

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

**HADFIELD ÇELİKLERİNE UYGULANAN FARKLI ÇÖKELME
SERTLEŞMESİ SICAKLIKLARININ MİKRO YAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Faruk ÖZTÜRK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

ŞUBAT 2023

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

**HADFIELD ÇELİKLERİNE UYGULANAN FARKLI ÇÖKELME
SERTLEŞMESİ SICAKLIKLARININ MİKRO YAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Faruk ÖZTÜRK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Mehmet UYSAL

Ortak Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Uğur GÜROL

ŞUBAT 2023

Faruk ÖZTÜRK tarafından hazırlanan “Hadfield Çeliklerine Uygulanan Farklı Çökelme Sertleşmesi Sıcaklıklarının Mikro yapı ve Mekanik Özelliklere Olan Etkisinin İncelenmesi” adlı tez çalışması 01.02.2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği/oy çokluğu ile Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Tez Jürisi

Jüri Başkanı : **Unvan Adı SOYADI**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Unvan Adı SOYADI (Danışman)**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Unvan Adı SOYADI**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Unvan Adı SOYADI**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Unvan Adı SOYADI**
Sakarya Üniversitesi



ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Lisansüstü Eğitim-Öğretim Yönetmeliğine ve Yükseköğretim Kurumları Bilimsel Araştırma ve Yayın Etiği Yönergesine uygun olarak hazırlamış olduğum “Hadfield Çeliklerine Uygulanan Farklı Çökelme Sertleşmesi Sıcaklıklarının Mikro yapı ve Mekanik Özelliklere Olan Etkisinin İncelenmesi ” başlıklı tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın tüm aşamalarında yukarıda belirtilen yönetmelik ve yönergeye uygun davrandığımı, tezin içerdiği yenilik ve sonuçları başka bir yerden almadığımı, tezde kullandığım eserleri usulüne göre kaynak olarak gösterdiğimi, bu tezi başka bir bilim kuruluna akademik amaç ve unvan almak amacıyla vermediğimi ve 20.04.2016 tarihli Resmi Gazete’de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince Sakarya Üniversitesi’nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Enstitü tarafından belirlenmiş ölçütlere uygun rapor alındığını, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun ortaya çıkması halinde doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi beyan ederim.

(01/02/2023).

Faruk ÖZTÜRK





Sevgili babam, annem ve aileme



TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca 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 çalışmaktan onur duyduğum değerli danışman hocalarım Doç. Dr. Mehmet UYSAL ve Dr. Öğr. Üyesi Uğur GÜROL'a teşekkürü bir borç bilirim.

Yüksek lisans çalışmalarım boyunca kuruluşun tüm imkanlarını bana sunarak maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, başta Teknik Müdür Makine Yüksek Mühendisi sayın Mehmet Rıfat ÖZALP'e ve üyesi olmaktan kıvanç duyduğum tüm Silvan Sanayi A.Ş. ailesine teşekkürü bir borç bilirim. Değerli meslektaşlarım Orkun SUBAŞI'ya, Caner TÖRE'ye, İsmail ALKAN'a, Tolgay KALAYCI'ya, İsmail KANKAL'a ve Ömer Faruk KAYA'ya çalışma aşamasındaki tüm destek ve çabaları için çok teşekkür ederim.

Maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen babam Kamil ÖZTÜRK'e, annem Meryem ÖZTÜRK'e, kardeşlerim Melek MEDENİ'ye, Ömer ÖZTÜRK'e ve Fatih ÖZTÜRK'e çok teşekkür ederim. Son olarak hiçbir aşamada desteğini esirgemeyen, her koşulda yanımda olan ve beni motive eden eşim Şule VURGÜN ÖZTÜRK'e ve kızım Defne ÖZTÜRK'e çok teşekkür ederim.

6 Şubat 2023 tarihinde gerçekleşen Kahramanmaraş ve Gaziantep depremlerinin trajik sonuçları karşısında derin üzüntü duyuyor ve hayatlarını kaybedenlere Allah'tan rahmet, bütün Türkiye'ye başsağlığı diliyorum. Bu büyük felaketin sonuçlarıyla yığıtçe mücadele eden tüm kurtarma ve insani yardım görevlilerine teşekkürü de bir borç bilirim.

Faruk ÖZTÜRK



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ	v
TEŞEKKÜR	ix
İÇİNDEKİLER	xi
KISALTMALAR	xiii
TABLO LİSTESİ	xv
ŞEKİL LİSTESİ	xvii
ÖZET	xix
SUMMARY	xxiii
1. GİRİŞ	1
2. YÜKSEK MANGANLI ÇELİKLER (HADFIELD ÇELİKLERİ).....	3
2.1. Giriş	3
2.2. Kimyasal Analiz	6
2.3. Manganlı Çeliklerde Alaşım Elementleri.....	7
2.3.1. Karbon.....	7
2.3.2. Mangan.....	9
2.3.3. Krom	11
2.3.4. Molibden	12
2.3.5. Nikel.....	14
2.3.6. Fosfor	15
2.4. Manganlı Çeliklerde Isıl işlem	15
2.4.1. Manganlı çeliklerde faz oluşumları.....	15
2.4.2. Çözelti tavlama ısı işlemi	18
2.4.3. Çökelme sertleşmesi ısı işlemi.....	22
2.5. Manganlı Çeliklerin İşlenebilirliği	23
2.6. Manganlı Çeliklerin Kaynaklanabilirliği	25
2.7. Deformasyon Mekanizmaları	26
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	29
3.1. Numunelerin Ergitme, Kalıplama ve Döküm Prosesi	29
3.2. Isıl İşlem Prosesi	32
3.3. Numunelerin İncelenmesi	33
3.3.1. Mikro yapı incelemeleri	34
3.3.1.1. Optik mikroskop incelemeleri.....	34
3.3.1.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri	36
3.3.1.3. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi	37
3.3.2. Mekanik özelliklerin incelenmesi	38
3.3.2.1. Sertlik testleri	38
3.3.2.2. Çentik darbe testleri	38
4. DENEYSEL SONUÇLAR.....	41
4.1. Mikro Yapı İncelemeleri	42

4.2. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi	48
5. TARTIŞMA VE SONUÇ	53
KAYNAKLAR.....	57
ÖZGEÇMİŞ	61



KISALTMALAR

ASTM	: Amerikan Malzeme ve Test Derneđi
EDS	: Enerji dağılımı spektrometresi
EN	: Europeane Norm (Avrupa Standartı)
HB	: Brinell sertlik
HV	: Vickers sertlik
ISO	: Uluslararası Standartlar Örgütü
MPa	: Megapascal
ppm	: Part per million (milyonda bir)
SF	: Stacking fault (İstif hatası)
SFE	: Stacking fault energy (İstif hatası enerjisi)
TRIP	: Transformation Induced Plasticity
TWIP	: Twinning Induced Plasticity
XRD	: X ışınları Difraksiyonu



TABLO LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1. ASTM A128 Standardına göre manganlı çelikler.....	7
Tablo 4.1. Numune bloklarının kimyasal analiz değerleri (% ağırlıkça)	41
Tablo 4.2. Numunelerin farklı ısıt işlemlerde sertlik ve çentik darbe test sonuçları..	49





ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Çelik türlerine göre dayanım ve uzama değerlerinin karşılaştırılması	3
Şekil 2.2. Manganlı çeliğin şematik mikro yapı görünümü	5
Şekil 2.3. Çalışma sertleşmesi sonrası yüksek manganlı çelik mikro yapısı	6
Şekil 2.4. Karbon miktarının manganlı çelikteki mekanik özelliklere etkisi	8
Şekil 2.5. Mangan miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi	10
Şekil 2.6. Mangan miktarının darbe enerjisine olan etkisi	11
Şekil 2.7. Krom miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi	12
Şekil 2.8. Molibden miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi	13
Şekil 2.9. Nikel miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi	14
Şekil 2.10. Demir-Karbon denge diyagramı	16
Şekil 2.11. Fe-Mn-C denge diyagramı	17
Şekil 2.12. Yüksek manganlı çeliğin izotermal dönüşüm eğrisi	18
Şekil 2.13. Hadfield çeliklerinin a) döküm hali, b) suda çözelti tavlaması, c) %3 NaCl çözeltisinde çözelti tavlaması optik mikroskop görüntüleri	19
Şekil 2.14. Optik mikroskop a) 1000°C’de, b) 1075°C’de, c) 1150°C’de, d) 1225°C’de östenitlenmiş Hadfield çeliği mikro yapıları	20
Şekil 2.15. Manganlı çeliğin mikroyapısı a) Döküm sonrası b) Çözelti tavlaması c) Çökelme sertleşmesi	23
Şekil 2.16. Sıcak işleme şematik görünümü	24
Şekil 2.17. Atomik dizilim kusurları	26
Şekil 2.18. Ağırlıkça (%) Mn ve C oranına göre SFE enerjileri	27
Şekil 3.1. Ergitme ocağının gösterimi; a) Genel görünümü, b) Alyaj ilavesi sonrası karıştırma işlemi	30
Şekil 3.2. Potadan döküm gerçekleşme anı	31
Şekil 3.3. Numune bloklarının a) Kalıp, b) Döküm sonrası, c) Isıl işlem sonrası, d) Nihai görüntüleri	31
Şekil 3.4. Spektrometral ölçüm cihazı; a) Genel görünümü, b) Numune haznesinin detay görünümü	32
Şekil 3.5. Numune bloklarına uygulanan ısıl işlem grafiği	33
Şekil 3.6. Test numunelerinin konumu	34
Şekil 3.7. Metalografi a) Kesme, b) Bakalitleme c) Yüzey hazırlama cihazları	35
Şekil 3.8. Olympus PME, ışık mikroskobu	36
Şekil 3.9. FEI Quanta FEG 450 marka taramalı elektron mikroskobu	37
Şekil 3.10. Rigaku DMax 2200 marka XRD cihazı	38
Şekil 3.11. ISO 148-1 standardına göre çentik darbe numunesi	39
Şekil 3.12. a) ALŞA marka darbe çentik cihazı b) Numune hazırlama bıçağı	40
Şekil 4.1. Numune blokları döküm azot ve oksijen LECO ölçüm sonuçları	41
Şekil 4.2. Numune bloklarının a,b) Döküm sonrası c,d) Çözelti tavlaması sonrası optik mikroskop görüntüleri	42

Şekil 4.3. Numunelerin a) Döküm sonrası, b) Çözelti tavlaması sonrası SEM görüntüleri	43
Şekil 4.4. a,b) 450°C'de, c,d) 550°C'de, e,f) 650°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri.....	44
Şekil 4.5. 450°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.....	45
Şekil 4.6. 550°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.....	46
Şekil 4.7. 650°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.....	47
Şekil 4.8. Numunelere ait XRD sonuçları.....	48
Şekil 4.9. Numunelerin döküm hali ve farklı ısı işlemler sonucundaki sertlik dağılımları	50
Şekil 4.10. Numunelerin döküm hali ve farklı ısı işlemler sonucundaki çentik darbe dağılımları	50
Şekil 4.11. Numunelerin döküm hali ve farklı ısı işlemler sonucundaki mekanik özelliklerinin karşılaştırılması	51



HADFIELD ÇELİKLERİNE UYGULANAN FARKLI ÇÖKELME SERTLEŞMESİ SICAKLIKLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

1882 yılında İngiltere’de Sir Robert Hadfield tarafından bulunmuş ve 1883 yılında patenti alındığından beri Hadfield çeliği olarak da adlandırılan yüksek manganlı çelikler yüksek mukavemet, yüksek tokluk ve yüksek çalışma sertleşmesi gibi benzersiz özellikleri sebebi ile hafriyat, petrokimya, demiryolu, çimento ve madencilik gibi sektörlerde sıklıkla kullanılmaktadır.

Yüksek manganlı çeliklere olan ve her geçen gün artan ilgi ile beraber bu malzemelerin kullanım yerleri daha da çeşitlenmiş ve buna bağlı olarak performans iyileştirme kapsamında ısıtılma işlemi ya da alaşımlama çalışmalarında da ciddi artışlar söz konusu olmuştur. Genellikle 1:10 oranında karbon ve mangan oranı ile üretilen yüksek manganlı çelikler bugüne kadar molibden, krom, vanadyum, niyobyum, alüminyum ve seryum ilaveleri ile alaşımlandırılmış ve bu alaşımlandırmalar ile malzemelerin mekanik özelliklerinde iyileşme sağlanması hedeflenmiştir.

Yüksek manganlı veya Hadfield çeliklerinde alaşımlama çalışmalarının yanı sıra birçok araştırmanın konusu olan bir diğer önemli faktör ise uygulanan veya tasarlanan ısıtılma işlemi prosedürüdür. Yüksek manganlı çelikler katılaşmaları için gerekli olan sürenin bir sonucu olarak ideal soğuma şartlarında östenit yapıda kararlı hale gelir ve aynı zamanda yapılarında östenit ana yapısı içerisinde karbür ve perlit kolonileri içerirler. Oluşan bu karbürler özellikle çeliğin tane sınırlarına yerleşerek mekanik özelliklerini düşürüp, ciddi bir kırılma eğilimine sebep olurlar. Bu sebeple yüksek tokluk istenen manganlı çelik uygulamalarında bu malzemeler döküm halleri ile kullanılamazlar. Bu durum yüksek manganlı çeliklerin yüksek tokluk değerlerine ulaşabilmek için, döküm sonrası bir ısıtılma işlemi tabii tutulmalarını zorunlu kılar. Tasarlanan ısıtılma işlemi amaç, manganlı çeliğin ısıtılma sonrası ani soğutulmasını sağlamak ve karbür oluşumunu engelleyerek karbürden arındırılmış östenitik yapıyı elde edebilmektedir. Bu sebeple manganlı çeliklere kesit kalınlığına bağlı olarak genellikle 1050°C ila 1150°C arasında bir sıcaklığa ısıttıktan sonra ani soğutma ile çözelti tavlama işlemi uygulanır.

Hadfield çelikleri olarak adlandırılan yüksek manganlı çelikler için en büyük dezavantaj ise düşük akma mukavemetine sahip olmalarıdır. Düşük akma mukavemeti bu parçaların henüz çalışma sertleşmesi mekanizması oluşmadan kırılmalarına veya kullanılamaz hale gelmelerine sebep olabilmektedir.

Bu çeliklerden düşük, orta ve yüksek yükler altında çalışma göstermeleri durumunda farklı mikro yapı ve mekanik özellik beklentileri oluşmaktadır. Örneğin yüksek yükler altında yüksek tokluk özellikleri beklenirken, düşük yükler altında gerçekleşen çalışmalarda yüksek aşınma direnci, yüksek sertlik veya bu iki özellik ile tokluk değeri arasında güçlü bir kombinasyon beklenmektedir.

Bu tez çalışması kapsamında özellikle düşük yükler altında çalışan yüksek manganlı çeliklerin, çözelti tavlama ısı işlemi sonrasında çökelme sertleşmesi ısı işlemine tabii tutulması ve oluşacak karbür fazları ile mekanik özelliklerindeki değişimin incelenmesi amaçlanmıştır.

Bu tez çalışması kapsamında kullanılan yüksek manganlı çelik, içeriğinde 1,16 karbon, 13,21 mangan ve ilave olarak %2,13 oranında krom içermektedir. Yapılan araştırmalar doğrultusunda özellikle %2'ye kadar olan krom ilavesinin manganlı çeliklerin akma mukavemetini ve sertlik değerlerini attırdığını bilinmektedir. Çalışma kapsamında elde edilen sonuçların tayini ve yorumlanabilmesi için mikro yapısal ve mekanik testler uygulanmıştır. Mikro yapısal durumun anlaşılabilmesi için öncelikle iki farklı büyüme kademesinde optik mikroskop incelemeleri yapılmıştır. Optik mikroskop incelemesinin yüksek manganlı çeliklerde ayrıca bir önem arz etmesinin sebebi, yapıda oluşan karbürlerin ince veya kalın olarak tanımlanması ve mekanik özellikleri düşürücü etkiye sahip olan kalın karbürlerin optik mikroskop altında rahatça gözlemlenebilmesidir. Mikro yapısal incelemenin devamında ince karbürlerin gözlemlenebilmesi, tane sınırları ve tane içlerinden EDS analizlerinin alınabilmesi için taramalı elektron mikroskopisi kullanılmıştır. Yapısal incelemede son olarak teste tabii tutulan malzemenin bileşimini anlamak için X-ışınları difraksiyonu test metodu kullanılmıştır. Mekanik özelliklerin tayini için ise numunelere sertlik ve çentik darbe testleri uygulanmıştır. Böylece malzemelerin sertlik değişimi ile tokluk değerleri arasında bir ilişki kurulması amaçlanmıştır.

Bu çalışmada kapsamında dökümü gerçekleştirilen yüksek manganlı çelikler öncelikle 1080°C’de çözelti tavlaması ısıtma işlemine tabii tutulmuşlardır. Böylece yapıda oluşan ve döküm sonrası yavaş soğumadan kaynaklanan karbürlerin çözünmesi sağlanmıştır. Bu aşamada tasarlanan çözelti tavlaması ısıtma işlemi sıcaklık ve süresinin doğru seçilip seçilmediğinin anlaşılabilmesi için, numunelerin döküm sonrası ve çözelti tavlaması sonrası durumları mikro yapısal ve mekanik testlere tabii tutulmuştur. Numunelerin döküm hali mikro yapısal gözleminde beklenildiği gibi tane sınırlarında ve tane içlerinde rastgele dağılmış karbürler ve perlit kolonileri tespit edilmiştir. Bunun bir sonucu olarak numuneden elde edilen çentik darbe enerjisi 4,5 J bulunmuş, sertlik sonucu ise 263 HV olarak bulunmuştur. Çözelti tavlaması sonrası yapılan mikro yapı testlerinde ise, numunede bulunan karbürlerin çözündüğü tespit edilmiştir. Mekanik testlerde ise döküm haline göre çentik darbe sonucu %4577 artarak 206 J olarak bulunmuş, sertlik değeri ise 263 HV’dan %13 azalarak 228 HV’ye gerilemiştir. Elde edilen tokluk ve sertlik değerlerine göre yapılan çözelti tavlaması ısıtma işleminin başarılı olduğu ve malzemenin tokluk özelliğinde ciddi bir artış olduğu gözlemlenmiş olup, elde edilen bulgular literatür bilgisi ile örtüşmektedir.

Daha sonrasında çözelti tavlama işlemine tabii tutulan numuneler ayrı ayrı 450°C, 550°C ve 650°C’de çökelme sertleşmesi ısı işlemine tabii tutulmuşlardır. İlk olarak 450°C’de çökelme sertleşmesi ısı işlemi uygulanan numune incelenmiştir. Mikro yapısal incelemeler sonucunda bu sıcaklıkta yapılan çökelme sertleşmesi ısı işleminin ancak ince tane sınırı karbürlerinin oluşumuna yeterli geldiği tespit edilmiştir. Bu ince karbürlerin düşük enerjileri ve iyi östenit matris kafes uyumları sebebi ile gevreklik oluşturmamaları mekanik özellikleri ciddi anlamda etkilememesi beklenmiş; yapılan mekanik testlere göre de çentik darbe sonucunun 206 J’den yalnızca 194 J’e, sertliğin ise 228 HV’den 211 HV’ye gerilediği tespit edilmiştir. Daha sonrasında 550°C’de yapılan çökelme sertleşmesinin sonuçları incelendiğinde; mikro yapısal olarak artan

Çökelme sertleşmesi sıcaklığı ile karbür oluşum mekanizmasının kuvvetlendiğı ve tane sınırına çökelen karbürlerin bu sıcaklık ile beraber optik mikroskop altında dahi görülebilecek kadar büyüdüğü tespit edilmiştir. Buna paralel olarak 550°C'lik çökelme sertleşmesi sıcaklığında artık mekanik özellikler düşüş göstermeye başlamıştır. Çentik darbe sonucu 206 J'den %82 azalarak 37 J'e düşmüş, bununla beraber sertlik %2 artarak 233 HV'ye yükselmiştir. Son olarak 650°C'de yapılan çökelme sertleşmesinde ise yapıda artık ciddi oranda karbür çökeltmesi tespit edilmiş, ısıt işlem sonrası östenit matris kararlılığını tamamen kaybetmiştir. Buna bağı olarak çentik darbe sonucu %98 azalarak 4 J'e gerilemiş ve çelik artık tamamen gevreklik kazanmıştır. Sertlik sonucu ise %32 artarak 300 HV'ye çıkmıştır.

Bu çalışma kapsamında seçilen çökelme sertleşmesi sıcaklıklarının manganlı çeliğın mikro yapı ve mekanik özelliklerine olan etkisi incelenmiş; farklı sıcaklıklarda yapılan ısıt işlemler neticesinde manganlı çelikte karbür çökelme miktarına bağı olarak tokluk değerinin düştüğü, sertlik değerin ise artış gösterdiği tespit edilmiştir.





EFFECT OF DIFFERENT PRECIPITATION HARDENING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF HADFIELD STEELS

SUMMARY

High manganese steels, which were founded by Sir Robert Hadfield in England in 1882 and named as Hadfield steel since its patent was taken in 1883, are frequently used in industries such as excavation, petrochemical, railway, cement and mining due to their unique properties such as high strength, high toughness and high work hardening. Especially, when these steels work under load or impact, their hardness which is around 220 HB can increase to 500-600 HB, and this unique situation is seen as one of the biggest advantages of manganese steels. This is especially important for the production of impact and jaw crushers in mining applications where toughness and a certain amount of hardness and wear resistance are expected. In general, high manganese steels are preferred in engineering applications, whose content is soft and whose surface gains a certain hardness and wear resistance properties when impacted.

With the increasing interest in high manganese steels, the usage areas of these materials have become more diverse, and accordingly there have been serious increases in heat treatment or alloying studies within the scope of performance improvement.

Manganese steels are generally produced with carbon and manganese contents designed in accordance with the ratio of 1:10. In high manganese steels, carbon is usually kept at 1%-1.4% content, and the amount of carbide in the steel increases with increasing carbon. In addition to this, carbon content up to 1.2% increases the strength and toughness values and wear resistance of these steels due to solid precipitation hardening mechanisms. Another important alloying element is manganese, which prevents the ferrite transformation of the steel and causes it to remain stable at 100% austenite under suitable cooling conditions. In manganese steels, the tensile strength and elongation amount of the steel increases with manganese additions between 12% and 14%, while the yield strength remains almost the same. In cases where high manganese steels operate under low loads or when better wear resistance is expected, chromium can be added to these steels between 1% and 2.5%. This addition increases the yield strength, wear resistance and hardness of manganese steel and decreases its toughness. Generally, in Hadfield steels with thick sections where rapid cooling cannot be fully achieved, molybdenum can be added up to a maximum of 2% to keep carbide precipitation under control. Apart from these mentioned alloying elements, the phosphorus content in manganese steels is also has great importance in terms of their damage. Phosphorus causes the formation of phosphorous eutectic forms at the grain boundaries of manganese steels which significantly reducing the mechanical properties of these steels. For this reason, the phosphorus ratio in manganese steels should not exceed 0.04%. High manganese steels called Hadfield steels have been

alloyed with additions of molybdenum, chromium, vanadium, niobium, aluminum and cerium, and it is aimed to improve the mechanical properties of the materials with these alloys.

In addition to alloying studies in high manganese or Hadfield steels, another important factor which is the subject of many researchers is applied or designed heat treatment process. High manganese steels become stable in the austenite structure under ideal cooling conditions as a result of the time required for their solidification, and also contain carbide and pearlite colonies within the austenite main structure. These formed carbides placed in the grain boundaries of the steel causes a serious brittleness by reducing the mechanical properties. For this reason, these materials cannot be used in their casting form in the applications where high toughness is required. This situation requires that high manganese steels must be heat treated after casting in order to achieve high toughness values. The purpose of the designed heat treatment is to provide instant cooling of the manganese steel after heating and to obtain a carbide-free austenitic structure by preventing carbide formation. For this reason, solution annealing heat treatment is applied to manganese steels after heating to a temperature between 1050°C and 1150°C, depending on the section thickness.

The biggest disadvantage for high manganese steels called Hadfield steels is their low yield strength. Low yield strength can cause the parts to be broken or become unusable before the work-hardening mechanism is formed.

Due to the sectors in which Hadfield steels are used and the size of the machines in these sectors, the costs of part replacement or renewal are high. For this reason, it has become important to extend the service life of Hadfield steels with welding application. However, there are important points that need to be considered during the welding processes of these steels. First of all, in a welding application, the temperature should be kept below 300°C in order to eliminate the risk of carbide precipitation. Otherwise, carbide precipitation will occur in the region heated by welding and this will cause the part to gain brittleness from this region. In order to prevent overheating during welding, it is recommended to weld at short intervals. Welding applications of high manganese steels are generally made by electric arc welding method.

The machinability of high manganese steels, called Hadfield steels, has many difficulties and these materials are characterized as difficult to machine due to their high work-hardening capabilities. The most used method in the machining of these materials is turning. However, disadvantages such as microhardness increase of the steel during turning, rapid tool wear, excessive chip accumulation on the cutting edge, hardening of the steel at high machining speeds occur, all of which create serious problems for the machining process of manganese steels. In order to avoid such problems, it is recommended that the machining processes of manganese steels be carried out using the hot machining method with the installation of appropriate fixtures and machining systems. In the hot machining method, the manganese steel to be machined will be superficially heated with a heat source and the machining process will be significantly facilitated as the work hardening ability of the steel will decrease with this heating.

If these steels operate under low, medium and high loads, different microstructure and mechanical properties are expected. For example, while high toughness properties are expected under high loads, high wear resistance, high hardness or a strong combination

between these two mechanical properties and toughness value are expected under low loads.

In this thesis, it is aimed to subject the high manganese steels operating under low loads to a precipitation hardening heat treatment after solution annealing heat treatment and to examine the changes in their mechanical properties with the carbide phases to be formed. The aim of the precipitation hardening heat treatment of manganese steels is to improve the hardness and wear properties of the materials to a certain ratio and to increase their service life under appropriate conditions.

The high manganese steel used in this thesis contains 1,16% carbon, 13,21% manganese and 2,13% chromium. In line with the researches, the addition of chromium, especially up to 2%, increases the yield strength and hardness values of manganese steels. Microstructural and mechanical tests were applied to determine and compare the results obtained within the scope of the study. In order to understand the microstructural situation, first of all, optical microscope examinations were carried out at two different magnification levels. The reason why optical microscope examination is also important in high manganese steels is that the carbides formed in the structure are defined as thin or thick and the thick carbides, which have a reducing effect on the mechanical properties, can be easily observed under the optical microscope. Afterwards of the microstructural analysis, scanning electron microscopy was used to observe the fine carbides and to take EDS analyzes from grain boundaries and grain boundaries. In the structural examination, the X-ray diffraction test method was used to finally understand the composition of the material under test. For the determination of mechanical properties, hardness and charpy impact tests were applied to the samples. Thus, it is aimed to establish a relationship between the hardness change of the materials and the toughness values.

