



**T.C.
BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

**DÖVME UYGULAMALARI İÇİN YÜKSEK MUKAVEMET VE TOKLUK
ÖZELLİĞİNE SAHİP SÜREKLİ SOĞUTMA İLE ÜRETİLEN YENİ ÇELİK
KALİTELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

Emre ALAN

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Doktora Programı

ARALIK 2024

**T.C.
BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

**DÖVME UYGULAMALARI İÇİN YÜKSEK MUKAVEMET VE TOKLUK
ÖZELLİĞİNE SAHİP SÜREKLİ SOĞUTMA İLE ÜRETİLEN YENİ
ÇELİK KALİTELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

Emre ALAN

182297058001

ORCID: 0000-0002-1894-0231

**İleri Teknolojiler Anabilim Dalı
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Doktora Programı**

Danışman: Prof. Dr. Deniz UZUNSOY

ORCID: 0000-0002-2515-7624

İkinci Danışman: Prof. Dr. Bilgehan ÖGEL

ORCID: 0000-0003-1181-4395

ARALIK 2024

BTÜ, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün 182297058001 numaralı Doktora Öğrencisi Emre ALAN, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “DÖVME UYGULAMALARI İÇİN YÜKSEK MUKAVEMET VE TOKLUK ÖZELLİĞİNE SAHİP SÜREKLİ SOĞUTMA İLE ÜRETİLEN YENİ ÇELİK KALİTELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Deniz UZUNSOY**
Bursa Teknik Üniversitesi

İkinci Danışman : **Prof. Dr. Bilgehan ÖGEL**
Orta Doğu Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Cem KAHRUMAN**
Bursa Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Hakan GAŞAN
Eskişehir Osmangazi Üniversitesi

Prof. Dr. Ebru Devrim ŞAM PARMAK
Bursa Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Mehmet BUĞDAYCI
Yalova Üniversitesi

Teslim Tarihi :
Savunma Tarihi : 27 Aralık 2024



20.04.2016 tarihli Resmi Gazete’de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince; Bu Lisansüstü teze, Bursa Teknik Üniversitesi’nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Lisansüstü Eğitim Enstitüsü’nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

Bu tez, 222M041 numaralı TÜBİTAK 1002-A Hızlı Destek Programı projesi ile desteklenmiştir.

İNTİHAL BEYANI

Bu tezde görsel, işitsel ve yazılı biçimde sunulan tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uyularak tarafımdan elde edildiğini, tez içinde yer alan ancak bu çalışmaya özgü olmayan tüm sonuç ve bilgileri tezde kaynak göstererek belgelediğimi, aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim.

Öğrencinin Adı Soyadı: Emre ALAN

İmzası:





Aileme,

ÖNSÖZ

Doktora eğitimim ve tez çalışmam süresince göstermiş olduğu ilgi ve tüm yardımları için değerli danışman hocam Prof. Dr. Deniz UZUNSOY'a teşekkürlerimi sunarım.

Başta tez süreci olmak üzere birçok çalışma konusunda teknik bilgi ve tecrübelerini esirgemeyen değerli eş danışman hocam Prof. Dr. Bilgehan ÖGEL'e teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tez süresi boyunca izleme komitemde yer alan, tez çalışmalarımın şekillenmesine ve sonuçlanmasına katkı sağlayan değerleri hocalarım Prof. Dr. Hakan GAŞAN ve Prof. Dr. Cem KAHRUMAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Test ve analiz süreçlerinde tecrübeleriyle yol gösteren ve doktora çalışmalarına destek olan değerli hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Kemal DAVUT ve Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e teşekkürlerimi sunarım.

Lisansüstü eğitim hayatımın başlangıcında beni çelik malzemeler ve modelleme & simülasyon çalışmalarına yönlendiren değerli yüksek lisans danışmanım Prof. Dr. C. Bora DERİN'e en içten teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tezim boyunca tüm araştırma, üretim, test ve analiz süreçlerinde desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, Ar-Ge Merkezi başta olmak üzere tüm ÇEMTAŞ Çelik Mak. ve San. Tic. A. Ş. çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca her zaman yanımda olan ve desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen aile büyüklerime ve eşime sonsuz teşekkür ederim.

Aralık 2024

Emre ALAN
(Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi)

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	viii
KISALTMALAR	x
SEMBOLLER	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xiv
ÖZET.....	xx
SUMMARY	xxii
1. GİRİŞ	1
1.1 Çelik Malzemeler ve Özellikleri	4
1.1.1 Çelik üretim yöntemleri	4
1.1.2 Çeliklerde sıcak dövme uygulamaları	10
1.1.2.1 Açık kalıpta dövme işlemi	11
1.1.2.2 Kapalı kalıpta dövme işlemi	12
1.1.2.3 Sıcak dövme sonrasında uygulanan işlemler	13
1.2 Literatür Araştırması	14
1.2.1 Mikroyapısal dönüşümler ve mekanik özelliklere etkileri.....	16
1.2.2 Alaşım elementlerinin etkileri.....	25
1.2.3 Deformasyon uygulamasının etkileri	37
1.2.4 Isıl işlem parametreleri ve alternatif uygulamalar	38
1.3 Tezin Amacı ve Hedefleri	45
1.4 Hipotez	46
2. MALZEME VE YÖNTEM.....	48
2.1 Alaşım Tasarımları	50
2.2 Laboratuvar Ölçekli Üretimler	55
2.2.1 Vakum indüksiyon ergitme sistemi.....	55
2.2.2 Sıcak deformasyon uygulaması	58
2.2.3 Isıl işlem uygulamaları.....	59
2.3 Optimizasyon ve Doğrulama Çalışmaları	62
2.4 Karakterizasyon İşlemleri	64
3. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	71
3.1 Alaşım Tasarımları	71
3.2 Laboratuvar Ölçekli Üretimler	93
3.3 Optimizasyon ve Doğrulama Çalışmaları	95
3.3.1 Çoklu doğrusal regresyon incelemeleri.....	96
3.3.2 Yapay sinir ağı modeli incelemeleri	106
3.3.3 Optimizasyon ve doğrulama üretimleri.....	110
3.3.3.1 Kimyasal kompozisyonun optimizasyonu	111
3.3.3.2 Isıl işlem süreçlerinin optimizasyonu.....	119
3.3.3.3 Deformasyon süreçlerinin optimizasyonu	120

3.3.4 Endüstriyel ölçekte nihai ürün ile doğrulama üretimleri	137
4. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	157
KAYNAKLAR	165
ÖZGEÇMİŞ.....	176



KISALTMALAR

BOF	: Bazik Oksijen Fırını
CCM	: Sürekli Döküm Makinesi
CCT	: Continuous Cooling Transformation – Sürekli Soğutma Dönüşümü
CP	: Complex Phase – Karmaşık Fazlı
DP	: Dual Phase – Çift Fazlı
EAF	: Elektrik Ark Fırını
EBSD	: Electron Backscatter Diffraction – Elektron Geri Saçılım Kırınımı
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry – Enerji Dağılımlı Spektrometresi
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HMT	: Hacim Merkezli Tetragonal
HSLA	: High-Strength Low-Alloy – Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşım
LF	: Pota Fırını
MLP	: Multi Layer Perceptron – Çok Katmanlı Algılayıcı
MLR	: Multiple Linear Regression – Çoklu Doğrusal Regresyon
MSE	: Mean Square Error – Ortalama Kare Hatası
OES	: Optik Emisyon Spektrometresi
OM	: Optik Işık Mikroskobu
Q&T	: Quenching and Tempering – Islah Isıl İşlemi
R	: Correlation Coefficient – Korelasyon Katsayısı
RA	: Retained Austenite – Kalıntı Östenit
SEM	: Scanning Electron Microscopy – Taramalı Elektron Mikroskobu
TRIP	: Transformation Induced Plasticity – Dönüşüm Katkılı Plastisite
TTP	: Time Temperature Precipitation – Süre Sıcaklık Çökelti Diyagramı
XRD	: X-Ray Diffraction – X-Işınları Kırınımı
YF	: Yüksek Fırın
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
YSA	: Yapay Sinir Ağı

SEMBOLLER

α	: Alfa demir – ferrit
γ	: Gama demir – östenit
B_s	: Beynitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı
d	: Ortalama tane büyüklüğü
El	: Uzama
k	: Hall-Petch sabiti
M_s	: Martenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı
R_e	: Akma mukavemeti
R_m	: Çekme mukavemeti
Δl	: Boyutsal değişim
ε	: Gerinim
σ	: Gerilme

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 : Farklı çelik gruplarına ait mikroyapı dağılımları (Liu ve diğ, 2018). ..	17
Çizelge 1.2 : Literatürde yer alan farklı alaşım tasarımı ve üretim parametrelerine ait özet çizelge.	44
Çizelge 3.1 : Alaşım Tasarımı çalışmalarında dikkate alınan başarı ölçütleri.	71
Çizelge 3.2 : JMatPro ile tahmin edilen mekanik özelliklerin fiili çekme test sonuçları ile karşılaştırması.	72
Çizelge 3.3 : Farklı karbon içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.	73
Çizelge 3.4 : Farklı silisyum içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.	75
Çizelge 3.5 : Farklı mangan içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.	76
Çizelge 3.6 : Farklı krom içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.	78
Çizelge 3.7 : Alaşım tasarımında çalışma yapılacak kompozisyon limitleri.	85
Çizelge 3.8 : Temel alaşım elementlerinin belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).	86
Çizelge 3.9 : Temel alaşım elementlerinin belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.	88
Çizelge 3.10 : Molibden ilave miktarının belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).	88
Çizelge 3.11 : Molibden ilave miktarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.	89
Çizelge 3.12 : Bor ve titanyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).	90
Çizelge 3.13 : Bor ve titanyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.	91
Çizelge 3.14 : Niyobyum ve vanadyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımlar (ağ.%).	91
Çizelge 3.15 : Niyobyum ve vanadyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.	93
Çizelge 3.16 : “Laboratuvar Ölçekli Üretimler” iş paketi için başarı ölçütleri.	94
Çizelge 3.17 : Laboratuvar ölçekli olarak gerçekleştirilen üretimlerin kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı bilgileri.	95
Çizelge 3.18 : Mangan ve krom elementi ilave miktarına göre mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).	98

Çizelge 3.19 : Soğutma hızına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim.....	100
Çizelge 3.20 : Molibden miktarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).	101
Çizelge 3.21 : Silisyum ilave miktarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).	102
Çizelge 3.22 : Bor ve titanyum ilave miktarlarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ. %).	104
Çizelge 3.23 : YSA ve MLR modellerine ait performans sonuçları.....	108
Çizelge 3.24 : YSA modeli ile yapılan çalışmanın hedeflerini sağlayabilecek optimum kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı tahmini.	110
Çizelge 3.25 : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretilere ait kimyasal kompozisyon ve mekanik test sonuçları.....	110
Çizelge 3.26 (devam) : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretilere ait kimyasal kompozisyon ve mekanik test sonuçları.	111
Çizelge 3.27 : 1 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.	125
Çizelge 3.28 : 2 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.	126
Çizelge 3.29 : 4 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.	127
Çizelge 3.30 : 8 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.	129
Çizelge 3.31 : Deformasyon sonrasında 4 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.....	131
Çizelge 3.32 : Optimizasyon sonrası hedeflenen kimyasal kompozisyon ve gerçekleştirilen üretime ait analiz sonuçları.....	135
Çizelge 3.33 : 10 kg yükleme ile yapılan mikrosertlik taraması.	142
Çizelge 3.34 : Endüstriyel üretilere ait mekanik test sonuçları.	142
Çizelge 3.35 : Rietveld yöntemine göre hesaplanan kalıntı östenit değerleri.....	147
Çizelge 3.36 : Endüstriyel üretim sonrası 200 °C sıcaklıkta ilave temperleme işlemi uygulanan numunelere ait mekanik test sonuçları.....	153
Çizelge 4.1 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların kimyasal kompozisyon karşılaştırması.	159
Çizelge 4.2 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların mekanik özellik karşılaştırması.....	159
Çizelge 4.3 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların mikroyapı karşılaştırması.....	159
Çizelge 4.4 : Mikroalaşımli standart çelik kalite örnekleri ve mekanik özelliklerinin çalışma hedefleri ile karşılaştırılması.....	160

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : YF – BOF yöntemiyle gerçekleştirilen çelik üretim rotası.	5
Şekil 1.2 : Hurda metal kullanılarak EAF ile gerçekleştirilen çelik üretim rotası.....	6
Şekil 1.3 : Dünya geneli ve Türkiye için çelik üretimde kullanılan yöntemlerin karşılaştırması (T. C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2022).....	7
Şekil 1.4 : YF-BOF ve EAF üretim yöntemlerinin karbon emisyonu değerleri karşılaştırması (Gu ve diğ, 2023).....	7
Şekil 1.5 : Yeşil Çelik üretimi için alternatif çelik üretim rotası (IRENA, 2022).	8
Şekil 1.6 : Sürekli dökümde üretilen kesite göre mamul çeşitleri.	9
Şekil 1.7 : Sıcak haddelemede üretilen kesite göre mamul çeşitleri.....	10
Şekil 1.8 : Sıcak dövme yöntemiyle şekillendirilen ürünler (Viking Forge, 2020)...	10
Şekil 1.9 : Dövme işleminde kullanılan dövme presi ve parçaları (Chval ve Raz, 2015).	11
Şekil 1.10 : Açık kalıpta uygulanan serbest dövme işlemi.	12
Şekil 1.11 : Kapalı kalıpta uygulanan dövme işlemi (Asavarutpokin ve Chaijit, 2024).	12
Şekil 1.12 : Sıcak dövme sonrası uygulanan ıslah ısıl işlemine ait proeses akışı.....	14
Şekil 1.13 : Malzeme tetrahedronu (Cross ve diğ, 2015).	15
Şekil 1.14 : Farklı çelik gruplarına ait çekme mukavemeti ve uzama değerleri karşılaştırması (Hilditch, 2015).	16
Şekil 1.15 : Demir – karbon denge diyagramında C* kompozisyonu için karbon paylaşımı (Sun ve diğ, 2023).	17
Şekil 1.16 : (a) Ferrit ve perlit mikroyapı morfolojileri, (b) farklı perlit yapılarına ait sertlikler (Tekin, 2011; Strangwood, 2012).....	19
Şekil 1.17 : Karbon içeriği ve dönüşüm sıcaklığına göre çeliklerde martenzit morfolojileri (Hou, 2018).	20
Şekil 1.18 : Martenzitik dönüşümde paket ve blok sınırları (Pereloma, 2012).	20
Şekil 1.19 : (a) Su verme işleminden sonra oluşan martenzitin temperleme işlemine ait şematik görsel (Bachmann ve diğ, 2023), (b) orta karbonlu çelikte temperleme öncesi ve sonrası mikroyapısal değişim (Robaut ve diğ, 2006).....	21
Şekil 1.20 : Farklı mikroyapılara sahip çeliklerde gözlemlenen çekme testi eğrileri (F: ferrit, B: beynit, M: martenzit) (Basantia ve diğ, 2021).	22
Şekil 1.21 : Üst beynit ve alt beynit mikroyapı dönüşümleri (Takahashi ve Bhadeshia, 1990)	23
Şekil 1.22 : Lata tipi ve granular beynit örnekleri (De Castro ve diğ, 2022).	24
Şekil 1.23 : CCT diyagramında farklı beynit oluşum bölgelerine göre oluşması tahmin edilen beynit morfolojileri (Hatwig ve diğ, 2021).....	24
Şekil 1.24 : Alaşım elementlerinin CCT diyagramına etkileri (Ennis, 2014).	25
Şekil 1.25 : Çeliğin karbon içeriğine göre Bsve Ms sıcaklıklarındaki değişimler (Zhao ve diğ, 2001).....	26

Şekil 1.26 : Mangan içeriğine göre mikroyapılar (a) Mn ilavesi olmayan, (b) Mn: ağırlıkça %1,8, (c) Mn: ağırlıkça %2,3 ve (d) Mn: ağırlıkça %3,2 (Long ve diğ, 2017).	27
Şekil 1.27 : (a) Farklı silisyum ilaveleri için sementit oluşum miktarlarındaki değişimler (Kozeschnik ve diğ, 2008), (b) TTP diyagramında oluşum süreleri (Caballero, 2012).	28
Şekil 1.28 : Düşük karbonlu çelikte farklı silisyum ilavelerinde elde edilen mekanik özellikler (Tian ve diğ, 2019).....	29
Şekil 1.29 : Molibden ilavesi bulunan ve bulunmayan üretimlerde farklı sıcaklıklarda östenit tane büyüklüğü değişimleri (Garcia de Andreas ve diğ, 2001).	30
Şekil 1.30 : Farklı seviyelerde molibden ilaveleri için CCT eğrilerindeki değişimler (a) Mo: ağırlıkça %0,00, (b) Mo: ağırlıkça %0,25 ve (c) Mo: ağırlıkça %0,50 (Mohrbacher ve diğ, 2011).	31
Şekil 1.31 : Orta karbonlu çelikte normalizasyon sonrası mikroyapılar (a) bor ilavesiz, (b) ağırlıkça 25 ppm bor ilaveli (Rabiu, 2014).....	32
Şekil 1.32 : Farklı karbür ve nitürlerin çözünme sıcaklığı karşılaştırması (López ve Rodriguez-Ibabe, 2012).	33
Şekil 1.33 : Niyobyum ilave miktarının önceki östenit tane büyüklüğüne etkisi (a) niyobyum ilavesiz, (b) ağırlıkça 210 ppm niyobum ilavesi, (c) ağırlıkça 460 ppm niyobyum ilavesi (Cai ve diğ, 2022).....	35
Şekil 1.34 : Vanadyum ilavesinin mikroyapıda bulunan M/A büyüklüklerine etkisi (Wang ve diğ, 2020).....	36
Şekil 1.35 : Uygulanan deformasyon miktarı ve izotermal bekleme süresine göre mikroyapıdaki beynit miktarı değişimi (Hase ve diğ, 2004).	37
Şekil 1.36 : NQT çeliklerde alaşımlama stratejisine göre elde edilen mekanik özelliklerin karşılaştırması (Man ve diğ, 2014).	38
Şekil 1.37 : <i>Ms</i> sıcaklığının üzerinde yapılan izotermal bekletme işlemine ait proses aşamaları (Zhang ve diğ, 2024).	40
Şekil 1.38 : Sırasıyla FeMo ve Ni alaşım ilavelerinin fiyat değişimleri.....	41
Şekil 1.39 : Sürekli soğutma sonrası uygulanan ilave temperleme işleminin çelik mekanik özelliklerine etkisi (Luo ve diğ, 2011).	42
Şekil 1.40 : Tez çalışmasını kapsayan konularla ilgili yıllara göre yayın çalışması sayıları.....	47
Şekil 2.1 : Yuvarlak kesitli çelik ham malzemelerden sıcak dövme yöntemiyle üretilen örnek otomotiv grubu parçalar.	49
Şekil 2.2 : Doğrulama çalışmalarında üretilmek üzere tasarlanan örnek sıcak dövme ürünü.	49
Şekil 2.3 : (a) Sürekli soğutma işleminin uygulandığı konveyör ve entegre fan sistemleri, (b) farklı fan kullanımı ile elde edilen soğutma hızları.	50
Şekil 2.4 : Hedeflenen dövme ürün grupları ham malzemelerinin çelik üretim adımları (EAF: elektrik ark ocağı, LF: pota ocağı, VD: vakum altında gaz giderme, CCM: sürekli döküm).....	51
Şekil 2.5 : FeMn veya FeCr ilavesine göre sıvı çelikte oluşabilecek karbon artışı. ..	52
Şekil 2.6 : Alaşım elementi ilavelerinin fiyat değişimleri (a) FeSi, FeMn, FeCr, (b) FeV, FeNb, FeTi, (c) FeMo.	53
Şekil 2.7 : JMatPro v.10.2 hesaplamalı öngörü yazılımına ait görseller.	54
Şekil 2.8 : MS Excel üzerinden hazırlanan alaşım maliyeti hesaplama sayfası.	55
Şekil 2.9 : Vakum ergitme ve döküm sistemi (a) vakum kabini, (b) indüksiyon ergitme ocağı, (c) su soğutma ünitesi.	56

Şekil 2.10 :	Döküm yönteminde kullanılan ekipmanlar ve döküm üretimi.....	57
Şekil 2.11 :	Laboratuvar ölçekli döküm işlemlerinde hedeflenen analiz için gerekli malzeme miktarlarının hesaplanması.	57
Şekil 2.12 :	Sıcak deformasyon uygulamasında kullanılan ezme presleri (a) 120 t kapasiteli Repkon D13 ezme pres, (b) 100 t kapasiteli Şahinler DPM100 ezme pres.....	58
Şekil 2.13 :	Sıcak deformasyon sürecinde uygulanan işlemler.	59
Şekil 2.14 :	(a) Borel RE100 fanlı soğutma ünitesi, (b) sıcaklık rejimi ölçümlerinde kullanılan termokupl ve veri kaydedici.	60
Şekil 2.15 :	(a) Endüstriyel ölçekte soğutma tüneline elde edilen soğutma hızları, (b) laboratuvar ölçekli fanlı soğutma ünitesinde elde edilen soğutma hızları.....	61
Şekil 2.16 :	Sıcak deformasyon işlemlerinde kullanılan haddeleme fiziksel simülatörü.	63
Şekil 2.17 :	Sıcak dövme kalıpları.	63
Şekil 2.18 :	Dövme üretiminde kullanılan ekipmanlar (a) indüksiyon ısıtma sistemi, (b) dövme pres, (c) fanlı soğutma ünitesi.	64
Şekil 2.19 :	Döküm üretimlerinin kimyasal analizlerinde kullanılan ARL 4460 OES cihazı.	64
Şekil 2.20 :	Mikroyapısal incelemelerde kullanılan ekipmanlar (a) Nikon Epiphot 200 model OM ve CLEMEX Vision PE model görüntü işleme entegrasyonu, (b) Carl Zeiss Gemini 300 model SEM, Bruker / XFlash 6I100 model EDS ekipmanı ve Oxford Symmetry S3 HR EBSD ekipmanı.....	65
Şekil 2.21 :	XRD incelemelerinde kullanılan ekipman ve yazılımlar (a) StressTech XStress G2N, (b) Bruker AXS Discovery D8 ve MAUD yazılımı.	66
Şekil 2.22 :	Çekme testlerinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı.....	67
Şekil 2.23 :	Darbe testlerinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı.	68
Şekil 2.24 :	(a) Ünlversal sertlik ölçüm cihazı, (b) mikrosertlik ölçüm cihazı.....	68
Şekil 2.25 :	CCT eğrilerin oluşturulmasında kullanılan soğuma rejimi, ekipman ve numune ölçüleri (a) deformasyonsuz işlemler, (b) deformasyonlu işlemler.....	69
Şekil 2.26 :	Laboratuvar ölçekli yorulma testi ekipmanları (a) dönel eğmeli yorulma test cihazı, (b) yorulma test numunesi.	70
Şekil 3.1 :	Farklı seviyelerdeki karbon ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	73
Şekil 3.2 :	Yalın karbonlu çeliklerde karbon içeriğinin çekme mukavemeti, sertlik ve darbe enerjisi değerlerine etkisi (Brooks, 1996).	74
Şekil 3.3 :	Farklı seviyelerdeki silisyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	74
Şekil 3.4 :	Farklı seviyelerdeki mangan ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	76
Şekil 3.5 :	Düşük karbonlu çelikte mangan içeriğine göre farklı morfolojilerde gözlemlenen mikroyapılar ve elde edilen mekanik test sonuçları (Ackermann ve diğ, 2021).	77
Şekil 3.6 :	Farklı seviyelerdeki krom ilavesinin CCT diyagramına etkisi.....	78
Şekil 3.7 :	Düşük karbonlu çelikte krom ilavesinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi (a) krom içeriği bulunmayan, (b) ağı.%,55 krom içeren çelik mikroyapısı (Yao ve diğ, 2019).....	79
Şekil 3.8 :	Farklı seviyelerde molibden ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	80

