Şekil 7.29'da değişik ısıtılma uygulanmış deneysel zırh çeliğinde çözünmeyen ve oda sıcaklığı yapısında dahi stabil durumda var olabilen MC tipi karbürler yer almaktadır.



Şekil 7.27. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000 °C, 60 dak. /600 °C, 60 dak. ısıl işlemlenmesi sonrası oluşturulan yapıya ait enterferans kontrast görüntüsü. Nital ile dağlama, IM.

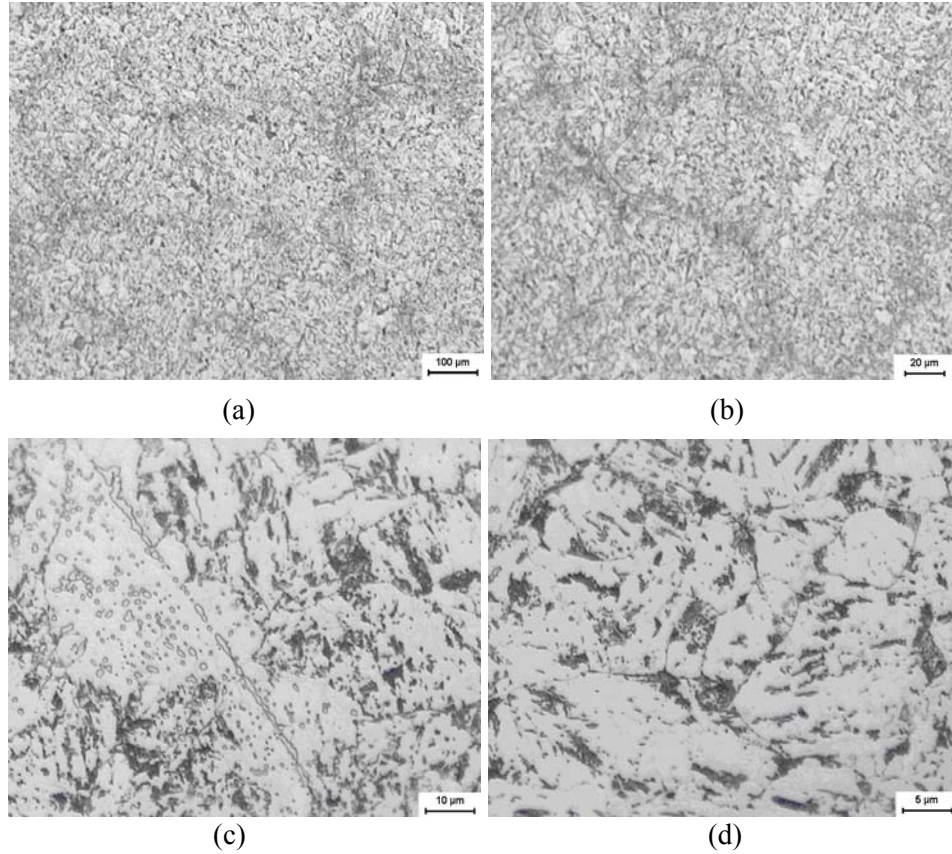


Şekil 7.28. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 1000°C, 60 dak. /200°C, 1 saat ısıl işlemlenmesi sonrasında oluşturulan matris ve alaşım karbür mikroyapıları. Nital ile dağlama, IM.



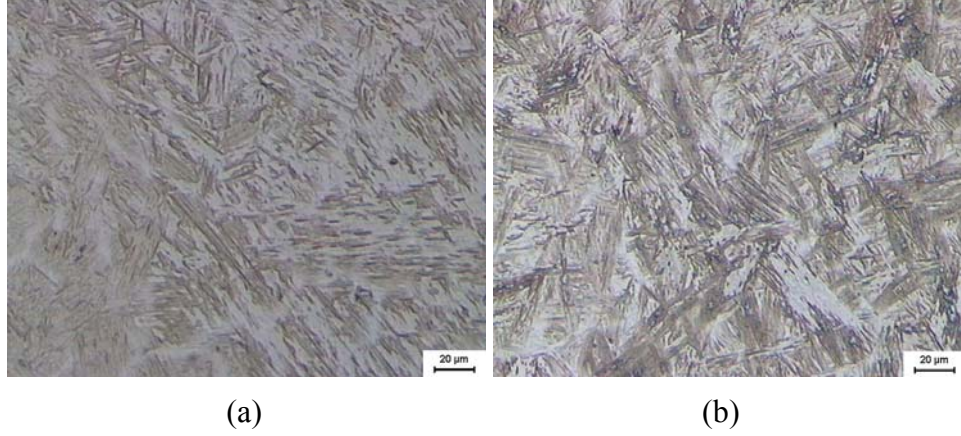
Şekil 7.29. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin (a) 1100 °C, 30 dakika / 550 °C, 3 saat ve (b) 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıl işlemlenmesi sonrasında oluşan mikroyapıları. Nital ile dağlama, IM.