The high manganese steels casted within the scope of this study were first subjected to solution annealing heat treatment at 1080°C. Thus, the carbides formed in the structure and caused by the slow cooling after casting were dissolved. To understand whether the designed solution annealing heat treatment temperature and time were chosen correctly at this stage, the conditions of the samples after casting and after solution annealing were subjected to microstructural and mechanical tests. Randomly dispersed carbides were detected at the grain boundaries and in the grain as expected in the microstructural observation of the cast samples. As a result of this, the charpy impact energy obtained from the sample was 4.5 J, and the hardness result was 263 HV. In the microstructure tests performed after solution annealing, it was determined that the carbides in the sample were dissolved. In the mechanical tests, it was found to be 206 J with an increase of 4577% as a result of charpy impact test compared to the casting state, and the hardness value decreased from 263 HV to 228 HV with a decrease of 13%. It was observed that the solution annealing heat treatment performed according to the obtained toughness and hardness values was successful and a significant increase in the toughness property of the material was observed, and the obtained findings corresponds to the literature.

Afterwards, the samples, which were subjected to solution annealing heat treatment, were subjected to precipitation hardening heat treatment at 450°C, 550°C and 650°C separately. First, the sample which was subjected to precipitation hardening heat treatment at 450°C was examined. As a result of microstructural investigations, it was determined that the precipitation hardening heat treatment performed at this

temperature was sufficient for the formation of fine grain boundary carbides. Due to the low energies and good austenite matrix lattice compatibility of these fine carbides, it was expected not to cause embrittlement and not seriously affect the mechanical properties. According to the mechanical tests performed, it was determined that the charpy impact test result decreased from 206 J to 194 J, and the hardness decreased from 228 HV to 211 HV. After examining the results of precipitation hardening at 550°C; it was determined that the carbide formation mechanism was strengthened with the increasing precipitation hardening temperature and the carbides deposited on the grain boundary became large enough to be seen even under an optical microscope with this temperature. In parallel with this, the mechanical properties started to decrease at the precipitation hardening temperature of 550°C. As a result of the charpy impact test, it decreased from 206 J to 37 J with a decrease of 82%, however, the hardness increased by 2% to 233 HV. Finally, in precipitation hardening at 650°C, a significant amount of carbide precipitation was detected in the structure, and the austenite matrix lost its stability. Accordingly, the charpy impact test result decreased by 98% to 4 J, and the steel became completely brittle. The hardness result increased by 32% to 300 HV.

In this study, the effect of selected precipitation hardening temperatures on the microstructure and mechanical properties of manganese steel was investigated. As a result of the heat treatments at different temperatures, it was determined that the toughness value decreased, while the hardness value increased depending on the amount of carbide precipitation in manganese steel.

1. GİRİŞ

Yüksek manganlı çelikler genel kullanımda %11-14 Mn ve %1,1-1,4 C içeriğine sahip olup, yüksek mukavemet ve yüksek tokluk özellikleri sebebi ile sanayi uygulamalarında sıklıkla kullanılmaktadırlar. Bu çeliklerin kullanım alanlarının seçiminde sertlik, tokluk ve aşınma kabiliyetleri en belirleyici özellikleridir. Özellikle darbeli yükler altında soğuk şekil değiştirme (work hardening) özelliği geliştirerek yüzeylerinde önemli ölçüde bir sertlik artışı görülür. Bu sayede, darbeli yükler altında yüksek tokluk değerlerine sahip ve yüzeyi soğuk şekil değiştirme etkisi ile aşınmaya dirençli, sert bir tabaka oluşturarak çalışırlar.

Yüksek manganlı çelikler özellikle madencilik sektöründe ciddi bir kullanım avantajına sahiptirler. Yine de bu çeliklerin en büyük dezavantajı düşük akma dayanımı göstermeleridir. Çünkü düşük akma mukavemeti parçaların henüz çalışma sertleşmesi oluşmadan deformasyona uğramasına ve bu sebeple kullanılamaz hale gelmesine veya kırılmasına sebep olabilmektedir. Bu nedenle bu parçalarla ilgili rastlanan en büyük problem kullanım esnasında darbeli yüklerin şiddetine bağlı olarak kırılmaları olarak gösterilebilir. Bu tarz problemlerin ortadan kaldırılması için yüksek manganlı çeliklerin üretiminde ve ısıtma işlemi sonrasında optimizasyon çalışmalarının gerçekleştirilmesi ve aşınma direnci, darbe çentik mukavemetleri ve çekme özelliklerinin iyileştirilmesi gerekmektedir.

Yüksek manganlı çeliklerin düşük, orta ve yüksek yükler altına çalışma göstermeleri durumunda farklı mikro yapı ve mekanik özelliklere sahip olmaları gerekmektedir. Örneğin şiddetli yükler altında çalışırken tokluk dayanımının birinci öncelik olması gerekirken, düşük yükler altında tokluk dayanımından ziyade aşınma dirençleri ve sertlikleri daha büyük önem arz edecektir. Bu sebeple parçaların kullanım alanlarına ve uygulamalarına bağlı olarak üretim parametreleri ve ısıtma işlem süreçleri doğru seçilmelidir.

Bu çalışmanın amacı özellikle düşük yükler altında, yüksek sertlik ve yüksek aşınma direnci beklenen parçalar için; çözülmeye alma ısıtma işlemi sonrası mikro yapı ve mekanik özelliklerini değiştirmek için çökelme sertleşmesi ısıtma işlemine tabii tutmak ve bu

sayede malzemelerin mekanik özelliklerinde kullanım ömürlerini uzatacak bir gelişme sağlamaktır.

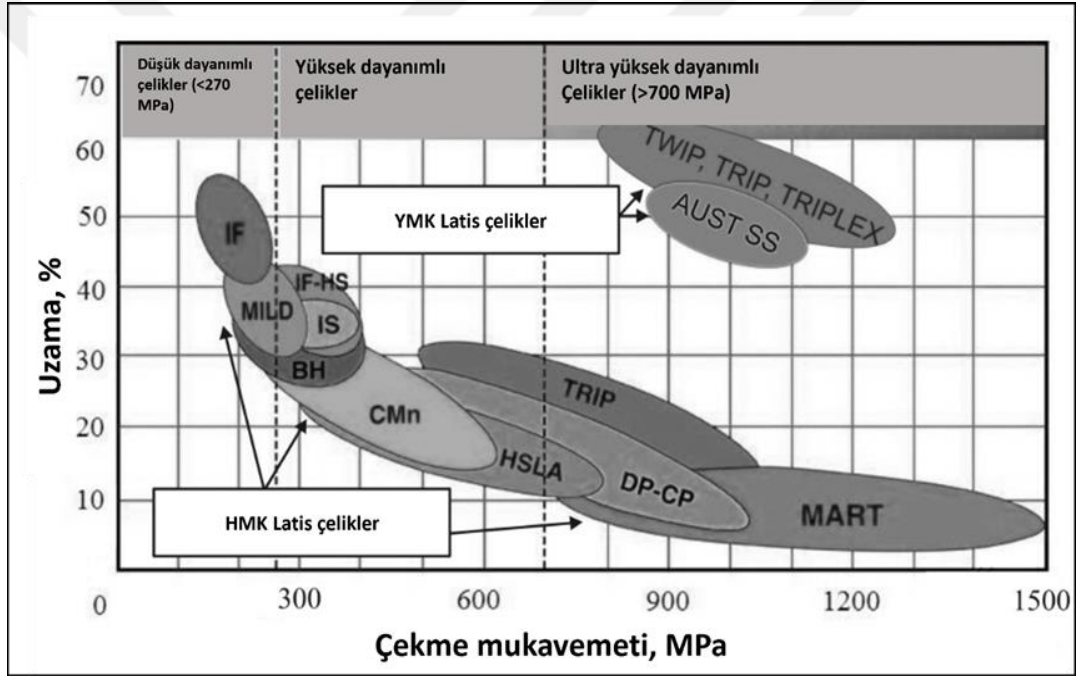
Çökelme sertleşmesi ısıt işlemleri ile amaçlanan manganlı çelik mikro yapısında karbür çökelmesini sağlamak ve çökelen bu karbürlerin oluşturacağı farklılaşma ile, malzemenin özellikle sertlik ve aşınma özelliklerini iyileştirmektedir. Oluşan karbür çökelmiş manganlı yapısı tokluk değeriinde ciddi bir düşüş yaşama riski ile karşı karşıya olacağından, tasarlanan çökelme sertleşmesi ısıt işleminin tokluktaki düşüş ile sertlikteki artışın optimum kombinasyonunun oluşacağı sıcaklıkta yapılmasını zorunlu görmektedir.

Bu çalışma kapsamında seçilen çökelme sertleşmesi sıcaklıkları ve elde edilen bulgular en iyi tokluk ve sertlik kombinasyonu açısından değerlendirilmiştir.

2. YÜKSEK MANGANLI ÇELİKLER (HADFIELD ÇELİKLERİ)

2.1. Giriş

Yapılarında %1 ila 1,4 arası karbon ve %10 ila 14 arası mangan içeren ve doğru soğuma koşullarında %100 östenitik mikro yapıda kalan çeliklere östenitik manganlı çelikler denilmektedir. Bu çelikler madencilik endüstrisinde baskın bir yere sahip olup, 1882 yılında İngiltere’de Sir Robert Hadfield tarafından bulunmuş ve 1883 yılında patenti alındığından beri Hadfield çeliği şeklinde de isimlendirmektedir [1].



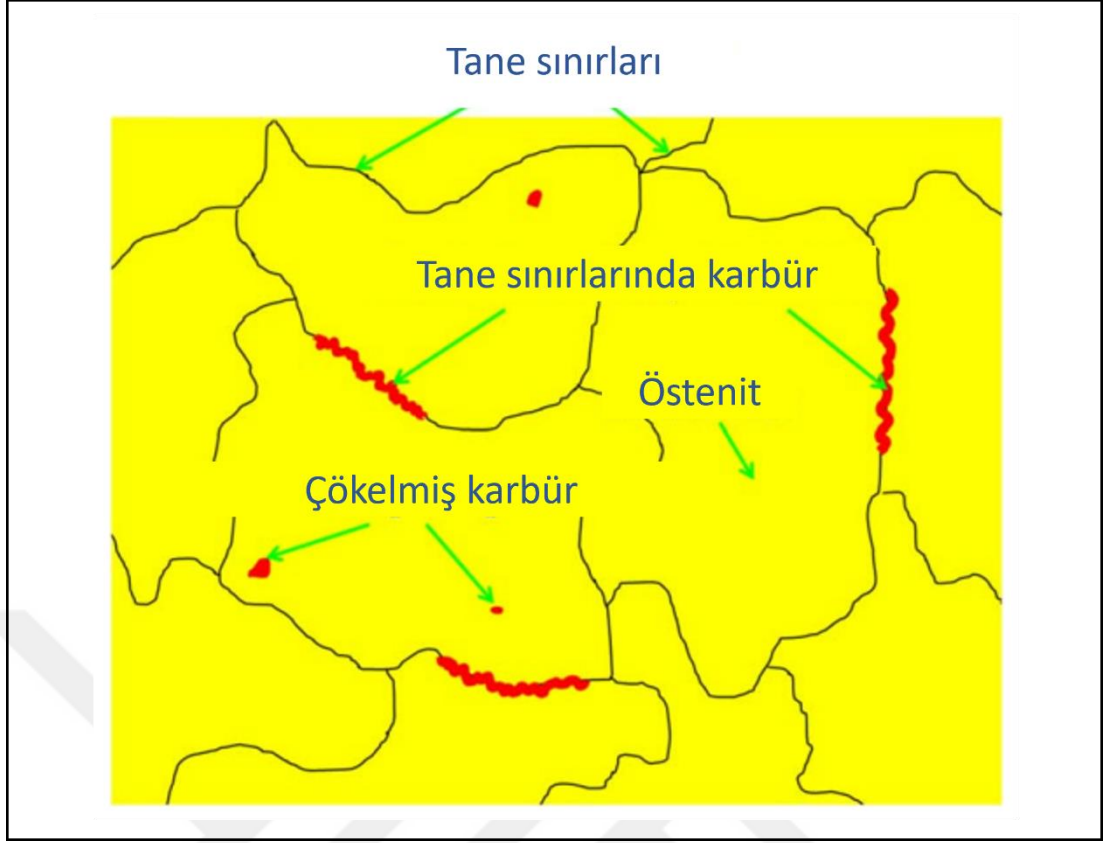
Şekil 2.1. Çelik türlerine göre dayanım ve uzama değerlerinin karşılaştırılması [2].

Yüksek sertlik, yüksek tokluk ve yüksek çalışma sertleşmesi gibi benzersiz özellikleri olan Hadfield çelikleri ya da yüksek manganlı çelikler ısıtılma işlemlerinde yapılacak değişikliklerle hafriyat, demiryolu, petrokimya, çimento ve en yaygın olarak madencilik sektörlerinde kullanılabilmektedir. Madencilik sektöründe; öğütme sistemlerinde astar plakası, kırıcı çene, darbe çekici, konik kırıcılarda manto ve sıklıkla iş makinalarının yürüyüş takımları anlamına gelen palet pabuçlarının üretiminde Hadfield çeliklerinin çeşitli kompozisyonları kullanılmaktadır [3]. Şekil 2.1’de de çeşitli malzemelerin mukavemet ve uzama değerleri karşılaştırılmıştır.

Manganlı çeliklerin üretiminde günümüzde karbon ile mangan arasındaki oran yaklaşık 1:10 olarak kullanılmaktadır [4]. Doğru oranda alaşım kombinasyonu yapılmış bir manganlı çelik için diğer önemli olan nokta ise doğru ısıtım işlem uygulamasının tasarlanmasıdır. Isıtım işleminin manganlı çelikler üzerindeki mutlak etkisinin başlıca sebebi, ısıtım işleminin manganlı çeliklerinin tokluğu üzerindeki yadsınmaz etkisidir [5]. Bu iki kademeli tasarım işleminde meydana gelecek bir hatalı seçim, manganlı çeliğin istenilen çalışma performansını büyük oranda azaltacaktır. Hadfield çelikleri üzerinde yapılan araştırma sayısının her geçen gün artmasıyla, bu çeliklere ilave edilen alaşım elementleri çeşitlilik göstermekte ve alaşım tasarımı değişmektedir. Bugüne kadar Hadfield çeliklerinin molibden, krom, vanadyum, niyobyum, alüminyum ve seryum ilaveleri ile mekanik özelliklerini artırıcı çalışmalar yapılmıştır [6].

Yüksek manganlı çelikler dökümden sonraki mikro yapıları itibari ile tane sınırlarını çevreleyen karbür çökeltilerine sahiptirler. Bu durum malzemelerin yüksek kırılgenlik göstermelerine ve bu şekilde kullanılamamalarına sebep olmaktadır [5]. Bu sebeple Fe-Mn-C faz diyagramının A_{cm} çizgisinin üzerinde olan sıcaklıklarda belirli bir süre bekletilip ardından karbür çökmesine izin vermeyecek bir sürede su verme (çözelti tavlama) ısıtım işlemine tabii tutulmaları gerekmektedir [7]. Böylece elde edilen yapı %100 östenit fazından oluşacak ve karbürlerden arındırılarak yüksek tokluğa sahip hale gelecektir. Manganlı çelikler için örnek bir mikro yapı görünümü şematik olarak Şekil 2.2’de verilmiştir.

Manganlı çeliklerde deformasyon sertleşmesini sağlayan TRIP (Transformation Induced Plasticity) adı ile bilinen gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm ve TWIP (Twinning Induced Plasticity) adı ile bilinen ikizlenme, dislokasyon kayması ve dinamik deformasyon yaşanması meydana gelebilmektedir.



Şekil 2.2. Manganlı çeliğin şematik mikro yapı görünümü [8].

Manganlı Hadfields çeliklerinde iki deformasyon mekanizmasının da meydana gelmesinin sebebi ise çeliklerin istif hatası enerjisine (SFE) bağlıdır [6].

Çözelti tavlaması ısı işlemi sonrası 220 HB civarında sertlik değerine sahip olan Hadfield çelikleri, çalışma sertleşmesi kabiliyetleri sayesinde yük veya darbe altında çalışırken yüzeylerinde 500-600 HB gibi yüksek bir sertliğe ulaşabilirler [9]. Bunun sebebi belirli yükler altında çalışmış bir manganlı çelikte oluşan ikizlenme, istif hatası enerjisi ve dinamik gerilmelerdir. Çalışma sertleşmesinin bir manganlı çelikte oluşturacağı sertlik artışı ise birinci olarak malzemenin aldığı darbe miktarına, ikinci olarak ise içeriğinde bulunan karbon miktarına bağlıdır [4]. Şekil 2.3’de çalışma sertleşmesine uğramış bir manganlı çeliğin mikro yapı görünümü verilmiştir.

Bu mikro yapı görünümünde östenit taneler içinde oluşmuş ve sertlik artışına sebep olan ikizlenmeler açıkça görülmektedir.



Şekil 2.3. Çalışma sertleşmesi sonrası yüksek manganlı çelik mikro yapısı [4].

Oluşan bu ikizlenmeler tane sınırına benzer şekilde davranarak dislokasyonları engeller ve iyi bir pekleşme özelliği gösterirler. Bu özellik hem tokluğun ve hemde belli miktarda sertlik ve aşınma direncinin beklendiği madencilik sektörü uygulamalarında, özellikle darbeli ve çeneli kırıcılarda büyük önem arz etmekte ve malzemelerin kullanım ömrünü uzatmaktadır. Bu sebeple mühendislik uygulamalarında içeriği yumuşak olan, fakat darbe gördükçe sertlik ve aşınma direnci özellikleri kazanan östenitik manganlı çelikler tercih edilir [9].

2.2. Kimyasal Analiz

Manganlı çelikler en temel anlamda ortalama 1:10 oranında olmak kaydıyla; %1,0-1,4 karbon ve %10-14 aralığında mangan ihtiva ederler [10]. Yaygın kullanım gören ve kabul edilen Hadfield çeliklerinin ASTM A128 standardına göre bileşimleri Tablo 2.1’de verilmiştir. Tablodan da görülebileceği gibi, analiz değerlerine bir takım alaşım elementleri eklenmiş ve analiz yapıları çeşitlendirilmiştir. Bunun sebebi olarak aşınma direnci ve tokluk özelliklerinde iyileşmenin amaçlandığı söylenebilir [11].

Tablo 2.1. ASTM A128 Standardına göre manganlı çelikler.

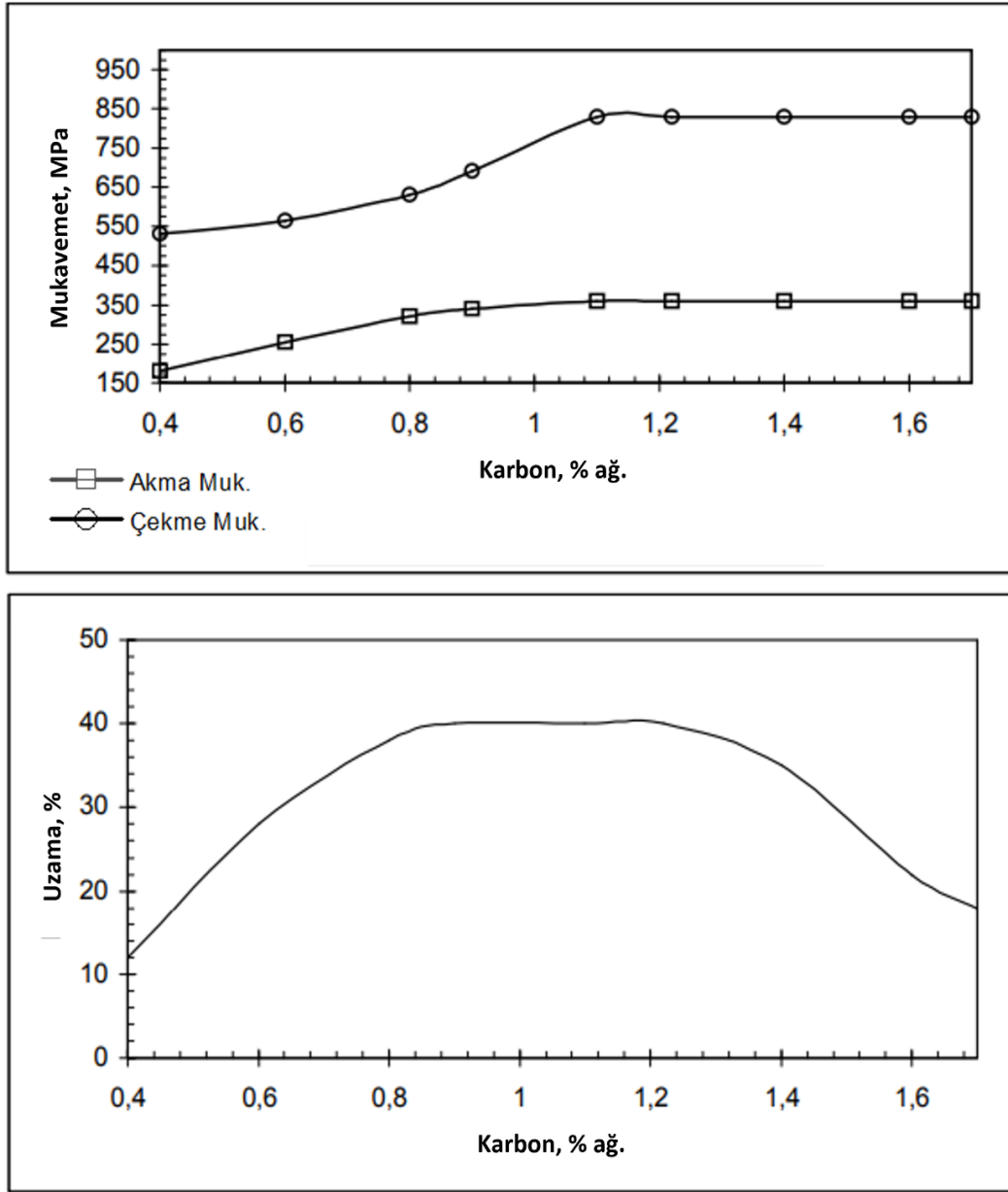
Sınıf	Bileşim (%)						
	Karbon	Mangan	Krom	Molibden	Nikel	Silisyum	Fosfor
A	1,0-1,35	Min. 11,0	-	-	-	Max. 1	Max. 0,07
B-1	0,9-1,05	11,5-14	-	-	-	Max. 1	Max. 0,07
B-2	1,05-1,20	11,5-14	-	-	-	Max. 1	Max. 0,07
B-3	1,12-1,28	11,5-14	-	-	-	Max. 1	Max. 0,07
B-4	1,20-1,35	11,5-14	-	-	-	Max. 1	Max. 0,07
C	1,05-1,35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

2.3. Manganlı Çeliklerde Alaşım Elementleri

2.3.1. Karbon

Östenitik manganlı çelikler için başlıca önemli elementlerden biri konumunda olan karbon, östeniti kararlı kılarak doymuş karbon çözeltisi oluşturur. Manganlı çelikler yapılarında genellikle %1-1,4 arasında karbon içerirler ve genellikle karbonla 1:10 şeklinde orantısal ilişki kurularak mangan miktarı belirlenir [3]. Şekil 2.4’de artan karbon miktarının manganlı çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi gösterilmiştir.

Manganlı çelikteki karbon miktarı artıkça, artan katı çökelme sertleşmesi mekanizması sonucunda mukavemet değerlerinde artış gözlemlenir. Bunun yanı sıra artan karbon oranı mukavemet değerlerini artırırken tokluk değerlerinde özellikle %1.2’den sonra belirli bir miktar düşüşe sebebiyet verir. Aynı zamanda karbon manganlı çeliklerin aşınma dirençlerini artırır ve bu nedenle karbon miktarının olabildiğince yükseltilmesi, nihayetinde su verme işlemi ile mevcut bulunan karbon veya karbür içeriklerini çökeltmeden yapı içinde tutmak oldukça önemlidir. Böylece östenitik manganlı çeliklerin aşınma özellikleri iyileştirilebilir [12].



Şekil 2.4. Karbon miktarının manganlı çelikteki mekanik özelliklere etkisi [12].

Artan karbon içeriği manganlı çeliklerin “freezing range”ini artırarak, manganlı çeliklerin daha uzun sürelerde katılaşmalarına ve manganlı çelikte tane büyümesine sebep olur [13]. Aynı zamanda artan karbon içeriği östenitik manganlı çeliklerin içerdiği karbür miktarını etkilemekte; artan karbon miktarı ile oluşan karbür miktarı artış göstermektedir. Karbür miktarındaki karbona bağlı bu artış ise tane sınırlarındaki karbür yoğunluğunu artırdığı için tokluk değerlerini düşürmekte olup, aynı zamanda manganlı çeliklerin sertlik değerlerini artırmaktadır [14].