Şekil 3.9 : Düşük karbonlu çelikte molibden ilavesinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi (a) molibden ilavesiz, (b) molibden ilaveli üretilere ait SEM görüntüleri (Chen ve diğ, 2020).	81
Şekil 3.10 : Farklı seviyelerde vanadyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	82
Şekil 3.11 : Farklı seviyelerde niyobyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	83
Şekil 3.12 : Farklı seviyelerde bor ilavesinin CCT diyagramına etkisi.	84
Şekil 3.13 : Alaşım Tasarımı No.1 – No.7 için oluşturulan CCT diyagramları.	87
Şekil 3.14 : Alaşım Tasarımı No.8 – No.11 için oluşturulan CCT diyagramları.	89
Şekil 3.15 : Alaşım Tasarımı No.12 – No.14 için oluşturulan CCT diyagramları. ...	90
Şekil 3.16 : Alaşım Tasarımı No.15 – No.20 için oluşturulan CCT diyagramları. ...	92
Şekil 3.17 : Laboratuvar ölçekli üretimlerde gerçekleştirilen proses rotası.	93
Şekil 3.18 : MLR analizinde bağımsız değişkenlere ait katsayılar (a) akma mukavemeti, (b) çekme mukavemeti, (c) uzama.	97
Şekil 3.19 : Manganez ve krom elementi ilave miktarına göre numune mikroyapılarındaki değişim (a) düşük Mn+Cr ilavesi, (b) yüksek Mn+Cr ilavesi.	99
Şekil 3.20 : Soğuma hızına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) 0,74 °C/s soğuma hızına ait mikroyapı, (b) 2,40 °C/s soğuma hızına ait mikroyapı.	100
Şekil 3.21 : Molibden ilave miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) Mo: ağırlık%0,010 içeren numunenin SEM görüntüsü, (b) Mo: ağırlık%0,271 içeren numunenin SEM görüntüsü (GB: granüler beynit, M/A: martenzit-östenit bölgeleri, LL-B: lata tipi beynit).	101
Şekil 3.22 : Silisyum ilave miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) silisyum ilavesi bulunan ve bulunmayan numunelerin OM görüntüsü, (b) silisyum ilavesi bulunan ve bulunmayan numunelerin SEM görüntüsü (GB: granüler beynit, M/A: martenzit-östenit bölgeleri, LL-CB: lata tipi beynit, LB: alt beynit)..	103
Şekil 3.23 : Laboratuvar ölçekli üretimlerde silisyum içeriğinin veri dağılımı.	104
Şekil 3.24 : Karbon ve bor elementlerinin tane sınırı segregasyonuna molibden ilavesinin etkisi (Bordereau, 2015).	105
Şekil 3.25 : İleri beslemeli MLP ağ yapısına sahip YSA modeli.	106
Şekil 3.26 : Gizli katmanda kullanılacak optimum bağlantı sayısının belirlenmesi için yapılan incelemelere ait performans sonuçları.	108
Şekil 3.27 : YSA modeli ile gerçekleştirilen tahminlerin fiili mekanik test sonuçları ile karşılaştırması.	109
Şekil 3.28 : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretilere ait çekme testi eğrileri.	111
Şekil 3.29 : Optimizasyon üretimlerinde elde edilen çekme mukavemeti ve uzama değerleri karşılaştırması.	112
Şekil 3.30 : Laboratuvar ölçekli üretimlerin kimyasal kompozisyonlarında C+Mn+Cr toplam değerine karşılık elde edilen çekme mukavemeti sonuçları.	113
Şekil 3.31 : Optimizasyon üretimlerine ait çentik darbe test numunelerinin test sonrası kırılma yüzeyleri.	113
Şekil 3.32 : Çentik darbe test numunelerinde gözlemlenen kırılma mekanizmaları.	114
Şekil 3.33 : Laboratuvar ölçekli üretimlerin fosfor değişimine göre çentik darbe dayanımı sonuçları.	115

Şekil 3.34 : Kimyasal kompozisyonda yer alan C+Mn+Cr toplam içeriğine göre fosfor değişimi.	116
Şekil 3.35 : Fosfor içeriğinin molibden ilavesi yapılan ve yapılmayan koşullarda darbe dayanımına etkisi.....	117
Şekil 3.36 : JMatPro ile optimizasyon üretimleri için farklı azot seviyelerinde hesaplanan çökelti tip ve miktarları.	118
Şekil 3.37 : TiN çökeltileri (a) 200X büyütmede OM görüntüsü, (b) 4.000X büyütmede SEM görüntüsü ve EDS analizi.	119
Şekil 3.38 : Sabit soğutma ve Newton prensibine göre soğutma hızlarının karşılaştırılması.	120
Şekil 3.39 : Dövme işlemi ile üretilen endüstriyel üründe kesit farklılıkları.	121
Şekil 3.40 : (a) Deformasyonsuz incelemelerde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı, (b) deformasyonsuz incelemelerde uygulanan test parametreleri.	122
Şekil 3.41 : Deformasyonsuz incelemelerde farklı soğutma hızlarında gözlemlenen boyutsal değişimler (a) 1 °C/s, (b) 2 °C/s, (c) 4 °C/s ve (d) 8 °C/s.	123
Şekil 3.42 : Deformasyonsuz incelemelerde farklı soğutma hızlarında gözlemlenen boyutsal değişimler (a) 1 °C/s, (b) 2 °C/s, (c) 4 °C/s ve (d) 8 °C/s.	124
Şekil 3.43 : Deformasyonsuz işlemlerde 1 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.....	125
Şekil 3.44 : Deformasyonsuz işlemlerde 2 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.....	126
Şekil 3.45 : Deformasyonsuz işlemlerde 4 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.....	127
Şekil 3.46 : Deformasyonsuz işlemlerde 8 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.....	128
Şekil 3.47 : (a) Deformasyon uygulanan incelemelerde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı, (b) deformasyon uygulanan incelemelere ait test parametreleri.....	129
Şekil 3.48 : Deformasyon uygulanan işlemlerde 4 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.....	130
Şekil 3.49 : Deformasyon uygulanan ve uygulanmayan koşullarda CCT eğrileri. .	131
Şekil 3.50 : XRD analizi ile RA incelemelerinde değerlendirilen parametreler.	133
Şekil 3.51 : Deformasyonsuz ve deformasyonlu koşullar için XRD tekniğiyle elde edilen RA miktarları.....	134
Şekil 3.52 : Optimizasyon üretimlerinin mikroyapısal karşılaştırması (a) FC-OP 02 OM 200X, (b) FC-OP 03 OM 200X, (c) FC-OP 02 SEM 20.000X ve (d) FC-OP 03 SEM 20.000X.....	135
Şekil 3.53 : Önceki östenit tane büyüklüğü incelemeleri (a) FC-OP 02, (b) FC-OP 03 üretimlerine ait OM görselleri.	136
Şekil 3.54 : Dövme işlemi ile endüstriyel ürün üretimi proses akış şeması.	137
Şekil 3.55 : Fanla kullanılarak gerçekleştirilen sürekli soğutma işlemine ait süre ve sıcaklık ölçümleri.	138

Şekil 3.56 : Endüstriyel sıcak dövme üretimlerine ait OM mikroyapı görüntüleri (a) uç bölgesi 200X büyütme, (b) uç bölgesi 500X büyütme, (c) gövde bölgesi 200X büyütme, (d) gövde bölgesi 500X büyütme (dağlamalar LePera ile yapılmıştır; beynit: mavi, martenzit: açık kahverengi, kalıntı östenit: beyaz).	139
Şekil 3.57 : Sıcak dövme ile gerçekleştirilen üretimlerin sürekli soğutma sonrası SEM mikroyapı görüntüleri (a, b) uç bölgesi, (c, d) gövde bölgesi (M/A: martenzit-östenit adaları, GB: granüler beynit, B: lata tipi konvansiyonel beynit).	140
Şekil 3.58 : Endüstriyel üretimlerde sürekli soğutma sonrası mikroyapıların mikrosertlik ölçüm sonuçları.	141
Şekil 3.59 : Endüstriyel üretimlerde sertlik ölçümü yapılan bölgeler ve ölçüm sonuçları.	142
Şekil 3.60 : JMatPro çökelti tip ve miktar öngörülleri (a) yeni geliştirilen kimyasal kompozisyon, (b) 41Cr4 referans kalite.	144
Şekil 3.61 : Östenit tane büyüklüğü karşılaştırması (a) yeni geliştirilen çelik kalitesi – 1150 °C tavlama sıcaklığı, (b) 41Cr4 referans kalite – 850 °C tavlama sıcaklığı.	145
Şekil 3.62 : Tane büyümesinin engellenmesinde yer alan çökeltilere ait OM ve SEM-EDS incelemeleri (a) TiN, (b) Nb(C,N).	146
Şekil 3.63 : Endüstriyel dövme yöntemiyle üretilen üretimlerin XRD incelemeleri.	147
Şekil 3.64 : EBSD kalıntı östenit analizi (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.	148
Şekil 3.65 : EBSD ölçümleriyle elde edilen “Kernel Ortalama Farkı (KAM)” dağılım haritaları (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.	149
Şekil 3.66 : EBSD ölçümleriyle elde edilen “Tane İçi Yönelim (GOS)” haritaları (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.	150
Şekil 3.67 : EBSD ölçümleriyle elde edilen HMK indeksli bölgelerinde KAM ve GOS dağılımları (a) uç bölgesi KAM, (b) gövde bölgesi KAM, (c) uç bölgesi GOS ve (d) gövde bölgesi GOS.	151
Şekil 3.68 : Referans ve yeni geliştirilen kalite ile üretimlerin yorulma performansları sonuçları (a) aynı gerilim değerlerine göre, (b) uygulanan kuvvetin akma mukavemetine oranına göre.	152
Şekil 3.69 : İlave temperleme sonrası yeni geliştirilen kalite ile üretilere ait mikroyapılar (a) OM 200X büyütme, (b) SEM 1.000X büyütme.	154
Şekil 3.70 : Yeni geliştirilen çelik kalitesinde EBSD ölçümleriyle elde edilen IPF haritaları ve paket büyüklüğü ölçümleri (logaritmik gösterge çizelgesi) (a) ilave temperleme öncesi, (b) ilave temperleme sonrası.	155
Şekil 4.1 : Dövme işlemi üretim akışı (a) mevcut endüstriyel üretim aşamaları, (b) tez çalışmaları kapsamında önerilen endüstriyel üretim aşamaları.	158
Şekil 4.2 : Mikroalaşımli çeliklerden üretilen biyel kolu ürünü ve kırılarak ayrılma işlemi (Kou ve diğ, 2017).	161
Şekil 4.3 : Dövme işlemi ile üretilen dizel ray parçası ve otomotiv uygulamasındaki montaj konumu (Crăciun ve Dumitraş, 2022).	161
Şekil 4.4 : Yeni geliştirilen kalitenin referans 41Cr4 kaliteye göre üretim maliyeti karşılaştırması.	163

DÖVME UYGULAMALARI İÇİN YÜKSEK MUKAVEMET VE TOKLUK ÖZELLİĞİNE SAHİP SÜREKLİ SOĞUTMA İLE ÜRETİLEN YENİ ÇELİK KALİTELERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Makine imalat, savunma, otomotiv gibi birçok endüstriyel uygulamada servis koşullarında yüksek performans beklentisi nedeniyle çelik malzemeler kullanılmaktadır. Yüksek mukavemet, darbe dayanımı, yorulma dayanımı gibi özelliklere sahip çeliklerin üretiminde genellikle yüksek sıcaklıklarda ısıtma (östenitleme), hızlı soğutma (su verme) ve sonrasında temperleme işlemleri uygulanmaktadır. Kısaca ıslah ya da Q&T olarak tanımlanan ısıl işlem ile üretilen çeliklere ıslah çelikleri adı verilmektedir.

Cıvata, somun, mil, piston kolu gibi otomotiv ve makine imalatında kullanılan birçok ürün sıcak dövme yöntemi ile üretilmektedir. Dövme işlemi, sıcak haddelenmiş çeliğin dövme sıcaklığına ısıtılması ve ardından kalıp altında şekillendirmesiyle gerçekleştirilmektedir. Ürünün yüksek mekanik özelliklere sahip olması için dövme işlemi sonrasında genellikle ilave bir ıslah ısıl işlemi uygulanmaktadır.

Genellikle, dövme ile üretim yapan firmaların kendi bünyelerinde ısıl işlem imkânı bulunmamakta ve ıslah işlemleri firma dışından hizmet alımı ile gerçekleştirilmektedir. Bu nedenle, ilave olarak uygulanan ıslah ısıl işlemiyle operasyonel maliyetlerin yanı sıra işçilik, lojistik gibi süreçlerden kaynaklanan ek maliyetler oluşmaktadır. Ayrıca, uygulanan ek ısıl işlemler ve lojistik süreçler dövme üretimlerinde ürünün karbon emisyonlarını arttırmaktadır.

Literatürde yer alan çalışmalar incelendiğinde ıslah ısıl işlemi uygulanmayan dövme üretimlerinin genellikle istenilen yüksek mukavemet-tokluk dengesini sağlamakta yetersiz kaldığı belirlenmiştir. Ayrıca, birçok çalışmada seçilen kimyasal kompozisyonun endüstriyel üretilebilirliği limitli kalmakta ya da yüksek üretim maliyetleri nedeniyle uygulamanın ticarileşme potansiyeli bulunmamaktadır. Bu kapsamda, tez çalışmalarında ıslah ısıl işlemi uygulanmadan dövme sonrası sürekli soğutma ile DIN EN 10083-3 standardı 41Cr4 çelik kalitesine ait mekanik özellikleri düşük alaşım maliyetleri ile sağlayabilecek yeni kimyasal kompozisyon ve üretim rotasının belirlenmesi amaçlanmıştır.

Tez kapsamında gerçekleştirilen çalışmalarda, termodinamik ve termo-mekanik incelemelerle belirlenen alaşım tasarımı ve üretim parametreleri üzerinden öncelikli olarak laboratuvar ölçekli üretimler yapılmıştır. Elde edilen mekanik test sonuçlarının ilgili üretimlerin kimyasal kompozisyonunda yer alan elementler ve soğutma hızı parametreleri ile aralarındaki ilişkileri belirlenmek adına istatistiksel analizler gerçekleştirilmiştir. Çoklu Doğrusal Regresyon (Multi Linear Regression – MLR) yöntemiyle hesaplanan korelasyon katsayıları incelendiğinde temel alaşım elementlerin mekanik özellikler üzerindeki olumlu ya da olumsuz etkileri beklenildiği gibi sonuçlanmıştır. Ancak, veri setinde bimodal dağılım gösteren verilerin bulunduğu

ya da birkaç elementin çeşitli metalurjik etkenlere bağlı olarak mekanik özelliklerde birlikte etki oluşturduğu durumlarda MLR istatistiksel yönteminin yeterli performans gösteremediği belirlenmiştir. Bu kapsamda, veriler arasındaki kompleks ilişkilerin çözümlenmesi için Yapay Sinir Ağları (YSA) yaklaşımından yararlanılmıştır. Çok Katmanlı Algılayıcı (MLP) düzeninde [11-1(18)-3] topolojisine sahip ileri beslemeli geri yayılım algoritması ile eğitilen YSA modeli ile MLR yöntemine göre mekanik özelliklerin tahminlenmesinde çok daha yüksek performans elde edilmiştir. YSA modeli üzerinden çalışmanın hedeflerini sağlayabilecek kimyasal kompozisyon ve soğutma hızları belirlenmiştir. Optimizasyon ve doğrulama çalışmalarında ise belirlenen alaşım tasarımı ve üretim parametreleri ile laboratuvar ölçekli üretilen ham malzemelerden endüstriyel ölçekte sıcak dövme ile nihai ürünler üretilmiştir.

Genel olarak değerlendirildiğinde, çalışmada hedeflenen 41Cr4 çelik kalitesine ait ıslah ısıtma işlemli mekanik özellikler yeni geliştirilen kimyasal kompozisyon üzerinden sürekli soğutma ile başarıyla elde edilmiştir.

Yeni geliştirilen çelik kalitesinde, ıslah ısıtma işlemli referans çelik kalitesine göre alaşım maliyeti %13 daha yüksek olsa da hizmet alımı ile gerçekleştirilen ısıtma işlem uygulaması, gerekli lojistik ve diğer operasyonel giderler değerlendirildiğinde nihai üretim maliyetinde önemli bir avantajı sağlanabileceği öngörülmektedir. Ayrıca, yüksek enerji tüketimi gerektiren ıslah ısıtma işleminin sürekli soğutma ile ikame edilmesi, proses kaynaklı oluşan karbon emisyonlarının azaltılmasında önemli bir potansiyel sunmaktadır.

Anahtar kelimeler: Sıcak dövme, Mekanik özellikler, Çelik kimyasal kompozisyonu, Isıtma işlem.

DEVELOPMENT OF NEW CONTINUOUSLY COOLED STEELS WITH HIGH STRENGTH AND TOUGHNESS COMBINATION FOR HOT- FORGED AUTOMOTIVE APPLICATIONS

SUMMARY

Steel has a wide usage in industrial applications such as automotive, machinery and defense due to its relatively low production cost and high mechanical properties. Depending on performance requirements in its service condition, an additional heat-treatment is generally applied to steel materials. Quenching and tempering (Q&T) is one of the most commonly used heat treatments which provides an increment in strength, hardness, impact energy, etc.

Q&T heat treatment is generally applied to the products that are produced by hot forging. Q&T heat treatment has three major processing stages; austenitization, quenching and tempering. These process steps involve usage of high temperature furnace and specialized quenching media. Since most of the forging companies do not have such facilities in their plants, the heat treatments are carried out by outsourcing the service. This requirement brings along an additional cost not only for process itself, but also for additional labor and logistic operations. Moreover, the heat treatment in conjunction with the other needs give rise to CO₂ footprints of hot forged products.

In previous studies, it is observed that the mechanical properties of hot-forged steels without applying any subsequent Q&T heat treatment generally result with insufficient high strength – toughness balance. Additionally, in many of these studies, industrial producibility and commercialization possibility of proposed steel chemical compositions are limited either by the need of specialized steelmaking operations or by their high alloying costs.

In this study, it is aimed to develop a new steel chemical composition and process route that provide higher strength and toughness balance by using continuous cooling and eliminating the need of additional heat treatment. Firstly, preliminary studies were carried out by using computational thermodynamic and thermomechanical software in order to specify proper alloy designations. Then, selected chemical compositions were produced in laboratory scale. The results of microstructural examinations and mechanical tests of laboratory-scaled productions were analyzed by using different statistical approaches, such as Multiple Linear Regression (MLR) and Artificial Neural Network (ANN). According to estimations of ANN model, a new chemical composition and cooling rate that are able to provide the aims of the thesis was decided. The validation studies were performed in industrial scale by hot forging an example automotive part. It is found that the mechanical requirements of 41Cr4 steel in quenched and tempered condition according to DIN EN 10083-3 standard can be fulfilled by using proposed new chemical composition and process route.

Even though the alloying cost of new developed steel design is 13% higher than 41Cr4 standard steel grade, it is thought that it is possible to decrease the overall production cost of hot forging products through eliminating the need of additional Q&T heat

treatment. In addition to processing and other operational cost advantages, it is believed that the proposed material and process route have a great potential to reduce CO₂ footprints of hot-forging products arising from additional heat treatment.

Keywords: Hot Forging, Mechanical properties, Steel chemical composition, Heat treatment.



1. GİRİŞ

Çeliklerde kimyasal kompozisyon tercihi ve ısıtıl işlem uygulamalarıyla servis koşullarında talep edilen performans sağlayacak mekanik özellikler elde edilmektedir. Dövme işlemi ile üretilen krank mili, piston ve biyel kolu gibi otomotiv grubu ürünlerde istenilen yüksek mekanik özellikler genellikle dövme sonrası uygulanan ıslah ısıtıl işlemi ile sağlanmaktadır. Islah ısıtıl işlemi; yüksek sıcaklıklara ısıtılan malzemenin hızlı soğutulması (Quench) ve sonrasında temperlenmesi (Tempering) olmak üzere iki kademeli gerçekleştirilmektedir. “Su verme” olarak da bilinen hızlı soğutma işleminde çelik malzeme östenitleme sıcaklığına ısıtılarak bir süre bekletilmekte ve ardından yağ, su veya hava gibi ortamlarda hızlı soğutulmaktadır. Su verme işlemi ile martenzit mikroyapısı elde edilirken yüksek mukavemetlere ulaşan çelik aynı zamanda gevrek davranış göstermektedir. Bu sebeple istenilen tokluk değerinin elde edilmesi için çeliğe temperleme işlemi uygulanmaktadır.

Çelik kimyasal kompozisyonu ve talep edilen mekanik özelliklere göre ıslah ısıtıl işleminde süre ve sıcaklık değerleri değişiklik göstermektedir. Fakat, genel olarak değerlendirildiğinde ıslah ısıtıl işleminde ekipman, sarf malzeme, işçilik, enerji gibi operasyonel gereksinimlere ve belirtilen proses için uzun sürelerle ihtiyaç duyulmaktadır.

Son dönemlerde artan enerji maliyetleri, sarf malzeme ve işçilik ücretleri nedeniyle üretim proseslerindeki giderler önemli ölçüde yükselmiştir. Bu kapsamda, üretim aşamalarında sağlanabilecek maliyet avantajları toplam proses ve ürün maliyetini azaltmak için önemli bir potansiyel sunmaktadır. Diğer yandan, günümüzde iklim krizi ile mücadele amacıyla enerji yoğun sektörler için “karbonsuzlaşma” çalışmaları gerçekleştirilmektedir. Bu kapsamda, üretim proseslerinde ve lojistik süreçlerde yenilenebilir olmayan enerji kaynaklarına bağlı tüketimler nihai ürünün karbon ayak izini oluşturmakta ve üretim aşamalarında karbon salınımının düşürülmesi için yaptırımlar uygulanmaktadır.

Islah ısıt işleminde, proses gereği yüksek sıcaklıklardaki işlemler nedeniyle proses maliyetleri de yüksek olmaktadır. Diğer yandan, dövme ile üretim yapan firmaların genellikle kendi bünyelerinde ıslah ısıt işlemi için tesis ve ekipmanları bulunmamaktadır. Bu nedenle, dövme üreticileri ıslah ısıt işlemi için firma dışından hizmet alımı yapmaktadırlar. Belirtilen koşullar değerlendirildiğinde dövme yönteminden sonra ıslah ısıt işlemi uygulanan parça gruplarında gerekli olan ilave ısıt işlem nedeniyle hem üretim maliyetleri hem de karbon salınımları oldukça artmaktadır.

