

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÖKÜM PROSES PARAMETRELERİNİN YÜKSEK
MANGANLI ÖSTENİTİK ÇELİKLERİN
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Uğur GÜROL

Enstitü Anabilim Dalı

**: METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**

Tez Danışmanı

: Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ

Temmuz 2020

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÖKÜM PROSES PARAMETRELERİNİN YÜKSEK
MANGANLI ÖSTENİTİK ÇELİKLERİN
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Uğur GÜROL

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 16 / 07 /2020 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

**Prof. Dr.
Süleyman Can KURNAZ
Jüri Başkanı**

**Prof. Dr.
Şenol YILMAZ
Üye**

**Dr. Öğr. Üyesi
Erdal KARADENİZ
Üye**

**Prof. Dr.
Salim ASLANLAR
Üye**

**Dr. Öğr. Üyesi
Mustafa AKÇİL
Üye**

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Uğur GÜROL

16.07.2020

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimimden bu yanda değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren ve kendisi ile çalışmaktan onur duyduğum değerli danışman hocam Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ'a teşekkürü bir borç bilirim. Tez çalışmalarım boyunca bilimsel konularda her zaman yardımlarını gördüğüm hocalarım sayın Dr. Öğr. Üyesi Mustafa AKÇİL ve Dr. Öğretim Üyesi Mehmet UYSAL'a şükranlarımı sunarım.

Doktora çalışmalarım boyunca tesisin tüm imkanlarını bana sunarak maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen Silvan Sanayi A.Ş. Teknik Müdürü Makine Yüksek Mühendisi Sayın Mehmet Rıfat ÖZALP'e teşekkürü bir borç bilirim. Deneylerin birçok aşamasında benden dostluklarını ve desteklerini esirgemeyen eski çalışma arkadaşlarım ve meslektaşlarım, Faruk ÖZTÜRK'e, Gürcan ÇAYIRALTI'na, İsmail ALKAN'a, Caner TÖRE'ye, Tolgay KALAYCI'ya ve Ömer Faruk KAYA'ya çok teşekkür ederim.

Büyük gayret ve sabır gerektiren bu süreçte, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen annem Emine GÜROL ve Saliha ŞAHİN'e, babam Yakup GÜROL ve Kutsi ŞAHİN'e, kardeşlerim Nuray AKMAN, Damla GÜROL ve Tarık ŞAHİN'e teşekkür ederim. Son olarak, her koşulda beni destekleyen, yanımda olan, sıkıntılarımı ve üzüntülerimi benimle birlikte paylaşan, ne olursa olsun başarılı olacağıma inandıran ve bu tezin yazılmasında her anında yanımda yer alan biricik eşim Betül GÜROL'a gönülden teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	v
ŞEKİLLER LİSTESİ	vi
TABLolar LİSTESİ.....	xi
ÖZET.....	xiii
SUMMARY	xiv
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	
ÖSTENİTİK MANGANLI ÇELİKLER.....	3
2.1. Giriş	3
2.2. Kimyasal Analiz	6
2.3. Kalıplama ve Döküm İşlemleri.....	7
2.4. Faz oluşumu ve Kırılabilirlik Problemi.....	12
2.5. Isıl İşlem Prosesi.....	18
2.6. Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	21
2.6.1. Karbon	21
2.6.2. Mangan	22
2.6.3. Krom.....	24
2.6.4. Molibden.....	25
2.6.5. Nikel	27
2.6.6. Silisyum.....	27
2.6.7. Fosfor.....	28

2.6.8. Kükürt.....	29
2.7. Deformasyon Mekanizmaları	29
2.7.1. Gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm – TRIP etkisi.....	30
2.7.2. Deformasyon ikizlenmesi – TWIP etkisi.....	31
2.7.3. Dinamik deformasyon yaşlanması.....	34
 BÖLÜM 3.	
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	36
3.1. Numunelerin ve Döküm Parçaların Üretilmesi	38
3.2. Isıl işlem Çalışmaları	41
3.3. Numunelerin ve Döküm Parçaların Karakterizasyonu	42
3.3.1. Mikro yapı incelemeleri.....	44
3.3.1.1. Numune hazırlama	44
3.3.1.2. Işık mikroskobu incelemeleri.....	46
3.3.1.3. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri	47
3.3.1.4. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi	48
3.3.2. Mekanik testler	49
3.3.2.1. Sertlik testleri	49
3.3.2.2. Çekme testleri.....	49
3.3.2.3. Çentik darbe testleri	50
3.3.2.4. Aşınma testleri	52
 BÖLÜM 4.	
DENEYSEL SONUÇLAR	53
4.1. Karbon ve Mangan İlavesinin Çözeltiye Alma Sıcaklığına Bağlı Olarak Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi	53
4.1.1. Mikro Yapı İncelemeleri	55
4.1.1.1. “0.7C-17Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri.....	55
4.1.1.2. “1.0C-13Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri.....	57
4.1.1.3. “1.0C-17Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri.....	59
4.1.1.4. “1.0C-21Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri.....	62
4.1.1.5. “1.3C-17Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri.....	64

4.1.2. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analiz sonuçlarının incelenmesi ..	67
4.1.3. Mekanik test sonuçlarının incelenmesi.....	68
4.1.4. Aşınma test sonuçlarının incelenmesi	80
4.2. Titanyum İlavesinin Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi.....	85
4.2.1. Mikro yapı incelemeleri.....	87
4.2.2. Mekanik test sonuçlarının incelenmesi.....	91
4.2.3. Aşınma test sonuçlarının incelenmesi	92
4.3. Döküm Sıcaklığının Optimum Karbon Ve Mangan Oranı İle Dökümü Gerçekleştirilmiş Nihai Parçanın Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi.....	93
4.3.1. PP1450 parçasının inceleme sonuçları	95
4.3.2. PP1420 parçasının inceleme sonuçları	98
BÖLÜM 5.	
TARTIŞMA VE SONUÇ	101
KAYNAKLAR	107
ÖZGEÇMİŞ	120

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

AlN	: Alüminyum nitrür
ASTM	: Amerikan Malzeme ve Test Derneği
BCC	: Hacim merkezli kübik
DIN	: Alman Standartlar Enstitüsü
DSA	: Dinamik deformasyon yaşlanması
EBSD	: Geri saçılan elektron difraksiyonu
EDS	: Enerji dağılımı spektrometresi
FCC	: Yüzey merkezli kübik
FeTi	: Ferro-titanyum
HB	: Brinell sertlik
HCP	: Hegzagonal sıkı paket
ISO	: Uluslararası Standart Örgütü
MnS	: Mangan sülfür
MPa	: Megapaskal
ppm	: Part per million (milyonda bir)
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SFE	: İstif hatası enerjisi
SiC	: Silisyum karbür
Ti(CN)	: Titanyum karbo-nitrür
TRIP	: Transformation Induced Plasticity
TWIP	: Twinning Induced Plasticity
XRD	: X-ışınları Difraksiyonu

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Farklı çelik kalitelerinin mukavemet ve uzama değerlerinin kıyaslanması	3
Şekil 2.2. Yüksek manganlı çelik döküm uygulamalarından örnekler	4
Şekil 2.3. Kum kalıba döküm yönteminin işlem basamakları	7
Şekil 2.4. İndüksiyon ocağı şematik görünümü.....	8
Şekil 2.5. Kolonsal büyümeden eş eksenli büyümeye geçiş. Kolonsal büyüme solda, eş eksenli büyüme ise sağda gösterilmiştir	9
Şekil 2.6. Döküm sıcaklığının farklı kalınlıktaki Hadfield parçalarının ostenit tane boyutlarına etkisi	11
Şekil 2.7. Demir-Karbon denge diyagramı	12
Şekil 2.8. Fe-Mn-C denge diyagramı.....	13
Şekil 2.9. %1,28 C ve %12,4 Mn içeren yüksek manganlı çeliğin izotermal dönüşüm eğrisi	14
Şekil 2.10. Östenitik mangan çeliklerinde taneler arası, ötektoid üstü karbürler: (1a, 1b) İnce karbürden kalın karbürlere geçişi göstermektedir, (1c) karbür içermeyen tane sınırları, (1d) yanal olarak ince bir karbürün üzerinde büyüyen kalın karbürler, (1e, 1f) Kalın karbürler.....	16
Şekil 2.11. Manganlı çeliklerde döküm mikro yapısının elektron mikroskobu görüntüleri, 2000X Sekonder Elektron (SEI), (4A, 4B): (1) matris, (2) lamel karbür, (3) fosfor ötektoidi, (4C) karbon haritası, (4D) fosfor haritası ve (4E) krom haritası	17
Şekil 2.12. Çeşitli kalınlıktaki östenitik manganlı çeliklerin soğutma eğrileri	20
Şekil 2.13. Artan karbon miktarının mekanik özelliklere etkisi	21
Şekil 2.14. Artan mangan miktarının mekanik özelliklere etkisi.....	23
Şekil 2.15. Fe-Mn sistemlerinde Mn oranının İstif Hatası Enerjisine etkisi.....	24
Şekil 2.16. Artan krom miktarının mekanik özelliklere etkisi	24

Şekil 2.17. Artan molibden miktarının mekanik özelliklere etkisi	26
Şekil 2.18. Artan nikel miktarının mekanik özelliklere etkisi	27
Şekil 2.19. Artan silisyum miktarının mekanik özelliklere etkisi.....	28
Şekil 2.20. Ağırlıkça (%) Mn ve C oranına göre SFE enerjileri	29
Şekil 2.21. α -martensit plakalarının büyümesinin şematik gösterilişi	31
Şekil 2.22. Plastik deformasyon sonucu da kristal yapıdaki değişimler	32
Şekil 2.23. Fe-22Mn-0.6C TWIP çeliğine ait mikro yapı: a) gerinimsiz b) %18 gerinim c) %26 gerinim d) %34 gerinim	32
Şekil 2.24. Farklı yönelmelere sahip ikizlenme tipleri.	33
Şekil 2.25. İkizlenmiş tanelerin morfolojileri	33
Şekil 2.26. Portevin-Le Chatelier etkisi gösteren “gerilme-birim şekil değiştirme” diyagramı	34
Şekil 3.1. Deneysel çalışmaların iş akış şeması	37
Şekil 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan indüksiyon ocağı	38
Şekil 3.3. Deneysel çalışmalarda kullanılan Fe-Ti alyajları ve potada aşılama yöntemi	39
Şekil 3.4. Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ait: (a) model görüntüsü, (b) kalıp görüntüsü, (c) döküm sonrası kalıp görüntüsü, (d) nihai ürün görüntüsü	40
Şekil 3.5. Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ait test bölgeleri..	43
Şekil 3.6. Deneysel çalışmalarda kullanılan döküm parçalara ait test bölgeleri.....	43
Şekil 3.7. Deneysel çalışmalarda kullanılan metalografi cihazları	45
Şekil 3.8. Deneysel çalışmalarda kullanılan Olympus PME marka ışık mikroskobu	46
Şekil 3.9. Deneysel çalışmalarda kullanılan FEI Quanta FEG 450 marka taramalı elektron mikroskobu	47
Şekil 3.10 Deneysel çalışmalarda kullanılan Rigaku DMax 2200 marka/model XRD cihazı	48
Şekil 3.11 DIN 50125 standardına göre çekme test numunesinin ölçüleri	50
Şekil 3.12. ISO 148-1 standardına göre çentik darbe test numunesinin ölçüleri	51
Şekil 3.13. Deneysel çalışmalarda kullanılan CSM Tribometer marka aşınma test cihazının şematik görüntüsü	52

Şekil 4.1. Thermo-Calc kullanılarak hesaplanan 1.0C-17Mn numunesinin denge fazı çökeltileri (M metalik element atomunu temsil eder; C karbon atomunu temsil eder)	54
Şekil 4.2. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C	55
Şekil 4.3. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi SEM görüntüsü.....	56
Şekil 4.4. 1.0C-13Mn numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C	57
Şekil 4.5. 1.0C-13Mn numunesinin ısıtıl işlem öncesi SEM görüntüsü	58
Şekil 4.6. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C	60
Şekil 4.7. “1.0C.-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) SEM görüntüleri.....	61
Şekil 4.8. 1.0C-21Mn numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C	63
Şekil 4.9. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi SEM görüntüsü.....	64
Şekil 4.10. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C	65
Şekil 4.11. 1.3C-17Mn numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) SEM görüntüleri.....	66
Şekil 4.12. Numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) X-ışınları difraksiyonu.....	68
Şekil 4.13. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	69
Şekil 4.14. “1.0C-13Mn” numunesinin ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	70
Şekil 4.15. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	71
Şekil 4.16. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	72
Şekil 4.17. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	73

Şekil 4.18 .Deneysel numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) çekme testi sonucunda elde edilen gerilme genleme diyagramları.....	74
Şekil 4.19. 1100°C’de ısıtıl işlem görmüş numunelerin çekme testi sonrası mikro yapı görüntüleri: (a) 0.7C-17Mn, (b) 1.0C-13Mn, (c) 1.0C-17Mn, (d) 1.0C-21Mn, (e) 1.3C-17Mn.....	76
Şekil 4.20. Deneysel numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) çentik darbe enerjilerinin karşılaştırılması.....	78
Şekil 4.21. 1100°C’de ısıtıl işlem görmüş numunelerin çentik darbe testi sonrası kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) 1.0C-17Mn, (b) 1.3C-17Mn.....	79
Şekil 4.22. Uygulanan yüke bağlı olarak aşınma oranları; a) karbon miktarına b) mangan miktarına bağlı olarak.....	81
Şekil 4.23. 1100 °C’de çözeltiye alma tavlaması uygulanan 1.0C-17Mn numunesinin uygulanan yüke bağlı olarak aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) 2,5 N, (b) 5,0 N, (c)10,0 N, (d) 15,0 N	82
Şekil 4.24. 1100 °C’de çözeltiye alma tavlaması uygulanan 1.0C-17Mn numunesinin 15 N yük altındaki aşınma yüzeyinin detaylı SEM incelemesi	83
Şekil 4.25. 1100°C’de çözeltiye alma tavlaması uygulanmış 1.0C-17Mn numunesinin 2,5 N, 5,0 N, 10,0 N ve 15,0 N yükler altında, 500 m mesafede ve 0,2 m/s hız için sürtünme katsayısı-yol grafikleri.	84
Şekil 4.26. Thermo-Calc kullanılarak hesaplanan 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinin denge fazı çökeltileri (M metalik element atomunu temsil eder; C karbon atomunu temsil eder).....	85
Şekil 4.27. “1.0C-17Mn-0.05Ti” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (c, d) mikro yapı görüntüleri	86
Şekil 4.28 “1.0C-17Mn-0.05Ti” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a,b) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (c, d) SEM görüntüleri.....	87
Şekil 4.29. 1.0C-17Mn-0.10Ti numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (c, d) mikro yapı görüntüleri	89

Şekil 4.30. “1.0C-17Mn-0.10Ti” numunesinin ısıt işleml öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıt işleml sonrası (c, d) SEM görüntüleri.....	90
Şekil 4.31. Titanyum ilavesinin ısıt işleml numunelerin mekanik özelliklere etkisinin karşılaştırılması.....	91
Şekil 4.32. Uygulanan yüke bağılı olarak aşınma oranları	93
Şekil 4.33. PP-1450 isimli döküm parçanın: (a) makro yapısı, (b) sol kenar bölgenin mikro yapısı, (c) orta bölgenin mikro yapısı, (d) sağ kenar bölgenin mikro yapısı	94
Şekil 4.34. PP-1450 isimli döküm parçanın test numune bölgeleri	96
Şekil 4.35. PP-1420 isimli döküm parçanın: (a) makro yapısı, (b) sol kenar bölgenin mikro yapısı, (c) orta bölgenin mikro yapısı, (d) sağ kenar bölgenin mikro yapısı	97
Şekil 4.36. PP1420 isimli döküm parçanın test numune bölgeleri	99
Şekil 4.37. 1100°C’de ısıt işleml görmüş parçaların çekme testi sonrası mikro yapı görüntüleri: (a) PP1450, (b) PP1420	99

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. ASTM A128 standartına göre östenitik mangan çeliklerinin sınıflandırılması.....	6
Tablo 3.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ve döküm parçalara uygulanan ısıt işlemler.....	42
Tablo 4.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin ve döküm parçaların kimyasal analiz değerleri.....	53
Tablo 4.2. Numunelerin JMatPro yazılımı ile hesaplanan likudüs ve solidus sıcaklıkları.....	54
Tablo 4.3. 1.0C-17Mn alaşımındaki çökeltilerin Thermo-Calc ile hesaplanan dönüşüm sıcaklıkları	54
Tablo 4.4. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi	56
Tablo 4.5. “1.0C-13Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi	59
Tablo 4.6. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi	61
Tablo 4.7. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi	64
Tablo 4.8. 1.3C-17Mn numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi	66
Tablo 4.9. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak mekanik özellik değerleri	69
Tablo 4.10. “1.0C-13Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak mekanik özellik değerleri	70
Tablo 4.11. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağılı olarak mekanik özellik değerleri	71

Tablo 4.12. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağılı olarak mekanik özellik değerleri	72
Tablo 4.13. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağılı olarak mekanik özellik değerleri	72
Tablo 4.14. 1100°C’de çözeltiye altıma tavlamaşı uygulanmış 1.0C-17Mn numunesinin uygulanan yük-ortalama sürtünme katsayısı değerleri ...	84
Tablo 4.15. Titanyum ilavesi ile tane boyutundaki değişim	88
Tablo 4.16. “1.0C-17Mn-0.05Ti” numunesinin ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mekanik özellik değerleri	91
Tablo 4.17. “1.0C-17Mn-0.10Ti” numunesinin ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mekanik özellik değerleri	91
Tablo 4.18. PP1450 parçasının yürüyüş yolu bölgesindeki ortalama tane boyutunun lokasyonlara göre değişimi	95
Tablo 4.19. PP-1450 isimli döküm parçanın mekanik test sonuçları.....	96
Tablo 4.20. PP1420 parçasının yürüyüş yolu bölgesindeki ortalama tane boyutunun lokasyonlara göre değişimi	98
Tablo 4.21. PP1420 isimli döküm parçanın mekanik test sonuçları.....	99

ÖZET

Anahtar kelimeler: Yüksek manganlı çelik, alaşımlama, ısıl işlem, döküm sıcaklığı

ASTM A128 E-1 (1.0C-13Mn) çeliği maden endüstrisinde kullanılan iş makinalarının darbeye ve aşınmaya dayanıklı hareketli palet sistemlerinde tercih edilen bir alaşımdır. Çalışma koşullarının ağırlaşması ile daha yüksek performans gösteren alaşımlara olan gereksinim artmıştır. Bu doğrultuda alaşım geliştirme, ısıl işlem optimizasyonu ve alaşımın mikro yapısal tasarımı ile daha yüksek aşınma direnci, tokluk dayanımı ve çekme mukavemeti elde edilebilmektedir. Bu tez çalışması kapsamında yüksek manganlı çeliklerin bileşiminde bulunan karbon, mangan, titanyum elementlerinin etkileri ile beraber farklı ısıl işlem ve döküm sıcaklıklarının mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiş ve uygun mikro yapı şartları altında çekme mukavemeti, darbe dayanımı ve aşınma özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir.

İlk olarak, sabit döküm sıcaklığında (1450 °C) farklı kimyasal kompozisyonlarda üretilen döküm numuneleri kullanılarak optimum karbon ve mangan oranı ile beraber en uygun çözeltiliye alma sıcaklığının belirlenmesi amaçlanmıştır. Referans alaşımla (1.0C-13Mn) kıyaslandığında; akma mukavemetinde %5, uzama miktarında %19, darbe dayanımındaki %21'lik iyileşme ile en optimum sonuçlar 1.0C-17Mn numunesinin 1100 °C'de çözeltiliye alma ısıl işlemi sonucunda elde edilmiştir. Deneysel çalışmaların ikinci aşamasında ise farklı oranlarda Ti ilavesinin etkisi incelenmiştir. Çalışma sonucunda, titanyum ilavesi ile mikro yapıda kararlı Ti(CN) fazının oluştuğu ve buna bağlı olarak da tane boyutunda %45-52 oranında küçülme olduğu gözlenmiştir. Ti(CN) dağılımındaki ve morfolojisindeki farklılıklar nedeniyle darbe dayanımındaki %22'lik düşüşe rağmen en ideal sonuçlar, çekme mukavemetindeki %7'lik, uzama miktarındaki % 9'luk ve aşınma dayanımındaki % 40 lık artış ile 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesi ile elde edilmiştir. Çalışmanın son aşamasında 1.0C-17Mn (Ti ilavesiz) kompozisyonuna sahip alaşım ile gerçek palet pabucu (3.5 ton) parça dökümü gerçekleştirilmiştir. Farklı döküm sıcaklıklarının mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda numunelerde elde edilen veriler ile kalın kesitli döküm parça arasında mekanik ve mikro yapısal özellikler açısından belirgin farklılıklar göze çarpmaktadır. Döküm kütlesi ve kalınlığının artması karşısında daha düşük döküm sıcaklıklarında (1420 °C) üretilen döküm parçada arzulanan mekanik özellikler elde edilebilmiştir. Böylece hem kimyasal analizin hem de ısıl işlem ve döküm sıcaklığının yüksek manganlı çeliklerin performansını büyük ölçüde etkilediğini görülmüştür. Sonuç olarak, endüstride kullanılan döküm parçaların uygun döküm parametreleri ile üretilmesi parçaların kullanım ömürlerinin %30 oranında arttırmaktadır.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF CASTING PROCESS PARAMETERS ON THE PROPERTIES OF TITANIUM ALLOYED HIGH MANGANESE STEEL

SUMMARY

Keywords: High manganese steel, alloying, heat treatment, pouring temperature

ASTM A128 Gr. E-1 (1.0C-13Mn) steel is a strongly preferred alloy in the impact and wear-resistant pallet systems of earthmoving equipment used in the mining industry. The need for higher performance alloys has increased with the aggravation of working conditions. Accordingly, higher wear resistance, toughness, and tensile properties can be achieved with alloy development, heat treatment optimization, and microstructural design of the alloy. Within the scope of this thesis, the effects of carbon, manganese, titanium elements in the composition of high-manganese steels as well as the effects of different heat treatment and pouring temperatures on microstructure and mechanical properties were examined and consequently it was aimed to improve tensile strength, impact resistance and abrasion properties under appropriate microstructure conditions.

Firstly, it was aimed to determine the optimum solution annealing temperature with the optimum carbon and manganese rate by using casting samples produced in different chemical compositions at constant casting temperature (1450 °C). In comparison with reference alloy (1.0C-13Mn), the optimum results with an improvement of 5% in yield strength, 19% in elongation and 21% in impact strength were obtained with 1.0C-17Mn sample that solution annealed at 1100 °C. Secondly, the effect of the Ti addition at different rates was examined. It was observed that a stable Ti (CN) phase was formed in the microstructure with the addition of titanium and accordingly, there was a 45-52% reduction in the grain size. Although reduction of 22 % in impact resistance due to differences in Ti (CN) distribution and morphology, the most ideal results were obtained with 1.0C-17Mn-0.05Ti sample with an improvement of 7% in tensile strength, 9% in elongation and 40% in wear resistance. In the last stage of the thesis, real track shoe (3.5 tons) was cast with 1.0C-17Mn (Ti free) alloy. The effects of different pouring temperatures on microstructure and mechanical properties were investigated. Significant differences in the mechanical and microstructural properties are noticeable between the results obtained in the sample blocks and the thick section casting part. Despite the increase in casting mass and thickness, the desired mechanical properties obtained in the cast part produced at lower pouring temperatures (1420 °C). As a result, the production of cast parts used in industry with suitable casting parameters increased the service life of the parts by 30%.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Yüksek yükler altında aşınmaya maruz kalan döküm parçalarının erken aşınması, parçaların servis ömürlerini azalttığı gibi üretim maliyetleri ile beraber makine platformlarının tamir maliyetlerini de önemli ölçüde arttırmaktadır. Bu tarz spesifik parçaların malzeme seçimleri çalışma koşullarına uygun olan aşınmaya dirençli malzemelerden seçilmesi gerekmektedir. Çünkü, abrasiv aşınmanın etkin olduğu ortam şartlarında ve darbeli aşınmanın hâkim olduğu koşullarda kullanılabilecek malzeme özellikleri birbirinden farklılıklar göstermektedir. Fakat her türlü aşınma şartlarına karşı dirençli tek tip bir malzeme üretmek dökümhane şartlarında oldukça zordur. Bu nedenle, yüksek oranda aşınmanın söz konusu olduğu madencilik endüstrisinde, petrol sondaj teçhizatlarında, hadde merdanelerinde, harfiyat makinalarında genellikle martensitik çelikler, perlitik çelikler, östenitik çelikler ve yüksek kromlu çelikler kullanılmaktadır.

Malzemelerin aşınma dayanımını etkileyen en önemli faktör sertliktir. Çünkü genel itibariyle malzemelerin sertlikleri arttıkça aşınma miktarı da aynı doğrultuda azalmaktadır. Sertliğin önemli derecede arttırılabilmesi ise, yapıdaki karbon içeriğini olabildiğince arttırmak ve diğer alaşım elementlerinin ilavesiyle sağlanabilir. Öte yandan, aynı sertliğe sahip farklı malzemelerin mikro yapıları farklı olduğundan, aşınma miktarları da farklılık göstermektedir. Bu nedenle optimum özelliklerin elde edilebilmesi için ikinci önemli faktör de malzemenin mikro yapısıdır. Dolayısıyla, malzemelerin aşınma özelliklerini geliştirmenin en iyi yöntemi, çalışma koşullarıyla uygunluk gösteren malzeme, sertlik ve mikro yapı optimizasyonunu sağlamak olduğu belirtilebilir. Bu ise araştırma geliştirme maliyetlerini olabildiğince minimuma indirebilmek için çoğunlukla farklı sertlik ve mikro yapıya sahip çeşitli tip malzemelerin gerçek çalışma ortamlarına en uygun şartlarda deneyler yapılması ile elde edilebilir.

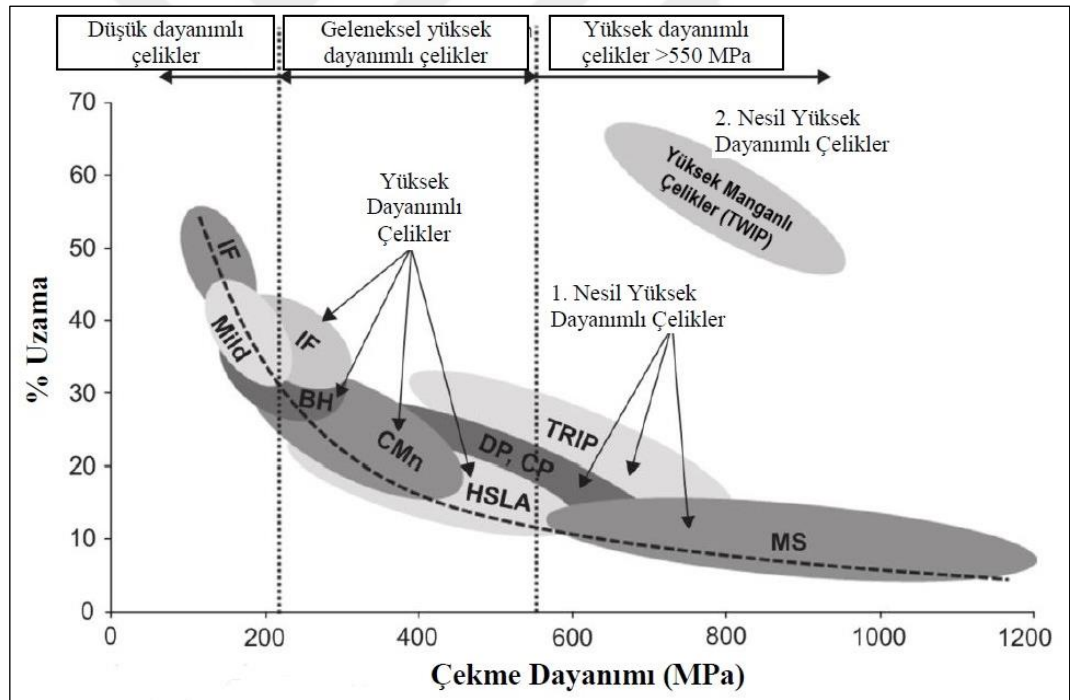
Yüksek manganlı çelikler mükemmel sertlik-süneklik kombinasyonu ile yüksek mukavemete, yüksek tokluğa ve yüksek aşınma direncine sahip parçaları üretmeyi mümkün kılmaktadırlar. Fakat herhangi bir özel uygulama için östenitik manganlı çelikleri seçmenin en temel nedeni aşınma direncinden ziyade yüksek tokluğa sahip malzemeler olmasıdır. Çünkü, bu çelikler darbe yüklerine maruz kaldığında, üstün tokluk özellikleri gösterirken aynı zamanda da önemli ölçüde sertleşirler. Fakat, düşük akma mukavemetleri nedeniyle, yüksek yükler altında büyük deformasyonlar meydana gelebilir ve çalışma sertleşmesi başlamadan parçaların kırılmasına sebep olabilir. Bu durum özellikle maden endüstrisinde iş makinalarının darbeye ve aşınmaya dayanıklı hareketli palet sistemlerinde oldukça yaygın bir şekilde görülmektedir. Çünkü bu parçalar, üzerlerinde yürüyen makaraların uyguladığı yüklerle sertleşir ve birbirlerine uyguladıkları itme ve çekme kuvveti nedeniyle de plastik deformasyona uğrarlar. Bu nedenle östenitik manganlı çeliklerin nihai akma mukavemeti, çekme mukavemeti, çentik darbe mukavemeti ve aşınma direnci gibi önemli mekanik özelliklerinin optimizasyonu, kritik mühendislik uygulamalarında malzeme servis ömrünü uzatmak için kilit faktördür.

Bu çalışmada maden endüstrisinde yaygın bir şekilde tercih edilen ASTM A128 E-1 çeliğine uygulanan çözeltiye alma ısıtma işleminin optimizasyonu ile beraber karbon, mangan, titanyum ilavelerindeki değişiklikler ile mikro yapı ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Endüstriyel uygulamalarda üretilen parçaların mekanik özellikleri genellikle kendileri ile birlikte dökülen test bloklarından ölçüldüğü için, çalışmalar ilk olarak kalın kesitli döküm numuneleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sonrasında ise elde edilen optimum proses parametreleri ile farklı döküm sıcaklıklarında palet pabuçları üretilerek hem test parçalarındaki hem de nihai döküm parçadaki sonuçlar karşılaştırılmış ve döküm sıcaklığının mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Böylece döküm parçada proses hatası kaynaklı erken aşınma ve erken kırılma gibi problemlerin azaltılması ve parça servis ömürlerinin arttırılması hedeflenmiştir.

BÖLÜM 2. ÖSTENİTİK MANGANLI ÇELİKLER

2.1. Giriş

Endüstriyel uygulamalarda %1-1,4 karbon ve %10-14 oranında mangan içeren, uygun soğuma şartlarında yapısı %100 ostenitik kalabilen çeliklere ostenitik mangan çeliği denilmektedir. Bu çelikler ilk olarak 1883 yılında İngiltere'de Sir. Robert Hadfield tarafından patentlendiği için Hadfield çeliği olarak da bilinmektedir [1-4].



Şekil 2.1. Farklı çelik kalitelerinin mukavemet ve uzama değerlerinin kıyaslanması [5]

Hadfield çeliğinin keşfinden önce malzemelerin süneklik ve mukavemet değerleri birbirlerine ters orantılı bir davranış göstermekteydi. Çünkü, genellikle süneklik artışı sağlayan işlemler mukavemetin düşüşü yönünde, mukavemetin artışı yönündeki işlemler ise sünekliğin düşmesine sebebiyet vermektedir [6]. Ostenitik manganlı

Çelikler ise bu iki özelliği mkemmek bir şekilde birleştirmektedir. Bu elikler, sertleştirilmiş çeliklerle kıyaslandıklarında dayanımları onlar kadar iyiyken ekillendirilebilirlikleri en az on kat daha iyidir. Şekil 2.1.'de farklı malzemelerin mukavemet ve uzama değerlerinin karşılaştırılması gösterilmektedir [5, 7- 8].

Östenitik manganlı çelikler, sahip oldukları üstün mukavemet, tokluk ve aşınma özellikleri nedeniyle kimyasal bileşimlerinde veya ısıl işlem proseslerinde yapılacak ufak değişikliklerle harfiyat, demiryolu, madencilik, petrol, imento ve diğer sanayi kollarında kullanılan palet pabucu, halat makarası, istikamet tekeri, pitman, değirmen, kepçe, tekerler, kırıcılar ve benzeri aksamın imalatında yaygınca kullanılmaktadır [9-12]. Şekil 2.2.'de bu çeliklerinin madencilik sektöründe kullanılan kırıcı aksamlarına yönelik uygulama örnekleri gösterilmiştir [13].



Şekil 2.2. Yüksek manganlı elik döküm uygulamalarından rnekler [13]

Endüstriyel uygulamalarda östenitik manganlı çelikler kullanılarak ideal parça üretmek için iki önemli aşama vardır. Bunlardan birincisi doğru analiz seçimi, diğeri ise doğru ısıl işlem prosesinin uygulanmasıdır [14]. Bu proseslerden herhangi birinde yapılacak en ufak bir değişiklik ile östenitik manganlı çeliklerin kullanım performansları ciddi oranda değişebilmektedir. Bu nedenle, kullanım amaçlarına uygun özelliklerde optimum performans gösterebilen döküm parçalar üretebilmek adına bugüne kadar krom [15], molibden [16], vanadyum [17], niyobyum [18], alüminyum [19] ve seryum [20] ilaveleri gibi çeşitli mukavemet ve tokluk arttırıcı çalışmalar gerçekleştirilmiş ve bu çalışmalar çeşitli ısıl işlem denemeleri ile

desteklenmiştir. Bunlara ek olarak, özellikle maden sektöründe ve iş makinalarında günümüz gelişen teknolojisi ile beraber özel uygulamalara olan ihtiyacın da artmasıyla bu çalışmaların sayısı her geçen gün artmaya devam etmektedir.

Östenitik mangalı çelikler, döküm halindeki mikro yapılarında tane sınırlarını çevreleyen karbür çökeltileri nedeniyle kırılgan bir yapıya sahiptir. Bu da yüksek süneklik ve yüksek tokluk gerektiren mühendislik uygulamalarında yüksek manganlı çeliklerin döküm halinde kullanımını sınırlamaktadır [21-22]. Bu nedenle, Fe-Mn-C faz diyagramının A_{cm} çizgisinin üzerindeki sıcaklıklarda kesit kalınlığına bağlı olarak belli bir süre bekletilip ardından karbür çökmesine zaman tanımayacak şekilde su verme ısıtıl işlemine tabi tutulmaları gerekmektedir [20]. Bu işlem sonucunda %100 östenitik yapıya ve yüksek tokluğa sahip yüzey merkezli kübik bir yapı elde edilir.

Östenitik manganlı çelikler sahip oldukları östenitik iç yapılarının yanı sıra mekanik tesirlere maruz kaldıklarında deformasyon sertleşmesi (work hardening) göstererek aşınmaya karşı dirençli hale gelmektedir. Bu çeliklerde deformasyon sertleşmesini oluşturan en önemli deformasyon mekanizmaları TRIP etkisi (Transformation Induced Plasticity) olarak bilinen gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm, TWIP etkisi (Twinning Induced Plasticity) olarak bilinen mekanik ikizlenme, dislokasyon kayması ve dinamik deformasyon yaşlanmasıdır [23-24]. Bu çeliklerde farklı deformasyon mekanizmalarının meydana gelmesi durumu istif hatası enerjisi (SFE) değerine bağlıdır. Çünkü SFE deformasyon mekanizmasının tipini belirleyen en önemli parametredir. Bu nedenle, östenitik manganlı çeliklerin üretim öncesi doğru tasarımı için SFE değeri ve M_s sıcaklığının hesaplanması esastır [25-27].

Standart Hadfield çeliklerinde yüksek karbon ve yüksek mangan içeriği nedeniyle TRIP etkisi görülmez. Bu durum ancak yüksek ısıtıl işlem sıcaklıklarında uzun süreler bekletilen ve yüzeyde oluşan dekarbürizasyon etkisi nedeniyle karbon azalması oluşan parçaların düşük östenit stabilizasyonu nedeniyle yüzey bölgelerinde görülebilir [28]. Bu çelikler daha çok klasik dislokasyon kayması ve TRIP etkisinin yanı sıra tane içerisindeki ikizlenmeyle deformasyona uğrar. Oluşan ikiz sınırlarının tane sınırı gibi dislokasyonlara engel oluşturması nedeniyle yüksek pekleşme özelliği gösterirler [8].

Bu nedenle darbeli aşınma veya metal-metal sürtünmesinin olduğu kritik mühendislik uygulamalarında, yüksek yüzey sertliklerine sahip kırılğan yapıdaki dökme demirlerin yerine aslı yumuşak olan, ancak darbe gördükçe sertleşebilen, yüksek mukavemetli ve aşınmaya dayanıklı östenitik mangan çelikleri tercih edilirler [29].

2.2. Kimyasal Analiz

Standart östenitik manganlı çelikler diğer bir deyişle Hadfield çelikleri, %1,0-1,4 Karbon, %10-14 Mangan, %0,3-1,0 Silis, %0,10 max. Fosfor ve %0,05 max. Kükürt içermektedir [11]. ASTM A128 standardına göre yaygın olarak kullanımı olan Hadfield çeliklerinin analizleri Tablo 2.1.'de gösterilmiştir. Burada görüldüğü üzere bazı Hadfield çelikleri esas elementleri olan karbon ve mangandan başka krom, nikel ve molibden elementleri ile alaşımlandırılmıştır.

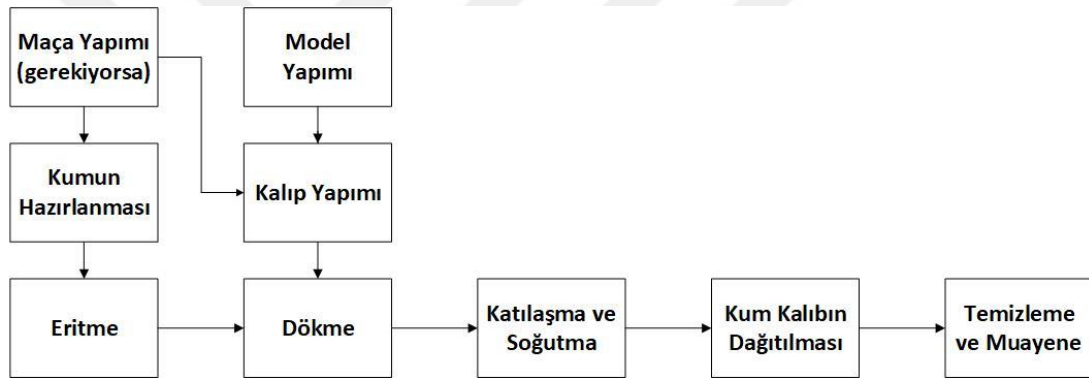
Tablo 2.1. ASTM A128 standartına göre östenitik mangan çeliklerinin sınıflandırılması

Sınıf	Bileşim, %						
	Karbon	Mangan	Krom	Molibden	Nikel	Silis	Fosfor
A	1,0-1,35	Min. 11,0	-	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
B-1	0,9-1,05	11,5-14	-	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
B-2	1,05-1,20	11,5-14	-	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
B-3	1,12-1,28	11,5-14	-	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
B-4	1,20-1,35	11,5-14	-	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
C	1,05-1,35	11,5-14	1,5-2,5	-	-	Maks. 1	Maks. 0,07
D	0,70-1,30	11,5-14	-	-	3-4	Maks. 1	Maks. 0,07
E-1	0,70-1,30	11,5-14	-	0,9-1,2	-	Maks. 1	Maks. 0,07
E-2	1,05-1,45	11,5-14	-	1,8-2,1	-	Maks. 1	Maks. 0,07
F	1,05-1,35	6-8	-	0,9-1,2	-	Maks. 1	Maks. 0,07

Tablo 2.1.'de belirtilen bileşimlere A_{cm} sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda su verme ısıtma işlemi uygulanması durumunda ostenit dönüşümü göstermezler. Fakat, kalın kesitli parçalar su verme esnasında yavaş soğuma gösterecekleri için bu parçalardaki süneklik kayıpları engellenememektedir. Çünkü bu çelikler diğer çeliklere kıyasla daha düşük bir ısı iletkenliğine sahiptir ve yüksek tokluk değerleri elde etmek için çözelti tavlama işleminden sonra çok hızlı bir şekilde su verme işlemi yapılması gerekmektedir. Bu nedenle, östenitik manganlı çeliklerde döküm parça boyutlarının 6 inçten (150 mm) daha düşük tutulması arzu edilir. Fakat çeşitli alaşım modifikasyonları ile daha yüksek kalınlıktaki parçaların dökülmesi de mümkün kılınabilir [30].

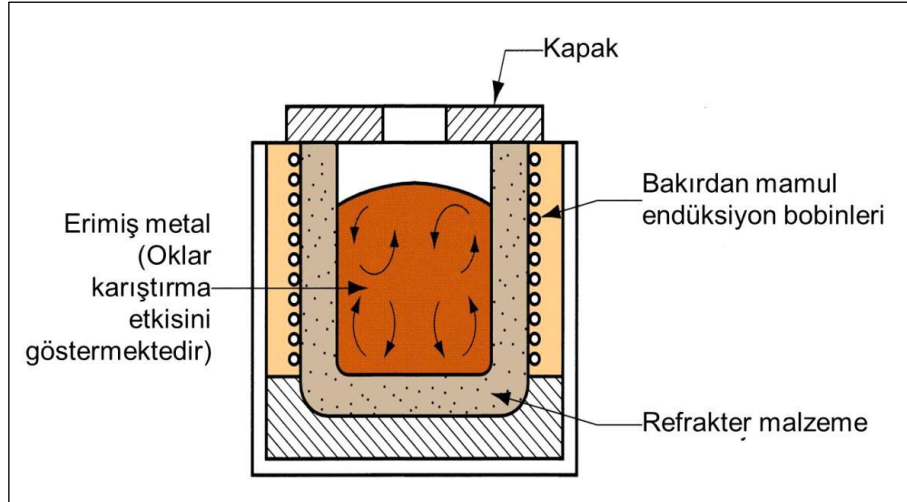
2.3. Kalıplama ve Döküm İşlemleri

Endüstriyel uygulamalarda östenitik manganlı çeliklerin kalıplama ve ergitme işlemleri oldukça uzmanlık gerektiren bir süreçtir. Çünkü bu malzemelerin üretim problemlerini ve bu problemlerin çözümlerini tanımlayan çok fazla referans doküman bulunmamaktadır. Östenitik manganlı çelikler genellikle kum kalıba döküm yöntemi ile üretilmektedirler. Kum kalıba döküm yöntemi piyasada kullanılan en yaygın ve en ekonomik döküm yöntemidir. Bu yöntemle, büyük ebatlı parçalardan küçük ebatlı parçalara kadar farklı geometrilere parçalar üretilebilmektedir. Üretilen parçalarının miktarı tek olabileceği gibi sayısı çok fazla olabilmektedir. Şekil 2.3.'de kum kalıba döküm yönteminin işlem basamaklı şematize edilmiştir. [31]



Şekil 2.3. Kum kalıba döküm yönteminin işlem basamakları [31]

Östenitik manganlı çeliklerin döküm işleminde kalıp yapmak için tipik olarak silika, olivin ve kromit kumları kullanılır. Bu konudaki birçok teknik araştırma östenitik mangan çeliklerin döküm işlemlerinde kalıp kumu olarak olivin ve kromit kumunun en uygun malzeme olduğunu ifade etmektedir. Genellikle olivin kumunun küçük parçaların (düşük tonajlı) kalıplanmasında, kromit kumunun ise büyük parçaların (yüksek tonajlı) kalıplanmasında uygun olduğu kabul edilir. Silis kumu düşük ısı transferi nedeniyle katılaşma süresinin uzamasına ve östenit tanelerinin büyümesine sebebiyet vermektedir. Ayrıca yavaş soğuma nedeniyle tane sınırları boyunca zararlı karbürlerin çökmesine ve mekanik özelliklerin keskin bir şekilde düşmesine neden olmaktadır. Bu nedenle özellikle kalın parçaların kalıplanmasında silis kumunun kullanılması kesinlikle önerilmez [32-33].



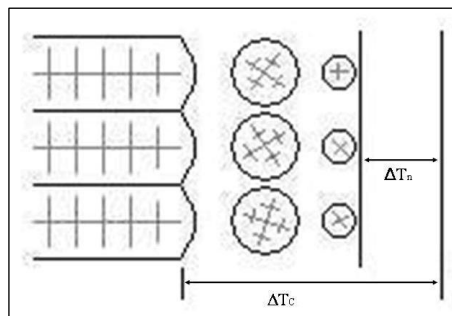
Şekil 2.4. İndüksiyon ocağı şematik görünümü [31]

Östenitik manganlı çeliklerin genel olarak döküm uygulamalarında indüksiyon ocakları yaygın olarak kullanılmaktadır (Şekil 2.4.). Metal içinde manyetik akım oluşturularak çalışan indüksiyon ocaklarında kullanılan bobinin içerisinden alternatif akım geçmektedir. Akım indüklenmekte ve bu sayede hızlı bir biçimde ısıtma ve dolayısıyla ergitme işlemi gerçekleşmektedir. Oluşan manyetik alan sıvı metalin alt ve üst bölgelerinin homojen karışmasına yardımcı olmaktadır. Refrakter malzemelerden yapılmış ocak astarları sayesinde sıvı metal ısıtma ortamından bağımsız olarak erimekte ve bu sayede istenen kalitede ve yüksek saflıkta parçalar üretilebilmektedir. Mangan oksitlerin asit tipi ocak astarları ile reaksiyona girmesi nedeniyle, ergitme ocaklarında yüksek manganlı çelikleri üretmek için temel veya nötr bir astar kullanılmaktadır [31].

Östenitik manganlı çelikler şarj malzemeleri olarak da karbon ve manganlı çelik hurda, yüksek karbonlu ferromangan, ferrosilika ve silikon mangan içermektedir. Krom, molibden, vanadyum ve titanyum gibi alaşım elementleri genellikle ferro-alaşım olarak eklenmektedir [34]. Çoğu dökümhane, %60'a kadar yüksek manganlı çelik geri döngüsü kullanmaktadır. Daha yüksek oranlarda manganlı çelik hurdasının kullanılmasının ana nedeni artan geri döndü oranı ile eriyikteki hidrojen ve azot miktarının artacağı düşüncesidir. Yüksek oranda geri döndü kullanılması ile beraber alüminyum ile deoksidasyon işleminin gerçekleştirilmesi taneler arası alüminyum nitrat (AlN) oluşumuna sebebiyet verir [35].