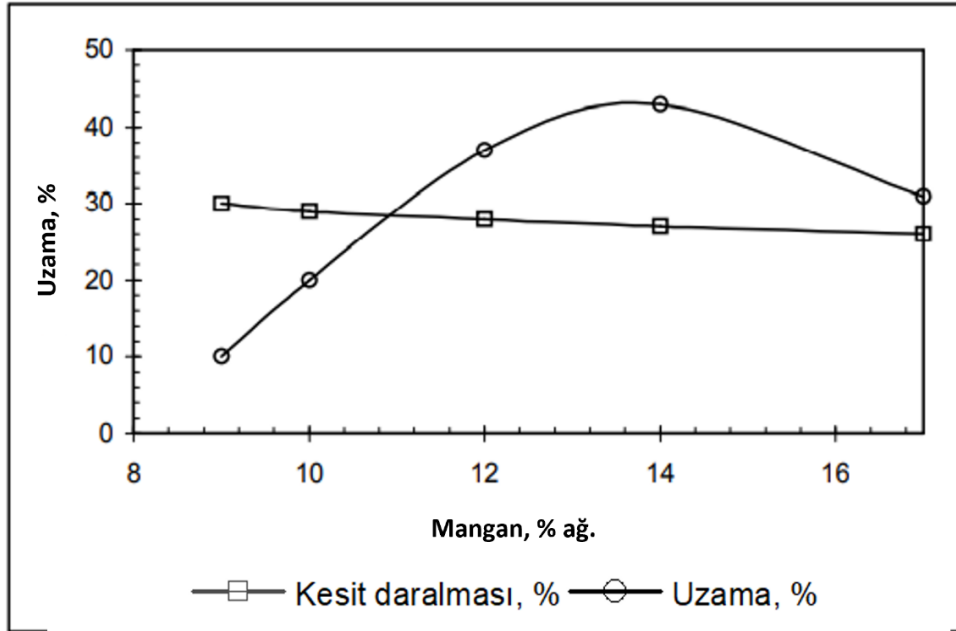
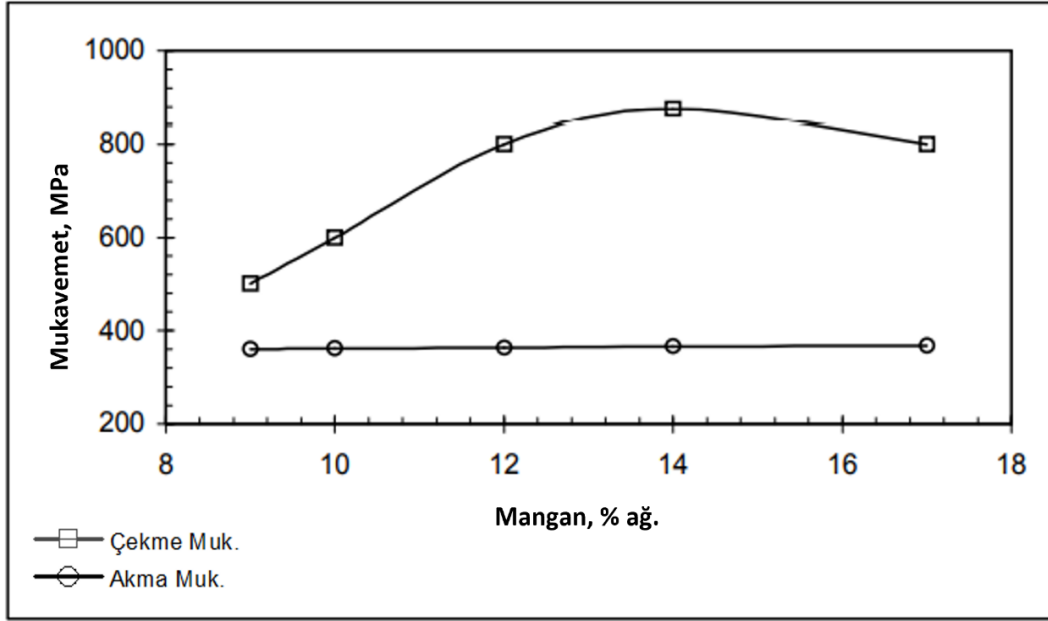
2.3.2. Mangan

Östenitik manganlı çeliklerin ana elementi olan mangan östenit yapıyı stabilize eden özelliğe sahiptir. Mangan, östenit yapının ferrit dönüşümünü engelleyerek uygun sıcaklıkta yapılan çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrası yapının %100 östenitik kalmasını sağlar. Şekil 2.5'te standart bir manganlı çelikteki mangan içeriğinin mekanik özelliklere olan etkisi gösterilmiştir.

Mangan içeriği %12'den %14'e kadar, çekme mukavemeti ve uzama yani tokluk değerleri ciddi bir artış göstermektedir. %12'nin altındaki mangan içeriğinde ise manganlı çeliklerde çekme mukavemeti ve uzama değeri düşüş göstermektedir. Şekil 2.5'e göre mangan oranının mekanik özelliklere etkisinin en optimum olduğu % mangan miktarı %12'den %14'e kadardır.

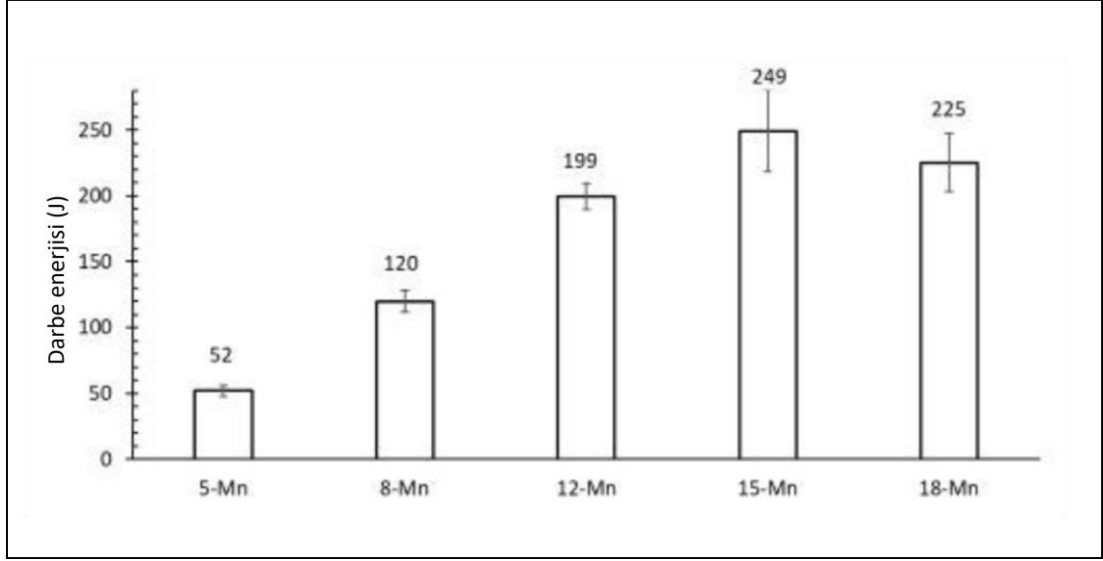
Mangan miktarının %14'ü geçtiği çeliklerde ise akma mukavemetinde ciddi bir değişim olmasa da çekme mukavemeti ve uzama değeri ciddi bir düşüş göstermektedir.

Ayrıca Gürol ve Kurnaz [13] aynı karbon oranında %13'den %17'ye çıkan mangan içeriğinin çekme mukavemeti ve uzamayı artırırken; %17'den %21'e çıkan mangan içeriğinin çekme mukavemetini 865 MPa'dan 729 MPa'ya düşürdüğünü, uzamayı ise %65'den %48'e düşürdüğünü raporlamış; bunun sebebinin de artan istif hatası enerjisi olduğunu, bunun yanı sıra artan mangan içeriğinin östenit tane boyutunu artırarak bir dislokasyon engelleyici gibi davranan tane sınır miktarını azalttığını belirtmişlerdir. Buradan manganlı çeliklerde ısıtma işlemleri sonrası elde edilen tane boyutundaki artışın mekanik özelliklerdeki olumsuz etkisi anlaşılmakta ve bu sebeple tasarlanacak ısıtma işlemlerde zorunlu koşullar dışında sıcaklık ve sürenin optimum değerlerin üstüne çıkmasının engellenmesi gerekliliği anlaşılmaktadır.



Şekil 2.5. Mangan miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi [12].

Bir başka çalışmaya ait mangan oranlarına göre elde edilen darbe çentik enerjileri Şekil 2.6'da verilmiştir [15]. Burada da artan mangan içeriğinin %15'e kadar darbe enerjisini artırdığı sonrasında ise düşürmeye başladığı görülmektedir.



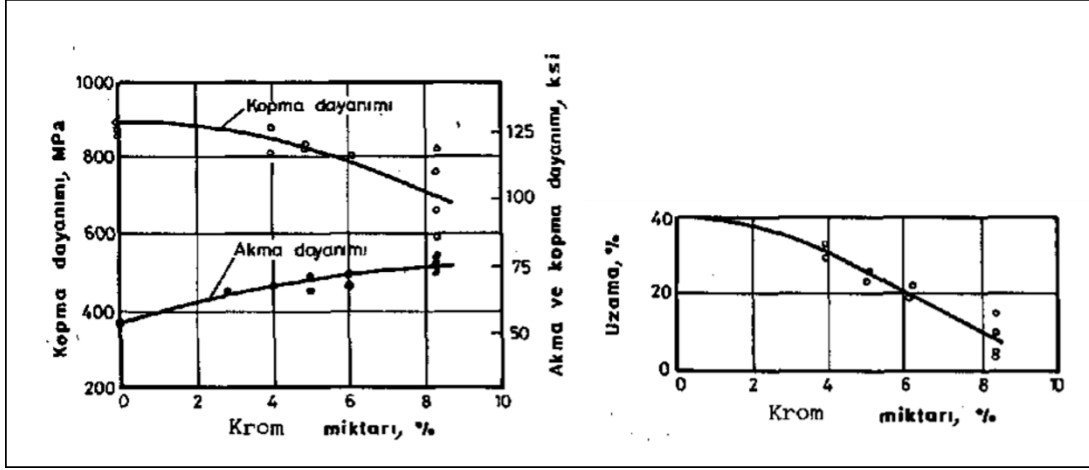
Şekil 2.6. Mangane miktarının darbe enerjisine olan etkisi [15].

2.3.3. Krom

Manganlı çeliklere krom ilavesi genellikle akma mukavemetini ve aşınma direncini artırmak için yapılmakta olup, kromun çeliklerin korozyon direncini artırdığı da bilinmektedir. Manganlı çeliklere ağırlıkça %1 ile %2,5 arasında krom ilavesi yapılabilmektedir. Krom kuvveli bir karbür yapıcı olduğundan krom içeren manganlı çelikler $(Fe, Mn Cr)_3C$ karbürleri içerirler ve bu karbür yapısı sertliği artırırken tokluğu düşürür [16,17].

Krom elementinin manganlı çelikler üzerindeki sertlik artırıcı etkisi, bu elementin manganlı çelikler açısından önemli bir hale gelmesine sebep olmuştur. Khanh ve ark. [18] yaptığı araştırmaya göre %2,53'e kadar artan krom içeriği manganlı çeliğin sertliğini artırmakta, fakat bu sertlik artırıcı etki özellikle %2 krom içeriğine kadar olmaktadır. Ayrıca aynı araştırmada artan krom içeriği ile aşınma direncinin artarken, tokluk değerinin düşüş gösterdiği bildirilmiştir.

Şekil 2.7'de krom elementinin manganlı çeliklerin mekanik özelliklerine olan etkisi gösterilmiştir. Burada %2'ye kadar olan krom ilavesinin kopma mukavemeti ve uzama değerinde ciddi bir değişim yapmadığı görülürken, akma mukavemetini artırdığı ve hatta bu artışın %8 krom ilavesine kadar devam ettiği görülmektedir. Bu durum krom ilavesinin manganlı çeliklerde, sertliğe ilave olarak aşınma direncine olan etkisini açıklayan bir durum olma özelliği taşımaktadır.



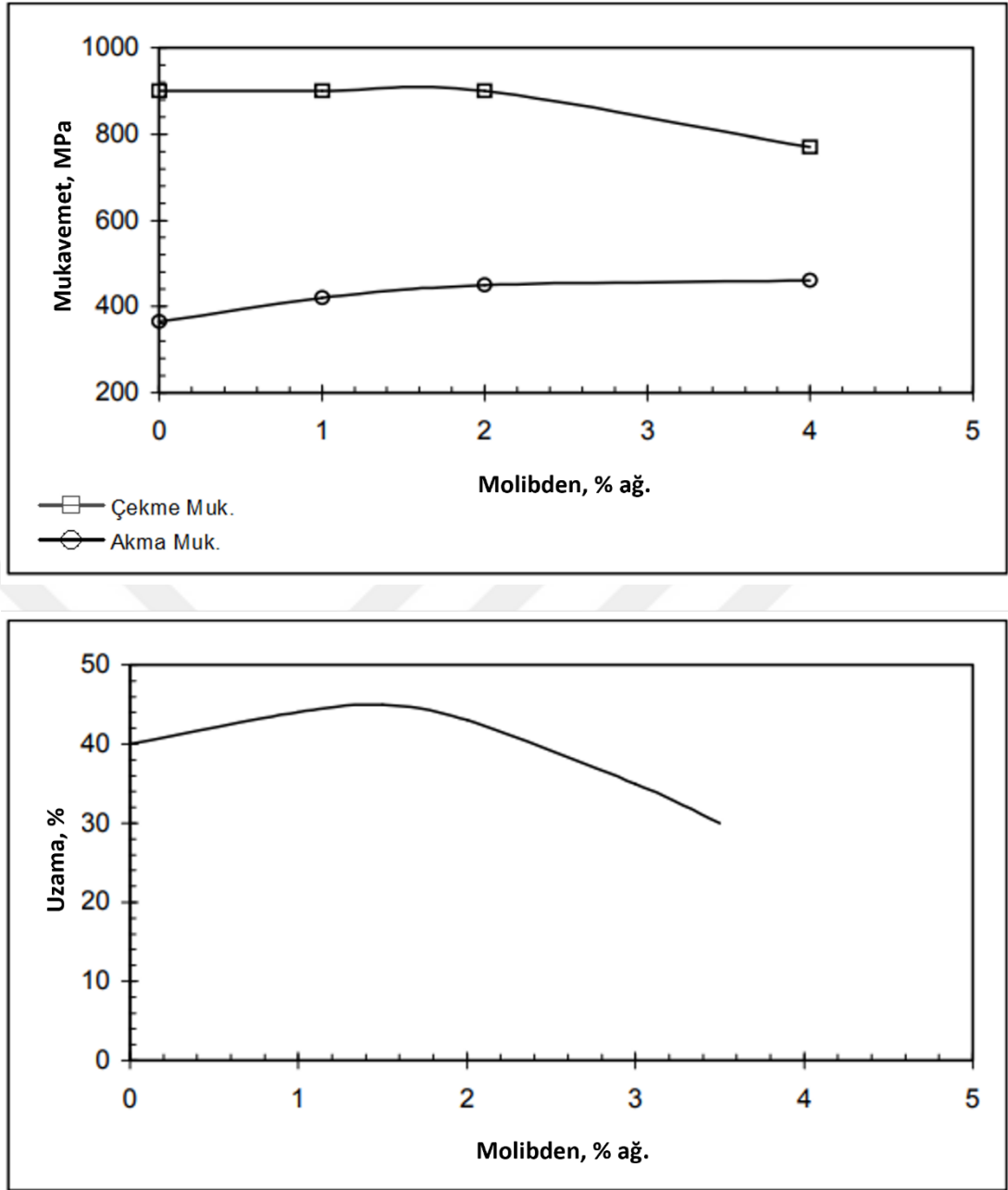
Şekil 2.7. Krom miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi [19].

Bu durumda, yüksek tokluk istenen Hadfield çeliği uygulamalarında krom ilaveli manganlı çeliklerin kullanımının uygun olmadığı görülmekte ve tokluk istenen manganlı çelik uygulamalarında krom miktarını sınırlama gerekliliği önem arz etmektedir. Örneğin Pribulova ve ark. [20] yaptıkları araştırmada krom içerikli manganlı çeliklerin tekrarlı darbe uygulamasında kırıldıklarını ve bu yüzden krom içeriğinin tokluk istenen, darbeli uygulamalarda sınırlandırılması gerektiğini belirtmişlerdir.

2.3.4. Molibden

Manganlı çeliklere belirli miktarlarda yapılan molibden ilavesi parçalarda, yüksek sıcaklıklarda oluşan karbür fazlarının oluşturduğu kırılganlığa karşı dayanımı artırmaktadır. Bu sayede dökümhane uygulamalarında, zorunluluklar sebebi ile gerçekleştirilen yüksek sıcaklık uygulamalarında malzemelerde çatlak oluşumu engellenmiş olur. Molibden ilaveli manganlı çeliklerde 500°C'ye kadar karbür çökmesi kontrol altında tutulabilmekte olup, bu durum saha uygulamalarında manganlı parçaların kaynakla tamiri prosesini ciddi derecede kolaylaştırmaktadır [6].

Şekil 2.8'de molibdenin mekanik özelliklere olan etkisi gösterilmiştir. Molibden ilavesi %2'ye kadar kopma mukavemeti üzerinde ciddi bir etkiye sahip olmasa da, %2'nin üzerindeki molibden ilaveleri kopma mukavemetini hızlı bir şekilde düşürmektedir. Manganlı çeliklerdeki uzama miktarı da molibden ilavesinin %1'e kadar olan kısmında artmakta, sonrasında ise düşüş göstermektedir. Akma dayanımı ise molibden ilavesi ile sürekli bir artış göstermektedir.



Şekil 2.8. Molibden miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi [12].

Mohammadnezhad ve ark. [21] araştırmasına göre artan molibden miktarı ile manganlı çeliklerdeki tane boyutu düşmektedir. Bunun sebebi olarak da molibden ilavesi ile oluşan MoC karbürlerinin heterojen çekirdeklenme bariyeri gibi davranarak sıvı çelik içerisindeki çekirdeklenme sürecini hızlandırması belirtilmiştir. Ayrıca manganlı çeliklere molibden ilavesinin sertlik ve tokluk değerleri üzerinde de olumlu etkisi olduğu belirtilmiştir.

Ayrıca molibden östeniti kararlı yapma özelliğine sahiptir. Molibden ilavesi yapılmış bir manganlı çelik, uygun çözelti tavlaması sonrasında mikro yapı içerisine dağılmış

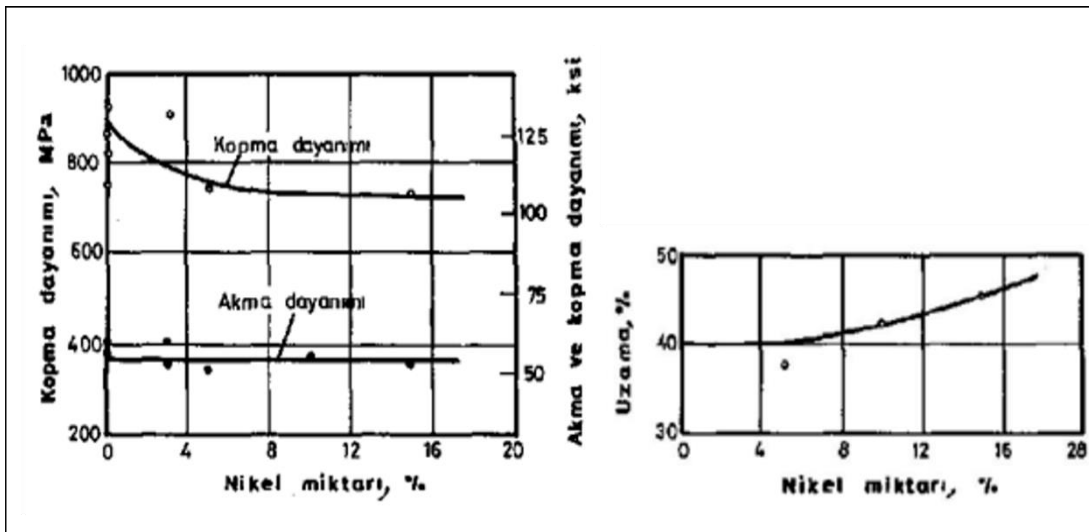
MoC karbürleri içermekte olup, bu MoC'lerce zengin yapının aşınma direncinde artış olmaktadır. Bu nedenle özellikle madencilik sektöründe kullanılan kırıcı parçaların kalın kesitli uygulamalarında Molibden ilavesi önem arz etmektedir. %1'in üzerindeki molibden ilavelerinde ise manganlı çeliklerde mekanik özellikler düşüş göstermektedir [22].

Şekil 2.8'den görülebileceği üzere molibden ilavesi %2'nin üzerine çıktığında manganlı çeliğin çekme mukavemeti ve uzaması ciddi şekilde düşüş göstermektedir. Bu da kalın kesitli parçalarda kullanımın %1 ile sınırlandırılması ile örtüşmektedir.

Kesit kalınlığı 6 inç (152,4 mm) ve özellikle 10 inç'ten (254 mm) fazla olan manganlı örneğin kırıcı parçalarının üretiminde, karbon içeriğinin %0,9 - %1,0 arasında tutularak %0,9 - %1,2 arasında molibden ilavesinin faydalı olacağı belirtilmiştir [4].

2.3.5. Nikel

Nikel de molibden gibi güçlü bir kararlı östenit yapıcı özelliği taşımakta olup, mikro yapının ferrit veya martenzite dönüşümünü engelleyerek östenit kalmasını sağlar. Ayrıca düşük soğuma oranlarında bile, karbür oluşumunu engeleyerek ısıtım işlem verimliliğini artırır. Tokluk nikel ilavesi ile artış gösterirken aşınma direnci ise düşmektedir [4]. Şekil 2.9'da manganlı çeliklere nikel ilavesinin mekanik özelliklere olan etkisi gösterilmiştir. Akma mukavemeti üzerinde yok denecek kadar az etkisi olan nikel, diğer çalışmalarda da raporlandığı gibi manganlı çeliğin uzama miktarını çok ciddi bir şekilde artırmış, aynı zamanda çekme mukavemetini neredeyse sürekli şekilde düşürmüştür.



Şekil 2.9. Nikel miktarının manganlı çelikte mekanik özelliklere etkisi [19].

2.3.6. Fosfor

Fosfor manganlı çeliklerde tane sınırlarına yerleşerek buralarda fosfor ötektoidlerinin oluşmasına sebep olur. Oluşan fosfor ötektoidleri ise manganlı çeliğin mekanik özelliklerinin düşmesine sebep olmaktadır [23].

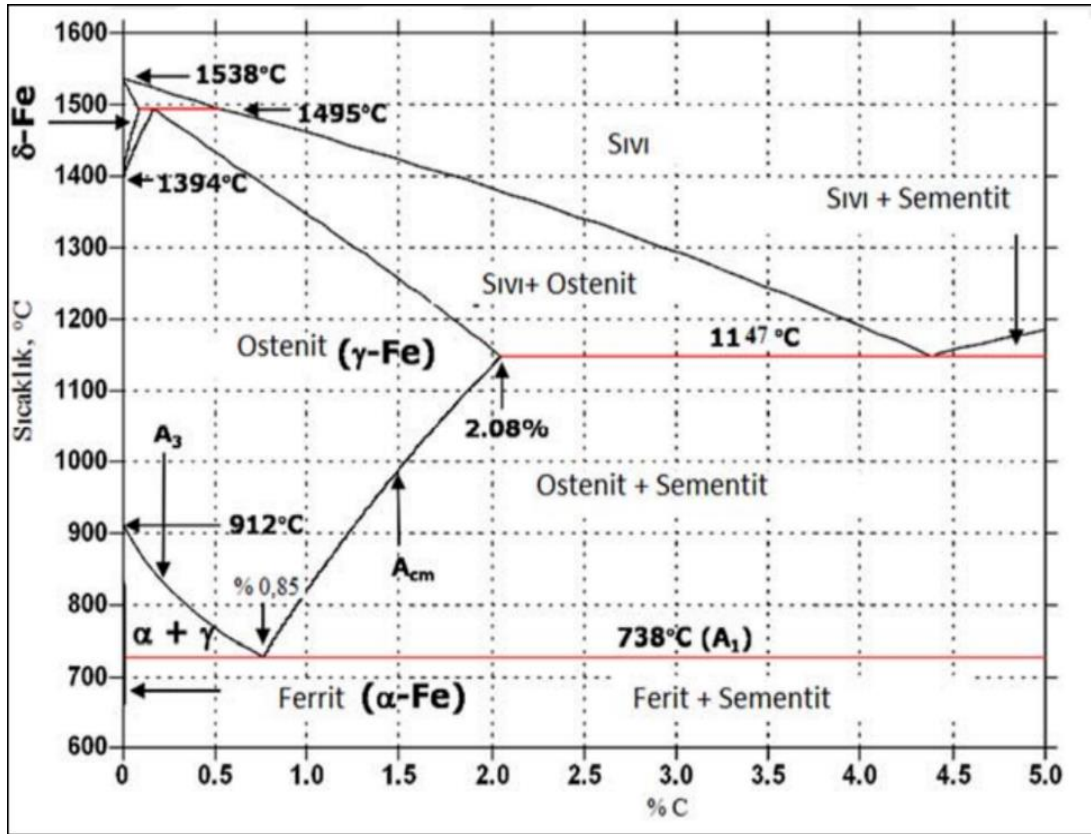
Fosfor miktarının %0,02'nin üzerine çıkması taneler arası çatlakların oluşumuna sebep olabilmektedir. %0,06'nın üzerindeki fosfor miktarları ise manganlı çeliğin plastikliğini alarak sıcak yırtılmaların oluşmasına sebep olabilmektedir. Bu sebepler sonucunda manganlı çeliklerdeki fosfor miktarının kontrol altında tutulması ve genellikle %0,04'ü geçmemesi istenir [6].

ASTM A128 standardında tanımlanmış manganlı çelikler için fosfor miktarının en fazla %0,07 olması gerektiği belirtilmiştir. Ama yine de fosfor miktarını olabildiğinde düşük tutmak kaliteli bir manganlı çelik üretimi için büyük önem arz etmektedir [4].

2.4. Manganlı Çeliklerde Isıl İşlem

2.4.1. Manganlı çeliklerde faz oluşumları

Şekil 2.10'da demir karbon denge diyagramı gösterilmekte olup, diyagram üzerinden martenzit dönüşümün karakteri anlaşılabilir. Martenzit fazı γ -Fe fazının hızlı soğutulması ile elde edilir. Martenzit yapısı karbon içeriği bakımından aşırı doymuş konumdadır. Oda sıcaklığına ani soğutma ile elde edilen bu yapı, içerisinde hala bir miktar kalıntı östenit barındırmaktadır.