Geçmişten günümüze yapılan çalışmalar incelendiğinde nihai üründe mekanik performans, maliyet, üretilebilirlik ve endüstriyelleşebilme kriterlerinin tamamını aynı anda sağlayabilecek bir uygulamanın bulunmadığı gözlemlenmiştir. Bu amaçla tez çalışması kapsamında sıcak dövme işlemi sonrası ilave yatırım ya da ek ısıt işleme ihtiyaç duyulmadan ıslah işlemli çeliklerin performansını sağlayabilecek, hem maliyet hem de üretim parametreleri bakımından endüstriyel ölçekte üretime uygun yeni kimyasal kompozisyon ve üretim rotalarının geliştirilmesi amaçlanmıştır. Yapılan çalışmalarda, geliştirilecek yeni kimyasal kompozisyonun sürekli soğutma ile *DIN EN 10083-3 Steels for quenching and tempering - Part 3: Technical delivery conditions for alloy steels* standardında yer alan 41Cr4 çelik kalitesine ait ıslah ısıt işlemi sonrasındaki mekanik değerleri sağlaması hedeflenmiştir. Ayrıca, belirtilen mekanik değerleri sağlamakla birlikte yeni çelik kalitesinin mevcut 41Cr4 kalitesine göre alایش maliyetindeki artışın %30 değerini aşmaması ve üretim sürecinin endüstriyel uygulamada ilave yatırım ihtiyacı oluşturmaması hedeflenmiştir.

Alایش tasarımı ile başlayan çalışmalarda öncelikle farklı kimyasal kompozisyonlar için incelemeler yapılmıştır. Hesaplamalı termodinamik ve termo-mekanik yazılımlarla gerçekleştirilen öngörülere göre belirlenen kimyasal kompozisyonlar laboratuvar ölçekli olarak üretilmiştir. Endüstriyel üretimlerde olduğu gibi döküm, sıcak deformasyon ve ısıt işlem süreçlerini içeren laboratuvar ölçekli üretimlerde farklı kompozisyon ve soğutma hızlarına sahip numunelerin mikroyapısal özellikleri ve mekanik test sonuçları incelenmiştir. Elde edilen veriler farklı analiz modelleri ile incelenerek hedeflenen değerlere en uygun kimyasal kompozisyon ve üretim parametreleri belirlenmiştir. Multi Lineer Regression (MLR, Çoklu Doğrusal Regresyon) yöntemiyle gerçekleştirilen istatistiksel incelemede, mekanik özelliklerin kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı ile ilişkilendirilmesinde temel alایش

elementleri için başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Fakat bağımlı ve bağımsız değişkenler arasında lineer olmayan metalürjik ilişkilerin bulunduğu ya da birden fazla elementin birlikte oluşturduğu etkilerin belirlenmesinde ise MLR yönteminin yetersiz kaldığı gözlemlenmiştir. MLR yöntemiyle ihtiyaç duyulan ilişkilerin belirlenememesi nedeniyle Yapay Sinir Ağları (YSA) yaklaşımıyla aynı veri setleri kullanılarak incelemeler gerçekleştirilmiştir. Multi-Layer Perceptron (MLP, Çok Katmanlı Algılayıcı) ağ topolojisi üzerinden Bayesian Regularization Back-Propogation (BRBP) algoritması ile oluşturulan modelden elde edilen sonuçların üretim parametreleri ve mekanik özellikler arasındaki ilişkilerin belirlenmesinde MLR yöntemine göre daha başarılı olduğu gözlemlenmiştir. YSA modeli üzerinden gerçekleştirilen optimizasyonlar ile tez hedeflerini sağlayabilecek kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı belirlenmiştir. Doğrulama amaçlı yapılan çalışmalarda ise otomotivde kullanılan örnek bir parçanın endüstriyel koşullarda dövme yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiştir.

Nihai üründe yapılan mikroyapısal incelemeler ve mekanik testler değerlendirildiğinde mekanik özellik ve alaşım maliyeti hedeflerinin başarıyla sağlandığı belirlenmiştir. Yeni geliştirilen kimyasal kompozisyona ait maliyet artışı mevcutta kullanılan 41Cr4 çelik kalitesine göre %13 olarak hesaplanmıştır. Belirtilen maliyet oranı ile hedeflenen “maks. %30” değeri başarıyla sağlanmıştır.

Dövme üreticilerinin genellikle firma dışından hizmet alımı ile gerçekleştirdikleri ıslah ısıtma işlemine ihtiyaç kalmamasıyla hem ısıtma işleminden kaynaklanan hem de lojistik, planlama gibi organizasyonel süreçlerde oluşan harcamalar ortadan kaldırılmaktadır. Bu kapsamda, çalışmanın çıktıları ilave yatırım ihtiyacı oluşmadan dövme üreticilerine önemli bir maliyet avantajı potansiyeli sunmaktadır.

Dövme sonrasında ilave ısıtma işlemi, organizasyonel ve lojistik süreçlere ihtiyaç duyulmaması karbon emisyonlarının azaltılmasını sağlamakta ve dövme üreticilerine “karbonsuzlaşma” sürecinde önemli bir avantaj yaratmaktadır.

Yerli imkânlarla geliştirilen yeni kompozisyon ve üretim rotasının, dövme üretimlerinde ıslah ürün grubu için hem yurt içi hem de yurt dışı pazarda önemli bir rekabet avantajı sağlayacağı öngörülmektedir. Bu kapsamda, tez çalışmalarından elde edilen bilgi birikimi ile ilerleyen dönemlerde yeni ürün ve pazar hedefleri için alternatif çalışmalar yapılması planlanmaktadır.

1.1 Çelik Malzemeler ve Özellikleri

Yüksek mekanik özellikleri, kolay şekillendirilebilir olmaları ve nispeten düşük üretim maliyetleri nedeniyle çelik malzemeler inşaat, makine, enerji gibi birçok farklı sektörde yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Kullanılan ham malzemeye göre çelikler cevherden ya da hurdadan başlanarak farklı yöntemlerle üretilmektedir. Diğer yandan, günümüzde iklim krizi ile mücadele çerçevesinde çelik üretiminde yoğun kullanılan fosil kaynaklı enerji tüketiminin azaltılabilmesi için çevreci ve alternatif üretim yöntemleri de geliştirilmektedir. Çelik malzemeler, servis koşullarında istenilen özelliklere ve tasarım kriterlerine göre farklı yöntemlerle şekillendirilmektedir. Ayrıca, kullanım alanında ihtiyaç duyulan mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için şekillendirme sonrasında çelik malzemelere farklı ısıl işlemler uygulanabilmektedir.

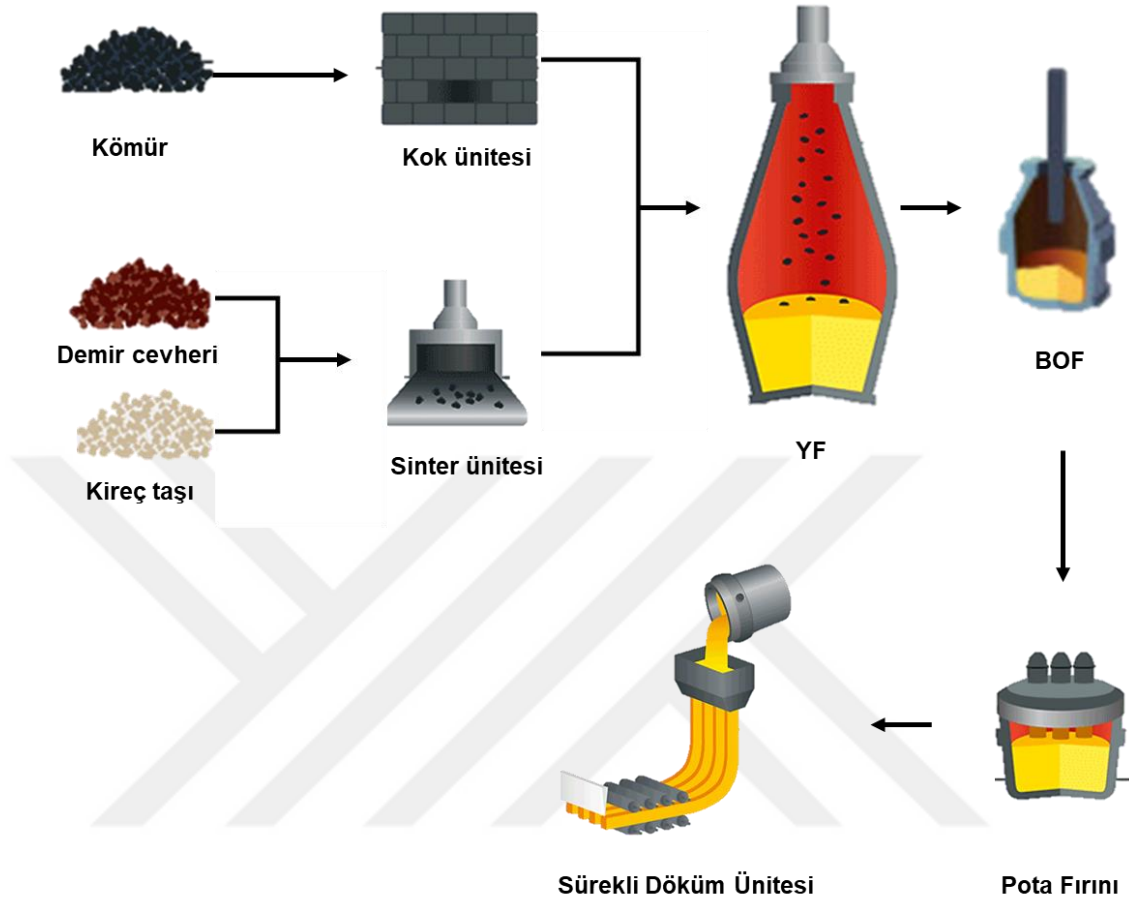
1.1.1 Çelik üretim yöntemleri

Çelik malzemeler temel olarak iki farklı yöntem ile üretilmektedirler. “Birincil” olarak tanımlanan yöntemde ham malzeme olarak demir içerikli cevherler kullanılmaktadır. Birincil yöntemde, doğada oksit formunda bulunan demir cevherleri uygun yöntemlerle hazırlandıktan sonra karbon ile birlikte yüksek fırınlarda (YF) indirgenerek sıvı ham demir elde edilmektedir. Entegre tesislerde gerçekleştirilen birincil üretim yönteminde yüksek karbon içerikli sıvı ham demirin çeliğe dönüştürülmesinde ise bazik oksijen konvertörü (Basic Oxygen Furnace - BOF) kullanılmaktadır. Kullanılan ham malzeme ile birlikte diğer katkıların içeriğine veya nihai üretimde istenilen limit değerlere göre farklı tesislerde konvertör işlemi öncesinde kükürt ve/veya fosfor elementinin giderimi için ayrıca istasyonlar bulunabilmektedir. Konvertör prosesinde sıvı ham demir ile birlikte hurda ve curuf yapıcı katkılar kullanılmaktadır. Oksitleyici koşullarda karbon oranı istenilen seviyelere indirilen sıvı çelik, devirme işlemi ile potalara aktarılmaktadır.

“İkincil metalurji” ya da “pota metalurjisi” olarak tanımlanan sonraki süreçte ise sıvı çeliğin istenilen kimyasal kompozisyona göre alaşımlaması, döküm öncesi sıcaklığının ayarlanması ve çelik temizliğinin sağlanması için işlemler gerçekleştirilmektedir. İkincil metalurji işlemleri tamamlanan sıvı çelik döküm istasyonlarına sevk edilmektedir.

Çelik üretiminde döküm uygulaması genellikle sürekli döküm yöntemiyle gerçekleştirilmektedir. Sürekli döküm işleminden farklı olarak bazı tesislerde ingot

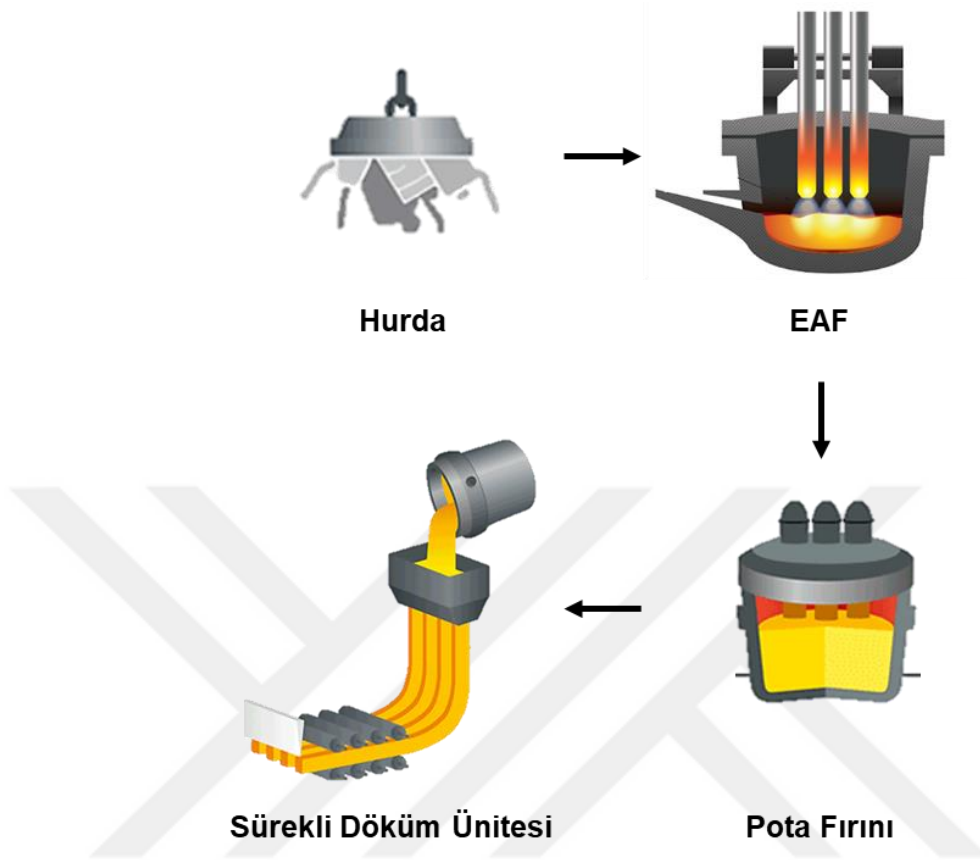
kalıba döküm uygulaması da bulunabilmektedir. Demir içerikli cevherlerin kullanıldığı birincil çelik üretim rotası Şekil 1.1’de paylaşılmıştır.



Şekil 1.1 : YF – BOF yöntemiyle gerçekleştirilen çelik üretim rotası.

“İkincil” olarak tanımlanan üretim yönteminde ise ham malzeme olarak çelik hurdaları kullanılmaktadır. Elektrik ark ocağı (Electric Arc Furnace – EAF) ekipmanının kullanıldığı üretim akışında farklı özelliklere göre hazırlanan hurdalar ve diğer katkıları bir sepet yardımıyla ocak içerisine şarj edilmektedir. Ergitme işleminde elektrik enerjisi ile grafit elektrotlar üzerinden oluşturulan ark kullanılmaktadır. Diğer yandan konvertör prosesinde olduğu gibi EAF işlemleri de oksitleyici koşullarda yapılmaktadır. Bu kapsamda, ergitme sırasında sıvı çelik içerisinde yer alan bazı elementlerin ekzotermik reaksiyonlarına bağlı olarak sıcaklık artmaktadır. Ergitme, karbon ve oksijen dengesi ile sıcaklık değerleri istenilen seviyeye getirilen sıvı çelik birincil üretim rotasında olduğu gibi potaya aktarılmaktadır. Daha sonraki süreç ise birincil üretim rotasına benzer olarak ikincil metalurji ve döküm işlemlerini

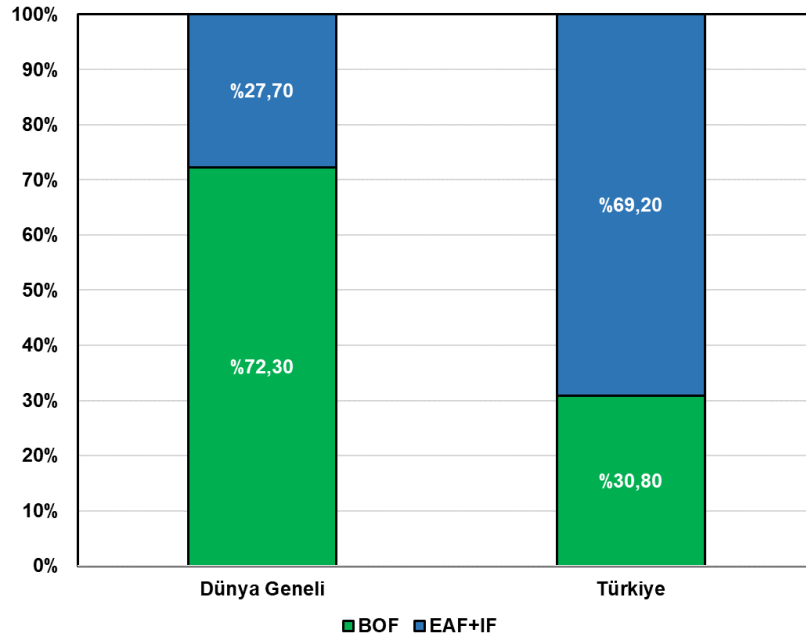
kapsamaktadır. EAF ekipmanının kullanıldığı ikincil çelik üretim rotası Şekil 1.2’de paylaşılmıştır.



Şekil 1.2 : Hurda metal kullanılarak EAF ile gerçekleştirilen çelik üretim rotası.

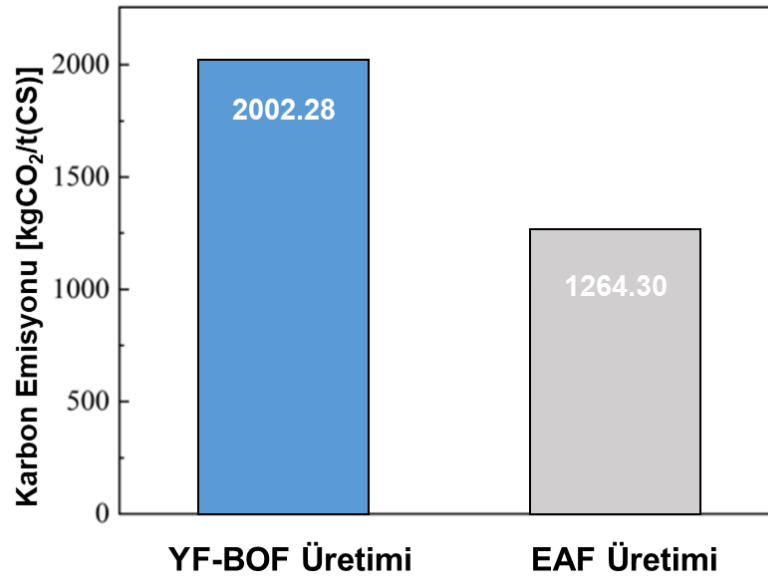
YF-BOF ve EAF üretim yöntemlerine alternatif olarak indüksiyon ocağı (Induction Furnace – IF) ile üretim yapan ve diğer yöntemlere göre nispeten daha düşük üretim kapasitelerine sahip işletmeler de bulunmaktadır. IF yönteminde, EAF uygulamasına benzer şekilde ham malzeme olarak hurda çelik kullanılmaktadır. Elektrik enerjisinin kullanıldığı yöntemde hurdalar indüksiyonla ergitildikten ve tekrar alaşımlandıktan sonra döküm işlemi gerçekleştirilmektedir.

Üretim yöntemine göre birincil ve ikincil kaynakların kullanım oranları dünya geneli ve Türkiye için Şekil 1.3’te karşılaştırılmıştır. Dünyada genel olarak YF-BOF yöntemiyle üretim yaygınken ülkemizde ise hurda malzemelerin kullanıldığı EAF (+IF) üretim rotası daha fazladır.



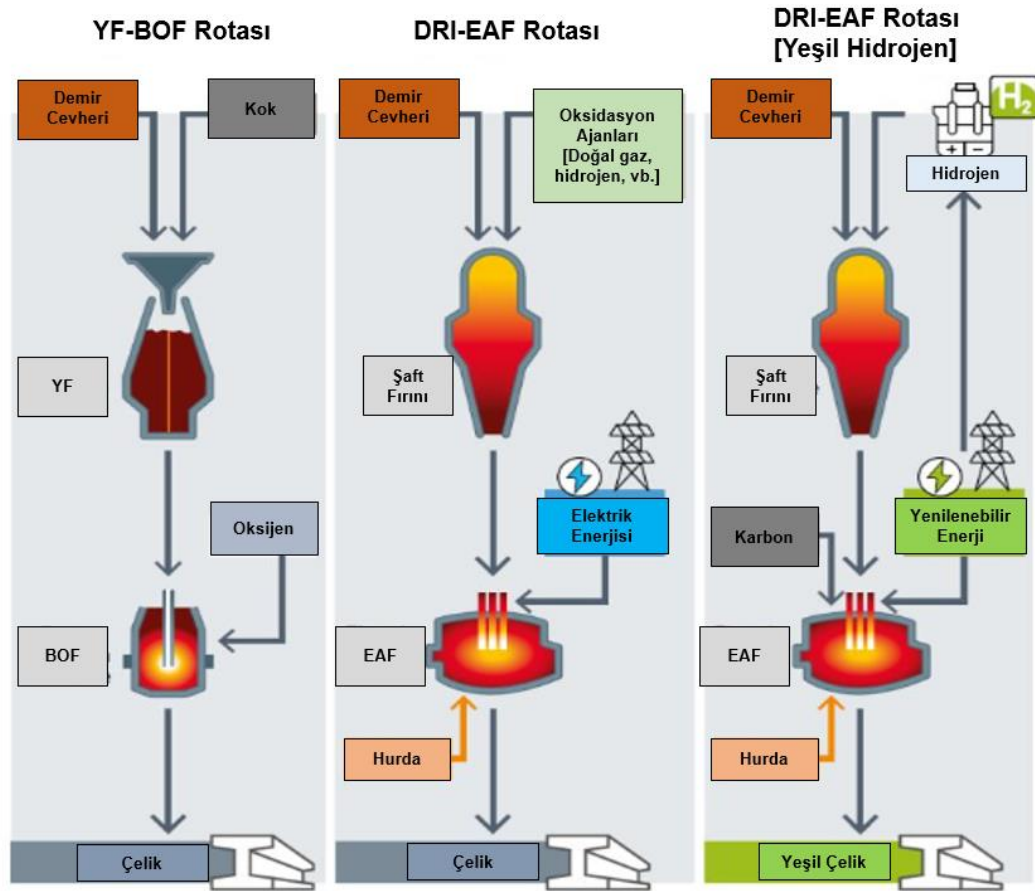
Şekil 1.3 : Dünya geneli ve Türkiye için çelik üretimde kullanılan yöntemlerin karşılaştırması (T. C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2022).

Günümüzde iklim krizi ile mücadele kapsamında fosil kaynaklı enerjinin yoğun olarak kullanıldığı demir-çelik üretimi gibi uygulamalar için alternatif ve çevreci yöntemler araştırılmaktadır. EAF üretim rotasında hurda malzemelerin yeniden ergitilmesi, cevherden başlanarak redüksiyon işlemlerine ihtiyaç duyulan YF-BOF üretim rotasına göre daha az fosil kaynaklı tüketim ihtiyacı oluşturmaktadır. Şekil 1.4'te EAF ve YF-BOF üretim rotalarının karbon emisyonları karşılaştırılmıştır.