Farr ve ark. [35] tarafından yüksek manganlı çelik hurdasının %60'ın üzerine çıkarılması ile parçalarda yüksek miktarda çatlama riskini görüldüğünü raporlanmıştır. Bu nedenle yüksek manganlı çeliklerin üretiminde kullanılan en yaygın uygulama yüksek manganlı çelik hurdasının toplam madenin %50-60 ını geçmemesini ve şarjın geri kalanının düşük karbonlu çelik hurdasından karşılanmasını içermektedir. Geriye kalan karbon ve mangan yüzdesi ise ferro-mangan ve grafit eklenerek istenilen aralığa getirilir. Öte yandan, bu çeliklerdeki yüksek mangan ve karbon yüzdesi, ergiyik metal içerisinde bulunan serbest oksijen bileşimini çok düşük bir değere çekmektedir. Dolayısıyla, metal içindeki bu çok düşük oksijen içeriği (genellikle; <5ppm), alüminyum ile "deoksidasyon" uygulamasını gereksiz kılmaktadır [36]. Bu da alüminyum ilavesi ile kalın kesitli döküm parçalarda oluşabilecek AlN kırılgenliğinin önüne geçmektedir.

Temel olarak, yüksek manganlı çelik parçalarının dökümü diğer çelik parçaların dökümüne benzer ve besleyiciler yönlendirilmiş katılaşma elde edilecek şekilde tasarlanmaktadır. Bu çeliklerin akışkanlığı, dökme demirlerde olduğu gibi oldukça yüksektir. Genellikle karmaşık şekillerdeki parçaları düşük döküm sıcaklıklarında üretebilmeyi mümkün kılmaktadır. Döküm sıcaklığı üretimdeki en önemli değişkenlerden birincisidir. Bu nedenle döküm sıcaklığı parçanın şekline ve kalınlığına bağlı olarak seçilmelidir. Örneğin, döküm kusurlarını önlemek için ince parçalar daha yüksek bir sıcaklıkta dökülmelidir. Başka bir deyişle, kalın parçalar daha düşük sıcaklıklarda (yaklaşık 1440 ila 1500°C aralığında) dökülmelidir [37-38].



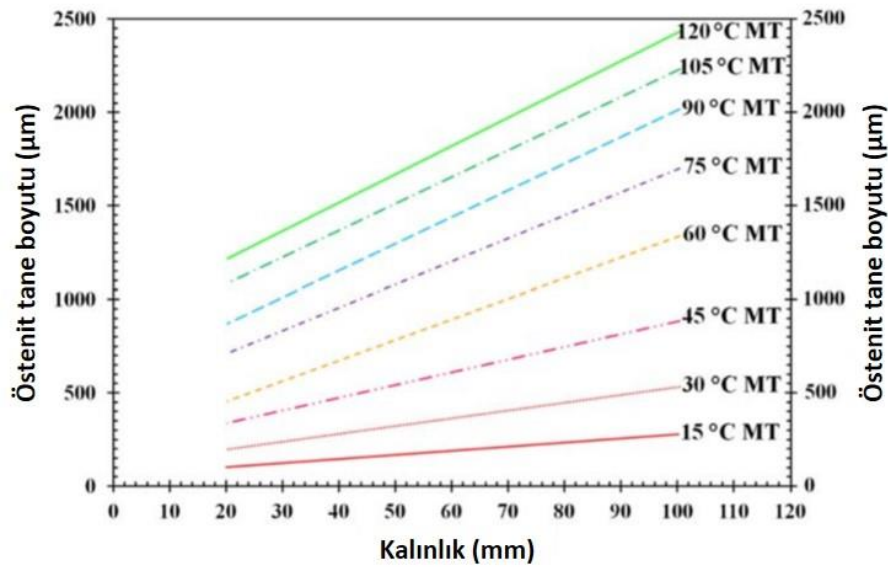
Şekil 2.5. Kolonsal büyümeden eş eksenli büyüme geçiş. Kolonsal büyüme solda, eş eksenli büyüme ise sağda gösterilmiştir [20].

Döküm sıcaklığı tane boyutunu büyük ölçüde etkileyen faktördür ve buna bağlı olarak da darbe mukavemeti ostenit tane boyutundan etkilenir. Bu nedenle nihai mikro yapıdaki döküm sıcaklığının önemi kesinlikle göz ardı edilemez. Bu parçaların katılaşma sıcaklığına yakın bir sıcaklıkta dökülmesi, kalıp temas yüzeyi üzerinde birçok çekirdeklenme noktası oluşturabilir ve sonuç olarak da katılaşma süresini kısaltabilir. Belirli bir alaşım için, katılaşma süresinin uzaması sadece kolonsal büyümenin artmasına değil, aynı zamanda nihai parçadaki gözeneklilik oranının artmasına da sebebiyet verir. Buna karşılık, Şekil 2.5.'de görüldüğü üzere döküm sıcaklığının düşürülmesi eş eksenli büyümeyi arttırmaktadır [39-41].

Sabzi ve ark. [42] tarafından ASTM A-128 kalite çeliği kullanarak 4 farklı döküm sıcaklığının (1350, 1400, 1450 ve 1500 °C) tane boyutuna etkisi incelenmiştir. Çalışma sonucunda, artan döküm sıcaklığı ile katılaşma aralığının arttığı ve buna bağlı olarak da çekirdekleşme noktaları ile tane boyutunun azaldığı belirtilmiştir. Balogun ve ark. [43] ise yapılan bir başka çalışmada standart Hadfield çelikleri için 1450 °C'nin üzerindeki döküm sıcaklıklarında mikro ve makro boyutta segregasyon oluşumunun arttığını raporlamışlardır. Yine aynı çalışmada bölgesel segregasyon oluşumlarının dislokasyonların ilerlemesini engellediği ve homojen olmayan aşınma davranışlarına sebebiyet verdiği belirtilmiştir.

Öte yandan, büyük kesitli döküm parçaların üretimi esnasında sıcaklık kontrolünün kötü olması hem kaliteli mangan çeliği üretimini zorlaştırmaktadır hem de parçalarda erken hasara sebebiyet vermektedir. Bunun başlıca nedenleri sıcaklık pirometrelerinin son yıllara kadar kullanılmaması ve bazı dökümhanelerin bu cihazları uzun deneyimlerine güvenilmemesinin bir göstergesi olarak değerlendirmeleridir. Bununla beraber düşük yalıtım özelliklerine sahip döküm potaları da düşük döküm sıcaklıklarının sağlanamamasının bir diğer nedeni olarak gösterilmektedir. Çünkü büyük indüksiyon ocakları bulunan dökümhanelerde dökümün başlangıcından sonuna kadar geçen süre çok uzun sürebilmektedir. Artan bu süre ile de iyi bir yalıtım özelliği sağlanmamış pota içerisindeki sıvı madenin sıcaklığı süratli bir şekilde düşmektedir.

Şekil 2.6. Hadfield çeliğinin farklı kalınlıklarındaki parçaların döküm sıcaklığının östenit tane boyutu üzerindeki etkisini göstermektedir. Görüldüğü üzere, döküm sıcaklığının ve parça kalınlığının azalması ile östenit tane boyutu küçülmektedir. Diğer bir deyişle, döküm sıcaklığı arttıkça östenit tane boyutunun arttığı ve tanelerin kolonsal büyüme eğilimi gösterdiği söylenebilir. Bu da parçaların çekme mukavemetinin ve uzama değerlerinin düşmesine sebebiyet vermektedir [42,44-45].

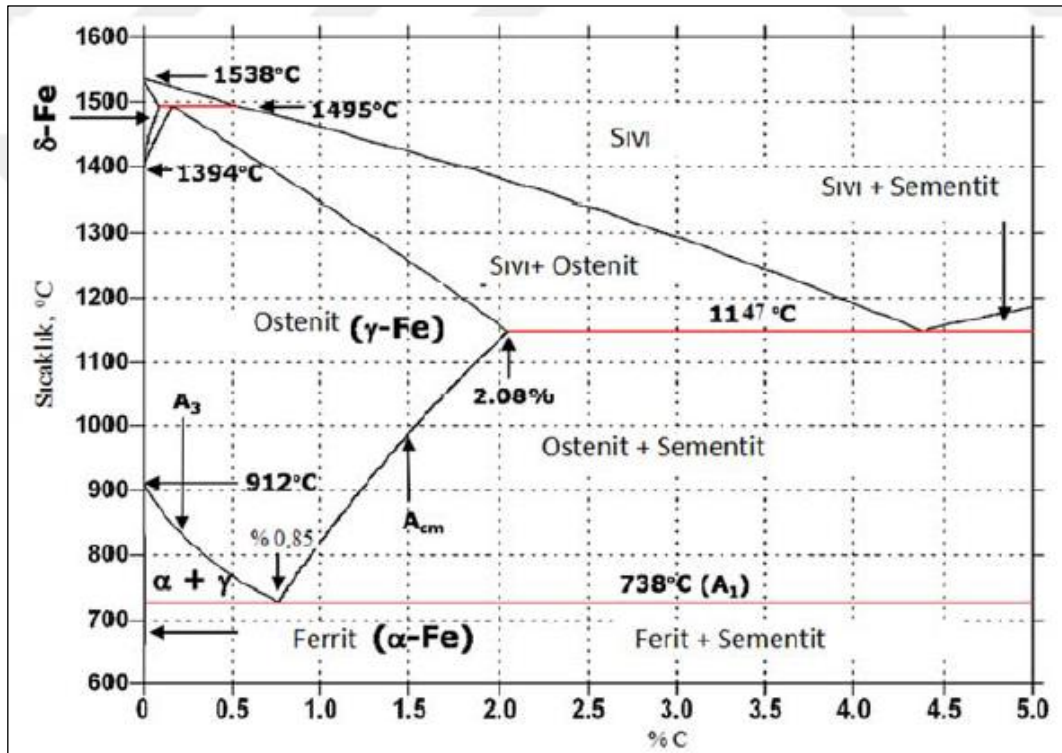


Şekil 2.6. Döküm sıcaklığının farklı kalınlıktaki Hadfield parçalarının östenit tane boyutlarına etkisi [46]

Dökümhaneler uzun yıllar açık ağızlı potalarda döküm sıcaklıklarının daha iyi kontrol edilebildiğine inandıkları için alttan dökümü tercih etmemişlerdir. Fakat, açık ağızlı potalarda dökümden hemen önce yüzeydeki cürufun temizlenmesi gerektiğinden ergiyik metalin ısı kaybı oldukça fazla olmaktadır. Dolayısıyla döküm işlemi boyunca yeterli sıcaklığı ve akışkanlığı elde edebilmek için sıvı maden ocaktan yüksek sıcaklıklarda alınması gerekir. Bu nedenle de yüksek ocak sıcaklığında pota astarı ile oluşabilecek reaksiyonları önlemek amacıyla bazik manyezit astarlar kullanılmaktadır. Oysa manyezitin ısı iletkenliği yüksektir ve ısı kaybı fazladır. Bu da madenin daha da yüksek sıcaklıklarda döküme aktarılmasını gerektirir. Fakat günümüzde yüksek alüminalı refrakterler sayesinde düşük sıcaklıklarda döküm işlemleri gerçekleştirilebilmektedir. Isı kaybının minimuma indirilebilecek şekilde tasarlanmış pota ısıtma sistemleri ile bir araya gelince iyi tasarlanmış alüminyum astarlı potanın ısı kaybı oldukça azdır [47].

2.4. Faz oluşumu ve Kırılgenlik Problemi

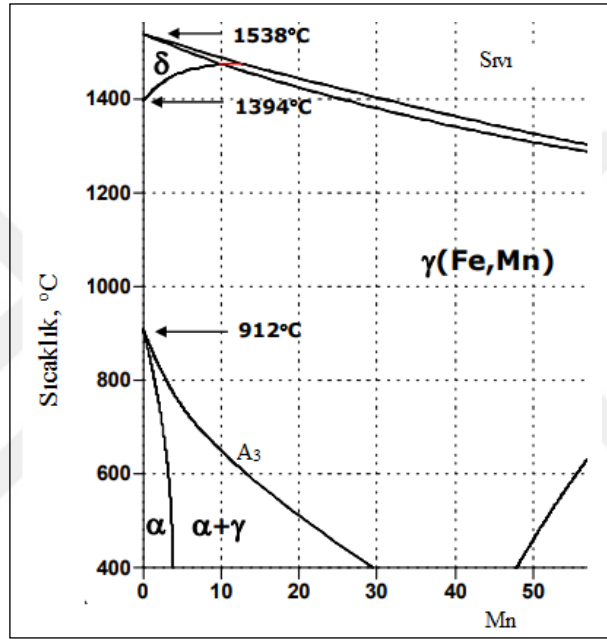
Şekil 2.7.'de tipik bir demir karbon denge diyagramı gösterilmektedir. Yüksek manganlı çelikleri teorik anlamda anlayabilmek için bu diyagramda gösterilmekte olan ostenit adı verilen γ -Fe fazı, ferrit adı verilen α -Fe fazı, perlit fazı ve γ -Fe fazının hızlı soğutulması ve diğer bir yöntem olarak deformasyon sertleşmesi sonucu oluşan martenzit fazını incelenmesi gerekmektedir.



Şekil 2.7. Demir-Karbon denge diyagramı [48]

Diyagramda gösterilen kübik hacim merkezli yapıya sahip olan α -Fe fazı bir ara yer katı çözeltilisidir. Bu fazda en fazla 738°C de %0,025 oranında karbon çözünmektedir. Diyagramdaki bir diğer faz ise 1147°C sıcaklıkta en fazla %2,07 oranında çözünebilen yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip γ -Fe fazıdır. Perlit fazı ise 738°C ve %0,85 karbon oranında çözünen karbon oranı değişimsiz ötektoid bir tepkime sonucunda ortaya çıkmaktadır [48]. Diyagramda gösterilmeyen ve yapısı türev olarak nitelendirilebilecek olan martenzit fazı ise γ -Fe fazından hızlı soğuma sonucunda meydana gelmektedir. Tetragonal hacim merkezli ve hekzagonal sıkı paket yapılara

sahip olabilen martenzit fazı karbona aşırı doymuş durumdadır. Oda sıcaklığına hızlı soğutulduğunda dönüşüm tamamen gerçekleşmez ise yapısında kalıntı östenitler barındırmaktadır. Bu durumda tamamen martenzit dönüşümünün tamamlanabilmesi için 0 °C altına soğutma işlemleri gerekmektedir. Bununla birlikte östenitik mangan çeliklerinde martenzit fazı deformasyon sertleşmesi sonucunda da meydana gelebilmektedir. Çünkü oluşan deformasyonla birlikte dislokasyon oranı artar ve istif hatalarının oluşumuna sebebiyet verir. Bu da martenzit oluşumunu tetikler [49].

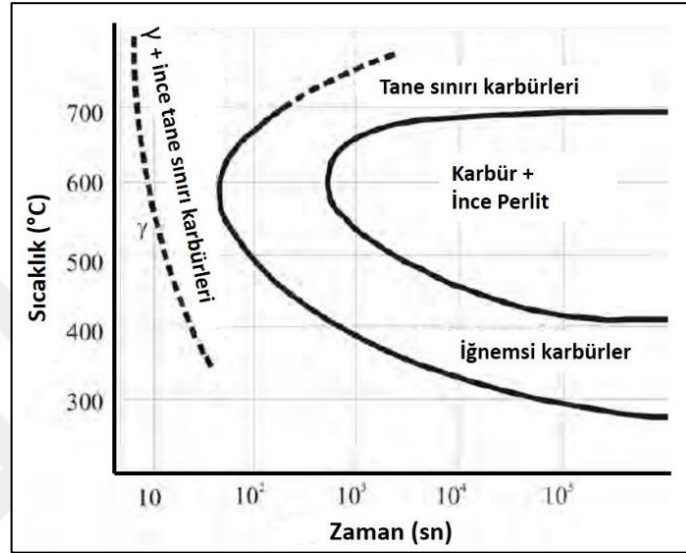


Şekil 2.8. Fe-Mn-C denge diyagramı [50]

Östenitik manganlı çeliklere yüksek oranda mangan ilavesi yapılmasının temel nedeni martenzit dönüşümünün geciktirilmesi ile düşük sıcaklıklarda östenit yapının elde edilebilmesi ve manganın demir-karbon alaşımı olan çelik içerisinde çözünerek hem kükürdün tane sınırlarına yerleşip sıcak yırtılmaya sebebiyet vermesini engellemek hem de östenit fazının parçaların servis sıcaklıklarında üstün özelliklere sahip kararlı yapılar oluşturabilmesidir [48]. Şekil 2.8.'de artan mangan oranı ile A₃ eğrisinin azaldığı ve buna bağlı olarak da Şekil 2.7.'de gösterilen östenit alanının genişlediği görülmektedir.

Östenitik manganlı çeliklerde %13'e kadar mangan içeren yapılarda ancak ferrit-östenit dönüşümüne rastlanır. Bu oranın üzerindeki mangan oranlarında α-Fe fazına

rastlanmaz. Yapıdaki ostenit ise sementit fazı nedeniyle kararsız durumdadır. Yavaş soğuma nedeniyle çökelen bu sementitler optik mikroskop incelemelerinde ostenit fazı içinde iğnemsî yapılar olarak görülmektedir. Öte yandan, karbon oranı arttıkça yapıdaki sementit miktarı da artmaktadır. Buna bağlı olarak da malzemelerin sünekliği ciddi oranda düşmektedir [48].



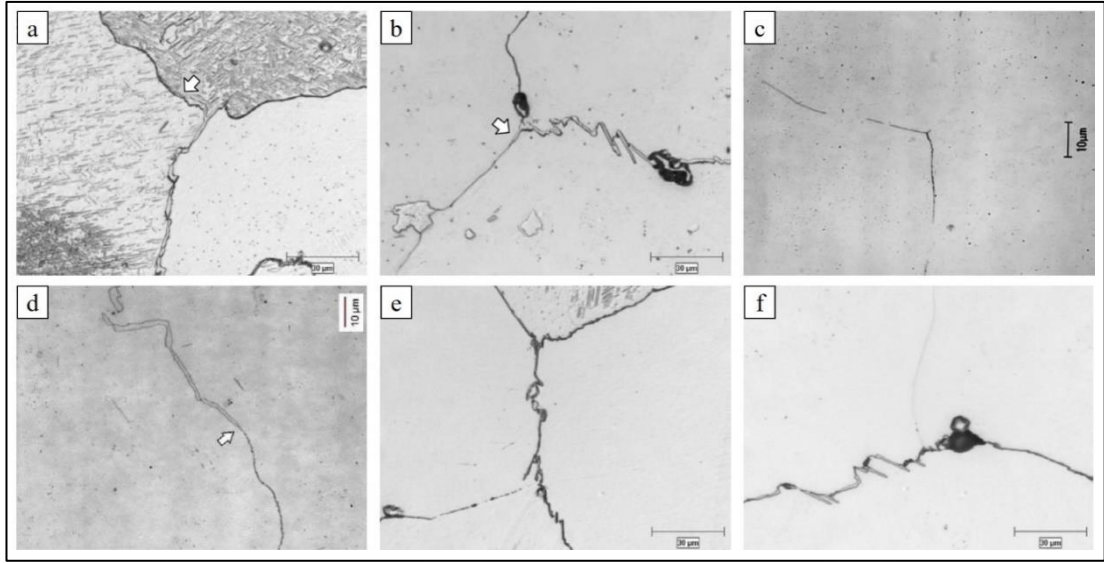
Şekil 2.9. %1,28 C ve %12,4 Mn içeren yüksek manganlı çeliğin izotermal dönüşüm eğrisi [52]

Östenitin dönüşümü veya ayrışması ($\gamma \rightarrow \gamma + \text{karbür}$) çelikte kırılabilirliği arttıran taneler arası karbür ağlarının oluşumu ile başlar. Şekil 2.9. tipik bir östenitik manganlı çeliğin (%1,28 C, %12,4 Mn, analizine sahip ve 1050 °C de 30 dakika östenitlenen) izotermal koşullarda dönüşüm sıcaklıklarını göstermektedir. Diyagram, 300 °C ve 700 °C arasında, taneler arası karbürlerin çökmesinin birkaç saniyelik bir bekleme süresinden sonra başladığını göstermektedir. İğnemsî karbürler C şeklindeki eğrinin 600 °C deki burnunu yaklaşık bir dakika sonra kesmesi ile oluşmaya başlamaktadır. Son olarak da daha uzun bekleme sürelerinde (yavaş dönüşüm kinetiği) iğnemsî karbürlerden daha dar bir sıcaklık aralığında perlit oluşumu gözlenir [51-52].

Daha önce de belirtildiği üzere, kimyasal analiz yüksek manganlı çeliklerin östenit dönüşüm kinetiğini güçlü bir şekilde etkiler. Örneğin, 600 °C sıcaklığında karbon içeriği %1.27'den 0.94'e düştüğünde, taneler arası karbürlerin oluşum süresi, %12 Mn içeriğine sahip çelikler için birkaç saniyeden 2 dakikaya çıkar. Buna karşılık

mangan oranı %3 değiştiğinde, taneler arası karbürlerin oluşum sürelerinde çok az bir değişiklik görölmektedir. Yapılan araştırmalarda, %6 Mn içeriğine sahip bir çelikteki karbon oranındaki artışın, iğnemsiz karbürlerin oluşum süresini kısalttığı, dönüşüm eğrisinin burnunu daha yüksek sıcaklıklara çektiği ve karbür alanını genişlettiğini göstermiştir. Kısacası, yüksek manganlı çeliklerde karbür oluşum süresi karbon oranının artışıyla azalırken, molibden, krom ve vanadyum elementlerinin ilavesiyle artmaktadır [51,53-54].

Östenitik mangan çeliklerinde dentritler arası, taneler arası ve tane içi kırılmalar gerçekleşebilir. Östenit taneleri, tane sınırı karbürleri gibi karbürlerin mevcudiyeti nedeniyle kohezyonu kaybettiğinde yüksek manganlı çelikler gevrekleşir. Karbür oluşumunun kinetiği tipik izotermal dönüşüm diyagramındaki karbür eğrisini takip eder ve en hızlı karbür büyümesi (karbür burnu) 600-650 °C aralığında meydana gelir. Bu durumda iki tip karbür oluşumu meydana gelir (şekil 2.10.). Birincisi, dağlanmış mikro yapıda 200-1000X büyütmeye tane sınırlarında görölen ve çok hızlı oluşan "ince" karbürlerdir. İkincisi tip ise ince karbürler üzerinde ekirdekleşen ve tane sınırları boyunca büyüme devam eden "kalın" karbürlerdir. İnce karbürler malzemenin tokluğuna önemli derecede zarar vermezler, fakat kalın karbürler malzeme tokluğunu ciddi derecede düşürürler. Genel mangan eliklerinde (ASTM A 128, Grade B), ince karbürler 0,2 µm den daha küçük olarak tanımlanırlar. Kalın karbürler ise 0,5 – 1,5 µm aralığında değişen bir kalınlığa sahiptirler [55].



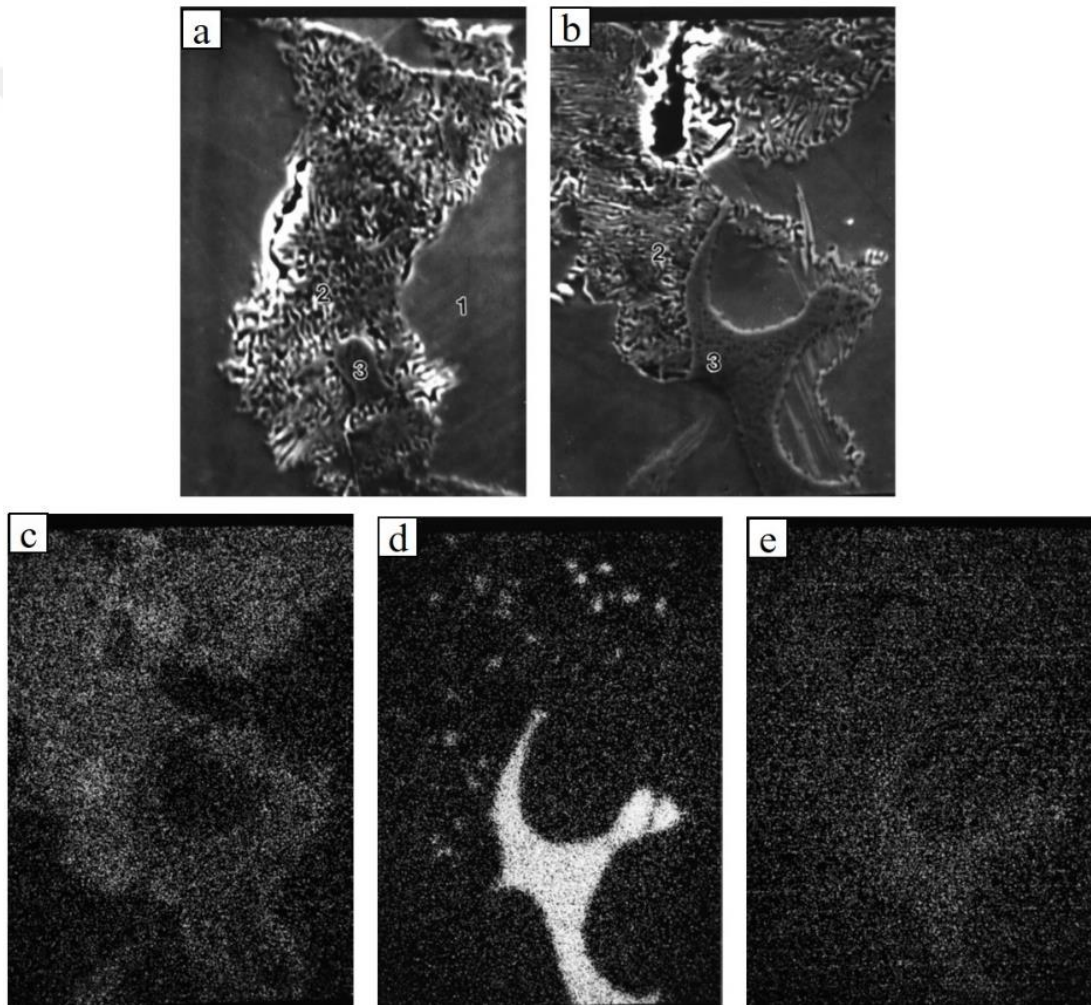
Şekil 2.10. Östenitik mangan çeliklerinde taneler arası, ötektoid üstü karbürler [53-56]: (1a, 1b) İnce karbürden kalın karbürlere geçişi göstermektedir, (1c) karbür içermeyen tane sınırları, (1d) yanal olarak ince bir karbürün üzerinde büyüyen kalın karbürler, (1e, 1f) Kalın karbürler

İnce karbürler, ışık mikroskobu altında görünürler ve birçok küçük, gizli parçacıktan oluşurlar. Kristalografik olarak, tüm karbürler bir M_3C (sementit) yapısına sahiptir, ancak kimyasal bileşimleri önemli ölçüde farklıdır. Östenitik mangan çeliklerinin gevreklik derecesi karbürlerin tane sınırını ne kadar çevrelediği ile doğru orantılı olarak değişir [57-58]. Bu bağlamda taneler arası karbürler oldukça önemli bir oynar. Bunlara ek olarak fosfor ötektiği, metalik olmayan inklüzyonlar ve mikro porozite gibi diğer kırılgan fazlar da dikkat edilmesi gereken önemli konulardır.

Gevrek bir fazın mikro yapı içerisindeki dağılımı miktarından çok daha fazla önem arz etmektedir. Örneğin 5ppm kadar düşüm bizmut içeriği bakır alaşımlarını gevrekleştirebilir [59]. Aynı şekilde 60 ppm kadar alüminyum nitrat (AlN) tane sınırında bir tabaka oluşturarak çeliklerin gevrekleşmesine sebebiyet verebilir [60]. Bunlar, çok ince katmanlarda bile matris ile uyum kaybına ve dolayısıyla kırılganlığa neden olurlar. Oksitler, bir metal matris ile en az kohezyona fazlardır. Çünkü tipik olarak dağılımları rastgele ayrık parçacıklar şeklindedir, bu nedenle malzeme tokluğuna zarar vermezler.

Fosfor, mangan çeliklerinde tane sınırlarında segregasyon eğilimi göstermesi nedeniyle daha çok tehlike arz eder ve çözelti tavlaması esnasında sıvılaşıp gevrek

bir üçlü fosfor ötektik filmi oluşmasına sebebiyet verir. Bu ötektik genellikle döküm yapılarında lamel veya iğnemsî karbürlerin merkezinde görülmektedir. Kuyucak ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda (Şekil 2.11.) $\text{Fe}-(\text{Fe,Mn})_3\text{C}-(\text{Fe,Mn})_3\text{P}$ şeklindeki üçlü fosfor ötektiğinin ostenit tane sınırı boyunca ve dentrit kolları arasında uzamamış fakat yuvarlak şeklindeki varlıkları elektron mikroskobu ile doğrulanmıştır [56]. Düşük karbonlu çeliklerdeki kükürt, katılaşma sırasında Tip II tane sınırı demir-sülfür ötektiği oluştururken, mangan çeliklerinde, özellikle zararlı olmayan küresel mangan sülfür oluşmasına sebebiyet verirler [61].



Şekil 2.11. Manganlı çeliklerde döküm mikro yapısının elektron mikroskobu görüntüleri, 2000X Sekonder Elektron (SEI), (4A, 4B): (1) matris, (2) lamel karbür, (3) fosfor ötektoidi, (4C) karbon haritası, (4D) fosfor haritası ve (4E) krom haritası [56]

2.5. Isıl İşlem Prosesi

Östenitik manganlı çelikler katılaşma sonrası soğuma hızına bağlı olarak yapıları bazen tamamen östenitik olur ya da yavaş soğuma hızlarında ostenit ile birlikte ötektik karbürler veya perlit kolonileri ihtiva ederler. Çünkü sıcaklığın düşmesi ile karbonun ostenit içerisindeki çözünürlüğü azalır ve soğuma hızına bağlı olarak tane sınırlarında ince karbür tabakaları, lamel karbürler ve iğnemsî karbürler oluşur [62]. Bu karbürler, iç yapıda ostenit tane sınırlarında yer alır ve 400-800 °C aralığında yavaş soğutma esnasında veya yeniden ısıtma sırasında oluşurlar. Bu nedenle, östenitik manganlı çelikler yüksek tokluk ve yüksek süneklik gerektiren uygulamalarda döküm halleri ile kullanılmazlar. Bu durumu önlemek için dökümden hemen sonra su verme ısıl işlemi uygulanması gerekir. Bunun için manganlı dökümler karbon miktarına ve parça kalınlığına bağlı olarak 900-1150 °C sıcaklığa ısıtılırlar ve inç başına 1 saat olacak şekilde bekletilirler. Daha sonra parçalar sıcaklıklarını kaybetmelerine izin verilmeden oda sıcaklığındaki karıştırılan suya daldırılarak yüksek sıcaklıktaki %100 östenitik yapının oda sıcaklığında muhafaza edilmesi sağlanır. Bu ısıl işleme çözelti tavlama adı verilir [63-64].

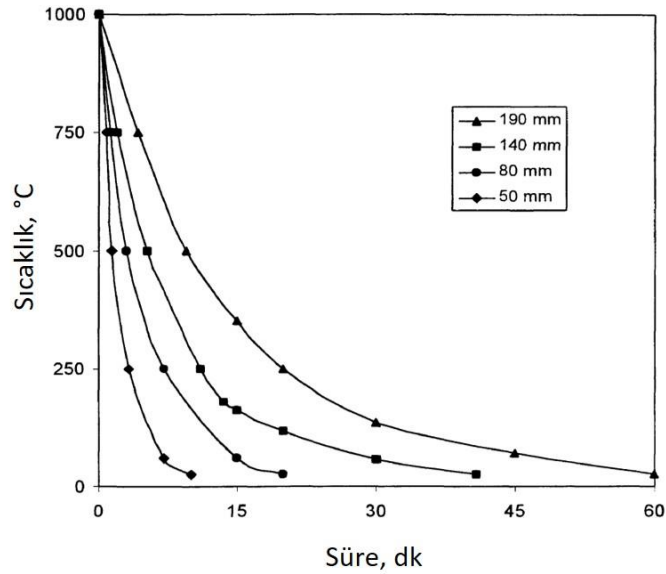
Endüstriyel uygulamalarda, yüksek tonajlı parçaların ısıtılması ve östenizasyon sıcaklığında bekleme adımları operasyonel kısıtlamalar nedeniyle kolay bir süreç değildir. Parçaların ısıl işlem fırınlarından alınıp su tanklarına götürülmesi esnasında ısı kaybedeceği göz önünde bulundurulursa östenizasyon sıcaklığının doğru belirlenmesi oldukça önem arz etmektedir. Bununla birlikte, ostenit sıcaklığına ısıtılan parçaların, asgari proses sürelerinde sıcaklık kaybını minimize ederek çok hızlı bir şekilde su havuzlarına alınması gerekir. Aksi halde ısıl işlem esnasında elde edilen ostenit fazı ile birlikte malzeme yapısında kırılmalığa sebebiyet veren ikincil fazların (karbür çökmesi, perlit vb) oluşumu söz konusu olabilir. Bu da parçaların beklenen servis ömürlerinden daha kısa sürede kullanım dışı kalmasına sebebiyet verebilir. Fakat madencilik ve iş makinası sektöründe kullanılan kalın kesitli döküm parçaların, alaşım elementleri ilave edilmeksizin sadece suda soğutma ile karbür ya da perlit oluşumlarından kaçınmanın imkanı yoktur [65]. Bu nedenle, alaşımlama metodolojisinin üretilecek parça özelinde doğru belirlenmesi gerekmektedir.

Demir çelik faz diyagramından, parçaların 700 °C'nin altındaki bir sıcaklıkta bekletilmesi durumunda karbür oluşumunun oldukça muhtemel olduğu görülebilir. Bu nedenle ilk aşamadaki ısıtma hızı çok önemlidir. Ayrıca yüksek mangan çelikleri, gereğinden fazla yüksek sıcaklıkta uzun süreli bekletilmeleri durumunda yüksek karbon içerikleri nedeniyle dekarbürizasyona ve demanyetizasyona uğrarlar. Bu da yüzeyde oluşan karbonsuz bölge nedeniyle parçaların erken aşınmalarına ve kullanım dışı kalmalarına sebebiyet vermektedir [50].

Endüstriyel uygulamalarda ideal bir ısıtma işlemi aşağıdaki adımlar uygulanabilir;

- Parçalar ilk olarak 650 °C ye kadar hızlı bir şekilde ısıtılır; bu sıcaklıkta 2-3 saat kadar bekletilir. Bu durumda yapıdaki perlit oranı azaltılır. Isıtma hızı fırının kapasitesine bağlı olarak 150-200°C h-1 olarak tavsiye edilir.
- Hızlı ısıtma nedeniyle, yüzey ve stok merkezi arasındaki sıcaklık farkı nedeniyle termal şok oluşmaktadır. Fakat östenit yüzey merkezli kübik yapıdadır (FCC) ve sünek bir fazdır. Bu nedenle termal şok nedeniyle çatlama olasılığı oldukça düşüktür. Bu nedenle, parçalar yaklaşık 30 dakika boyunca 750-800°C'de tutulmalıdır. Kesin tutma süresi, fırın kapasitesi, parça kalınlığı ve fırın homojenliği baz alınarak belirlenmelidir.
- Sonra parçalar Ac3 sıcaklığının üzerine (1000-1100 °C) 75 °C h-1 gibi düşük bir ısıtma oranıyla ısıtılmalıdır. Yüksek sıcaklıklarda tamamıyla östenitik olan parçaların termal değişkenler nedeniyle distorsiyona uğramasını engellemek için yeterince düşük ısıtma hızları tercih edilmelidir. Fakat çok düşük ısıtma hızları da yüksek sıcaklıklarda daha uzun süreler kalma anlamına geleceği için, bu da fırın atmosferi kontrol edilemediği zamanlarda durumda parçalarda dekarbürizasyona sebebiyet verir. Yine düşük ısıtma hızı, uzun süreler ısıtmaya neden olacağı için verimliliği etkileyen önemli bir parametredir. Bu nedenle ısıtma hızı seçilirken gerekli tüm önlemler alınmalıdır.
- Parçalar karbürlerin tamamı ile çözünmesi için inç başına 1 saat olacak şekilde östenizasyon sıcaklığında bekletilmelidir.

Su verme esnasında sirkülasyonlu bir su tankı kullanılması durumunda parça yüzeyindeki buhar tabakası hızla aşılır (Leidenfrost etkisi) ve bu nedenle de sirkülasyonsuz su tanklarına göre daha yüksek soğutma hızları elde edilir. Soğutma hızı, nihai mekanik özellikler etki eden en önemli faktörlerden bir tanesidir ve ısı işlem sıcaklığına, su tankının kapasitesine ve parça yüzeyindeki buhar tabakasının oluşmasını engellemek için gerekli olan suyun soğutma hızına bağlıdır [66]. Buhar tabakası oluşumunun nihai mikro yapıda çökelen karbür miktarı üzerine güçlü bir etkisi vardır. Dökümhanelerdeki mevcut su tanklarının büyük bir çoğunluğu uygun su verme şartlarını sağlayamayacak küçüklüktedir. İdeal bir mikro yapı elde etmek için her bir kg parça için 16,6 litre su içeren endüstriyel tanklar kullanılmalı ve su sıcaklığının da 25-28 °C arasında tutulması gerekmektedir [67-68]. Buna ek olarak, kullanılacak su tanklarının çok iyi bir sirkülasyon sistemine sahip olması ve su sıcaklığının proses boyunca sürekli kontrol altında tutulması oldukça önemlidir. Suyun ısı iletkenliği 40-45 °C üzerinde 20 °C deki değerin yarısından aşağı düştüğü için parça çıkış sıcaklıklarının 41-43 °C'i geçmemesi ve gerekirse bu durumun soğutma kuleleri, eşanjörler veya büyük depodan verilecek su ile kontrol altında tutulması gerekir.



Şekil 2.12. Çeşitli kalınlıktaki östenitik manganlı çeliklerin soğutma eğrileri [68]

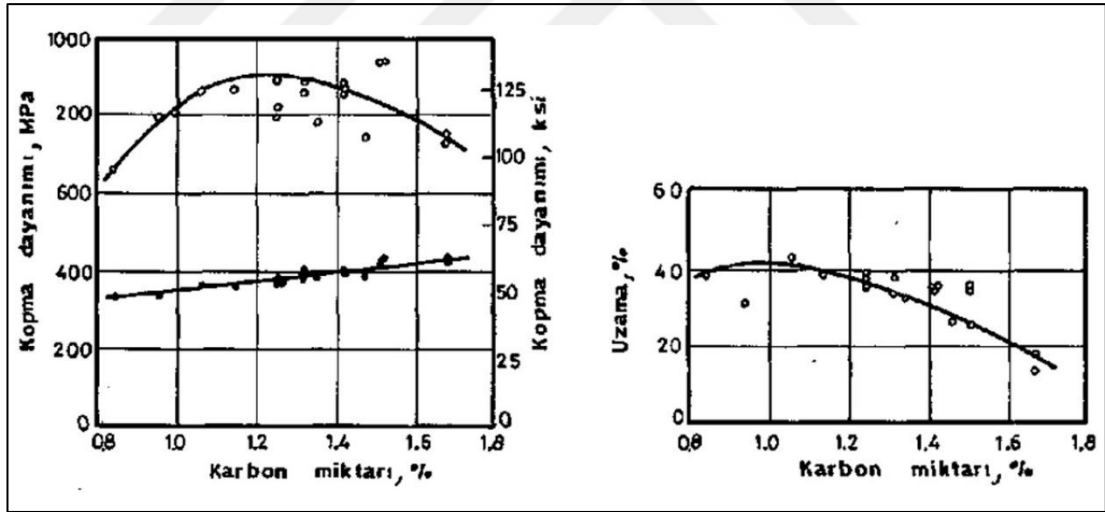
Şekil 2.12. kesit kalınlığının soğuma hızına etkisini göstermektedir. Kesit kalınlığının büyümesi ile soğuma hızı düşmektedir. Ayrıca, östenitik manganlı çeliklerin termal iletkenlikleri diğer çeliklere nazaran daha düşüktür. Bu nedenle, kalın kesitli parçaların

merkez bölgelerinde kenar bölgelere nazaran daha düşük tokluk ve mukavemet değerleri elde edilir [69]. Bu durumdan kaçınmak adına dökümhaneler kuvvetli çalkalama için pervanelerle donatılmış büyük bir su tankına ve bu tankın sıcaklığını sabit tutmak içinde soğutma kulelerine büyük yatırımlar yapmaktadırlar.

2.6. Alaşım Elementlerinin Etkisi

2.6.1. Karbon

Karbon östenitik mangan çelikleri için en önemli alaşım elementlerinden birisidir. Östeniti stabil eder ve aşırı doymuş bir karbon çözeltisi oluşturur. %0,6 ve üzeri oranlarda östenitik mangan çeliklerine ilave edilebilmektedir. Östenit fazı içerisindeki çözünürlüğü oldukça yüksektir. SFE'yi artırarak ϵ -martenzit dönüşümünü bastırır [70].



Şekil 2.13. Artan karbon miktarının mekanik özelliklere etkisi [71]

Çoğu standart manganlı çelik kalitesi için karbon ve mangan yaklaşık $Mn/C=10$ oranındadır. Genellikle mangan çeliklerde kullanılan karbon oranı %1,0 – 1,4 arasında değişir. Şekil 2.13.'de artan karbon miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. Karbon ilavesi katı çözelti sertleştirme oluşturduğu için mukavemet değerlerinde artış sağlarken tokluk değerlerinde belli bir miktardan sonra düşüşe sebebiyet verir ve kaynak edilebilirliği düşürür. Akma dayanımı üzerinde ise hafif ama

belirgin bir etkisi vardır; karbon içeriğindeki azalma akma dayanımının düşmesine sebebiyet verir. Karbon ilave edilmesinin asıl amacı aşınma direncini arttırmaktadır. Çünkü çoğu mangan çelikleri yüksek darbe altında çalışmaktadır. Bu nedenle, karbonun su verme işleminden sonra çözelti içinde tutulabileceği mümkün olan en üst seviyeyede kullanılması oldukça önemlidir. Bu sayede östenitik mangan çeliklerinin aşınma performansında önemli bir iyileşme elde edilebilir [50-51]. Karbon oranının artması ile daha yüksek çözeltiye alma sıcaklıklarına ihtiyaç duyulur.

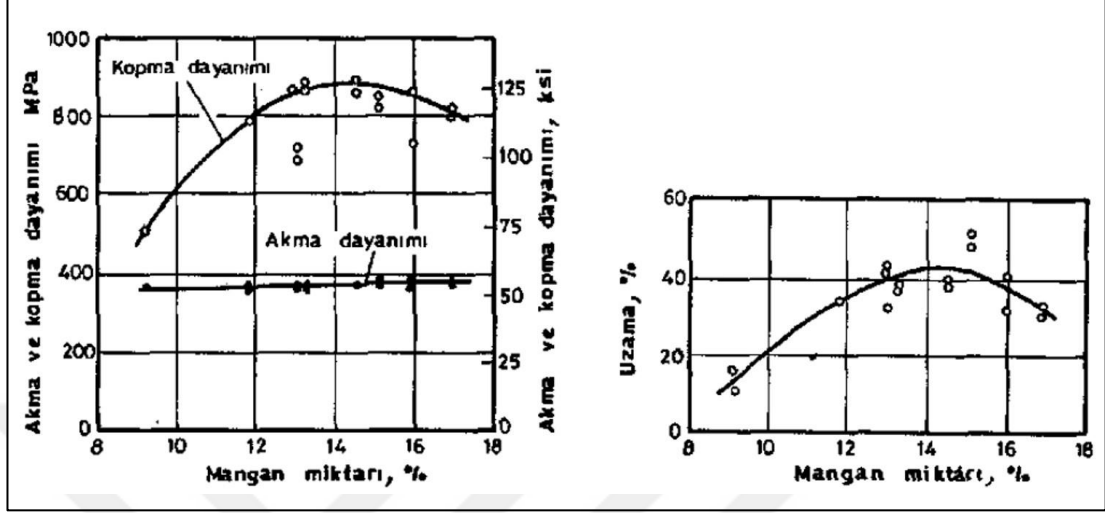
Çözelti içerisindeki karbon içeriğini arttırmanın iki yolu olabilir; birinci alternatif, su verme esnasında 950 °C den 500 °C'ye kadar ki soğuma hızını arttırarak karbür çökmesini engellemektir [72-73]. Bu durumu laboratuvar şartlarında uygulama kolay olsa da özellikle kalın kesitli parçaların üretiminde mümkün değildir [74]. Diğer alternatif ise, su verme işlemi esnasında fazla karbonun çökmesini engellemek için östenit dönüşümünün daha yavaş gerçekleşmesini sağlamaktır. Manganlı çeliklerde %20'ye kadar mangan ilavesi mekanik özellikleri etkilemeden östeniti stabil hale getirir ve karbür çökmesini geciktirir.

Lu Dingshan ve ark. [75] Mn13Cr2 ve Mn18Cr2 çeliklerine karbon ilavesinin etkisini incelemek üzere sırasıyla %1,25, %1,35 ve %1,45 oranlarında karbon ilave etmişlerdir. Sonuçlar incelendiğinde artan karbon içeriği ile her iki malzemede de tane sınırlarında karbür mevcudiyetinin arttığı ve buna bağlı olarak da sertlik değerlerinin arttığı, tokluk değerlerinin azaldığı görülmüştür.

2.6.2. Mangan

Mangan, östeniti kuvvetli bir biçimde kararlı hale getirir. Östenitten ferrite dönüşümü önleyerek su verme işleminden sonra mikro yapının oda sıcaklığında %100 östenitik kalmasını sağlamaktadır. Diğer bir deyişle, yapı içerisinde sertleşmeye ve kırılganlığa neden olan martenzit yapının oluşumunu engellemek ve homojen bir östenit mikro yapısını elde etmek için mangan ilavesi yapılmaktadır [76]. Lee ve ark. [77] Fe-Mn alaşımındaki Mn miktarının artırılması ile martenzit başlangıç sıcaklığının büyük

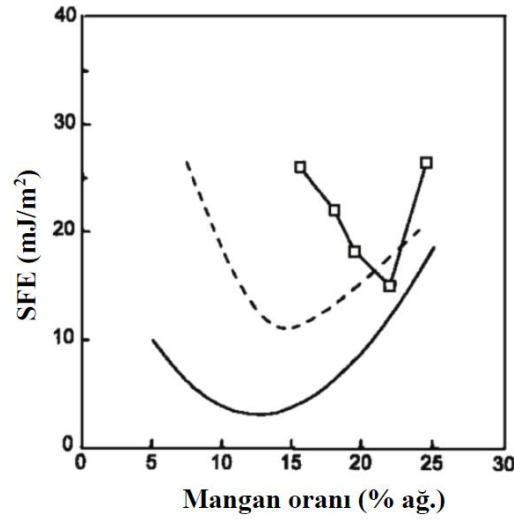
ölçüde düştüğünü ve yüksek manganlı çeliklerde yapının tamamı ile ostenite dönüştüğünü raporlamışlardır.