Şekil 7.30 ise ikinci deneysel bileşime sahip zırh çeliğine ait değişik büyütmelelerdeki mikroyapı örneklerini sunmaktadır. Alaşım için 930 °C’de normalizasyon tavlaması ve akabinde 600 °C’de gerilim giderme tavlaması uygulanmıştır. Şekil 7.30a-b döküm sonrası yapıda oluşan segregasyon, matrikse göre daha koyu olan ve bir hat boyunca tane sınırı gibi ilerleyen yapı olarak görülmektedir. Şekil 7.30c matriks içerisinde varolan alaşım karbürlerinin tane sınırında zincirimsi şekilde olan görüntülerini içermektedir. Oluşan karbürlerin uygulanan gerilim giderme tavlaması sıcaklığında yüzey gerilimlerinden dolayı boğumlu bir hale gelip küreselleşmeye başladıkları belirgindir. Şekil 7.30d ise matrikse ait daha yüksek büyütmele bir mikroyapı örneğini göstermektedir. Yapıda koyu renkli olan alanlar ince bainitik bir yapıyı göstermektedir.



Şekil 7.30. İkinci deneysel zırh çeliği kompozisyonuna sahip çeliğin 930 °C’de normalizasyon + 600 °C’de gerilim giderme tavlamasının uygulanması sonrasında oluşturulan mikroyapı örnekleri. Nital ile dağlama, IM.

Şekil 7.31’de üçüncü deneysel zırh çeliğine ait mikroyapı örnekleri verilmiştir. Bu bileşimdeki zırh çeliği döküm sonrası tipik bainit/martenzitik karakteristiği sergilemektedir. Şekil 7.31a’da lata tipi bainit ve yer yer martenzit yapısı yer alırken Şekil 7.31b’de ise aydınlık alanlar bainit latalarını, koyu gri alanlar martenziti göstermektedir.



Şekil 7.31. Üçüncü deneysel zırh çeliğine ait mikroyapılar. (a) Lata tipi bainitin yanında yer yer martenzit fazı, (b) koyu alanlar tamamen martenzitik fazı göstermektedir. Nital ile dağlama, IM.

7.5. Fraktografik İncelemeler

Fraktografinin hedefi, kırılmış nesnelere analiz etme ve böylece oluşan kırılma yüzeyi topografisini nedenleri ve/veya kırılmanın temel mekanizmaları ile ilişkilendirmektir. Bu çalışmada sunulan ve fraktografinin Türkçe karşılığı olarak türetilen kırılma analizi, yoğun olarak yüksek ayırma gücü ile netlik derinliği kombinasyonu nedeniyle Tarama Elektron Mikroskopisi (Scanning Electron Microscopy; SEM) ile gerçekleştirilmiştir. Genelde SEM-fraktografi, hasar analizinin önemli bir parçası konumundadır. Hasarın saptanmasında direkt olarak tam açıklama getirebileceği gibi örneğin metalografi, sertlik vb. türü yöntemlerle de ortaklaşa kullanılarak daha detaylı bir açıklama elde edilir. Tarama Elektron Mikroskopundaki kırılma analizinin yoğun bir kısmı malzemelerdeki kırılma yüzeylerinde yapılan kırılma nedeninin saptanması çalışmalarını kapsar.