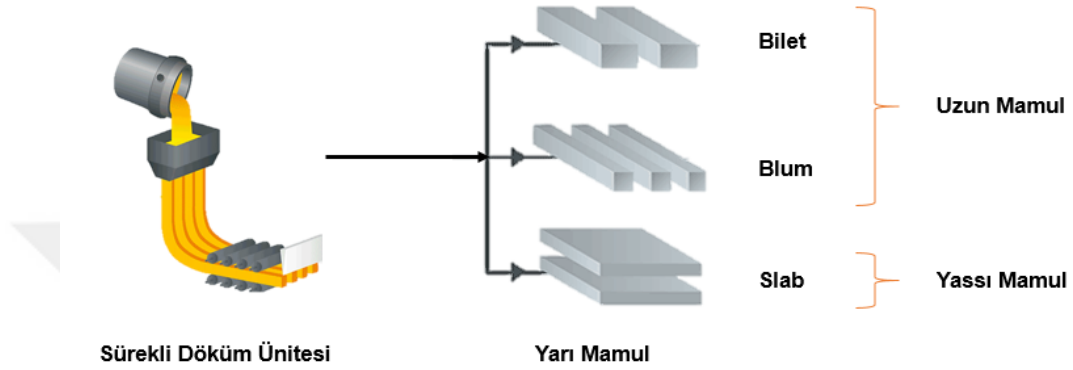
Şekil 1.4 : YF-BOF ve EAF üretim yöntemlerinin karbon emisyonu değerleri karşılaştırması (Gu ve diğ, 2023).

Her ne kadar EAF üretim rotasında fosil kaynaklı enerji ihtiyacı düşük olsa da, kullanılan elektrik enerjisinin kaynağına göre karbon salınımı değerleri artabilmektedir. Bu kapsamda, EAF üretim rotasında yenilenebilir enerji kaynaklarının kullanımına yönelik çalışmalar yapılmaktadır. Yenilenebilir enerjinin yanı sıra, fosil yakıta alternatif uygulamalar ya da geri dönüştürülebilir karbon kaynaklarının kullanımına yönelik çalışmalar da bulunmaktadır. Demir cevherinin doğrudan indirgenmesi (Direct Reduced Iron – DRI) (Devlin ve diğ, 2023), redükleyici ajan olarak hidrojen gazının kullanılması (Norgate ve diğ, 2022), elektrik enerjisinin yenilenebilir kaynaklardan sağlanması, karbon gerektiren uygulamalarda biyokütle (biomass) kullanımı (Birley, 2021) konularında yapılan çalışmalar günümüzde ön plana çıkmaktadır. Belirtilen çevreci uygulamalarla üretilen çelik malzemeler ise “Yeşil Çelik (Green Steel)” olarak tanımlanmaktadır. Şekil 1.5’te mevcutta gerçekleştirilen YF-BOF üretim rotasına alternatif olarak sunulan çevreci ve Yeşil Çelik üretimine yönelik üretim rotaları yer almaktadır.



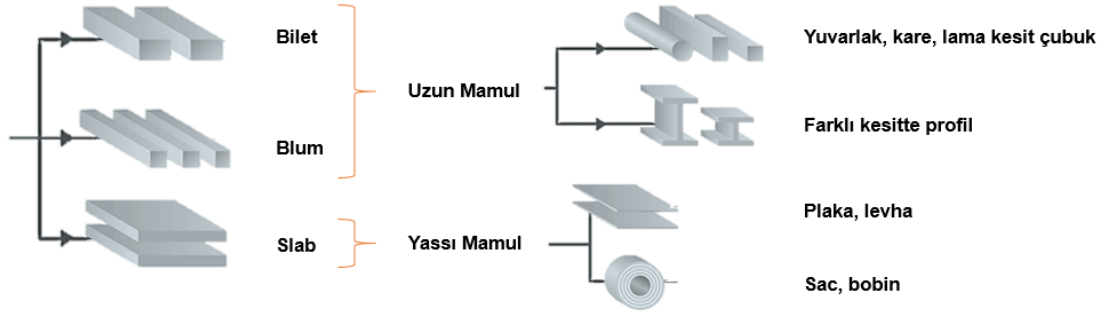
Şekil 1.5 : Yeşil Çelik üretimi için alternatif çelik üretim rotası (IRENA, 2022).

Sürekli döküm işleminde katılaşılan çeliğin formunu kullanan kalıp belirlemektedir. Nihai ürünün geometrisine ve bir sonraki şekillendirme prosesine göre sürekli döküm işleminde Şekil 1.6’da paylaşıldığı gibi kare kesitte kütük (bilet, blum) ya da yassı kütük (slab) formunda yarı mamül elde edilmektedir. Kare kesitte kütük üretimlerine uygulanan işlemlerden elde edilen ürünler “uzun mamul”, slab üretimleri ise “yassı mamul” olarak tanımlanmaktadır.



Şekil 1.6 : Sürekli dökümde üretilen kesite göre mamul çeşitleri.

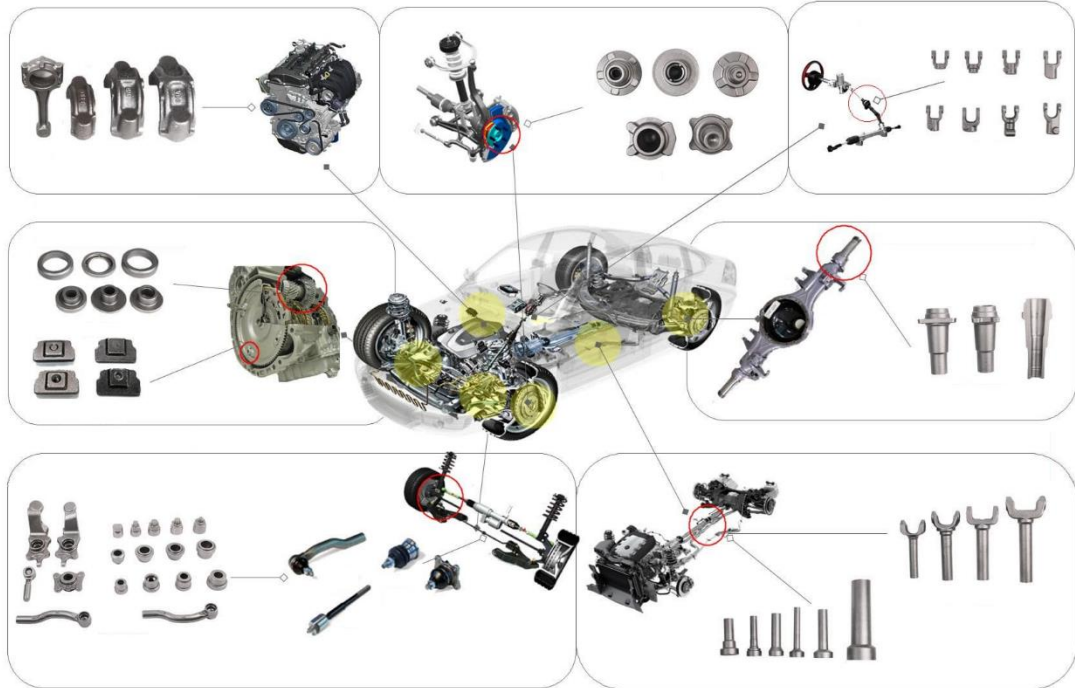
Yığın olarak gerçekleştirilen döküm üretimlerinin ilk şekillendirme işlemlerinde genellikle sıcak haddeleme yöntemi kullanılmaktadır. Sürekli döküm ile üretilen yarı mamullere sıcak haddeleme işlemi öncesinde tav fırınlarında 1200 °C gibi yüksek sıcaklıklarda ısıtma işlemi uygulanmaktadır. Haddeleme işleminde ham malzeme iki ya da daha fazla merdane arasından geçirilerek deforme edilmektedir. Uzun mamullerin haddelemesinde genellikle merdanelerin yüzeylerinde nihai ürün geometrisini oluşturan “kalibreler” bulunmaktadır. Kalibre geometrisine göre ve farklı paso sayılarında yapılan haddeleme işlemlerinde yuvarlak, lama, profil gibi kesitlerde uzun mamuller üretilmektedir. Yassı mamullerin haddelemesi ise düz merdaneler ile gerçekleştirilmektedir. Merdaneler arası açıklıklar ayarlanarak farklı paso sayılarında istenilen kesit kalınlıklarına sahip sac, levha, rulo gibi üretimler yapılabilmektedir. Yassı mamullerin sıcak haddeleme işlemlerinden sonra üretimi istenilen nihai ürünün fiziksel özellikleri ve mekanik performansına göre soğuk haddeleme işlemleri de uygulanabilmektedir. Şekil 1.7’de haddeleme yöntemlerine göre üretilen farklı mamuller karşılaştırılmıştır.



Şekil 1.7 : Sıcak haddelemede üretilen kesite göre mamul çeşitleri.

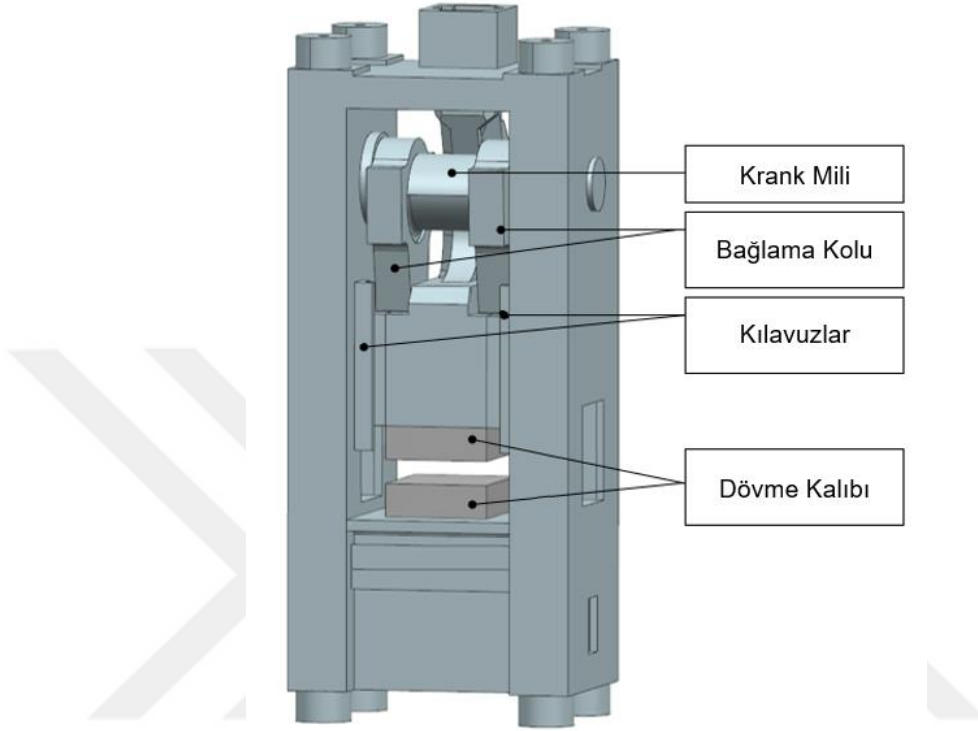
1.1.2 Çeliklerde sıcak dövme uygulamaları

Sıcak dövme uygulaması genel olarak ısıtılan metal iş parçasının uygulanan yüklerle kalıp altında ya da kalıp kullanmadan şekillendirilmesi olarak tanımlanmaktadır. Eski çağlardan günümüze birçok alanda yararlanılan dövme prosesinde teknolojinin gelişimi özellikle 20. yüzyıldan sonra otomotiv endüstrisinde artan taleple birlikte gerçekleşmiştir. Şekillendirme uygulanan parçalardaki hassas geometri ve yüksek mekanik özellik beklentisi ile üretim verimliliği ve pazar talepleri, dövme proseslerinde geliştirme çalışmalarını beraberinde getirmiştir (Makas, 2016). Günümüzde sıcak dövme uygulamasıyla üretilen bazı ürün örnekleri Şekil 1.8’de paylaşılmıştır.



Şekil 1.8 : Sıcak dövme yöntemiyle şekillendirilen ürünler (Viking Forge, 2020).

Sıcak dövme işleminde Şekil 1.9’da yer alan dövme preslerinden yararlanılmaktadır. Uygulanacak işlemin gereksinimlerine göre dövme preslerinin kapasiteleri de değişebilmektedir. Sıcak dövme prosesinde şekillendirme işlemi kalıp kullanılmadan yapılabildiği gibi kalıp altında da yapılabilmektedir.

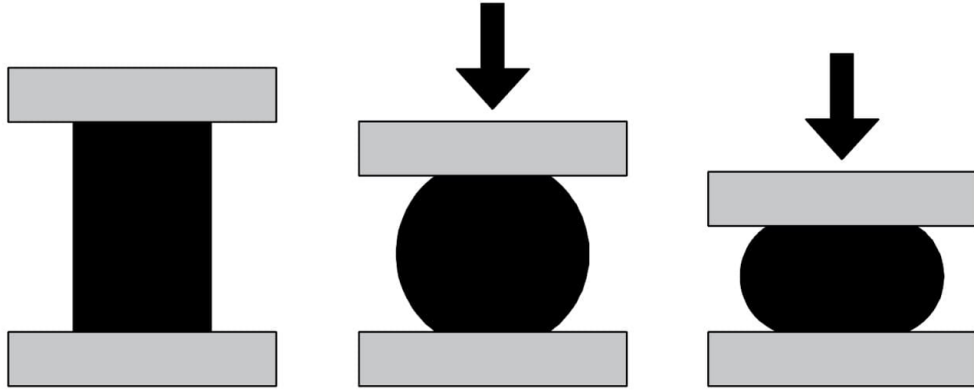


Şekil 1.9 : Dövme işleminde kullanılan dövme presi ve parçaları (Chval ve Raz, 2015).

1.1.2.1 Açık kalıpta dövme işlemi

Kalıp kullanılmadan yapılan dövme işlemi “serbest dövme” olarak tanımlanmaktadır. Serbest dövme işleminde ısıtılan malzeme dövme presinin alt tablasına yerleştirildikten sonra presin ezme kafası kullanılarak istenilen şekilde deformasyon sağlanmaktadır. Açık kalıpta yapılan serbest dövme işlemi genellikle boyutu büyük olan parçaların deformasyonunda tercih edilmektedir. Serbest dövme işleminde malzemenin kesiti basma yönünde azalırken malzeme diğer doğrultuda şişmektedir. Bu sebeple serbest dövme işleminde dövme uygulanan parça genellikle basma yönüne dik olarak döndürülerek deformasyonun parça geometrisine dağılması sağlanmaktadır.

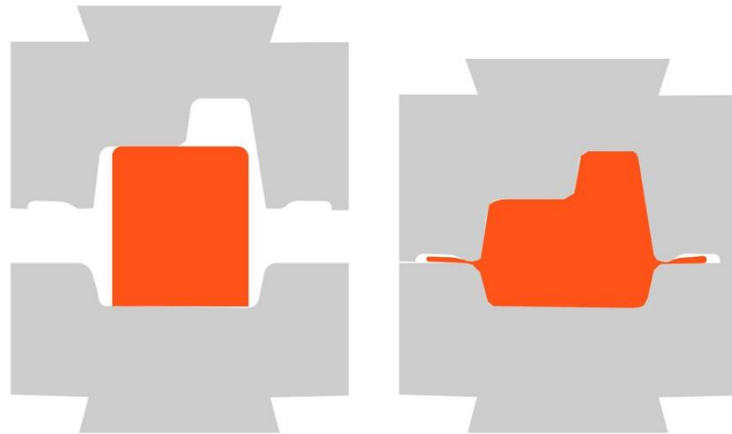
Şekil 1.10’da açık kalıpta yapılan serbest dövme işlemine ait örnek görsel yer almaktadır.



Şekil 1.10 : Açık kalıpta uygulanan serbest dövme işlemi.

1.1.2.2 Kapalı kalıpta dövme işlemi

Kapalı kalıpta dövme işleminde ısıtılan parça alt ve üst kalıp arasına yerleştirilerek dövme işlemi uygulanmaktadır. Şekil 1.11’de yer aldığı gibi dövme işlemi sonrasında parçanın şeklini kalıp boşluğu belirlemektedir. Yöntemin en önemli avantajı farklı ve kompleks geometrilerde parçaların üretimine imkân sağlamasıdır. Alt ve üst kalıpların birleşim bölgelerindeki malzeme akışına göre kalıpta sıcak dövme işlemi çapaklı ya da çapaksız olarak yapılabilir. Çapaklı dövme uygulamasında genellikle şekillendirme işleminde kullanılanılandan ayrı bir kalıpta çapak bölgesinin parçadan ayrılması sağlanmaktadır.



Şekil 1.11 : Kapalı kalıpta uygulanan dövme işlemi (Asavarutpokin ve Chaijit, 2024).

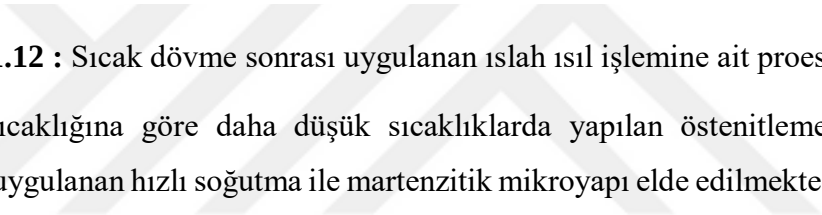
1.1.2.3 Sıcak dövme sonrasında uygulanan işlemler

Çeliklerin sıcak dövme işleminde yüksek sıcaklıklar nedeniyle malzeme yüzeyinde tufal oluşumu kaçınılmazdır. Bu sebepten dolayı bazı dövme uygulamalarda malzeme yüzeyindeki tufal tabakasının temizlenmesi için ilave işlemler kullanılmaktadır. Önceki başlıkta paylaşıldığı gibi çapaklı dövme uygulamalarında ise şekillendirme işleminden hemen sonra ayrı bir kalıpta malzeme etrafında yığılan çapak tabakası parçadan uzaklaştırılmaktadır. Burada belirtilen işlemler dövme yönteminde uygulama sırasında gerçekleştirilen ilave işlemlerdir. Diğer yandan, üretilen parçanın yüzey kalitesi, servis koşullarında talep edilen performansı, geometrik ölçü toleransları gibi kriterler göz önünde bulundurularak dövme uygulanan parçada ilave işlemler de gerçekleştirilmektedir.

Dövme ile üretilen parçaların yüzey kalitesi, uygulanan yonteme ve kullanılan ekipmanlara göre değişkenlik gösterebilmektedir. Talaşlı imalat ile malzeme yüzeyinden talaş kaldırılarak yüzey özellikleri geliştirilebilmektedir. Diğer yandan talaşlı imalat ile parçada hassas tolerans gerektiren bölgelerde istenilen ölçülerin elde edilmesi de mümkün olmaktadır.

Dövme işlemi her ne kadar yüksek sıcaklıklarda gerçekleştiriliyor olsa da parça şekline, dövme hızına ve deformasyon miktarına göre üretilen parçalarda gerilimler artmaktadır. Parça üzerinde oluşan gerilimleri gidermek için genellikle 600 – 800 °C sıcaklıklarda ilave bir tavlama işlemi uygulanmaktadır (Sajadi ve diğ, 2022). Tavlama işlemi ayrıca malzemenin işlenebilirlik performansının artırılması için de kullanılabilmektedir (Makas, 2020).

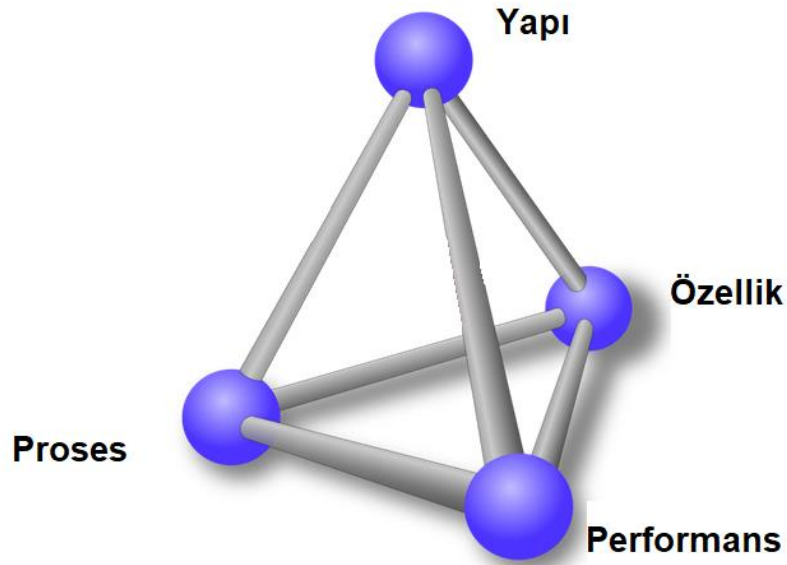
Sıcak dövme ile üretilen şaft, krank mili, piston, biyel kolu gibi ürünlerde ise servis koşullarında yapısal dayanım, darbe direnci ve yorulma özelliklerinde yüksek performans beklenmektedir. Tamamen östenit bölgesinde yer alan yüksek sıcaklıklarda yapılan sıcak dövme işleminden sonra oda koşullarındaki sıcaklıklara soğuyan malzemelerde çelik kimyasal kompozisyonu ve soğuma hızına göre genellikle ferrit, perlit ya da farklı morfolojilerde beynit mikroyapıları oluşmaktadır. İstenilen performans özelliklerinin elde edilmesi için sıcak dövme ile şekillendirilen ürünlere genellikle sonradan ilave bir ıslah ısıl işlemi uygulanmaktadır. Islah çelik kalitelerinin kullanıldığı üretimlerde ısıl işlem sonrası temperlenmiş martenzit mikroyapısı elde edilmekte ve malzeme performansının istenilen mekanik özelliklere



ösmeye sıcaklığına göre daha düşük sıcaklıklarda yapılan östenitleme işleminden uygulanan hızlı soğutma ile martenzitik mikroyapı elde edilmektedir.

ükavemet özelliğinin yanı sıra oldukça gevrek davranış gösteren mikroyapı daha sonrasında ise nispeten daha düşük sıcaklıklarda gerç mperleme işlemiyle temperlenmiş martenzit mikroyapısına dönüşür. öylelikle yüksek gerilim ve kırılğan davranış yerine tokluk değerin d duğu mekanik özellikler elde edilmektedir.