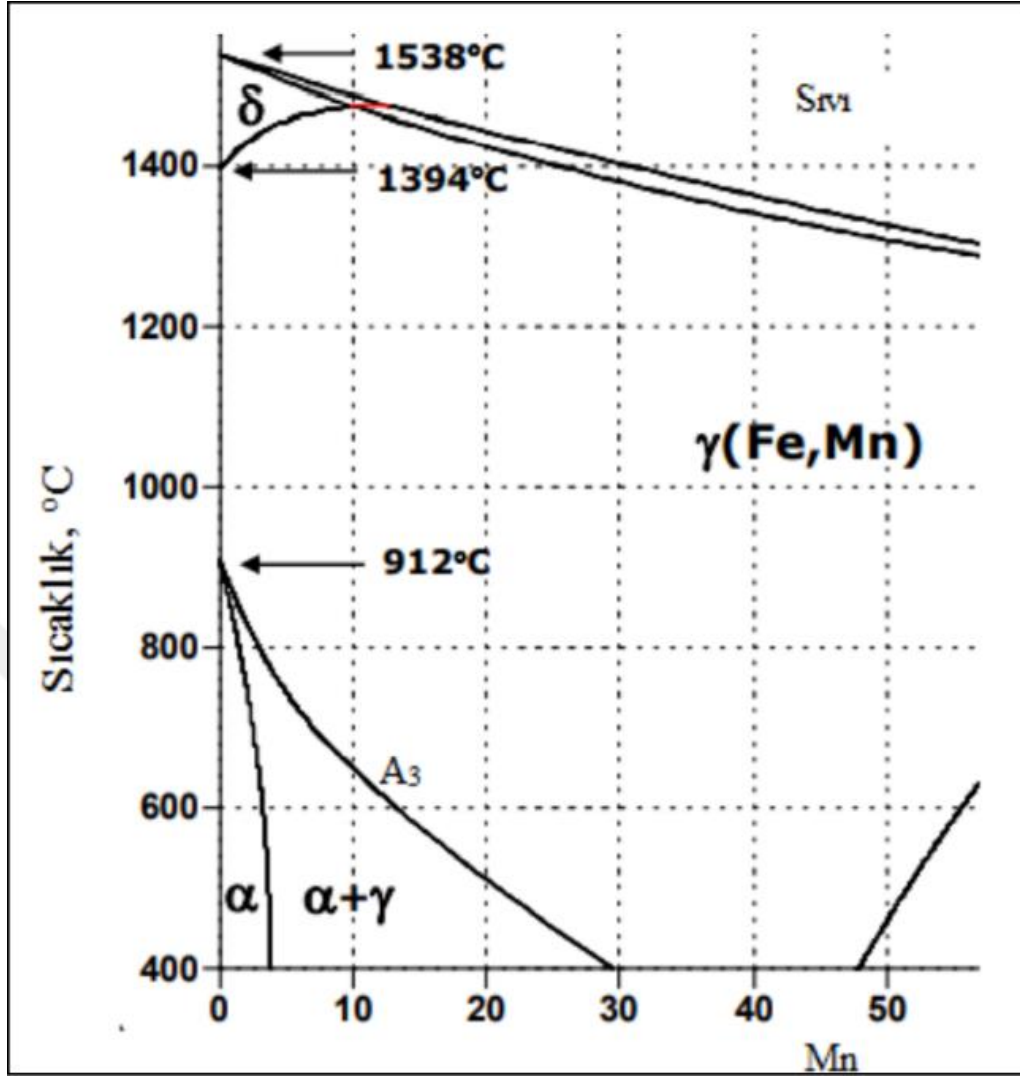


Şekil 2.10. Demir-Karbon denge diyagramı [11].

Manganlı çeliklerde martenzit oluşumu ise deformasyon sertleşmesi ile gerçekleşir. Bunun sebebi artan deformasyon sertleşmesi ile artan dislokasyon ve artan istif hatası miktarıdır. Bu durum da martenzit oluşumunu tetikler [6].

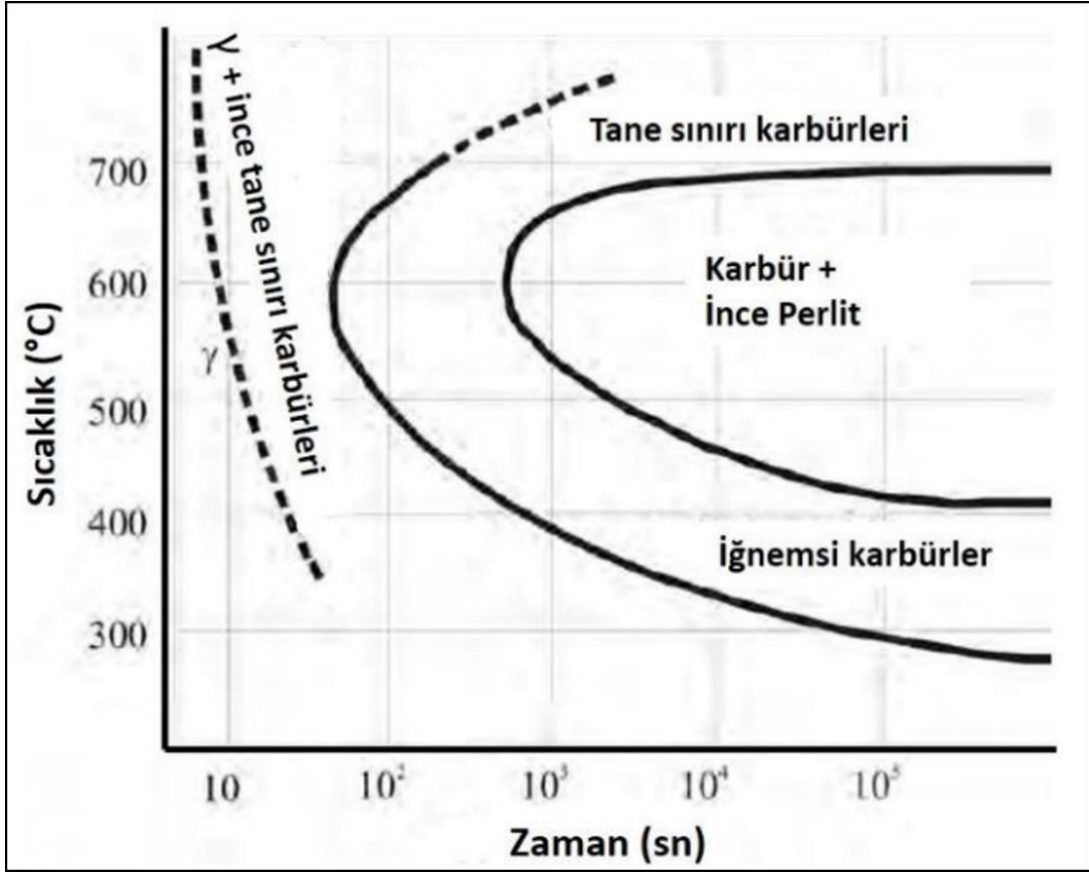
Manganlı çeliklere yüksek oranda mangan ilavesinin nedeni östenit fazının martensite dönüşebilmesi nedeniyledir. Manganın çözünmesi hem kükürdün tane sınırlarına yerleşip sıcak yırtılmaya sebebiyet vermesinin hem de östenit fazından üretilen malzemelerin kullanım sıcaklıklarında yüksek kabiliyetlere sahip yapılar oluşturabilmesi ile ilgilidir [11].

Manganlı çeliklerde mangan ilavesinin ana unsurlarından biri de, martenzit dönüşümünün geciktirilmesi ve düşük sıcaklıklarda östenit yapının kararlı bir şekilde elde edilmesidir [6]. Şekil 2.11’de artan mangan içeriği ile A_3 eğrisinin düşen eğilim kazandığı ve östenit alanını genişlediği görülmektedir.



Şekil 2.11. Fe-Mn-C denge diyagramı [11].

Östenit dönüşümü veya ayrışması ($\gamma \rightarrow \gamma + \text{karbür}$) manganlı çeliklerin kırılganlığının temel nedenidir. Şekil 2.12’de bir manganlı çeliğin izotermal koşullarda dönüşüm sıcaklıkları gösterilmiştir. Karbür oluşum kinetiği tipik izotermal dönüşüm diyagramındaki gibi olup, en hızlı karbür büyümesi 600°C ile 650°C arasında olmaktadır. Bu durumda iki tip karbür meydana gelebilmektedir. Bunlar ince (thin) veya kalın (thick) şeklinde tanımlanabilirler. İnce karbürler 200x ile 1000x optik büyütme ölçeklerinde gözlemlenebilir ve tane sınırlarında oluşurlar. Kalın olarak isimlendirilen karbürler ise ince karbürlerin üzerinde çekirdeklenirler ve büyürler. İnce karbürler manganlı çeliğe gevreklik özelliğini kazandırmazken, manganlı çeliğin mekanik özelliklerini düşüren ve kırılganlık kazandıran karbür türü kalın karbürlerdir [23].



Şekil 2.12. Yüksek manganlı çeliğin izotermal dönüşüm eğrisi [6].

Genel mangan çeliklerinde ince karbürler 0,2µm'den daha küçük olarak tanımlanmakta, kalın karbürler ise 0,5-1,5 µm olarak tanımlanmaktadır [6].

2.4.2. Çözelti tavlama ısı işleme

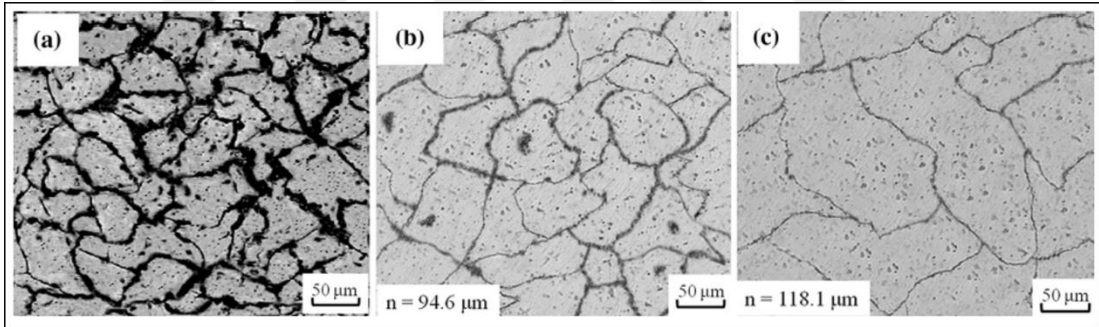
Manganlı çelikler katılaşmaları için geçen sürenin bir sonucu olarak ideal soğuma şartlarında östenit yapıda kararlı kalır ya da daha yavaş soğuma hızlarında yapılarında östenit ana yapısı içerisinde karbür veya perlit kolonileri içerirler. Oluşan bu karbürler özellikle tane sınırlarına yerleşerek manganlı çeliğin mekanik özelliklerini düşürürler. Bu sebeple yüksek tokluk istenen uygulamalarda manganlı çelikleri döküm halleri ile kullanmak mümkün değildir. 400°C ile 800°C arasındaki yavaş soğutmalar veya bu sıcaklıklarda yapılacak tekrar ısıtmalar manganlı çeliklerde kırılabilirlik oluşturan taneler arası karbürlerin oluşmasına sebep olmaktadır [23].

Döküm sonrası gerçekleşen katılaşma veya soğuma sırasında oluşan bu karbür içeren, düşük mekanik özelliklere, özellikle düşük tokluğa sahip manganlı yapısını uygun şartlara getirmek için ısıtma işlemi gerekmektedir. Burada amaçlanan ısıtma sonrası ani soğumanın sağlanması ve karbür fazlarının ana yapı içerisinde tane

sınırlarına çökmeye fırsat bulamadan çelik sıcaklığını düşürmek olduğundan, manganlı çeliklere su verme işlemi uygulanır. Bu işlem manganlı çeliğin içerdiği karbon miktarına ve kesit kalınlığına bağlı olarak genellikle 1050°C ile 1150°C arasında bir sıcaklığa ısıtılmasıyla başlar [24]. Bu ısıtma işlemi sonrası manganlı çelikler sıcaklık kaybına izin verilmeksizin su verme işlemine tabii tutulurlar ve böylece %100 östenitik yapı elde edilir. Bu ısıtma işlemi verilen isim ise çözelti tavlamasıdır.

Çözelti tavlamasısında ısıtılan manganlı parçanın soğuma hızı mikro yapı ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Çözeltiye alma sıcaklığında kalın karbürlerin çözünmesi için yeterince zaman gerekmektedir. Eğer bu zaman uygun seçilmez ise matris içerisindeki karbürler tam anlamıyla çözünemeyecektir. Aynı şekilde tüm karbürler çözündükten sonra tane sınırları boyunca tekrar karbür çökmesini önlemek için hızlı bir şekilde soğutma gerekmektedir.

Şekil 2.13’de Anijdan ve Sabzi [25] tarafından gerçekleştirilen çalışmada ısıtma işlemi prosesi parametrelerinin mikro yapıya etkileri gösterilmektedir.

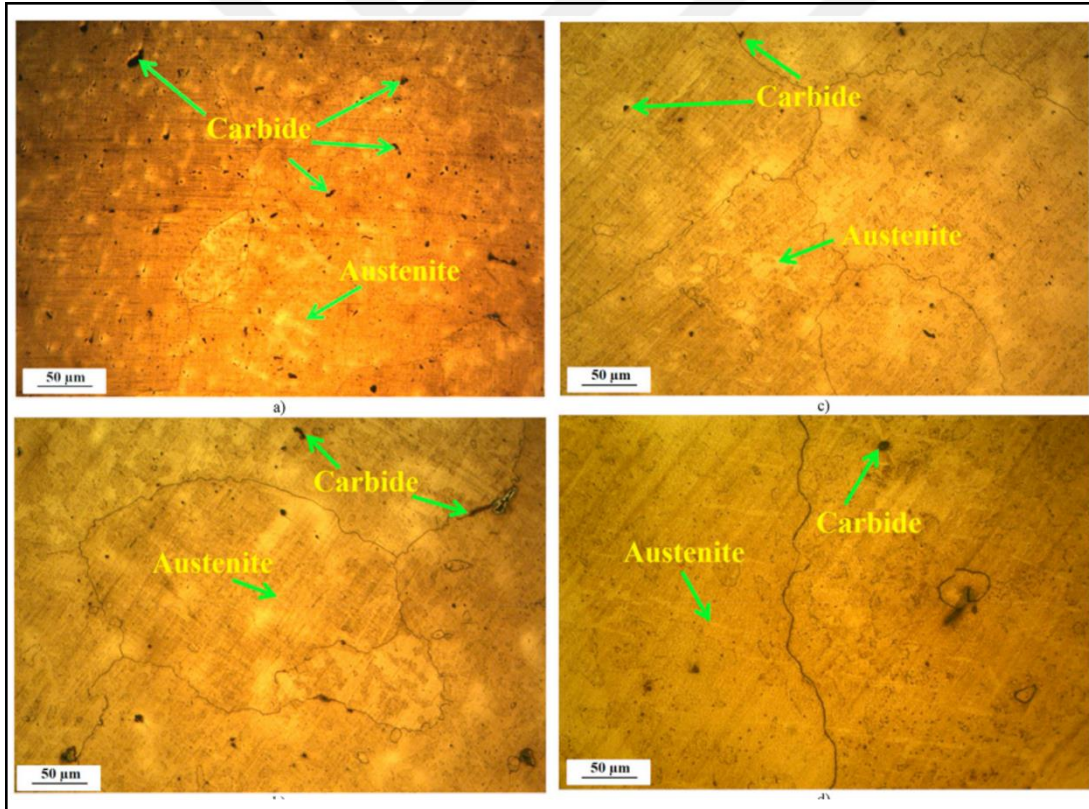


Şekil 2.13. Hadfield çeliklerinin a) döküm hali, b) suda çözelti tavlaması, c) %3 NaCl çözeltisinde çözelti tavlaması optik mikroskop görüntüleri [25].

Çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrasında suda soğutma ile yapıdaki karbürler ciddi oranda azalmışken, su yerine %3'lük tuz banyosunda (NaCl) soğutulan numune de karbür miktarı çok daha fazla azalmıştır. Bu durum tuz banyosunun neden olduğu hızlı soğuma neticesinde karbon atomlarının mangan ve diğer karbür yapıcı elementlerle reaksiyona girememesinden kaynaklanmaktadır [25].

Çözelti tavlamasında östenizasyon sıcaklığının doğru seçimi de çok büyük önem arz etmektedir. Şekil 2.14’te farklı östenizasyon sıcaklarında elde edilen manganlı çelik mikro yapıları gösterilmiştir.

Artan çözeltiye alma sıcaklığı ile karbür miktarı azalmakta, fakat tane boyutu büyümektedir. Bununla ilgili Jafarian ve ark. [26] yaptığı çalışmada 1000°C’de çözeltiye alma ısısal işlemi (östenizasyon) uygulanan numunede %7’nin üzerinde karbür tespit edilmişken 1225°C’de ısısal işlem uygulanan numunedeki karbür miktarı %2,5’da kalmıştır. Bunun yanı sıra aynı çalışmada manganlı çeliklerin çözeltiye alma sıcaklığının darbe enerjisine etkisi incelenmiş ve artan östenizasyon sıcaklarının, tane irileşmesine sebep olması sebebi ile darbe enerjisini düşürdüğü, fakat artan sıcaklık ile akma ve çekme dayanımlarının artış gösterdiğini belirtmişlerdir. Akma mukavemetindeki bu artışın sebebi matriste çözünen karbon miktarının artan östenizasyon sıcaklığı ile artması ve bu artışın tane irileşmesinin akma mukavemeti üzerindeki olumsuz etkisinden baskın çıkmasıdır. Artan akma mukavemeti de aşınma dayanımını artıracığından, artan östenizasyon sıcaklığının manganlı çeliğin aşınma özelliklerini de iyileştireceğini belirtmişlerdir [26].



Şekil 2.14. Optik mikroskop a) 1000°C’de, b) 1075°C’de, c) 1150°C’de, d) 1225°C’de östenitlenmiş Hadfield çeliği mikro yapıları [26].

Doğru seçilmemiş bir östenizasyon sıcaklığı ısısal işlem verimliliğini mutlak şekilde düşüreceği gibi, ısısal işlem sonrası istenilen yapının elde edilememesine veya karbür oluşumunun engellenememesine sebep olacaktır. Bu şartlarda manganlı çelik

kullanılabilir bir durumda olamayacağından, gereksiz bir zaman ve değer kaybı yaşanacaktır.

Tüm bunlara rağmen kalın kesitli parçalarda, ister istemez soğuma hızı düşük olacağından belirli bir miktar karbür veya perlit oluşumunun önüne geçilemez [27]. Bu durum manganlı çeliklerde, özellikle kalın kesitli uygulamalarda alaşımlama işlemi ile karbür çökelme sıcaklıklarının değiştirilmesini gerekli kılar.

Özellikle kalın kesitli parçaların ısıl işlemindeki verimliliği artırmak için, soğutma tanklarının soğutma verimliliğini artırmak da çözüm olabilir. Bunun için sirkülasyonlu olarak çalışan su tanklarının kullanımı, tankın soğutma hızını oldukça olumlu etkileyecek ve parça yüzeyinde oluşan buhar tabakasını yüzeyden uzaklaştırarak parçanın soğuma hızını artıracaktır. Çünkü soğuma hızı parçanın yükleme şekli, su sıcaklığı, parçanın kesit kalınlığı ve tankın sirkülasyonu gibi parametrelerle doğrudan ilişkilidir [23]. Bunlardan parçanın yükleme şekli de en az diğerleri kadar önemlidir. Çünkü hatalı tasarlanmış bir yükleme şekli, parçanın su ile temasının homojen oluşunu engelleyebileceği gibi, parçanın kalın kesitli kısımlarının suya geç ulaşması bu bölgelerdeki ısıl işlem verimliliğini düşürebilmektedir. Bir diğer nokta tankın su hacmi ve bu suyun çözelti tavlama öncesi sıcaklığıdır. Parça kütlesine göre doğru hesaplanmamış bir su hacmi, suyun soğutma kapasitesini düşürecektir. Aynı şekilde haddinden fazla sıcak bir su havuzu, soğutma işlemini ister istemez yavaşlatacaktır. Tam tersi durumda, yani fazlasıyla soğuk bir su tankı ise, kesit geçişlerinde istenmeyen yırtılmaların oluşmasına sebep olabilmektedir [23].

Manganlı çeliğin ısıl işlemi için gerekli olan soğuma hızını etkileyen faktörlerden biri de içerdiği karbon miktarıdır, çünkü artan karbon içeriği aynı zamanda karbür oluşum miktarını artırmaktadır. Karbonun yanı sıra krom elementi de kararlı karbür oluşumunu artırarak karbür çökelme hızını artırır [23].

Manganlı çeliklerin çözeltiye alma işleminde, tüm bu bileşenler doğrultusunda en doğru çözelti tavlama sıcaklığının tespiti büyük önem arz etmektedir. Gereğinden yüksek veya düşük sıcaklık seçimi, soğutma ortamındaki yetersizlik, soğutma ortamına ilk girişte yaşanacak zaman kayıpları ve yavaş soğumalar manganlı çeliğin ısıl işlem sonrası mikro yapısında istenmeyen karbür oluşumuna sebep olacak ve malzemenin kırılganlık kazanmasına ve bunun bir sonucu olarak servis ömrünün önemli ölçüde düşmesine sebep olacaktır.

2.4.3. Çökelme sertleşmesi ısıt işlemleri

Manganlı çeliklerin çözelti tavlama ısıt işlemleri sonrası %100 östenitik yapıda ve karbürlerden arındırılmış durumda olması beklenir. Çökelme sertleşmesi ısıt işlemleri parçaların karbür çöktürülmesi prensibi ile aşınma özelliklerinin ve sertlik özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla yapılır. Bu tez çalışması kapsamında deneylere tabii tutulan numunelere de uygulanan ısıt işlem çözelti tavlama sonrası çökelme sertleşmesidir.

Örneğin Aribio ve ark. [28] 1000°C ile 1100°C arasında çözelti tavlama ısıt tabii tutulan manganlı parçaların aşınma dayanımlarını, sertlik özelliklerini iyileştirmek ve malzemenin servis ömrünü uzatmak için bu parçalara çökelme sertleşmesi ısıt işlemleri uygulamışlardır. Çalışmalarında standard Hadfield çeliğinin %2.24 oranında krom eklenmiş halini kullanmışlardır. Numunelere 1000°C’de çözelti tavlama yapılmış, sonrasında ayrı ayrı numuneler 600°C’ye ve 700°C’ye ısıtılmıştır. Bu sıcaklıklarda 1-3 saat bekleyen numuneler sonrasında havada soğumaya bırakılarak çökelme sertleşmesi (Aging) ısıt işlemleri tamamlanmıştır.

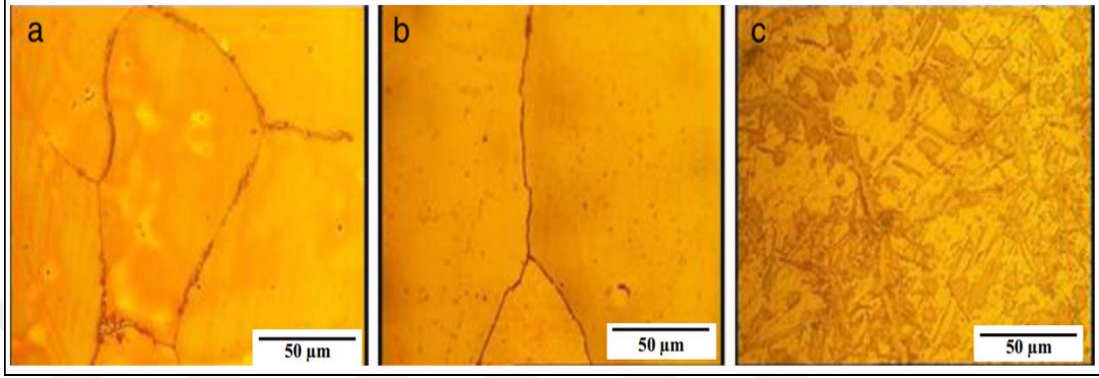
Elde edilen sonuçlara göre çökelme sertleşmesi işlemleri manganlı numunelerde sertlik artışına sebep olmuş ve sertlik artışının en yüksek olduğu numunelerin 700°C’de çökelme sertleşmesi uygulanan numuneler olduğu raporlanmıştır. 700°C’de 1, 2 ve 3 saat tutulan numunelerde de en yüksek sertlik 2 saat tutulanda tespit edilmiş, 3 saat tutulan numunede bir miktar sertlik kaybı gözlenmiştir [28]. Bu yapılan çalışmadan manganlı malzemelerde, çökelen karbürlerin optimum boyutta tutulabildiği şekilde tasarlanan çökelme sertleşmesi ısıt işlemlerinin östenitik manganlı çelikleri aşınma direnci açısından güçlendirmek adına kullanılabileceği anlaşılmaktadır.

Başka bir benzer çalışmada Torabi ve ark. [29] yüksek manganlı östenitik çeliğe 2 farklı prosedüre göre işlem uygulamışlardır. Bunlardan birincisi çözelti tavlama ve sonrasında çalışma sertleşmesi etkisi oluşturmak adına bilyeleme (shot peening) işlemleri uygulanmasıdır. İkincisinde ise numunelere çözelti tavlama sonrası çökelme sertleşmesi uygulanmış ve ardından bilyeleme işlemleri yapılmıştır.

Elde edilen sonuçlar yalnızca çözelti tavlama uygulanan klasik manganlı çelik ile karşılaştırıldığında, birinci yöntemin uygulandığı numunelerde sertlik ve aşınma direncinde 58 ve %40’lık bir artış gözlenmiştir. Bunun sebebi olarak da martenzit dönüşüm belirtilmiştir. Çökelme sertleşmesi uygulanan ikinci yöntemin klasik Hadfield çeliği ile karşılaştırılmasında ise sertlik ve aşınma direncinde 60 ve %58’lik bir artış tespit edilmiştir. Bu artış çökelme sertleşmesinin sertlik ve aşınma direnci

üzerindeki olumlu etkisini ortaya koymaktadır. Burada ki farkı oluşturan etmen ise çökelme sertleşmesi sonucu oluşan karbürlerin yapıyı güçlendirmiş olmasıdır [29].

Temel olarak çökelme sertleşmesinden beklenen karbür çökelmesini sağlamak ve bu sayede sertlik ve aşınma direncini artırmaktır. Çökelme sertleşmesi ısıtıl işlemi uygulanan bir manganlı çeliğin mikro yapısı Şekil 2.15'te gösterilmiştir.



Şekil 2.15. Manganlı çeliğin mikroyapısı a) Döküm sonrası b) Çözelti tavlaması c) Çökelme sertleşmesi [29].

Şekil 2.15'teki optik mikroskop mikro yapı görüntülerinden görülebileceği üzere çökelme sertleşmesi ısıtıl işlemi tüm yapı içerisinde dağılmış karbür ağlarının oluşmasına sebep olmuştur.

Örneğin Mohamed ve ark. [30] çalışmalarında kullandıkları manganlı numunelere çökelme sertleşmesi ısıtıl işlemi uygulamışlardır. Elde ettikleri sonuçlara göre çökelme sertleşmesi ısıtıl işleminden sonra manganlı çelikte karbür çökelmesinin sağlandığını ve buna bağlı olarak iyi şekilde tasarlanmış çökelme sertleşmesi ile manganlı çeliğin aşınma direncinin arttırılabileceğini belirtmiş, aynı zamanda çökelen karbür ve oluşan sementit ağları sebebi ile malzemenin tokluğunun bozulduğunu raporlamışlardır.