Balistik performans açısından malzemenin uygulanan darbe etkisi altındaki davranışı önemlilik arz eder. Bu açıdan bakıldığında darbe altında malzemenin sahip olduğu plastik şekil değiştirme kabiliyeti ve çatlak ilerlemesine karşı direnç gibi kavramlar

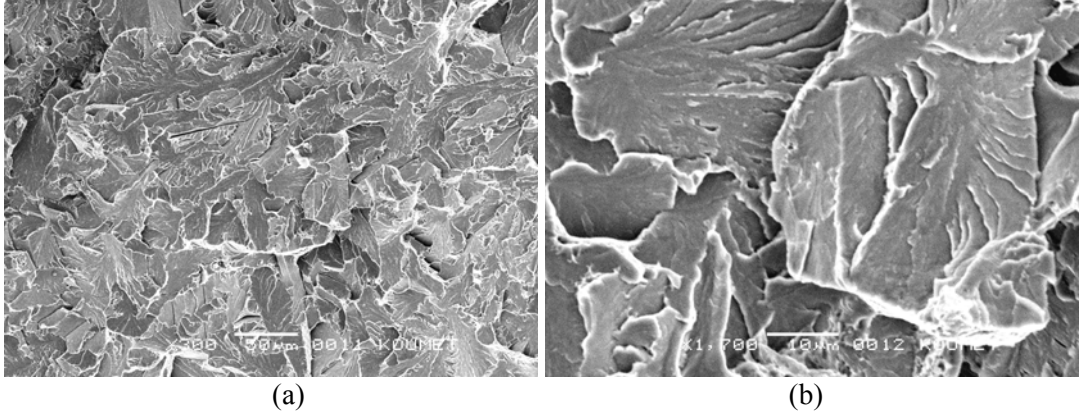
en önemli kavramlardır. Hasar yüzeyleri incelenerek çatlak yüzeyinin son kırılma yüzeyine göre konumu ve her iki yüzeyin büyüklüğü yardımıyla kırılma nedeni hakkında aşağıdaki ipuçları elde edilebilir:

- Zorlamanın türü
- Zorlamanın yaklaşık seviyesi
- Malzemenin çentik duyarlılığı

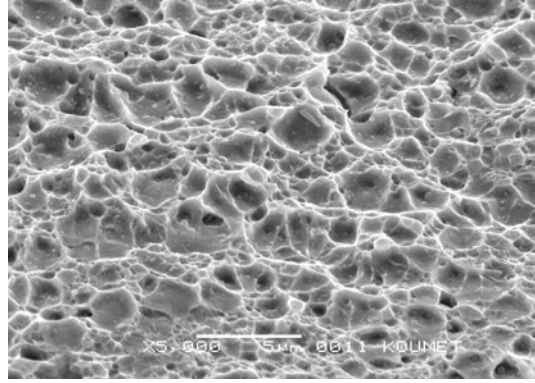
Esasta kırılma süreci, çatlak oluşumu (çatlak çekirdeklenmesi) ve çatlak büyümesi (çatlak gelişmesi) etaplarından oluşur. Çatlak oluşumunda yukarıda belirtilen parametreler önemli bir rol oynar. Çatlak ilerlemesi ise kesitin binen yükü kaldıramayacağı seviyeye kadar devam eder ve parçanın katastrofal kırılmasıyla sonuçlanır.

Gevrek kırılma taneleriçi (transkristalin) veya tanelerarası (interkristalin) olabilir. Taneleriçi gevrek kırılma bir tane içinde kristal düzlemlerinin ayrılması ile başlar ve bu şekilde tüm kesitte ilerler. Tane sınırları çökeltiler veya katışkılar nedeniyle gevrekleşmiş ise tanelerarası gevrek kırılma meydana gelebilir. Gevrek kırılma yüzeyi makroskopik olarak en büyük normal gerilmeye diktir. Şekil 7.32 1000 °C, 30 dakika / 200 °C, 3 saat ısıtılmış zırh çeliğine ait çekme numunesinde yeralan taneleriçi kırılma örneğini göstermektedir. Gevrek kırılma karakteristiği olarak düz kırılma yüzeylerinden bahsedilebilir.

Mikroskop altında sünek kırılma yüzeyleri petekli yapı görünüşleri ile tanınırlar. Teknik saflıktaki metallerde her zaman kalıntılar bulunur. Bunları çevreleyen malzemenin plastik şekil değişimi ile genişlemesinden boşluklar ortaya çıkar. Boşluk duvarlarının büzülerek kopması ile Şekil 7.33'de görülen çukurlar (petekvari yapı) oluşur. Bu çukurların dibinde çok kez metalik olmayan kalıntılara rastlanır. Petekli kırılmalar öncelikle taneleriçi olarak ilerler.