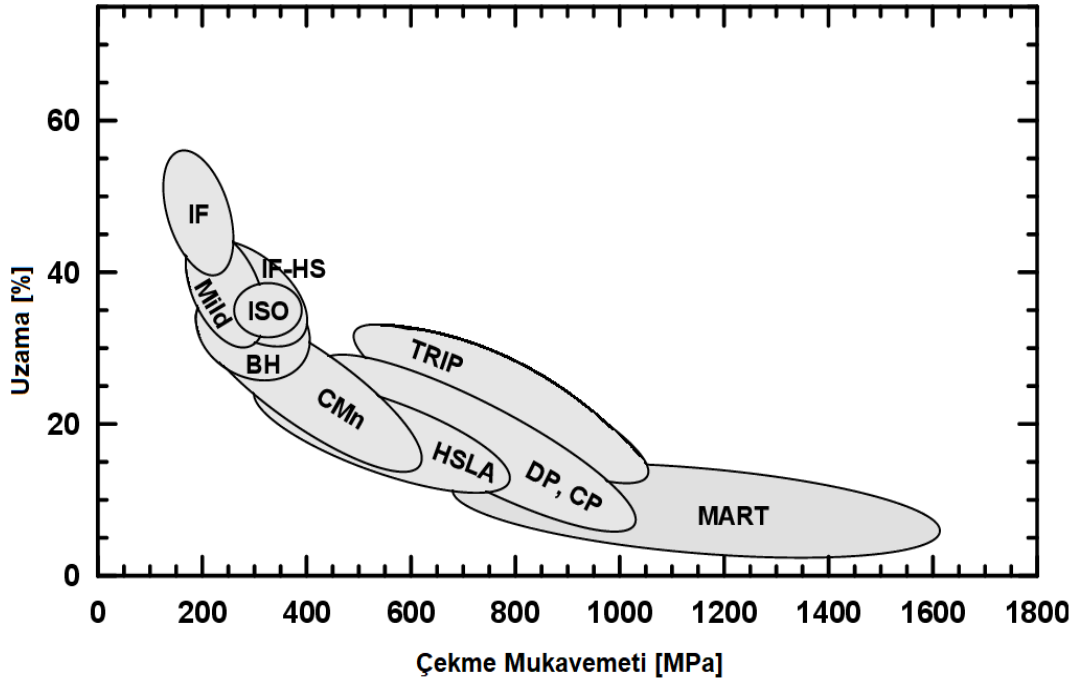
Malzeme bilimi ve mühendisliği disiplininin temelini “proses”, “yapı”, “özellikler” ve “performans” bileşenleri oluşturmaktadır. Şekil 1.13’te gösterildiği gibi bileşenler arasındaki ilişki “malzeme tetrahedronu” ile temsil edilmektedir. Buradaki ilişkiye göre üretim aşamalarında uygulanan şekillendirme, deformasyon, ısıtma işlemi gibi süreçler malzemenin mikro ve makro ölçekteki yapısına etki etmektedir. Malzeme yapısının malzemeye kazandırdığı özellikler ise kullanım alanında performansını belirlemektedir.



Şekil 1.13 : Malzeme tetrahedronu (Cross ve diğ, 2015).

Önceki bölümde paylaşıldığı üzere çelik malzemelerin üretiminde farklı prosesler ve uygulama parametreleri yer almaktadır. Üretim aşamalarında uygulanan proses ve kimyasal kompozisyonda yer alan element içeriklerine göre farklı mikroyapılara sahip çelik malzemeler üretebilmek mümkündür. Böylelikle servis koşullarında istenilen performans beklentisine göre çelik malzemelere istenilen özellikler kazandırılabilir. Örneğin yüksek şekillendirilebilirlik özelliği istenilen uygulamalarda genellikle karbon içerdiği düşük çelik kaliteleri kullanılarak ferritik mikroyapının elde edileceği işlemler tercih edilmektedir (De Paepe ve diğ, 1997; Imandoust ve diğ, 2014). Yüksek mukavemet özelliğinin talep edildiği uygulamalarda ise genellikle hızlı soğutma işlemleriyle martenzit mikroyapısının elde edilebileceği kimyasal kompozisyonlar tercih edilmektedir (Li ve diğ, 2023; Maisuradze ve diğ, 2020). Bazı uygulamalarda ise çelik malzemenin kesiti boyunca farklı özellik göstermesi talep edilebilmektedir. Örneğin, malzeme yüzeyinin aşınmaya karşı yüksek performans göstermesi istenirken yüzey altında ve merkez kesitte yüksek tokluk istenilen uygulamalar bulunmaktadır. Bu uygulamalarda, tokluk özelliğini arttıran kimyasal kompozisyon ve ısıtma işlemleri genellikle temperlenmiş martenzit mikroyapısına sahip çelikler tercih edilirken malzeme yüzeyinde ise belirli bir mesafe boyunca sertlik değerlerini arttırmak için ilave işlemler (karbürleme, nitrürleme, vb.) gerçekleştirilmektedir (Wang ve diğ, 2016; Yang ve diğ, 2021).

Farklı çelik kimyasal kompozisyon ve üretim süreçleri ile elde edilen farklı çelik gruplarının uzama ve mukavemet değerleri karşılaştırması Şekil 1.14’te paylaşılmıştır. Genel olarak değerlendirildiğinde, çelik malzemelerde mukavemet özelliğini arttıran karbon ve diğer elementleri kimyasal kompozisyonunda düşük oranlarda bulunduran ve sertleştirmek için ilave ısıtım işlemleri uygulanmayan arayer atomsuz (Interstitial Free – IF) ve sade karbon (Mild Steel) çelik gruplarında uzama değerleri oldukça yüksekken mukavemet ise düşük elde edilmektedir. Martenzitik (MART) çeliklerde ise mukavemet değerleri oldukça yüksek elde edilirken uzama değerleri ise düşük gerçekleşmektedir. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High Strength Low Alloy - HSLA), çift fazlı (Dual Phase – DP), kompleks fazlı (Complex Phase – CP) ve dönüşüm katkılı plastisite (Transformation Induced Plasticity – TRIP) çelik gruplarında ise nispeten daha dengeli bir mukavemet ve uzama elde edilebilmektedir.



Şekil 1.14 : Farklı çelik gruplarına ait çekme mukavemeti ve uzama değerleri karşılaştırması (Hilditch, 2015).

1.2.1 Mikroyapısal dönüşümler ve mekanik özelliklere etkileri

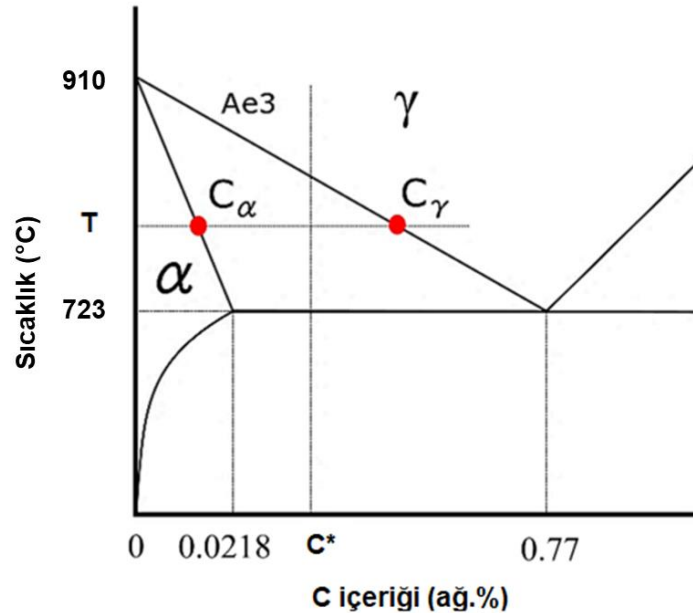
Farklı özelliklere sahip çelik grupları için mikroyapı dağılımları Çizelge 1.1’de paylaşılmıştır. Uzama ve mukavemet dengesi gösteren çelik gruplarında genellikle farklı mikroyapıların bir arada bulunduğu gözlemlenmektedir.

Çizelge 1.1 : Farklı çelik gruplarına ait mikroyapı dağılımları (Liu ve diğ, 2018).

Çelik Grubu	Mikroyapı Oranı			
	Ferrit	Martenzit	Beynit	Kalıntı Östenit
DP	%80 – 85	%15 – 20	-	-
TRIP	%55 – 65	-	%25 – 35	%5 – 20
CP	%5 – 10	%5- 10	%80 – 90	-
MART	-	%100	-	-

Isıl işlem ya da şekillendirme işlemlerinde çelikler genellikle östenit (γ) bölgesinde yer alan sıcaklıklara ısıtılmaktadırlar. Bu bölgede çelik, yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısında bulunmaktadır. Denge koşullarında uygulanan soğutma sonrasında ise çelik kristal yapısı hacim merkezli kübik (HMK) formuna dönüşmektedir. Bu bölgede ise yapıda ferrit (α) bulunmaktadır. Demir atomlarının oluşturduğu kafes yapısında karbon atomları arayer konumlara yerleşmektedir. YMK kafes yapısında karbon atomu çözünürlüğü %2,14 iken HMK yapıda ise %0,02 değerindedir (Okamoto ve diğ, 2016).

Şekil 1.15'te paylaşılan demir-karbon denge diyagramına göre C^* karbon içeriğine sahip çeliğin A_{e3} sıcaklığı altında bulunan T sıcaklığında östenit ve ferrit yapılarındaki karbon paylaşımı hesaplanabilmektedir.

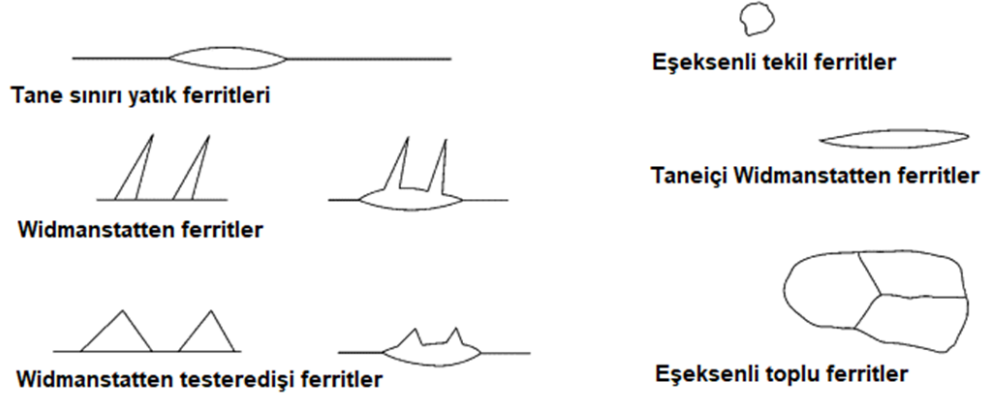


Şekil 1.15 : Demir – karbon denge diyagramında C^* kompozisyonu için karbon paylaşımı (Sun ve diğ, 2023).

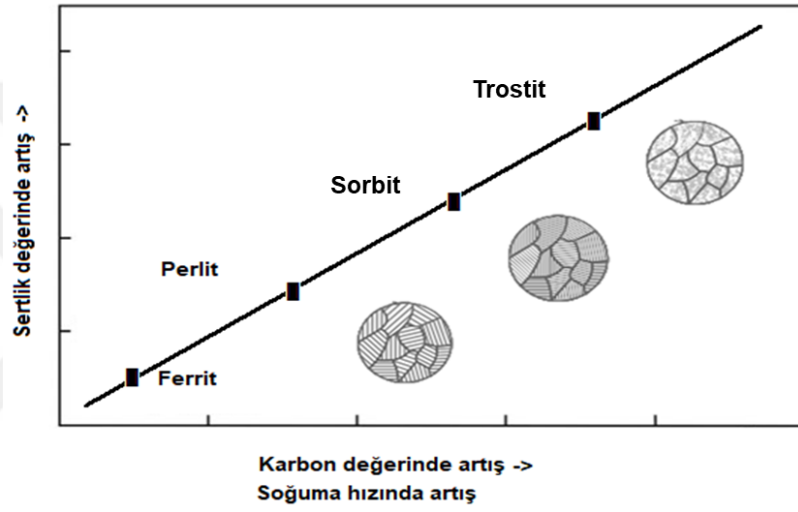
Uygun kompozisyonda ve soğutma hızlarında yüksek sıcaklıklardaki östenitten soğuyan çeliğin HMK yapıya dönüşümü sırasında ferrit mikroyapısının çözebileceği miktardan fazla karbon kafesten ayrılarak ikinci bir yapı meydana getirmektedir. Sementit (Fe_3C) olarak tanımlanan bileşiğin ferrit ile birlikte sıralı katmanlar halinde oluşturduğu mikroyapı ise perlit olarak tanımlanmaktadır. Ferrite göre daha yüksek karbon içeren perlit yapısının sertliği de daha yüksektir. Diğer yandan, Şekil 1.16'da paylaşıldığı gibi farklı etmenlerden dolayı perlit yapısı farklı morfolojilerde oluşabilmekte ve mekanik özellikleri de değişebilmektedir.

Karbon değeri ya da soğutma hızı değiştirilerek farklı lamel genişliklerine sahip perlit morfolojileri elde edilebilmektedir. Her ne kadar mikroyapı ve morfoloji kontrolüyle mekanik özellikleri arttırmak mümkün olsa da ferrit ve perlit mikroyapıları yüksek mekanik özellik beklenen uygulamalarda yeterli performansı gösterememektedirler. Bu nedenle, yüksek performans beklentisi olan dövme üretimlerinde mikroalaşımli çeliklerin kullanıldığı özel uygulamalar haricinde ferrit ve perlit mikroyapısı yalnızca prosesin ara kademelerinde gözlemlenmekte olup nihai üründe daha yüksek mekanik özellik gösteren mikroyapıların elde edildiği ilave işlemler uygulanmaktadır.

a)

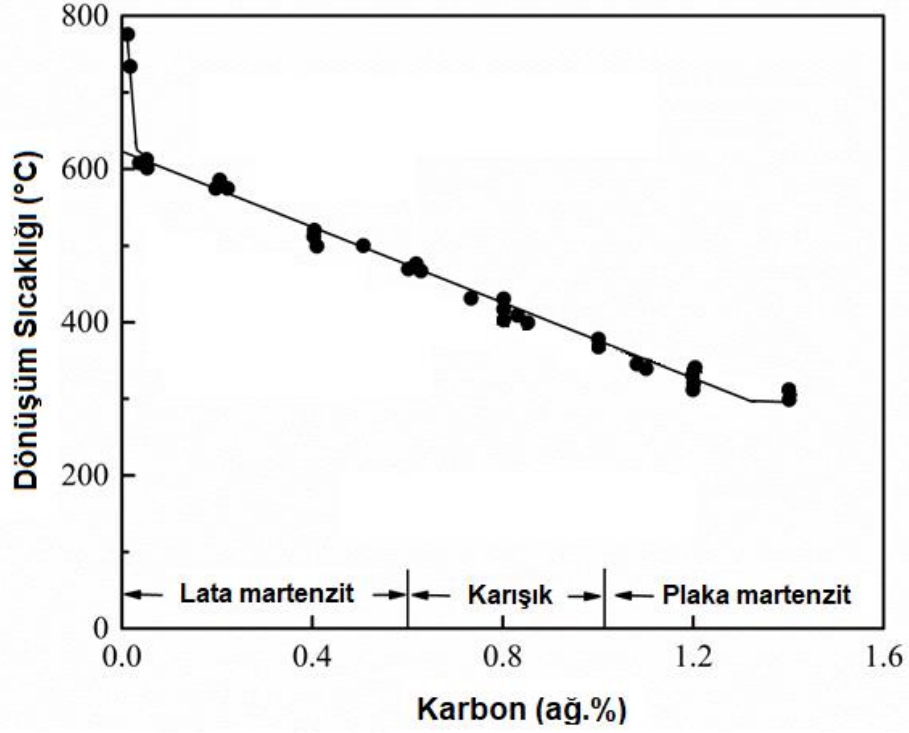


b)



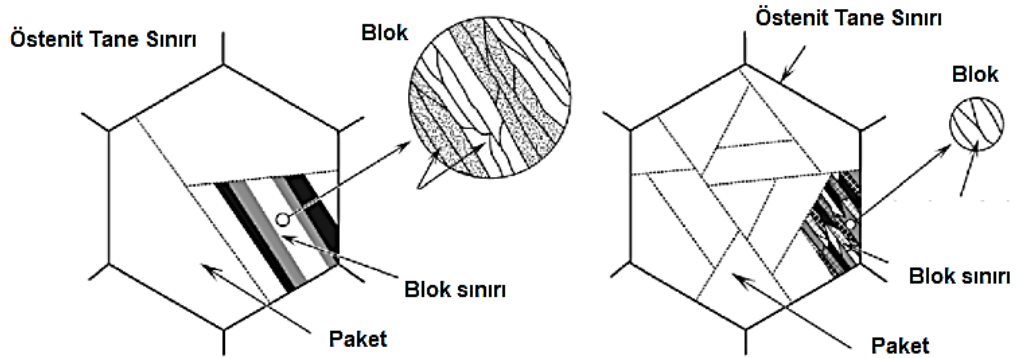
Şekil 1.16 : (a) Ferrit ve perlit mikroyapı morfolojileri, (b) farklı perlit yapılarına ait sertlikler (Tekin, 2011; Strangwood, 2012).

Yüksek sıcaklıktan östenit yapısının difüzyona izin vermeyecek kadar hızlı soğutulmasıyla HMK yerine hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısına sahip martenzit oluşmaktadır. Östenit sıcaklığından martenzit yapısına dönüşümün başladığı ilk sıcaklık “martenzit dönüşümü başlangıç sıcaklığı (M_s)” olarak tanımlanmaktadır. M_s sıcaklığı soğutma hızıyla birlikte kimyasal kompozisyonda yer alan elementlerin değişimine, özellikle karbon içeriğine oldukça bağlıdır. M_s sıcaklığı ve karbon içeriğinin değişimi ile birlikte elde edilen martenzit mikroyapısında farklı morfolojiler gözlemlenebilmektedir. Lata tipi ve plaka martenzit yapıları genel olarak uygulamalarda en sık karşılaşılan martenzit morfolojileridir (Krauss, 1999). Şekil 1.17’de karbon içeriği ve dönüşüm sıcaklığına göre martenzit morfolojilerinde gözlemlenen değişimler paylaşılmıştır.



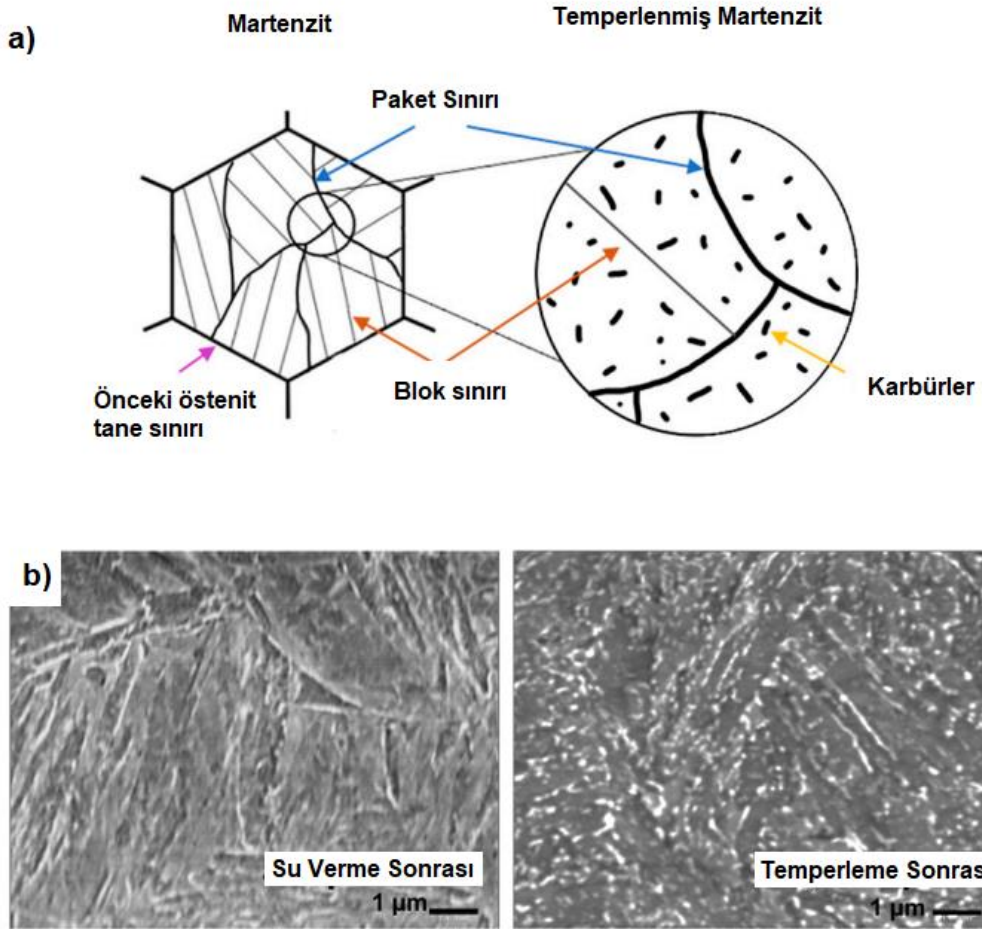
Şekil 1.17 : Karbon içeriği ve dönüşüm sıcaklığına göre çeliklerde martenzit morfolojileri (Hou, 2018).

Yüksek sıcaklıklardaki östenit tanelerinden soğuma sırasında öncelikli olarak paketler ve martenzit latalarından meydana gelen bloklar oluşmaktadır (Morris ve diğ, 2013). Şekil 1.18’de gösterildiği gibi paket ve bloklar genellikle yüksek açılı tane sınırları ile çevriliyken blok içerisinde yer alan lata sınırları ise düşük açılı yerleşime sahiptirler (Pereloma, 2012). Paket ve blokların şekil ve boyut dağılımları malzemelerin mekanik özelliklerini değiştiren unsurlardır. Önceki östenit tane büyüklüğünü sınırlandırmak ve soğutma hızını arttırmak, paket ve blokların boyutunu kontrol ederek mukavemetin artmasına yardımcı olmaktadır (Furuhara ve diğ, 2008; Morito ve diğ, 2005).



Şekil 1.18 : Martenzitik dönüşümde paket ve blok sınırları (Pereloma, 2012).

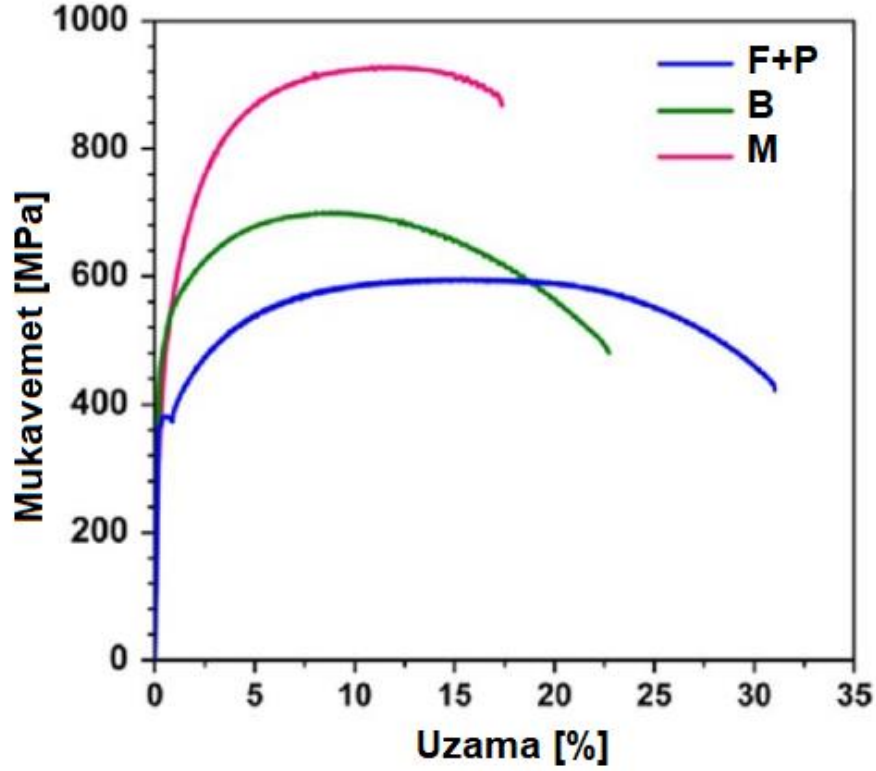
Yüksek soğutma hızlarında elde edilen martenzit ile birlikte her ne kadar mukavemet ve sertlik değerleri arttırılsa da malzeme genel olarak gevrek davranış göstermektedir. Bu nedenle su verme sonrasında genellikle 150 – 700 °C arası tercih edilen sıcaklıklarda ilave bir temperleme ısı işlemi uygulanarak malzemenin tokluğu arttırılmaktadır (Canale ve diğ, 2008; Gomes ve diğ, 2010). Su verme ve temperleme işlem kademelerinde martenzit mikroyapısında oluşan değişimler Şekil 1.19'da paylaşılmıştır.