Iker ve ark. [31] ise çökelen karbürler ile manganlı çeliklerde bulunan ikizlenme mekanizması arasında oluşturulacak bir kombinasyonun manganlı çeliğe çok yüksek gerilme sertleşmesi özelliği kazandıracağını belirtmişlerdir.

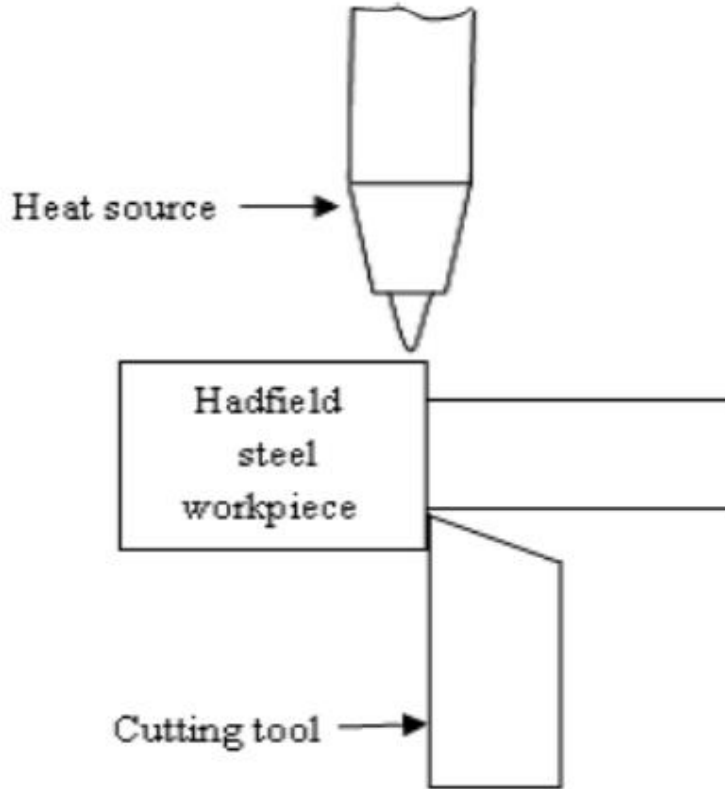
2.5. Manganlı Çeliklerin İşlenebilirliği

Yüksek manganlı çeliklerin işlenebilirliği bu malzemelerin yüksek çalışma sertleşmesi kabiliyetleri, yüksek sertlikleri ve düşük termal iletkenlikleri sebebi ile güçlükler içermekte olup, bu malzemeler işlenebilirliği zor malzemeler olarak tanımlanmaktadır [32].

Manganlı çeliklerin işlenmesinde en çok kullanılan yöntem tornalama yöntemidir. Fakat manganlı çeliğin dönerek tornalanması esnasında güçlü abrazyon ve çentik aşınması özellikleri gösterdiği, buna ilave olarak işleme esnasında mikro sertlik artışı, hızlı takım aşınması, kesici uç üzerinde aşırı talaş yığılması, yüksek işleme hızlarında yüksek sertlik kazanma ile işlemenin daha da güçleşmesi gibi problemler raporlanmıştır [3].

Tüm bu olumsuz işleme özelliklerinin aşılması için çeşitli çalışmalar yapılmaktadır. Çakır [33] yaptığı çalışmada manganlı çeliklerin işleme prosesinin tüm gerilmeleri emebilen, iş parçası ve kesici takım için fikstür ve kontrol masterlarının kullanıldığı bir işleme sistemi oluşturulmasının gerekliliğini belirtmiş ve manganlı çeliklerin işlenmesi için en başarılı çözümün sıcak işleme (Hot machining) olduğunu belirtmiştir. Bu işlemin şematik gösterimi Şekil.2.16'da verilmiştir.

Sıcak işleme manganlı çelikler için yüksek takım ömrü, yüksek kesme gücü ve daha iyi işlenmiş yüzey kalitesi olasılıklarını artırmaktadır [3]. Bunun sebebi manganlı çelikte ısınan yüzeyin çalışma sertleşmesi kabiliyetinin azalması ve buna bağlı olarak işleme prosesinin daha kolay hale gelmesidir [33].



Şekil 2.16. Sıcak işleme şematik görünümü [3].

2.6. Manganolu Çeliklerin Kaynaklanabilirliği

Manganolu parçalar kullanım alanları ve kullanım şartlarının ağırlığından dolayı belirli bir servis ömrünün sonunda değiştirilmek zorundadırlar. Fakat bu çeliklerden üretilen parçaların kullanım sektörleri ve bu sektörlerdeki makinelerin büyüklüğünden dolayı kolaylıkla değiştirebilmelerinin güç olması, her bakım veya servis çevriminde maliyet unsurlarının artmasına sebep olmaktadır. Bu sebeple yüksek manganolu çeliklerin kaynaklanabilirliği yani belirli servis ömürlerini iyi tasarlanmış bir kaynak prosedürü ile biraz daha uzatabilmek önem arz etmektedir.

Manganolu çeliklerin kaynak proseslerinin iyi tasarlanması çok önemli olduğu gibi, tersi bir durum tamiri hedeflenen manganolu parçanın mevcut durumundan daha kötü bir duruma gelmesine veya iyice kullanılamaz hale gelmesine sebep olacaktır. Bu bağlamda döküm yapısı itibari ile tane sınırları boyunca çökelmiş karbür içeren manganolu çeliklerin bu halleri ile kaynak yapılmaları doğru sonuçlar vermeyecektir. Çünkü döküm haline yapılacak bir kaynak işlemi manganolu çeliğin kaynak bölgesinden çatlamasına sebep olacaktır [34].

Döküm hallerinde mevcut olan karbürler dışında, yüksek karbon içerikleri sebebi ile artan sıcaklıklarda ortaya çıkan karbür çökmesi problemi manganolu çeliklerin kaynak yapılabilirliğinin önündeki en büyük engeldir. Maghawry ve ark. [35] yaptığı çalışmada kaynak yapılan manganolu parçanın sıcaklığının 300°C'nin altında tutulması gerektiğini, aksi takdirde artan sıcaklık ile karbür çökelmelerinin gerçekleşeceğini ve malzemenin kırılmalık kazanacağını belirtmişlerdir.

Aynı çalışmada Maghawry ve ark. [35] geleneksel manganolu çelik numuneler üretmişler ve bunları çözelti tavlamasına giren bir grup ve çözelti tavlamasına girmeden pota tretmanı uyguladıkları ikinci gruba ayırmışlardır. Daha sonra elektrik ark kaynağı (SMAW) yöntemi ile yüksek manganolu bir elektrot kullanarak numuneler kaynatılmıştır. Kaynatılan numunelerden bir kısmı kaynak işlemi sonrası basınçlı hava ile soğutulmuş, numunelerin kalan kısmı ise herhangi bir soğutma yapılmadan kaynak işlemi tamamlanmıştır. Elde edilen bulgulara göre en yüksek tokluk değeri çözelti tavlaması ısıtma işlemi gören ve kaynak sonrasında basınçlı hava ile soğutulan numunede görülmüştür. En kötü tokluk değerleri ise çözelti tavlaması işlemi görmediği gibi, kaynak sonrası soğutma işlemi de yapılmayan numunede görülmüştür. Bu sonuçlardan da anlaşılacağı gibi manganolu parçaların kaynak sırasında ve sonrasında yüksek ısı girdilerine maruz kalmaları veya ısınmaları kaynak işlemini başarısız kılacak tokluk

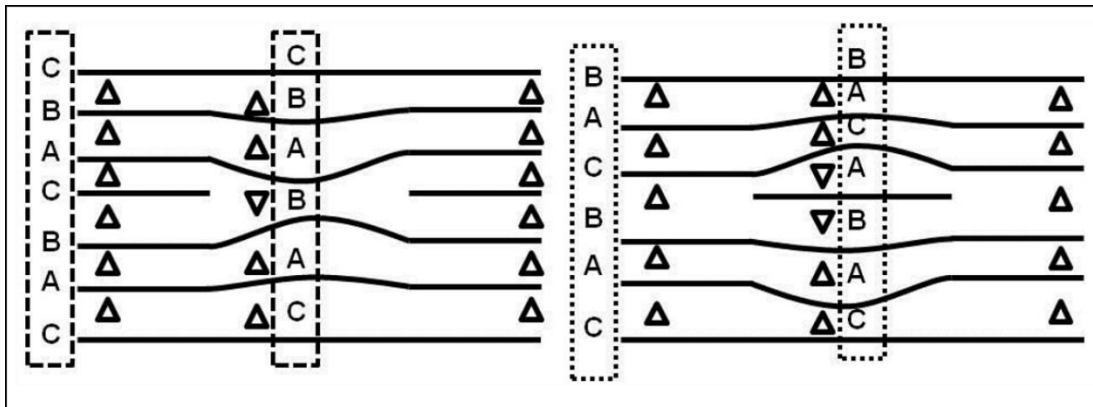
düşüşlerinin oluşmasına sebep olmaktadır. [35] Çünkü manganlı parçada kaynak sırasındaki ısı girdisi ile karbür çökelmeleri oluşmakta ve bu oluşan karbürler parçanın mekanik özelliklerini düşürmektedir. Bu etkinin ortadan kaldırılması için, kaynak sırasındadaki ısı girdisinin veya ısınmanın kontrol altında tutulması amacıyla kaynaktan 12 mm uzaktaki bölgesinin 250°C'yi geçmemesi sağlanmalıdır [36].

Manganlı çeliklerin kaynak işleminde çoğunlukla elektrik ark kaynağı yöntemi kullanılmakta olup, uygulamalarda kullanılacak bir çok elektrod seçeneği bulunmaktadır. Örneğin Mendez ve ark. [36] yaptıkları çalışmada molibden içerikli manganlı elektrodların, nikel ve mangan içeren kaynak elektrodlarına göre daha iyi çalışma sertleşmesi gösterdiklerini belirtmişlerdir. Bir diğer çalışmada Gürol [34] maliyetinin daha yüksek olmasının yanı sıra, 307, 309L gibi 18-8Mn elektrodlarının sıcak çatlakların oluşması noktasında manganlı elektrodlardan daha iyi performansa sahip olduğunu belirtmiş ve bu elektrodlarla daha yüksek korozyon direncinin elde edileceğini, parçaların darbe direnci altında daha hızlı çalışma sertleşmesi özelliği kazanacağını belirtmiştir.

Kaynak sırasında sıcaklığın kontrol altında tutulması ve aşırı ısınmanın önüne geçilebilmesi için kısa aralıklarla kaynak yapılması önerilmektedir [3]. Ayrıca kaynak işlemi sonrası kaynak bölgesinin su ile soğutulması, aynı zamanda kaynak sırasında oluşan streslerin azaltılması için kaynak metalinin çekiçlenmesi kaynak sonrası yapılan işlemlerdir [34].

2.7. Deformasyon Mekanizmaları

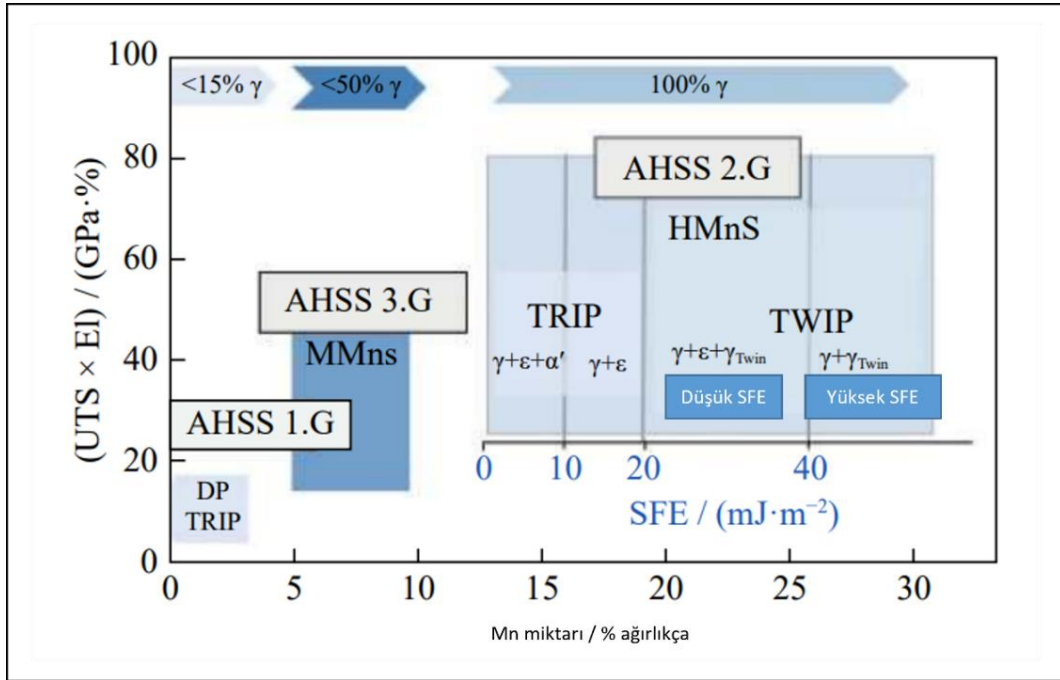
SF istiflenme hataları (Stacking fault) atomik dizilimdeki kusurları ifade eder [37]. Atomik düzlemde istiflenme hatası Şekil 2.17'de gösterilmiştir.



Şekil 2.17. Atomik dizilim kusurları [37].

Bir dizinde atom düzlemi eksikse içsel bir istiflenme hatası oluşurken, tersine ek bir düzlem eklenirse bu da dışsal bir istiflenme hatası olarak adlandırılır. Östenitik manganlı çelikler için ise içsel ve dışsal istiflenme hataları oluşabilmekte olup, bu durum ikizlenme ve martenzit dönüşümün belirleyicisi olur [37].

İstiflenme hata enerjisi (SFE) manganlı çeliklerde mekanik özellikleri ve deformasyon mekanizmasını doğrudan etkileyen bir kavramdır. Hadfield çelikleri istif hatası enerji değerlerindeki artıştan dolayı gerilme kaynaklı martenzitik dönüşüm (TRIP) gerçekleştirirler. Ayrıca mekanik ikizlenme (TWIP) ve dislokasyon kayması göstererek plastik deformasyona uğrarlar. Manganlı çeliklerin çok iyi sayılabilecek mekanik özelliklere sahip olmasının başlıca nedeni, deformasyon esnasında bu iki mekanizmanın bir arada veya birbirlerini engelleyici şekilde meydana gelmesidir [6]. Yüksek manganlı çelikler için SFE değerleri Şekil 2.18’de gösterilmiştir. Yüksek manganlı çelikler içeriklerinde bulunan yüksek mangan miktarı sebebi ile tamamen östenitik yapıda kararlı hale gelebilirler. Bu çeliklerin deformasyon mekanizması içerdikleri SFE değeriyle yakından ilişkilidir. Bu çeliklerde 0-20 mJ/m^2 aralığında TRIP etkisi görülürken, SFE değerinin $20 < \text{SFE} < 60$ arasında olması durumunda TWIP etkisi, 60 mJ/m^2 üzerinde olması durumunda ise dislokasyon kaymaları meydana gelmektedir [37,38].



Şekil 2.18. Ağırlıkça (%) Mn ve C oranına göre SFE enerjileri [39].

TRIP (Gerilim kaynaklı martenzitik dönüşüm) çeliklerinin TWIP (Deformasyon ikizlenmesi) çeliklerinden en temel farkı östenitin soğuma esnasında kararlı, mekanik yükler altında ise kararsız oluşudur. Faz dönüşümü mekanik yüklenme altında görülür. TWIP çeliklerinde ise soğuma esnasında faz dönüşümü gerçekleşmez, bunun yerine mekanik ikizlenmeler oluşabilir. TRIP etkisinin etkin olabilmesi için SFE değerinin 20 mJ/m^2 'den düşük olması gerekmektedir [6].

Östenitik çeliklerin içerdiği mangan miktarı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskınlaşmaya başlamaktadır. İkizlenme SFE değeri 20 mJ/m^2 değerinin üzerindeki YMK kafes yapısındaki çelikler için geçerli olmaktadır.



3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Yüksek manganlı çelikler kimyasal kompozisyonlarında veya ısıt işlemlerinde yapılacak küçük değışiklikler ile iş makinalarında, madencilik sektöründe, demiryolu sektöründe, çimento sektörlerinde kullanılabilmektedirler [13].

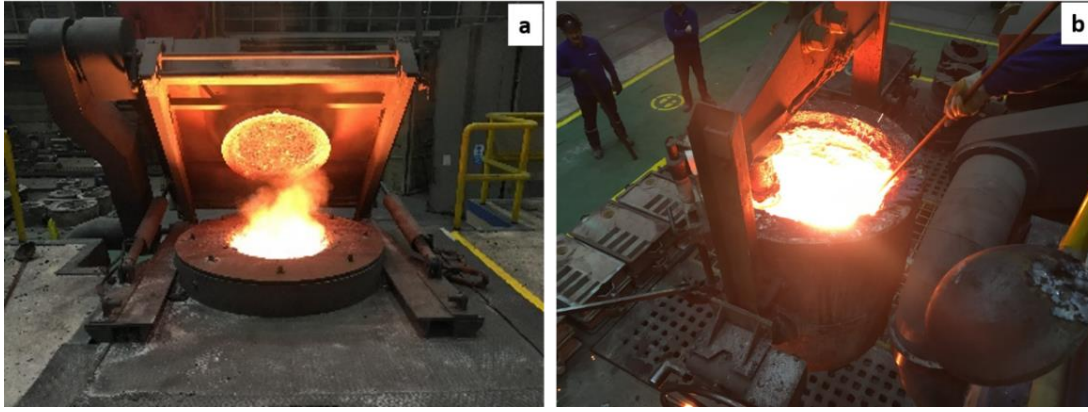
Özellikle yüksek darbe direncinin beklenildiğı uygulama alanlarında yoğun kullanım imkânı bulabilen bu çeliklerde tokluk değerlerine ilaveten aşınma dirençleri de ciddi önem taşımaktadır. Çünkü uygun olmayan kimyasal kompozisyon veya iyi tasarlanmamış ısıt işlem prosesi ile bu malzemelerin kullanım ömürlerinde ciddi oranlarda azalma ve buna bağılı olarak da kullanımdan çok kısa süre sonra ciddi hasarlar oluşmaktadır.

Bu çalışmada endüstriyel şartlarda üretimi gerçekleştirilen yüksek manganlı östenitik çeliklere (Hadfield çelikleri) çözelti tavlaması ısıt işleminden sonra farklı sıcaklıklarda çökelme sertleşmesi ısıt işlemi uygulanmış olup; oluşan farklı morfolojideki karbürlerin mikro yapı ve mekanik özelliklere olan etkileri incelenmiş ve optimum çökelme sertleşmesi ısıt işlem sıcaklığının belirlenmesi hedeflenmiştir.

Bu doğrultuda numunelere ilk etapta çözeltiye alma ısıt işlemi, daha sonrasında ise üç farklı sıcaklıkta çökelme sertleşmesi (450°C, 550°C ve 650°C’de) ısıt işlemi uygulanmıştır.

3.1. Numunelerin Ergitme, Kalıplama ve Döküm Prosesi

Çalışmada kullanılan numuneler düşük fosfor, düşük kükürt içeriğine sahip çelik hurdaları ile; standart silis, mangan ve krom ferro-alyajları kullanılarak hazırlanmıştır. Hammadde ergitme işlemi 3500 kg’lık endüstriyel indüksiyon ocağı kullanılarak gerçekleştirilmiş olup Şekil 3.1’de ergitme ocağının gösterimi verilmiştir.



Şekil 3.1. Ergitme ocağının gösterimi; a) Genel görünümü, b) Alyaj ilavesi sonrası karıştırma işlemi.

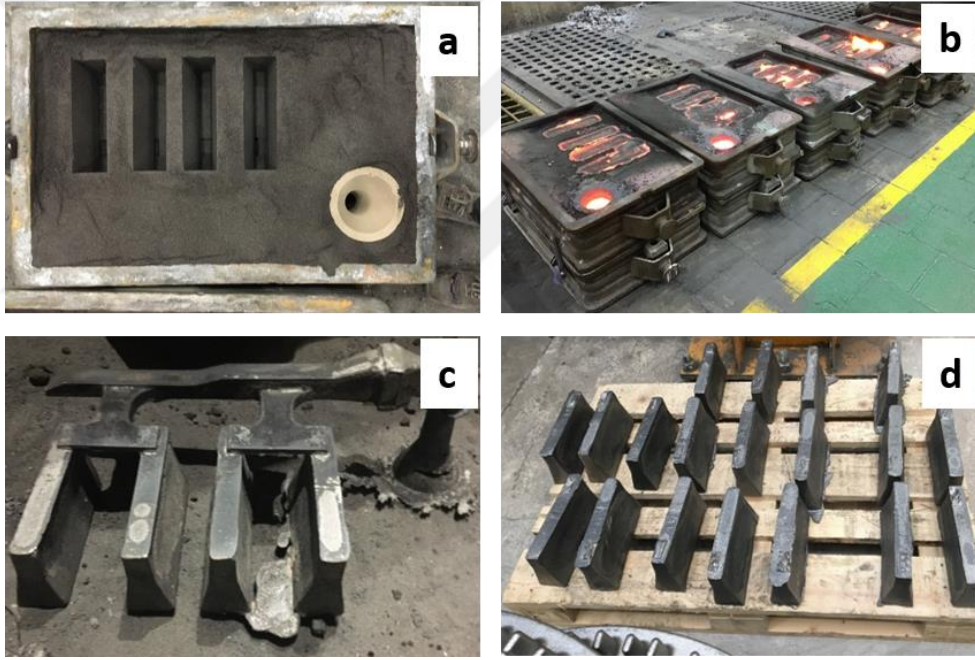
Ergimiş metalin saflığının dış etkenlerce kirlenmesinin önüne geçilmesi için ocak içine atılan şarj malzemelerinin tüm nem ve/veya kirden arındırılması sağlanmıştır. Bu amaçla kullanılan çelik hurdalar ergitme öncesinde kumlama işlemine tabii tutulmuşlardır.

Ocak içinde ergime işlemi tamamlandıktan sonra sıvı madenin üzerine perlit tozu atılarak yüzeyde bir cüruf katmanı oluşması sağlanmış ve sıvı madenin hava ile teması engellenmiştir. Böylece sıvı madenin oksijen kapması riski minimize edilmiştir.

Sonrasında homojen bir maden karışımının eldesi için indiksiyon ocağı sabit sıcaklıkta 30 dakika bekletilmiştir. Döküm işlemi için kullanılan pota, ani soğumanın engellenmesi ve planlanan döküm sıcaklığının altına düşmemek amacı ile brülör kullanılarak 4 saat boyunca 800°C - 900°C olacak şekilde ön ısıtma işlemine tabii tutulmuştur. Sıvı çelik ergitme ve homojenizasyon işlemi sonrası ocak ısısı 1490°C'de iken 3000 kg kapasiteli potaya aktarılmıştır. Potaya aktarım işleminden sonra sıvı metal sıcaklığı 1470°C olarak ölçülmüştür. Balogun ve ark. [40] 1450°C'nin üzerindeki döküm sıcaklıklarda segragasyon miktarının arttığını; 1400°C - 1450°C aralığında gerçekleştirilen dökümlerde ise karbürlerin östenit matris içerisinde homojen dağılım gösterdiğini belirtmiştir. Bu sebeple sıvı çelik sıcaklığı 1450°C'ye düştüğünde kum kalıba döküm işlemi gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.2). Çalışma için toplamda 15 adet 35x52x250 mm ebatlarında numune bloğu üretilmiştir. Kullanılan numunelere ait kalıp ve döküm sonrası görüntüleri Şekil 3.3'de verilmiştir.



Şekil 3.2. Potadan döküm gerçekleşme anı.



Şekil 3.3. Numune bloklarının a) Kalıp, b) Döküm sonrası, c) Isıl işlem sonrası, d) Nihai görünüşleri.

Üretilen numune bloklarının kimyasal bileşimleri, Şekil 3.4’te görünümü verilmiş Thermo Scientific ARL 3460 marka spektrometre cihazı kullanılarak tespit edilmiştir. Bu işlem için döküm potasından alınan numunelerin yüzeyleri parlatılmış ve sonrasında analiz edilmişlerdir.



Şekil 3.4. Spektrometral ölçüm cihazı; a) Genel görünümü, b) Numune haznesinin detay görünümü.

Döküm sonrası her numuneye EN ISO 12681 standardına göre radyografik test uygulanmış ve numunelerde hacimsel bir hata olmadığı ASTM E186 standardına göre değerlendirilmiş, hatalı dökümler çalışma kapsamında çıkarılmıştır.

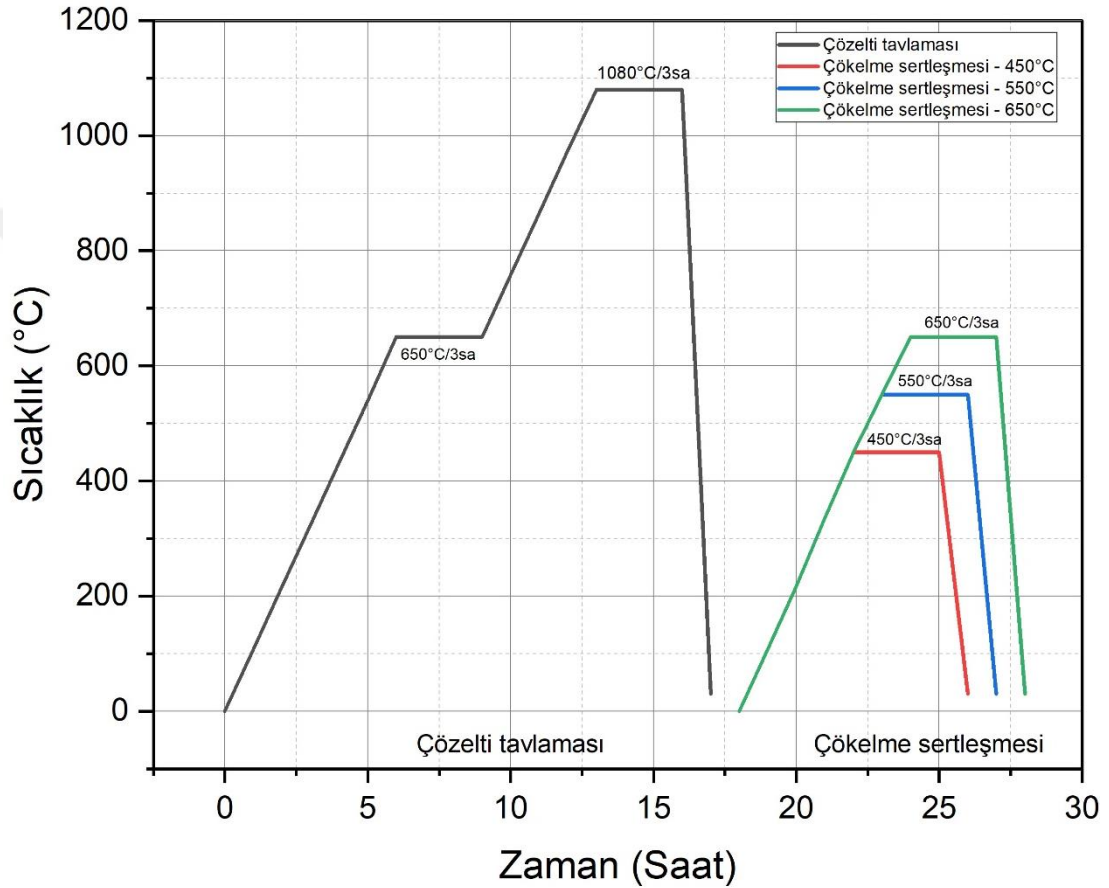
3.2. Isıl İşlem Prosesi

Döküm işlemi tamamlandıktan sonra katılaşmanın tamamlanması için, numune blokları 3-4 saat kalıp içerisinde bekletilmiş ve numune blokları kalıptan 250-300°C aralığında çıkarılmıştır. Böylece numune bloklarının besleyici ve yollukları sıcak kesilmiş ve numune bloklarında termal şok oluşması engellenmiştir.