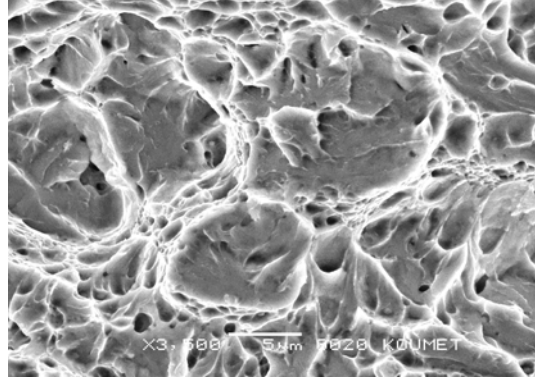


Şekil 7.32. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000°C, 30 dakika / 200°C, 3 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.



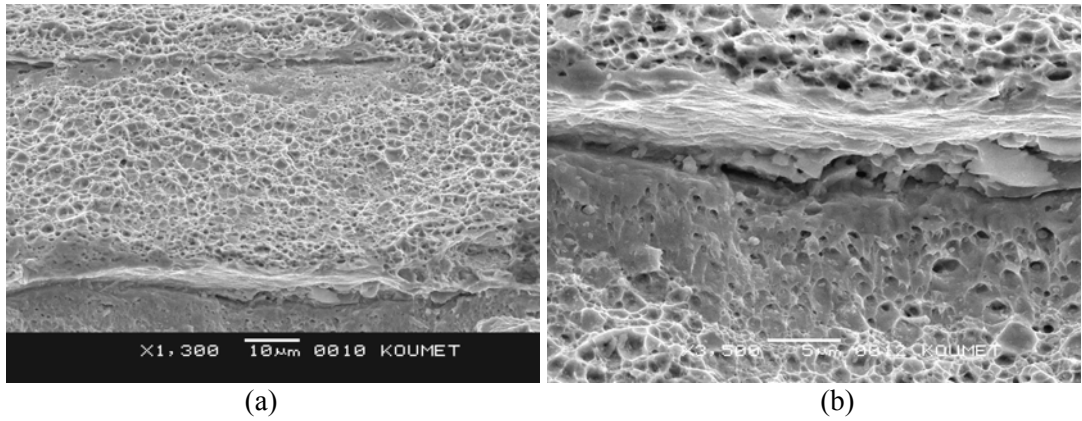
Şekil 7.33. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyi.

Bir kırılma yüzeyindeki boşlukların boyutu çekirdeklenen mikro boşlukların dağılımı ve sayısı ile ilişkilidir. Çekirdeklenme yöreleri yalnız birkaç tane ve geniş mesafeli ise mikroboşluk birleşmesi öncesi geniş bir boyuta büyürler ve sonuçta büyük boşluklara sahip olan bir kırılma yüzeyi oluşur. Küçük boşluklar birçok çekirdeklenme yöresi aktif olduğunda oluşur ve daha büyük boyuta büyüme fırsatına sahip olmadan önce mikroboşluklar birleşir. Mikroboşluk çekirdeklenme bölgelerinin dağılımı kırılma yüzey görünümünü büyük ölçüde etkiler. Bazı aşımelerde, çekirdeklenen partiküllerin uniform olmayan dağılımı ve yüklenme çevriminin başlangıcında çekirdeklenen ve büyüyen izole gözenekler çeşitli boşluk boyutu sergileyen bir kırılma yüzeyi oluşturur (Şekil 7.34). Mikroboşluklar tane sınırlarında çekirdeklendiğinde tanelerarası boşluk kopması meydana gelir.



Şekil 7.34. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 30 dakika / 200 °C, 3 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyi.