Şekil 1.19 : (a) Su verme işleminden sonra oluşan martenzitin temperleme işlemine ait şematik görsel (Bachmann ve diğ, 2023), (b) orta karbonlu çelikte temperleme öncesi ve sonrası mikroyapısal değişim (Robaut ve diğ, 2006).

Şekil 1.20'de farklı mikroyapılara sahip çeliklerin çekme eğrilerinde gözlemlenen davranışlar karşılaştırılmıştır. Ferrit ve perlit yapısına sahip çelikler her ne kadar sünek davranış gösterebilirler de yüksek mukavemet istenilen uygulamalarda düşük performansa sahiptirler. Martenzitik mikroyapıya sahip çeliklerde ise uzama değerini arttırabilmek için temperleme yapılması gerekmektedir. Temperleme işlemiyle

malzemenin mukavemet değerlerinden kaybedilmekte ve ayrıca uygulamada yüksek sıcaklıklarda uzun sürelerde ilave ısıtım işlemi ihtiyacı oluşmaktadır. Diğer yandan son dönemlerde gerçekleştirilen çalışmalarda beynit mikroyapısına sahip çeliklerde yüksek mukavemet ve tokluk dengesi elde edilebildiği raporlanmıştır (Xu ve diğ, 2021; Mousalou ve diğ, 2020).

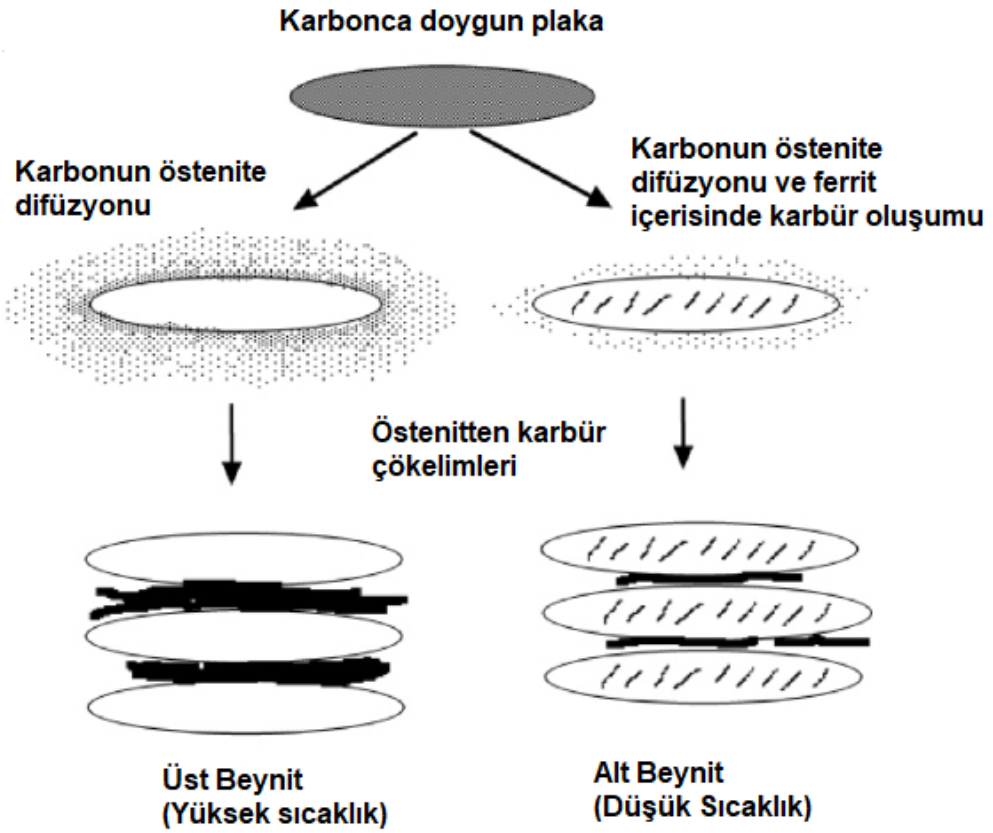


Şekil 1.20 : Farklı mikroyapılara sahip çeliklerde gözlemlenen çekme testi eğrileri (F: ferrit, B: beynit, M: martenzit) (Basantia ve diğ, 2021).

Çelik malzemelerde diğer mikroyapısal dönüşümlerden farklı olarak beynit mikroyapısı ve dönüşüm kinetiği hakkında günümüzde dahi sınırlı bilgi bulunmaktadır (Fielding, 2013; Zhu ve diğ, 2020; Benrabah ve diğ, 2023). Geçmişten günümüze yapılan çalışmalar incelendiğinde bazı araştırmacılar martenzitik dönüşüme benzerliği sebebiyle beynitik dönüşümün de “yerdeğişimli (displacive)” mekanizma ile gerçekleştiğini öne sürerken bazı araştırmacılar ise dönüşümün difüzyon temelli olduğunu belirtmektedirler (Bordereau, 2020).

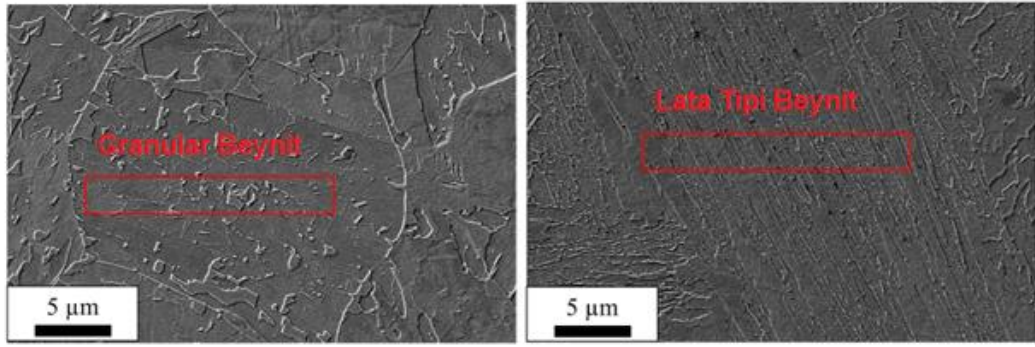
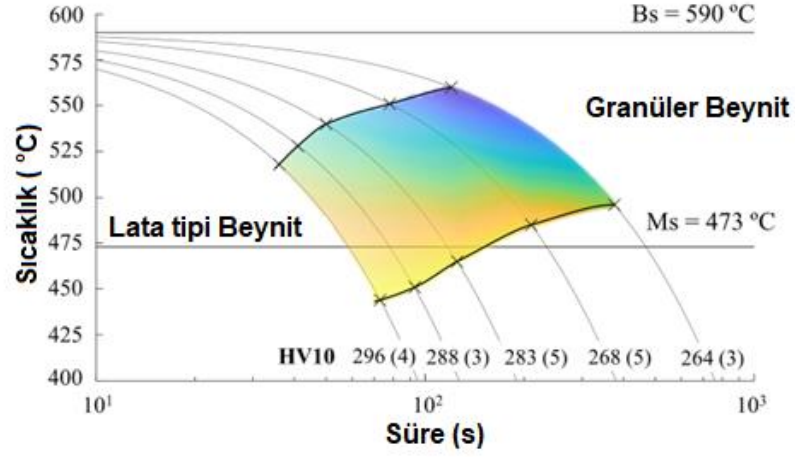
Yüksek sıcaklıklarda östenitten gerçekleştirilen soğutma işlemine ve çelik kimyasal kompozisyonuna göre farklı beynit morfolojileri tanımlanmaktadır. “Üst beynit” ve “alt beynit” ifadeleri literatürde farklı morfolojilere sahip beynit mikroyapılarını tanımlamak için en sık kullanılan ifadelerdir. Üst beynit yapısı, beynit dönüşümü

başlangıç sıcaklığının (B_s) hemen altındaki sıcaklıklarda oluşmaktadır (Kawata ve diğ, 2017). Alt beynit ise M_s sıcaklığının hemen üzerindeki sıcaklıklarda oluşmaktadır (Zhou ve diğ, 2018). Yüksek sıcaklıklarda oluşan üst beynit yapısı beynitik ferrit lataları arasında yer alan karbür katmanlarından meydana gelmektedir. Karbürle birlikte belirtilen bölgelerde martenzit ya da dönüşmemiş östenit de bulunabilmektedir (Takahashi ve Bhadeshia, 1990). Düşük sıcaklıklarda oluşan alt beynit yapısında ise karbürler plaka şeklinde ve beynit lataları içerisinde yer almaktadır. Üst ve alt beynit dönüşümleri Şekil 1.21’de paylaşılmıştır.



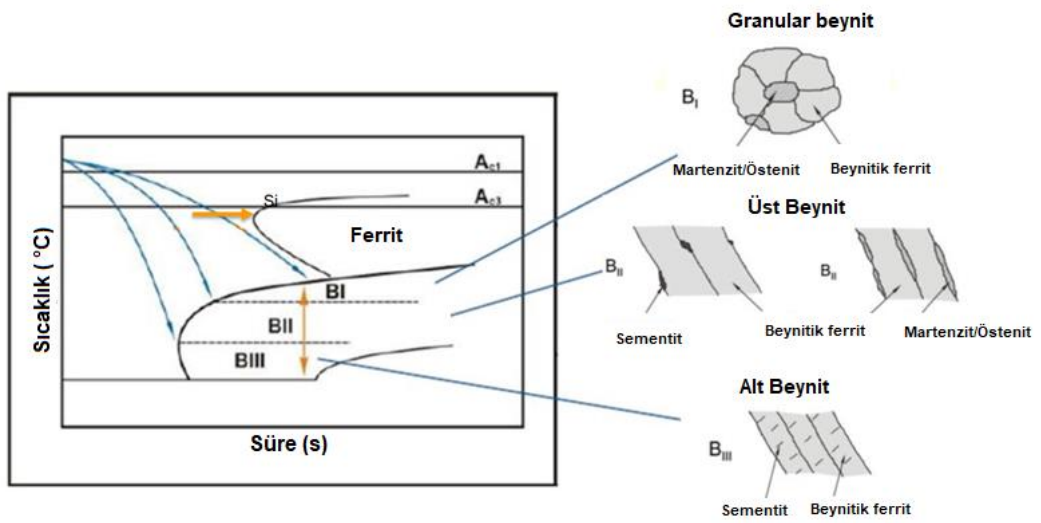
Şekil 1.21 : Üst beynit ve alt beynit mikroyapı dönüşümleri (Takahashi ve Bhadeshia, 1990)

Dönüşüm sıcaklığının yanı sıra ışık mikroskopunda görüntülenen şekillerine göre beynit mikroyapısı üzerine farklı tanımlamalar da yapılmaktadır (De Castro ve diğ, 2023). Şekil 1.22’de paylaşıldığı gibi daha yüksek sıcaklıklarda oluşabilen ve belirli bir şekli veya yönelimi bulunmayan beynit morfolojileri “granular beynit”, sıralı olarak aynı doğrultu boyunca laminasyon görüntüsünde yer alan yapılar ise “lata tipi beynit” olarak sınıflandırılmaktadır.



Şekil 1.22 : Lata tipi ve granular beynit örnekleri (De Castro ve diğ, 2022).

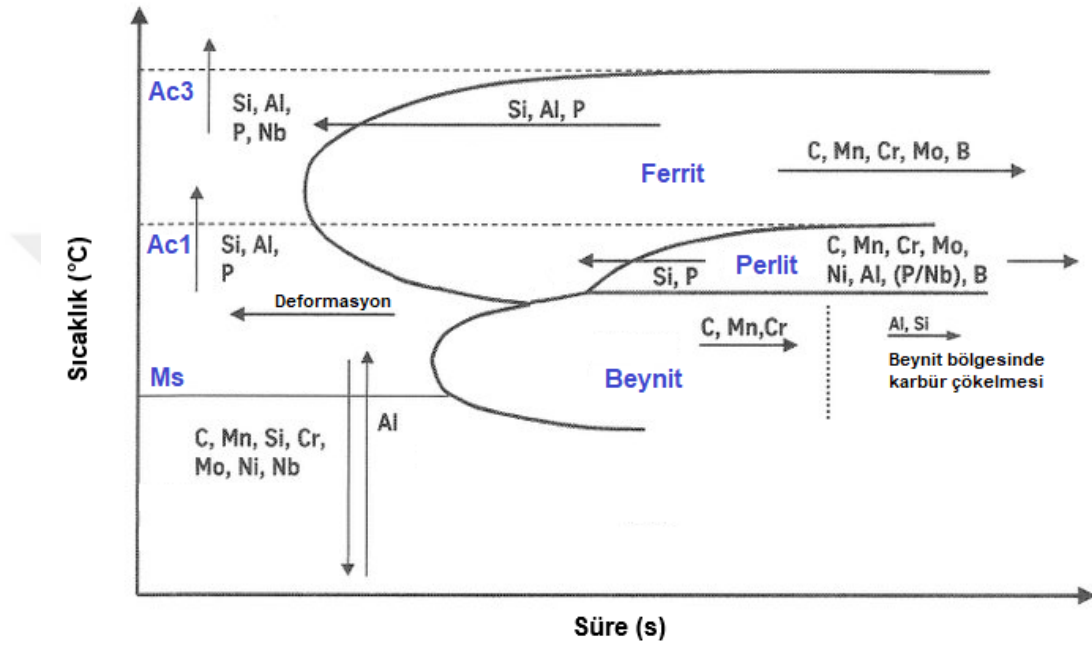
Genel olarak beynitik dönüşüm ile gözlemlenen farklı morfolojiler, sürekli soğutma diyagramı (CCT) üzerinde üç bölgeye (B_I , B_{II} , B_{III}) ayrılarak Şekil 1.23'te paylaşıldığı gibi tanımlanmaktadır.



Şekil 1.23 : CCT diyagramında farklı beynit oluşum bölgelerine göre oluşması tahmin edilen beynit morfolojileri (Hatwig ve diğ, 2021).

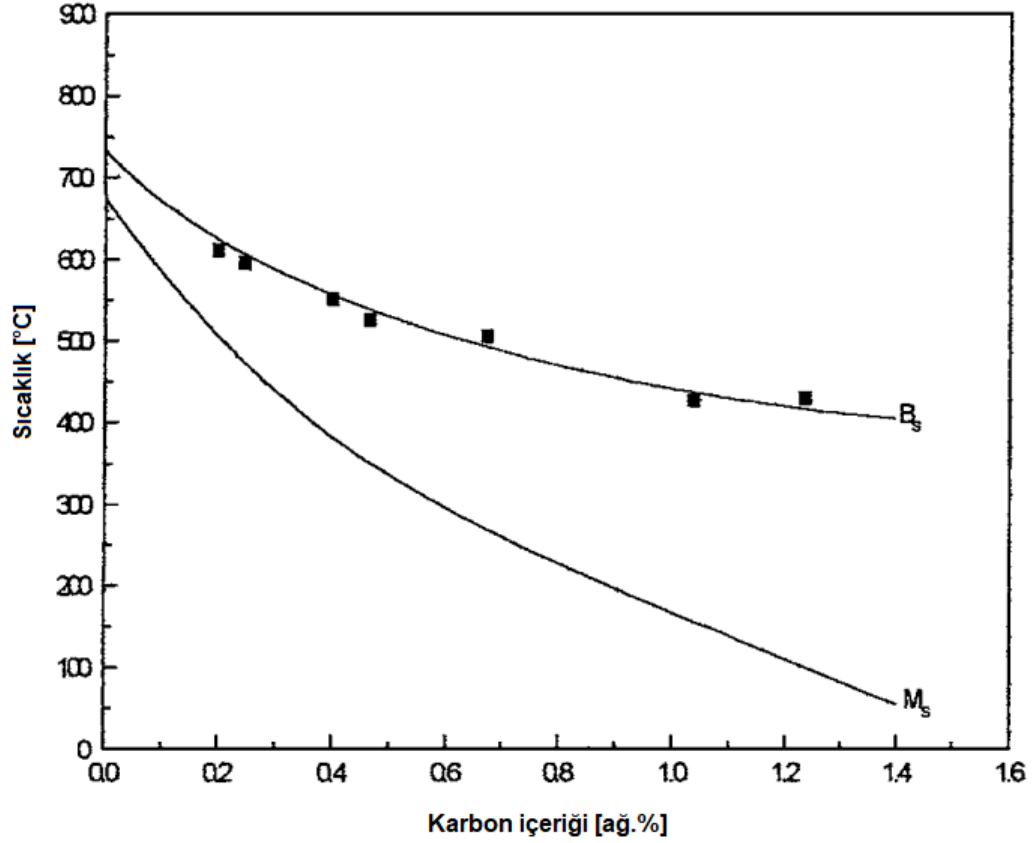
1.2.2 Alaşım elementlerinin etkileri

Isıl işlem uygulamaları ve deformasyon parametrelerinin yanı sıra çelik kimyasal kompozisyonunda yer alan elementlerin nihai mikroyapı ve dolaylı olarak mekanik özellikler üzerinde önemli etkileri bulunmaktadır. Çelik malzemelerin mikroyapısal dönüşümünde CCT eğrilerine kimyasal kompozisyonda yer alan elementlerin etkileri genel olarak Şekil 1.24'te paylaşılmıştır.



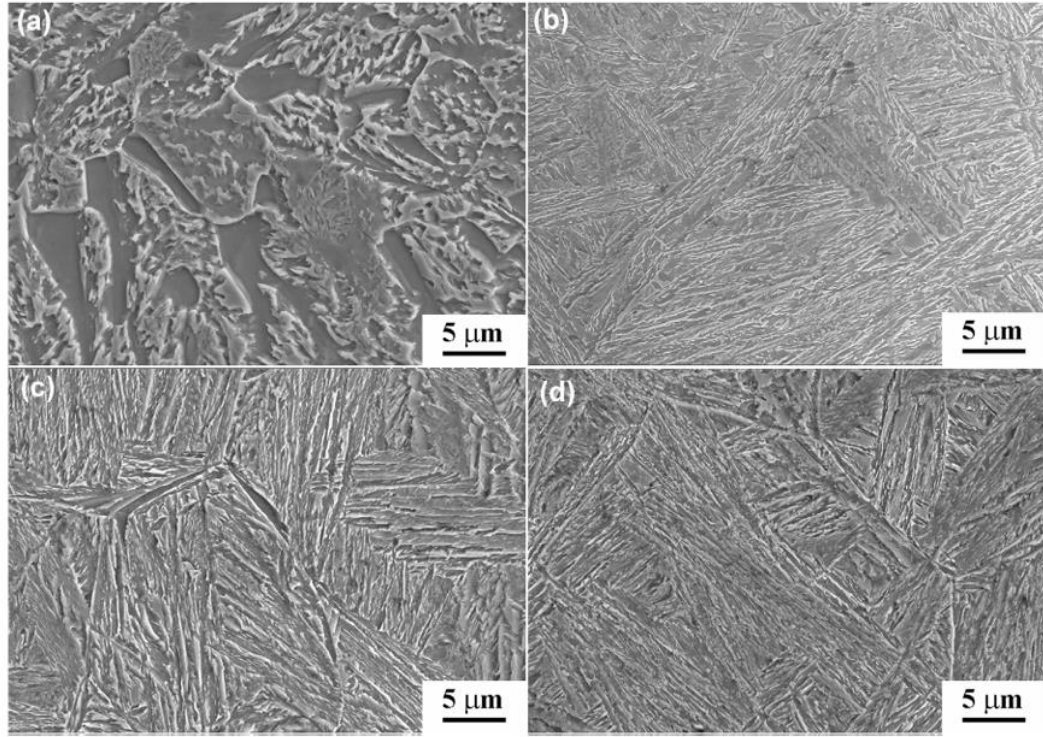
Şekil 1.24 : Alaşım elementlerinin CCT diyagramına etkileri (Ennis, 2014).

Çelik malzemelerde temel alaşım elementi olan karbon, katı eriyik ya da çökelti sertleştirme mekanizmaları ile mukavemet artırıcı olarak kullanılmaktadır. Şekil 1.25'te paylaşıldığı gibi karbon içeriği arttıkça M_s ve B_s dönüşüm sıcaklıkları azalmaktadır. Beynitik dönüşüm sıcaklıklarında yüksek mobiliteye sahip olan karbon elementi, yapıda doygunluğa ulaştığında oluşan beynit etrafında yer alan östenit içerisinde ayrılmakta ya da karbür olarak çökelti oluşturmaktadır (Suikkanen, 2009). Çökelti sertleşmesi genellikle çelikte tokluk davranışını olumsuz etkilemektedir. Fakat tane büyümesinin engellenmesi neticesinde mukavemet ile birlikte tokluk değerlerinde de avantaj sağlanan uygulamalar da bulunmaktadır (Calcagnott ve diğ, 2010; Li ve diğ, 2021). Diğer yandan karbon içeriğinin azalmasıyla martenzit-östenit (M/A) adalarının yapıda incelmesi ve miktarlarının azaldığı, böylece yüksek tokluk değerlerinin elde edildiği raporlanmıştır (Yang ve diğ, 1992).



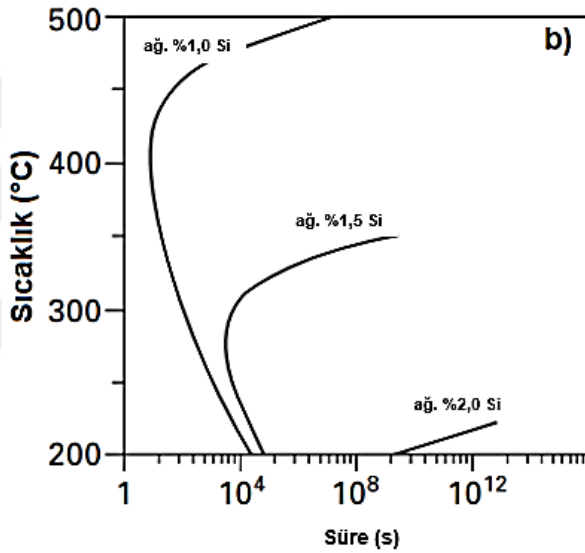
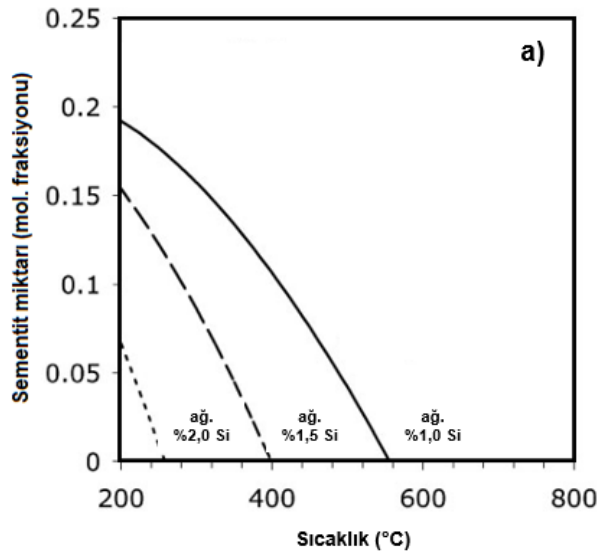
Şekil 1.25 : Çeliğin karbon içeriğine göre B_s ve M_s sıcaklıklarındaki değişimler (Zhao ve diğ, 2001).