Manganlı östenitik çeliklerin mikro yapı ve mekanik özellikleri çözeltiye alma ısı işlemi ile elde edilmektedir. Dökümü yapılan numune blokları $\pm 4^\circ\text{C}$ sapmalı oksijen kontrollü otomatik ısı işlem fırınında çözeltiye alma ısı işlemine tabii tutulmuştur. Isıl işlem sırasında numune bloklarının yüzeyleri ile çekirdekleri arasındaki sıcaklık farkını indirmek ve dolayısı ile oluşabilecek ilave gerilimlerden kaçınmak için ısıtma rampası 100°C olarak belirlenmiştir.

Numune blokları ısıtma sırasında 650°C'de 3 saat bekletilerek, yüzey ve çekirdek arasındaki sıcaklık farkı azaltılmış olup, aynı zamanda yapıda bulunan perlit dönüşümünün hızlanması ve östenit içerisinde fazla karbon çözündürülmesi hedeflenmiştir [41].

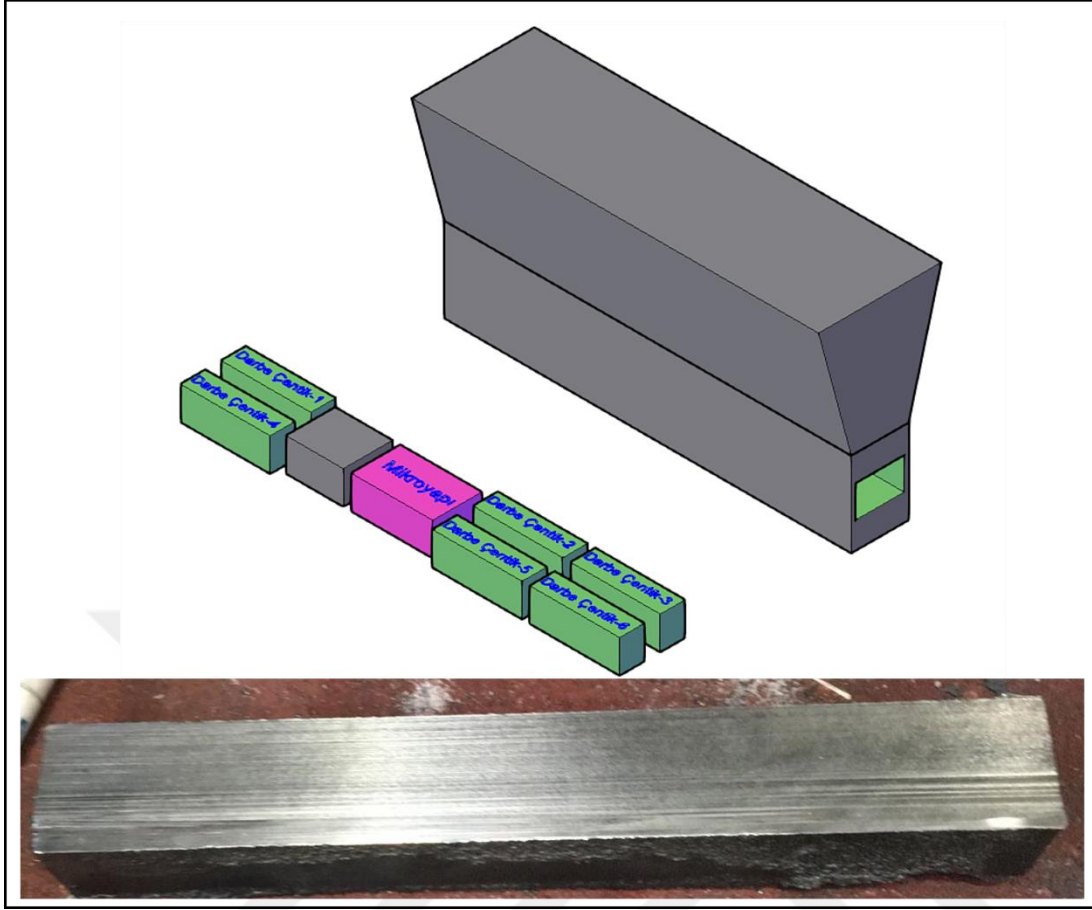
Daha sonra aynı ısıtma hızıyla numuneler tane içlerinde ve tane sınırlarında bulunan karbürlerin östenit matriste çözündürülmesi için 1080°C’de 3 saat boyunca tutulmuşlardır. Sürenin sonunda tüm numuneler 25-30°C aralığındaki 90 ton kapasiteli ısıtma havuzunda su ile ani bir şekilde soğutulmuştur. Daha sonra numune bloklarına sırası ile 450°C, 550°C ve 650°C’de 3 saat boyunca çökeltme sertleşmesi ısıtma işlemi uygulanmıştır. Bu işlem sonunda numuneler sakin havada soğumaya bırakılmıştır. Yapılan ısıtma işlemine ait grafik Şekil 3.5’te gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Numune bloklarına uygulanan ısıtma işlemi grafiği.

3.3. Numunelerin İncelenmesi

Tüm numunelere ısıtma işlem süreçleri tamamlandıktan sonra iç yapılarının tespiti ve karakterizasyonu için optik mikroskop, SEM ve XRD testleri uygulanmıştır. Aynı numunelere mekanik özelliklerin belirlenebilmesi için darbe çentik testi ve sertlik testleri uygulanmıştır.



Şekil 3.6. Test numunelerinin konumu.

35x52x250 mm ebatlarındaki numune bloklarına ait numune alma bölgelerinin gösterimi Şekil 3.6’da verilmiştir. Mikro yapı incelenmeleri, sertlik testi ve darbe çentik testi numuneleri şekilde gösterilen numune bloğunun orta kısmından çıkarılmıştır. Her numune orta diliminin üzerinden 6 adet darbe çentik numunesi ve aynı zamanda XRD, SEM ve sertlik testlerinde de kullanılacak olan bir adet mikro yapı numunesi çıkarılmıştır.

3.3.1. Mikro yapı incelemeleri

3.3.1.1. Optik mikroskop incelemeleri

Mikro yapı analizleri için hazırlanan numunelerde; Metalografik numune hazırlama ASTM E3-11 standardı ve Metal Mikro Dağlama ASTM E407-07 standardı kullanılmıştır.

Numune bloklarından çıkarılan test numuneleri kesme makinesinde malzemenin mikro yapısını yansıtacak şekilde uygun bölgelerden kesilmiş ve sıcak bakalite alma cihazında bakalitlenmiştir. Test numuneleri hazırlanırken kesme işlemleri suda

çözünen yağların kullanımı ile yağ olarak gerçekleştirilmiştir. Test numuneleri Şekil 3.7’de gösterilmiş olan STRUERS marka kesim cihazı, sıcak bakalit cihazı, zımparalama cihazı kullanılarak hazırlanmıştır.



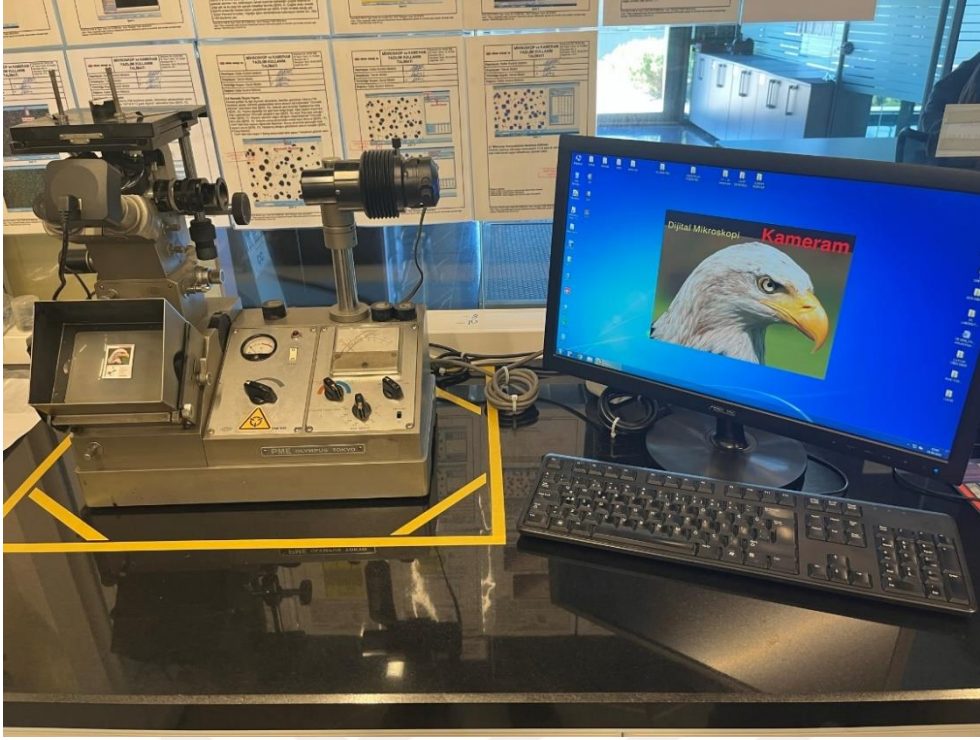
Şekil 3.7. Metalografi a) Kesme, b) Bakalitleme c) Yüzey hazırlama cihazları.

Bakalitlenen numuneler daha sonrasında parlatma işlemine tabii tutulmuştur. Parlatma işlemi 200’den 1200’e kadar SiC zımparalar ile zımparalama işlemi ve sonrasında sırası ile 3 µm elmas pasta – 1 µm elmas pasta ile parlatılarak yapılmıştır. Bu çalışmada yüksek manganlı çelik numuneleri dağlamak için %4’lük HNO₃ (%4 HNO₃ - %96 etik alkol - Nitrik asit) çözeltisi kullanılmıştır.

Numuneler 10 saniye boyunca nitrik asit çözeltisi içinde sağa-sola hareket ettirmek sureti ile dağlanmıştır. Dağlama işlemi sonrası numuneler olabilecek en yüksek hızda su ve alkol ile temizlenip sıcak hava akımı altında kurutulmuştur.

Çeliklerin mikro yapı özellikleri üretim proseslerinin bir sonucu olarak şekillenmektedir. Elde edilen mikro yapı özellikleri ise üretimi gerçekleştirilen parçaların hangi mühendislik uygulamalarında, ne şekilde kullanılabileceği konusunda belirleyici özelliğe sahiptir.

Bu çalışma kapsamında metalografik hazırlaması yapılan yüzeylerin mikroskobik incelemelerinde Şekil 3.8’de gösterilen Olympus PME Tokyo marka ışık mikroskobu kullanılmış olup, Kameram görüntü analiz programı kullanılarak alınan mikro yapı görüntülerinin incelemesi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.8. Olympus PME, ışık mikroskobu.

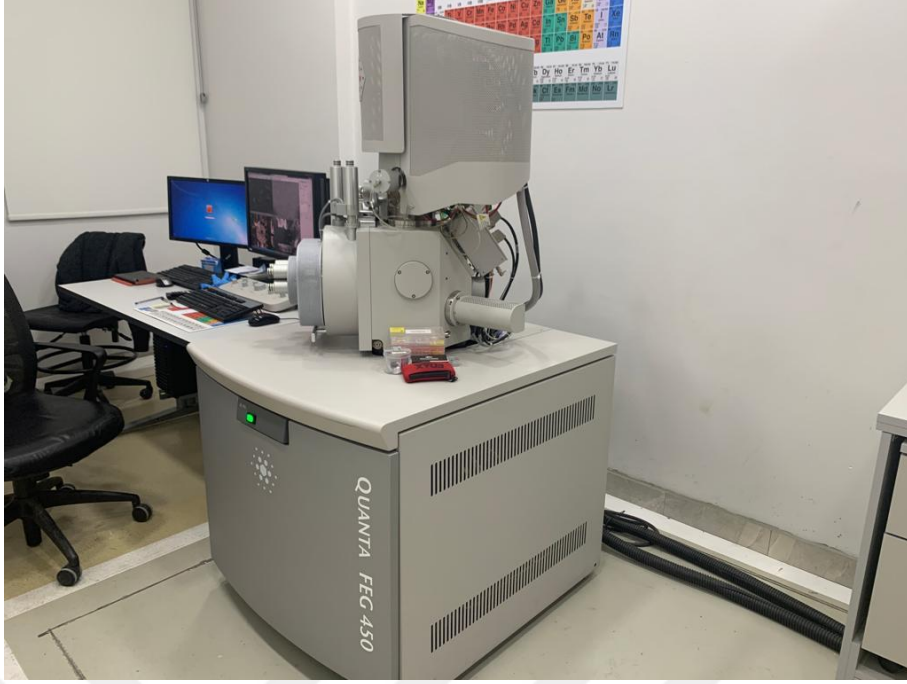
Her numunenin detaylı karakterizasyonu için farklı büyütme ölçeklerinde görüntüler alınmış ve birbirleri ile kıyaslamaları gerçekleştirilmiştir.

3.3.1.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri

Taramalı elektron mikroskobu odaklanmış bir elektron demeti ile numune yüzeyinin taranması ve bunun sonucunda görüntü alınması prensibi ile çalışır. Numune yüzeyindeki atomlar saçılan elektron demetleri ile etkileşerek; yüzeyin topografisi, morfolojisi, şekli, boyutu ve bileşim yapıları hakkında bilgiler verir [42].

Bu çalışmada taramalı elektron mikrosbu numunelerin farklı ısı işlemler sonucunda oluşan morfolojisini, oluşan çökeltilerin şekli, boyutu ve içeriği hakkında bilgi edinmek için kullanılmıştır.

SEM görüntülemesinde Şekil 3.9’da gösterilen FEI Quanta FEG 450 taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Ayrıca EDAX Octane Plus marka Enerji Dağılımı Spektrometresi (EDS) analitik sistemi kullanılmıştır.



Şekil 3.9. FEI Quanta FEG 450 marka taramalı elektron mikroskobu.

3.3.1.3. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi

XRD analizinde kullanılan X ışınları metal bir hedefe yüksek hızlı elektronların çarptırılması ile elde edilir ve malzemelerde bulunan bileşiklerin hem kalitatif, hem de yarı kantitatif ölçümlerinde kullanılmaktadır. Bu ışınlar çarpışma sonucunda kristal düzlemdeki atomlar tarafından kırınıma uğrar ve belli açılarda geri yansıma yaparlar. Elde edilen bu yansıma açıları da belli standard paternler ile karşılaştırılarak test edilen malzemenin bileşimi tayin edilmiş olur. Bu çalışmada Şekil 3.10'da gösterilen, Sakarya Üniversitesi'nde bulunan Rigaku DMax 2200 cihazı ile Cu/K α kullanılmıştır.



Şekil 3.10. Rigaku DMax 2200 marka XRD cihazı.

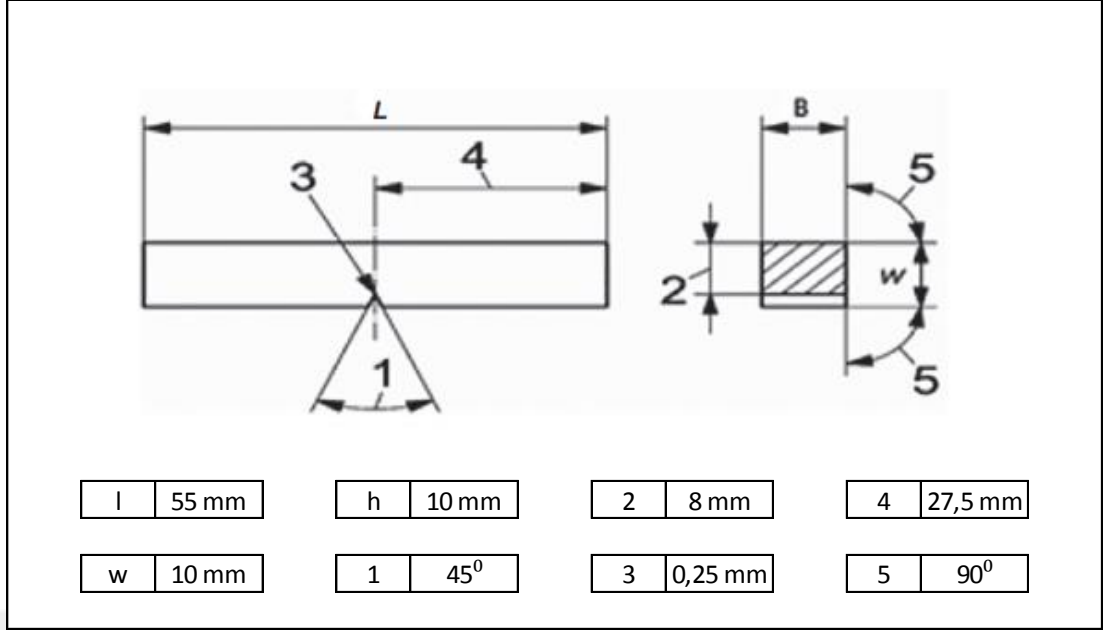
3.3.2. Mekanik özelliklerin incelenmesi

3.3.2.1. Sertlik testleri

Sertlik testleri değişen ısı işlem parametrelerinin etkilerinin araştırılması amacıyla yapılmıştır. Optik mikroskobide kullanılan numuneler, sonrasında terkar parlatılarak sertlik testinde kullanılmıştır. Sertlik testleri Emco Test Durascan 70 marka otomatik sertlik cihazı kullanılarak TS EN ISO 6507-1 standardına göre yapılmıştır. Her numune için 5 ölçüm gerçekleştirilmiş ve bu ölçümlerin ortalaması alınmıştır.

3.3.2.2. Çentik darbe testleri

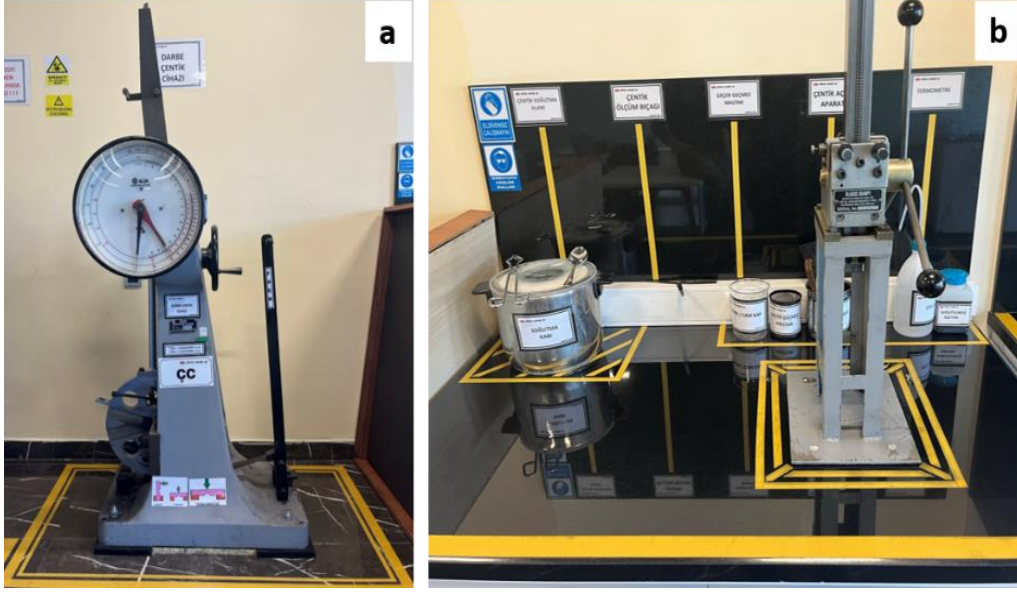
Bir malzemenin kırılma esnasındaki mekanik davranışının anlaşılması ve belirli yükler altındaki kırılma için gerekli enerji miktarının tespiti için çentik darbe testleri uygulanmaktadır.



Şekil 3.11. ISO 148-1 standardına göre çentik darbe numunesi.

Bu çalışmada farklı ısıl işlem parametrelerinin numuneler üzerinde oluşturduğu kırılma enerjisi değişimlerinin anlaşılabilmesi için çentik darbe testinden faydalanılmış ve çentik darbe testleri için 300 Joule kapasiteli test cihazı kullanılmıştır. Testler TS EN ISO 148-1 standardına göre yapılmış ve numune hazırlamada Şekil 3.11’de gösterildiği gibi TS EN ISO 148-1’e uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Her numune için oda sıcaklığında 6 ayrı test gerçekleştirilmiş ve elde edilen sonuçların ortalaması referans alınmıştır.

Çentik darbe testi sonucunda numune kırılma yüzeyinde; plastik şekil değişimine fırsat oluşmadan kırılma gerçekleşiyorsa gevrek kırılma (Taneli keskin kırılma yüzeyi), belli miktarda bir plastik şekil değişiminden sonra kırılma gerçekleşiyorsa sünek kırılma (lifli ve girinti-çıkıntılı kırılma yüzeyi) olarak isimlendirilir. Şekil 3.12’de de çentik testlerinin gerçekleştirildiği ALŞA marka test cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.12. a) ALŞA marka darbe çentik cihazı b) Numune hazırlama bıçağı.

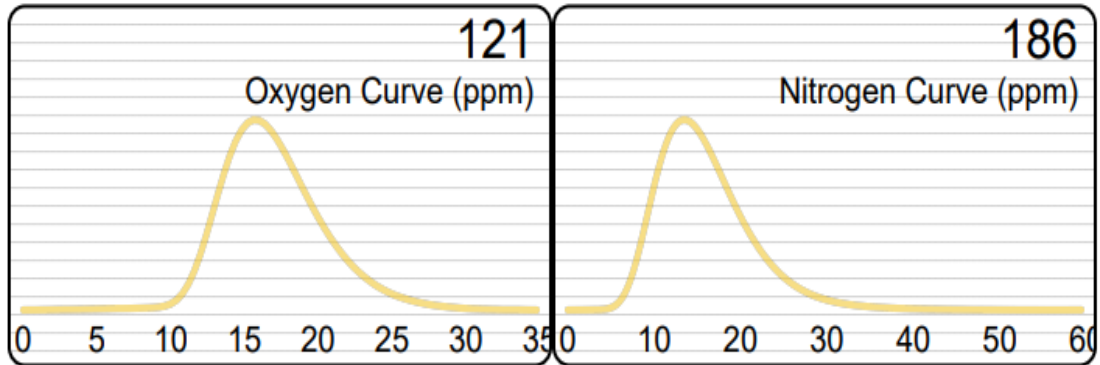
4. DENEYSEL SONUÇLAR

Deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarının potadan alınan numunelerine ait kimyasal kompozisyon sonuçları Tablo 4.1’de verilmiştir. Sonuçlar üzerindeki belirsizliği azaltmak için silisyum, molibden, krom, kükürt ve fosfor elementlerine ait içerikler dökümde kontrol altında tutulmuş, fosfor oranının %0,04’ü geçmemesi sağlanmıştır.

Tablo 4.1. Numune bloklarının kimyasal analiz değerleri (% ağırlıkça).

C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
1,16	13,21	0,43	2,13	0,040	0,001	Kalan

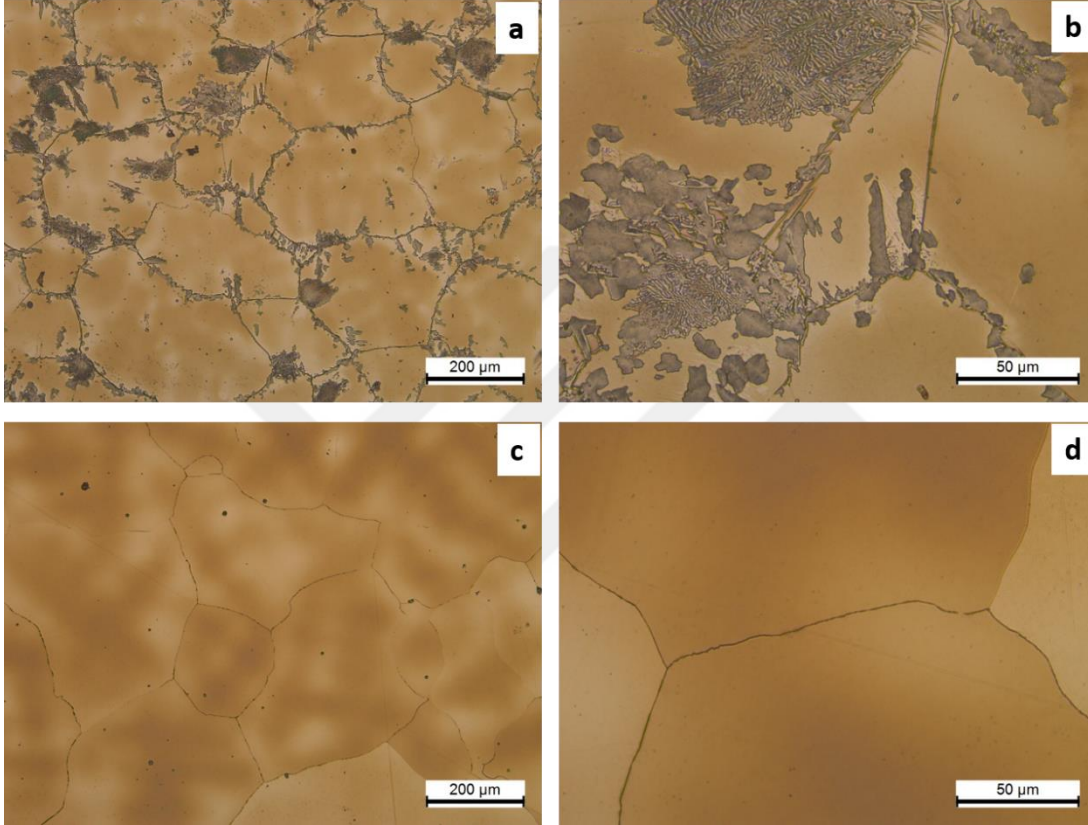
Kompozisyon hazırlama işlemi tamamlandıktan ve ergimiş metal döküm potasına alındıktan sonra nihai analizdeki serbest ve bağlı azot ve oksijen miktarlarının belirlenmesi için LECO test numunesi alınmış olup, bu test sonuçları da Şekil 4.1’de verilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre numune bloklarında oksijen miktarı 121 ppm azot miktarı ise 186 ppm olarak ölçülmüştür. Kuyucak tarafından azot değerinin 300 ppm’in üzerine çıkmasıyla parçalarda porozite oluşumunun arttığı raporlanmıştır [43]. Bu nedenle çalışmada kullanılan tüm test blokları oldukça düşük azot içeriğine sahip şekilde dökülmüştür.