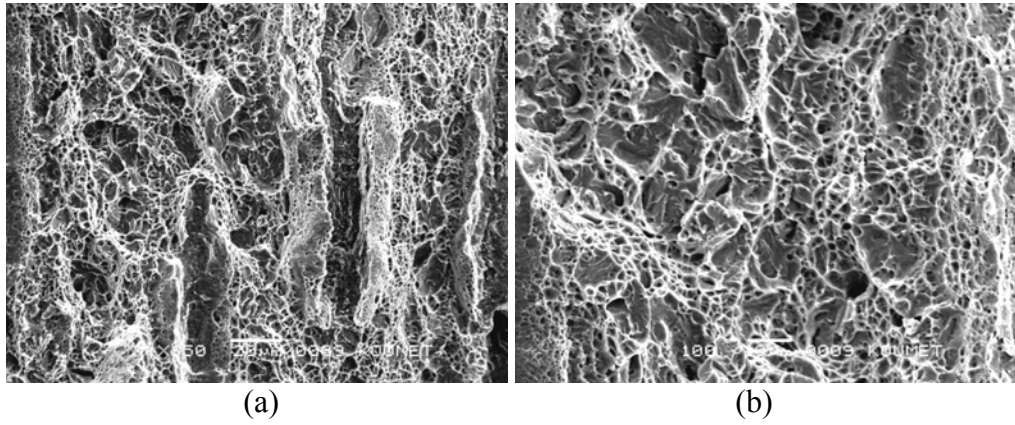
Malzeme içi segregasyon alanları mekanik özellikler açısından istenmeyen alanlardır. Döküm konumunda dendritik katılaşma ile birlikte segrege olan elementlerin çok yoğun olduğu interdendritik alanlar oluşmaktadır. Bu tür yöreler tane sınırlarına benzer olarak düşük plastik deformasyon kabiliyetine sahip olup gevrek davranış sergileyen yörelerdir. Şekil 7.35a bu tür bir olguyu –hadde yönü boyunca- elde edilen kırılma yüzeyinde açıklamaktadır. İnterdendritik alanlar gevrek kırılma karakteristiği olan düz yüzeylere sahip olurken dendritik alanlar interdendritik alanlara kıyasla daha tok davranıp kırılma sonrasında petekvari görümlü olacaktır. Şekil 7.35b ise bahsedilen bu gevrek-sünek geçiş alanını daha yüksek büyütme kırılma yüzeyinde açıkça göstermektedir.



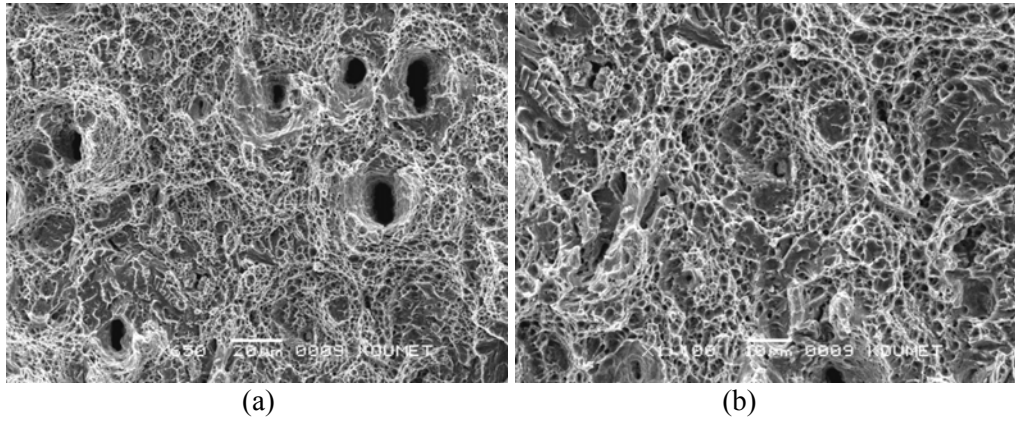
Şekil 7.35. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.

Fraktografik inceleme örnekleri çekme numunesinin boyuna konumu (hadde yönü doğrultusunda) için Şekil 7.36’da darbe numunesinin enine konumu (hadde yönüne dik) için Şekil 7.37’de verilmiştir. Her iki kırılma yüzeylerinin incelenmesi, kırılmanın arzulandığı gibi yoğun olarak tipik çökelti sertleşen matrikslere özgü bir