Mangan ilavesi çelikte katı eriyik mekanizması ile ferritin sertliğini arttırmaktadır. Ayrıca, mangan miktarının artmasıyla östenit dönüşümü daha geniş sıcaklık aralığında mümkün olmaktadır. Bu durum, hem deformasyon sürecinin daha geniş sıcaklık aralıklarında yapılabilmesine hem de beynitik dönüşüm bölgesinin genişlemesiyle üründe beynit mikroyapı miktarının artmasına imkân sağlamaktadır (Tamura ve diğ, 2013). Şekil 1.26'da farklı mangan içeriklerine sahip düşük karbonlu çeliklerin soğutma işlemi sonrasında elde edilen mikroyapıları yer almaktadır. Mangan içermeyen kompozisyonda mikroyapının blokvari ferrit ve kalıntı östenitten oluştuğu gözlemlenmektedir. Ayrıca mangan ilavesiyle beynit latalarının incelmesi ve kalıntı östenitin beynitik ferritler arasında film yapısında oluştuğu fark edilmektedir.



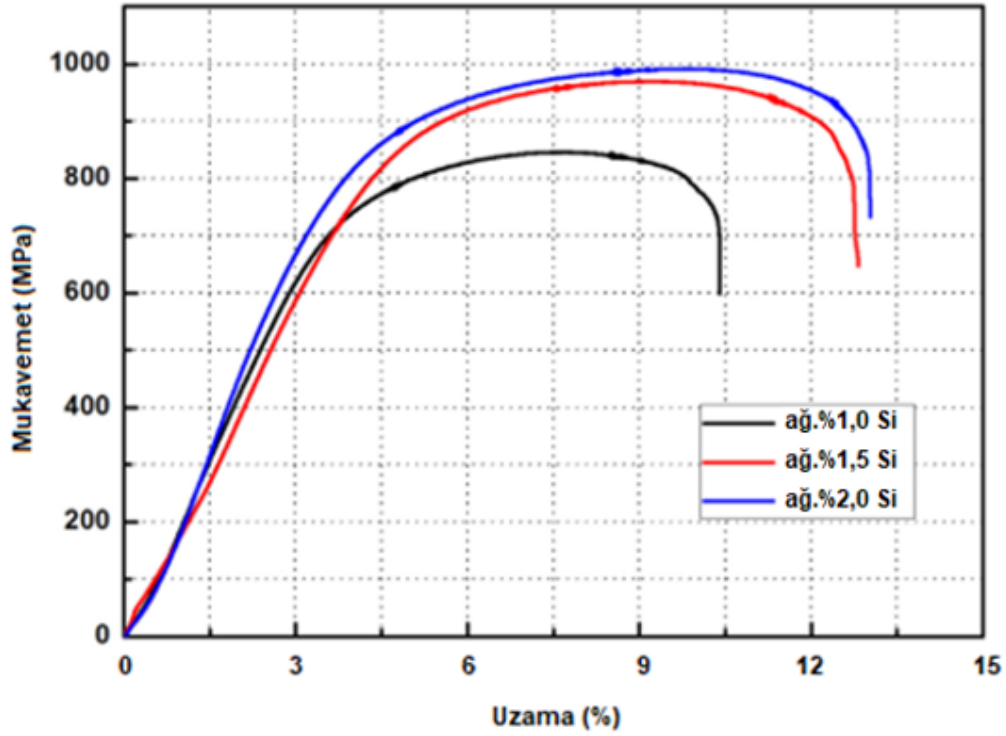
Şekil 1.26 : Mangan içeriğine göre mikroyapılar (a) Mn ilavesi olmayan, (b) Mn: ağı. %1,8, (c) Mn: ağı. %2,3 ve (d) Mn: ağı. %3,2 (Long ve diğ., 2017).

Mangan elementinin aksine silisyum elementi çelikte ferrit mikroyapısını kararlı kılan bir alaşım ilavesidir. Yüksek silisyum içeriğinde genellikle beynitik dönüşüm kinetiği yavaşlamaktadır. Difüzyon kontrollü oluşan karbürler yerine çekirdeğin etrafında silisyum içeriği zenginleşen ferritin karbon çözünürlüğü yükselmektedir. Bu durum, sementit katmanlarının yer aldığı alt beynit mikroyapısı yerine karbürsüz beynit oluşumuna olanak sağlamaktadır (Caballero, 2012). Karbürsüz beynit oluşumu için genellikle ağı. %1,0 – 1,5 seviyelerinde silisyum ilavesi tercih edilmektedir. Diğer yandan silisyum ile birlikte kimyasal kompozisyonda yer alan ve östenit kararlılığına etkisi bulunan diğer alaşım elementlerinin miktarı da belirtilen mekanizmada önemli rol oynamaktadır (Bordereau, 2020). Şekil 1.27’de paylaşıldığı gibi silisyum ilavesi ile sementit çökeltilerinin oluşum miktarlarında önemli bir düşüş meydana gelmektedir. Silisyum ilavesiyle süre-sıcaklık-çökelti (TTP) eğrilerinde sementit oluşumu geleneksel bir ısıtıl işlemde uygulanan sürelerin üzerine çıkmakta ve karbür çökeltilerinin oluşma ihtimali oldukça azalmaktadır (Soliman ve Palkowski, 2016).



Şekil 1.27 : (a) Farklı silisyum ilaveleri için sementit oluşum miktarlarındaki değişimler (Kozeschnik ve diğ, 2008), (b) TTP diyagramında oluşum süreleri (Caballero, 2012).

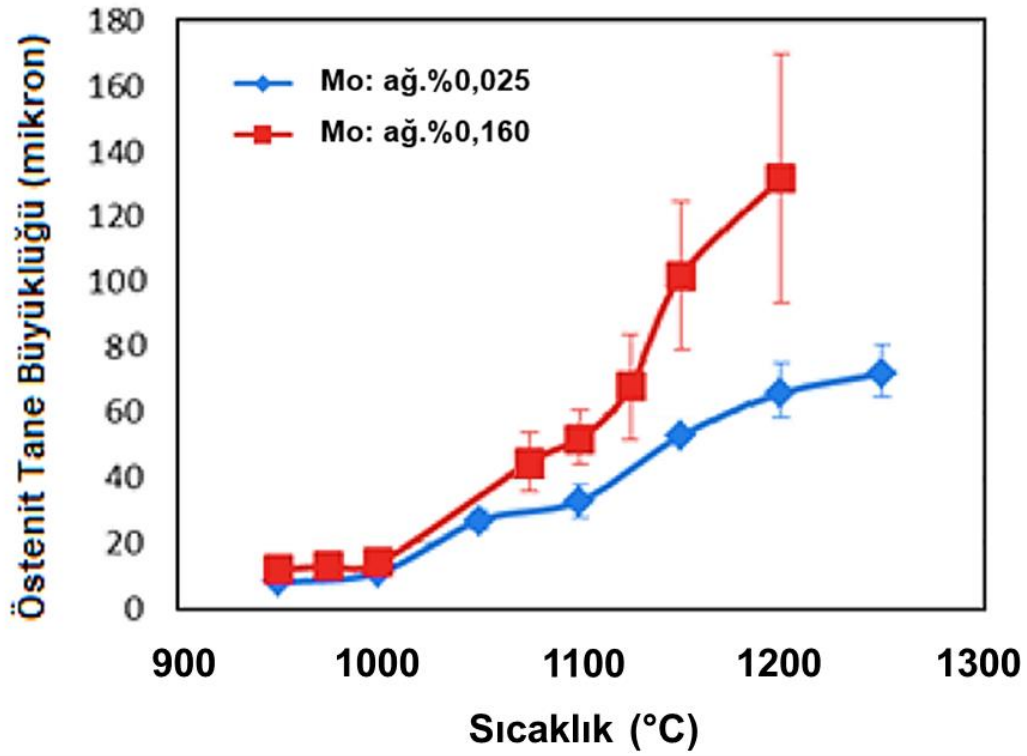
Şekil 1.28’de farklı seviyelerde silisyum ilavesinin düşük karbonlu çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi paylaşılmıştır. Artan silisyum ilavesiyle mukavemet değerleri ve tokluğun birlikte arttığı raporlanmıştır (Tian ve diğ, 2019). Tokluk değerinin artmasında karbursüz beynit oluşumunun yanı sıra silisyum ilavesine bağlı olarak M/A morfolojilerinin kaba formdan ince forma dönüşmesi de etkili olmuştur.



Alaşım İlavesi	Akma Muk. [MPa]	Çekme Muk. [MPa]	Uzama [%]
ağ.%1,0 Si	859 ±25	607 ±13	10,5 ±0,4
ağ.%1,5 Si	969 ±13	693 ±14	13,7 ±0,6
ağ.%2,0 Si	991 ±27	651 ±21	14,2 ±0,8

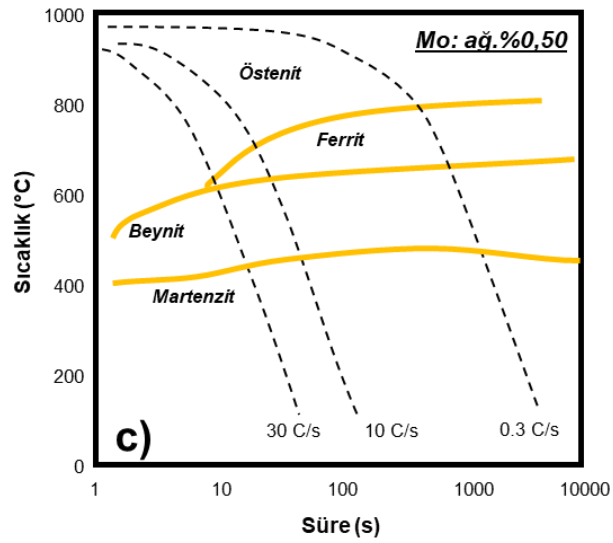
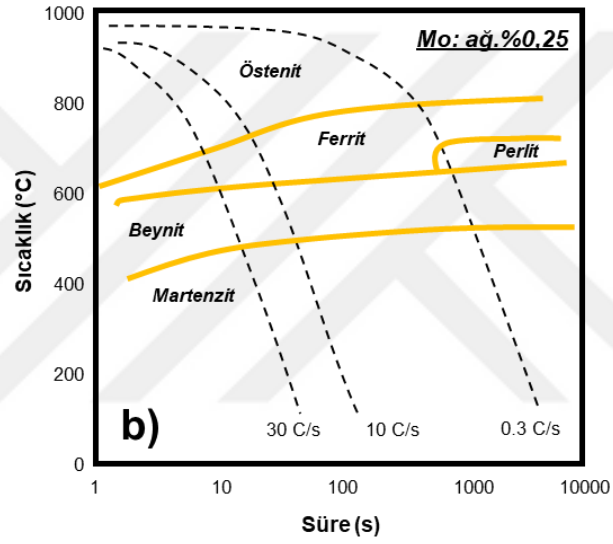
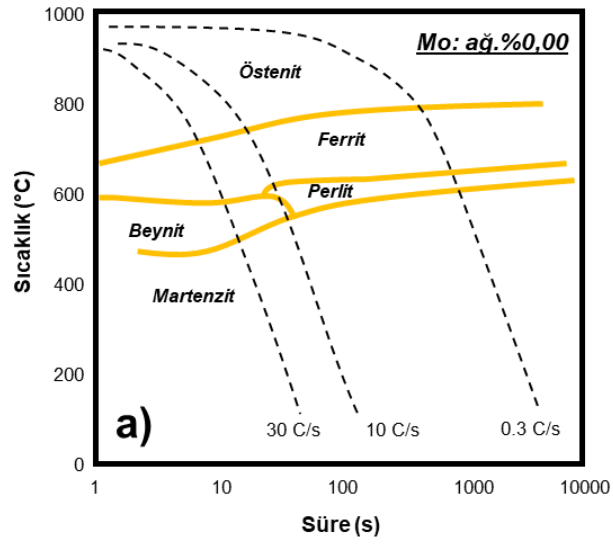
Şekil 1.28 : Düşük karbonlu çelikte farklı silisyum ilavelerinde elde edilen mekanik özellikler (Tian ve diğ, 2019).

Beynitik mikroyapıya sahip çeliklerde krom ilavesi genellikle katı eriyik ya da çökelti sertleşmesi mekanizmaları ile mukavemetin artırılmasına yeterli katkıda bulunmasa dahi dönüşüm kinetiğini etkilemesi nedeniyle tercih edilmektedir (Suikkanen, 2009). Bu nedenle beynitik mikroyapıya sahip çeliklerle ilgili çalışmalarda krom içeriği bulunan veya bulunmayan tasarımların her ikisine de rastlamak mümkündür. Diğer yandan krom ilavesi ile birlikte poligonal ferrit dönüşümü ötelendiğinden beynitik mikroyapının daha yüksek oranda elde edilmesi sağlanabilmektedir (Mesplont ve diğ, 2001).



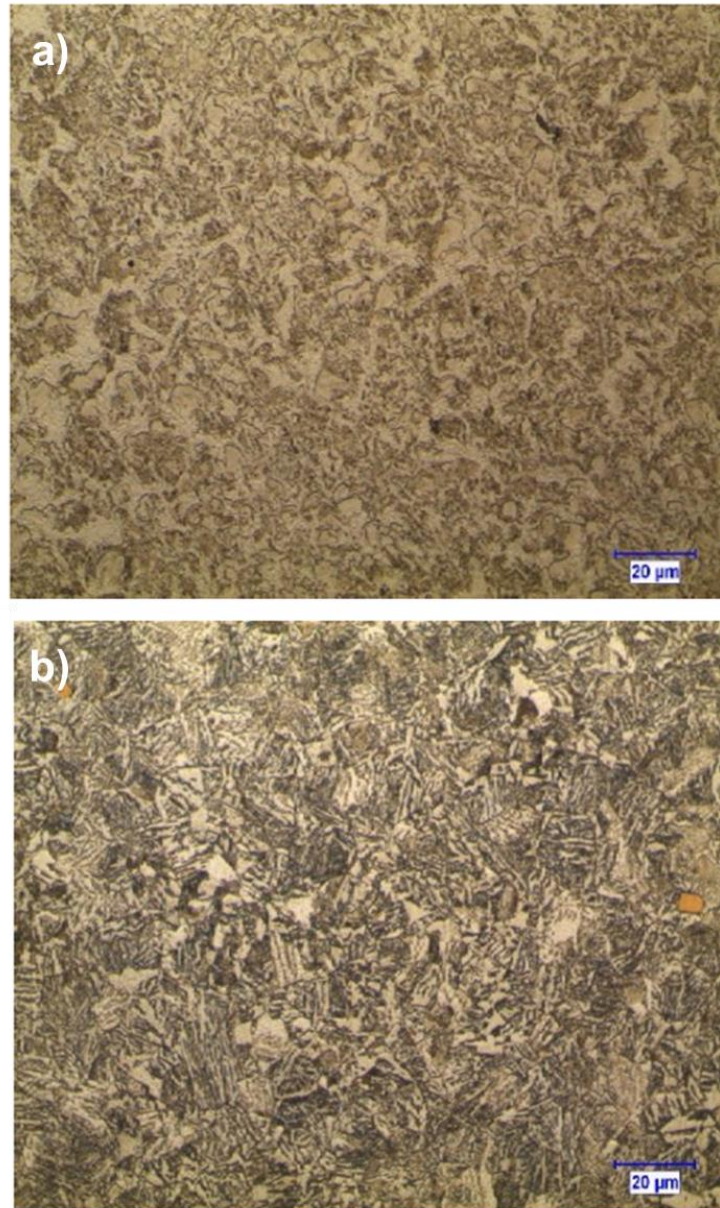
Şekil 1.29 : Molibden ilavesi bulunan ve bulunmayan üretimlerde farklı sıcaklıklarda östenit tane büyüklüğü değişimleri (Garcia de Andreas ve diğ, 2001).

Molibden ilavesi, çeliğin içerisinde yer alan diğer elementler ve uygulanan ısı işleme göre katı eriyik ya da çökelti olarak mikroyapı ve mekanik özellikleri değiştirmektedir. Molibden ilavesi bulunan ve bulunmayan orta karbonlu çeliklerde östenit tane büyüklüğü değişimi Şekil 1.29’da paylaşılmıştır. Yapılan incelemede 1000 °C sıcaklığın üzerinde molibden elementinin çözültide yer aldığı durumlarda östenit tanelerin molibden içermeyen duruma göre daha büyük olduğu gözlemlenmiştir (Garcia de Andreas ve diğ, 2001). Ayrıca, Şekil 1.30’da paylaşıldığı gibi molibden içeriğinin katı eriyikte bulunduğu durumlarda soğuma sırasında perlit oluşumu baskılanarak asiküler ya da beynitik ferrit oluşumu teşvik edilmektedir (Mohrbacher ve diğ, 2011). Titanyum veya niyobyum gibi mikroalaşım elementlerinin yer aldığı çeliklerde molibden ilavesinin $(Ti, Nb, Mo)C$ tipi karbürler oluşturduğu raporlanmıştır. Yapılan incelemelerde yapıda bulunan molibden içerikli kompleks karbürlerin tane büyümesini engellediği belirtilmiştir (Jang ve diğ, 2012).



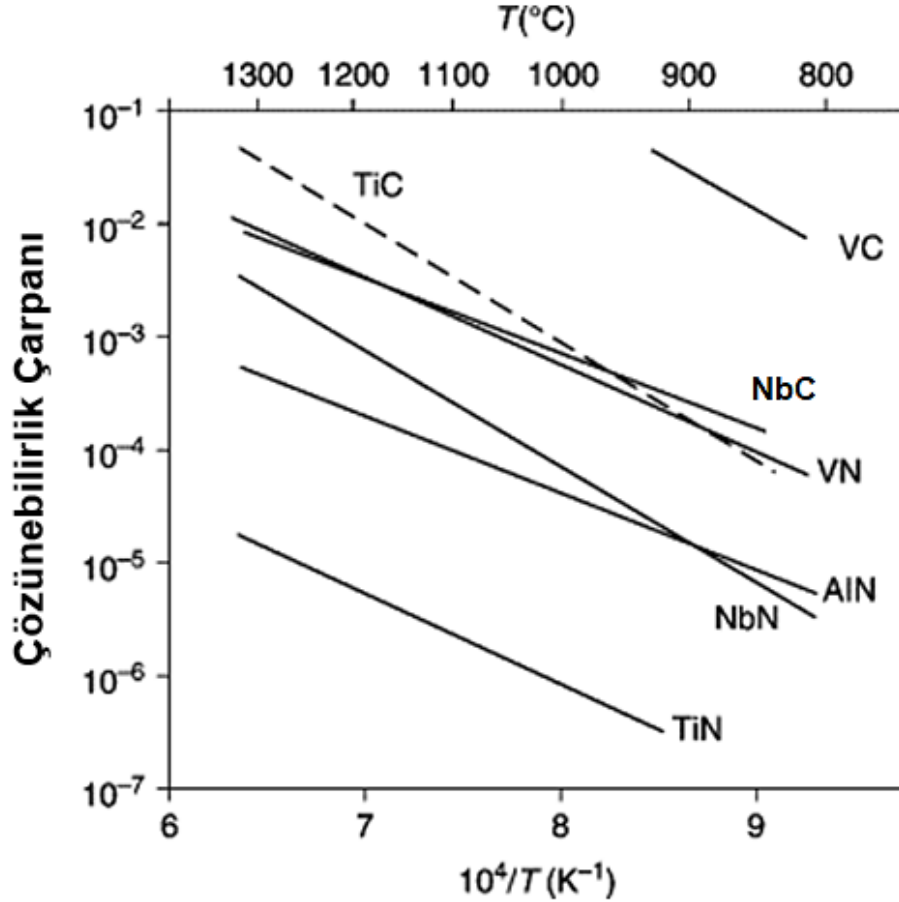
Şekil 1.30 : Farklı seviyelerde molibden ilaveleri için CCT eğrilerindeki değişimler (a) Mo: ağı. %0,00, (b) Mo: ağı. %0,25 ve (c) Mo: ağı. %0,50 (Mohrbacher ve diğ., 2011).

Çelik kimyasal kompozisyonuna bor ilavesi genellikle ağırlıkça 50 ppm'den daha düşük seviyelerde yapılmaktadır. Çok düşük seviyelerde ilave edilmesine rağmen östenit tane sınırlarına yüksek miktarda segregasyonu nedeniyle soğuma sırasında ferrit ve perlit oluşumunu engelleyerek özellikle düşük soğuma hızlarında beynit ve martenzit mikroyapılarının miktarını arttırmakta kullanılmaktadır. Bu nedenle genellikle sertleşebilirliğin yüksek istenildiği uygulamarda tercih edilmektedir (Terzic ve diğ, 2013; Deva ve diğ, 2013). Şekil 1.31'de orta karbonlu çelikte normalizasyon ısı işlemi sonrası mikroyapılar yer almaktadır. Ağırlıkça 25 ppm bor ilavesi ile ısı işlem sonrası nihai mikroyapının beynit yoğunlukta olduğu gözlemlenmektedir.



Şekil 1.31 : Orta karbonlu çelikte normalizasyon sonrası mikroyapılar (a) bor ilavesiz, (b) ağırlıkça 25 ppm bor ilaveli (Rabiu, 2014).

“Mikroalaşım ilaveleri” olarak isimlendirilen titanyum, niyobyum ve vanadyum elementleri çelik kimyasal kompozisyonuna düşük miktarlarda eklenirken farklı alaşımlama stratejileri ile mekanik özelliklere katkı sağlarlar. Diğer yandan, mikroalaşım elementlerinin beynit mikroyapı dönüşümünde de önemli etkileri bulunmaktadır.



Şekil 1.32 : Farklı karbür ve nitrürlerin çözünme sıcaklığı karşılaştırması (López ve Rodriguez-Ibabe, 2012).

Titanyum, niyobyum ve vanadyum gibi elementler karbür, nitrür ve/veya karbonitrür oluşturarak çökelti sertleşmesi meydana getirmektedirler. Ayrıca, belirtilen çökelti çoğu zaman ısıtım işlem uygulamalarında östenit tane büyüklüğünü de sınırlayıcı etki göstermektedirler. İlave miktarlarına göre mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu karbür veya nitrürlerin çözünme sıcaklıkları Şekil 1.32’de karşılaştırılmıştır.