Şekil 2.14. Artan mangan miktarının mekanik özelliklere etkisi [71]

Şekil 2.14.'de artan mangan miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. %10 ile 14 arasında Mn akma mukavemetini etkilememekte ancak sünekliği ve çekme mukavemetini arttırmaktadır. Mn oranının %10'un altına düşmesi ile birlikte mekanik özellikler keskin bir şekilde düşmektedir. %8 Mn içeriğine sahip yüksek manganlı östenitik çeliklerde mekanik özellikler neredeyse yarı değere düşmektedir. %10 Mn'ın üzerinde mekanik özelliklerde az olmakla beraber iyileşme görülmekle birlikte pratik uygulamalarda %11 Mn değeri olabilecek en düşük oran olarak kabul edilmektedir [76]. Öte yandan, Mn oranının %15'in altında olması α' -martenzit oluşumunu teşvik ederken, %30-32'nin üzerinde olması gevrek β -Mn fazını oluşturur. Yine yüksek oranlarda bulunması dönüşüm sıcaklıklarını ciddi derecede düşürür ve ostenit içindeki karbon çözünürlüğünü artırır [78].

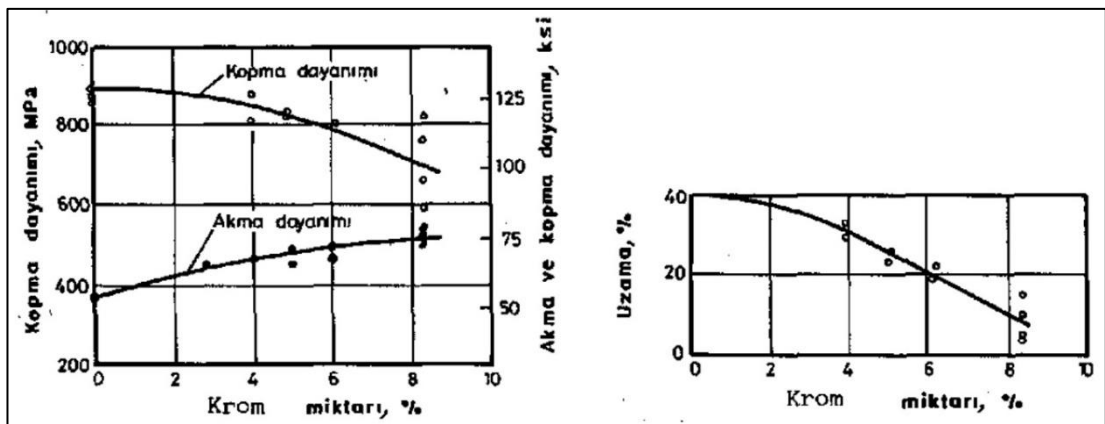
Mangan'ın bir diğer önemli özelliği ise istif hata enerjisini kontrol etmesidir. Mangan oranının Fe-Mn alaşım sistemlerinde SFE'ye etkisi 3 farklı kaynak verilerine göre Şekil 2.15.'de verilmiştir. Mangan SFE değerini ilk önce bir minimum değere ulaştırır sonra artışa neden olur. Böylece Artan mangan ile SFE değerinde artış olmakta bu da deformasyon modunu TRIP'ten TWIP tipine değiştirir [79].



Şekil 2.15. Fe-Mn sistemlerinde Mn oranının İstif Hatası Enerjisine etkisi [5]

2.6.3. Krom

Krom, yüksek mangan çeliklerine akma dayanımını ve aşınma direncini arttırmak için ağırlıkça %1,5 ile 2,5 arasında ilave edilir. Krom, tane içlerinde ve tane sınırlarında $(Fe,Mn,Cr)_{23}C_6$ kompleks karbürlerinin oluşmasına neden olur ve bu da tokluğu düşür. Krom güçlü bir karbür yapıcı element olduğundan, kompleks $(Fe,Mn,Cr)_{23}C_6$ karbürleri oluşturarak yüksek manganlı çeliklerde sertlik artışına sebebiyet verir [80-81]. Ayrıca, Cr ilavesi Fe-Mn alaşımlarında SFE değerini arttırır [82].



Şekil 2.16. Artan krom miktarının mekanik özelliklere etkisi [71]

Kromun yüksek manganlı östenitik çeliğin aşınma davranışındaki rolü nedeniyle, bu elementin yüksek mangan çeliğinin aşınma davranışı üzerindeki etkisi üzerine çok

sayıda araştırma yapılmıştır. Şekil 2.16.'da artan krom miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. Agunsoye ve ark. [81] yüksek manganlı östenitik çelikler ile yüksek kromlu demir alaşımlarının özelliklerini ve mikro yapısını karşılaştırarak ve yüksek manganlı çeliklerin mukavemetinin yüksek kromlu demir alaşımlarından daha yüksek olduğunu göstermiştir.

Mahallawi ve ark. [15] ağırlıkça yüzde 1,7 ila 2,3 kromun yüksek manganlı östenitik çeliğinin sertlik ve aşınma davranışı üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Buna göre artan krom oranı ile sertliğin arttığını, tokluk değerlerinin ise azaldığı belirtilmiştir. Fakat, her ne kadar artan krom oranı ile sertliğin arttığı belirtilse de, krom içermeyen düz Hadfield çeliğinin, yüksek darbeli aşınma koşullarında aşınma oranı ve serleşme oranı açısından krom içeren diğer çeliklerden daha üstün olduğu raporlanmıştır.

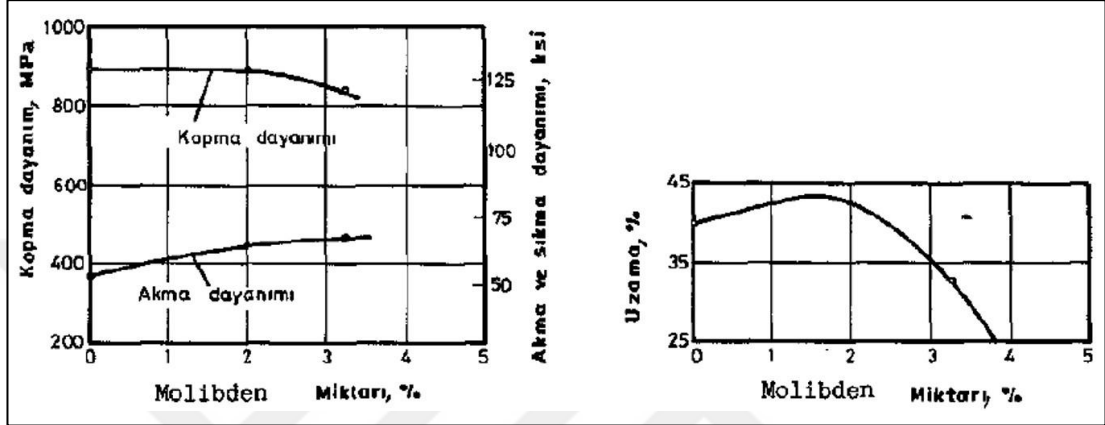
Pribulova ve ark. [83] ise yüksek tokluk değerleri gerektiren uygulamalarda öncelikli olarak yapı içerisindeki karbür oranının azaltılması, bunun içinde krom içeriğinin %0,1 ile sınırlandırılması gerektiğini belirtmişlerdir.

2.6.4. Molibden

Östenitik manganlı çeliklerde molibden ilavesi parçalar ısıtıldıktan sonra oluşan karbürün oluşturduğu kırılganlığına karşı dayanımı arttırmaktadır. Bu sayede, parçaların döküm halindeki mekanik değerleri büyük miktarda iyileştirmektedir. Ayrıca, dökümhane koşullarında yolluk ve besleyicilerin daha kolay kesilmesi sağlayarak kesim ve kaynak tamiri sırasında malzemede çatlama meydana gelme ihtimalini azaltmaktadır. Bu nedenle maden sektöründe yoğun miktarda kullanılmakta olan kalın kesitli kırıcı parçalarının üretiminde %1'e kadar molibden olumlu sonuçlar vermektedir. Ancak östenitik manganlı çeliklerde kırılganlığa asıl olarak karbon elementi sebep olduğundan yüksek karbon oranlarında molibdenin elementinin bu olumlu etkisi düşük kalmaktadır [47, 84]

Molibden içerikli östenitik manganlı çeliklerin kullanım alanlarına ardı ardına kaynak yapılarak 500 °C'a kadar sıcaklıklarda sert dolgu kaynağı gerçekleştirilen aşınmaya

dirençli parçaların üretimi örnek verilebilir. Bu tür çelikler ayrıca döküm halinde çarpılmadan ısıtıl işlem yapılması oldukça güç olan ince ve karmaşık kesitli parçalar içinde alternatif bir malzeme olarak kullanılmaktadır. Düşük karbonlu (%1'e kadar) bir mangan çeliğine %1 Mo ilavesi ile 37mm ye kadar kesit kalınlıklarında döküm halinde en az %20 uzama, 177 N'un üzerinde darbe dayanımı sağlanmıştır [47].



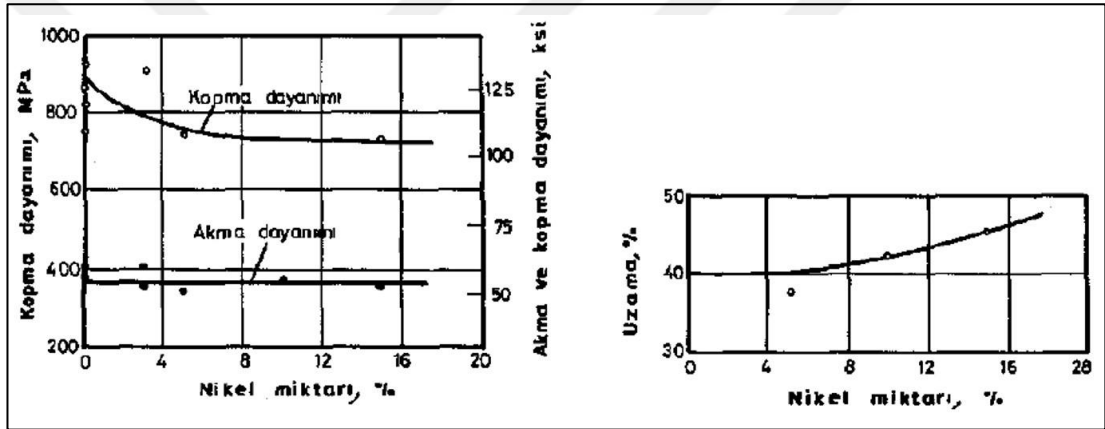
Şekil 2.17. Artan molibden miktarının mekanik özelliklere etkisi [71]

Şekil 2.17.'de artan molibden miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. Molibden ilavesi ile akma mukavemetinde sürekli bir artış elde edilirken %2'nin üzerindeki oranlarda çekme mukavemeti ve uzama değerleri olumsuz yönde etkilenmektedir. Bu nedenle kalın kesitli parçalarda molibden elementinin kullanımı genellikle %2 ile sınırlandırılır [71].

Mohammadnezhad ve ark. [16] ağırlıkça yüzde 0,2 ila 0,6 molibdenin yüksek manganlı östenitik çeliğin sertlik, tokluk ve tane boyutu üzerindeki etkisini araştırmıştır. Artan molibden miktarı ile döküm halindeki yapıda MoC miktarının arttığı ve bunların da çekirdekleşme noktaları oluşturarak tane boyutunu küçülttüğünü raporlamıştır. Ayrıca, tane boyutunun küçülmesi ve katı çökelti sertleştirmesinin etkileriyle birlikte sertlik ve tokluk değerlerinde doğru orantılı olarak artış olduğu belirtilmiştir.

2.6.5. Nikel

Nikel güçlü bir östenit yapıcı elementtir. Düşük soğuma hızlarında dahi dönüşümü geciktirerek 300-600 °C sıcaklıkları arasında karbür çökmesini önler. Bu da özellikle kalın kesitli parçaların üretilmesinde nikel kullanımını teşvik eder. Şekil 2.18.'de artan nikel miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. Nikel ilavesi yüksek manganlı çeliklerin sünekliğini artırırken çekme mukavemetlerinde keskin bir düşüşe sebebiyet vermektedir. Akma mukavemetine ise hiçbir etkisi yoktur. Nikel ayrıca yüksek manganlı östenitik çeliklerin kaynağı esnasında karbür oluşumunu engellemek için dolgu malzemesi olarak kullanılmaktadır [13,85].

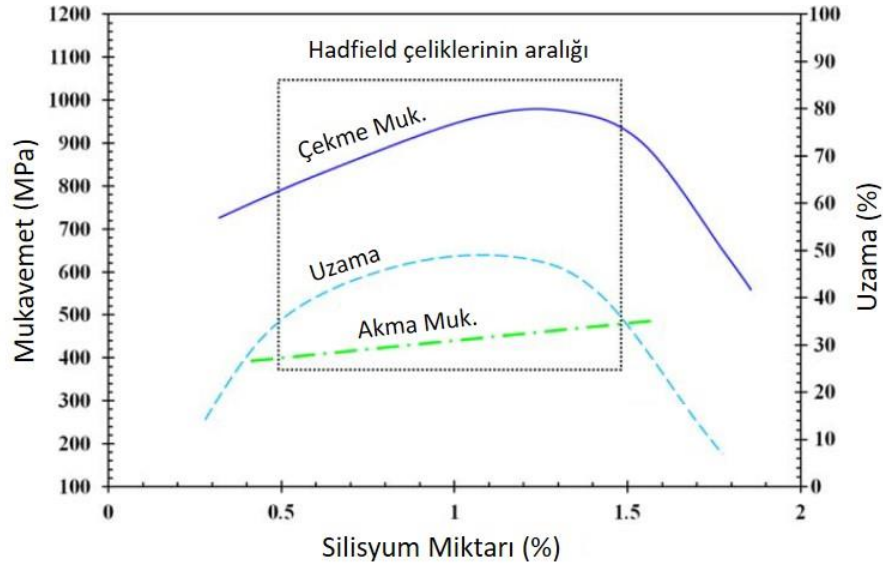


Şekil 2.18. Artan nikel miktarının mekanik özelliklere etkisi [71]

2.6.6. Silisyum

Silisyum deoksidasyon amaçlı kullanılır ve alaşım elementi olarak kabul edilmez. Karbür oluşturmaya yardımcı bir elementtir ve çeliğin sertliğini ve aşınma direncini arttırmak için ilave edilir. Genel olarak ağırlıkça %0,8 silis ilavesinde mangan çeliklerinde en iyi akışkanlık ve döküm özellikleri elde edilir. Aşırı miktarda silis ilavesi parçada kırılganlığa sebebiyet verir. Bu nedenle uluslararası standartlara göre, silis oranı genelde %1 ile sınırlandırılır ve ne kadar ilave edileceğinin kararı genelde üretici firmaların kendi tecrübelerine bağlı olarak değişiklik gösterir. Katılaşma esnasında segregasyon oluşturmaya yönelik güçlü bir eğilimi vardır. Karbon aktivitesini artırır ve östenitik matris içerisindeki karbon çözünürlüğünü düşürür [46].

Şekil 2.19.'da artan silis miktarının mekanik özelliklere etkisini göstermektedir. Görüldüğü üzere, ağırlıkça %1'e kadar silisyum ilavesi mikro yapıda SiC partiküllerinin oluşması nedeniyle yüksek manganlı çeliklerin akma mukavemetini, çekme mukavemetini ve sertliğini artırırken sünekliğini düşürmektedir.



Şekil 2.19. Artan silisyum miktarının mekanik özelliklere etkisi [46]

2.6.7. Fosfor

Mangan çeliklerinde fosfor %0.02'nin üzerine çıktığı zaman taneler arası çatlama olasılığı artmaktadır. %0.06 üzerindeki fosfor, mangan çeliğinin yüksek sıcaklıktaki plastikliğini hızlı bir şekilde düşürmekle birlikte sıcak yırtılma miktarı daha fazla olmaktadır. % 0.06 değerinin altında fosfor olması sadece sıcak yırtılma eğiliminin artmasını sağlamaktadır [84].

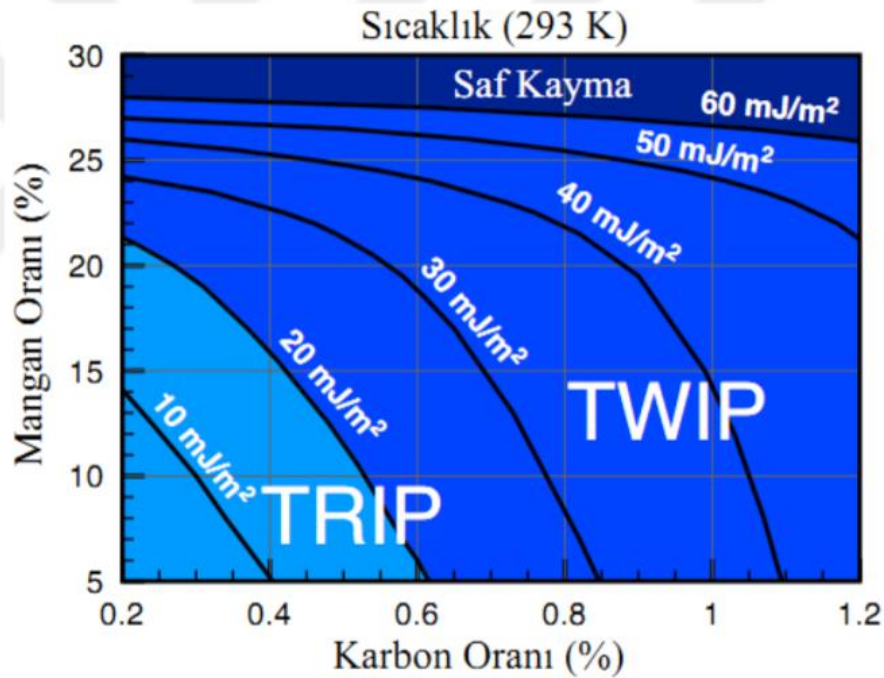
Döküm parçasında olabilecek en yüksek fosfor yüzdesi, döküm parçasının büyüklüğüne, tasarımına ve besleyicilerin yeri ve boyutuna bağlı olarak değişim gösteren gerilimin büyüklüğüne bağlı olmaktadır. Geometrik olarak yüksek et kalınlığında ve dökümü zor olan parçalarda fosfor oranının %0.04'ün altında olması tavsiye edilmektedir [84].

2.6.8. Kükürt

Alaşımlı veya alaşımsız çeliklere cüruf yapmak ya da kalıntıları küreselleştiren MnS bileşiği oluşturmak nedeniyle ilave edilen manganın bu temizleyici etkisi nedeniyle, östenitik manganlı çeliklere kükürt nadiren bir faktördür. Oluşan bu kalıntıların uzaması kitle çeliklerinde yönlü özelliklere yol açarken, döküm çeliklerinde zararsız kabul edilirler [47].

2.7. Deformasyon Mekanizmaları

SFE deformasyon mekanizmasının tipini etkileyen önemli bir parametredir [86-88]. Yüksek manganlı çelikler, SFE değerindeki artış nedeniyle gerilme kaynaklı martenzitik dönüşüm (TRIP), mekanik ikizlenme (TWIP) ve dislokasyon kayması göstererek plastik olarak deforme olurlar (Şekil 2.20.). Bu çeliklerin mükemmel mekanik özelliklere sahip olması, deformasyonu esnasında bu mekanizmaların bir arada ve/veya birbirini engelleyici bir şekilde meydana gelmesinin sonucudur. TWIP çeliklerindeki baskın deformasyon modu ikizlenmedir. [89-90]



Şekil 2.20. Ağırlıkça (%) Mn ve C oranına göre SFE enerjileri [91]

Deformasyon modları östenitik yapının SFE değeriyle çok yakından ilişkilidir. Genel itibariyle oda sıcaklığında, SFE çok düşükse (≤ 20 mJ/m²) gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm gerçekleşir. Bununla birlikte, daha yüksek SFE (20 mJ/m²) değerlerinde martensitik faz dönüşümü bastırılır ve 60 mJ/m²'ye kadar mekanik ikizlenmeler gözlenir. 60 mJ/m²'den daha yüksek değerlerde ise artık dislokasyon kaymaları gerçekleşir [92]. Fakat bu konuda birçok görüş ayrılıkları bulunmaktadır. Allain ve ark. [86] SFE'nin 18 mJ/m² 'nin altındaki değerlerinde martenzitik dönüşümün gözlemlendiğini, 12-35 mJ/m² arasındaki değerlerinde ikizlenmenin gerçekleştiğini rapor etmişlerdir. Frommeyer ve ark. [93] 25 mJ/m²'nin üzerinde stabil östenit fazında ikizlenmenin, 16 mJ/m²'nin altında martenzitik faz dönüşümünün olduğunu bildirmişlerdir. Jin ve ark. [94] 25 mJ/m²'lik SFE değerinin ikizlenme için gerekli olduğunu bildirmişlerdir. Chen ve ark. [70] ise yaptıkları çalışmalarda östenitik yapının tamamen ikizlenme özelliği göstermesi için 20-30 mJ/m² arasındaki SFE değerlerinde olması gerektiğini bildirmişlerdir.

Öte yandan, SFE değerleri malzemenin kimyasal kompozisyonu ve deformasyon sıcaklığı ile değişmektedir [95]. Örneğin; Mn, Al, Cu, gibi elementler SFE değerini artırmaktadır. Cr ve Si gibi elementler ise SFE değerini düşürmektedir. Bu elementlerden ideal oranların yakalanması ile ϵ martenzitin oluşumu engellenip, deformasyon boyunca ikizlenme oluşumu sağlanabilir [89-96].

2.7.1. Gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm – TRIP etkisi

TRIP çeliklerinin TWIP çeliklerinden en büyük farkı östenitin soğuma sırasında kararlı, mekanik yükler altında ise kararsız oluşudur; faz dönüşümü mekanik yüklenme sırasında görülür. TWIP çeliklerinde ise soğuma ve deformasyon sırasında faz dönüşümü görülmez ama mekanik ikizlenme ile östenitin oryantasyonu değişebilir [97]. Gerilim kaynaklı dönüşüm kavramı, sıcaklığın M_s 'nin üzerinde olmasına rağmen martensitin oluşabileceği anlamına gelir. Gerilim kaynaklı dönüşüm ikiye ayrılır. Bunlardan birincisi, sıcaklığın M_s 'nin üzerinde olmasına rağmen, dönüşümünü başlatmaya yardımcı olan gerilim destekli dönüşüm, diğeri ise dislokasyon oluşumunun martenzit oluşumu için daha kolay çekirdekleşme alanları olduğu gerilim

kaynaklı martenzitik dönüşümdür Gerilim kaynaklı martenzit oluşumunu aktif hale getirmek için gerekli SFE değeri 20 mJ/m²'den düşüktür [98].

Ostenit fazı iki farklı martenzit yapıya dönüşebilir; birincisi ϵ -martenzit adı verilen sıkı paketlenmiş hegzagonal (HCP) martenzit fazıdır, diğeri ise α -martenzit adı verilen hacim merkezli kübik (BCC) martenzit fazıdır. Dislokasyon yığılmalarında α -martenzit çekirdeklenmesi meydana gelirken, istif hatalarında ϵ -martensitin çekirdeklenmesi oluşur. İlk α -martenzit çekirdeklerinin ana östenit ile uyumlu olduğu bilinmektedir. Artan yük ile α -martenzit çekirdeği plaka olarak hızla büyümektedir. Martenzitin büyümesi yüksek açılı tane sınırlarına veya diğer martenzit plakalarına ulaştığında durmaktadır. Bu durum Şekil 2.21.'de net bir şekilde şematize edilmiştir. [98]

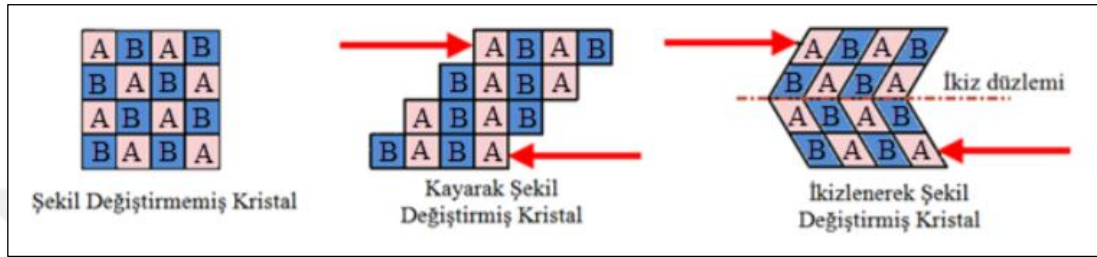


Şekil 2.21. α -martenzit plakalarının büyümesinin şematik gösterilişi [98]

2.7.2. Deformasyon ikizlenmesi – TWIP etkisi

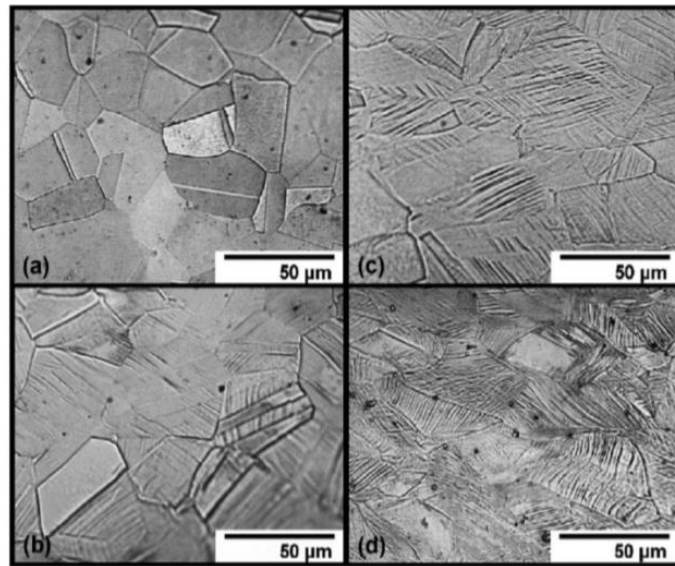
Östenit çeliklerinin içerisindeki Mn oranı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. İkizlenme, 20-60mJ/m² aralığında istif hatası enerjisine sahip yüzey merkezli kübik metallerin ve alaşımların önemli bir deformasyon mekanizmasıdır [70]. İkizlenmeler, kaba taneli östenitik fazlarda düşük sıcaklıklarda ortaya çıkar. Bu ikizlenmeler mikro yapı içerisinde tane sınırı özelliği gösterdiklerinden çeliklerin dayanımını artırmaktadırlar. İkizlenmeler istif hata bölgesinde çekirdeklenir ve düşük istif hata bölgelerinde oluşurlar [99].

Metallerin plastik şekil değişiminde temel etkenler; kayma ve ikizlenme sistemleridir. Kaymanın gerçekleşmediği durumlarda kristal yapıda ikizlenme ile plastik deformasyon meydana gelmektedir. İkizlenmeyle oluşan yeni yapı, başlangıç durumdaki yapının ikiz düzlemine göre simetriğidir. Şekil 2.22.'de görüleceği üzere kayma işleminde komşu atomlar yer değiştirirken, ikizlenme olayında atom komşulukları değişmemektedir [91]



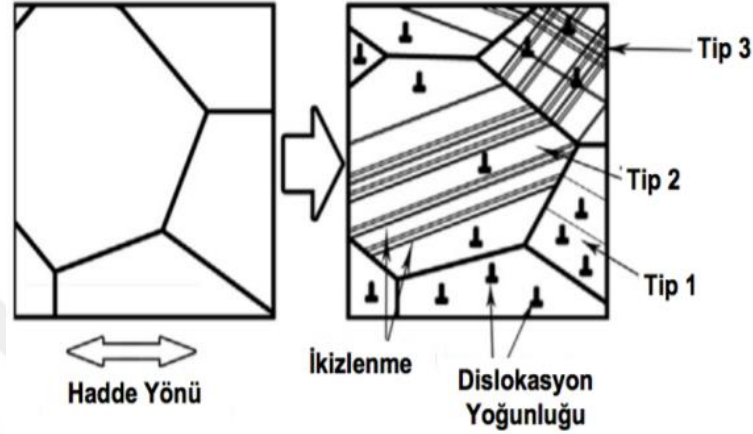
Şekil 2.22. Plastik deformasyon sonucu da kristal yapıdaki değişimler [91]

İkizlenmelerin oluşumunda kimyasal kompozisyon ve üzerlerine uygulanan deformasyon miktarları etkilidir. Büyük miktardaki deformasyonlar, daha çok deformasyon ikizlerinin oluşumunu sağlar. Şekil 2.23., artan plastik deformasyonla kristal yapıda meydana gelen değişimler ve ikiz oluşumlarının mekanizması gösterilmektedir [91].



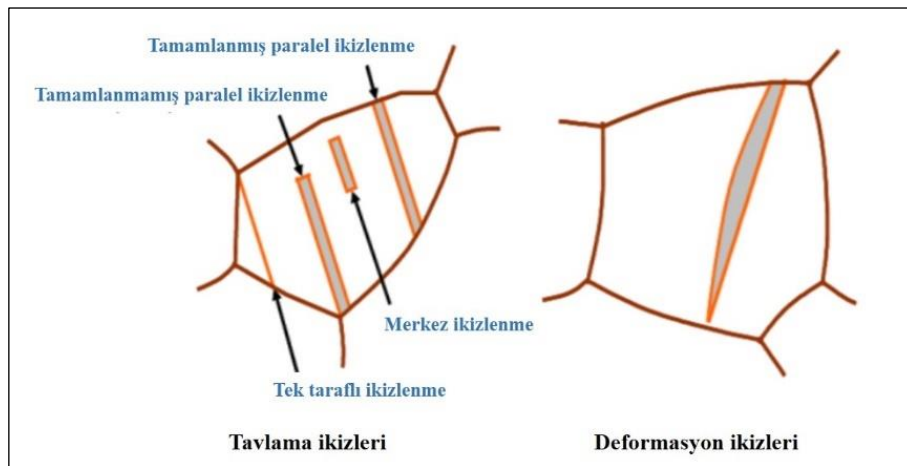
Şekil 2.23. Fe-22Mn-0.6C TWIP çeliğine ait mikro yapı: a) gerinimsiz b) %18 gerinim c) %26 gerinim d) %34 gerinim [100]

İkizlenme mekanizmalarının yönelmelerine bağlı olarak tane yapıları üçe ayrılabilir. 1. Tip taneler, genel olarak bağımsız mekanik ikizlenmeler içerir. 2. Tip taneler, bir aktif birincil ikizlenme sistemi içerirler. 3. Tip taneler ise birincil ve ikincil ikizlenme mekanizmaları ile karakterize edilmiştir (Şekil 2.24.) [101].



Şekil 2.24. Farklı yönelmelere sahip ikizlenme tipleri [101].

Öte yandan, ikizlenme mekanizmalarının tipine bağlı olarak tane yapıları tavlama ikizleri ve deformasyon ikizleri olarak ikiye ayrılır (Şekil 2.25.). Deformasyon ikizleri sadece deformasyon uygulandıktan sonra görülebilir. Fakat, kristalografik olarak, tavlama ve deformasyon ikizleri arasında herhangi bir fark yoktur. Her ikisi de $\{111\}$ düzlemlerinde istifleme hatalarından dolayı oluşur [101].

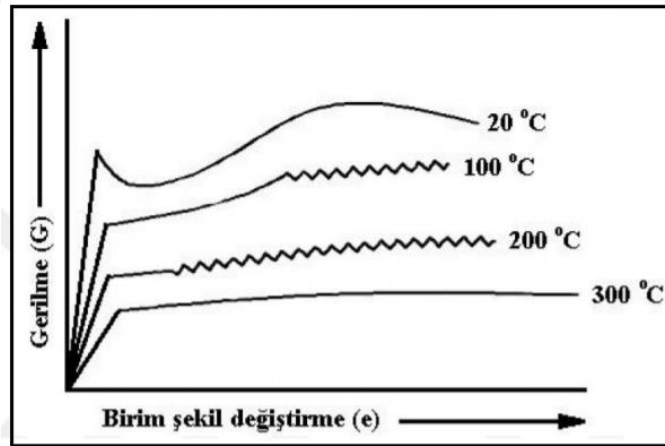


Şekil 2.25. İkizlenmiş tanelerin morfolojileri [101]

2.7.3. Dinamik deformasyon yaşlanması

Dinamik Deformasyon Yaşlanması (DSA), çözünen atomlar ile deformasyon esnasında meydana gelen dislokasyonlar arasındaki dinamik bir etkileşim olarak açıklanmaktadır. Dinamik deformasyon yaşlanması aynı zamanda birçok malzeme için bir sertleştirme mekanizmasıdır. Gerilme-uzama eğrisinde testere dişi bir davranışın meydana gelmesi dinamik deformasyon yaşlanması en belirgin göstergesidir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa statik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılırken, yaşlanma sertleşmesi olayının plastik deformasyon sürecinde meydana gelmesi dinamik deformasyon yaşlanması olarak tanımlanır [75].

Dinamik deformasyon yaşlanması olayı Portevin-Le Chatelier etkisi olarak da adlandırılmaktadır. Şekil 2.26.'da dinamik deformasyon yaşlanması sonucu çekme eğrisinde oluşan zigzaklar tekrarlanan akma ve yaşlanma olayı sonucu meydana gelmektedir.



Şekil 2.26. Portevin-Le Chatelier etkisi gösteren “gerilme-birim şekil değiştirme” diyagramı [102]

Deformasyon esnasında oluşan dislokasyon hareketleri çözünen atomlar tarafından engellenir ve deformasyonun devam edebilmesi için yeni dislokasyonların oluşturulması gerekir. Böylece deformasyon uğrayan malzemede çok daha büyük ve homojen bir dislokasyon yoğunluğu oluşumu gözlenir. Eğer dislokasyonlar düşük hızda hareket ederse, bu noktada dislokasyonlar çözünmüş atomlardan geçer fakat

sonra diğ er engellerle veya başka atomlarla karşılaşır. Böylece dislokasyon hareketi daha fazla engellenir. Bu engelleme akma gerilmesini defalarda arttırır. Bu pekleşme etkisi dinamik deformasyon yaşlanması olarak bilinir. Fakat, dislokasyon oluşum hızı çözünen atomlar tarafından engellenemeyecek kadar yüksek ise bu durumda dinamik deformasyon yaşlanması gözlenmez [103-104].

Dinamik deformasyon yaşlanmasına neden olan iki sınıf alaşım vardır. C ve N gibi birinci sınıfta bulunan elementler, kafes yapısından yeterince hızlı difüze olup dislokasyonları kilitleyerek dinamik deformasyon yaşlanmasına katkıda bulunur. İkinci sınıf elementler birinci sınıfta bulunan elementlerin davranışını değiştiren ve dolayısıyla dinamik deformasyon yaşlanmasını dolaylı olarak etkileyen elementlerdir. İkinci sınıf elementler, birinci sınıfta bulunan elementlerin hareket kabiliyetini değiştirerek bu etkiyi sağlamaktadırlar. Çelikte ikinci sınıf elementler arasında, ara yer elementlerine karşı bağlama enerjisi yüksek olan titanyum, zirkonyum, niyobyum ve vanadyum gibi yer alan elementleri bulunmaktadır. Bu elementler C ve N ile birleşerek karbürler, nitrürler veya karbonitr rleri oluştururlar, ya da C ve N atomlarının difüzyonunu engelleyerek dinamik deformasyon yaşlanmasını yüksek sıcaklıklara kaydırabilirler [105].

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Yüksek manganlı östenitik çelikler birinci bölümde detaylı olarak belirtildiği üzere kimyasal bileşimlerinde veya ısıtılma işlem proseslerinde yapılacak ufak değişikliklerle hafriyat sektöründe, demiryolu sektöründe, çimento sektöründe, iş makinalarında ve madencilik sektöründe geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle iş makinalarının hareketli palet sistemleri yüksek yükler altında hasara uğramadan uzun süreler çalışabilmesi için çentik darbe direnci, akma ve çekme mukavemetleri ile beraber aşınma direnci çok önemlidir. Yanlış malzeme ve yanlış üretim metodunun seçimi sonucunda malzemeler servis esnasında beklenen kullanım ömründen çok daha kısa sürede hasara uğrayabilir.

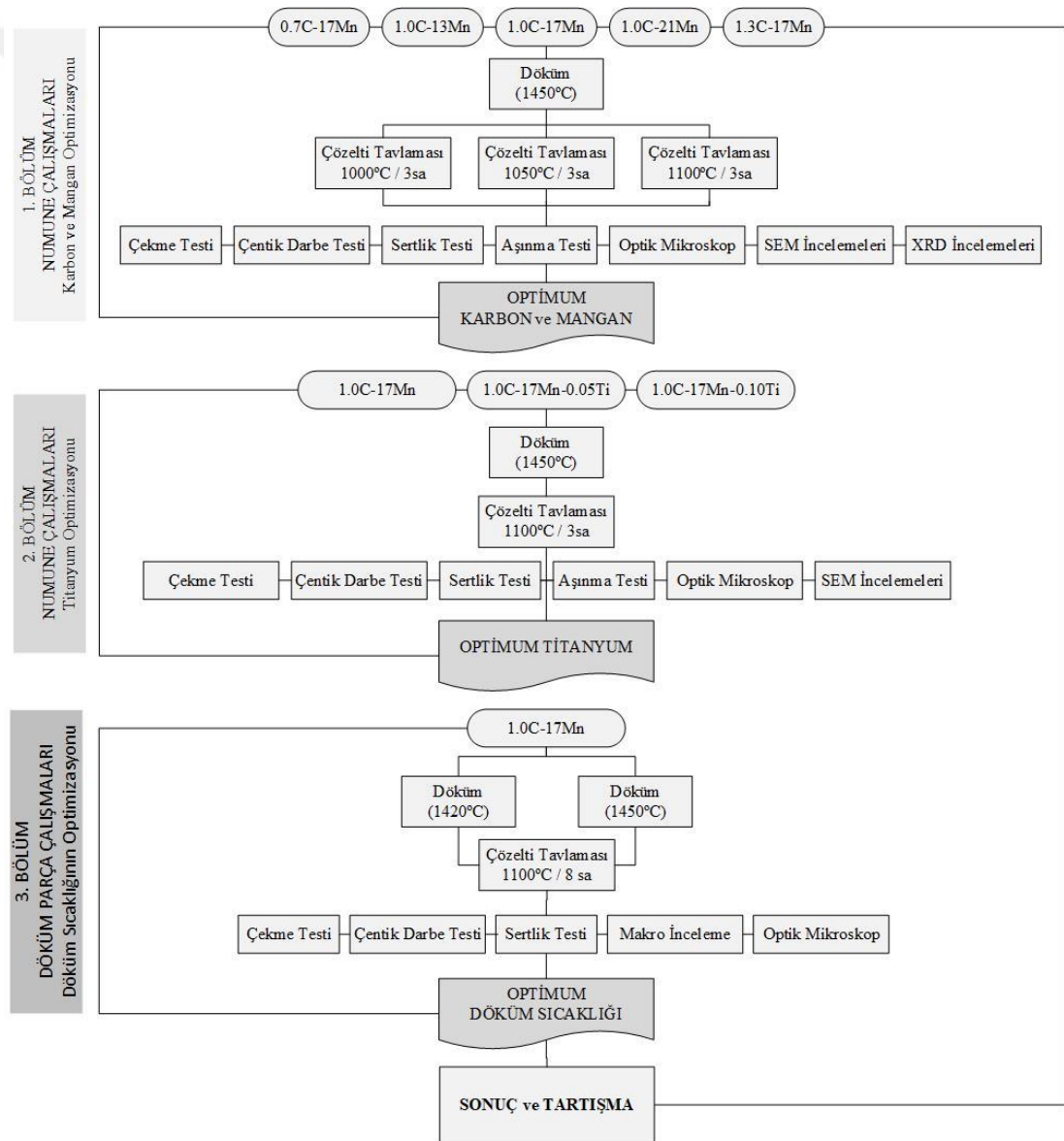
Bu çalışmada yüksek manganlı östenitik malzeme ile üretimi gerçekleştirilmiş kalın kesitli numunelere / parçalara yüksek tokluk, yüksek çekme mukavemeti ve yüksek aşınma direnci kazandırılmak amacıyla üç farklı çalışma gerçekleştirilmiştir. Gerçekleştirilen çalışmalara ilişkin detaylı iş akışı Şekil 3.1.'de verilmiştir.

Birinci grupta kalın kesitli döküm numuneleri kullanılarak,

- Optimum karbon oranının tespiti
- Optimum mangan oranının tespiti ve
- Bunlara bağlı olarak optimum çözeltiye alma sıcaklığının tespiti hedeflenmiştir.

İkinci grupta ise, optimum karbon ve mangan oranı ile üretilen numunelere potada farklı oranlarda FeTi (ferro-titanyum) aşılması yapılarak Titanyum ilavesinin mikro yapıya ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Endüstriyel uygulamalarda üretilen çeliklerin mekanik özellikleri parçalar ile birlikte dökülen test bloklarından ölçülmektedir. Test bloklarında istenen değerler sağlansa da artan kesit kalınlıkları ile birlikte parçaların kendisinde mekanik özellikler sağlanamamaktadır. Bu nedenle çalışmalar ilk olarak test bloklarında gerçekleştirilmiş ve sonrasında büyük kesitli parçalara uygulanmıştır. Bu doğrultuda üçüncü grup çalışmada yaklaşık 3.5 ton brüt ağırlığa sahip döküm parçalar optimum karbon ve mangan oranıyla farklı döküm sıcaklıklarında üretilmiştir. Böylece döküm sıcaklığının nihai parça üzerindeki mekanik ve mikro yapı özelliklerine etkisi de ayrıca incelenmiştir.



Şekil 3.1. Deneysel çalışmaların iş akış şeması

3.1. Numunelerin ve Döküm Parçaların Üretilmesi

Deneyisel çalışmalarda kullanılan numune ve döküm parçalar üç grupta 9 farklı şarj olacak şekilde düşük fosfor ve kükürt ihtiva eden çelik hurdalarıyla beraber standart silis, mangan, molibden ve titanyum ferro-alyajları kullanılarak kimyasal bileşimlerin ayarlanmasıyla elde edilmiştir. Ergitme işlemleri Şekil 3.2.'de gösterilen atmosfere açık 4000 kg kapasiteli endüstriyel ölçekli indüksiyon ocağı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.2. Deneyisel çalışmalarda kullanılan indüksiyon ocağı

Sıvı metal içerisine atılan nemli bir şarj malzemesi, personel ve teçhizat üzerine metal sıçramasına neden olmaktadır. Bundan dolayı döküm işleminden önce indüksiyon şarj malzemesinin mümkün olduğu kadar kuru olmasına dikkat edilmiştir. Buna ilaveten, şarj ile ilave edilen nem, metalin hidrojen kapmasına neden olmaktadır. Hidrojen kapması neticesinde ise metalürjik problemler ortaya çıkmaktadır. Bu riski ortadan kaldırmak için çelik hurdalar ergitme öncesinde kumlama işlemine tabi tutulmuştur. İlave edilen tüm hammaddeler tamamen ergidikten sonra sıvı madenin üzerine perlit tozu atılarak yüzeydeki cürufkların ince bir katman oluşturması sağlanarak ergiyin hava ile teması kesilmiştir. Akabinde homojen bir karışım elde edilmesi için indüksiyon ocağı 15 dakika beklemeye alınmıştır. Döküm işlemlerinde kullanılan potalar ani soğumaların engellenmesi amacıyla propan brülör kullanılarak 6 saat boyunca pota

dibinde minimum 900 °C sıcaklık elde edecek şekilde ön ısıtma prosesine tabi tutulmuştur. Sıvı madenin potaya aktarılmasından hemen önce perlit tozu tarafından oluşturulan katman eriyiğin üzerinden soğuk metal çubuk ile temizlenmiştir.

İndüksiyon ocağında gerçekleştirilen ergitme ve alaşımla işlemlerinin ardından birinci grup çalışmada kullanılacak sıvı çelik 3000 kg kapasiteli potaya 1470 °C sıcaklıkta aktarılmıştır. Nihai sıcaklık ölçümü ve kimyasal analiz kontrollerinden sonra sıcaklığın 1450 °C sıcaklığa düşmesiyle kum kalıba döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Birinci grup çalışmalarda kullanılmak üzere toplamda 20 adet 60x60x300 mm ebatlarında numune bloğu üretilmiştir.



Şekil 3.3. Deneyisel çalışmalarda kullanılan Fe-Ti alyajları ve potada aşılama yöntemi

İkinci grup çalışmada ise potada titanyum aşılması gerçekleştirileceği için oluşacak sıcaklık kayıpları baz alınarak sıvı çelik 1490 °C'de 3500 kg kapasiteli potaya aktarılmıştır. Titanyum ilavesi Şekil 3.3.'de gösterildiği üzere 5-20mm ebatlarındaki ferro-titanyumların pota dibine atılması usulüyle gerçekleştirilmiştir. Ferro-titanyumların üzeri aşılama prosesinin verimini arttırmak için kırpıntı saç hurda ile örtülmüştür. Sıvı metalin tamamı ile potaya aktarılmasından sonra aşılama sürecinin ilerlemesi için 3-5 dk süre boyunca sıvı çelik potada bekletilmiştir. Nihai sıcaklık ölçümü ve kimyasal analiz kontrollerinden sonra sıcaklığın 1450 °C sıcaklığa düşmesiyle kum kalıba döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. İkinci grup çalışmalarda

kullanılmak üzere toplamda 4 adet 60x60x300 mm ebatlarında numune bloğu üretilmiştir.



Şekil 3.4. Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ait: (a) model görüntüsü, (b) kalıp görüntüsü, (c) döküm sonrası kalıp görüntüsü, (d) nihai ürün görüntüsü

Birinci ve ikinci grup çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ait model, kalıp ve nihai ürün görüntüleri Şekil 3.4.'de verilmiştir. Döküm sonrası tüm numunelere hacimsel hataların tespiti için X-Ray muayenesi yapılmış olup, değerlendirmeleri ASTM E186-15 Level 1 standardına göre gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda uygun olmayan döküm numuneleri hurdaya ayrılmıştır.

Üçüncü grupta yapılan çalışmalarda büyük kesitli malzeme denemeleri için toplamda 2 adet döküm parça dökülmüştür. Her bir parça için 4000 kg çelik kullanılmıştır. İndüksiyon ocağında gerçekleştirilen ergitme ve alaşımla işlemlerinin ardından sıvı metal potaya birinci parça için 1480 °C'de ikinci parça için ise 1450 °C sıcaklıkta aktarılmıştır. Nihai sıcaklık ölçümü ve kimyasal analiz kontrollerinden sonra

sıcaklığın 1450 °C'ye düşmesiyle birinci parça (PP-1450), 1420 °C'ye düşmesiyle de ikinci parçanın (PP-1420) kum kalıba döküm işlemi gerçekleştirilmiştir.

Döküm sonrası üretilen numunelerin ve nihai parçaların kimyasal bileşimlerinin belirlenmesi için ARL İSPARK 8860 marka spektrometre cihazı kullanılmıştır. İyi ve güvenilir bir spektral analiz için numune hazırlama ve analiz cihazının hazırlanması aşamaları özenle takip edilmiştir. Dökümü gerçekleştirilen parçaların döküm potasından alınan numuneleri taşıma cihazı ile parlatılarak analize hazırlanmıştır. Numune parlatıldıktan sonra tozdan uzak tutulmuş yüzeyin elle tutulmamasına dikkat edilmiştir. Her bir numunenin 3 farklı noktasından yakma yapılarak ortalamaları alınmıştır.