karakteristikte kuasi-tok (tok benzeri) gerçekleştğini göstermektedir. Ancak yer yer kalıntıların neden olduğu ve gevrek kırılmaya benzer bir karakteristikte olan MnS kalıntısı boyunca deformasyonsuz kırılma görölmektedir. Kırılmanın mangansülfür kalıntı satırlarına paralel olarak gerçekleştđi çekme numunelerinde bu olgu son derece net olarak görölmektedir. Kırılmanın kalıntı satırlarına dik olarak gerçekleştđi darbe numunelerinde ise kalıntılar yalnızca koyu dairesel bir konumda göröldüğünden yalnız bu deliklerin çevresinde ilgili oluşum görölmektedir. Çelik analizinden de göröldüğü gibi tokluğa öncelikli etki eden kükürt miktarı 170 ppm seviyesinde ve oldukça yüksektir.



Şekil 7.36. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C / 1 saat + 600 °C / 2 saat ısıtılmış çeliğin çekme numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.



Şekil 7.37. Birinci deneysel zırh çeliği kompozisyonlu ve 1000 °C / 1 h + 600 °C / 2 saat ısıtılmış çeliğin darbe numunesine ait SEM kırılma yüzeyleri.

BÖLÜM 8. SONUÇLAR VE İLERİ BAKIŞ

Günümüzde sivil ve askeri güvenlik kavramı söz konusu iken zırh malzemelerin kullanımı ve bunun paralelinde istenen özellikleri karşılamaından dolayı geliştirilmesi önemlilik arz etmektedir. Zırh çelikleri, seramik-metalik- polimer esaslı kompozit malzemelerin tümü bu ihtiyacın giderilmesi hususunda sürekli geliştirilmesi öngörülen malzemelerdir.

Bu çalışmada üzerinde durulan kavramlar ağırlıklı olarak fiziksel metalurjik esaslar doğrultusunda zırh çeliğinin geliştirilmesi ve performansa dayalı optimum mekanik özellikleri sağlamaıdır. Çalışma sonrasında elde edilen mikroyapı ve mekanik testler sonrasında aşağıda verilen sonuçlar elde edilmiştir.

- Yapılan birinci deneysel alaşım dizaynı doğrultusunda hedeflenen mekanik özellikler değişen ısı işlemler ışığında sağlanmıştır. Ancak yapıda hala yüksek oranda kükürtün bulunması ve bu doğrultuda MnS tanelerinin miktarının fazla olması ve deformasyonla uzamaları sonucu enine ve boyuna tokluk değerlerinde neredeyse % 100 seviyesinde fark olması ile yüksek çözündürme sıcaklıklarına çıkılamamış ve bunun sonucunda karbürlerin çözündürülememiş olması gibi problemler de kendini göstermiştir. Bu tür problemlerin gideriminin sağlanması ile birlikte daha verimli sonuçların alınması ise kaçınılmazdır.
- İkinci deneysel alaşım dizaynı ile yine ısı işleme bağı olarak optimum özellikte zırh çeliği üretimi hedeflenmiş ve bunun paralelinde XH 129 serisi içerisinde yer alan mikroyapı karakteristiğine benzer bir karakteristik elde edilmiştir. Bu durumda elde edilen mikroyapılardan yola çıkılarak istenen optimum mekanik özelliklerin eldesi kaçınılmazdır.
- Değişen kobalt miktarına ve bor katkı/katkısız bileşimler doğrultusunda uygulanan Thermocalc hesaplamaları ile denge konumunda katılaşma süresince oluşan tüm yapıların irdelenmesi sağlanmıştır. Böylelikle oda

sıcaklığına kadar matriks içerisinde varolan tüm fazlar hakkında miktarsal olarak da bilgi edinilmesi öngörülmüştür.

- Kırılma yüzeyi incelemeleri yoğun segregasyon alanları ile kalıntı yörelerinde gevrek bir kırılma karakteristiğini sergilediğini ve bu durumun zırh çeliğinin balistik performansını negatif yönde etkileyeceği görüşünü sunmaktadır. Bunun tam tersine matriks istenen süneklığe sahip olmakla birlikte herhangi bir darbe ile kırılmaya veya parçalanmaya karşı direnci ifade eden tokluk için ideal durumdadır. Bu açıdan bakıldığında gevrekleşmeye katkıda bulunan ve yukarıda detayları verilen unsurların giderilmesi halinde çalışmada üzerinde durulan zırh çeliği balistik performans açısından ideal konuma gelecektir.
- Yapılan bu çalışmada bor katkılı kompozisyon doğrultusunda sadece değişen ısıtma işlem koşulları altında geniş bir sertlik ve dolayısı ile mukavemet aralığında zırh çeliği üretimi sağlanmıştır. Bu tür bir olgu uluslararası standartlarda yer alan zırh çeliklerinin ülkemizde istenen kompozisyon, ısıtma işlem ayarlamalarının yapılması dahilinde sürekli olarak üretilebilirliğinin bir göstergesidir.