Şekil 4.1. Numune blokları döküm azot ve oksijen LECO ölçüm sonuçları.

4.1. Mikro Yapı İncelemeleri

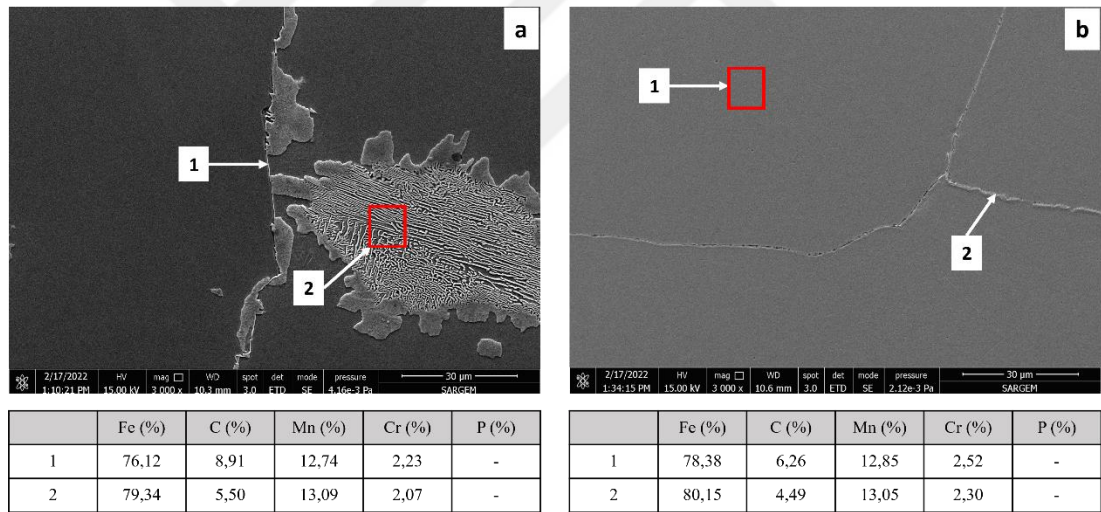
Numune bloklarına ait döküm ve çözeltiye alma ısıt işlemleri sonrası mikro yapı görüntüleri Şekil 4.2’de verilmiştir. Metalografik hazırlama işlemleri sonrası, ilk olarak 100X’lik optik büyütmede genel yapı ve karbür dağılımları incelenmiş ve sonrasında tane sınırlarının detaylı incelemesi için 500X’lik optik büyütme kullanılmıştır.



Şekil 4.2. Numune bloklarının a,b) Döküm sonrası c,d) Çözelti tavlaması sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 4.2.a,b’de görüldüğü üzere döküm yapısı östenitik matris üzerinde özellikle tane sınırlarında gözlemlenen yoğun karbürlerden oluşmaktadır. Matrisin östenitik yapısı kimyasal analizde bulunan yüksek karbon ve mangan içeriğinden kaynaklanmakta olup, tespit edilen karbür oluşumları krom, mangan ve demir gibi karbür yapıcıların varlığından kaynaklanmaktadır. Şekil 4.2.c,d’de ise 1080°C’de çözeltiye alma ısıt işlemleri sonrası karbürlerin çözündüğü ve yapının karbürlerden arınmış %100 östenite dönüştüğü görülmektedir. Bu durum yapılan çözeltiye alma ısıt işleminin başarılı bir şekilde gerçekleştiğini ve yapının yüksek manganlı östenitik bir çelikten beklenen forma ulaştırıldığını göstermektedir.

Şekil 4.3.a’da görüleceği üzere yüksek büyütmelerde yapılan SEM incelemelerinde karbür yapısı üzerinden EDS analizleri alınmıştır. Elde edilen sonuçlara göre döküm yapısında tespit edilen çökeltilerin demir karbür $(Fe,MnCr)_3C$ olduğu ve bir çekirdeklenme bariyeri gibi davranan tane sınırları etrafında perlitimsi lamel karbürlerin olduğu gözlemlenmiştir. Yapıda tespit edilen bu karbür ve perlitimsi lamel karbürler Hadfield çelikleri için tehlike arz etmekte ve çözelti tavlaması ısı işlemleri ile ortadan kaldırılmaları beklenmektedir. Bu kapsamda Martin ve ark. [44] tarafından Hadfield çeliklerinde oluşan perlitimsi karbür kolonilerinin çeliğin kırılma davranışını arttırdığı, %20’lik bir perlit oranının malzemenin uzamasında %90 oranında, kesit daralmasında ise %80 oranında düşüşe neden olduğunu raporlamışlardır. Şekil 4.3.b’de görülebileceği gibi 1080°C çözelti tavlaması sonrası yapının homojen olduğu ve döküm sonrası oluşan karbürlerin çözünerek ortadan kalktığı görülmektedir.

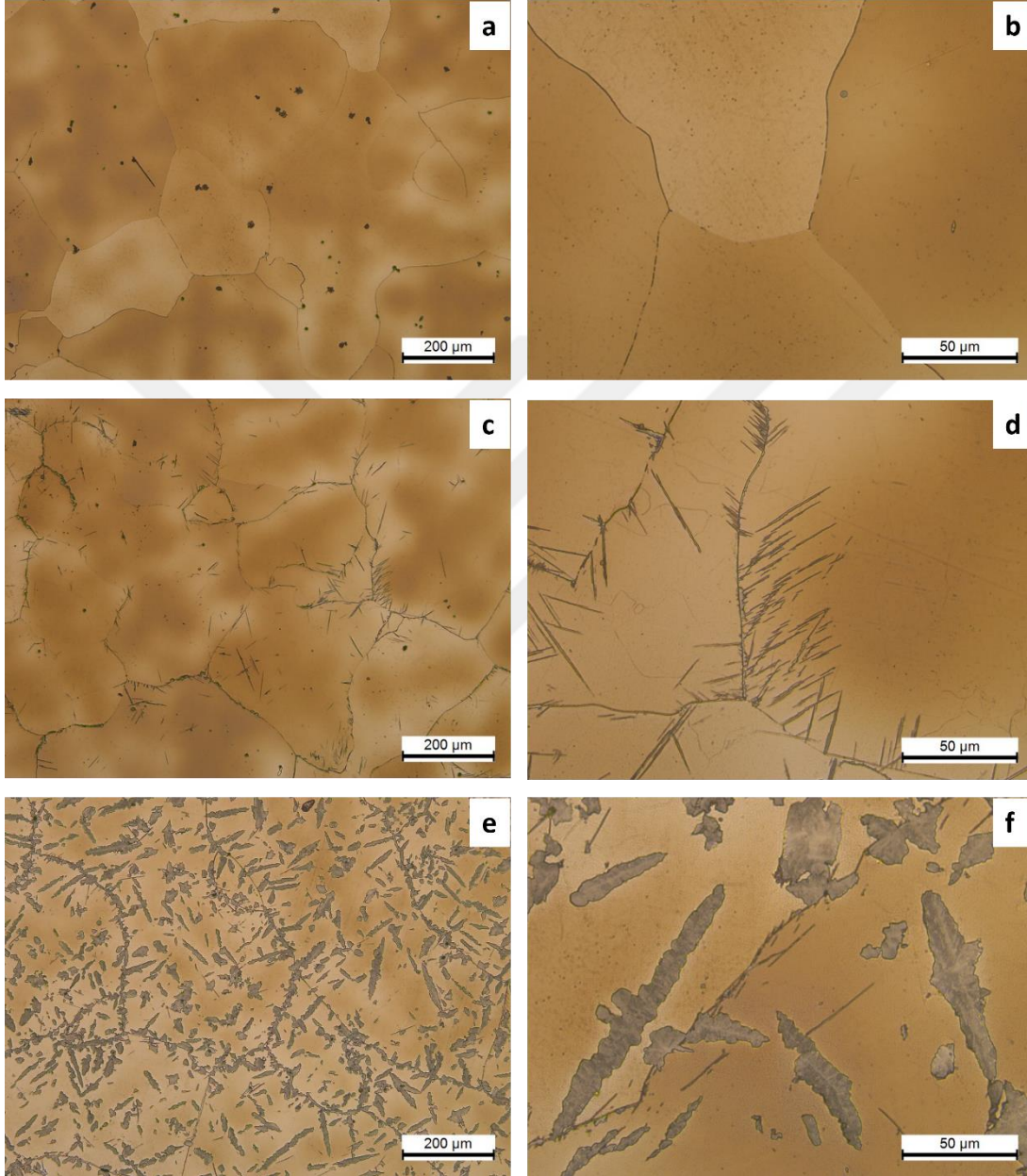


Şekil 4.3. Numunelerin a) Döküm sonrası, b) Çözelti tavlaması sonrası SEM görüntüleri.

Şekil 4.3.b üzerinde işaretlenmiş 2. EDS noktasından elde edilen sonuçlara göre; tane sınırlarında çok küçük miktarda, optik mikroskop incelemesi ile ayırt edilemeyecek incelikte karbürler hala mevcuttur. Şekil 4.3b’de tespit edilen bu ince karbürlerin özellikle darbe tokluklarına etkilerinin az olduğu düşünülmektedir. Bu konuyla ilgili olarak Kuyucak ve ark. [23] yaptığı çalışmada kalın karbürler östenit/karbür ara yüzeyi boyunca çatlak ilerlemesine neden olduğu gibi çeliğin gevrekleşmesine sebep olurken;

optik mikroskop altında zorlukla anlaşılabilen ince karbürlerin ise çelik üzerinde gevreklik oluşturmadığını raporlanmışlardır.

Çözeltiye alma ısıtıl işlemi sonrası, çökelme sertleşmesi ısıtıl işlemi uygulanan numunelerin mikro yapı görüntüleri Şekil 4.4'te verilmiştir.

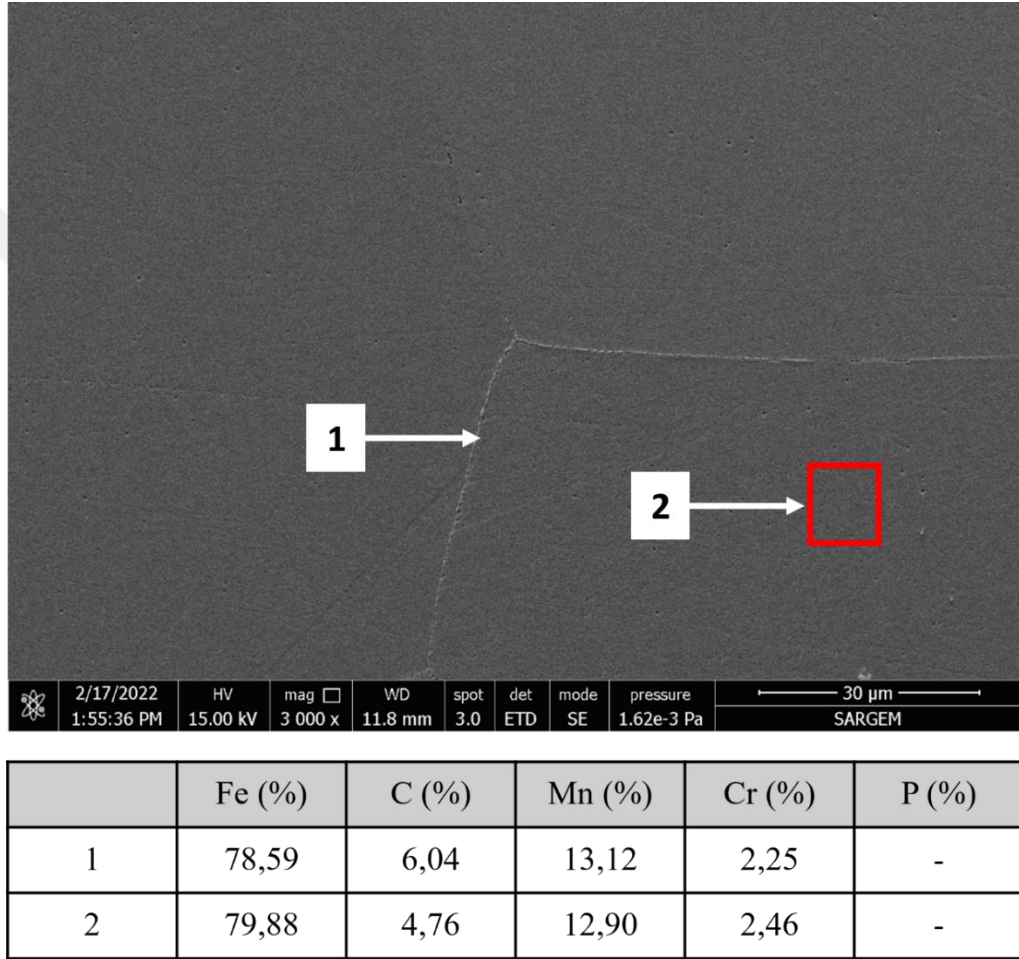


Şekil 4.4. a,b) 450°C'de, c,d) 550°C'de, e,f) 650°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri.

Elde edilen optik mikroskop görüntülerine göre artan sıcaklık ile karbür çökelme miktarı artış göstermekte olup; 450°C'de yalnızca tane sınırlarında görülen çökelmiş karbürler 650°C'ye gelindiğinde tüm matrisi kaplamaktadır.

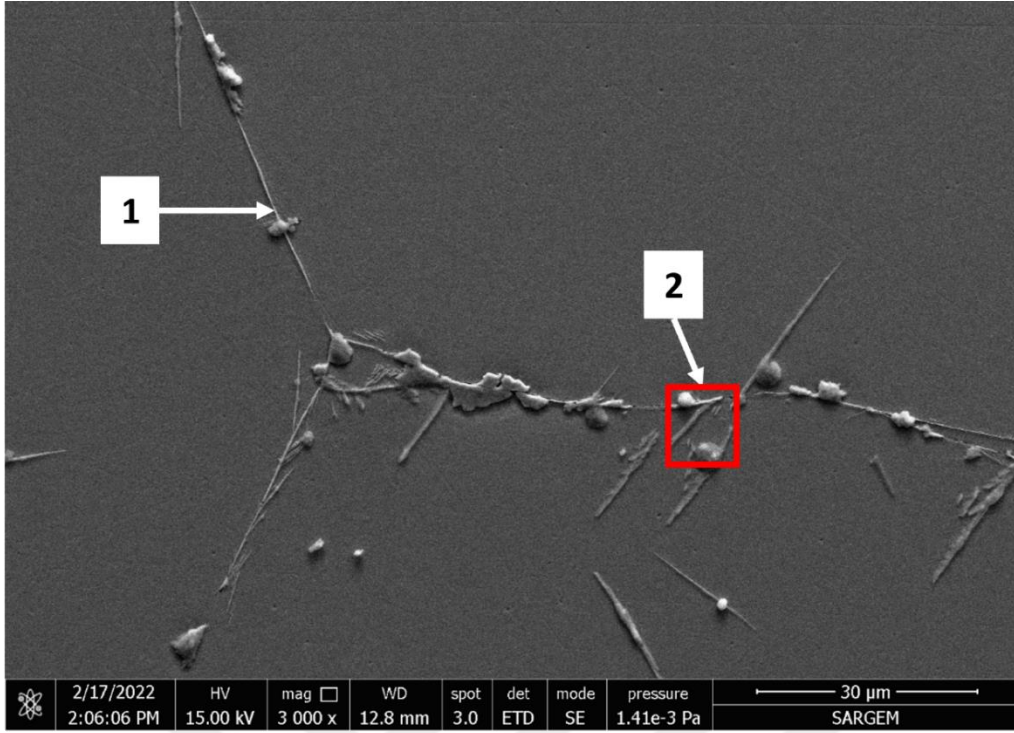
Benzer sonuçlar ASTM A128 Grç B-4 sınıfı yüksek manganlı çelik parçalar kullanarak farklı temperleme sıcaklıklarının etkisini çalışan Ibitoye ve arkadaşları tarafından da raporlanmıştır. Çalışmalarında artan temperleme sıcaklığı ile tane sınırlarında ve tane içlerinde karbür miktarının arttığı belirtilmiştir [45].

Şekil 4.5, Şekil 4.6 ve Şekil 4.7’de çözeltiye alma ısıl işlemi sonrasında sırasıyla 450°C, 550°C ve 650°C’de çökelme sertleşmesi ısıl işlemi uygulanan numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları verilmiştir.



Şekil 4.5. 450°C’de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.

Şekil 4.5’e göre 450°C’de çökelme sertleşmesi ısıl işlemi ana manganlı yapısında çok ciddi bir değişim oluşturmamış olup, yalnızca tane sınırlarında karbür çökelmesine sebep olmuştur. Ayrıca EDS ölçümlerinde tane sınırlarına yakın bölgelerden alınan, en son katılaşmanın gerçekleştiği matris bölgelerinde de karbon miktarında artış olduğu gözlenmiştir.

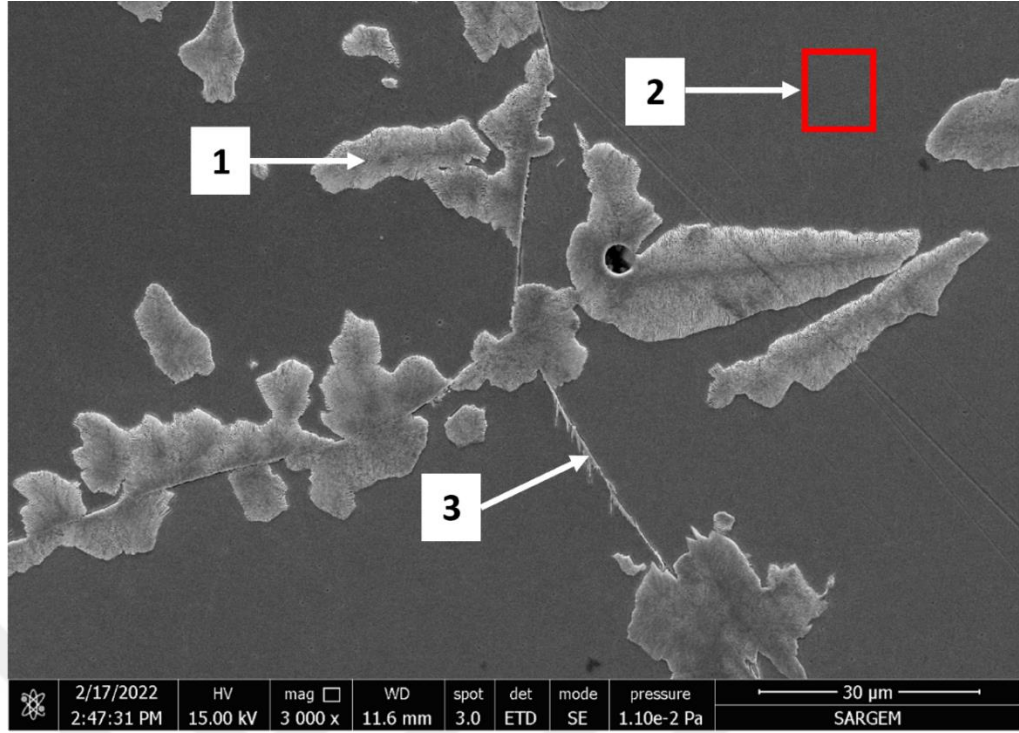


	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	P (%)
1	78,55	8,14	11,68	1,62	-
2	75,80	8,46	13,15	2,58	-

Şekil 4.6. 550°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.

Şekil 4.6'da göre 550°C'de çökelme sertleşmesi ısıl işlemi sonrası, tane sınırlarına çökelen karbürlerin büyüdüğü ve aynı zamanda tane içine doğru yönlendiği görülmektedir.

Çökelme sertleşmesi açısından ilk 450°C ve sonrasında 550°C sonuçlarına bakıldığında, halen tam olarak bir çökelme mekanizmasının sağlanamadığı söylenebilir. Bu sebeple daha yüksek sıcaklıklarda çökelme sertleşmesi ısıl işlemi tekrar edilmiştir. Bu bağlamda uygulanan 650°C'de çökelme sertleşmesi ısıl işlemi tüm tane sınırları ve matrisi kaplayacak karbürlerin oluşumunu sağlamıştır. Şekil 4.7'de 650°C'de yapılmış çökelme sertleşmesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları verilmiştir.



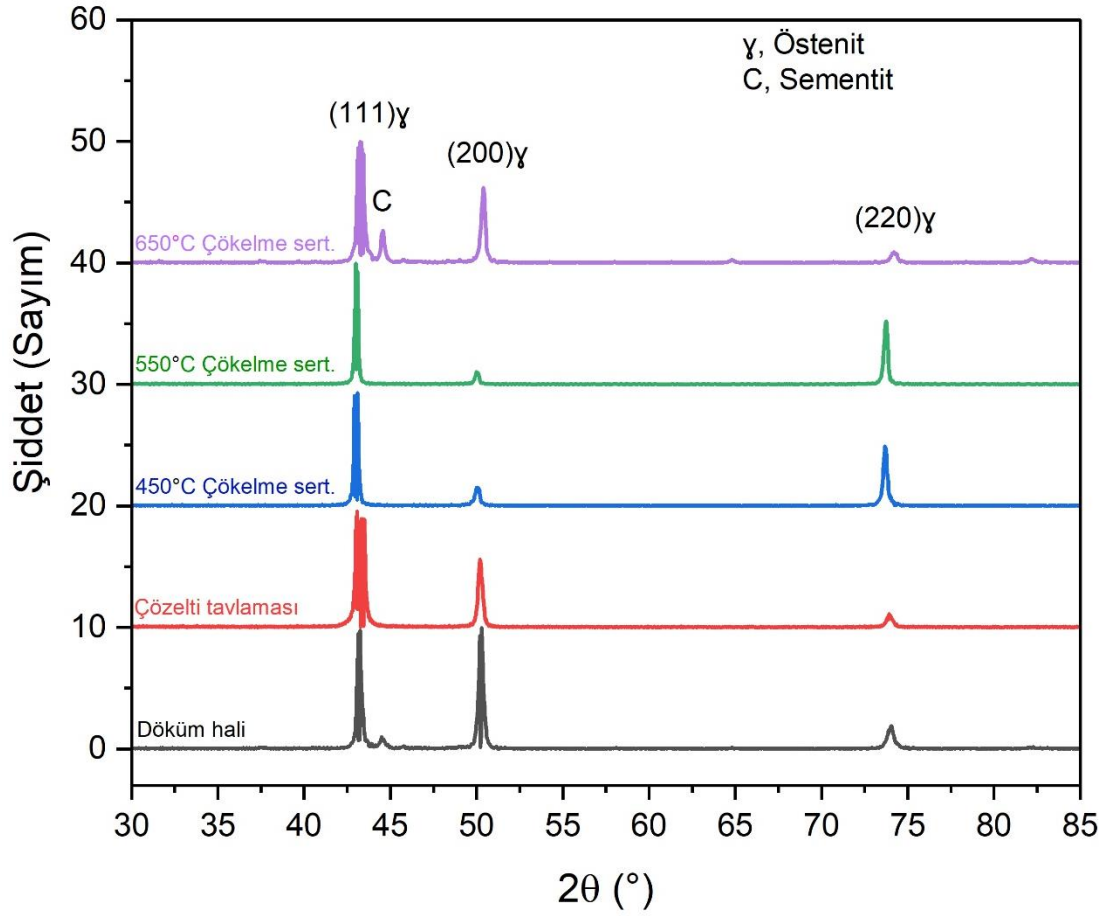
	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	P (%)
1	75,48	5,72	14,05	2,76	-
2	83,14	2,83	12,12	1,90	-
3	80,71	2,35	14,25	2,69	-

Şekil 4.7. 650°C'de çökelme sertleşmesi yapılmış numunenin SEM görüntüleri.

Kristal yapının anlaşılabilmesi için de XRD yöntemi kullanılmıştır. Elde edilen XRD analiz sonuçları Şekil 4.8'de verilmiştir. Bulgulara göre her numunede en kuvvetli pik $2\theta=43^\circ$ 'de elde edilmiş olup, bu pik manganlı çeliklerin östenit fazını göstermektedir. İlave olarak tüm numunelerde $2\theta=50^\circ$ ve $2\theta=74^\circ$ 'lerde de pikler elde edilmiş olup, bu pikler de östenit fazına aittir.

Yapılan XRD analizinden elde edilen diğer bir sonuç manganlı numunenin döküm yapısında $2\theta=45^\circ$ civarında tespit edilen piktir. Bu pik manganlı çelikteki $(\text{Fe,MnCr})_3\text{C}$ fazına ait olup, manganlı çeliğin döküm hali yapısında mevcut bulunan sementit fazını ifade etmektedir. $2\theta=45^\circ$ 'de elde edilen pik manganlı çeliğin çözelti tavlaması ısıtılmasına alınmasıyla, karbürlerden arındırılmış mikro yapının oluşumuyla beraber kaybolmuştur. Bu durum çözelti tavlaması sonrası yapılan mikro yapısal gözlemlerle örtüşmektedir. Sonrasında 450°C ve 550°C 'lik çözelti tavlamalarında da $2\theta=45^\circ$ 'deki pik gözlenmemiştir. Bunun sebebi mikro yapı

sonuçları ile paralel şekilde 450°C ve 550°C'deki karbür oluşumlarının XRD grafiğinde belirmeyecek kadar az olmasıyla açıklanabilir.