3.2. Isıl İşlem Çalışmaları

Sıvı çelik kum kalıba döküldükten sonra katılaşma ve soğumanın tamamlanması için belirli süre kalıpta bekletilmesi gerekmektedir. Birinci ve ikinci grup çalışmalarda üretilen numune bloklarının kalıpta bekletilme süresi 5-7 saat arasındadır ve numuneler kalıptan çıkarıldığında ölçülen sıcaklık değerleri 250-350 °C arasındadır. Üçüncü grup çalışmada üretilen büyük kesitli döküm parçaların ise kalıpta bekletilme süreleri ise 44-48 saat arasındadır ve parçalar kalıptan çıkarıldığında ölçülen sıcaklık değerleri 250-350 °C arasındadır. Tüm denemelerde parçaların kalıp bozma sıcaklıkları 250–350 °C arasında seçilmiştir. Bu şekilde kalıptan çıkan parçaların besleyici ve yollukları parça sıcak iken kesilerek parçada herhangi bir termal şok oluşmasının engellenmesi hedeflenmiştir.

Yüksek manganlı östenitik çeliklerin istenilen mikro yapısal ve mekanik özellikleri çözeltiye alma ısıl işleminin ardından su verme işlemi yapılarak elde etmektedir. Bu nedenle üretimi gerçekleştirilen numune bloklarına ve döküm parçalara yapılacak analizlerden önce ± 4 °C sıcaklık sapması olan oksijen kontrollü otomatik ısıl işlem fırınlarında çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmıştır. Tüm ısıl işlem süreçlerinde parçalar ısınırken çekirdek ve yüzey arasında sıcaklık farkları ve dolayısı ile ekstra gerilim oluşmaması için ısıtma rampası olarak saatte 100 °C sıcaklık artışı seçilmiştir.

Isıtma esnasında 400 °C sıcaklıkta 1 saat ve 650 °C sıcaklıkta üç saat bekletilerek malzemenin yüzey ve çekirdek bölgeleri arasında farkın oluşmaması sağlanmıştır. Ayrıca bu ara proses sayesinde yapı içerisindeki perlitin dönüşümünü hızlandırarak; östenizasyon hızının artırılması ve östenit matriste daha fazla karbon çözündürülmesi amaçlanmıştır.

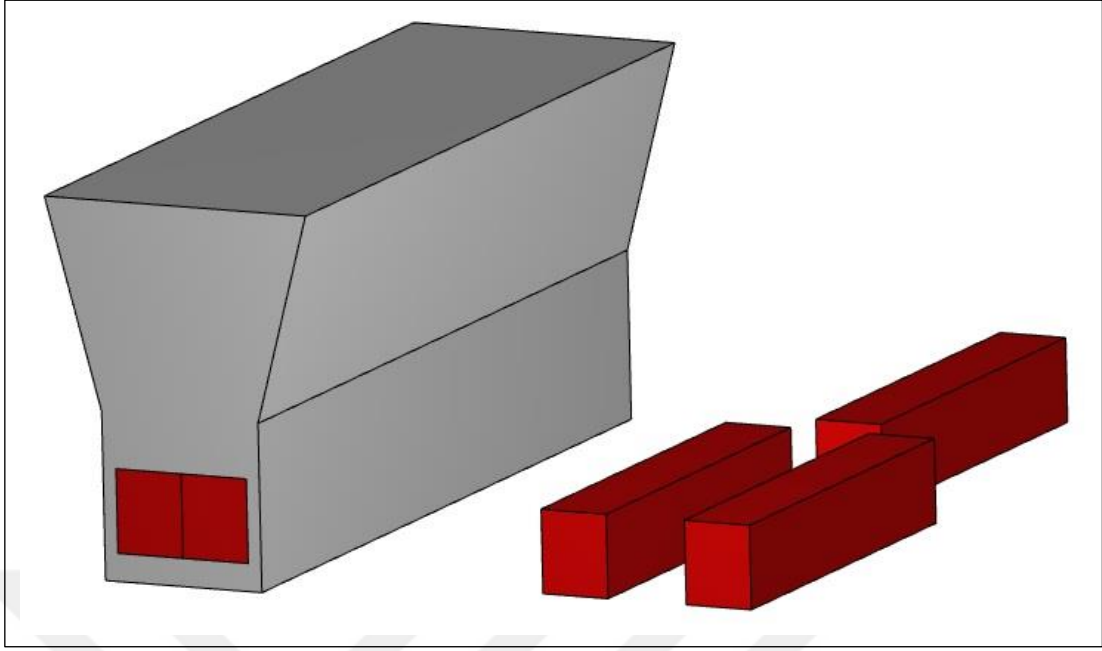
Birinci grupta üretimi gerçekleştirilen numunelere 1000 °C, 1050 °C ve 1100 °C olmak üzere 3 farklı sıcaklıkta 3 saat çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanmış olup, ısıtma işlemi sıcaklığının her alışı için ayrı ayrı karbür çözünmesine etkileri incelenmiştir. İkinci grup çalışmalarda döküm numunelere 1100 °C’de 3 saat çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanmıştır. Üçüncü grup çalışmalarda ise döküm parçalara yaklaşık 170 mm kesit kalınlığına sahip olmaları nedeniyle 1100 °C’de 8 saat çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanmıştır. Numune bloklarına ve döküm parçalara uygulanan tüm ısıtma işlemi prosesleri Tablo 3.1.’de verilmiştir.

Tablo 3.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ve döküm parçalara uygulanan ısıtma işlemleri

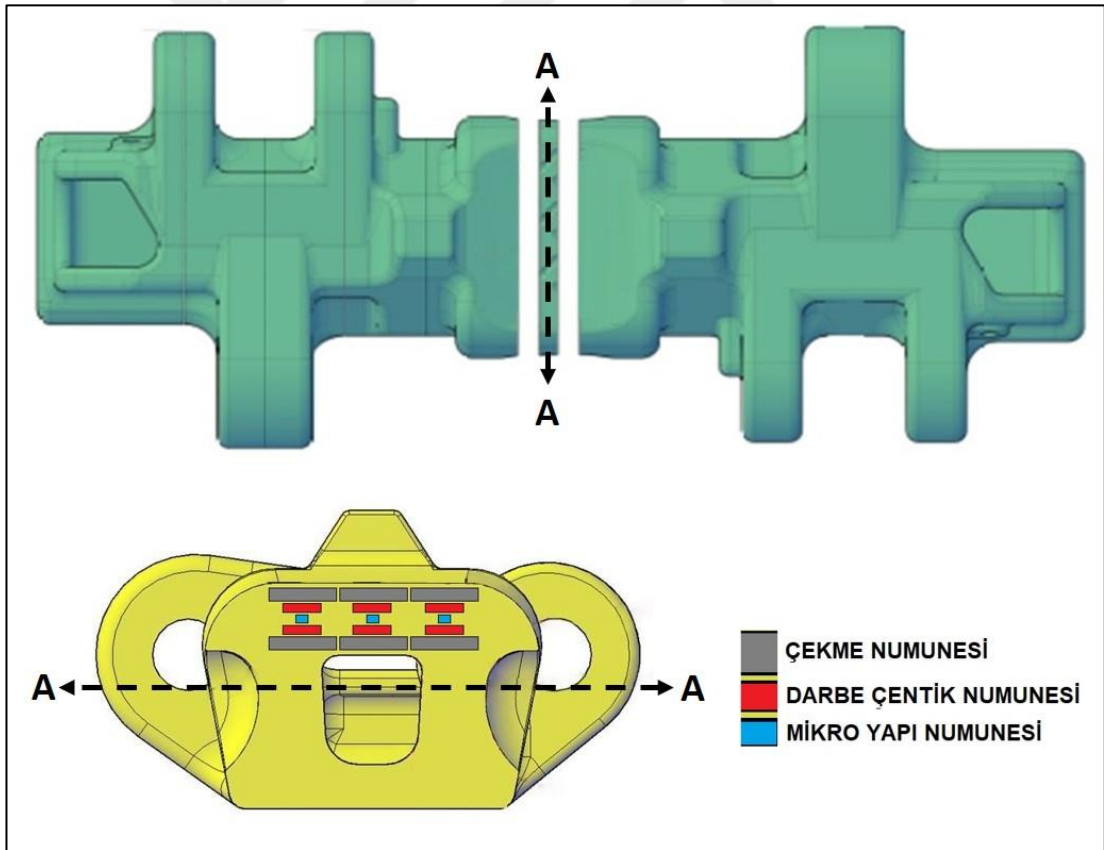
Çalışma Grubu	Numune Adı	Isıtma İşlem Sıcaklığı	Bekleme Süresi	Soğutma Ortamı
Birinci Grup	0.7C-17Mn	1000 °C, 1050 °C ve 1100 °C	3 saat	Su
	1.0C-13Mn			
	1.0C-17Mn			
	1.0C-21Mn			
	1.3C-17Mn			
İkinci Grup	1.0C-17Mn-0.05Ti	1100 °C	3 saat	Su
	1.0C-17Mn-0.10Ti			
Üçüncü Grup	PP-1420	1100 °C	8 saat	Su
	PP-1450			

3.3. Numunelerin ve Döküm Parçaların Karakterizasyonu

Kum kalıba döküm yöntemi ile üretilen numunelerin çözeltiye alma ısıtma işlemi öncesi ve sonrası mikro yapı özelliklerinin tespiti için optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu ve X-Işınları difraksiyonu ile testler gerçekleştirilmiştir. Yine aynı numunelere mekanik özelliklerinin tayini için ısıtma işlem öncesi ve sonrası çekme testi, çentik darbe testi ve sertlik testi uygulanmıştır.



Şekil 3.5. Deneyisel çalışmalarda kullanılan numune bloklarına ait test bölgeleri



Şekil 3.6. Deneyisel çalışmalarda kullanılan döküm parçalara ait test bölgeleri

Birinci ve ikinci grup çalışmalarda kullanılan $60 \times 60 \times 300 \text{ mm}^3$ ebatlarındaki test bloğundan numune alma bölgeleri Şekil 3.5.'de gösterilmiştir. Test bloklarından çekme ve çentik darbe testi için, gösterilen bölgenin merkez kısımlarından $25 \times 35 \times 150 \text{ mm}^3$ ebatlarında üçer adet numune alınmıştır. Mikro yapı incelemeleri, sertlik testi ve aşınma testleri ise çekme testi numunelerinin takozunun orta bölgesine doğru uzanan kafa bölgelerinden yapılmıştır.

Üçüncü grup çalışmalarda kullanılan kalın kesitli döküm parçanın yürüyüş yolu olarak tabir edilen bölgesinden Şekil 3.6.'da gösterildiği gibi bir kesit alınmış ve bu kesitin farklı bölgelerinden toplamda 6 adet çekme testi numunesi ve 12 adet de çentik darbe testi numunesi çıkarılmıştır. Çentik darbe testi numuneleri oda sıcaklığında ve (-) 40°C 'de ki sıcaklıklarda test gerçekleştirmek amacıyla aynı bölgeden 2'şer adet olacak şekilde hazırlanmıştır. Mikro yapı incelemeleri ise çekme testi numunelerinin kafa bölgelerinden yapılmıştır.

3.3.1. Mikro yapı incelemeleri

3.3.1.1. Numune hazırlama

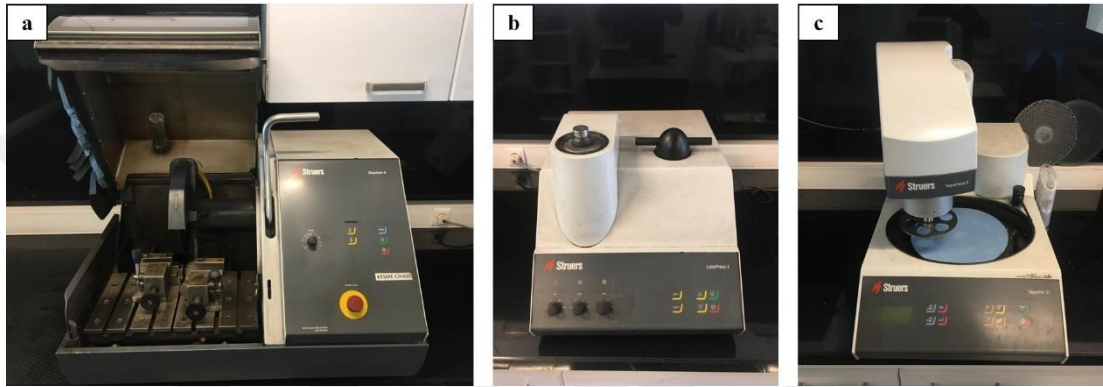
Malzemelerin iç yapılarını tespit etmek amacıyla gerçekleştirilen metalografik incelemeler ASTM E3-11 (Metalografik Numune Hazırlama) ve ASTM E407-07 (metal mikro dağlama) standartlarına göre gerçekleştirilmiştir.

Malzemeler, kesme makinesinde malzemenin mikro yapısını yansıtacak şekilde uygun bölgelerden kesilmiş ve sıcak bakalite alma cihazında bakalite alınmıştır. Numunelerin metalografik incelemelerini yapmak için öncelikle uygun boyutlarda kesilmesi gerekir. Kesme işleminde dikkat edilmesi gereken iki temel faktör vardır;

- Numune alınacak parçada, kesme esnasında oluşan plastik deformasyon, yapıyı yanlış yorumlamaya yol açacak şekilde değiştirilmemelidir.

- Sürtünmeden oluşan ısı yapıda dönüşümlere yol açmamalı, yüzeyde yanma belirtileri bulunmamalıdır. Yanma olasılığını yok etmek için, yağ kesme işleminde bol su veya suda çözölen yağlar kullanılmalıdır.

Bu çalışmada kullanılan parçalar Şekil 3.7.'da gösterilen STRUERS marka hassas sulu kesim cihazı, sıcak bakalit cihazı, zımparalama ve dağlama cihazı kullanılarak hazırlanmıştır.



Şekil 3.7. Deneysel çalışmalarda kullanılan metalografi cihazları

Bakalite alınan numuneler sırayla 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 No'lu SiC zımparalarla zımparalandıktan sonra 1µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Bu işlemde sonra her ne kadar mikroskopik inceleme için hazır duruma gelseler de ışık mikroskopunda oluşan kontrast mikro yapı fazlarını yansıtmak ışığın yansıtma güçlerine bağlıdır. Genellikle fazlar arasında bu yönden farklar minimum olduğu için mikroskopta kontrast oluşamaz. Östenitik mangan çeliklerinde oluşan fazları ayırt etmek için mutlaka aralarındaki kontrast farkını belirlemek ve ortaya çıkarmak için genellikle elektrokimyasal dağlama işlemi kullanılır. Dağlamada kullanılan dağlayıcılarla metal, anodik olarak çözünür. Çözünmede amaç ya fazların kendi aralarında ya da değişik fazlar arasında değişik çözünme hızlarından faydalanarak ışık mikroskopisi için gerekli olan optik kontrastı oluşturmaktır. Dağlayıcı olarak alkol, saf su ve gliserin gibi sıvılarda ve bunların karışımında eritilmiş organik ve inorganik asitler, alkaliler veya bunların karışık bileşikleri kullanılabilir. Her metal, yapısına ve bileşimine göre uygun bir dağlayıcı seçildiğı sürece iyi sonuç verir.

Bu çalışmada yüksek mangan çeliklerini dağlamak için %4'lük HNO_3 (Nitrik asit) çözeltisi hazırlanmıştır. Parlatılan yüksek manganlı çelik numuneler %4' lük nital (hacimce %4 HNO_3 , %96 etil alkol) ile 7 saniye süreyle dağlanmıştır. Dağlama işlemi, dağlayıcı içine batırmak ve içerde 7 saniye boyunca numuneyi sağa sola hareket ettirerek tutmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. İşlem sonrası numuneler dağlayıcıdan çıkarılıp su ile yıkanıp ve etil alkol ile temizlendikten sonra hava akımı sağlayan sıcak hava üfleci (saç kurutma makinesi) ile kurutulmuştur.

3.3.1.2. Işık mikroskobu incelemeleri

Malzemelerin özellikleri ve performansı sahip oldukları mikro yapı özelliklerine bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Mikro yapı ise üretim ve üretim sonrası gerçekleştirilen proselere göre şekillenir. Dolayısıyla, mühendislik uygulamalarında kullanılacak parçaların mikro yapıları karakterize edilerek kullanılacakları yerde, uygun hizmet koşullarını oluşturup oluşturmayacağı belirlenebilmektedir.



Şekil 3.8. Deneysel çalışmalarda kullanılan Olympus PME marka ışık mikroskobu

Bu çalışmada metalografik olarak hazırlanan yüzeylerden mikroskobik incelemeler Şekil 3.8.'de gösterilen Olympus PME Tokyo marka ışık mikroskobu ve buna bağlı çalışan bir dijital kamera ile alınan görüntüler üzerinden Kameram görüntü analiz

programı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemlili ve ısı işlemsiz numunelerin ortalama tane büyüklüğü, ASTM E112-13 standardına göre kesişim yöntemi (intercept method) kullanılarak ölçülmüştür. Bu yöntem rastgele seçilmiş doğruların kaç farklı taneyi kestiği esasına dayanan tane boyutu ölçüm yöntemidir. Isıl işlemsiz numunelerin ortalama faz yüzdeleri ASTM E562 ve ASTM E1245 standartlarına göre Kameram görüntü analiz programı kullanılarak ölçülmüştür.

3.3.1.3. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri

SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu), malzemelerin şekil, boyut ve parçacıkların dizilimi (morfoloji), malzemenin yüzey özelliğini ve yapısını belirleme (topoloji), kompozisyonel farklılık, kristal yönelimi ve kusurların görüntüsünü belirleme hakkında bilgi edinmemizi sağlayan çok yönlü kullanıma sahip önemli bir cihazdır. Elektron mikroskobu elektronların malzeme yüzeyine yüksek voltaj altında hızlandırılarak çarptırılıp yansıtılması prensibine dayanır. Yüzeyin topografisi bu yansıyan elektronlar kullanılarak elde edilir. İncelenen numunenin iletkenliğine ya da yalıtkanlığına göre numune yüzeyi Au-Pb ya da karbon kaplamaları yapılarak numune ile elektron demeti arasında iletim sağlanıp net görüntü elde edilebilir.



Şekil 3.9. Deneyisel çalışmalarda kullanılan FEI Quanta FEG 450 marka taramalı elektron mikroskobu

Bu çalışmada elde edilen SEM görüntüleri Şekil 3.9.'da gösterilen Sakarya Üniversitesi SARGEM Laboratuvarında bulunan FEI Quanta FEG 450 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Tez çalışmalarında kullanılan bu Taramalı Elektron mikroskobu FEG elektron kaynaklı ve üç görüntüleme moduyla (yüksek vakum, düşük vakum, ESEM) numuneler için en geniş SEM uygulamalarına izin vermektedir. Aynı zamanda EDAX Octane Plus marka Enerji Dağılımı Spektrometresi (EDS) ve Geri Saçılan Elektron Difraksiyonu (EBSD) gibi analitik sistemler ile donatılmıştır.



Şekil 3.10 Deneysel çalışmalarda kullanılan Rigaku DMax 2200 marka/model XRD cihazı

3.3.1.4. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi

XRD analizi metal, seramik ve toz malzemelerin bünyesinden bulunan mineral bileşiklerinin ve kalitatif ve yarı kanitatif ölçümleri için kullanılmaktadır. X-ışınları difraksiyonun da karakteristik X-ışını metal bir hedefe (Cu gibi) yüksek hızdaki elektronların çarptırılması sonucu elde edilir. Bu ışınlar kristal yapıları bir malzemeye çarptığı zaman, kristal düzleminde bulunan atomlar tarafından kırınıma uğrayarak

belli açılarda yansır ve bu yansıyan açılarının bileşimi belli standart paternler ile karşılaştırılması sonucu, maddenin kristal özellikleri ve bileşimi saptanmış olur. Deneysel çalışmalar için kimyasal kompozisyon ölçümleri $10^{\circ} < 2\theta < 90^{\circ}$ aralığında ve 2° /dakika tarama hızında Şekil 3.10.'da gösterilen Rigaku DMax 2200 cihazı ile Cu/K α kullanılarak tespit edilmiştir. Bragg Yasasında λ ile temsil edilen Cu/K α X-ışınının dalga boyu 1,542Å'dur. Kullanılan analitik yazılım MDI Jade'dir

3.3.2. Mekanik testler

3.3.2.1. Sertlik testleri

Sertlik testleri, deneysel numunelerin sertlik değerlerine ısıtma işlem parametrelerinin ve farklı oranlardaki C, Mn ve Ti ilavelerinin etkilerinin araştırılması amacıyla gerçekleştirilmiştir.

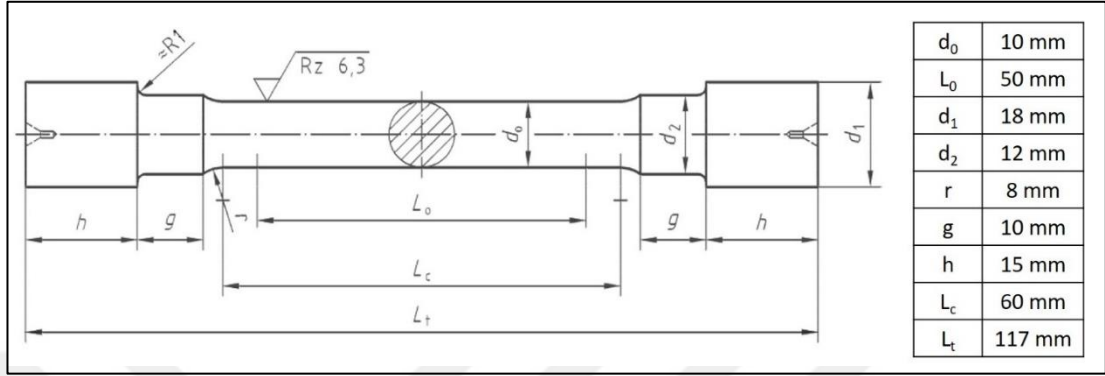
Numunelerin optik mikroskop ile fotoğrafları çekildikten hemen sonra yüzeyleri temizlenerek sertlik için tekrardan 3 μm 'lik alümina süspansiyonu ile parlatılmış ve Bulut Makina Digirock RBOV model sertlik ölçme cihazı ile ASTM E10-18 standardına göre sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik ölçüm metodu olarak Brinell kullanılmıştır. Brinell sertlik ölçümleri, 1 mm çapa sahip çelik bilye ve 30 kg yük ile yapılmıştır. Her numune için 5 ayrı ölçüm gerçekleştirilmiş ve bu 5 ölçümün ortalaması baz alınmıştır.

3.3.2.2. Çekme testleri

Çekme testleri, temelde gerilme – birim şekil değişimi verilerinin elde edilmesi, malzemelerin statik yük altındaki elastik ve plastik davranışlarının belirlenmesi, mekanik davranışlarına göre sınıflandırılması ve malzeme seçimi amacıyla gerçekleştirilir [106].

Bu çalışmadaki çekme testleri Instron marka 60 kN kapasiteli test cihazı kullanılarak kalın kesitli numunelerin ve döküm parçaların akma mukavemetine, çekme

mukavemetine ve birim şekilde değiştirme değerlerine ısııl işlem sıcaklığının, döküm sıcaklığının ve farklı oranlardaki C, Mn ve Ti ilavesinin etkilerinin araştırılması amacıyla yapılmıştır.



Şekil 3.11 DIN 50125 standardına göre çekme test numunesinin ölçüleri

Çekme numuneleri DIN 50125 standardı referans alınarak hazırlanmıştır. Hazırlanan numune ölçülerinin şematik gösterimi Şekil 3.11.'de görölmektedir. Her numunenin için 3 ayrı test gerçekleştirilmiş ve bu 3 numunenin ortalaması baz alınmıştır.

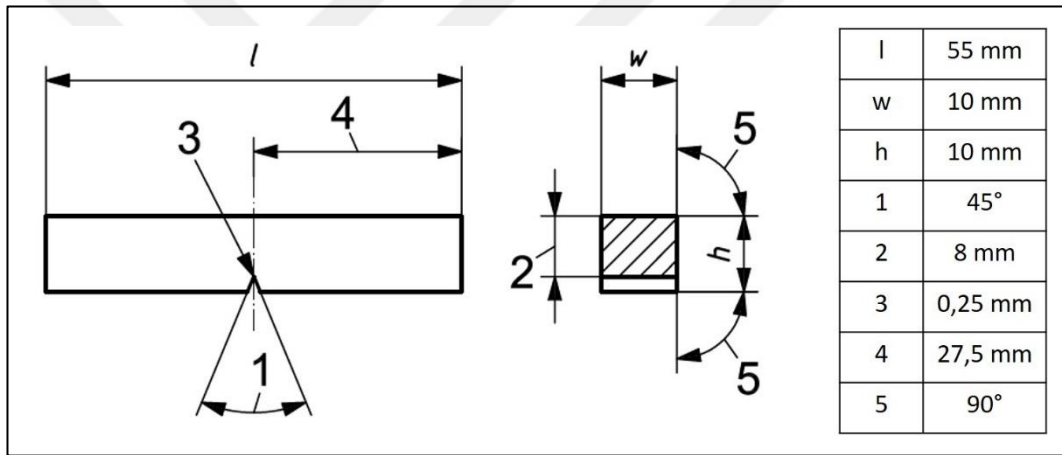
3.3.2.3. Çentik darbe testleri

Bilindiği üzere malzemelerde bulunan süreksizlikler (boşluk çatlak vs.) gerilme yığılmasına sebep olmakta ve parçanın beklenen gerilme değerinden daha düşük bir değerde kırılmasına yol açmaktadır. Benzer şekilde gerilmenin düşük sıcaklıklarda olması ve ani yükleme şartları da malzemenin kırılma eğilimini artırmaktadır. Çentik darbe deneyleri numunelerin kırılma eğilimini artıran şartları bir arada uygulamak suretiyle (düşük sıcaklıkta süreksizlik içeren numuneyi darbeli yüklemeye maruz bırakmak); malzemenin kırılma esnasındaki mekanik davranışı hakkında bilgi sahibi olmak ve dinamik yükler altındaki kırılma için gerekli enerji miktarını tespit etmek için gerçekleştirilmektedir [106].

Çentikli bir numuneye dışardan bir yük uygulandığında, çentik tabanına dik bir gerilim kuvveti oluşmaktadır. Kırılmanın başlaması, bu gerilim etkisi ile olur. Numunenin kırılabilmesi için bu dik (normal) gerilimin, kristalleri bir arada tutan veya kristallerin

kaymasına karşı koyan koheziv (yapışma) dayanımından yüksek olması gerekir. Numune, plastik şekil değiştirmeye fırsat bulamadan kırılma meydana geliyorsa, buna gevrek kırılma denir. Kırılma yüzeyi; parıltılı ve tanelidir [107].

Öte yandan çentik darbe testleri esnasında numuneler kırılmadan önce çoğu zaman plastik şekil değiştirmeye uğrarlar. Burada, uygulanan kuvvet etkisi ile oluşan dik gerilime ek olarak, yaklaşık 45°C’de farklı bir kayma gerilimi etki etmeye başlar. Kayma geriliminin kayma dayanımını aştığı an, elastik şekil değiştirme sona erer ve plastik şekil değiştirme başlar. Bu durumda önce plastik şekil değiştirme, daha sonra kırılma meydana gelir. Bu duruma da sünek kırılma denir. Kırılma yüzeyi, girintili çıkıntılı ve liflidir [107].

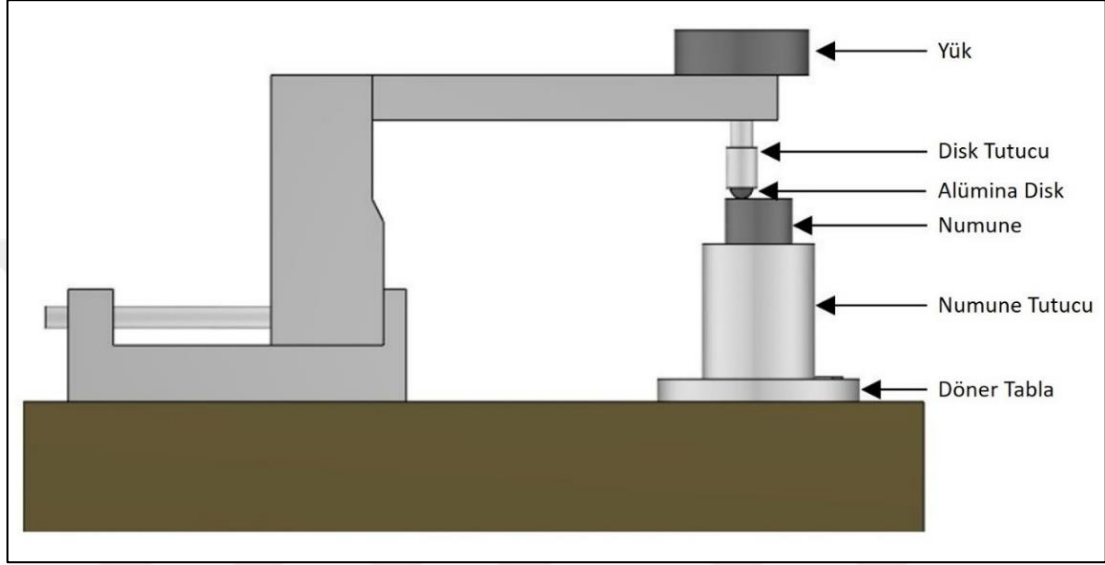


Şekil 3.12. ISO 148-1 standardına göre çentik darbe test numunesinin ölçüleri

Bu çalışmada çentik darbe testleri ALŞA marka 300 Joule kapasiteli test cihazı kullanılarak deneysel numunelerin kırılma enerjilerine ısıtılma sıcaklığının, döküm sıcaklığının ve farklı oranlardaki C, Mn ve Ti ilavelerinin etkilerinin araştırılması amacıyla gerçekleştirilmiştir. Numune hazırlama ve testlerin yapılması TS EN ISO 148-1 standardı referans alınarak gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan numune ölçülerinin şematik gösterimi Şekil 3.12.’de gösterilmektedir. Her numune için oda sıcaklığında 3 ayrı test gerçekleştirilmiş ve bu 3 numunenin ortalaması baz alınmıştır. Yalnızca nihai döküm parça üzerinde uygulanan testlerde oda sıcaklığına ek olarak -40 °C’de çentik darbe testi uygulanmıştır.

3.3.2.4. Aşınma testleri

Aşınma, iki farklı malzemenin birbirine temas eden yüzeylerinden mekanik veya kimyasal etkiler nedeniyle istenmeyen durumlarda oluşan malzeme kaybı olarak adlandırılır.



Şekil 3.13. Deneysel çalışmalarda kullanılan CSM Tribometer marka aşınma test cihazının şematik görüntüsü

Bu çalışma kapsamında farklı karbon, mangan ve titanyum içeriklerine sahip numunelerin aşınma testleri, Şekil 3.13.'de gösterilen CSM ® Tribometer marka aşınma test cihazı ile ball-on disc (düzlem üzeri top) deney düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deneyler, oda sıcaklığında, 2.5 N, 5.0 N, 10 N ve 15 N luk yükler altında, 0,2 m/sn dönme hızında ve 500 m toplam kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir ve deneyde 10 mm çapında Alümina bilye kullanılmıştır.

Alümina bilye ile deneysel numuneler arasındaki sürtünme katsayısının mesafeye bağlı olarak değişimi aşınma cihazına bağlı load cell ünitesi ile belirlenmiştir. Burada load cell'den okunan veriler bilgisayara aktarılarak, SigmaPlot 12.4 programı vasıtasıyla sürtünme katsayısı-mesafe grafikleri elde edilmiştir.

BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR

Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarının ve döküm parçaların kimyasal analiz değerleri Tablo 3.1.'de verilmiştir. Silisyum, Molibden, Kükürt ve Fosfor elementlerin içerikleri tüm dökümlerde birbirine yakın tutulmuştur. Fosfor oranı %0,04 geçmeyecek şekilde sınırlandırılmıştır.

Tablo 4.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin ve döküm parçaların kimyasal analiz değerleri

Çalışma	Numune Adı	C	Mn	Si	Mo	P, S	Ti	Fe
Birinci Grup	0.7C-17Mn	0,70	17,13	0,56	1,18	<0,04	-	Kalan
	1.0C-13Mn	1,00	13,11	0,53	1,15	<0,04	-	Kalan
	1.0C-17Mn	1,00	17,11	0,53	1,16	<0,04	-	Kalan
	1.0C-21Mn	1,03	20,79	0,56	1,18	<0,04	-	Kalan
	1.3C-17Mn	1,27	17,02	0,51	1,16	<0,04	-	Kalan
İkinci Grup	1.0C-17Mn-0.05Ti	1,01	17,18	0,58	1,17	<0,04	0,046	Kalan
	1.0C-17Mn-0.10Ti	1,01	17,09	0,55	1,16	<0,04	0,094	Kalan
Üçüncü Grup	PP-1420	1,05	17,46	0,56	1,19	<0,04	-	Kalan
	PP-1450	1,04	17,45	0,59	1,18	<0,04	-	Kalan

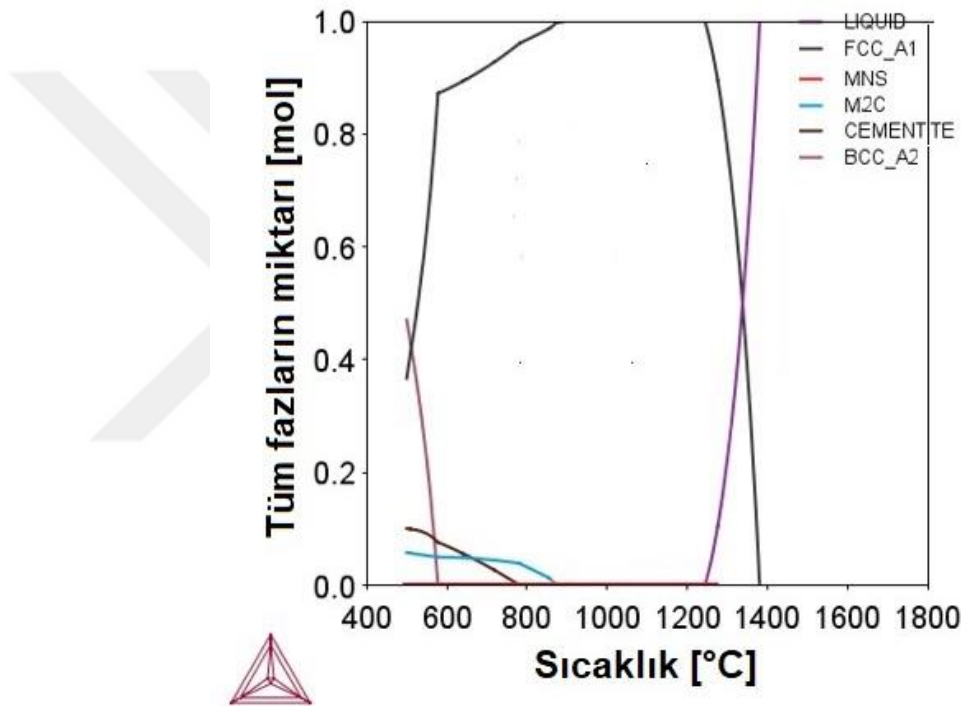
4.1. Karbon ve Mangan İlavesinin Çözeltiye Alma Sıcaklığına Bağlı Olarak Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi

Birinci grup çalışmada kullanılan tüm alaşımların likudüs ve solidüs sıcaklıkları Tablo 4.2.'de verilmiştir. Artan karbon ve mangan ilavesi ile liquidüs ve solidüs sıcaklıkları azalmaktadır. Fakat, artan karbon ilavesi ile katılaşma aralığı artarken, mangan oranındaki artış katılaşma aralığını değiştirmemiştir. Her üç koşulda da (%13Mn, %17Mn ve %21Mn) katılaşma aralığı 120 °C olarak sabit kalmıştır. Aynı durumu karbon ilavesi için incelediğimizde, karbon içeriğinin %0,7'den %1,3'e çıkmasıyla katılaşma aralığının 1,5 kat arttığı görülmektedir.

Tablo 4.2. Numunelerin JMatPro yazılımı ile hesaplanan likudüs ve solidus sıcaklıkları

	0.7C-17Mn	1.0C-13Mn	1.0C-17Mn	1.0C-21Mn	1.3C-17Mn
Likudüs Sıcaklığı (°C)	1405	1395	1380	1365	1360
Solidus Sıcaklığı (°C)	1305	1270	1255	1240	1205
Katılaşma Aralığı (°C)	100	125	125	125	155

Şekil 4.1.'de Thermo-Calc yazılımı (TCFE7 veritabanı) kullanılarak soğuma esnasında 1.0C-17Mn çeliğine ait oluşması muhtemelen çökeltilerin 400 °C ila 1800 °C arasında çökeltme miktarlarındaki değişimi göstermektedir. Tablo 4.3.'de ise bu çökeltilerin dönüşüm (çökeltme) sıcaklıkları listelenmiştir.



Şekil 4.1. Thermo-Calc kullanılarak hesaplanan 1.0C-17Mn numunesinin denge fazı çökeltileri (M metalik element atomunu temsil eder; C karbon atomunu temsil eder)

Tablo 4.3. 1.0C-17Mn alaşımındaki çökeltilerin Thermo-Calc ile hesaplanan dönüşüm sıcaklıkları

Likudüs	Solidus	MnS	M ₂ C	Sementit	A ₃ – BCC-A2
1380 °C	1255 °C	1266 °C	868 °C	776 °C	568 °C

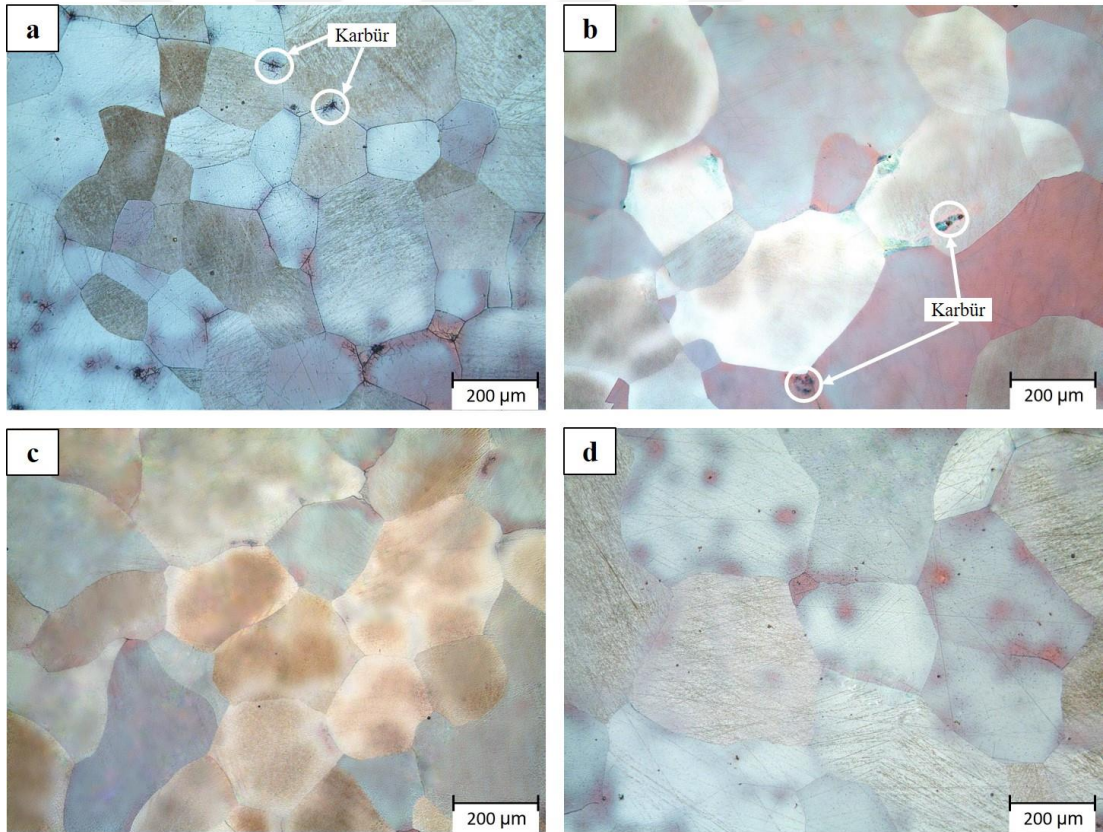
Şekil 4.1. ve Tablo 4.3.'de görüleceği üzere sıvı metal sıcaklığının azalması ile sırasıyla MnS, M₂C ve sementit (M₃C) fazları çökelmektedir. Yani östenitin oluşumunu takiben ilk olarak 1266 °C'de MnS oluşmaya başlarken, 868°C'de ötektik noktaya ulaşan ve artık sıvı çeliğin bileşimi nedeniyle önceden var olan östenit fazı boyunca kısmi birincil karbürler de çökelmeye başlamaktadır. Hemen ardından ise 776

°C’de sementit çökmesi ve 568 °C’de ise perlit dönüşümü (A_3 -BCC) gerçekleşmektedir.

4.1.1. Mikro Yapı İncelemeleri

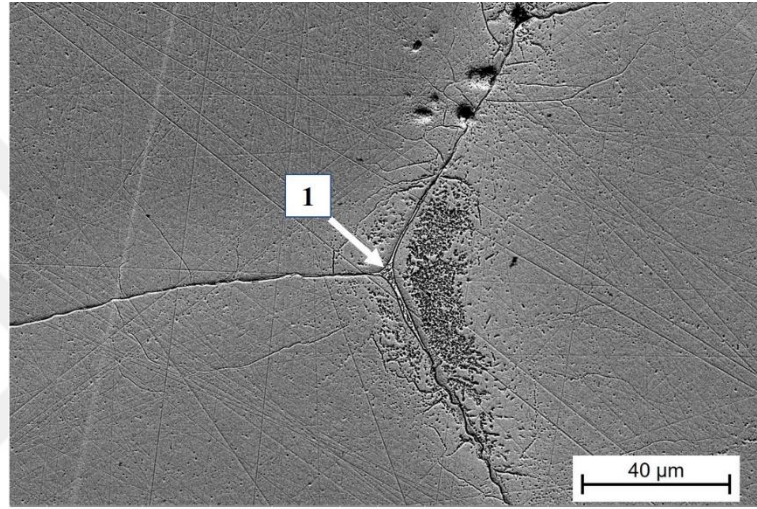
4.1.1.1. “0.7C-17Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri

0.7C-17Mn numunesinin döküm sonrası ve çözeltiye alma ısı işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2.’de verilmiştir. Öncelikli olarak parlatma ve dağlama işlemi sonrasında 100X’lik objektifte genel tane boyutu ve karbür dağılımları incelenmiştir ve sonrasında ise Şekil 4.3.’de gösterilen detaylı SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.2. “0.7C-17Mn” numunesinin ısı işlem öncesi (a) ve ısı işlem sonrası mikroyapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C

Şekil 4.2.a’da görüleceği üzere döküm yapısı genel olarak östenitik matris üzerinde noktasal tane sınırı karbürlerinden oluşmaktadır. Ostenitin varlığı yüksek karbon ve mangan içeriğinden kaynaklanırken, karbür çökmesi ise yüksek karbon ile beraber mangan, molibden ve demir gibi yüksek karbür yapıcı elementlerin varlığından kaynaklanmaktadır [42]. Artan çözeltiye alma sıcaklığı ile birlikte 1050 °C’den sonra tane sınırları karbürlerinin tamamı ile çözündüğü ve yapının %100 östenit olduğu görülmüştür.



	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Mo (%)	Si (%)	P (%)
1	11.8	10.9	5.6	68.0	-	3.8

Şekil 4.3. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıt işlem öncesi SEM görüntüsü

Yüksek büyütmelede SEM ile yapılan incelemelerde (Şekil 4.3.) döküm yapısında optik mikroskopda görülemeyecek küçüklükte tane sınırlarında ikincil çökeltilerin varlığı tespit edilmiştir. Şekil 4.3.’de ki EDS nokta analizlerinden bu çökeltilerin molibden karbür çökeltileri olduğu açıkça görülmektedir.

Tablo 4.4. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıt işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu değişimi

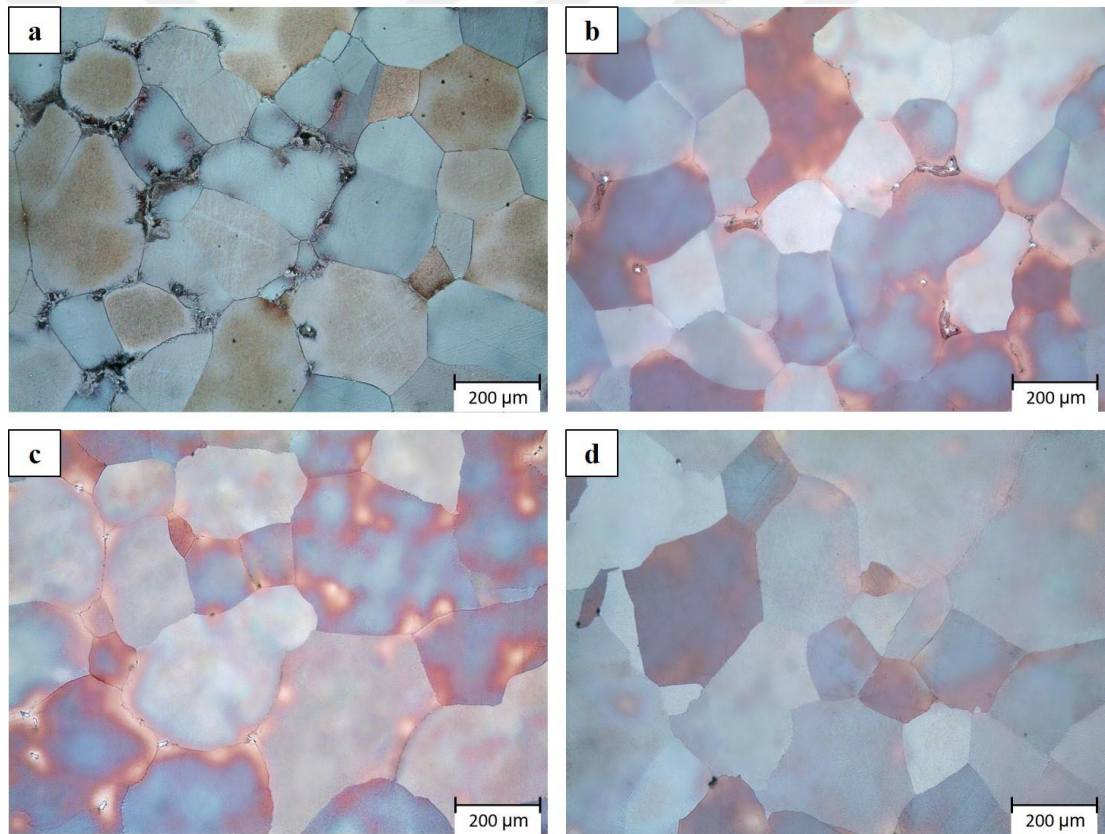
	Döküm hali	1000°C	1050°C	1100°C
Tane boyutu (µm)	197 ± 3 µm	249 ± 17 µm	258 ± 15 µm	281 ± 18 µm

Tablo 4.4.’de 0.7C-17Mn numunesine ait ısıt işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu değişimleri gösterilmektedir. Artan ısıt işlem sıcaklığı ile tanelerin irileştiği görülmektedir. Aynı numunenin döküm yapısı ile kıyaslandığında 1100 °C’de ki

çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası östenit tane boyutunda $\sim 43\%$ 'lük büyümeye gerçekleşmiştir.