Zırh çeliğinin üretimi ve geliştirilmesi açısından günümüzde eşzamanlı olarak yapılan çoğu çalışmada ana hedef yeteri sertlik, tokluk ve performansın eldesidir. Bu açıdan bakıldığında yapılan bu çalışma istenen tüm bu mekanik özellikleri ve bu özelliklere etkisi olan kavram/meکانizma/prosesleme gibi etkenleri de göz önüne alarak irdelemektedir.

KAYNAKÇA

- [1] Lyman, T., ‘Metals Handbook’, *The American Society for Metals*, Ohio, USA, (1948).
- [2] Davis, J. R., Mills, K. M., Lampman, S. Zorc, T. B., ‘Properties and Selection : Irons, Steels and High-Performance Alloys’, *ASM Handbook, Vol.1*, Materials Park, Ohio/USA, (1991).
- [3] Atapek, H., Karagöz, Ş., Yılmaz, A., ‘Zırh Çelikleri ve Geliştirilmesi’, *3. Savunma Teknolojileri Kongresi*, ODTÜ-Ankara, 2006 (Bildiriler Kitabında basılacak).
- [4] Reed-Hill, R. E., ‘Physical Metallurgy Principles’, *Van Nostrand Reinhold Company*, USA, (1972)
- [5] Honeycombe, R. W. K., ‘Steels – Microstructure and Properties’, *Metallurgy and Materials Science Series*, UK, (1981).
- [6] Leslie, W. C., ‘The Physical Metallurgy of Steels’, *McGraw-Hill International Book Company*, USA, (1982).
- [7] Verhoeven, J. D., ‘Fundamentals of Physical Metallurgy’, *John Wiley & Sons*, Canada, (1975).
- [8] Davis, J. R., Davidson, G. M., Lampman, S. R., Zorc, T. B., ‘Heat Treating’ *ASM Handbook, Vol.4*, Materials Park, Ohio/USA, (1991).
- [9] Callister, W. D., ‘Fundamentals of Materials Science & Engineering’, *John Wiley & Sons, Inc.*, USA, (2001).
- [10] Bhadeshia, H. K. D. H., ‘Bainite in Steels – Transformations, Microstructure and Properties’, *The University Press*, Cambridge, UK, (2001).
- [11] Sangoy, L., Meunier, Y., Pont, G., ‘Steels for Ballistic Protection’, *Israel Journal of Technology, Vol. 24*, p. 319-326, (1988).
- [12] Ade, F., ‘Ballistic Qualification of Armor Steel Weldments’, *Welding Journal*, p. 53-58, September, (1991).
- [13] Jacobi, H., Baetinmann, H. J., Gronsfeld, J., ‘New Method of Determining the Cleanness of Unconventionally Rolled Cas Steel’, *Stahl Eisen, 108, (20)*, p. 54-66, (1988).
- [14] Matsubara, H., Osuka, T., Kozasu, I., Tsukada, K., ‘Optimization of Metallurgical Factors for Production of High Strength, High Toughness Steel Plate by Controlled Rolling’, *Transactions ISIJ, Vol. 12*, p. 435-443, (1972).