Şekil 4.8. Numunelere ait XRD sonuçları.

650°C'de yapılan çökelme sertleşmesine ait numune sonuçları elde edilen optik mikroskop ve SEM görüntüleriyle, ayrıca bir sonraki konuda işlenecek mekanik test sonuçlarına göre manganlı çeliğin döküm hali ile büyük benzerlik göstermektedir. Bu bulguya paralel şekilde XRD analizinin sonucunda 650°C'ye ait numunede de $2\theta=45^\circ$ piki tespit edilmiş olup, bu pik yapı içerisinde çökelmiş $(Fe,MnCr)_3C$ fazına aittir. Elde edilen XRD sonuçları literatür verileri ile uyuşmaktadır.

4.2. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

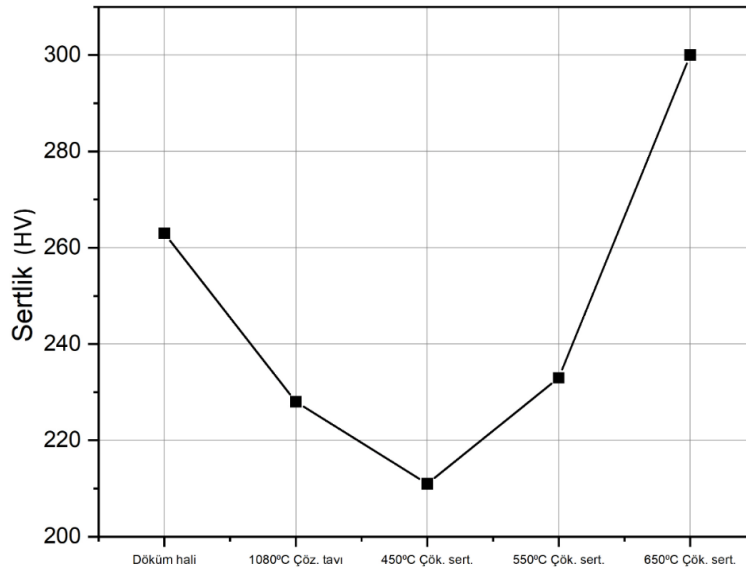
Farklı ısıtım işlem aşamalarında işlem gören numunelerden elde edilen mekanik test sonuçları Tablo 4.2'de verilmiştir. Döküm sonrası yapıda mevcut bulunan karbürler sebebi ile çentik darbe sonucu 4,5 J ve sertlik sonucu 263 HV iken; yapılan çözelti tavlama işlemi ile karbür çözünmesi sağlanmış ve elde edilen homojen östenitik yapı ile çentik darbe sonucu %4577 artarak 206 J'e çıkmıştır. Yanı sıra çözünen karbürler

sebebi ile sertlik sonucu 263 HV'den %13 azalarak 228 HV'ye düşmüş ve daha homojen bir sertlik dağılımı elde edilmiştir. 450°C'de sertlik değeri çok küçük bir düşüş göstererek 228 HV'den %8 azalarak 211 HV'ye gerilemiştir. 550°C'de yapılan çökelme sertleşmesi ise sertlikte çok küçük bir artışa sebep olmuş ve sertlik değeri 228 HV'den %2 artarak 233 HV'ye yükselmiştir. 650°C'de yapılan çökelme sertleşmesi sonrası ise sertlik değeri 228 HV'den %32 artarak 300 HV'ye çıkmış ve bu sertlik değeri ile numunenin döküm hali sertlik değerinin bile %14 üzerine çıkılmıştır. Sertlik sonuçlarını gösteren grafik Şekil 4.9'da verilmiştir.

Tablo 4.2. Numunelerin farklı ısı işlemlerde sertlik ve çentik darbe test sonuçları.

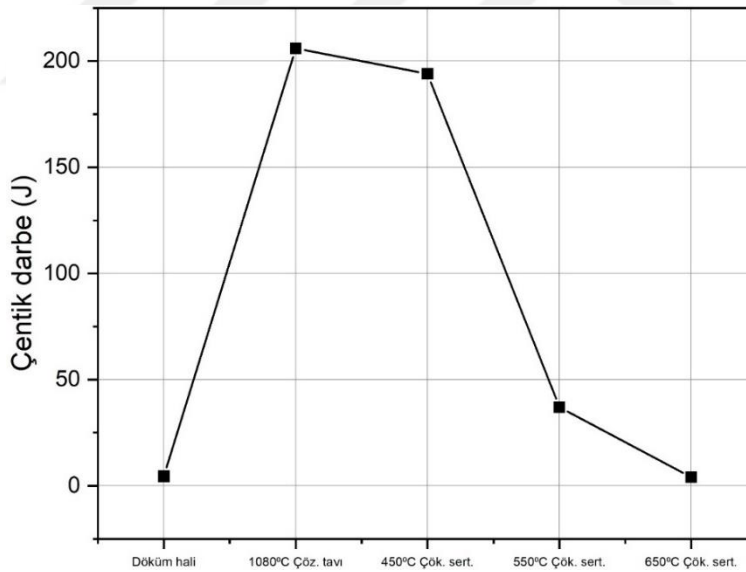
Numune adı	Sertlik (HV5)	Çentik darbe (J - @ Oda Sıc.)
Döküm hali	263	4,5
1080°C Çözelti tavlama	228	206
450°C Çökelme sertleşmesi	211	194
550°C Çökelme sertleşmesi	233	37
650°C Çökelme sertleşmesi	300	4

Çözelti tavlama sonrası 450°C, 550°C ve 650°C'de çökelme sertleşmesi ısı işlemleri uygulanan numunelerin çentik darbe sonuçları lineer olarak düşüş göstermiş; özellikle 550°C'de yapılan çökelme sertleşmesi sonrası çentik darbe 206 J'den %82 azalarak 37 J'e kadar düşmüştür. 650°C'lik çökelme sertleşmesi sonrası çentik darbe sonucu, numunenin döküm haline kadar gerilemiş ve %98 azalarak 4 J'e düşmüştür.



Şekil 4.9. Numunelerin döküm hali ve farklı ısıl işlemler sonucundaki sertlik dağılımları.

Elde edilen bu değerler optik mikroskop ve SEM görüntüleri ile uyumludur ve oluşan karbürler sebebiyledir. Çentik darbe sonuçlarını gösteren grafik Şekil 4.10'da verilmiştir.

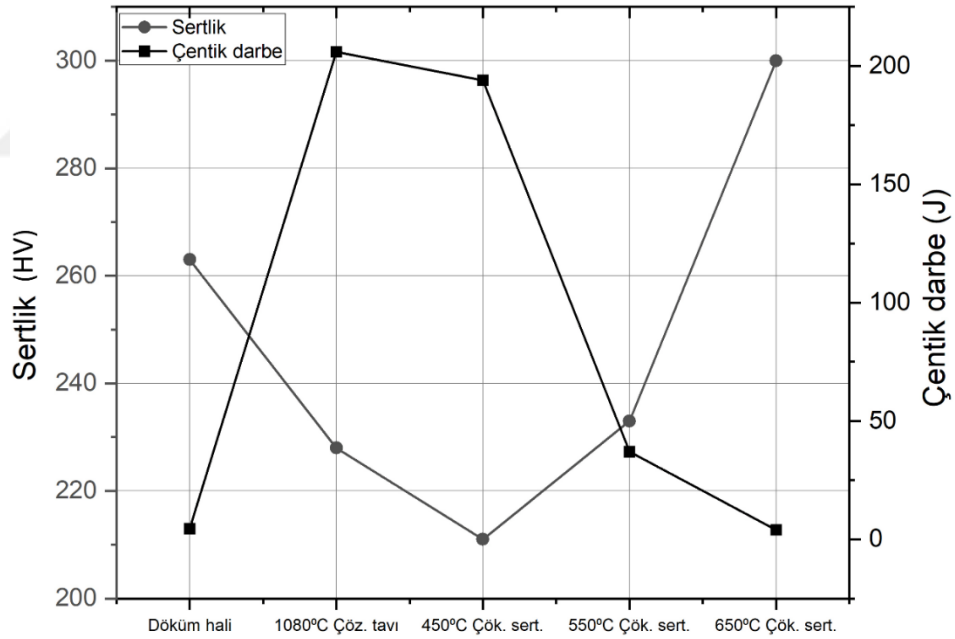


Şekil 4.10. Numunelerin döküm hali ve farklı ısıl işlemler sonucundaki çentik darbe dağılımları.

Elde edilen mekanik test sonuçlarına göre; numunelerin döküm yapısında bulunan çözünmemiş karbür içeriği, plastik deformasyon esnasında taneler arasında gevrekliğe neden olmakta ve bunun sonucunda çentik darbe veya tokluk değeri düşmektedir. 1080°C'de yapılan çözelti tavlamasında ise yapıda bulunan karbürler östenit matris içerisinde çözünmekte ve plastik deformasyon miktarı artmakta olup tokluk değerleri

büyük ölçüde iyileşmektedir. 450°C’de yapılan çökelme sertleşmesi, beklenildiği gibi belirli bir miktarda karbür çökmesine sebep olsa da, bu miktar tokluk değerlerini ciddi anlamda düşürecek gevrekliğe sebep olamamaktadır. Bunun sebebi olarak 450°C’de yapılan çökelme sertleşmesinin sonucunda ince tane sınırı karbürleri oluşması, bu karbürlerin ince boyutları ve düşük enerjileri nedeni ile östenit matris ile iyi bir kafes uyumu sağlamaları gösterilebilir [23].

550°C’de yapılan çökelme sertleşmesi ise numunenin tokluk değerlerinde ciddi bir düşüşe sebep olmuştur. Bu durum 450°C’nin karbür çökmesi için yetersiz veya sınırda kaldığını, 550°C’nin ise ciddi oranda karbür çökmesine sebep olduğunu göstermektedir. 650°C’de karbür çökelme prosesi devam etmekte olup, gerçekleşen çökmenin boyutu manganlı çeliğin çentik darbe özelliklerini neredeyse döküm hali değerlerine kadar geriletmiştir. Şekil 4.11’de sertlik ve çentik darbe sonuçlarının karşılaştırmalı grafiği verilmiştir.



Şekil 4.11. Numunelerin döküm hali ve farklı ısı işlemler sonucundaki mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.

Şekil 4.11’den görülebileceği gibi yapılan çökelme sertleşmesi ısı işlemleri manganlı çeliğin çentik darbe, yani tokluk özelliğini lineer bir şekilde düşürmüştür. 450°C’de az miktarda sayılabilecek bu düşüş sıcaklığın 550°C’ye çıkması ile ciddi oranda hızlanmıştır. Çökelme sertleşmesinin bir diğer etkisi olarak da 450°C’nin karbür çökmesi açısından ciddi bir fark oluşturmadığı göz önünde bulundurarak

düşünülürse; artan çökelme sertleşmesi sıcaklıkları ile manganlı çeliğin sertlik sonuçları da lineer bir şekilde artış göstermiştir.



5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Sağladıkları mükemmel mekanik özellikler sayesinde manganlı çelikler, başta madencilik olmak üzere bir çok sektörde kullanım imkanı bulmaktadır. Bu durumun mutlak bir sonucu olarak manganlı çelikler konusunda bir çok araştırma yapılmış ve yapılmaktadır. Tüm yapılan çalışmalar içerisinde manganlı çeliklerin çökelme sertleşmesi davranışı ve bu davranış sonucunda manganlı çeliklerin kazanabileceği mekanik özellikler konusunda hala yeterince çalışma mevcut değildir. Bu çalışma manganlı çeliklerin çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemine bir katkı, bir bakış açısı sunabilmek için yapılmıştır. Çalışma kapsamında geleneksel yöntemlerle üretilen manganlı çeliklere 450°C, 550°C ve 650°C’de çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemi yapılmış ve çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemi yapılan numuneler mikro yapısal ve mekanik açıdan incelemelere tabi tutulmuştur.

İlk olarak mikro yapı sonuçları değerlendirildiğinde,

- Manganlı çeliklerin döküm hali incelendiğinde, döküm kalıbı içerisinde yavaş soğumanın etkisi ile östenit matris içerisinde tane sınırları ve tane içleri boyunca rastgele dağılmış yüksek krom içerikli karbür yapıları tespit edilmiştir. Yapılan SEM ve EDS analizlerine göre bu karbürlerin $(Fe,MnCr)_3C$ olduğu düşünülmektedir.
- 1080°C’de 3 saat çözelti tavlama yapılmış numunede, östenit matriste tüm karbürler çözünmüş ve %100 östenit fazından oluşan geleneksel manganlı çelik mikro yapısı elde edilmiştir.
- Devamında çözelti tavlama ile karbürlerden arındırılmış numuneler ayrı ayrı olarak 450°C, 550°C ve 650°C sıcaklıklarda 3 saat bekletilerek çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemi uygulanmıştır. Burada amaçlanan belirlenen sıcaklıklarda manganlı matris içerisinde karbür çökmesinin gerçekleştirilmesi olmuştur. 450°C’de çökelme sertleşmesi uygulanan numunede yalnızca tane sınırlarında yüksek büyütmelede görünebilecek kadar ince karbür çökmesinin sağlanabildiği görülmüştür. İlâveten yine aynı

sıcaklıkta kalıntı östenitin parçalanması nedeniyle matris içerisinde iğnemsî (martenzit olduğu düşünülen) sert yapıların yavaş yavaş oluşmaya başladığı görülmüştür. Çökelme sertleşmesi sıcaklığının 550°C'ye çıkmasıyla bu durum ciddi oranda artmış ve neredeyse tüm tane sınırları boyunca ve tane sınırlarına yakın bölgelerde iğnemsî yapıların arttığı görülmüştür. Son olarak 650°C'de gerçekleştirilen çökelme sertleşmesinde ise yapıda artık ciddi oranda karbür çökmesi başlamış, östenit matris kararlılığını kaybetmiştir.

Mekanik test sonuçları değerlendirildiğinde,

- Döküm yapılarında bulunan ve östenit matris içerisinde rastgele dağılmış karbür ağları yüksek manganlı çeliğin döküm yapısında ciddi oranda süneklik kaybına neden olmuştur. Bu sonuçta literatürde manganlı çeliklerin döküm halleri ile yüksek yükler altında neden çalışamayacağını göstermektedir.
- Manganlı çelik numunelerine çözelti tavlaması ısıtma işlemi uygulandığında ise beklenildiği şekilde çentik darbe sonuçlarında muazzam bir iyileşme görülerek bu sonuçlar %4577 miktarında artmış, sertlik ise geleneksel manganlı çelikten beklenen skalaya gerilemiştir. Bu sonuçlar çözelti tavlaması ısıtma işlemi karakterizasyonunun doğru yapıldığını ve karbürlerden arındırılmış şekilde sünek bir manganlı çelik üretiminin sağlandığını göstermiştir.
- Çökelme sertleşmesi ısıtma işlemi uygulanan numuneler mekanik açıdan incelendiğinde ise, 450°C'de çökelme sertleşmesi uygulanan numunenin çentik darbe ve sertlik sonuçlarında ciddi bir değişim olmadığı ve çözelti tavlaması sonuçlarına göre neredeyse değişmediği görülmüştür. Bu sonuç 450°C'nin çökelme sertleşmesi için yeterli olmadığını göstermektedir.
- Çökelme sertleşmesinde 550°C'ye gelindiğinde ise çentik darbe sonuçları çözelti tavlaması sonuçlarına göre %82 gerilemiş ve bunun yanı sıra sertlik değeri %2 kadar artmıştır. Bu sonuçlar ve elde edilen mikro yapı sonuçları beraber değerlendirildiğinde 550°C'de çökelme sertleşmesi ısıtma işleminin gerçekleştirildiği düşünülmektedir.
- Çökelme sertleşmesinde 650°C'ye gelindiğinde ise çentik darbe sonuçları manganlı çeliğin döküm haline kadar gerilemiş, sertlik sonuçları ise çözelti tavlaması haline göre %32 artmıştır. Fakat 650°C'de çentik darbe

sonuçlarındaki kritik düşüş bu sıcaklığın uygulanabilirliği açısından sorun teşkil edebilmektedir.

Bu çalışmanın devamı niteliğinde;

- Sıcaklığın karbür çökmesi üzerindeki daha detaylı incelemek amacıyla 500°C, 600°C gibi ara sıcaklıklar içinde çalışmalar gerçekleştirilebilir ve böylece farklı tokluk/aşınma direnci oranları için farklı ısıtma işlem reçetelerinin kullanılması sağlanabilir.
- Manganlı çeliğin kimyasal bileşimine krom yerine molibden ilavesi yapılabilir. Böylece molibden elementinin karbür yapısı üzerinde olan çökmeyi geciktirici, küresel karbür oluşumunu teşvik edici ve tane küçültücü etkileri nedeniyle daha yüksek aşınma/tokluk değerlerinin eldesi sağlanabilir.



KAYNAKLAR

- [1] Bhero, S. W., Nyembe, B., Lentsoana, K. (2014). Common Failures of Hadfield Steel in Application. *International Conference on Mining, Mineral Processing and Metallurgical Engineering (ICMMME'2014)*, 17-19.
- [2] Ozgowicz, W., Kurc-Lisiecka, A., Grajar, A. (2012). *Environmental and industrial corrosion – practical and theoretical aspects*. InTech.
- [3] Okechukwu, C., Dahunsi, O. A., Oke, P. K., Oladele, I. O., Dauda, M. (2017). Prominence of Hadfield steel in mining and minerals industries. *International Journal of Engineering Technologies*, 3(2), 83-90.
- [4] David Havel, P.E. (2017). Austenitic Manganese Steel Complete Overview. *Columbia Steel Casting Co., Inc.* 1-19.
- [5] Hosseini, S., Limooei, M. (2011). Optimization of heat treatment to obtain desired mechanical properties of high Carbon Hadfield steels. *World Applied Sciences Journal*, 15(10), 1421-1424.
- [6] Gürol, U. (2020). *Döküm proses parametrelerinin yüksek manganlı östenitik çeliklerin özelliklerine etkisinin incelenmesi* [Doktora tezi] Sakarya Üniversitesi.
- [7] Haakonsen, F. (2009). *Optimizing of Strømhard austenitic manganese steel* [Doktora tezi]. Trondheim Norwegian University.
- [8] Sabzi, M., Farzam, M. (2019). Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties. *Material Research Express*, Volume 6, Number 10, 1-15. DOI 10.1088/2053-1591/ab3ee3
- [9] Mahlami, C. S., Pan, X. (2017). Mechanical properties and microstructure evaluation of high manganese steel alloyed with vanadium. *American Institute of Physics Conference Proceedings*, 1859, 020083. <https://doi.org/10.1063/1.4990236>
- [10] Mahlami, C. S., Pan, X. (2014) An overview on high manganese steel casting. *71th World Foundry Congress*.
- [11] Kayadelen, A. (2018). *Yüksek manganlı östenitik çeliklerin aşınma davranışlarına vanadyum ve molibden element ilavesinin etkisinin incelenmesi* [Yüksek lisans tezi]. Eskişehir Osman Gazi Üniversitesi.
- [12] Alyaz, S. (2003). *Effect of heat treatment and chemical composition on microstructure and mechanical properties of Hadfield steels* [Yüksek lisans tezi]. Middle East Technical University.
- [13] Gürol, U., Kurnaz, S. C. (2020). Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 56(2) B (2020) 171 – 182. DOI:10.2298/JMMB191111009G

- [14] Maratray, F. (1995). *High Carbon Manganese Austenitic Steels*. International Manganese Institute.
- [15] Venturelli, B., Tressia, G., Albertin, E. (2022). Effect of manganese content on the wear resistance and impact properties of Hadfield steel. *51st Melting, Refining&Casting Conference*.
- [16] Tecza, G., Sobula, S. (2014). Effect of heat treatment on change microstructure of cast high-manganese Hadfield steel with elevated chromium content. *Archives of Foundry Engineering*, (1897-3310) Volume 14, Special issue 3/2014, 67-70.
- [17] El-Mahallawi, I., Abdel-Karim, R., Naguib, A. (2001). Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel. *Materials Science and Technology*, 17, 1385–1390. DOI:10.1179/026708301101509340
- [18] Khanh, P. M., Nam, N. D., Chieu, L. T., Quyen, H. T. N. (2014). Effects of chromium content and impact load on microstructures and properties of high manganese steel. *Materials Science Forum*, Vol 804, 297-300. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.804.297
- [19] Ekstra Metal. (2022, 24 Kasım). Östenitik mangan çelikleri. <https://www.ekstrametal.com.tr/tr/42900/URETIM-TEKNIKLERI/ÖstenitikManganÇelikleri>
- [20] Pribulova, A., Babic, J., Baricova, D. (2011). Influence of Hadfield's steel chemical composition on its mechanical properties. *Chemicke Listy*, 105(16): 430-432.
- [21] Mohammadnezhad, M., Javaheri, V., Naseri, M. (2013). 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.
- [22] Gautam, S. (2022). *Investigating the effect of Mn content on the microstructure and mechanical properties of high manganese steel* [Yüksek lisans tezi]. The University of British Columbia.
- [23] Kuyucak, S., Zavadil, R. (2004). Heat treatment processing of austenitic manganese steels. *66th World Foundry Congress, Volume: Steel Casting*, 1-16.
- [24] Davydov, N. G., Lyamzin, V. A. (2017). Heat treatment of parts and casting from high-manganese steel of type 110G13L and its special features. *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 58, Nos. 9-10, 559-561. DOI 10.1007/s11041-017-0054-8
- [25] Mousavi Anijdan, S. H., Sabzi, M. (2018). 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*, 27:5246-5253. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3625-y>
- [26] Jafarian, H. R., Sabzi, M., Mousavi, S. H., Eivani, A. R., Park, A. (2020). The influence of austenization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel. *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 10, 819-831. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.003>

- [27] Nejat, S. (1995). Yüksek manganlı östenitik çelikler ve kaynağı. *Metal ve Kaynak Dergisi*, 66, 36-41.
- [28] Aribo, S., Alaneme, K. K., Folorunso, D., Aramide, F. O. (2010). Effect of precipitation hardening on hardness and microstructure of austenitic manganese steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, Vol. 9, No:2, pp. 157-164. DOI:10.4236/jmmce.2010.92014
- [29] Torabi, S. A., Amini, K., Gharavi, F. (2017). The effect of shot peening and precipitation hardening on the wear behavior of high manganese austenitic steels. *Metallurgical Research&Technology*, Volume 114, Number 5, 1-6. <https://doi.org/10.1051/metal/2017050>
- [30] Mohamed, A. A., El Fawkhry, M. K., Elnahas, W. M. (2020). The effect of precipitation hardening on the properties Hadfield steel. *ERJ Engineering Research Journal*, Vol:43, No:2, 119-125. DOI:10.21608/erjm.2020.83899
- [31] Iker, M., Gaude-Fugarolas, D., Jacques, P. J., Delannay, F. (2007). Improvement of the mechanical properties of high manganese steels by combination of precipitation hardening and mechanical twinning. *Advanced Materials Research Vols*, 15-17 (2007) pp.852-857.
- [32] Kivak, T., Uzun, G., Ekici, E. (2016). An experimental and statistical evaluation of the cutting parameters on the machinability of Hadfield steel. *Gazi University Journal of Science*, 29(1):9-17.
- [33] Çakır, O. (2016). Machining of Hadfield steel: An overview. *2nd International Conference on Advances in Mechanical Engineering, Proceedings Book*, 1-8.
- [34] Gürol, U. (2022). Welding of high manganese austenitic cast steels using stainless steel covered electrodes. *International Journal of Metalcasting*, <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00834-5>
- [35] Maghawry, M. M., Morsy, M. A., El Fawkhry, M. K. (2022, 17 Aralık). Weldability of conventional high manganese steel and ladle treatment one. <https://steel-grips.com/articles/2018/sg18001.pdf>
- [36] Mendez, J., Ghoresly, M., Mackay, W. B. F., Smith, T. J. N., Smith, R. W. (2004). Weldability of austenitic manganese steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 596 – 602. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.033>
- [37] Aydın, H. (2013). *Effect of microstructure on static and dynamic mechanical properties of third generation advanced high strength steels* [Doktora tezi]. McGill University.
- [38] Kılıç, S. (2016). *TWIP çeliklerinde ikizlenme mekanizmasının mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi* [Doktora tezi]. Niğde Üniversitesi.
- [39] Bleck, W. (2021). New insights into the properties of high-manganese steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Volume 28, Number 5, 782-795. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2166-1>
- [40] Balogun, S. A., Esezobor D. E., Agunsoye, J. O. (2008). Effect of melting temperature on the wear characteristics of austenitic manganese steel. *Journal of Minerals&Materials Characterization&Engineering*, Vol. 7, No:3, pp 277-289.

- [41] Gürol, U., Karadeniz, E., Çoban, O., Kurnaz S. C. (2021). Casting properties of ASTM A128 Gr. E1 steel modified with Mn-alloying and titanium ladle treatment. *Research&Development, China Foundry*, Vol. 18, No:3, 199-206. <https://doi.org/10.1007/s41230-021-1002-1>
- [42] ESOGÜ Merkezi Araştırma Laboratuvarı Uygulama ve Araştırma Merkezi. (2022, 27 Kasım). Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM). <https://arum.ogu.edu.tr/Sayfa/Index/65/taramali-elektron-mikroskobu-sem>
- [43] Kuyucak, S. (2004) Nitrogen Problem in austenitic manganese steels. *AFS Transactions*, 99-17, 375-381.
- [44] Martin, M., Raposo, M., Druker, A., Sobrero, C., Malarria, J. (2016). Influence of pearlite formation on the ductility response of commercial Hadfield steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 5, 505-511. <https://doi.org/10.1007/s13632-016-0316-7>
- [45] Ibitoye, S. A., Olawale, J. O., Shittu, M. D. (2009). Mechanical properties of quench-hardened, martempered and tempered ASTM A128 Grade B-4 steel. *Journal of Science and Technology*, Vol.29, No. 2, 107-117.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Faruk ÖZTÜRK

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2007, Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- **Yükseklisans** : 2022, Sakarya Üniversitesi , Metalurji ve Malzeme Mühendisliği,

MESLEKİ DENEYİM:

- 2008-2014 yılları arasında Aslanlı Tel Sanayi ve Haddecilik firmasında Laboratuvar Mühendisi olarak çalıştı.
- 2014 – 2022 Silvan Sanayi A.Ş.'de çalışmaya başlamıştır. 2022 yılı itibariyle halen Silvan Sanayi A.Ş.'de çalışmaktadır.