4.1.1.2. “1.0C-13Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri

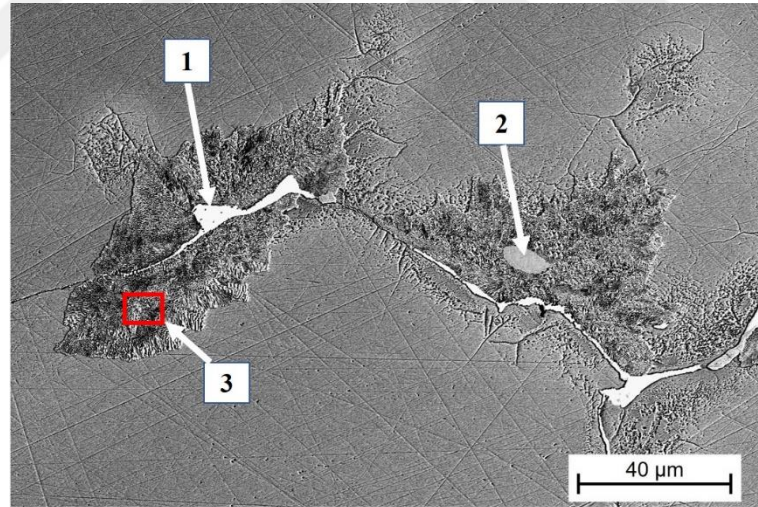
1.0C-13Mn numunesinin döküm sonrası ve çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.4.'de verilmiştir. Döküm yapısı (Şekil 4.4.a) genel olarak östenitik matris ile beraber tane sınırları boyunca çökelmiş perlitimsi lamelli karbür kolonilerinden oluşmaktadır. Homojen bir dağılım göstermeyen bu karbürlerin genel yapıdaki hacimsel oranları $7,5 \pm 1,5\%$ şeklindedir.



Şekil 4.4. 1.0C-13Mn numunesinin ısıtma işlem öncesi (a) ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C

Karbürler esas olarak tane sınırlarının etrafında başlayarak önceden oluşmuş tanelere doğru ilerleyen katı hal reaksiyonları nedeniyle oluşmaktadır, çünkü tane sınırlarında ki atomlar, tane içlerinde bulunan atomlardan daha yüksek enerjilere sahiptir ve bu

nedenle mevcut komşularından ayrılmak ve yeni bir yapı oluşturmak için her zaman daha az ek enerji gerektirir. Ayrıca, östenit tane sınırları boyunca oluşan karbür ağları, kendilerine komşu olan östenit tanelerinde karbon ve mangan miktarının azalmasına yol açar. Bu iki elementin her ikisinin de iyi birer östeniti kararlı yapıcı element olmasından dolayı, karbon ve manganın oranındaki azalma kararsız bir östenit matris oluşumuna ve buna bağlı olarak da östenitin α ferrit ve $(FeMn)_3C$ olarak ayrışmasına sebebiyet vermektedir [11,108-109]. Burada oluşan $(FeMn)_3C$ fazına perlit kolonilerinin oluşumunun ilk adımı olan proötektoid sementitler adı verilmektedir. Öte yandan, sementit çekirdeklenmesine bitişik bir ferrit çekirdeklenmesi oluştuğunda, bu proses kendini tekrarlayarak yanal hareketlerle perlit kolonilerinin büyümesine sebebiyet vermektedir [110-111]. Bu oluşan pro-ötektik sementitin şekli ve boyutu perlit kolonilerinin oluşum modelini belirlemektedir. Ayrıca tane sınırları boyunca oluşan sementit tabakası küresel formdan ziyade uzamış perlit kolonilerinin oluşumuna ve komşu taneler üzerinde eş zamanlı büyümeye neden olmaktadır [112].



	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Mo (%)	Si (%)	P (%)
1	7.2	12.6	7.5	72.7	-	-
2	51.2	7.9	24.8	6.5	-	9.6
3	69.9	7.0	19.2	3.9	0.3	-

Şekil 4.5. 1.0C-13Mn numunesinin ısıtılma işlemi öncesi SEM görüntüsü

Şekil 4.4.b, c ve d’de görüldüğü üzere artan çözeltiye alma sıcaklığı ile karbonun östenit içerisindeki çözünürlüğü artmış ve yapıdaki karbür miktarı azalmıştır. Daha detaylı incelendiğinde, 1000 °C’de gerçekleştirilen ısıtılma işlemi sonrası yapıdaki perlit

adalarının ve molibden karbürlerin azaldığı, 1050 °C'den sonra perlit adalarının tamamıyla çözüldüğü fakat molibden karbürlerin halen yapıdaki mevcudiyetini koruduğu görülmüştür. Nihai %100 östenitik yapı ise 1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısı işlemi sonucunda elde edilmiştir (Şekil 4.4.d).

Şekil 4.5.'de 1.0C-13Mn numunesinin döküm yapısının detaylı SEM görüntüleri verilmiştir. Oluşan fazları tanımlama amacıyla farklı bölgelere EDS nokta ve bölge analizi uygulanmıştır. EDS sonuçları ile Şekil 4.1. de ki çökelti diyagramı ile kıyaslandığında; tane sınırlarında ince bir hat şeklinde dağılan ve perlitimsi lamelli karbürler tarafından çevrelenen 1 numaralı bölgenin (Şekil 4.5.) soğuma esnasında 868 °C'de çökelen birincil karbürler yani molibden karbürler olduğu tespit edilmiştir [113]. Molibden atomlarının demir ve mangan atomlarına kıyasla daha yüksek karbon afinitesi olması sebebiyle yapıda ilk olarak kararlı molibden karbürler oluşmaktadır [16]. Buna ek olarak, daha önceden Kuyucak ve ark. [56] tarafından ASTM A128 B3 (%1,2 C, %13 Mn ve %0,027 P) çeliği kullanılarak yapılan çalışmada da görüldüğü üzere perlitimsi lamel karbürlerin merkezlerinde Fe-(Fe,Mn)₃C-(Fe,Mn)₃P tipi üçlü fosfor ötektiği tespit edilmiştir (Şekil 4.5.'de 2. bölge). Bu ötektik yapı, yuvarlak bir yapıya sahip ve tane sınırları boyunca uzamamaktadır.

Tablo 4.5. "1.0C-13Mn" numunesinin ısı işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu değişimi

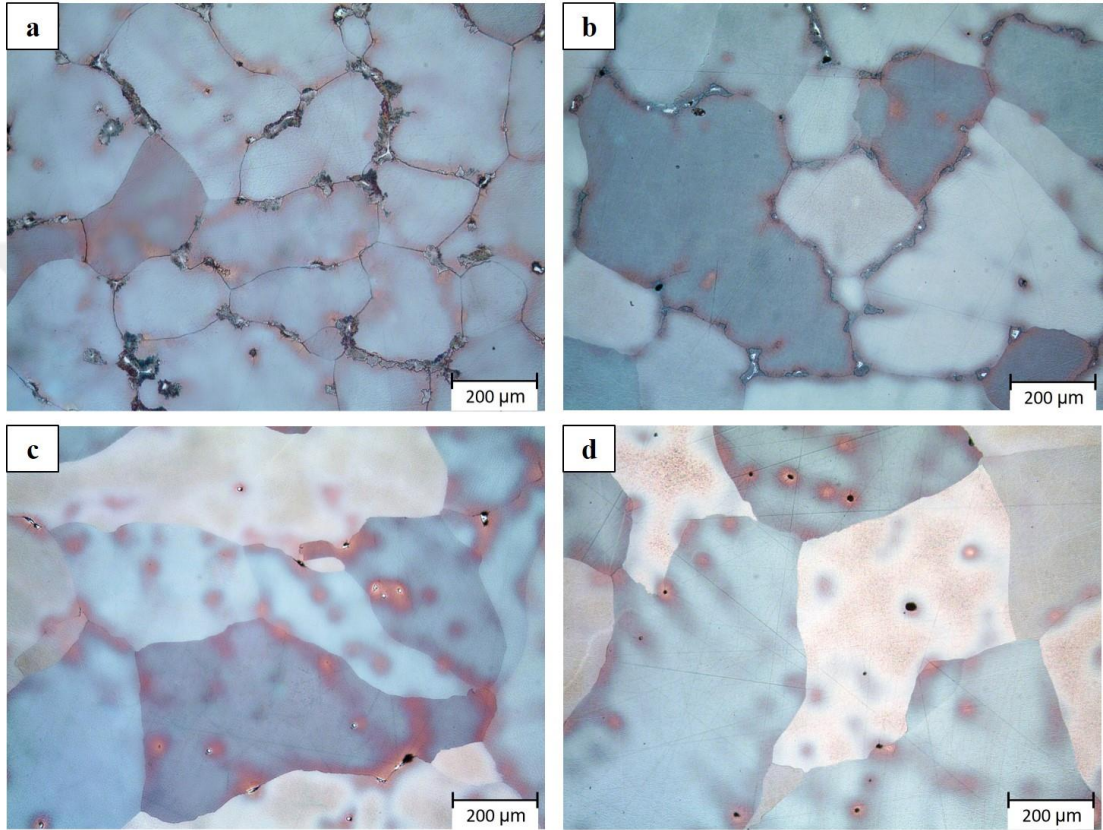
	Döküm hali	1000°C	1050°C	1100°C
Tane boyutu (µm)	172 ± 11 µm	179 ± 13 µm	210 ± 10 µm	215 ± 10 µm

Tablo 4.5.'de 1.0C-13Mn numunesine ait ısı işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutundaki değişimleri gösterilmektedir. Artan ısı işlem sıcaklığı ile tanelerin irileştiği görülmektedir. Aynı numunenin döküm yapısı ile kıyaslandığında 1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısı işlemi sonrası östenit tane boyutunda ~ %25'lik bir büyüme gerçekleşmiştir.

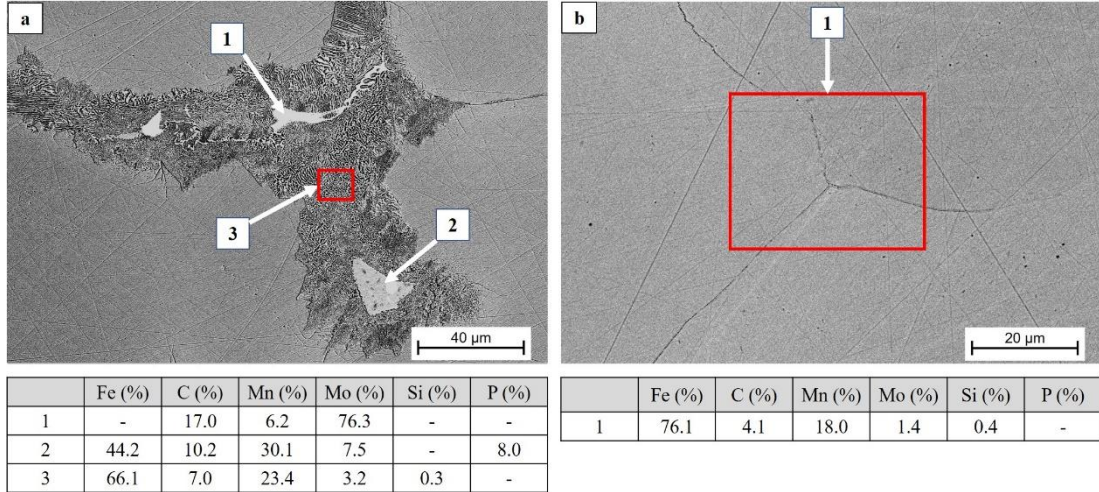
4.1.1.3. "1.0C-17Mn" numunesinin mikro yapı incelemeleri

1.0C-17Mn numunesinin döküm sonrası ve çözeltiye alma ısı işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.6.'da verilmiştir. Döküm yapısı (Şekil 4.6.a) genel

olarak 1.0C-13Mn numunesinde olduğu gibi östenitik matris ile beraber tane sınırları boyunca çökelmiş perlitimsi lamelli karbür adacıklarından oluşmaktadır. Homojen bir dağılım göstermeyen bu karbürlerin genel yapıdaki hacimsel oranları $\%6,1 \pm 2,5$ şeklindedir. Artan çözeltiye alma sıcaklığı ile yapıdaki karbür oranı azalmakta olup (Şekil 4.6.b, c, d) ve $\%100$ östenit yapı 1100°C 'de elde edilmiştir.



Şekil 4.6. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C , (c) 1050°C , (d) 1100°C



Şekil 4.7. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) SEM görüntüleri

Şekil 4.7.’de 1.0-17Mn numunesinin döküm sonrası ve 1100°C de ki çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası detaylı SEM görüntüleri verilmiştir. Oluşan fazları tanımlama amacı ile EDS nokta ve bölge analizi uygulanmıştır. Şekil 4.7.a’da görüleceği üzere, 1 numaralı bölge molibden karbür, 2 numaralı bölge ise fosfor ötektiği olarak tanımlanmıştır. Öte yandan, 1100°C’de gerçekleştirilen ısıtıl işlem sonra yapının yüksek büyütmelerde dahi karbürsüz olduğu ve oluşan fosfor ötektiğinin östenit matriste homojen bir şekilde çözöldüğü görölmüştür (Şekil 4.7.b).

Tablo 4.6.’da 1.0C-17Mn numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutundaki değışimleri gösterilmektedir. Artan ısıtıl işlem sıcaklığı ile tanelerin irileştiğı görölmektedir. Aynı numunenin döküm yapısı ile kıyaslandığında 1100 °C’de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası östenit tane boyutunda ~ %39’luk bir büyüme gerçekleşmiştir.

Tablo 4.6. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağılı olarak tane boyutu değışimi

	Döküm hali	1000°C	1050°C	1100°C
Tane boyutu (µm)	243 ± 20 µm	268 ± 13 µm	295 ± 10 µm	338 ± 26 µm

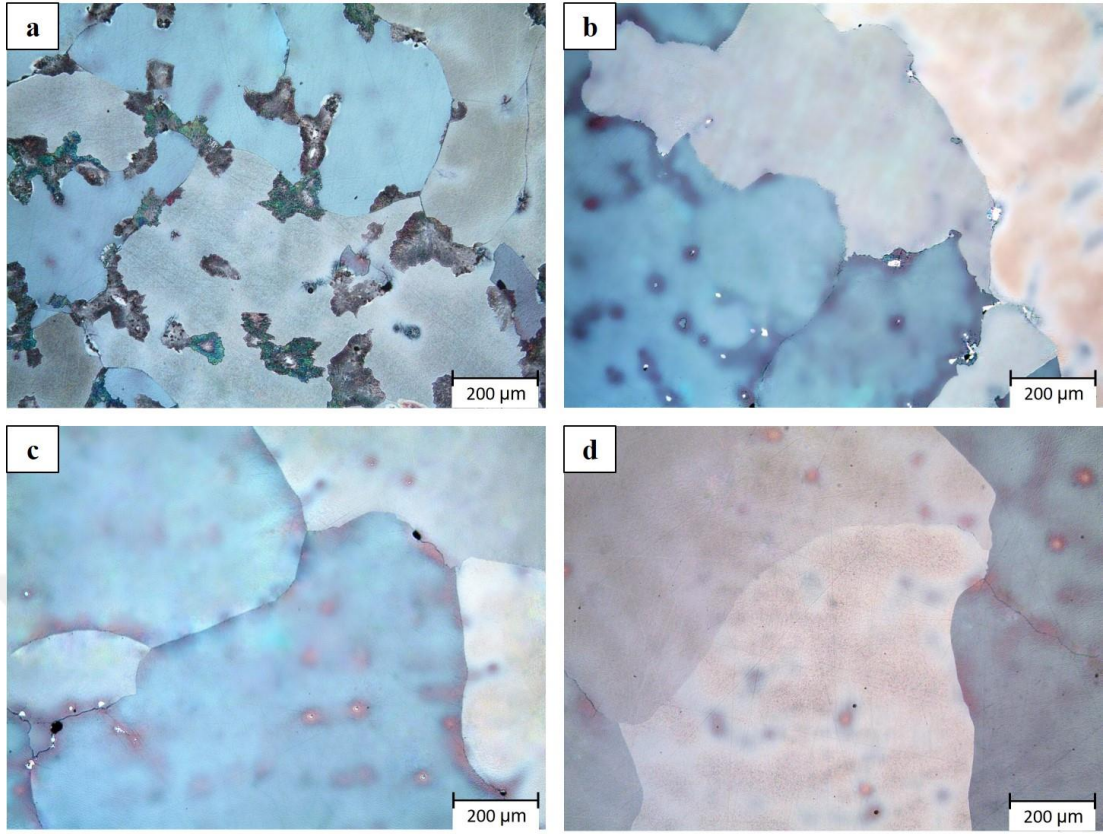
Tablo 4.3.’de göröldüğü üzere, karbon oranının %0,7’den %1’e artmasıyla likudüs sıcaklığı 1405 °C’den 1380 °C’ye, solidüs sıcaklığı ise 1305 °C’den 1255 °C’ye düşmüştür. Bu da katılaşma aralığında 25 °C’lik bir artışa sebebiyet vermiştir. Katılaşma aralığındaki bu artış da döküm mikro yapıları kıyaslandığında 0.7C-17Mn’e

kıyasla 1.0C-17Mn numunesinin tane boyutunu yaklaşık olarak %23 oranında arttırmıştır. Ayrıca, 1.0C-13Mn numunesi ile aynı şartlarda incelendiğinde mangan ilavesinin döküm sonrası, 1000 °C, 1050 °C ve 1100 °C’de ki ısıtıl işlemli yapılarda tane boyutunda sırasıyla, %41, %50, %40 ve %57 oranında bir artışa sebebiyet verdiği görülmüştür. Bu durum manganın tane büyümesini teşvik edici bir element olmasından kaynaklanmaktadır [75].

4.1.1.4. “1.0C-21Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri

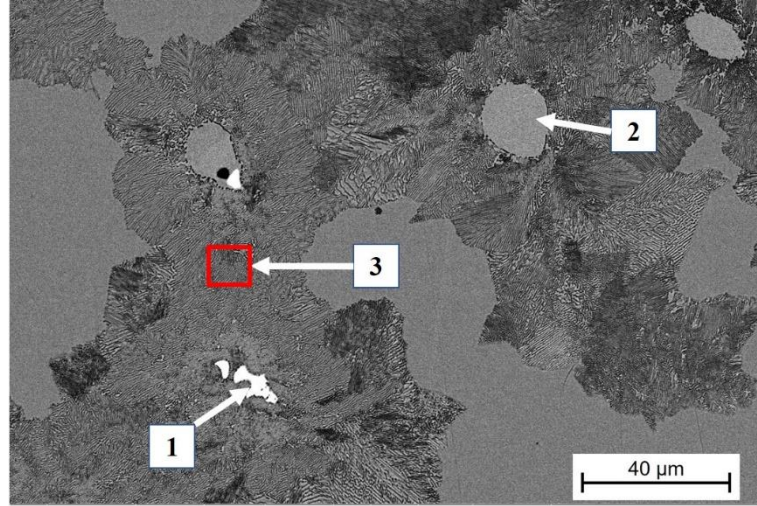
1.0C-21Mn numunesinin döküm sonrası ve çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası mikro yapı görüntüleri Şekil 4.8.’de verilmiştir. Döküm yapısı (Şekil 4.8.a) genel olarak östenitik matris ile tane sınırlarından başlayarak tane içlerine kadar yayılan iri perlit adacıklarından oluşmaktadır. Mangan oranının artmasıyla perlit adacıkları irileşmiş ve yapıdaki karbür oranı $18,6 \pm 2,6$ ’ye yükselmiştir. Bu da 1.0C-13Mn numunesi ile kıyaslandığında yaklaşık olarak %148’lik, 1.0C-17Mn numunesi ile kıyaslandığında ise %205’lik bir karbür artışına tekabül etmektedir. Bu durum mangan ilavesinin perlit oluşumunu teşviki ile açıklanabilir [114].

Şekil 4.8.b) de görüldüğü üzere 1000 °C’de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası yapıdaki perlit miktarı döküm mikro yapısına göre ciddi oranda azalmıştır. Fakat, 1050 °C’de ısıtıl işlem sonrası yapıdaki perlitin tamamen çözünmesine karşın, küresel formdaki molibden karbürler halen yapıda mevcudiyetini korumaktadır (Şekil 4.8.c). Bu nedenle nihai %100 östenitik yapı 1100 °C’de gerçekleştirilen ısıtıl işlem sonrası elde edilmiştir (Şekil 4.8.d).



Şekil 4.8. 1.0C-21Mn numunesinin ısıt işlem öncesi (a) ve ısıt işlem sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C

Şekil 4.9.'da 1.0-21Mn numunesinin döküm sonrası detaylı SEM görüntüleri verilmiştir. Oluşan fazları tanımlama amacıyla EDS nokta ve bölge analizi uygulanmıştır. 1 numaralı bölge molibden karbür, 2 numaralı bölge ise fosfor ötektiği olarak tanımlanmıştır. Artan mangan oranı ile lamel yapıdaki perlitler daha da belirginleşmiştir.



	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Mo (%)	Si (%)	P (%)
1	-	13.4	10.8	75.8		-
2	45.9	5.2	34.4	5.4	0.5	8.6
3	65.1	6.6	25.0	3.1	0.2	-

Şekil 4.9. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtıl işlem öncesi SEM görüntüsü

Tablo 4.7. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu değişimi

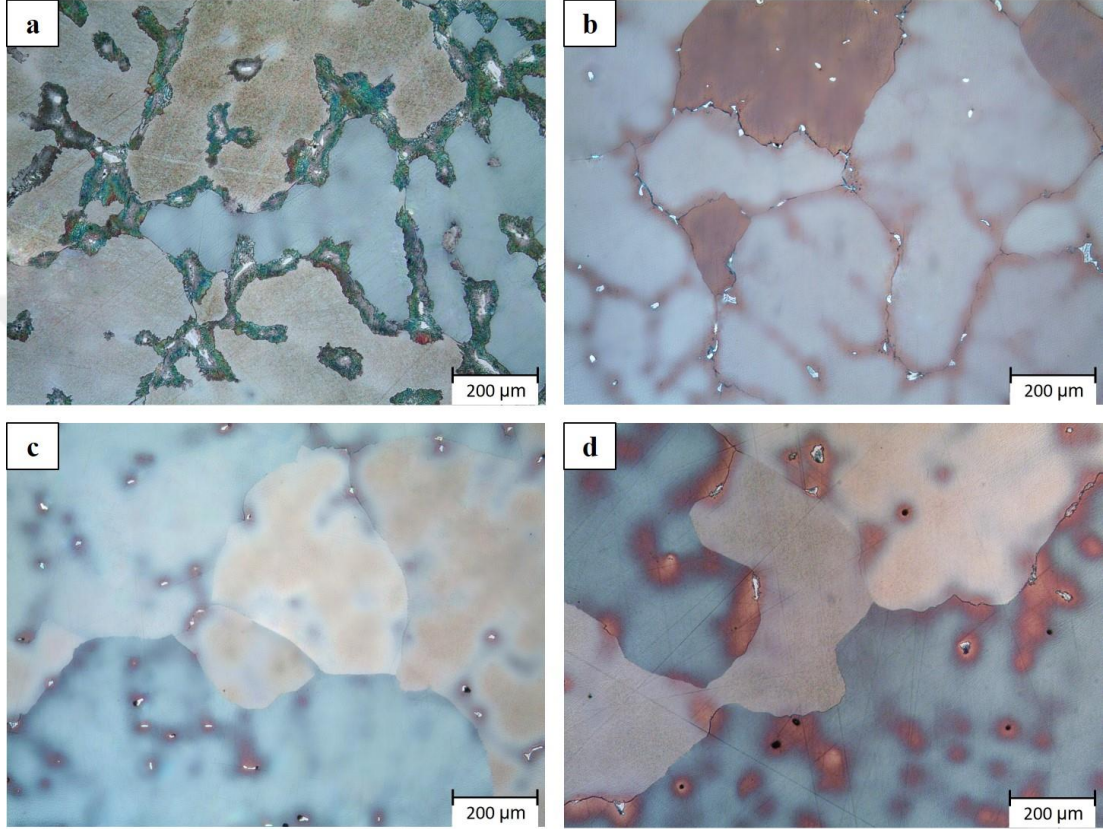
	Döküm hali	1000°C	1050°C	1100°C
Tane boyutu (μm)	412 ± 29 μm	495 ± 21 μm	538 ± 39 μm	619 ± 27 μm

Tablo 4.7.’de 1.0C-21Mn numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutundaki değişimleri gösterilmektedir. 1.0C-21Mn numunesinin döküm yapısındaki tane boyutu sırasıyla, 1.0C-13Mn numunesine kıyasla %140’lık, 1.0C-17Mn numunesine kıyasla %70’lik bir artış göstermiştir. Bu durum önceki bölümlerde de açıklandığı üzere manganın tane büyümesini teşvik edici bir element olmasından kaynaklanmaktadır [75]. Ayrıca, çözeltiye alma ısıtıl işlemi ile beraber artan ısıtıl işlem sıcaklığı da tanelerin irileşmesine sebebiyet vermiştir. Aynı numunenin döküm yapısı (Şekil 4.8.a) ile 1100 °C’de ki ısıtıl işlemli yapısı (Şekil 4.8.d) kıyaslandığında tane boyutunda ~ %50’lik bir büyüme saptanmıştır.

4.1.1.5. “1.3C-17Mn” numunesinin mikro yapı incelemeleri

1.3C-17Mn numunesinin döküm sonrası ve çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.10.’da verilmiştir. Döküm yapısı 1.0C-21Mn numunesinde olduğu gibi (Şekil 4.10.a) östenitik matris ile tane sınırlarından

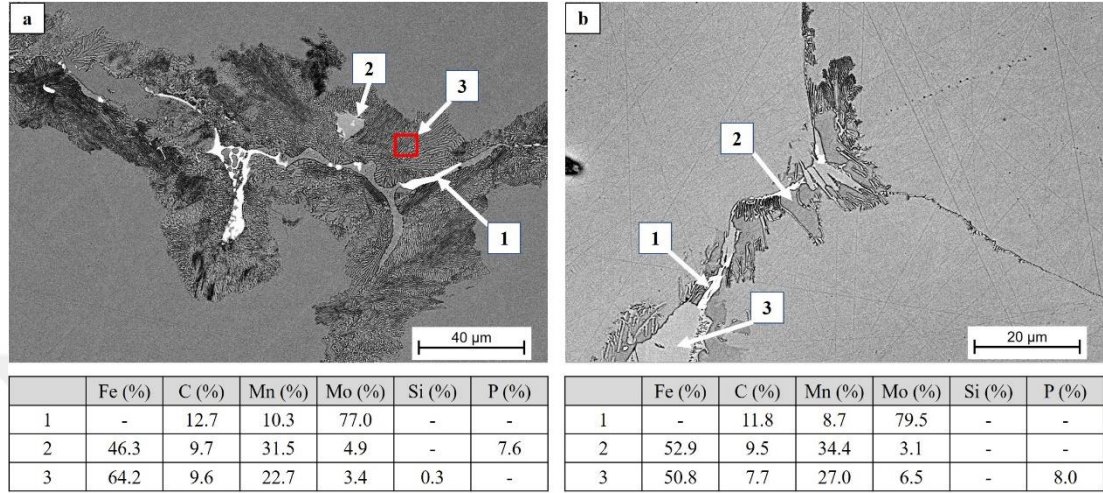
başlayarak tane içlerine kadar yayılan iri perlit adacıklarından oluşmaktadır. Karbon oranının %1'den %1,3 artmasıyla perlit adacıkları belirginleşmiş ve yapıdaki karbür oranı $23,9 \pm 2,3$ 'e yükselmiştir. Bu da yaklaşık olarak %292'lik bir karbür artışına tekabül etmektedir.



Şekil 4.10. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtılma öncesi (a) ve ısıtılma sonrası mikro yapı görüntüleri: (b) 1000°C, (c) 1050°C, (d) 1100°C

Şekil 4.10.b) de görüldüğü üzere 1000°C’de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtılma işlemi sonrası yapıdaki perlit miktarı döküm mikro yapısına göre ciddi oranda azalmıştır. 1050 °C’de ki ısıtılma sonrası yapıdaki perlitin tamamen çözünmesine karşın, küresel formdaki molibden karbürler halen yapıda mevcudiyetini korumaktadır (Şekil 4.10.c). Sıcaklığın 1100 °C’ye artması ile yapıdaki molibden karbürlerin miktarı azalmaya devam etmiş fakat tamamı ile çözünmesi için yeterli olmamıştır. Bu nedenle daha yüksek çözeltiye alma sıcaklıkları gerekmektedir (Şekil 4.10.d). Öte yandan, yüksek manganlı östenitik çeliklerde 1100 °C’nin üzerindeki çözeltiye alma sıcaklıklarında tane sınırlarında kısmi ergimeler başlamaktadır. Aşırı yüksek sıcaklıklarda ise bu

durum ledebüritik yapının oluşmasına sebebiyet verir [115]. Bu her iki durumda mekanik özelliklerin keskin bir şekilde düşmesine sebep olacağı için 1100 °C'nin üzerindeki çözeltiye alma sıcaklıklarından kaçılması gerekmektedir [43].



Şekil 4.11. 1.3C-17Mn numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) SEM görüntüleri

Şekil 4.11.a'da 1.3-17Mn numunesinin döküm yapısına ait detaylı SEM görüntüleri verilmiştir. Oluşan fazları tanımlama amacı ile EDS nokta ve bölge analizi uygulanmıştır. Döküm yapısındaki 1 numara ile gösterilen beyaz bölgeler molibden karbür, 2 numaralı küresel (rounded) bölge ise fosfor ötektiği olarak tanımlanmıştır. 1100 °C'de gerçekleştirilen ısıtıl işlem sonrası yetersiz çözelti sıcaklığı nedeniyle çözünemeyen ikincil çökeltilerin detaylı SEM görüntüleri ise Şekil 4.11.b'de verilmiştir. Tane sınırları boyunca ince bir hat olarak uzanan 1 numaralı beyaz bölgenin molibden karbür, koyu gri tondaki 2 numaralı bölgenin $(\text{FeMn})_3\text{C}$ olarak bilinen sementit, nispeten biraz açık gri tondaki 3 numaralı yuvarlak bölgenin ise kalıptaki yavaş soğuma ve yüksek fosfor oranı nedeniyle oluşan çözünmemiş fosfor ötektiği olduğu görülmüştür.

Tablo 4.8. 1.3C-17Mn numunesinin ısıtıl işlem sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu değişimi

	Döküm hali	1000°C	1050°C	1100°C
Tane boyutu (µm)	427 ± 24 µm	451 ± 17 µm	538 ± 31 µm	589 ± 38 µm

Tablo 4.3.'den görüleceği üzere karbon oranının %1'den %1,3'e artmasıyla likudüs sıcaklığı 1380 °C'den 1360 °C'ye, solidüs sıcaklığı ise 1255 °C'den 1205 °C'ye

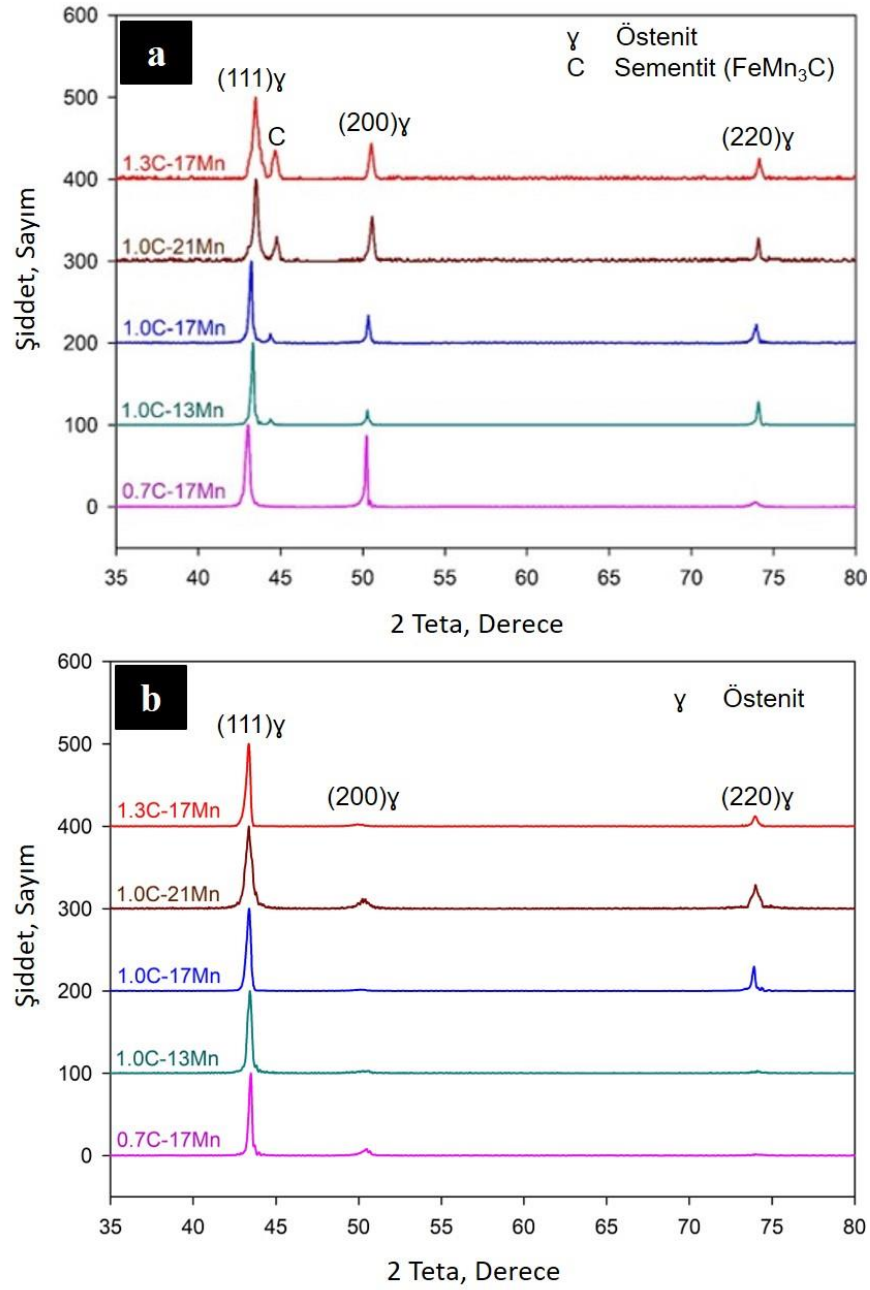
düşmüştür. Bu da katılaşma aralığında 25 °C’lik bir artışa sebebiyet vermiştir. Aynı durumu 0,7C-17Mn numunesi ile 1,3C-17Mn numunesi için incelediğimizde katılaşma aralığında 50 °C’lik büyük bir fark oluşturmaktadır. Bu da döküm mikro yapıları kıyaslandığında 1.3C-17Mn numunesinin tane boyutunu 0.7C-17Mn numunesine kıyasla yaklaşık %110 oranında arttırırken 1.0C-17Mn numunesine kıyasla %74 arttırmıştır (Tablo 4.8.). Ayrıca, çözeltiye alma ısı işlemi ile beraber artan ısı işlem sıcaklığı da tanelerin irileşmesine sebebiyet vermiştir. Aynı numunenin döküm yapısı (Şekil 4.10.a) ve 1100 °C’de ki ısı işlemli yapısı (Şekil 4.10.d) kıyaslandığında tane boyutunda ~ %38’lik bir büyüme saptanmıştır.

4.1.2. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analiz sonuçlarının incelenmesi

X- ışınları kırınımı (XRD) yöntemiyle numunelerin kristal yapısının belirlenmesi amaçlanmıştır.

Şekil 4.11.a’da döküm sonrası XRD analizi sonuçları görünmektedir. Tüm numunelerin döküm yapısındaki en baskın pik $2\theta=44^\circ$ ’de ki östenit fazına aittir. Bununla beraber yaklaşık $2\theta=50,5^\circ$ ve $2\theta=74^\circ$ iki farklı östenit piki daha görülmektedir. Östenit fazına ek olarak, 0.7C-17Mn numunesi haricindeki tüm numunelerde yaklaşık olarak $2\theta=45^\circ$ civarında $(\text{FeMn})_3\text{C}$ yani sementit fazı tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar mikro yapı görüntüleri ile beraber literatür verileri ile de uyuşmaktadır [47,116].

Şekil 4.11.b’de çözeltiye alma ısı işlemi sonrası XRD analizi sonuçları görünmektedir. Döküm numunelerinde olduğu gibi ısı işlem sonrası da yine baskın pik $2\theta=44^\circ$ ’de ki östenit fazına aittir. Fakat, $2\theta=50,5^\circ$ de ki östenit pikinin şiddeti Şekil 4.11.a’ya kıyasla önemli derecede azalmıştır. Son olarak, $2\theta=50,5^\circ$ de ki $(\text{FeMn})_3\text{C}$ yani sementit fazı ise çözeltiye alma ısı işlemi sonucunda östenit matriste çözünerek baskınlığını yitirmiştir.



Şekil 4.12. Numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) X-ışınları difraksiyonu

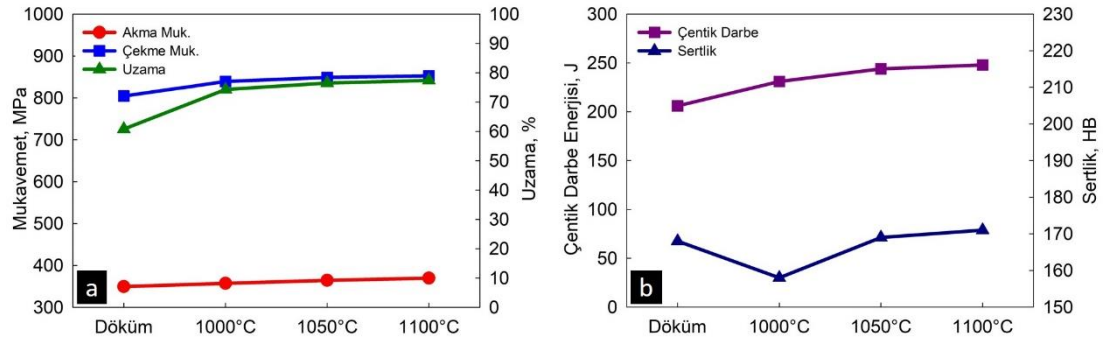
4.1.3. Mekanik test sonuçlarının incelenmesi

0.7C-17Mn numunesine ait döküm sonrası ve farklı ısıtıl işlem sıcaklıklarında elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.9.'da verilmiş olup, birbirleri ile kıyaslaması ise Şekil. 4.13.'de gösterilmiştir. Düşük karbon içeriği, düşük katılaşma aralığı ve buna bağlı olarak da ince tane sınırı karbürleri (Şekil 4.2.a ve 4.3.) nedeniyle 0.7C-17Mn numunesinin akma ve sertlik değerleri dışındaki diğer tüm mekanik özellikleri oldukça

yüksek gelmiştir. Bunun yanı sıra artan çözeltiye alma sıcaklığı ile tane sınırlarındaki ince karbürler östenit matriste çözünerek döküm yapısına kıyasla çekme, uzama ve çentik darbe değerlerinde artışa neden olmuştur. Sertlik değerlerinde her ne kadar önce düşüş sonrasında ise bir artış görülse de akma mukavemetinde olduğu gibi belirgin bir değişim tespit edilmemiştir. Üç farklı çözeltiye alma sıcaklığı içerisinde, döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçlar, akma ve çekme mukavemetindeki %6'lık, % uzama değerindeki %27'lik ve çentik darbe değerindeki %20'lik artışla 1100°C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanan numunede elde edilmiştir.

Tablo 4.9. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak mekanik özellik değerleri

0.7C-17Mn	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	349,6 ± 2	804,6 ± 14	60,8 ± 3,4	168 ± 3	206 ± 19
1000°C	357,3 ± 5	839,2 ± 8	74,3 ± 2,1	158 ± 3	231 ± 7
1050°C	364,6 ± 4	849,0 ± 8	76,5 ± 2,8	169 ± 2	244 ± 3
1100°C	369,9 ± 4	852,7 ± 6	77,4 ± 2,5	171 ± 2	248 ± 2



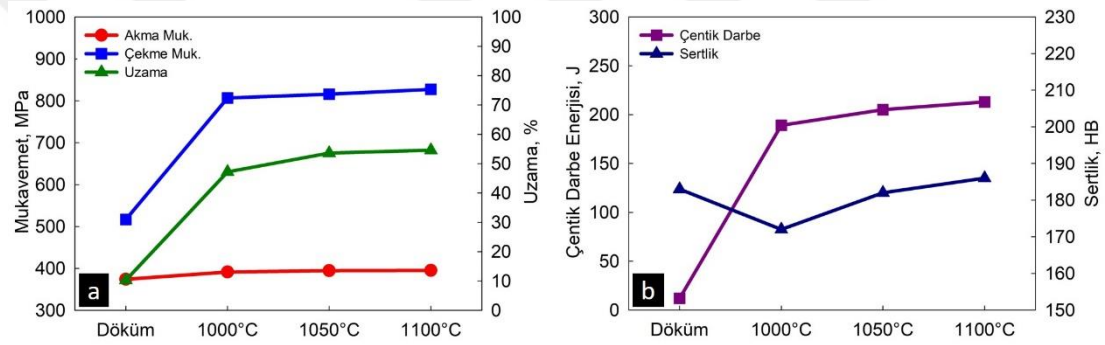
Şekil 4.13. “0.7C-17Mn” numunesinin ısıtım koşullarına bağı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

1.0C-13Mn numunesine ait döküm sonrası ve farklı ısıtım sıcaklıklarında elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.10.'da verilmiş olup, birbirleri ile kıyaslaması ise Şekil. 4.14.'de gösterilmiştir. Şekil 4.4.a'da ki mikro yapı görüntüleri ile birlikte incelendiğinde 1.0C-13Mn numunesinin döküm yapısındaki %7,5±1,5'lik karbür içeriği numunenin %uzama ve tokluk değerini oldukça kötü yönde etkilemiştir. Fakat, çözeltiye alma ısıtım işlemi neticesinde tane sınırlarında bulunan karbürlerin östenit matris içerisinde çözünmesi ile bu değerler yüksek oranda toparlanmıştır. Sertlik değerlerinde her ne kadar önce düşüş sonrasında ise bir artış görülse de akma mukavemetinde olduğu gibi belirgin bir değişim tespit edilmemiştir. Üç farklı

çözeltiye alma sıcaklığı içerisinde, döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçlar, çekme mukavemetindeki %60'luk, % uzama değerindeki %430'luk ve çentik darbe değerindeki %1675'lik artışla 1100°C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanan numunede elde edilmiştir.

Tablo 4.10. "1.0C-13Mn" numunesinin ısıtım işlem sıcaklığına bağlı olarak mekanik özellik değerleri

1.0C-13Mn	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	374,1 ± 4	516,9 ± 3	10,3 ± 0,1	183 ± 3	12 ± 1
1000°C	391,5 ± 5	806,7 ± 5	47,2 ± 2,5	172 ± 2	189 ± 5
1050°C	394,8 ± 3	815,7 ± 5	53,6 ± 1,8	182 ± 2	205 ± 5
1100°C	395,4 ± 3	827,3 ± 3	54,6 ± 0,3	186 ± 1	213 ± 3



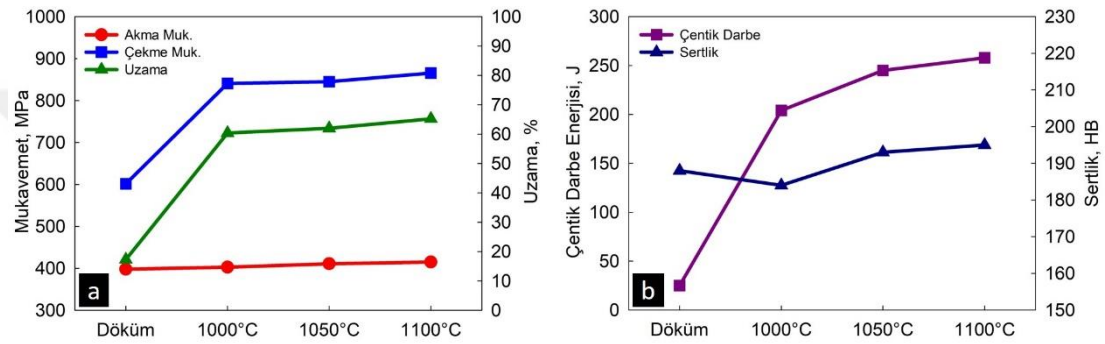
Şekil 4.14. "1.0C-13Mn" numunesinin ısıtım işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

1.0C-17Mn numunesine ait döküm sonrası ve farklı ısıtım sıcaklıklarında elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.11.'de verilmiş olup, birbirleri ile kıyaslaması ise Şekil. 4.15.'de gösterilmiştir. Karbon içeriğinin %0,7'den %1'e artmasıyla yapıdaki karbür oranı % <1'den %6,1±2,5'e çıkmıştır. Artan karbür miktarına bağlı olarak, 0.7C-17Mn numunesine kıyasla 1.0C-17Mn numunesinin; döküm halindeki akma mukavemeti %14, sertlik değeri ise %12 oranında artmıştır. Öte yandan, çekme mukavemeti, uzama değeri ve çentik darbe enerjisi, sırasıyla %25, %72 ve %88 oranında azalmıştır. Artan ısıtım sıcaklığı ile östenit matristeki karbür çözünürlüğü artmıştır. Buna bağlı olarak da çekme mukavemeti, % uzama ve çentik darbe enerjisi birbirleri ile benzer yönde artış eğilimi göstermiştir. Akma mukavemeti ve sertlik değerlerinde her ne kadar bir artış görülsede belirgin bir değişim tespit edilmemiştir. Üç farklı çözeltiye alma sıcaklığı içerisinde, döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçlar çekme mukavemetindeki %44'lük, % uzama değerindeki %277'lik ve çentik

darbe değeriindeki %932'lik artışla 1100 °C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanan numunede elde edilmiştir.