- [15] Manganello, S. J., Wilson, A. D., ‘Direct Quenching and Its Effects on High-Strength Armor Plate’, Int. Symp. Low Carbon Steels for the 90’s, Ed. R. Asfahani, G. Tither, *The Minerals, Metals & Materials Society*, p. 235-241, (1993).
- [16] “MIL-A-46100D(MR) - Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness”, *U. S. Military Specification*, (1988).
- [17] ‘MIL-A-12560H(MR) - Armor Plate, Steel, Wrought, Homogenous (For Use in Combat-Vehicles and for Ammunition Testing)’ *U. S. Military Specification*, (1990).
- [18] Thyssen Stahl AG, ‘Special High-Strength Quenched and Tempered Steel XH 129’, *Specification*.
- [19] Creusot-Loire, ‘Mars 190, Mars 240, Mars 270’, *Specification*.
- [20] Alloy Steel, ‘HY80, HY100’, *Specification*.
- [21] Gingell, A. D. B., Bhadeshia, H. K. D. H., Jones, D. G., Mawella, K. J. A., ‘Carbide Precipitation in Some Secondary Hardened Steels’, *J. Mater Sci.* **32**, p. 4815-4820, (1997).
- [22] Fischmeister, H., Liem, I., Karagöz, Ş., ‘Carbide Analysis in High Speed Steels with the Analytical Scanning Transmission Electron Microscope (STEM-EDS)’, *Prakt. Metallografie*, **25**, p. 568-577, (1988).
- [23] Fischmeister, H., Karagöz, Ş., Andren, H. O., ‘An Atome Probe Study of Secondary Hardening in High Speed Steels’, *Acta Metall.*, **36**, p. 817-825, (1988).
- [24] Andren, H. O., Karagöz, Ş., Cai Guang-Jun, Lundin, L., Fischmeister, H. F., ‘Carbide Precipitation in Chromium Steels’, *Surface Science*, **246**, p. 246-251, (1991).
- [25] Karagöz, Ş., Fischmeister, H. F., Andren, H. O., Cai-Guang Jun, ‘Microstructural Changes During Overtempering of High Speed Tool Steels’, *Metall. Trans.*, **23A**, p. 1631-1640, (1992).
- [26] Karagöz, Ş., Andren, H. O., ‘Secondary Hardening in High Speed Steels’, *Z. f. Metallkunde*, **83**, p. 386-394, (1992).
- [27] Baykara, T., ‘Zırh Teknolojileri : Genel Bir Bakış’, *Zırh Teknolojileri Semineri*, Milli Savunma Bakanlığı Ar-Ge & Teknoloji Daire Başkanlığı, Ankara, Mart, (2005).
- [28] Soykan, H. Ş., Aslanoğlu, Z., Karakaş, Y., ‘Zırh Çeliklerinin Metalurjisi’, *Erdemir Semineri*, (2005).
- [29] Uygun, H., Yurtseven, H., Yumak, İ., ‘Zırh Test Yöntemleri ve Merkezleri’, *Zırh Teknolojileri Semineri*, Milli Savunma Bakanlığı Ar-Ge & Teknoloji Daire Başkanlığı, Ankara, Mart, (2005).

- [30] Karagöz, Ş., ‘Zırh Çelikleri’, *Zırh Teknolojileri Semineri*, Milli Savunma Bakanlığı Ar-Ge & Teknoloji Daire Başkanlığı, Ankara, Mart, (2005).
- [31] Crouch, I. G., “Metallic Armour-from Cast Aluminium Alloys to High-Strength Steels”, *Materials Forum*, **12**, p. 31-37, (1988).
- [32] Børvik, T., Langseth, M., Hopperstad, O. S., Malo, K. A., ‘Ballistic Penetration of Steel Plates’, *Int. J. Impact Engineering*, **22**, p. 855-886, (1999).
- [33] Srivathsa, B., Ramakrishnan, N., ‘Ballistic Performance Maps for Thick Metallic Armour’, *Journal of Materials Processing Technology*, **96**, 81-91, (1999).
- [34] Durmuş, A., Büyük, M., Musayev, E., Ülkü, S., ‘Soğuk Şekillendirme Sacının Balistik Darbe Etkisindeki Performansının Belirlenmesi’, **2. Savunma Teknolojileri Kongresi**, ODTÜ-Ankara, (2004).
- [35] Mills, K., Davis, J. R., Destefani, J. D., ‘Fractography’, *ASM Handbook*, **Vol. 12**, Materials Park, Ohio/USA, (1987).

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Adana'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Adana'da tamamladı. 1998/1999 eğitim-öğretim yılında kaydolduğu Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji & Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2002/2003 eğitim-öğretim yılında Metalurji & Malzeme Mühendisi ünvanı alarak mezun oldu. 2003/2004 eğitim-öğretim yılında ise Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji & Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı. 2004 yılından beri Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji & Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.