Tablo 4.11. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtım işlem sıcaklığına bağlı olarak mekanik özellik değeri

1.0C-17Mn	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	398,1 ± 2	601,6 ± 3	17,3 ± 0,4	188 ± 4	25 ± 2
1000°C	402,8 ± 5	840,8 ± 6	60,4 ± 2,3	184 ± 4	204 ± 11
1050°C	411,0 ± 4	845,0 ± 4	62,0 ± 1,1	193 ± 2	245 ± 5
1100°C	415,0 ± 4	865,6 ± 2	65,2 ± 0,8	195 ± 1	258 ± 2

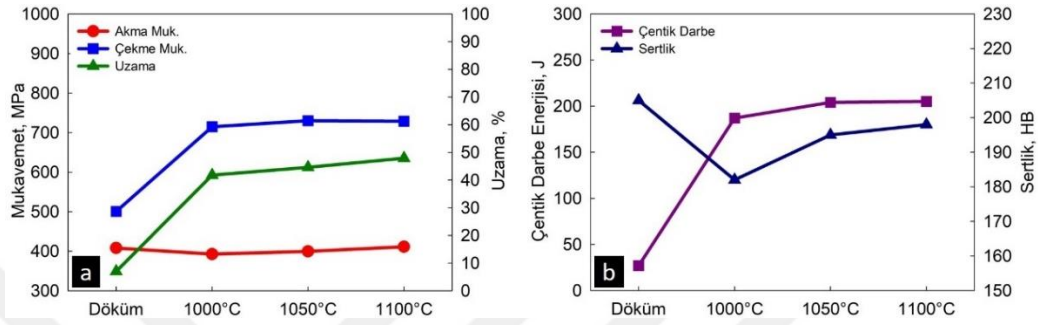


Şekil 4.15. “1.0C-17Mn” numunesinin ısıtım işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

1.0C-21Mn numunesine ait döküm sonrası ve farklı ısıtım işlem sıcaklıklarında elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.12.'de verilmiş olup, birbirleri ile kıyaslaması ise Şekil. 4.16.'da gösterilmiştir. Mangan içeriğinin %17'den %21'e çıkmasıyla mikro yapıdaki karbür oranı %148 oranında artmıştır. Karbür miktarındaki bu artış ile 1.0C-21Mn numunesinin döküm halindeki sertlik değeri 1.0C-17Mn numunesine kıyasla %9 artmıştır. Buna karşılık olarak da çekme mukavemeti %17, uzama değerini ise %60 oranında azalmıştır. Çözeltiye alma ısıtım işlemi sonrasında ise çekme mukavemeti, uzama ve çentik darbe tokluğu değerlerinde ciddi oranda artış görülmüştür. Üç farklı çözeltiye alma sıcaklığı içerisinde döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçlar, çekme mukavemetindeki %46'luk, % uzama değeriindeki %584'lük ve çentik darbe değeriindeki %659'luk artış ile 1100 °C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanan numunede elde edilmiştir.

Tablo 4.12. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak mekanik özellik değeri

1.0C-21Mn	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	408,1 ± 5	500,7 ± 16	7,0 ± 0,5	205 ± 4	27 ± 4
1000°C	392,8 ± 5	714,9 ± 12	41,8 ± 3,2	182 ± 3	187 ± 14
1050°C	399,7 ± 7	730,3 ± 9	44,6 ± 2,8	195 ± 1	204 ± 7
1100°C	411,3 ± 6	728,9 ± 11	47,9 ± 1,5	198 ± 1	205 ± 5

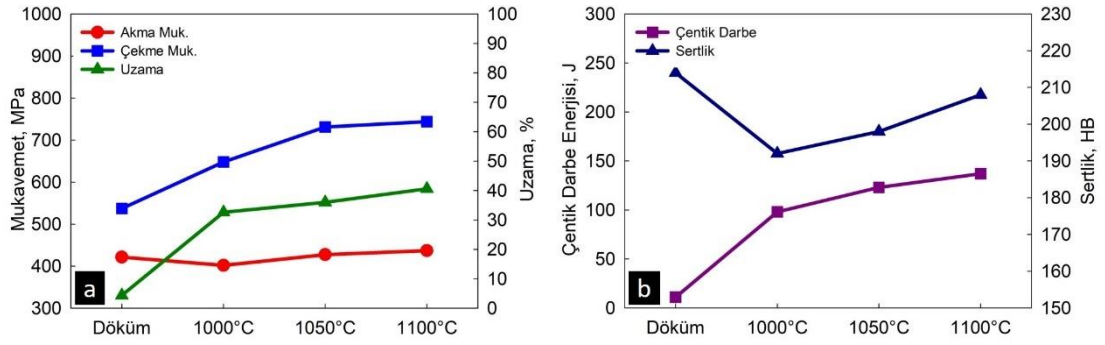


Şekil 4.16. “1.0C-21Mn” numunesinin ısıtım koşullarına bağı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

1.3C-17Mn numunesine ait döküm sonrası ve farklı ısıtım sıcaklıklarında elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.13.’de verilmiş olup, birbirleri ile kıyaslaması ise Şekil. 4.17.’da gösterilmiştir. Karbon içeriğinin %1’den %1,3’e artmasıyla yapıdaki karbür oranı $6,1 \pm 2,5$ ’den $23,9 \pm 2,3$ ’e çıkmıştır. Artan karbür miktarına bağı olarak, 1.0C-17Mn numunesine kıyasla 1.3C-17Mn numunesinin; döküm halindeki akma mukavemeti %6, sertlik değeri ise %14 oranında artmıştır. Öte yandan, çekme mukavemeti, % uzama değeri ve çentik darbe enerjisi, sırasıyla %11, %75 ve %56 oranında azalmıştır. Çözeltiye alma ısıtım işlemi neticesinde, 1.0C-21 Mn numunesinde olduğu gibi çekme mukavemeti, uzama ve çentik darbe tokluğu değerlerinde ciddi oranda artış görülmüştür. Üç farklı çözeltiye alma sıcaklığı içerisinde döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçlar, çekme mukavemetindeki %38’lik, % uzama değerindeki %823’lük ve çentik darbe değerindeki %1145’lik artış ile 1100°C’de çözeltiye alma tavlaması uygulanan numunede elde edilmiştir.

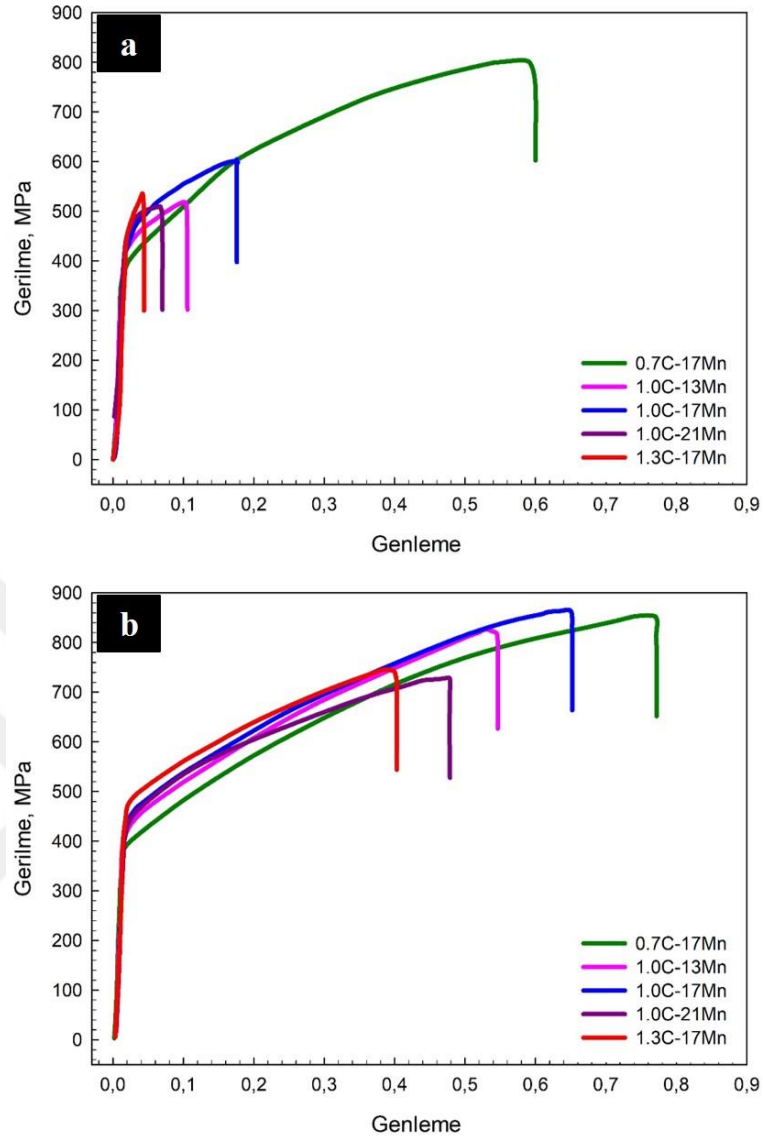
Tablo 4.13. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak mekanik özellik değeri

1.3C-17Mn	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	421,6 ± 3	537,1 ± 1	4,4 ± 1	214 ± 4	11 ± 1
1000°C	402,0 ± 5	648,1 ± 18	32,6 ± 2,6	192 ± 3	98 ± 8
1050°C	427,5 ± 7	731,3 ± 11	36,0 ± 2,9	198 ± 4	123 ± 7
1100°C	437,1 ± 7	743,8 ± 28	40,6 ± 3,6	208 ± 2	137 ± 6



Şekil 4.17. “1.3C-17Mn” numunesinin ısıtma işlem koşullarına bağlı olarak mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

Şekil 4.18.’de tüm numunelerin ısıtma işlem öncesi ve 1100 °C’de ki çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası gerilme genleme diyagramları verilmiştir. Buna göre 0.7C-17Mn numunesi haricindeki diğer numunelerin döküm ve ısıtma işlem görmüş hallerindeki gerilme genleme diyagramları birbirlerinden oldukça farklı görünmektedir. Döküm yapısındaki çözünmemiş karbür ve fosfor ötektiklerinin varlığı, plastik deformasyon esnasında taneler arasında lokal bir gevrekliğe ve ardında da ani bir kopma ile çok düşük makroskobik deformasyona yol açmaktadır. Bu nedenle, döküm yapısında ki en yüksek çekme mukavemeti (804.6 ± 13.9 MPa) ve % uzama değeri (60.8 ± 3.4), Şekil 4.3.’de SEM ile yapılan incelemede yapısında ince ve zararsız tane sınırı karbürleri olan 0.7C-17Mn numunesinde elde edilmiştir. Çünkü ince tane sınırı karbürleri daha az kararlı fazlar olup, küçük boyutları ve düşük enerjileri nedeniyle östenit matris ile iyi bir kafes uyumuna ve kohezyonuna sahiptir [117].



Şekil 4.18. Deneysel numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C'deki ısıtıl işlem sonrası (b) çekme testi sonucunda elde edilen gerilme genleme diyagramları

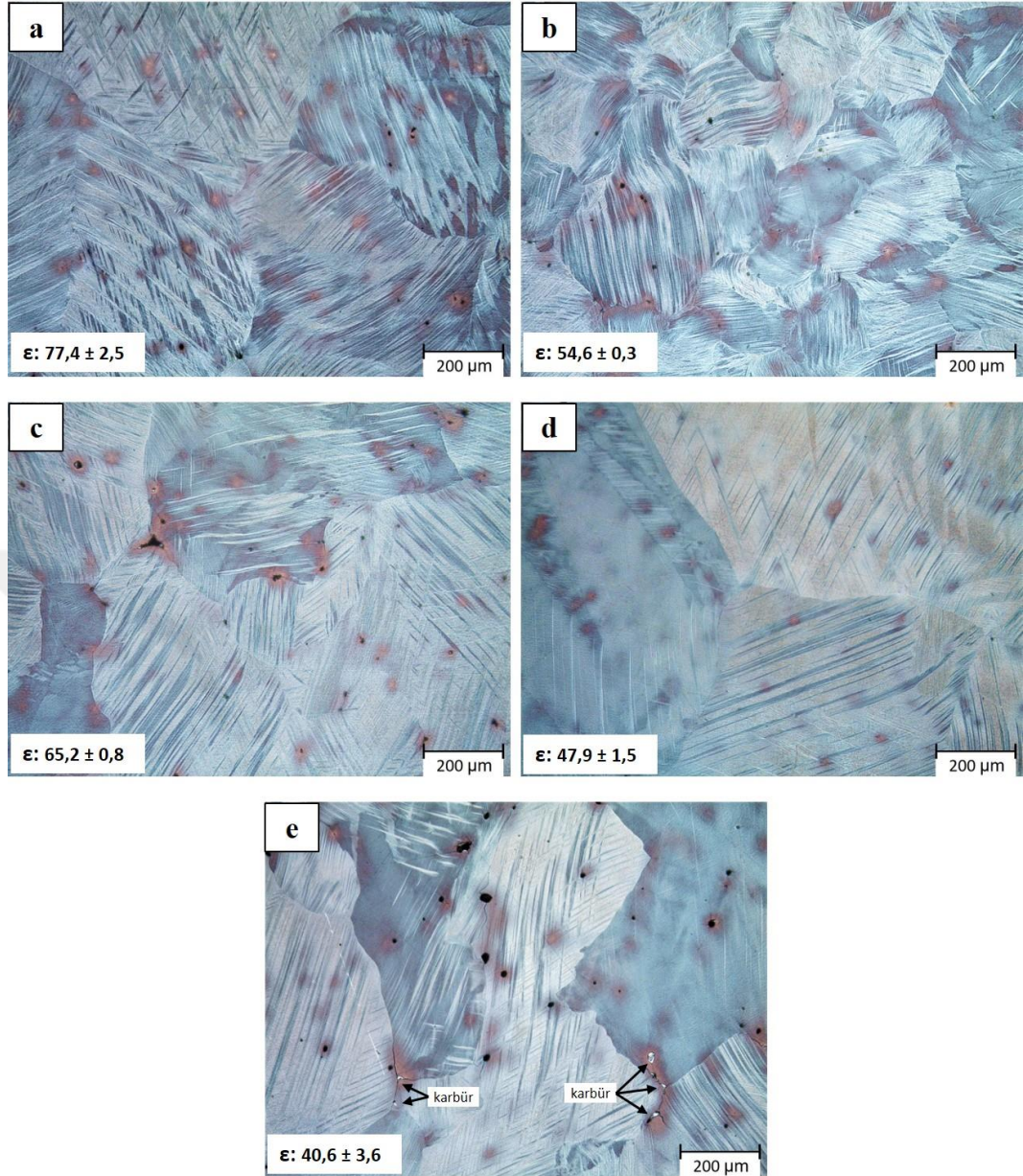
1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası tüm numuneler sürekli bir akma ve bunu takibinde önemli ölçüde gerilim sertleşmesi göstermektedir (Şekil 4.18.b). Bu da döküm yapılarına kıyasla çekme ve uzama değerlerinde ciddi oranda artışa sebebiyet vermektedir. Diğer bir deyişle, tane sınırlarındaki düşük karbür içeriği numunelerin deforme edilebilirliğini arttırmış ve tüm numunelerin %40'ın üzerinde plastik deformasyon özelliği göstermesine neden olmuştur.

Aynı mangan içeriğinde (%17), karbon miktarının %0,7'den %1'e çıkması ile akma ve çekme mukavemetinde homojen bir artış gözlenmektedir. Bu durum karbonun katı

çözelti sertleştirmesi etkisi nedeniyle sertleşebilirlik özelliğini arttırmasından kaynaklanmaktadır. Fakat, karbon miktarının %1'den %1,3'e çıkması ile tane sınırlarındaki çözünmemiş karbür mevcudiyeti nedeniyle çekme mukavemetinde %14, uzama değerinde ise %38'lik keskin bir düşüş görülmektedir. Bu nedenle, ısıtma işlemi görmüş numunelerin içerisinde en optimum çekme mukavemeti ($865,6 \pm 1.5 \text{ MPa}$) ve uzama değeri ($65,2 \pm 0,8$) 1.0C-17Mn numunesinde elde edilmiştir. Dolayısıyla, bir sonraki deneysel çalışmalar için karbon oranı %1 ile sınırlandırılmıştır.

Aynı karbon içeriğinde (%1,0) mangan oranının %13'den %17'ye arttırılması ile çekme mukavemetinde %5, uzamayı değerinde ise %19 oranında artış gözlenmiştir. Bu durum artan mangan oranıyla istif hatası enerjisi azalmasından ve buna bağlı olarak kayma işlemleri için gerekli olan kayma geriliminin artmasından kaynaklanmaktadır [118]. Fakat, mangan oranının %17'den %21'e artmasıyla beraber tane boyutu neredeyse iki katına çıkmıştır, bu da çekme mukavemetinde ve uzama değerinde bariz düşüşe sebebiyet vermiştir. Çünkü tane sınırları daha fazla dislokasyonun yayılmasını engellediğinden, daha küçük tane boyutları daha yüksek çekme mukavemetine ve uzama değerine yol açmaktadır [21,119]. Bu sebeple bir sonraki deneysel çalışmalar için mangan oranı %17 ile sınırlandırılmıştır.

Yüksek gerilim sertleşmesine sebebiyet veren deformasyon mekanizmaları arasında, karbon arayer atomları ile dislokasyonlar arasındaki etkileşimler [120-121], dislokasyonlar ile ikizlenmeler arasındaki etkileşimler [122-124] ve ikizlenme sistemleri arasındaki etkileşimler [125] yer almaktadır. Poliskristallerde, bu üç deformasyon mekanizmasının her birinin katkısını tane sınırı etkisi ve üçünün de aktif olması nedeniyle deneysel olarak ayırt edebilmek oldukça zordur [126]. Bu nedenle genellikle tek kristalli malzemeler üzerinde hangi mekanizmanın dominant olduğuna dair bilgi edinilebilir. Bunun içinde optik mikroskop incelemelerin yeterli olabileceği daha önceki çalışmalarda kanıtlanmıştır [127].



Şekil 4.19. 1100°C’de ısıt işlem görmüş numunelerin çekme testi sonrası mikro yapı görüntüleri: (a) 0.7C-17Mn, (b) 1.0C-13Mn, (c) 1.0C-17Mn, (d) 1.0C-21Mn, (e) 1.3C-17Mn

Şekil 4.19.’da 1100 °C’de çözeltiye alma ısıt işlemi gerçekleştirilen numunelerinin çekme testi sonrası kopan bölgenin hemen altından alınan kesit mikro yapısı gösterilmektedir. Tüm numunelerin ana deformasyon mekanizması dislokasyon kayması ile beraber deformasyon ikizlenmelerine bağlı deformasyon sertleşmesidir. Genel itibariyle, plastik deformasyon esnasında oluşan deformasyon ikizlenmeleri, yeni tane sınırları oluşturarak östenit tanelerini alt taneciklere ayırır ve bu böylece Hall Petch etkisi ile malzemelerin gerilim sertleştirme davranışlarının artmasına neden olur

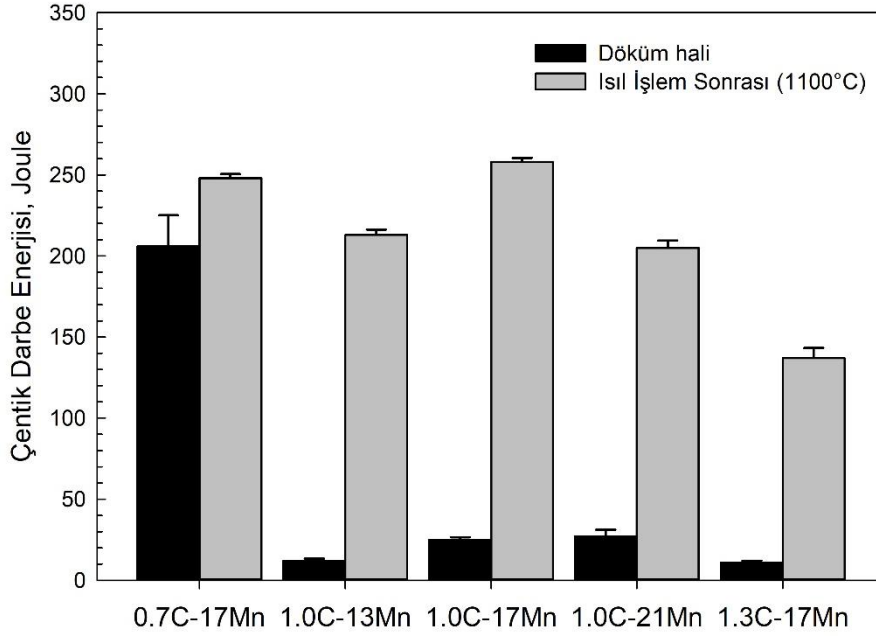
[128-129]. Çünkü deformasyon ikizleri dislokasyonların ilerlemesine güçlü engeller oluşturmaktadır [130].

Öte yandan, ikincil ikiz oluşumları hakkında bu zamana kadar birçok araştırma gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle deformasyon oranı arttıkça, ilk oluşan ikizlerin arasında farklı yönelimlere sahip yeni bir deformasyon ikizinin oluşacağı iyi bilinmektedir. İlk oluşan ikizlenmeler yüksek gerilim konsantrasyonu sahip yeni ikizlenmelerin oluşumunu teşvik eder ve bu sayede iki farklı ikiz sistemi aktive edilir. Böylece TWIP etkisi güçlü bir şekilde arttırılmış olur [131]. Ayrıca, ikincil ikiz sistemleri birincil ikiz sistemlerinin arasında oluşmaktadır. Birbirleri arasında etkileşimde bulunan ikiz gruplarının ortak bir noktada kesişmeleriyle büyüme devam eder ve bu da oluşan ikincil ikiz sistemlerinin malzemelerin plastik deformasyon kabiliyetini arttırmasına sebebiyet vermektedir [132].

Şekil 4.19.'dan görüleceği üzere %50'nin üzerinde uzama gösteren 0.7C-17Mn, 1.0C-13Mn ve 1.0C-17 Mn numunelerinde yüksek miktarlardaki deformasyon oranları birincil ikizlenmeleri kesecek şekilde ikincil ikizlenmelerin oluşumunu tetiklemiştir. Bu durum en bariz %77,4 $\pm$ 2,5 uzama gösteren 0.7C-17Mn numunesinde görülmektedir. Fakat, %50'nin altında uzama gösteren 1.0C-21Mn (Şekil 4.19.d) ve 1.3C-17Mn (Şekil 4.20.e) numunelerinde ise ikizlenme mekanizması birincil ikizler ile sınırlı kalmış ve miktar anlamında da düşüş göstermiştir. 1.3C-17Mn numunesindeki ikizlenme sayısındaki azlığın sebebi ısıtılma sonrası tane sınırları boyunca çözünmemiş karbürlerin varlığından kaynaklanmaktadır. Yani, artan karbür içeriğiyle, ikizlenme enerjisi azalmakta ve tane sınırları boyunca oluşan karbürler, çatlak başlangıç noktaları olarak taneler arası kopmaya ve buna bağlı olarak da düşük çekme mukavemeti ve düşük uzama değerlerine sebebiyet vermektedir [133].

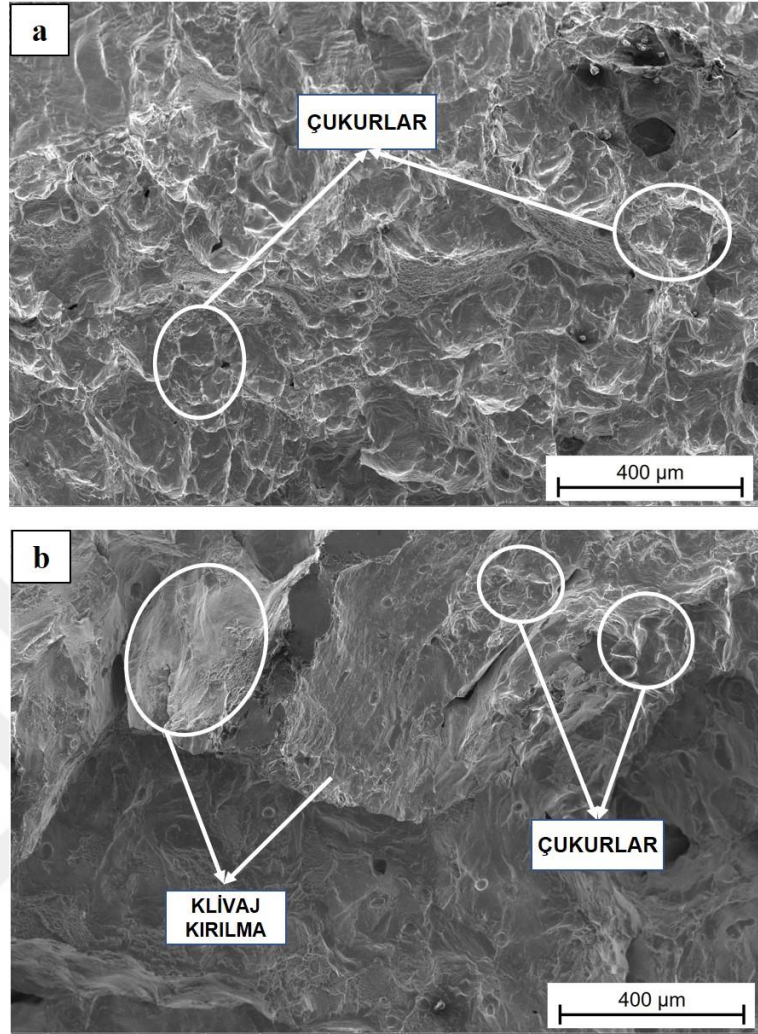
Tokluk, yüksek yükler altında çalışan östenitik manganlı çeliklerin optimizasyon işlemlerinde dikkate alınması gereken bir başka ana karakteristik özelliğidir [132]. Yüksek manganlı çelikler gibi yüzey merkezli kubik (FCC) yapıya sahip birçok metalik malzemenin oda sıcaklığında sünek kırılma özelliği gösterdiği bilinmektedir.

Bu nedenle yüksek manganlı çeliklerde gözlenen gevrek kırılmaların birincil sebebi olarak tane sınırları boyunca uzayan karbür ağlarının varlığı gösterilmektedir [134].



Şekil 4.20. Deneyisel numunelerin ısıtıl işlem öncesi (a) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (b) çentik darbe enerjilerinin karşılaştırılması

Şekil 4.20.'de tüm numunelerin ısıtıl işlem öncesi ve 1100 °C'de ki çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası çentik darbe enerjilerinin karşılaştırılması verilmiştir. 0.7C-17Mn numunesi haricindeki diğer tüm ısıtıl işlemsiz numuneler 12 ile 27 Joule arasında değişen düşük tokluk değeri göstermektedir. Bu da yüksek gerilmeler altında çalışan birçok mühendislik uygulamaları için yetersiz bir tokluk aralığıdır [136]. Öte yandan, çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonucunda numunelerin tokluk değerleri önemli ölçüde artmıştır. En yüksek tokluk değeri, yaklaşık %930'luk bir tokluk artışı ile 1C-17Mn numunesinde elde edilmiştir. Bu denli yüksek tokluk artışının sebebi olarak, tane sınırları boyunca çökelen karbürlerin östenit matriste çözünmesi ve matrisin maksimum karbon çözünürlüğüne ulaşması gösterilebilir. Isıl işlemlili numunelerin içerisinde ise en düşük tokluk değeri tane sınırları boyunca çözünmemiş karbür ve fosfor ötektiğinin mevcudiyeti nedeniyle 137 ± 6 Joule olarak 1.3C-17Mn numunesinde elde edilmiştir.



Şekil 4.21. 1100°C’de ısıtıl işlem görmüş numunelerin çentik darbe testi sonrası kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) 1.0C-17Mn, (b) 1.3C-17Mn

Malzemelerde kırılma öncesi plastik deformasyon meydana gelirse bu tip kırılmaya sünek kırılma denir. Sünek kırılmanın oluşabilmesi için malzemede belirli bir miktarda plastik deformasyonun da meydana gelmesi gerekir, çünkü sünek kırılmayı oluşturmak için plastik deformasyon gereklidir. Bu sebeple de sünek kırılmanın oluşabilmesi için uygulanan gerilmenin, malzemede plastik deformasyonu meydana getirebilecek gerilimden daha yüksek seviyede olması gerekir. Şekil 4.21.a’da 1100 °C’de çözeltiye alma tavlama uygulanmış 1.0C-17Mn numunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzeyinin kesit görüntüsü verilmiştir. Yapı genel olarak tipik bir sünek kırılma örneğidir. Kırık yüzeyinde plastik deformasyona bağlı olarak oldukça fazla sayıda çukur bölgeleri görülmektedir.

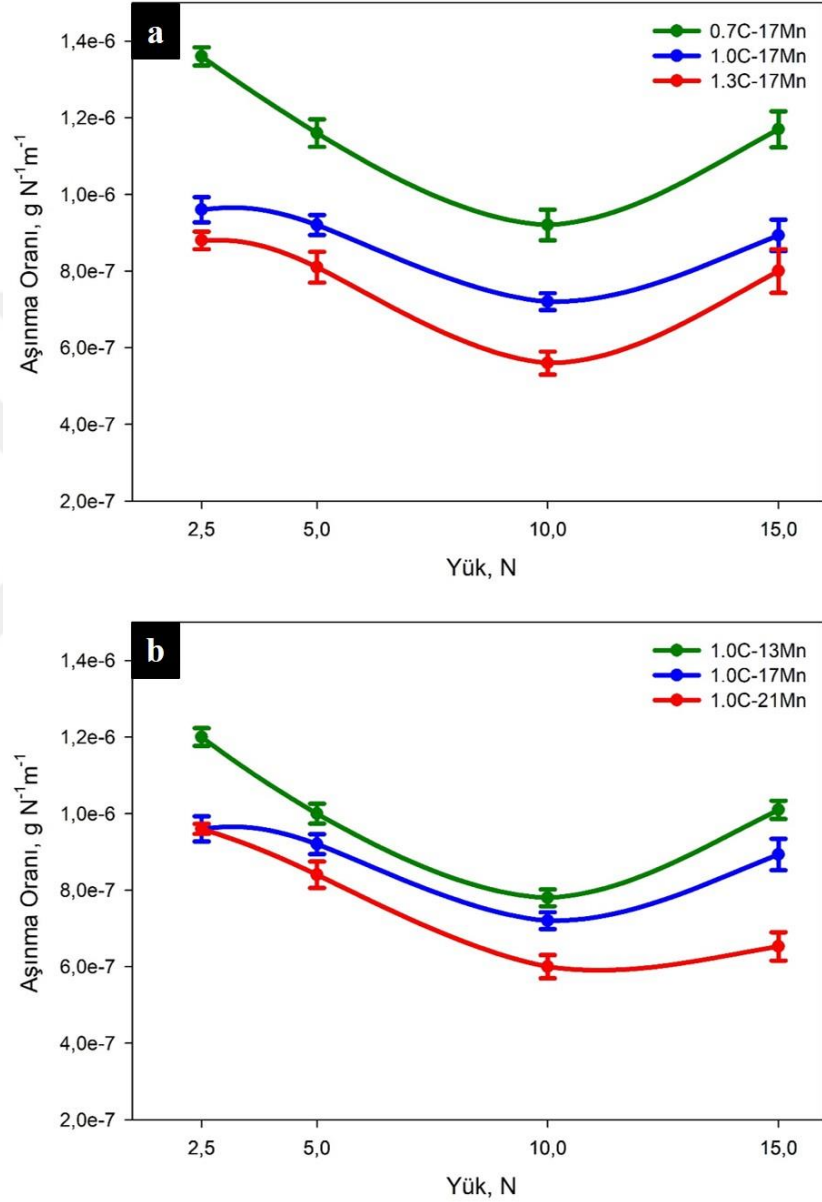
Şekil 4.21.b’de ise yine 1100 °C’de çözeltiye alma tavlamaşı uygulanan 1.3C-17Mn mumunesinin çentik darbe testi sonrası kırık yüzeyinin kesit görüntüsü verilmiştir. Yapı genel itibariyle çukur bölgelerinin ve yarıma benzeri parlak yüzeylerin varlığı nedeniyle sünek ve gevrek kırılmanın karışımına örnek bir kırılma davranışı göstermektedir. Artan karbon içeriği oyuk bölgelerinin sayısında ciddi bir düşüşle beraber tane sınırlarında çatlak yayılmasını hızlandıran ve buna bağılı olarak da tokluğu düşüren parlak görünümlü yarık yüzeylerinde artışa sebebiyet vermiştir [118]. Sünek ve gevrek kırılma mekanizmasının eşzamanlı aktivasyonunun nedeni, yapının genel itibariyle östenit ve tane sınırı karbürleri içermesinden kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla, yüksek manganlı çeliklerde kırılma modunu kontrol etmenin en önemli parametresi, tane sınırları boyunca çökelen karbürleri minimize edebilmektedir [135].

4.1.4. Aşınma test sonuçlarının incelenmesi

Şekil 4.22.’de 1100 °C’de çözeltiye alınmış numunelerin 0,2 m/s hızında uygulanan yüke bağılı olarak 500 m mesafedeki aşınma oranındaki değişim gösterilmektedir. Tüm numunelerin aşınma grafikleri kabaca birbirlerine benzemektedir. 10 N’a kadar numunelerin aşınma oranı artan deformasyon sertleşmesi nedeniyle azalırken 15 N’da keskin bir şekilde artış göstermektedir. Bu nedenle, aşınma işlemini iki farklı kategoride incelemek gerekmektedir. Birincisi artan yük ile aşınma oranında azalmaya sebep olan düşük gerilim aşınması, ikincisi ise aşırı plastik deformasyonun sebep olduğu yüksek gerilim aşınmasıdır. Özetleyecek olursak, uygulanan yükün 10 N’dan yüksek olduğu koşullarda yüksek gerilimli bir aşınmanın gerçekleştiği sonucuna varılabilirken, 10 N ve daha düşük yükler için düşük gerilim aşınmasının gerçekleştiği kabul edilebilir.

Düşük gerilim koşullarında, aşınan yüzeylerin plastik şekil değiştirme miktarı çok düşük olduğu için hafif bir şekilde deformasyon sertleşmesi gerçekleşmektedir. Çünkü, düşük gerilim yüklerinde kesme aşınmasından ziyade sürünme aşınması gerçekleşmektedir. Bu nedenle de düşük gerilim yüklerinde numunelerin aşınma miktarını daha çok başlangıç sertlik ve akma dayanımları belirlemektedir [137-138]. Karbon ve mangan ilavesi ile numunelerinin sertlik ve akma dayanımı artmaktadır, bu

da artan karbon ve mangan miktarı ile aşınma oranında düşüşe sebep olmaktadır. Bu nedenle, düşük yükler altında en yüksek aşınma direncini yüksek akma mukavemeti ($437.1 \pm 7.1\text{MPa}$) ve sertliği ($208 \pm 2\text{HB}$) nedeniyle 1.3C-17Mn numunesinde elde edilmiştir.

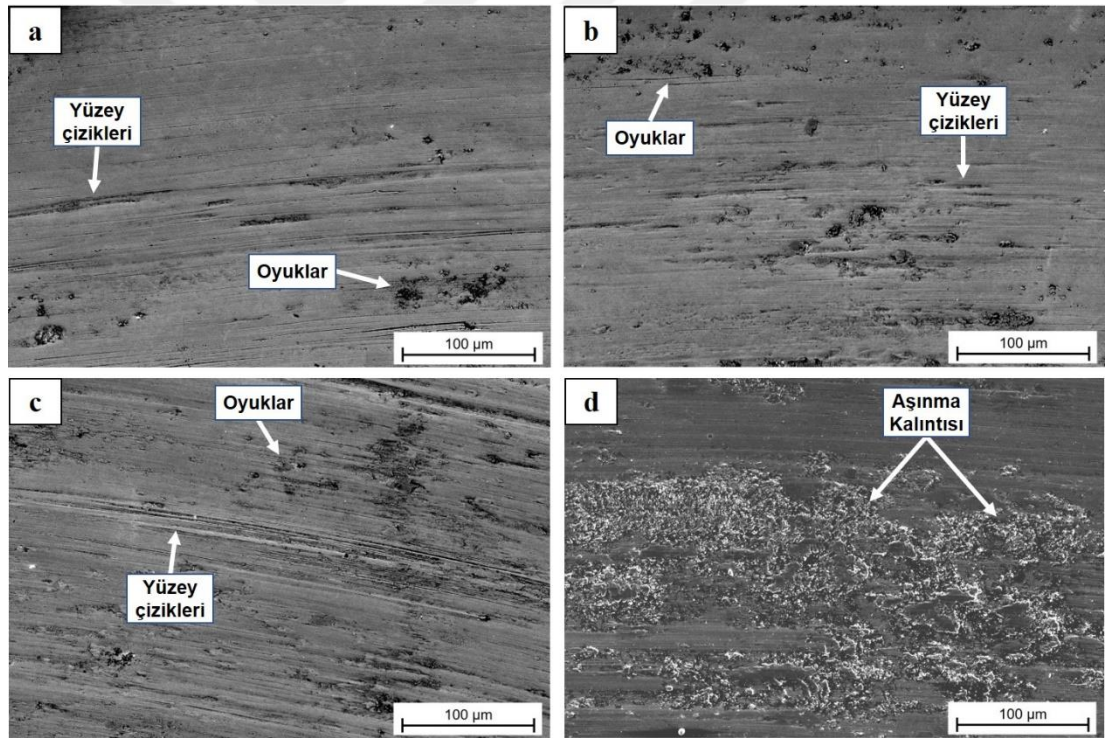


Şekil 4.22. Uygulanan yüke bağlı olarak aşınma oranları; a) karbon miktarına b) mangan miktarına bağlı olarak

Yüksek gerilim şartlarında, deformasyon oranının artması ile aşınma oranı artmaktadır. En yüksek çekme mukavemeti, uzama ve tokluk değerinin 1.0C-17Mn numunesinde elde edilmesine rağmen, 1.0C-21Mn numunesi 15 N yük altında 1.0C-

17Mn numunesine kıyasla %27 oranında daha iyi aşınma performansı göstermiştir. Bu durum, artan mangan miktarı nedeniyle östenitin daha stabil hale gelmesi ve gerilim sertleştirme kapasitesini arttırmasından kaynaklanmaktadır.

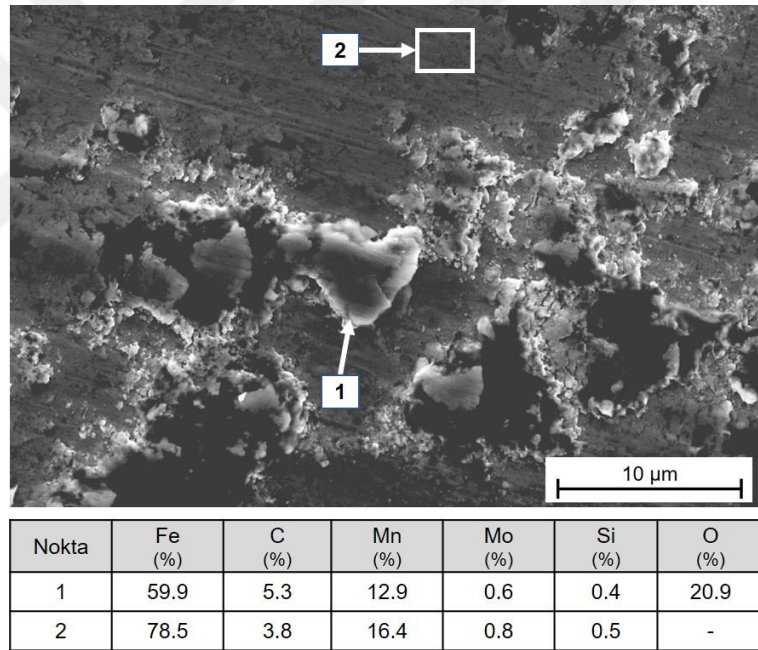
Ayrıca, düşük gerilim yükleri altında en yüksek aşınma performansını gösteren 1.3C-17Mn numunesi uygulanan yükün 15 N'a çıkması ile 1.0C-21Mn numunesine kıyasla %23 daha fazla aşınmaktadır. Sonuç olarak, 1.3C-17Mn numunesi sahip olduğu düşük tokluk değerleri nedeniyle düşük yükler altında kullanılması gerekirken, 1.0C-21Mn numunesi gösterdiği yüksek aşınma performansı nedeniyle yüksek gerilim yükleri altında kullanılmalıdır. Fakat, aşınma performansı ile beraber, çekme ve tokluk değerlerinin de önem arz ettiği palet pabucu gibi parçalar için 1.0C-17Mn numunesi optimum analiz olarak kabul edilmelidir.



Şekil 4.23. 1100 °C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanan 1.0C-17Mn numunesinin uygulanan yüke bağlı olarak aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) 2,5 N, (b) 5,0 N, (c) 10,0 N, (d) 15,0 N

Şekil 4.23.'de 2,5 N, 5 N, 10 N ve 15 N yükleri altında aşınma davranışı göstermiş 1.0C-17Mn numunesinin 0,2 m/s hızında 500 m sonraki aşınmış yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Artan yük ile aşınma yüzeyindeki deformasyon miktarının

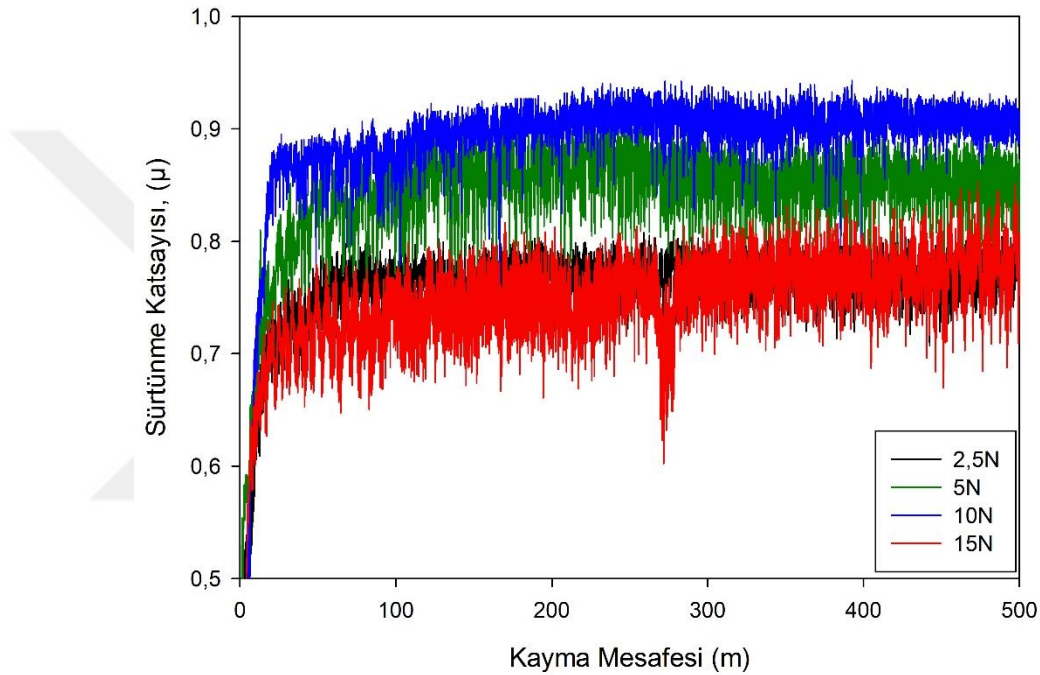
arttığı görülmektedir. 2,5 N, 5 N ve 10 N yükleri altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde aşınma mekanizması yüzey çiziklerinden ve oyuklardan oluşmaktadır. Fakat, 10 N'a kadar artan yük ile beraber tekrarlanan plastik deformasyon nedeniyle yüzey çiziklerinin ve yüzey oyuklarının miktarı ile beraber derinlikleri de artmaktadır. Çünkü 1.0C-17Mn numunesinin darbe tokluğunun çok yüksek olması nedeniyle 10 N'a kadar olan yükler yüzeyde aşırı plastik deformasyon oluşması için yeterli olmamış ve sadece yüzey çizikleri ile beraber küçük küçük gruplar halinde oyukların oluşmasına sebebiyet vermiştir. Şekil 4.22.d'de ise uygulanan yükün 10 N'dan 15 N'a artmasıyla aşınma mekanizmasının yüzey çizikleri ve yüzey oyuklarından mikro parçalanmaya dönüştüğü görülmektedir. Bu durum plastik deformasyonun 15 N'da aşırı bir şekilde hızlandığını göstermektedir.



Şekil 4.24. 1100 °C'de çözeltiye alma tavlamaşı uygulanan 1.0C-17Mn numunesinin 15 N yük altındaki aşınma yüzeyinin detaylı SEM incelemesi

Şekil 4.24.'de 1.0C-17Mn numunesinin 15 N yük altındaki aşınma yüzeyinin detaylı görüntüsü verilmektedir. Yüksek yükler altında gerçekleştirilen aşınma mekanizmaları iki farklı metalurjik etkiye neden olan aşırı yüzey ısınmalarına sebebiyet vermektedir. Bunlardan birincisi artan basınçla beraber yüzey tabakasının akma gerilimini düşüren termal yumuşama etkisi, ikincisi ise artan lokal sıcaklıklar nedeniyle oksitlenme etkisidir. Bu her iki durum düşük akma mukavemeti ve sert metal oksit tabakalarının

varlığı nedeniyle, kayma etkileşimleri esnasında yüzey etkileşiminin en aza indirir ve böylece sürtünme kuvvetini azalmaktadır [139]. Bu durum Şekil 4.24.'de açık bir şekilde görülmektedir. Artan deformasyon miktarı ile oksitleyici aşınma mekanizması aktif hale gelmiştir [140]. Astudillo ve ark. [141] tarafından oluşan bu sert metal oksit kalıntılarının aşındırıcı olarak kullanılan alumina bilye ile ana metal arasında yuvarlanarak haddelendiği ve bununla ciddi oranda plastik deformasyona yol açtığı belirtilmiştir.



Şekil 4.25. 1100°C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanmış 1.0C-17Mn numunesinin 2,5 N, 5,0 N, 10,0 N ve 15,0 N yükler altında, 500 m mesafede ve 0,2 m/s hız için sürtünme katsayısı-yol grafikleri.

Tablo 4.14. 1100°C'de çözeltiye alma tavlaması uygulanmış 1.0C-17Mn numunesinin uygulanan yük-ortalama sürtünme katsayısı değerleri

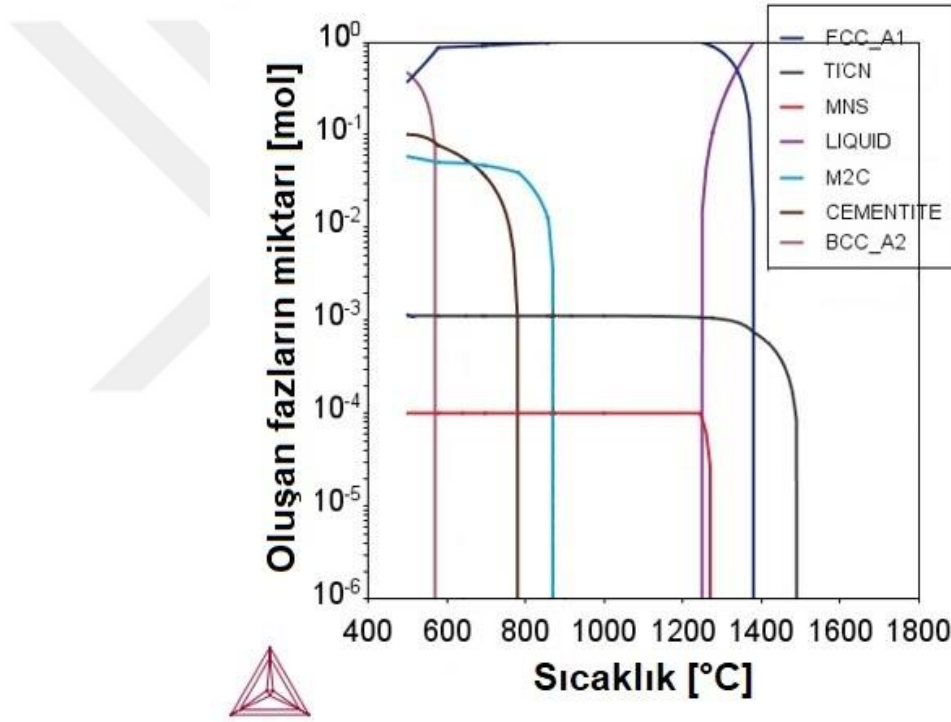
	2,5 N	5,0 N	10,0 N	15,0 N
Sürtünme Katsayısı (μ)	$0,77 \pm 0,01$	$0,85 \pm 0,02$	$0,90 \pm 0,02$	$0,75 \pm 0,03$

1.0C-17Mn numunesinin; 1100°C'de çözeltiye alınmış halinin uygulanan yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı-yol grafikleri Şekil 4.25.'de ve uygulanan yük-ortalama sürtünme katsayısı değerleri ise Tablo 4.14.'de verilmiştir. 10 N ve altındaki yükler için sürtünme katsayısında artışla beraber bir rodaj durumu görülmektedir. Artan yük miktarı ile birlikte malzemedeki rodaj hali daha da belirginleşmektedir. Bu durum uygulanan yük değerinin sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir etkisi olduğunu

göstermektedir. Tablo 4.14.'e göre en yüksek sürtünme katsayısı değeri $0,90 \pm 0,02$ ile 10 N'da, en düşük sürtünme katsayısı değeri ise $0,75 \pm 0,03$ ile 15 N'da elde edilmiştir.

4.2. Titanyum İlavesinin Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi

Şekil 4.26.'da Thermo-Calc yazılımı (TCFE7 veritabanı) kullanılarak soğuma esnasında 1.0C-17Mn-0.05Ti çeliğine ait oluşması muhtemelen çökeltilerin 400 °C ile 1800 °C arasında çökeltme miktarlarındaki değişim gösterilmektedir.

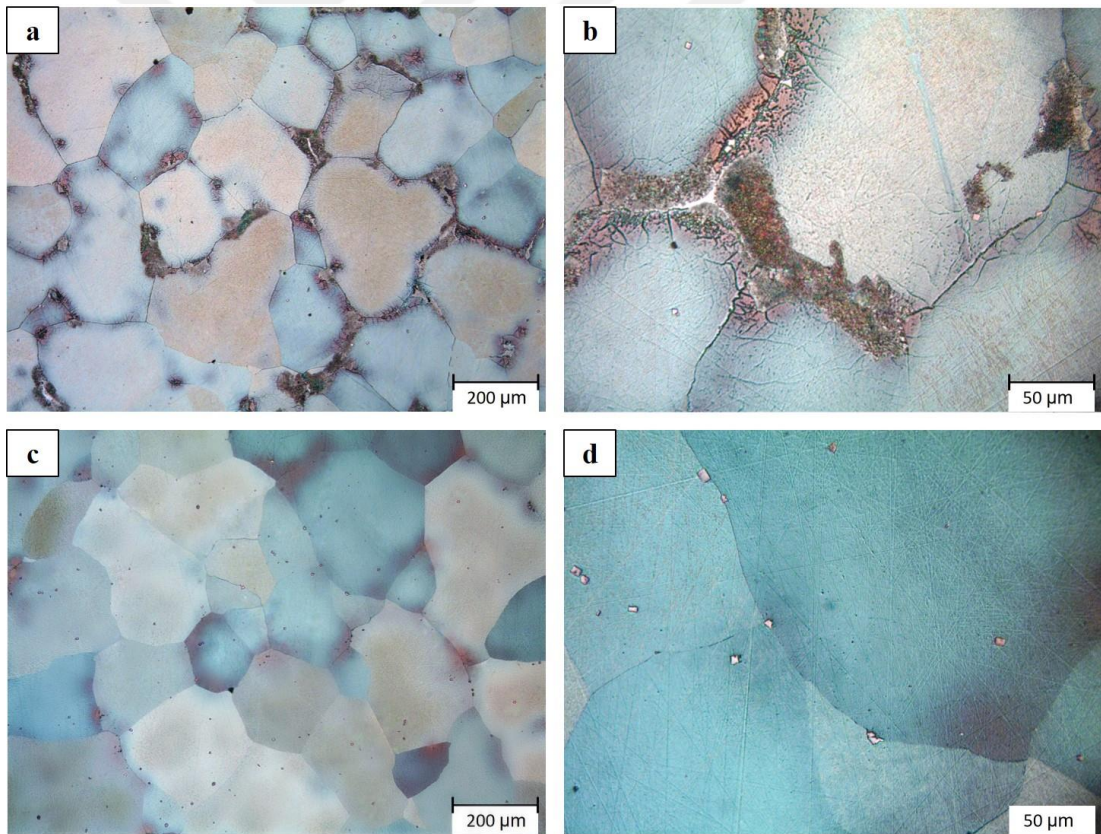


Şekil 4.26. Thermo-Calc kullanılarak hesaplanan 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinin denge fazı çökeltileri (M metalik element atomunu temsil eder; C karbon atomunu temsil eder)

Titanyum ilavesi ile birlikte 1.0C-17Mn numunesinden farklı olarak katılaşma sıcaklığının üzerinde (1495 °C) kararlı Ti(CN) fazının oluşumu söz konusudur. Bunun sebebi Ti'nin azot afinitesinin diğer elementlere göre daha yüksek olmasıdır. Ti(CN) fazının yapıdaki en yüksek çökeltme miktarı katılaşmanın başladığı 1380 °C civarında görülmektedir. Yapıdaki artış, katılaşma işleminin büyük ölçüde tamamlandığı 1280 °C sıcaklığa ulaşana kadar hızla devam etmektedir. Fakat, bu sıcaklıktan sonra Ti(CN)

partiküllerindeki atomların difüzyonu katılaştırmış östenit fazı tarafından engelleneceği için çökelme miktarı büyük ölçüde sabit kalmaktadır.

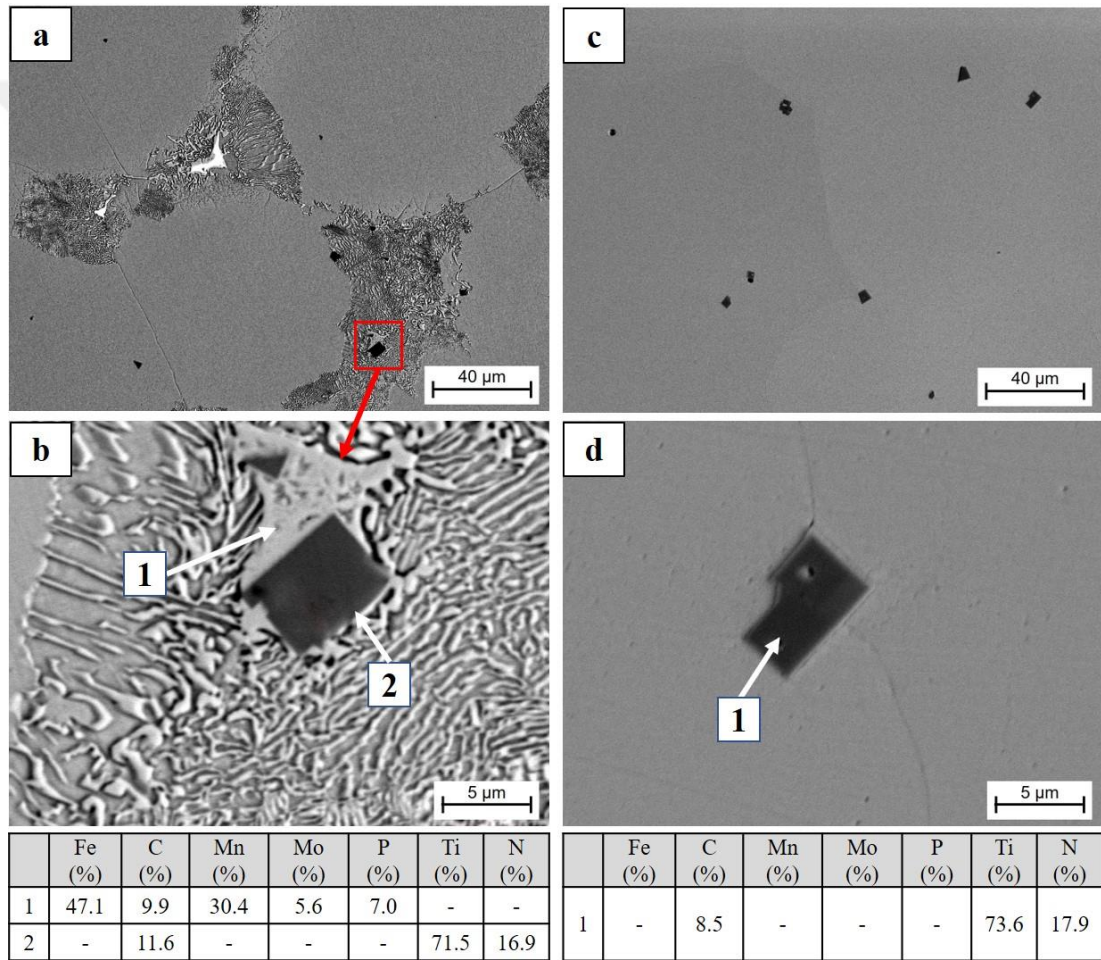
Karbon yüksek sıcaklıklarda hızla difüzyona uğrayan bir elementtir, bu nedenle sıvı metalin FeTi ilaveleri ile teması üzerine, FeTi'nin düşük karbonlu alanlarına doğru hızla yayılma eğilimindedir. Aynı şekilde ilave edilen ferro-titanyumlar (FeTi) ergiyik metal içerisinde çözünmeye başlayarak titanyumların serbest bir şekilde yayılmasını sağlamaktadır. Serbest titanyum ve karbon atomları, FeTi partiküllerinin yüzeyinde reaksiyona girerek birincil TiC partiküllerini oluştururlar. Hemen akabinde termal konveksiyon nedeniyle, birincil TiC partikülleri sıcaklığın yüksek olduğu ergimiş çelik kütlesine doğru ilerleyerek azot atomlarının difüzyonuna olanak sağlar. Bu esnada yapıda bulunan TiC partiküllerinin Ti(CN) partiküllerine dönüşümü gerçekleşir [141].



Şekil 4.27. “1.0C-17Mn-0.05Ti” numunesinin ısıt işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıt işlem sonrası (c, d) mikro yapı görüntüleri

4.2.1. Mikro yapı incelemeleri

Şekil 4.27.'de 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinin döküm sonrası ve 1100'de çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Öncelikli olarak parlatma ve dağlama işlemi sonrasında 100X'lik objektifte genel tane boyutu ve karbür dağılımları incelenmiştir ve sonrasında ise Şekil 4.28.'de gösterilen detaylı SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, oluşan çökeltileri tanımlamak amacıyla EDS nokta analizi uygulanmıştır.



Şekil 4.28. “1.0C-17Mn-0.05Ti” numunesinin ısıtma işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıtma işlem sonrası (c, d) SEM görüntüleri

Döküm yapısı genel olarak 1.0C-17Mn numunesinde olduğu gibi östenitik matris ile beraber tane sınırları boyunca çökelmiş homojen olmayan perlitimsi lamel karbür adacıklarından oluşmaktadır. Karbürlerin genel yapıdaki hacimsel oranı $7,48 \pm 3,3$

şeklindedir. 1.0C-17Mn numunesi ile kıyaslandığında potada gerçekleştirilen titanyum aşılması sonucunda döküm yapısındaki karbür miktarında bariz bir farklılık görülmemiştir. Fakat, özellikle tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın bölgelerde Ti(CN) fazının oluşumu görülmektedir. Genel bir değerlendirme yapılacak olursa, titanyum elementinin kafes tipi sıkı altıgen kristalden oluşmaktadır ve atomik yarıçapı 1.468×10^{-10} m şeklindedir. Bu nedenle azot, oksijen ve karbon ile kararlı bileşikler oluşturmaktadır [143]. Tumbell ve ark. [144] tarafından önerilen heterojen çekirdeklenme teorisine göre, iki fazın birbirleri arasındaki uyumsuzluğun %12'den düşük olduğu durumlarda, yüksek ergime noktasına sahip faz heterojen çekirdeklenme noktası olarak kullanılabilir. Ayrıca, literatür araştırmalarından titanyum nitrürün γ -Fe ile uyumsuzluk derecesi %10,61 olduğu bilinmektedir [145]. Tüm bu sebeplerden dolayı Ti, C ve N tarafından oluşturulan karbon ve azot bileşikleri, ergimiş metalin katılaşması esnasında heterojen çekirdeklenme noktaları olarak işlev görmüş ve 1.0C-17Mn numunesine kıyasla döküm halinde tane boyutunda %26 oranında bir küçülme sağlamıştır (Tablo 4.15.).

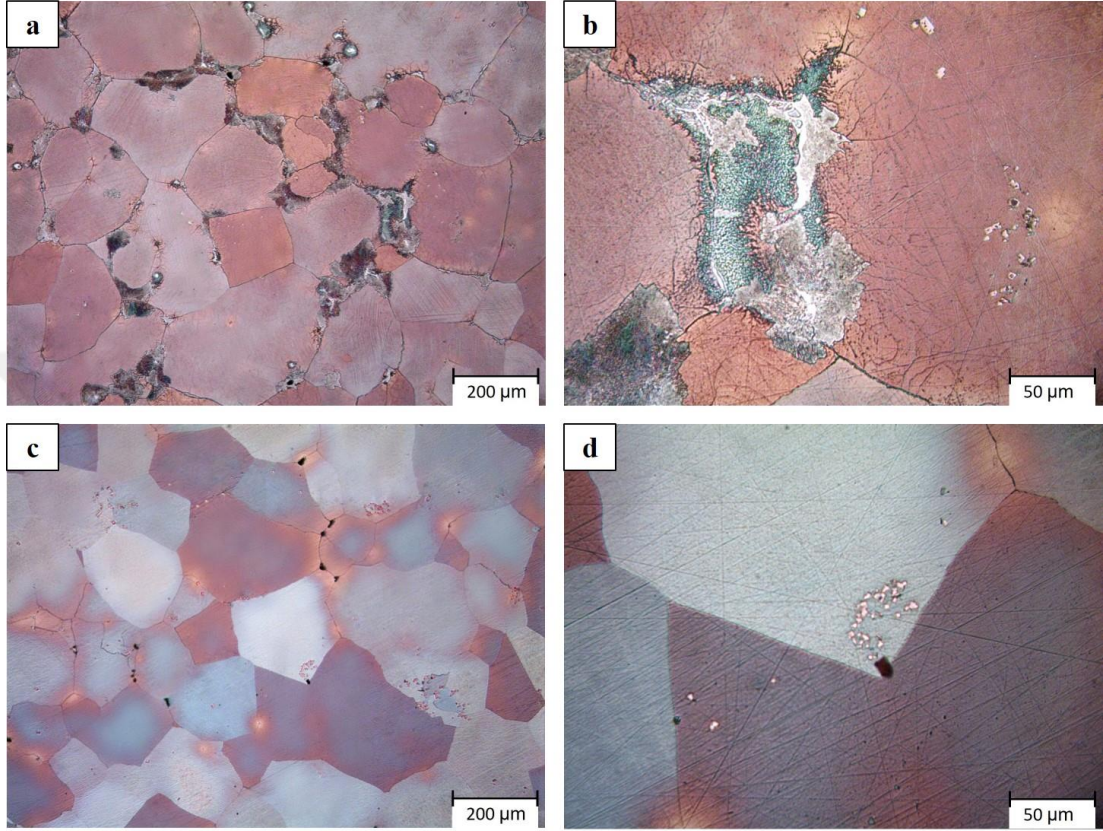
Tablo 4.15. Titanyum ilavesi ile tane boyutundaki değişim

	Döküm hali	Isıl İşlem Sonrası (1100 °C /3 sa)
1.0C-17Mn	$243 \pm 20 \mu\text{m}$	$338 \pm 26 \mu\text{m}$
1.0C-17Mn-0.05Ti	$179 \pm 10 \mu\text{m}$	$187 \pm 5 \mu\text{m}$
1.0C-17Mn-0.10Ti	$152 \pm 8 \mu\text{m}$	$161 \pm 5 \mu\text{m}$

Ayrıca, Şekil 4.28.b'de döküm yapısındaki fosfor ötektiğinin Ti(CN) ara yüzünde çökeldiği görülmektedir. Bu da Ti(CN) partikülleri fosfor ötektiği için çekirdeklenme noktaları oluşturduğunu göstermektedir. Benzer durum Kim ve ark. [146] tarafından %0,4 C, % 23 Mn, %0,05 Ti analizi ile gerçekleştirilen çalışmalarda da görülmüştür. Çalışma sonucunda artan titanyum oranı ile Ti(CN) ara yüzünde fosfor segregasyonunun arttığı ve östenit tane sınırları boyunca fosfor miktarının düştüğü raporlanmıştır.

1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıl işlemi sonucunda 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinde döküm yapısında bulunan karbür çökeltileri ve fosfor ötektiği östenit matriste çözünerek %100 östenitik yapı elde edilmiştir. Bu işlem sonucunda yapıdaki Ti(CN) partikülleri daha belirgin hale gelmiştir. Döküm yapısına kıyasla ısıl işlem

sonrası tane boyutunda belirgin bir artış görülmemiştir. Bu da yapıda bulunan homojen dağılmış Ti(CN) partiküllerinin artan sıcaklıkla beraber tane büyümesini engellediğini göstermektedir.

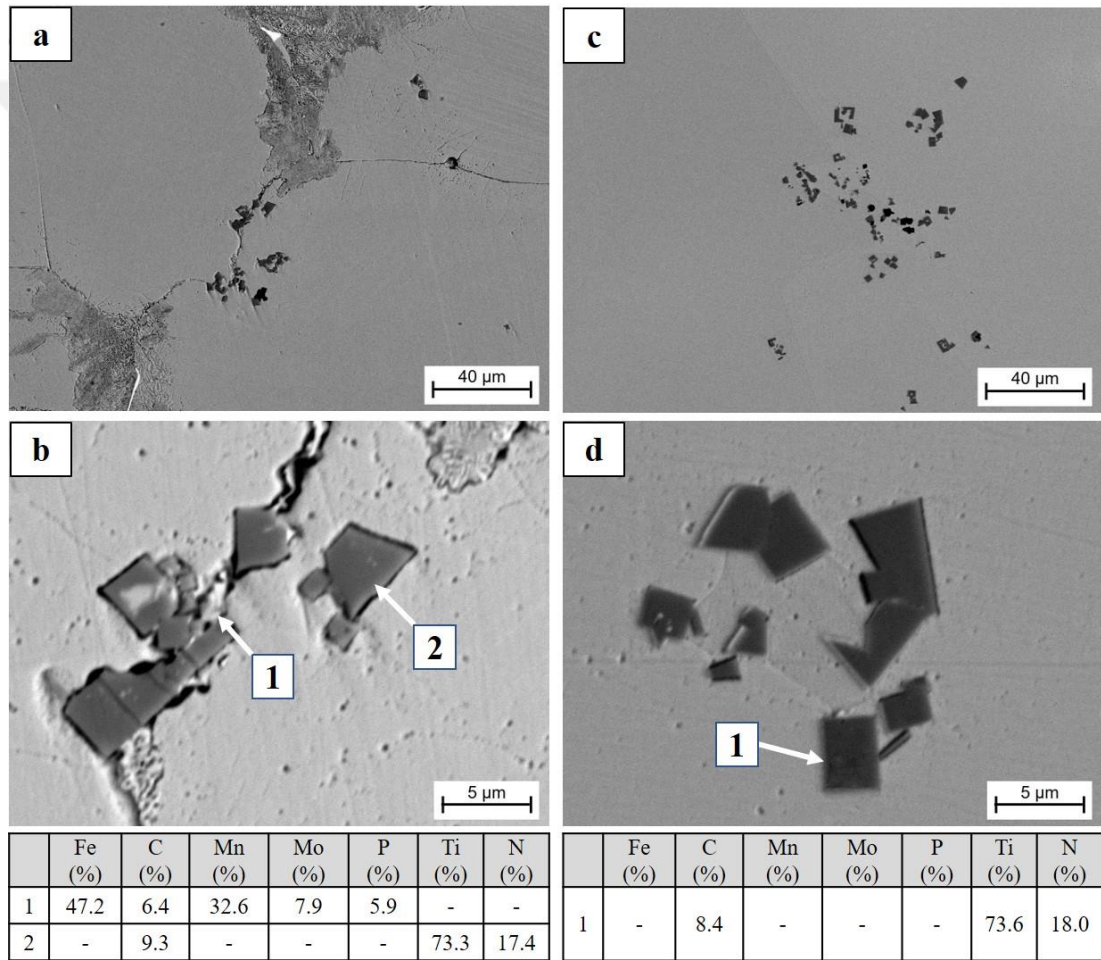


Şekil 4.29. 1.0C-17Mn-0.10Ti numunesinin ısıtıl işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıtıl işlem sonrası (c, d) mikro yapı görüntüleri

1.0C-17Mn-0.10Ti numunesine ait döküm sonrası ve 1100'de çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.29.'da verilmiştir. Detaylı SEM incelemeleri ise Şekil 4.30.'da gösterilmektedir. Döküm yapısı genel olarak 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinde olduğu gibi östenitik matris ile beraber tane sınırları boyunca homojen dağılım göstermeyen perlitimsi lamel karbür adacıklarından oluşmaktadır. Karbürlerin genel yapıdaki hacimsel oranı $9,06 \pm 2,5$ şeklindedir. Artan titanyum oranı ile Ti(CN) partiküllerinin miktarının arttığı ve özellikle tane sınırlarına yakın bölgelerde yoğun bir şekilde segregasyon olduğu görülmüştür. Bu da her fazın toplam miktarının, eriyik içerisindeki oluşum elemanlarının mevcudiyeti ile doğrudan bağlantılı olduğunu göstermektedir. Ayrıca 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesine kıyasla

artan Ti(CN) arayüzü sebebiyle döküm yapısındaki tane boyutunda yaklaşık %15'lik bir küçülme tespit edilmiştir (Tablo 4.15.).

1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıt işlemi sonucunda karbür çökeltileri ve fosfor ötektikinin östenit matriste çözünmesi ile %100 östenitik yapı elde edilmiştir. Isıl işlem sonrası tane boyutu bir miktar artsa da bariz bir değişiklik gözlenmemiştir. Fakat, bu işlem sonucunda 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinde olduğu gibi yapıdaki Ti(CN) partikülleri daha belirgin hale gelmiştir.



Şekil 4.30. “1.0C-17Mn-0.10Ti” numunesinin ısıt işlem öncesi (a, b) ve 1100°C deki ısıt işlem sonrası (c, d) SEM görüntüleri

4.2.2. Mekanik test sonuçlarının incelenmesi

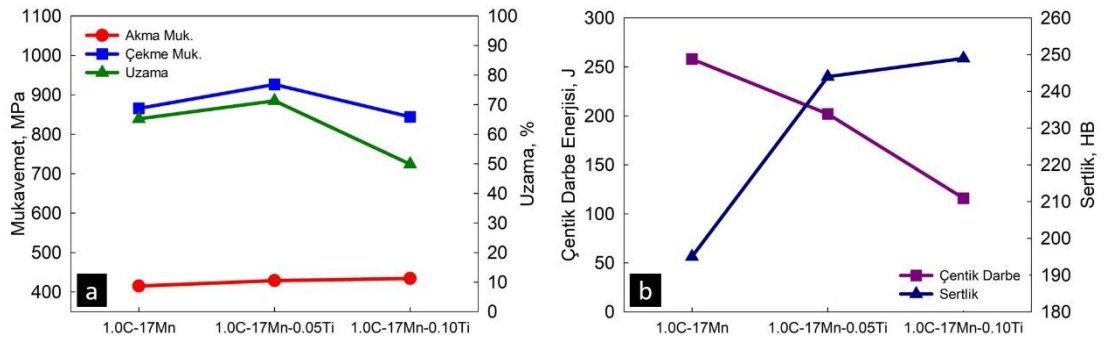
Tablo 4.15.'de 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinin, Tablo 4.16.'da ise 1.0C-17Mn-0.10Ti numunesinin ısıtıl işlem öncesi ve 1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası elde edilen mekanik test sonuçları verilmiştir.

Tablo 4.16. "1.0C-17Mn-0.05Ti" numunesinin ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mekanik özellik değerleri

1.0C-17Mn-0.05Ti	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	398,5 ± 6	566,7 ± 15	10,0 ± 1,6	221 ± 6	17 ± 1
1100°C	428,9 ± 3	926,4 ± 11	71,3 ± 3,1	244 ± 4	202 ± 6

Tablo 4.17. "1.0C-17Mn-0.10Ti" numunesinin ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mekanik özellik değerleri

1.0C-17Mn-0.10Ti	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)
Döküm Hali	413,2 ± 5	566,8 ± 18	8,8 ± 2,3	229 ± 8	15 ± 2
1100°C	434,4 ± 5	844,2 ± 13	49,9 ± 5,6	249 ± 5	116 ± 14



Şekil 4.31. Titanyum ilavesinin ısıtıl işlemli numunelerin mekanik özelliklere etkisinin karşılaştırılması

1.0C-17Mn numunesine kıyasla %0,05 oranındaki titanyum ilavesi ile ısıtıl işlem öncesi akma ve çekme mukavemetinde bariz bir değişiklik gözlenmezken, sertlik değerinde %18'lik bir artış görülmüştür (Tablo 4.16.). Titanyum oranının %0,1'e çıkmasıyla sertlik değeri 229 Brinel'e ulaşmıştır. Akma değerinde ise 1.0C-17Mn numunesine kıyasla %4'lük bir iyileşme sağlanmıştır (Tablo 4.17.).

Çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonucunda karbürsüz östenik yapı elde edilmesi nedeniyle her iki numunenin de mukavemet ve süneklik değerlerinde bariz artışlar tespit edilmiştir. Şekil 4.31.'de ısıtıl işlem sonrası titanyum ilavesinin mekanik özelliklere

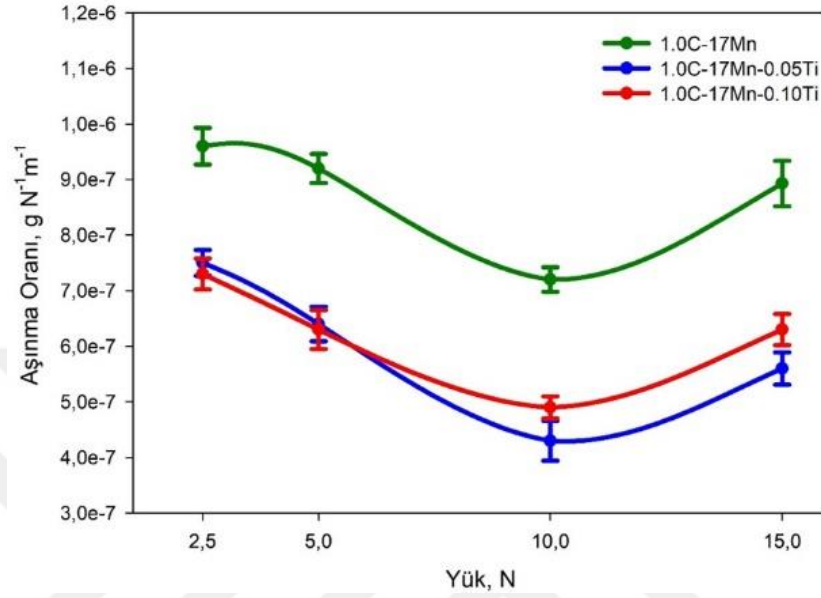
etkileri gösterilmektedir. Titanyum ilavesiz numuneye kıyasla %0,05Ti ilavesi, çekme mukavemetinde %7'lik, uzama miktarında ise %9'luk bir artışa sebebiyet vermiştir. Fakat, darbe çentik dayanımı %22 azalmıştır. Öte yandan, Ti ilavesinin %0,05'den %0,10'a artması, çekme mukavemetinde %9, uzama miktarında %30, çentik darbe dayanımında ise %43 oranında düşüşe sebebiyet vermiştir. Bu da tane sınırlarında artan Ti(CN) segregasyonunun malzemelerin sünekliğini önemli derecede etkilediğini göstermektedir. Sonuç olarak; iki farklı titanyum oranı içerisinde, döküm yapısına kıyasla en optimum sonuçların akma mukavemetindeki %7'lik, çekme mukavemetinde %64'lük, uzama değerindeki %611'lik ve çentik darbe değerindeki %1088'lik artışla 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinde elde edilmiştir.

4.2.3. Aşınma test sonuçlarının incelenmesi

Şekil 4.32.'de farklı titanyum içeriğine sahip 1100°C'de çözeltiye alınmış numunelerin 0,2m/s hızında uygulanan yüke bağlı olarak 500 m mesafedeki aşınma oranındaki değişim gösterilmektedir. Önceki bölümlerde detaylı olarak açıklandığı üzere tüm numunelerin yüke bağlı olarak aşınma mekanizmaları diğer çalışmalardaki gibi birbirlerine çok benzemektedir. 10 N'a kadar numunelerin aşınma oranı artan deformasyon sertleşmesi nedeniyle azalırken 15 N'da keskin bir şekilde artış göstermektedir.

Öte yandan, 1.0C-17Mn numunesine kıyasla %0,05 titanyum ilavesi 2,5N, 5N, 10N ve 15N'luk yükler altında aşınma direncini sırasıyla %22, %31, %40 ve %37 oranında arttırmaktadır. Titanyum miktarının %0,05'den %0,10'a artmasıyla 2,5N ve 5,0N gibi düşük gerilimli yükler altında bariz bir değişiklik görülmemiştir. Fakat artan yük ile 10N'dan sonra %0,05Ti içeriğine sahip numune her ne kadar başlangıç sertliği daha düşük olsa da %0,10Ti içeriğine sahip numuneden yaklaşık %10 daha iyi aşınma performansı göstermektedir. Çünkü artan titanyum miktarı ile mikro yapıdaki Ti(CN) segregasyonunu artmaktadır. Bu da mikro yapı içerisinde lokal gerilimlere sebebiyet vermektedir. Artan gerilim noktaları ve düşük tokluk değerleri nedeniyle yüksek gerilim yüklerinde malzemede deformasyon miktarı artarak aşınma direncini düşürmektedir. Dolayısıyla, yüksek manganlı çeliklerde düşük yükler altında

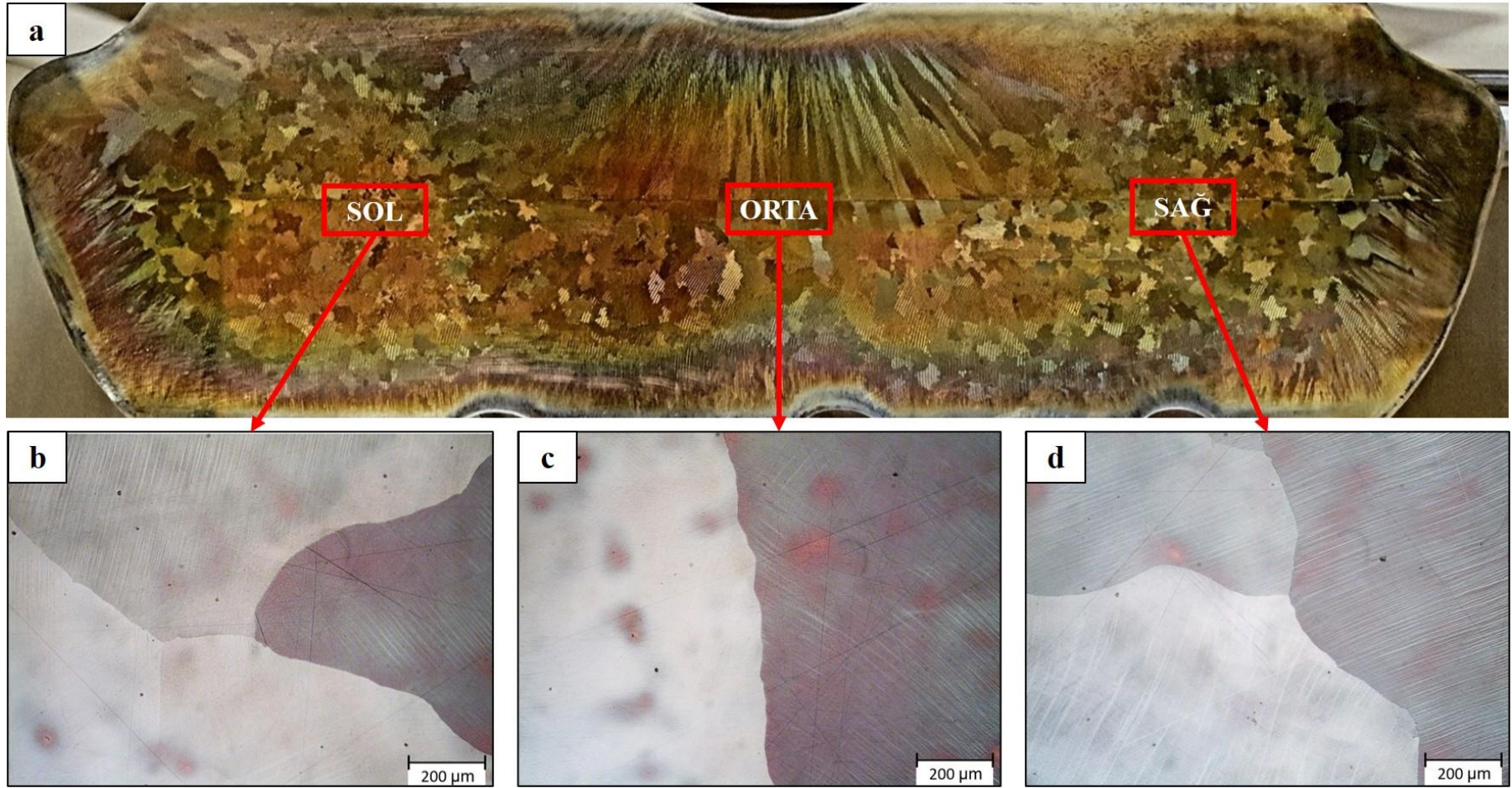
malzemenin başlangıç sertliği aşınma mukavemetinde belirleyici kriterken, yüksek gerilim yükleri altında malzemenin sertliği ile beraber tokluğu da sertleşebilirlik açısından önem arz etmektedir.



Şekil 4.32. Uygulanan yüke bağlı olarak aşınma oranları

4.3. Döküm Sıcaklığının Optimum Karbon Ve Mangan Oranı İle Dökümü Gerçekleştirilmiş Nihai Parçanın Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi

Titanyumsuz dökümü gerçekleştirilen numuneler içerisinde en ideal karbon ve mangan oranının 1.0C-17Mn numunesi ile yapılan çalışmada elde edildiği için aynı kimyasal analizle iki farklı döküm sıcaklığında (1450 °C ve 1420 °C) iki adet palet pabucu üretilmiştir. Her iki parça tüm ısıl işlem parametrelerinin aynı olması için aynı anda 1100 °C’de 8 saat çözeltiye alma ısıl işlemine tabi tutulmuştur. 1450 °C’de dökülen parça PP-1450, 1420 °C’de dökülen parça ise PP-1420 olarak adlandırılmıştır.



Şekil 4.33. PP-1450 isimli döküm parçanın: (a) makro yapısı, (b) sol kenar bölgenin mikro yapısı, (c) orta bölgenin mikro yapısı, (d) sağ kenar bölgenin mikro yapısı

4.3.1. PP1450 parçasının inceleme sonuçları

Şekil 4.33.a'da 1.0C-17Mn alaşımı ile 1450 °C'de dökümü gerçekleştirilen ve 1100 °C'de 8 saat çözeltiye alma tavlaması uygulanan palet pabucu parçasının yürüyüş yolunun makro yapısı gösterilmektedir. Katılaşma başlangıcında kalıp duvarı civarında oluşan çok hızlı soğuma, aşırı miktarda hızlı çekirdeklenmeye yol açarak eş eksenli tane yapısının oluşumuna sebebiyet vermiştir. Dökümlerin yüzeylerinde oluşan bu eş eksenli ve ince taneli bölgeler çil bölgesi olarak adlandırılır. Kolonsal taneler ise uzamış, ince veya kaba bir yapıya sahiptir. Bu taneler katılaşma esnasında en son katılan bölgelerde yani sıvı metal içerisindeki sıcaklık gradyanının yüksek (dik) ve katılaşma (soğuma) hızının düşük olduğu bölgelerde meydana gelirler ve en önemlisi katılaşmanın başladığı kalıp duvarına dik ve ısı transferi yönüne paralel olarak büyümektedirler. Kolonsal büyümenin sonuna doğru, merkezde sıvı halde bulunan metalin sıcaklığındaki düşüş nedeniyle, dik sıcaklık gradyanları kaybolmaktadır. Bu bölgelerde alaşım elementi segregasyonu olduğundan yapısal aşırı soğuma veya çökme neticesinde bağımsız çekirdeklenmeler meydana gelerek ve bu çekirdeklerin etrafında çil bölgesindeki tanelere göre daha büyük boyutlu eş eksenli tanelerin oluşumuna destek vermektedir.

Tablo 4.18. PP1450 parçasının yürüyüş yolu bölgesindeki ortalama tane boyutunun lokasyonlara göre değişimi

	A Bölgesi	B Bölgesi	C Bölgesi
Tane boyutu (µm)	3010 ± 175 µm	4185 ± 265 µm	3570 ± 165 µm

Şekil 4.33.b, c ve d PP-1450 parçasının ısıtıl işlem sonrası üç farklı bölgesine ait genel mikro yapı ve tane boyutu dağılımını göstermektedir. Her üç bölgede de %100 östenitik yapı elde edilmiştir. Kenar bölgelerde homojen tane dağılımı görülürken, orta bölgelerde uzun ince kolonsal yapılar görülmektedir. Aynı analiz ve aynı döküm sıcaklığında üretimi gerçekleştirilen 1.0C-17Mn numunesi ile kıyaslandığında kesit kalınlığının artması ve buna bağlı olarak da katılaşma süresinin uzaması nedeniyle tane boyutlarında yaklaşık 10 kat bir artış gözlenmiştir (Tablo 4.18.).



Şekil 4.34. PP-1450 isimli döküm parçanın test numune bölgeleri

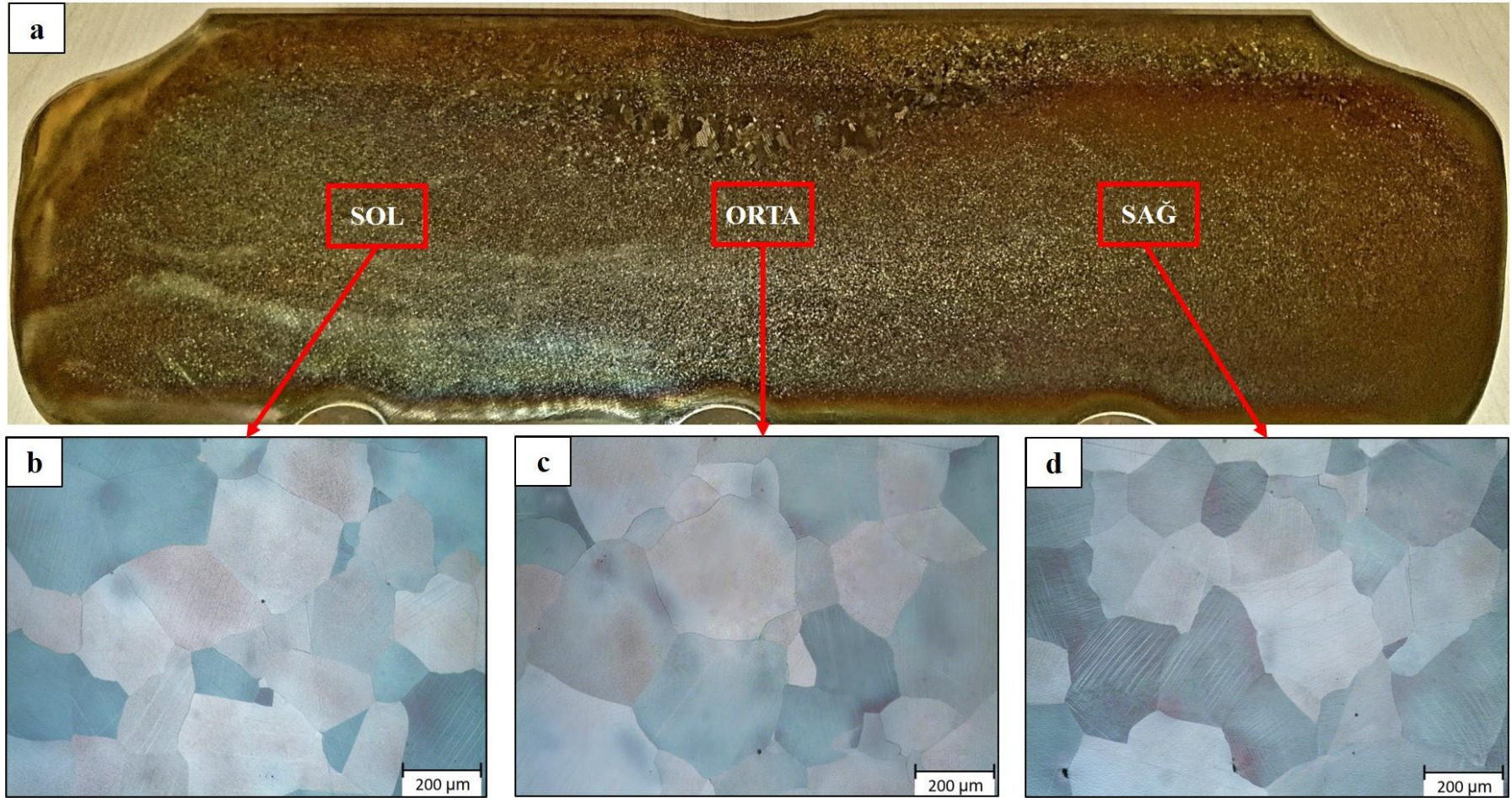
Şekil 4.34.'de 1450 °C'de dökümü gerçekleştirilen palet pabucunun mekanik test numune lokasyonları gösterilmektedir. Ttest sonuçları ise Tablo 4.19.'da verilmiştir.

Tablo 4.19. PP-1450 isimli döküm parçanın mekanik test sonuçları

1.0C-17Mn-1450°C	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)	Çentik darbe @ -40°C . (J)
Numune 1	400,97	601,31	26,50	232	204
Numune 2	410,93	614,36	26,65	240	182
Numune 3	407,97	565,31	18,80	228	202
Numune 4	428,87	624,08	27,18	220	192
Numune 5	410,70	609,96	18,50	190	140
Numune 6	407,03	606,42	22,12	224	195
Ortalama	411,08 ± 9,4	603,57 ± 20,3	23,29 ± 4	222 ± 17	186 ± 24

Tablo 4.19.'da ki sonuçlar ile aynı şartlar altında dökümü gerçekleştirilen 1.0C-17Mn mumunesinin sonuçları kıyaslandığında çekme mukavemetinde %30, uzama değerinde %64, darbe çentik enerjisinde ise %14 lük bir düşüş görülmüştür. Bu durum katılaşma süresinin artmasına bağlı olarak tane boyutundaki yaklaşık 10 katlık büyümeden kaynaklanmaktadır.

Öte yandan, darbe çentik testlerinin oda sıcaklığı yerine -40 °C'de gerçekleştirilmesi darbe çentik mukavemetinde yaklaşık %16'lık bir düşüşe sebebiyet vermiştir. Bu durum TWIP çeliklerinin azalan sıcaklığa bağlı olarak SFE enerjilerindeki düşüşten kaynaklanmaktadır. Çünkü SFE değerindeki düşüş ile TWIP etkisi yerine TRIP etkisi ortaya çıkmaktadır. Fakat, yine de -40 °C'de 186 J gibi yüksek tokluk değerlerinin elde edilmesi yüksek manganlı çeliklerin bir kez daha düşük sıcaklık uygulamaları uygun malzemeler olduğunu göstermiştir.



Şekil 4.35. PP-1420 isimli döküm parçanın: (a) makro yapısı, (b) sol kenar bölgenin mikro yapısı, (c) orta bölgenin mikro yapısı, (d) sağ kenar bölgenin mikro yapısı

4.3.2. PP1420 parçasının inceleme sonuçları

Kum kalıba döküm yöntemi, parça kalınlığı arttıkça katılaşma süresi artacağı için, kalın kesitli parçaların daha düşük sıcaklıklar üretilmesini mümkün kılmaktadır. Bu durumun teyidi için 1420 °C’de üretilen döküm parçanın mikro yapı ve mekanik testlerinden önce görsel muayene uygulanmıştır. Yapılan muayene sonucunda parçanın en ince kesit bölgelerinden kalın kesitli bölgelerine kadar hiçbir bölgesinde soğuk döküme bağlı olarak katmer hataları görülmemiştir.

Şekil 4.35.a’da 1.0C-17Mn alaşımı ile 1420 °C’de dökümü gerçekleştirilen ve 1100 °C’de 8 saat çözeltiye alma tavlaması uygulanan palet pabucu parçasının yürüyüş yolunun makro yapısı gösterilmektedir. Düşük döküm sıcaklığının vermiş olduğu etki ile katılaşmanın en son gerçekleştiği bölgedeki kolonsal taneler düşük sıcaklık gradyanı nedeniyle kaybolmuştur. Yerine daha homojen ve eş eksenli bir yapı bırakmıştır. Sadece katılaşmanın en son tamamlandığı çok küçük bir bölgede bir miktar tane irileşmesi görülmüştür.

Tablo 4.20. PP1420 parçasının yürüyüş yolu bölgesindeki ortalama tane boyutunun lokasyonlara göre değişimi

	A Bölgesi	B Bölgesi	C Bölgesi
Tane boyutu (μm)	181 ± 9 μm	202 ± 13 μm	190 ± 11 μm

Şekil 4.35.b, c ve d PP-1420 parçasının ısıtıl işlem sonrası üç farklı bölgesine ait genel mikro yapı ve tane boyutu dağılımını göstermektedir. PP-1450 numunesinde olduğu gibi her üç bölgede de homojen tane dağılımına sahip %100 östenitik yapı elde edilmiştir. PP-1450 parçası ile kıyaslandığında döküm sıcaklığının düşmesi ve buna bağlı olarak da katılaşma süresinin azalması nedeniyle tane boyutlarında yaklaşık %95 oranında bir küçülme gözlenmiştir (Tablo 4.20.). Bu durumda yüksek manganlı östenitik çeliklerde tane boyutunu kontrol etmenin en önemli parametrelerden birinin nihai döküm sıcaklığı olduğunu kanıtlamıştır.

Şekil 4.36.’da 1450 °C’de dökümü gerçekleştirilen palet pabucunun mekanik test numune lokasyonları gösterilmektedir. Elde edilen sonuçlar ise Tablo 4.21.’de listelenmiştir. Elde edilen sonuçlar PP-1450 numunesi ile kıyaslandığında döküm

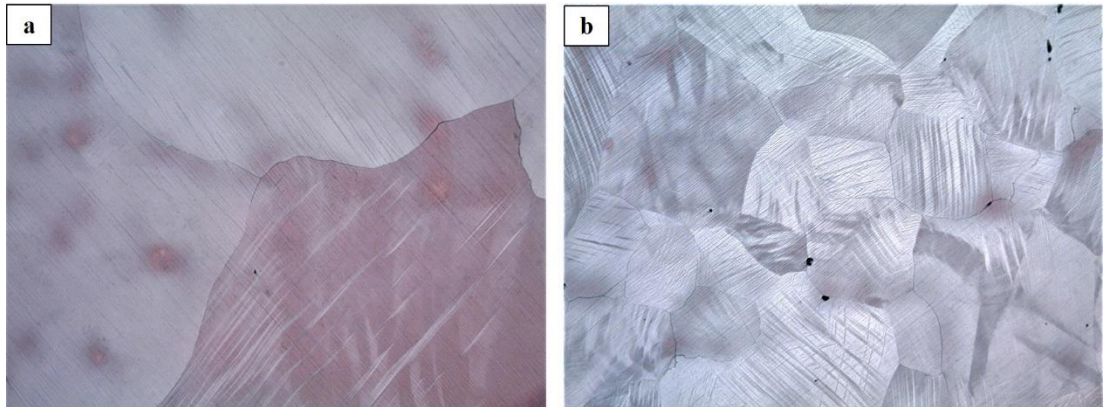
sıcaklığının 1420 °C'ye düşmesi ile akma mukavemetinde %11, çekme mukavemetinde %36, uzama değerinde ise %88 oranında bir artış elde edilmiştir. Öte yandan, düşük döküm sıcaklığına bağlı olarak tane boyutunun küçülmesi çentik darbe mukavemetinde oda sıcaklığında gerçekleştirilen testlerde %18, -40 °C'de gerçekleştirilen testlerde %22 oranında düşüşe sebebiyet vermiştir.



Şekil 4.36. PP1420 isimli döküm parçanın test numune bölgeleri

Tablo 4.21. PP1420 isimli döküm parçanın mekanik test sonuçları

1.0C-17Mn- 1450°C	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Çentik darbe @ Oda Sıc. (J)	Çentik darbe @ -40°C (J)
Numune 1	455,30	801,60	39,65	173	158
Numune 2	445,52	800,87	44,55	183	134
Numune 3	456,50	804,70	37,64	170	152
Numune 4	467,77	823,66	42,93	194	136
Numune 5	462,86	843,29	48,19	180	142
Numune 6	453,57	856,58	49,52	186	155
Ortalama	456,92 ± 7,7	821,78 ± 23,7	43,75 ± 5	181 ± 9	146 ± 10



Şekil 4.37. 1100°C'de ısıtılmış parçaların çekme testi sonrası mikro yapı görüntüleri: (a) PP1450, (b) PP1420

Şekil 4.37.'de PP-1450 ve PP-1420 parçalarına ait çekme testi sonrası mikro yapı görüntüleri gösterilmektedir. Her iki parçanın ana sertleşme mekanizması deformasyon ikizlenmelerine bağlı deformasyon sertleşmesidir. Fakat, 1420 °C dökümü gerçekleştirilen küçük tane boyutuna sahip parçanın mikro yapısındaki deformasyon ikizlerinin miktarı 1450 °C dökülen parçanın ikizlenme miktarından oldukça fazladır. Bu durum, deformasyon ikizlerin oluşabilmesi için dislokasyon yığılmalarına ihtiyaç duyulmasından kaynaklanmaktadır [147]. Çünkü, küçük tane boyutlarında artan deformasyon miktarı ile dislokasyon yoğunluğunun artması deformasyon ikizlerinin oluşumunu kolaylaştırmıştır. Buna bağlı olarak da artan deformasyon miktarı ile dislokasyonlar arasındaki mesafe azalmış ve Hall Petch etkisi ile yüksek pekleşme üssü edilmiştir [148].

BÖLÜM 5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Günümüz mühendislik uygulamalarında, teknolojinin ihtiyaçlarını karşılamak anlamında kullanılan malzemelerden beklenen özelliklerin geliştirilmesi büyük önem arz etmektedir. Bu anlamda hem yüksek mukavemet ve aşınma dayanımına sahip, hem de yüksek süneklik ve darbe dayanımına sahip östenitik manganlı çelikler oldukça geniş ve kritik kullanım alanlarına sahiptir. Bu çeliklerin özelliklerinin geliştirilmesi motivasyonu ile gerçekleştirdiğimiz bu çalışmamızda, endüstriyel indüksiyon ocakları kullanılarak üretilen östenitik manganlı çelik numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine; karbon, mangan ve titanyum elementinin, farklı çözeltiye alma sıcaklıklarının etkisi incelenerek optimum mikro yapı ve mekanik özelliklerin eldesi hedeflenmiştir. Ayrıca yüksek manganlı çeliklerin endüstriyel boyuttaki üretimi sonucunda elde edilen özelliklerini en iyi şekilde yansıtabilmek adına; deneysel çalışmalarda kullanılan numune blokları ile kalın kesitli döküm parçaların katılma modülündeki farklılıklar nedeniyle; farklı döküm sıcaklıklarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi, nihai döküm parçalar kullanılarak incelenmiştir.

İlk olarak, sabit döküm sıcaklığında (1450 °C) farklı karbon ve mangan içeriğine sahip kalın kesitli döküm numuneleri üretilmiştir. Tüm numunelere aynı şartlarda 1000 °C, 1050 °C ve 1100 °C’de olmak üzere üç farklı çözeltiye alma ısı işlemi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

Mikroyapı sonuçları değerlendirildiğinde,

- Çözeltiye alma ısı işlemi öncesinde numunelerinin tümünde östenitik matris ile beraber tane sınırı karbürleri tespit edilmiştir. Yapılan EDS ve XRD sonuçlarında döküm yapısındaki kompleks karbürler, Mo₂C ve (FeMn)₃C olarak tanımlanmıştır. Bu karbürlerin ortasında çoğunlukla yuvarlak yapıya

sahip $\text{Fe-(Fe,Mn)}_3\text{C-(Fe,Mn)}_3\text{P}$ tipi üçlü fosfor ötektiğinin çökeldiği görülmüştür.

- Döküm yapısındaki karbür miktarı 0.7C-17Mn numunesinde %1'in altında iken artan mangan ve karbon miktarı neticesinde %23,9 mertebesine kadar çıkmaktadır. Karbür miktarındaki bu artış ile karbürlerin morfolojisi ince tane sınırı karbürlerinden perlitimsi lamel karbür kolonilerine dönüşmektedir.
- Döküm yapısındaki numunelerin tane boyutları $172 \pm 11 \mu\text{m}$ ile $427 \pm 24 \mu\text{m}$ arasında değişmektedir. Artan karbon ve mangan miktarı ile tane boyutlarının arttığı tespit edilmiştir.
- 1000°C 'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtma işlemi sonucunda mikro yapıdaki karbürler büyük oranda çözünmektedir. Fakat, tamamının çözünmesi için yeterli olmamaktadır. Artan çözeltiye alma sıcaklığı ile östenit matristeki karbon çözünürlüğü de artmaktadır. Bu da karbür miktarının azalmasına sebebiyet vermektedir.
- 1.3C-17Mn haricindeki tüm numunelerde 1100°C 'de %100 östenitik yapı elde edilmiştir. 1.3C-17Mn numunesindeki çözünmemiş tane sınırı karbürleri ve fosfor ötektiği için daha yüksek ısıtma sıcaklıkları gerekmektedir. Fakat endüstriyel uygulamalarda büyük tonajlı parçaların ısıtma süreçlerindeki zorluklar ve fırın sıcaklık kapastitelerindeki kısıtlamalar göz önünde bulundurulduğunda 1100°C üzerinde gerçekleştirilecek ısıtma işlemleri sanayi şartlarına uygun değildir.

Mekanik test sonuçları değerlendirildiğinde;

- Döküm yapısındaki karbür miktarının numunelerin sertliğini ve buna bağlı olarak da sünekliğini önemli derecede etkilediği görülmüştür. Isıtma işlemi öncesi yapısındaki yüksek karbür (%23,9) nedeniyle en yüksek sertlik değeri 1.3C-17Mn numunesinde elde edilmiştir. Fakat, bu durumun tam tersine, en yüksek çekme mukavemeti (804,6 MPa), uzama değeri (%60,8) ve çentik darbe dayanımı (206 J); yapısındaki düşük karbür mevcudiyeti nedeniyle (<%1) 0.7C-17Mn numunesinde elde edilmiştir.

- Çözeltiye alma ısıtma işlemi ve artan ısıtma işlem sıcaklığı ile malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, uzama miktarı ve darbe dayanımları iyileşmektedir. Bu doğrultuda tüm numuneler için en iyi mekanik özellikler 1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtma işlemi sonucunda elde edilmiştir.
- Aynı mangan içeriğinde (%17) karbon miktarının %0,7'den %1'e çıkmasıyla çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve darbe dayanımı artarken, %1,3'e yükselmesiyle akma mukavemeti hariç diğer özellikleri ciddi oranda düşüş göstermektedir. Aynı şekilde, sabit karbon içeriğinde (%1), mangan miktarının %13'den %17'ye yükselmesiyle; çekme mukavemeti, uzama miktarı ve darbe dayanımı artarken, %21'e çıkmasıyla bu mekanik özellikler ciddi oranda düşüş göstermektedir. Bu nedenle ısıtma işlem görmüş numunelerin içerisinde en optimum çekme mukavemeti (865,6 MPa), uzama değeri (%65,2) ve çentik darbe dayanımı ((258 J) 1.0C-17Mn numunesinde elde edilmiştir.
- Tüm numunelerin deformasyon mekanizmalarını belirlemek amacıyla 1100 °C'de çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanan numunelerin çekme test çubuklarından kesit alınmış ve optik mikroskop altında incelenmiştir. Bu doğrultuda tüm numunelerin sertleşme mekanizmasının deformasyon ikizlenmesine bağlı deformasyon sertleşmesi olduğu görülmüştür.
- Farklı yükler altında uygulanan aşınma testleri sonucunda, 10N ve altındaki yüklerde artan deformasyon sertleşmesi nedeniyle aşınma oranı azalmaktadır. Fakat, 15N'da artan plastik deformasyon şiddeti ile yüzeyde oksitleyici aşınma meydana gelmektedir. Bu da 1.0C-21Mn haricindeki tüm numunelerde aşınma oranının ciddi oranda artmasına sebebiyet vermektedir.
- Artan karbon ve mangan miktarı ile aşınma oranı azalmaktadır. Yüksek yükler altında (15 N) en iyi aşınma performansı yüksek östenit stabilizasyonu nedeniyle 1.0C-21Mn numunesinde elde edilmiştir.

Yukarıda belirtilen sonuçlar neticesinde hem yüksek mukavemet ve aşınma dayanımı, hem de yüksek tokluk gerektiren malzemeler için optimum sonuçlar 1.0C-17Mn numunesinde 1100 °C'de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtma işlemi ile edilmiştir. Bu nedenle deneysel çalışmaların ikinci kısmında, sabit döküm sıcaklığında (1450 °C)

üretimi gerçekleştirilen 1C-17Mn numunesine %0,05 ve %0,10 oranlarında iki farklı Fe-Ti aşılması gerçekleştirilmiştir. Her iki numuneye de 1100 °C’de çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda belirtildiği şekildedir.

- Isıl işlem öncesi her iki numuneninde mikro yapısında östenit matris ile beraber lamelli tane sınırı karbürleri tespit edilmiştir. Fakat, Ti ilavesiz numuneye kıyasla karbürlerin hacimsel oranında bariz bir değişiklik görülmemiştir. Öte yandan, Ti ilavesi ile tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın bölgelerde yüksek ergime sıcaklığına sahip kararlı Ti(CN) partiküllerinin oluşumu gözlenmiştir. Bu partiküllerin arayüzeyinde fosfor segregasyonunu artmasına bağlı olarak üçlü fosfor ötektiği tespit edilmiştir.
- Katılma esnasında çökelen Ti(CN) partiküllerinin yeni östenit taneleri için çekirdeklenme noktaları oluşturduğu ve bu nedenle tanelerin %0,05 Ti ilavesi ile %26, %0,10 Ti ilavesi ile ise %37 oranında küçüldüğü tespit edilmiştir.
- 1100 °C’de gerçekleştirilen çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası her iki numunede de karbürsüz yapı elde edilmiştir. Fakat, Ti ilavesinin %0,05’den %0,10’a artmasıyla tane sınırlarında Ti(CN) segregasyonunun ciddi oranda arttığı görülmüştür.
- Ti miktarındaki artış sertlik ve akma mukavemetinde sürekli bir artışa sebebiyet verirken, çentik darbe mukavemetinde lineer bir düşüşe neden olmaktadır. Darbe çentik mukavemetindeki bu düşüş, tane sınırları boyunca çökelen (TiCN) partiküllerinden kaynaklanmaktadır.
- Isıl işlem sonrası, çekme mukavemeti ve uzama değerleri %0,05 Ti ilavesi ile artış gösterirken, Ti miktarının %0,10’a çıkmasıyla bariz bir düşüşe sebep olmaktadır. Bu nedenle iki farklı titanyum oranı içerisinde, en ideal çekme mukavemeti (926,4 MPa), uzama miktarı (%71,3) ve çentik darbe dayanımı (202 J) 1.0C-17Mn-0.05Ti numunesinde elde edilmiştir.
- Ti ilavesiz numuneye kıyasla, %0,05 Ti ilavesi ile aşınma dayanımında %40’a varan artış gözlenmiştir. Fakat, Ti ilavesinin 0,05’den 0,10’a artmasıyla düşük yüklerdeki aşınma performansında bariz bir değişiklik gözlenmez iken 10 N ve üzeri yüklerde titanyum miktarının artmasıyla aşınma dayanımı azalmaktadır.

Bu durum, artan Ti(CN) segregasyonunu ile yükler altında lokal gerilimlerin artmasından ve malzeme sünekliğinin azalmasından kaynaklanmaktadır.

Yukarıda belirtilen sonuçlar neticesinde bu çalışma ile östenitik manganlı çeliklerin yüksek miktarda aşınmaya maruz kalması durumunda çentik darbe dayanımındaki %22'lik bir düşüş göz önüne alınarak titanyum ilavesi ile %40 oranında aşınma dayanımını arttırılabileceği ortaya konmuştur. Bu yüzden bu çeliklerin optimum kimyasal kompozisyonu ve ısıt işlemleri kullanım alanına göre belirlenmelidir ve bu optimum koşullar bu çalışmada hem mikroyapısal hem de mekanik test değerlendirmeleriyle ortaya koyulmuştur.

Bu tezin üçüncü ve son aşamasında ise; optimum karbon ve mangan oranıyla farklı döküm sıcaklıklarında 2 adet 3,5 ton net ağırlığına sahip palet pabucu parçası üretilmiş ve ideal döküm sıcaklığının tespiti ile nihai döküm parçanın mikro yapı ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda belirtildiği şekildedir.

- Farklı döküm sıcaklıklarında (1450 °C ve 1420 °C) üretilen her iki parçada da 1100 °C'de ki 8 saatlik çözeltiye alma ısıt işleminin sonucunda %100 östenitik yapı elde edilmiştir.
- Aynı kimyasal analiz (1.0C-17Mn) ve döküm sıcaklığında (1450 °C) üretilen döküm numunesi ile nihai parçanın mikro yapısı kıyaslandığında, uzun katılaşma süreleri nedeniyle nihai parçanın tane boyutunun yaklaşık 10 kat daha iri olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca döküm parçanın en son katılaşan bölgelerinde eş eksenli taneler yerine yönlenmiş kolonsal tane büyümenin olduğu görülmüştür. Tane boyutlarındaki bu denli artış döküm numunesine kıyasla nihai parçanın çekme mukavemetini (865,6 MPa'dan 603,57Mpa'ya), uzama miktarını (%54,6'dan %23,29'a) ve darbe çentik dayanımını (258 J'den 222 J'e) ciddi oranda düşürmüştür.
- Döküm sıcaklığının 1450 °C'den 1420 °C'ye düşürülmesi ile nihai döküm parçanın tane boyutlarında yaklaşık %95 oranında bir azalma tespit edilmiştir. Ayrıca, düşük döküm sıcaklığının oluşturduğu düşük sıcaklık gradyanı

nedeniyle en son katılma bölgelerindeki yönlenmiş kolonsal tanelerin yerini eş eksenli küçük tanelere bıraktığı görülmüştür. Dolayısıyla, döküm kütlesi ve kalınlığının artması karşısında yüksek miktardaki tane küçültme etkisi ile nihai döküm parçada arzulanan ideal akma mukavemeti (456,92 MPa), çekme mukavemeti (821,78 MPa), uzama miktarı (%43,75) ve çentik darbe dayanımı (181 J) 1420 °C’de dökümü gerçekleştirilen döküm parçada elde edilebilmiştir.

Yukarıda belirtilen sonuçlar; alaşım ve ısıtma işlem optimizasyonu her ne kadar numune bloklarından sağlanabilse de döküm sıcaklıklarının nihai döküm parçanın kendi özelinde belirlenmesi gerektiğinin önemini ortaya koymuştur. Ayrıca elde edilen sonuçlar istenilen özellikleri karşılaması anlamında en optimum özelliklere sahip malzemelerin elde edilmesi için döküm sıcaklığı da optimize edilerek; yüksek manganlı çeliklerin endüstriyel üretiminin geliştirilmesine de katkı sağlanmıştır.

Son olarak, bu teze özgün nitelikteki optimum karbon & mangan oranı (%1C, %17Mn), çözültüye alma sıcaklığı (1100 °C) ve döküm sıcaklığı (1420 °C) ile üretilen gerçek palet pabuçlarının daha önceden üretimi gerçekleştirilen parçalarla kıyaslaması için 11 set (her set 84 adet parça içermektedir) 3,5 tonluk net ağırlığa sahip palet pabuçları üretilmiş ve kullanılmak üzere Kanada’da özel bir maden işletmesinde izlemeye alınmıştır. Alınan geri bildirimler neticesinde, ASTM A128 E1 analizi ile üretilen parçalara kıyasla, bu tezin çıktısı olan palet pabuçlarının %30 oranla daha iyi performans gösterdiği bildirilmiştir. Bu da sanayi ve üniversite arasındaki ilişkinin ülkemiz ekonomisine olan katkısının bir kez daha önemini ortaya koymuştur.

KAYNAKLAR

- [1] Mahlami, C. S., Pan, X., An overview on high manganese steel casting, 71th World Foundry Congress, Palacio Euskalduna, Bilbao, 2014.
- [2] Türköz, M., Al 2024 ve Al 5754 Alaşımli alüminyum saçların şekillendirilebilme kabiliyetinin araştırılması. Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2009.
- [3] Maouche, H., A. Hadji, K. B., Effect of inoculation by molybdenum and nickel on hardening phenomenon and wear behavior of high manganese steel. Metallurgical and Mining Industry, 3, 75-82, 2016.
- [4] Bhero, S. W., Nyembe, B., Lentsoana, K., Common failures of Hadfield steel in application. International Conference on Manufacturing, Material and Metallurgical Engineering, Johannesburg, South Africa, 17-19, 2014.
- [5] Tutar, M., Kaynaklı TWIP çeliklerinde mikroyapı ve mekanik özellikler arasındaki ilişkilerin araştırılması. Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora Tezi, 2017.
- [6] Sutton, B. J., Solidification behavior and hot cracking susceptibility of high manganese steel weld metals. Columbus, The Ohio State University, Master Thesis, 2013.
- [7] Cornette, D., Cugy, P., Hildenbrand, A., Bouzekri, M., Lovato, G., Ultra high strength Fe-Mn TWIP steels for automotive safety parts. Le Revue de Öetallurgie, 905–918, 2005.
- [8] Hongning, K., Development of high strength and high ductility nanosctructured TWIP steels. The Hong Kong Polytechnic University, 74(08), 182, 2011.
- [9] Bal, B., A study of different microstructural effects on the strain hardening behavior of Hadfield steel. International Journal of Steel Structures, 18(1), 13-23, 2018.
- [10] Nam, N. D., Chieu, L. T., Truc, N. M., Khanh, P. M., Investigation of phase transformation mechanism of high manganese steel Mn15Cr2 heat-treated by subzero temperature process. International Journal of Scientific and Engineering Research, 7(4), 1527-1530, 2016.

- [11] Srivastava, A. K., Das, K., Microstructural characterization of Hadfield austenitic manganese steel, *Journal of Materials Science*, 43, 5654–5658, 2008.
- [12] Mahlami, C. S., Pan, X., Challenges and developments of Hadfield manganese steel castings based on service life. 71th World Foundry Congress, Palacio Euskalduna, Bilbao, 2014.
- [13] David Havel, P.E., Austenitic Manganese Steel Complete Overview, Columbia Steel Casting Co., Inc. 1-19, 2017
- [14] Hosseini, H., Limooei, M., Optimization of heat treatment to obtain desired mechanical properties of high Carbon Hadfield steels. *World Applied Sciences Journal*, 15(10), 1421-1424, 2011.
- [15] El-Mahallawi, I., Abdel-Karim, R., Naguib, A., Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel. *Materials Science and Technology*, 17, 1385–1390, 2001.
- [16] Mohammadnezhad, M., Javaheri, V., Naseri, M., Effect of the molybdenum on the microstructural and mechanical properties of Hadfield austenitic manganese steel. The Second International and the Seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering and Iranian Foundryman Scientific Societies, 12816, 1-7, 2013.
- [17] Pham, M. K., Nguyen, D. N., Hoang, A. T., Influence of vanadium content on the microstructure and mechanical properties of high-manganese steel. *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering*, 18(2), 141-147, 2018.
- [18] Cao, J. L., Zhao, A. M., Liu, J. X., He, J. G., Ding, R., Effect of Nb on microstructure and mechanical properties in non-magnetic high manganese steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 21(6), 600-605, 2014.
- [19] Abbasi, M., Kheirandish, S., Kharrazi, Y., Hejazi, Y. On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels. *Wear*, 268(1-2), 202-207, 2010.
- [20] Haakonsen, F., Optimizing of Strømhard austenitic manganese steel. Trondheim Norwegian University, Science and Technology, Ph.D. Thesis, 2009.
- [21] Anijdan, S. H. M., Sabzi, M., The effect of heat treatment process parameters on mechanical properties, precipitation, fatigue life, and fracture mode of an austenitic Mn Hadfield steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(10), 5246-5253, 2018.

- [22] Azadi, M., Pazuki, A. M., Olya, M. J., The effect of new double solution heat treatment on the High manganese Hadfield steel properties, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 7, 618-626, 2018.
- [23] Dastur, Y. N., Leslie, W. C., Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 12, 749-759, 1981.
- [24] Zuidema, B. K., Subramanyam, D. K., Leslie, W. C., The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 18, 1629-1639, 1987.
- [25] Kumar, D., Design of high manganese steels: Calculation of SFE and Ms temperature, *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, 857-863, 2016.
- [26] Curtze, S., Kuokkala, V. T., Stacking fault energies of Mn, Co and Nb alloyed austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 59(14), 5728-5734, 2011.
- [27] Grassel, O., Frommeyer, G., Derder, C., Hofmann, H., The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe-Mn-(Al-Si) steels investigated by experiment and theory, *Acta Materialia*, 68, 238-253, 2014.
- [28] Venturelli, B. N., Albertin, E., Azevedo, C. R. F., The effect of the austenite grain refinement on the tensile and impact properties of cast Hadfield steel. *Materials Research*, 21(5), 2018.
- [29] Mahlami, C. S., Pan, X., Mechanical properties and microstructure evaluation of high manganese steel alloyed with vanadium, *American Institute of Physics Conference Proceedings*, Andhra Pradesh, India. 1859, 020083, 2017.
- [30] Alyaz, S., Effects of heat treatment and chemical composition on microstructure and mechanical properties of Hadfield Steels, *Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi*, 2003.
- [31] <https://web.itu.edu.tr/gulmezt/IMAL%20USULLERI.html>, Erişim Tarihi: 04.02.2017.
- [32] Ueda, Y., Tani, K., Reactions at the interface of high chromium steel and austenitic stainless steel with olivine or silica sand mold. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27(3), 205-210, 1987.
- [33] Tani, K., Ueda, Y., Mori, S., Interfacial reaction between cast steel and olivins and or silica sand. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27(3), 197-204, 1987.

- [34] Chang, S. L., Hadfield manganese steel melting practices, The University of Arizona, Department of Metallurgical Engineering, Master Thesis, 1974.
- [35] Farr, C. W., Melting practice, heat treatment and properties of Hadfield manganese steel. Proceedings of Electric Furnace Conference, Chicago, 157-173, 1963.
- [36] Nelson, R. L. Jr., The melting and processing of austenitic manganese steel castings. Steel Foundry Facts, 6-8, 1968.
- [37] Rio, B., Diez, A. G., Buenhombre, J. M., Fabal, C. C., Microstructural analysis and tribology behavior of a medium-Mn steel with Mo. Metals- Open Access Metallurgy Journal, 8(10), 1–10, 2018.
- [38] Niu, L., Xu, Y., Wu, H., Microstructure and mechanical properties of high-Cr cast iron bars reinforced Hadfield steel matrix composites. Journal of Wuhan University of Technology Materials Science Edition, 25(3), 464-468, 2010.
- [39] Astafev, A. A., Effect of grain size on the properties of manganese austenitic steel 110G13L. Metal Science and Heat Treat, 39, 198–201, 1997.
- [40] Liang, G. F., Song, C. J., Eutectic decomposition in Ca-Si modified austenitic medium Mn steel after solidification. Materials Sciences, 40(8), 2081-2084, 2005.
- [41] Tęcza, G., Garbacz-Klempka, A., Microstructure of cast high-manganese steel containing titanium. Archive of Foundry Engineering, 16(4), 163–168, 2016.
- [42] Masoud, S., Sadegh, M.F., Saeid, M. D., Effect of melting temperature on microstructural evolutions, behavior and corrosion morphology of Hadfield austenitic manganese steel in the casting process. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials 25(12): 1431- 1438, 2018.
- [43] Balogun, S. A., Esezobor, D. E., Agunsoye, J. O., Effect of melting temperature on the wear characteristics of austenitic manganese steel. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 7(3), 277-289, 2008.
- [44] Gorlenko, D., Vdovin, K., Feoktistov, N., Mechanisms of cast structure and stressed state formation in Hadfield steel. China Foundry, 13, 433–442, 2016.
- [45] Liang, G. F., Song, C. J., Eutectic decomposition in Ca-Si modified austenitic medium Mn steel after solidification. Materials Sciences, 40, 2081–2084, 2005.
- [46] Sabzi, M., Farzam, M., Hadfield manganese austenitic steel: A review of manufacturing processes and properties. Materials Research Express, 6(10), 1-15, 2019.

- [47] Tüfenk, E.. Farklı kimyasal kompozisyona sahip ostenitik manganlı çeliklerin ısıt işlemler sonrası mekanik özelliklerinin incelenmesi. 19 Mayıs Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2012.
- [48] Kayadelen, A., Yüksek manganlı ostenitik çeliklerin aşınma davranışlarına vanadyum ve molibden element ilavesinin etkisinin incelenmesi. Eskişehir Osman Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2018.
- [49] Turhan H., Ostenitik manganlı çeliğin aşınma davranışının araştırılması. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2007.
- [50] Avery, H. S., Day, M. J., Austenitic Manganese Steel, Metals Handbook, 526–534, 1948.
- [51] Maratray, F., High Carbon Manganese Austenitic Steels, International Manganese Institute, 1-102, 1995.
- [52] Santos, N., Todorov, D., Cavalcanti, A., Fuoco, R., Effect of carbide re-precipitation on the toughness of Hadfield austenitic manganese steels. AFS Transactions, 117 397-412, 2010.
- [53] Kuyucak, S., Zavadil, R., Microstructure vs. impact toughness relationship in Hadfield's austenitic manganese steel. Microscopy and Microanalysis, 8(S02), 1290-129, 2002.
- [54] Cason, C., Laurea, T., Studio sulla dinamica di precipitazione di carburi in un acciaio al manganese, Università Degli Studi Di Padova, Dipartimento Di Ingegneria Industriale, Tesi di Laurea, 2013.
- [55] Kuyucak, S., Zavadil, R., Gertsman, V., On the Heat-Treatment Processing of Austenitic Manganese Steels, Including Quenching and Control of Distortion: An International Symposium in Honor of Professors Bozidar Liscic and Hans M. Tensi: Proceedings of the 21st Conference, 1-16, 2001.
- [56] Kuyucak, S., Zavadil, R. On the heat treatment of Hadfield's austenitic manganese steels - Part II: metallographic studies. AFS Transaction, 108, Paper No. 00-126, 2000.
- [57] Subramanyam, D. K., Swansiger, A.E., Avery, H.S., Austenitic Manganese Steels, in Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, ASM Handbook, 1, 822-840, 1990.
- [58] Vdoin, K. N., Gorlenko, D. A., Feoktistov, N. A., Characteristics of excess phase in cast high manganese steel. Steel in Translation, 46(7), 484-488, 2016.

- [59] Sadayappan, M., Zavadil, R., Sahoo, M., Effect of impurity elements on the mechanical properties of aluminum bronze alloy C95800. AFS Transaction, 107, 329-336, 1999.
- [60] Woodfine, B. C., Quarrell, A. G., Effect of Al and N on the occurrence of intergranular fracture in steel castings. Journal of Iron and Steel Institute, 195, 409-414, 1960.
- [61] Eeghem, V. J., DeSy, A., Side effects of cast steel deoxidation. AFS Transaction, 72, 142-148, 1964.
- [62] Kuyucak, S., Gertsma e R. Zavadil, V. Y., On the heat treatment of Hadfield's austenitic manganese steels: Part VIII: Studies on microcharacterization. AFS Transactions, 1-10, 2004.
- [63] Ham, Y. S., Kim, J. K., Kwak, S. Y., Choi, J. K., Yoon, W. Y., Critical cooling rate on carbide recipitation during quenching of austenitic manganese steel. China Foundry, 7(2), 178-182, 2010.
- [64] Nurjaman, F., Bahfie, F., Astuti, W., Shofi, A., The effect of solid solution treatment on the hardness and microstructure of 0.6%wt C-10.8%wt Mn – 1.44%wt Cr austenitic manganese steel. 2nd International Symposium on Frontier of Applied Physics, Jakarta, Indonesia, 817, 1-7, 2017.
- [65] Nejat, S., Yüksek manganlı östenitik çelikler ve kaynağı. Metal ve Kaynak Dergisi, 66, 36-41, 1995.
- [66] Ayasoy, O. A., Effect of alloying elements and heat treatment on the structure and properties of Hadfield's austenitic manganese steels. Z. Metallkde, 463-471, 1983.
- [67] Subramanyam, D. K., Austenitic manganese steel. Metals Handbook 10. Edition, Volume 1, Properties and selection: stainless steels, tool materials and specialpurpose metals, ASM International, 1995.
- [68] Dante, R., Marsano, G., Refinement and optimization of Hadfield steel casting liners for mineral crushing. Colorado School of Mines, Metallurgical and Materials Engineering, Master Thesis, 2000.
- [69] Gürol, U., G18NiMoCr3-6 Çeliğinin mikro yapı ve mekanik özelliklerine farklı ısıtım işlem koşullarının etkisinin incelenmesi. Sakarya Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Enstitü Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2014.
- [70] Chen, L., Zhao, Y., Qin, X., Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 26(1), 1–15, 2013.

- [71] [https://www.ekstrametal.com.tr/images/kutuphane/pdf/15-Ostenitik Mangan Celikleri. pdf](https://www.ekstrametal.com.tr/images/kutuphane/pdf/15-Ostenitik_Mangan_Celikleri.pdf), Erişim Tarihi: 14.06.2020.
- [72] Lencina, R., Maranzana, C., Brunelli e M. Dabala, K., Studio sull'influenza di un trattamento termico sull'usura e sulla tenacità di due tipi di acciai al manganese. 24° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, Piacenza, 2013.
- [73] Lencina, R., Maranzana, C., Brunelli e M. Dabala, K., Studio sulla dinamica di reprecipitazione dei carburi in due acciai al manganese. 24° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, Piacenza, 2013.
- [74] Kuyucak, S., Zavadil, R., On the Heat treatment of the Hadfield's austenitic manganese steels- Impact toughness, microstructure, macro and micro-segregation in large wedge-block Castings. AFS Transactions, 1-14, 2003.
- [75] Dingshan, L., Zhongyi, L., Wei, L., Influence of carbon content on microstructure and mechanical properties of Mn13Cr2 and Mn18Cr2 cast steels. China Foundry, 11(3), 173-178, 2014.
- [76] Karaahmetoğlu, O., Çeşitli dolgu metallerinin yüksek mangan çelikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi. Ondokuz Mayıs Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi Ve Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2017.
- [77] Yan, W., Fang, L., Zheng, Z., Sun, K., Xu, Y., Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. Tribology International, 42, 634–641, 2009.
- [78] Curtze, S., Kuokkala, V. T., Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. Acta Materialia, 58(15), 5129–5141, 2010.
- [79] Hamada, A. S., Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels. Technology of the University of Oulu, Master Thesis, 2007.
- [80] Tamilarasan, T. R., Sanjith, U., Rajendran, R., Rajagopal Gand Sudagar, J., Effect of reduced graphene oxide reinforcement on the wear characteristics of electroless. Ni-P coatings J. Mater. Eng. Perform, 27, 3044–53, 2018.
- [81] Agunsoye, J. O., Isaac, T. S., Abiona, A. A., On the comparison of microstructure characteristics and mechanical properties of high chromium white iron with the Hadfield austenitic manganese steel. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 1, 24–8, 2013.

- [82] Güven, G., İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (twinning induced plasticity (TWIP) steel) yüksek mukavemetli yassı çeliklerin üretimi ve geliştirilmesi. Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2012.
- [83] Pribulova, A., Babic, J., Baricova, D., Influence of Hadfield's steel chemical composition on its mechanical properties. *Chemicke Listy*, 105(16): 430-432, 2011.
- [84] Yau, M., Pearce, J., Some features of high Mn steel wear resistant castings. *metal casting technologies*, Michigan, 32-38, 2009.
- [85] Tunkow, W. P., Influencia de la composicion quimica sobre la resistencia al desgaste del acero moldeado con alto contenido de Manganeso. *Acero Moldeado de alta calidad.*, Berlin, 1955.
- [86] Allain, S., Chateau, J. P., Bouaziz, O., Migot, S., Guelton, N., Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe– Mn–C alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 387–389, 158–162, 2004.
- [87] Frommeyer, G., Grässel, O., High strength TRIP/TWIP and superplastic steels: development, properties, application. *La Revue de Metallurgie-CIT*, 10, 1299-1310, 1998.
- [88] Dobrzański, L. A., Grajcar, A., Borek, W., Microstructure evolution of high-manganese steel during the thermomechanical processing. *Archives of Materials Science and Engineering*, 37(2), 69-76, 2009.
- [89] Akınay, Y., Hayat F., Effect of the Heat Treatment on Mechanical Properties of Fe– Mn– C High Manganese Steel. *Proceedings of the International Conference on Mining, Material and Metallurgical Engineering*, Prague, 11-12, 2014.
- [90] Jablonska, M. B., Kowalczyk, K., Microstructural aspects of energy absorption of high manganese steels. *Procedia Manufacturing*, 27, 91-97, 2019.
- [91] Kılıç, S., TWIP çeliklerde ikizlenme mekanizmasının mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi. Niğde Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Doktora Tezi, 2016.
- [92] Aydın, H., Effect of microstructure on static and dynamic mechanical properties of third generation. *Advanced High Strength Steels. Literatur Review*, 2009.
- [93] Frommeyer, G., Brüh, U., Neumann, P., Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *Iron and Steel Institute of Japan*, 43(3), 438–446, 2003.

- [94] Jin, J. E., Lee, Y. K., Strain hardening behavior of a Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel, *Materials Science and Engineering A*, 527(1–2), 157–161, 2009.
- [95] Akinay, Y., Hayat, F., Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of Fe-Mn-C High Manganese Steel. Proceedings of the international conference on mining, material and metallurgical engineering, Praque, Czech Republic, 11-12, 2014.
- [96] Essoussi, H., Ettaqi, S., Essafiqi, E., The Effect of Alloying Elements on the Stacking Fault Energy of TWIP Steel. 11th International Conference Interdisciplinarity in Engineering, Tirgu-Mureş, Romania, 2017.
- [97] Qin, B., Crystallography of TWIP steel. Pohang University, Science And Technology, Master Thesis, 2007.
- [98] Hedström, P., Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel. AISI 301, Lulea University of Technology, Licentiate Thesis, 2005.
- [99] Berme, B., Effects of strain rates on the mechanical properties of high manganese austenitic steels. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Master Thesis, 2011.
- [100] Akinay, Y., TWIP çeliklerinin mekanik ve mikroyapı özelliklerine alaşım elementlerinin etkisi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2015.
- [101] Kusakin, P., Belyakov, A., Haase, C., Kaibyshev, R., Molodov, D., Microstructure evolution and strengthening mechanisms of Fe–23Mn–0.3C 1.5Al TWIP steel during cold Rolling. *Materials Science & Engineering A*, 617, 52–60, 2014.
- [102] Taştēmür, D., AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin dinamik deformasyon yaşlanma özelliklerinin araştırılması. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İmalat Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2018.
- [103] Spitzig, W.A., Sober, R.J., Dynamic Strain Aging as a Strengthening Mechanism in Iron and Iron-Phosphorus. *Alloys. Materials Science and Engineering*, 20, 179-184, 1975.
- [104] Kaluç, E., Ostenitik Krom-Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı. Gedik Holding Kaynak Dünyası, 1990.
- [105] Cunningham, S., Effect of substitutional elements on dynamic strain aging in steel. McGill University, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Master Thesis, 16-20, 1999.

- [106] me.sakarya.edu.tr/sites/me.sakarya.edu.tr/file/makine_laboratuvari_2019.pdf, Erişim Tarihi: 14.06.2020.
- [107] http://www.ktu.edu.tr/dosyalar/14_14_00_d2db2.pdf, Erişim Tarihi: 14.06.2020.
- [108] Porter, D. A., Easterling, K. E., Phase Transformations in Metals and Alloys, Second Edition, Chapman & Hall, London, 1-528, 1992.
- [109] Kocabekir, İ. Tunca, N., Özer, O., Tümer, C., Eker, C. B., Özçelik, S., Çuğ, H., Ahlatcı, H., Demir yolu ray sistemlerinde kullanılan Hadfield çeliğinin aşınma davranışı, 2. Uluslararası Raylı Sistemler Sempozyumu, Karabük, Türkiye, 2013.
- [110] Hackney, S. A., Shiflet, G. J., The pearlite-austenite growth interface in an Fe–0.8C–12Mn alloy. *Acta Metallurgica*, 35, 1007, 1987.
- [111] Hackney, S. A., Shiflet, G. J., Pearlite growth mechanism. *Acta Metallurgica*, 35, 1019, 1987.
- [112] Dippenaar, R. J., Honeycombe, R. W. K., The crystallography and nucleation of pearlite. *Proceedings of The Royal Society A Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 333, 455, 1973.
- [113] Korshunov, L. G., Kositsina, I. I., Sagaradze, V. V., Chernenko, N. L., Effect of the carbide phase on the tribological properties of high manganese anti-ferromagnetic austenitic steels alloyed with vanadium and molybdenum. *The Physics of Metals and Metallography*, 112(1), 90-100, 2011.
- [114] Çiğdemoğlu, M., Pik ve Çelikte Alaşım Elemanları, *Makine Mühendisleri Odası*, 50-53, 1968
- [115] Roesch, K., Pramanik, S., Gorlich, H. K., Tratamiento termico y propiedades mecanicas del acero al manganeso. *Scientia et Technica Año XIII Giesserei*, 34 231-236, 2007.
- [116] Akeel, D., Abdulrazaq, O. A., Phase transformations of Hadfield manganese steels. *Engineering and Technology*, 25, 6, 2007.
- [117] Kuyucak, S., Zavadil, R., On the heat treatment of Hadfield's austenitic manganese steels, Part III: heat transfer model, macro segregation and phosphide eutectic. *AFS Transections*, 109, 01-117, 2001.
- [118] Lee, U., Sohn, S. S., Hong, S., Suh, B. C., Kim, S. K., Lee, B. J., Kim, N. J., Lee, S., Effects of Mn addition on tensile and charpy impact properties in austenitic Fe-Mn-C-Al-based steels for cryogenic applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 5419-5430, 2014.

- [119] Wang, X. J., Sun, X. J., Song, C., Chen, H., Tong, S., Han, W., Pan, F., Grain size-dependent mechanical properties of a high-manganese austenitic steel. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 32(16), 746-754, 2019.
- [120] Raghavan, A. S., Sastri, K. S., Marcinkowski, M. J., Nature of workhardening behavior in Hadfield's manganese steel. *The American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers*, 245, 1569-1575, 1969.
- [121] Owen, W., Grujicic, M., Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel. *Acta Materialia*, 47(1), 111-126, 1998.
- [122] Adler, P. H., Olson, G. B., Owen, W. S., Strain hardening of Hadfield manganese steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 17, 1725-1737, 1986.
- [123] Shtremel, M. A., Kovalenko, I. A., On the work hardening mechanism of Hadfield steel. *Physics of Metals and Metallography*, 63, 158-166, 1987.
- [124] Karaman, I., Sehitoglu, H., Gall, K. A., Chumlyakov, Y. I., Maier, H. J., Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip. *Acta Materialia*, 48, 1345-1359, 2000.
- [125] Chumlyakov, Y. I., Kireeva, I. V., Sehitoglu, H., Litvinova, E. I., Zaharova, E. G., Luzginova, N. V., High-strength single crystals of austenitic stainless steels with nitrogen content: mechanisms of deformation and fracture. *Materials Science Forum*, 318-320, 395-400, 1999.
- [126] Dastur, Y. N., Leslie, W. C., Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 12, 749-759, 1981.
- [127] Karaman, I., Sehitoglu, H., Beaudoin, A. J., Chumlyakov, Y. I., Maier, H. J., Tome, C. N., Modelling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip. *Acta Materialia*, 48, 2031-2047, 2000.
- [128] Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C. P., Cugy, P., Barbier, D., High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15(4), 141-168, 2011.
- [129] Cooman, B. C. D., Estrin, Y., Kim S. K., Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*, 142, 283-362, 2018.
- [130] Huang, B. X., Wang, X. D., Rong, Y. H., Wang, L., Jin, L., Mechanical behavior and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy. *Materials Science and Engineering A*, 438, 306-311, 2006.

- [131] Mi, Z. L., Study and Development of High Strength and High Plasticity TWIP Steel for New Generation Automobile. University of Science and Technology Beijing, Master Thesis, 2007.
- [132] Mi, Z. L., Tang, D., Jiang, H. T., Dai, T., Wang, H., Iron and Steel, 42(12), 73-80, 2007.
- [133] Allahkaram, S. R., Causes of catastrophic failure of high Mn steel utilized as crusher overlaying shields. IJE Transactions B: Applications, 21(1), 55-64, 2008.
- [134] Okechukwu, C., Dahunsi, O. A., Oke, P. K., Oladele, I. O., Dauda, M., Prominence of Hadfield steel in mining and minerals industries. International Journal of Engineering Technologies, 3(2), 83-90, 2017.
- [135] Sabzi, M., Dezfuli, S. M., Post weld heat treatment of hypereutectoid Hadfield steel: Characterization and control of microstructure, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode of welding joint. Journal of Manufacturing Processes, 34, 313-328, 2018.
- [136] Olawale, J. O., Ibitoye, S. A., Shittu, M. D., Workhardening behaviour and microstructural analysis of failed austenitic manganese steel crusher jaws, Materials Research, 16(6), 1274-1281, 2013.
- [137] Atabaki, M. M., Jafari, S., Abdollah-Pour, H., Abrasive wear behavior of high chromium cast iron and Hadfield steel-A comparison. Journal of Iron and Steel Research International, 19(4), 43-50, 2012.
- [138] Bressan, J. D., Daros, D. P., Sokolowski, A., Mesquita, R. A., Barbosa, C. A., Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing. Journal of Materials Processing Technology, 205(1), 353-359, 2008.
- [139] Tikotkar, R. G., Effect of frictional force and wear rate on Hadfield steel. International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT), 1(6), 2012.
- [140] Kagnaya, T., Bohera, C., Lambert, L., Lazard, M., Cutard, T., Wear mechanisms of WCCo cutting tools from high-speed tribological tests. Wear, 267, 890-897, 2009.
- [141] Astudillo, P. C., Soriano, A. F., Osorio, G. M. B., Sthepa, H. S., Ramos, J., Duran, J. F., Alcazar, G. A. P., Comparative study of the mechanical and tribological properties of a Hadfield and a fermanal steel. Hyperfine Interact, 238(56), 1-12, 2017.
- [142] Siafakas, D., On deoxidation practice and grain size of austenitic manganese steel. Jönköping University, School of Engineering, Licentiate Thesis, 2017.

- [143] Li, Z. Q., Deng, S., Characteristics of titanium compound in titanium micro-alloy steel and its control. *Sci Techno Liuzhou Steel*, 05, 23-26, 2011.
- [144] Turnbull, D., Vonnegut, B., Nucleation catalysis. *Industrial and Engineering Chemistry*, 44(6), 1292–1298, 1952.
- [145] Zhuang, W., Zhi, H., Liu, H., Zhang, D., Shi, D., Effect of Titanium Alloying on the Microstructure and Properties of High Manganese Steel. *International Symposium on Architecture Research Frontiers and Ecological Environment*, Jiangxi Province, China, 79, 01001, 2019.
- [146] Kim, R., Bae, C., Ha, Y., Kim, J., Effect of titanium addition on high temperature workability of high manganese austenitic steel. *ISIJ International*, 58(3), 535–541, 2018.
- [147] Dini, G., Najafizadeh, A., Ueji, R. ve Monir-Vaghefi, S. M., Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size. *Materials & Design*, 31(7), 3395-3402, 2010.
- [148] Allain, S., Chateau, J. P., Bouaziz, A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 387(1), 143-147, 2004.

ÖZGEÇMİŞ

Uğur Gürol, ilk, orta ve lise eğitimini İstanbul'da tamamladı. 2008 yılında başladığı Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü 2012 yılında bitirdi. Ardından, 2014 yılında Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde, 2015 yılında ise Sakarya Üniversitesi İşletme Bölümü'nde master öğrenimlerini tamamladı. İlk Professional iş hayatına 2012 yılında Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş. firmasında Kalite Mühendisi olarak giriş yaptı. 2015-2019 yılları arasında Silvan Sanayi A.Ş firmasında Ar-Ge Yöneticisi olarak görev aldı. 2019 Eylül ayı itibariyle Gedik Eğitim Vakfı'nda Test Merkezi Müdürü olarak görevine devam etmektedir.