Karbür veya nitrür çökeltilerinin östenitleme sıcaklığında çözünmeden bulunduğu durumlarda belirtilen yapılar östenit tanelerinin büyümesini sınırlamaktadırlar. Bu durumda Eşitlik 1.1’de paylaşılan Hall-Petch bağıntısına göre daha ince taneli östenit

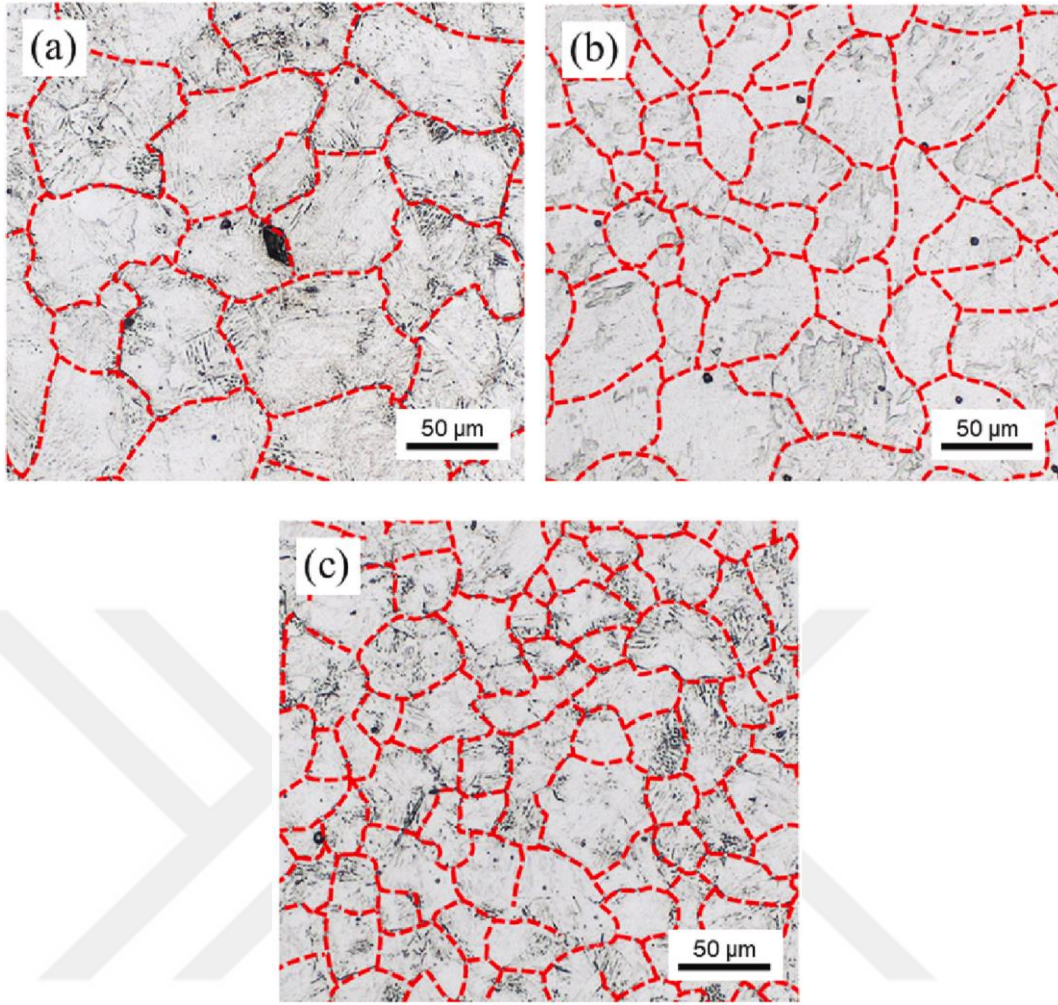
yapısından gerçekleşen işlemlerde daha yüksek mukavemet değerlerinin elde edilmesi beklenmektedir.

$$\sigma_y = \sigma_o + kd^{-1/2} \quad (1.1)$$

Burada; σ_y akma mukavemetini, σ_o dislokasyon hareketlerinin engellenmesinden kaynaklanan sürtünme kuvvetine bağlı mukavemeti, k değeri “Hall-Petch Eğrisi” olarak tanımlanan sabiti, d ise ortalama tane büyüklüğünü ifade etmektedir. Diğer koşulların sabit olduğu durumda akma mukavemeti, ortalama tane büyüklüğünün karekökü ile ters orantılı olacak şekilde tane boyutu azaldıkça artmaktadır.

Mukavemet özelliğine etkisinin yanında tane büyüklüğünün mikroyapısal dönüşümlerde de etkileri bulunmaktadır. Yüksek sıcaklıklardan soğuma ile gerçekleşen mikroyapısal dönüşümlerde çekirdeklenme östenit tane sınırlarından başlamaktadır. Östenit tane büyüklüğünün azaltılması ile tane sınırı yoğunluğu artmakta ve beynitik ferrit gibi dönüşümlerin daha yüksek miktarda gerçekleşmesi mümkün olmaktadır (Bordereau, 2020).

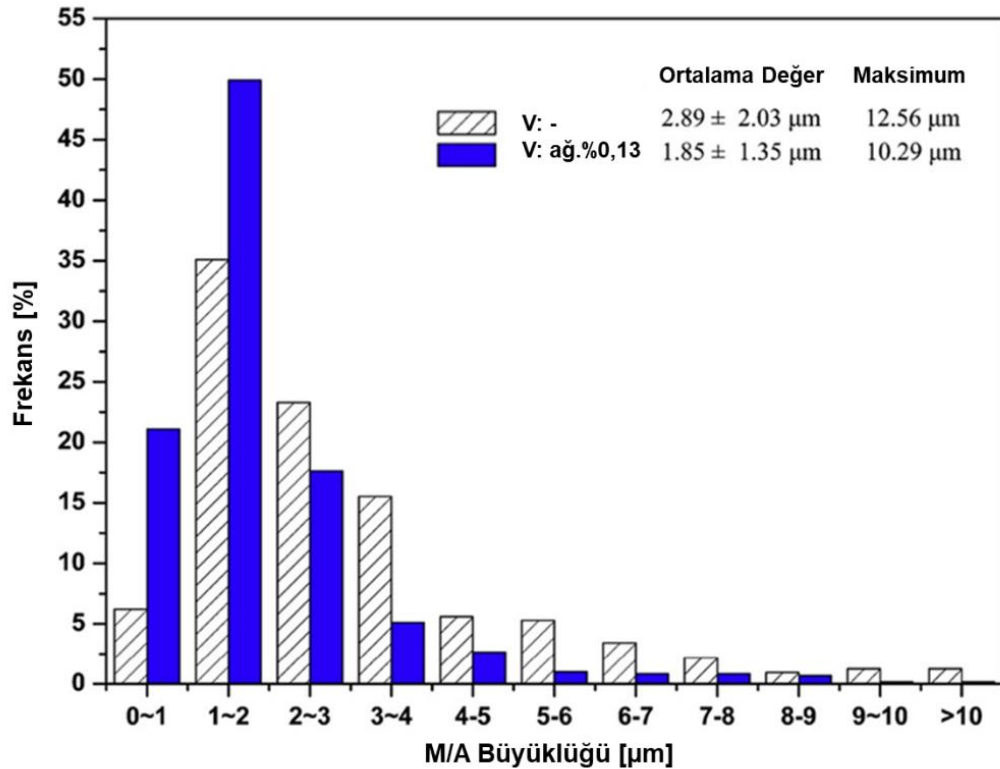
Tane büyüklüğünü sınırlayıcı özelliklerinin yanı sıra mikroalaşım elementlerin çelik kimyasal kompozisyonunda farklı amaçlarda ve farklı miktarlarda kullanımları da söz konusudur. Yukarıda belirtildiği gibi bor elementinin dönüşüm sırasında ferrit ve perlitli daha uzun sürelerle öteleyerek beynitik yapının kararlı olmasına yardımcı olabilmesi için katı eriyikte çözünür olması gerekmektedir. Diğer yandan bor elementi çok güçlü karbür ve nitrür yapıcıdır. Bu durumda, kompozisyonda yer alan karbon veya azot elementlerinin bor ile bileşik yapmasını engelleyebilmek için farklı alaşım ilavelerinden yararlanılmaktadır. Alüminyum nitrür oluşum kinetiği bor nitrür oluşumuna göre çok daha yavaş gerçekleştiğinden dolayı belirtilen amaç için en sık kullanılan ilave titanyum elementidir (Watanabe ve Ohtani, 1983). Bu amaçla stokiyometrik orana göre kompozisyonda bulunan azot miktarının en az 3,42 katı kadar titanyum ilavesi yapılarak azot elementi titanyum ile titanyum nitrür formunda bağlanmakta ve bor elementinin katı eriyikte kalması sağlanmaktadır.



Şekil 1.33 : Niyobyum ilave miktarının önceki östenit tane büyüklüğüne etkisi (a) niyobyum ilavesiz, (b) ağırlıkça 210 ppm niyoblum ilavesi, (c) ağırlıkça 460 ppm niyobyum ilavesi (Cai ve diğ, 2022).

Mikroalaşım ilavesi olarak çelik kimyasal kompozisyonunda yer alan niyobyum elementinin tane küçültme etkisi oldukça yüksektir (Liu ve diğ, 2017; Javaheri ve diğ, 2018). Şekil 1.33’te düşük karbonlu çelikte ağırlıkça 210 ppm ve 460 ppm niyobyum ilavesinin önceki östenit tane büyüklüğüne etkisi paylaşılmıştır. Niyobyum ilave miktarının artmasıyla östenit tane büyüklüklerinin belirgin ölçüde azaldığı gözlemlenmektedir. Diğer yandan, son dönemlerde yapılan araştırmada niyobyum ilavesinin ferritik ve beynitik çeliklerde farklı mekanizmalar ile mukavemete etki ettiği raporlanmıştır (Cai ve diğ, 2022). Yapılan incelemede ferrit mikroyapısına sahip çeliklerde çökelti sertleşmesinin mukavemet artışında temel etken olduğu belirlenmiştir. Beynit mikroyapısına sahip çeliklerde ise niyobyum ilavesinin mikroyapısal dönüşüme olan etkisinin mukavemet artışında daha belirgin görev yaptığı raporlanmıştır.

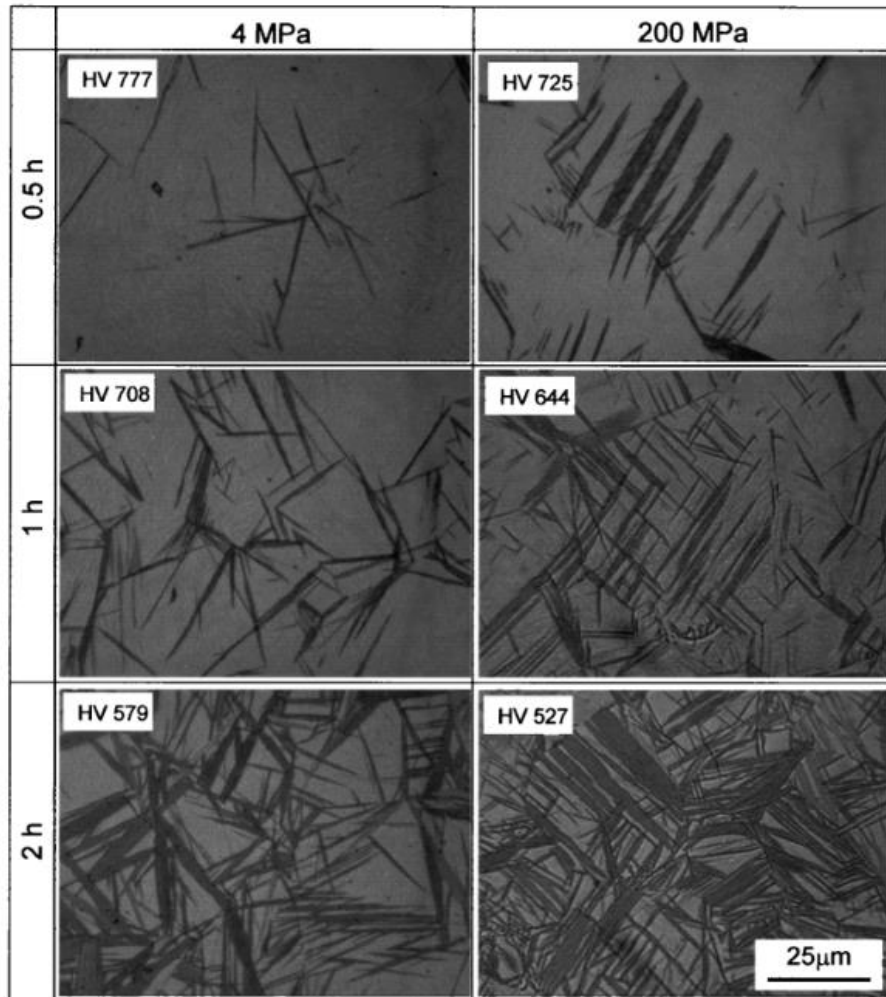
Vanadyum mikroalaşım elementine dövme üretimlerinde kullanılan ferritik-perlitik çelik kalitelerinde sıklıkla rastlanılmaktadır (Li ve Milbourn, 2013; Van Tyne ve diğ, 2008). Fakat beynit mikroyapısının yer aldığı çelik kompozisyonlarında genellikle tercih edilmemektedir. Bu durumun temel sebebi, beynit mikroyapısına sahip çelik gruplarında vanadyum ilavesinin çökeltilerinden belirgin bir mukavemet artışı elde edilememesidir (Sourmail ve diğ, 2017). Diğer yandan beynitik dönüşüm gösteren çeliklerde vanadyum ilavesinin özellikle tokluk değerinde olumsuz etkileri olan M/A dağılım ve büyüklüklerini değiştirdiği raporlanmıştır (Wang ve diğ, 2020). Yapılan incelemede Şekil 1.34'te yer aldığı gibi %0,13 oranında vanadyum ilavesiyle M/A adalarının ortalama 2,03 μm büyüklüklerinin 1,35 μm değerine azaldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, yapılan incelemede beynitik dönüşüm gösteren çelik kalitelerinde vanadyumun belirgin etkisinin 0,1 – 2,0 $^{\circ}\text{C/s}$ gibi düşük soğutma hızlarında elde edilebileceği, daha yüksek soğutma hızlarında ise etkisiz kalacağı belirtilmiştir (Wang ve diğ, 2020).



Şekil 1.34 : Vanadyum ilavesinin mikroyapıda bulunan M/A büyüklüklerine etkisi (Wang ve diğ, 2020).

1.2.3 Deformasyon uygulamasının etkileri

Kimyasal kompozisyonda yer alan elementlerin yanı sıra deformasyon uygulamasının da mikroyapısal dönüşüme katkısı bulunmaktadır. Yapılan bazı çalışmalarda östenit sıcaklığında gerçekleştirilen deformasyonun beynit dönüşüm hızı ve oluşum miktarını azalttığı raporlanmıştır (Larn ve Yang, 2000). Farklı çalışmalarda ise deformasyon işlemi ile birlikte beynit dönüşümünün ilk aşamalarda hızlandığı belirtilmektedir (Jin ve diğ, 2006). Şekil 1.35’te kimyasal kompozisyonda ağ.%0,79 karbon bulunan çeliğe 300 °C sıcaklıkta farklı sürelerde uygulanan izotermal işleme bağlı mikroyapısal değişiklikler karşılaştırılmıştır. Dönüşüm için bekleme süresi arttıkça beynit oluşumunun arttığı, deformasyon uygulandığı durumda ise artışın daha belirgin olduğu raporlanmıştır (Hase ve diğ, 2004).

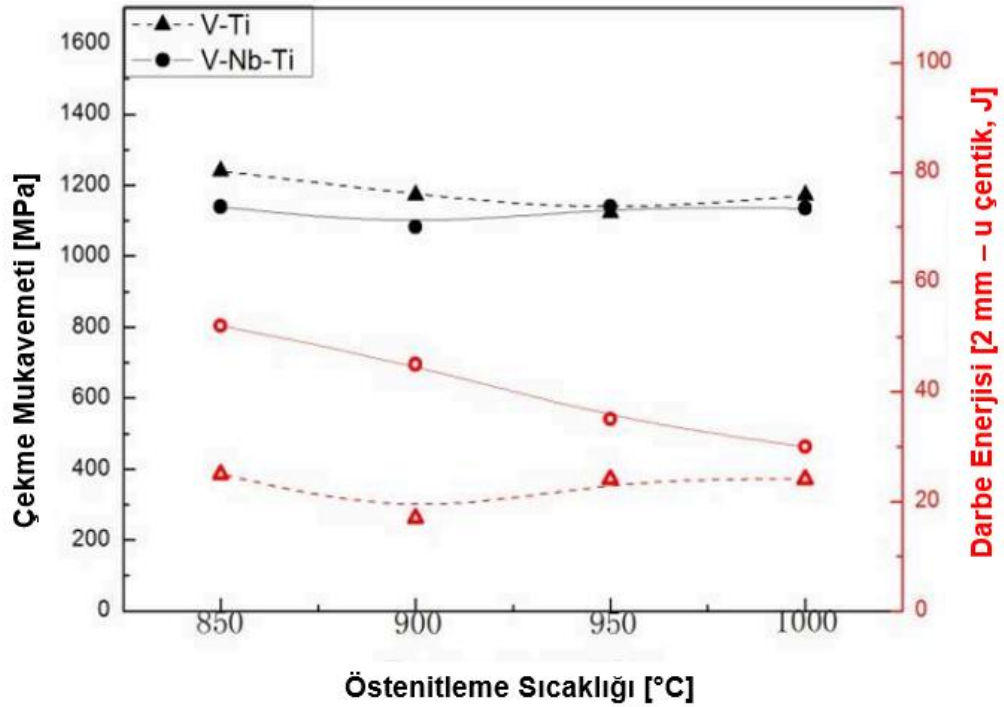


Şekil 1.35 : Uygulanan deformasyon miktarı ve izotermal bekleme süresine göre mikroyapıdaki beynit miktarı değişimi (Hase ve diğ, 2004).

Literatürde yer alan çalışmalar incelendiğinde deformasyon uygulamasının beynitik dönüşüm üzerinde genel olarak kabul edilen bir etkisi belirtilmemektedir. Deformasyon süreciyle birlikte çelik kimyasal kompozisyonu, uygulama sıcaklığı, soğutma yöntemi ve nihai yapıda bulunan kalıntı östenit miktarının her uygulamada farklılık göstermesinin bu duruma neden olan en önemli sebep olduğu düşünülmektedir.

1.2.4 Isıl işlem parametreleri ve alternatif uygulamalar

Isıl işlem süreçlerinin nihai malzeme mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerinde doğrudan etkisi bulunmaktadır. Geçmişten bugüne kadar yapılan çalışmalarda genellikle üretim ve alaşımlama maliyetlerini düşürebilmek adına kimyasal kompozisyon ve proses tasarımlarında yeni yaklaşımlar uygulanmaktadır.



Şekil 1.36 : NQT çeliklerde alaşımlama stratejisine göre elde edilen mekanik özelliklerin karşılaştırması (Man ve diğ, 2014).

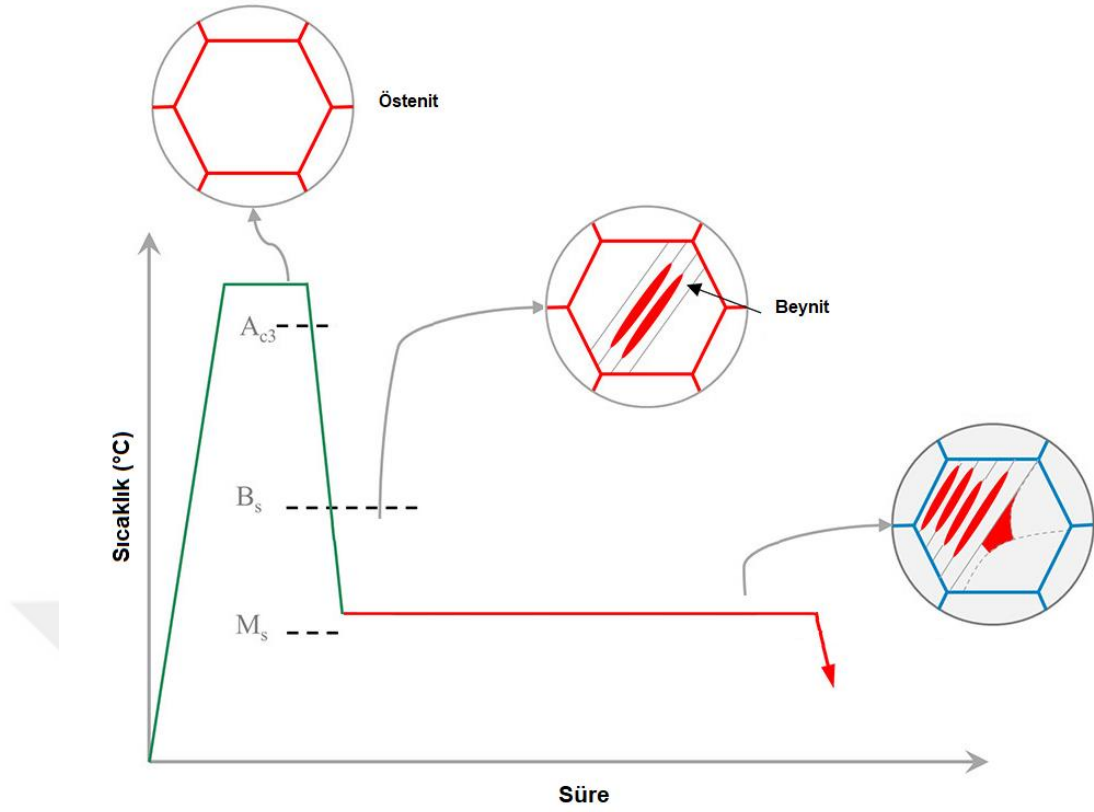
Maliyet düşürme avantajından yararlanılmak için su verme işlemi uygulanmadan (non-quenched and tempered, NQT) yüksek mukavemet elde edilebilecek yeni üretim rotaları üzerine çalışmalar yapılmıştır. Fakat öncü olan çalışmalarda istenilen yüksek tokluk değerleri sağlanamamış, araştırmacılar alternatif alaşım tasarımları ve ilave ısıl işlemlere yönelmişlerdir. Dövme işlemi sonrası NQT prosesi ile gerçekleştirilen

Üretimlerde genellikle mikroalaşım ilavelerinin etkileri incelenmiş ve vanadyum-titanyum ilavelerinin tane inceltmede yetersiz kaldığı gözlemlenmiştir (Gao ve diğ, 2016; Yuan-Shen ve Yao-Zong, 2016). Talep edilen yüksek tokluk değerlerine şekil 1.36'da paylaşıldığı gibi ancak niyobyum-vanadyum-titanyum ilavelerinin birlikte ve önemli oranlarda yapıldığı denemelerde ulaşılabilmektedir. Fakat bu çalışmalarda dövme sıcaklığının ve mikroalaşım ilavelerinin hassas kontrol edilemediği durumlarda darbe dayanımının olumsuz etkilendiği raporlanmıştır (Man ve diğ, 2014; Ma ve diğ, 2012).

Mikroalaşım içeren elik kalitelerinde NQT prosesi ile yapılan farklı çalışmalarda ise ilave temperleme işleminin etkisi araştırılmıştır. Temperleme sonrası yapılan testlerde tokluk değerinin ilk duruma göre arttığı ve sertlik dağılımının ıslah işlemine göre numune boyunca daha homojen gerçekleştiği bildirilmiştir (Huang ve diğ, 2005; Wu ve diğ, 2017). Fakat mikroalaşım elementlerinin kullanımı ile beraber ilave olarak uygulanması gereken temperleme ısıl işlemi için yeniden bir proses, ekipman ve maliyet ihtiyaı oluşmuştur.

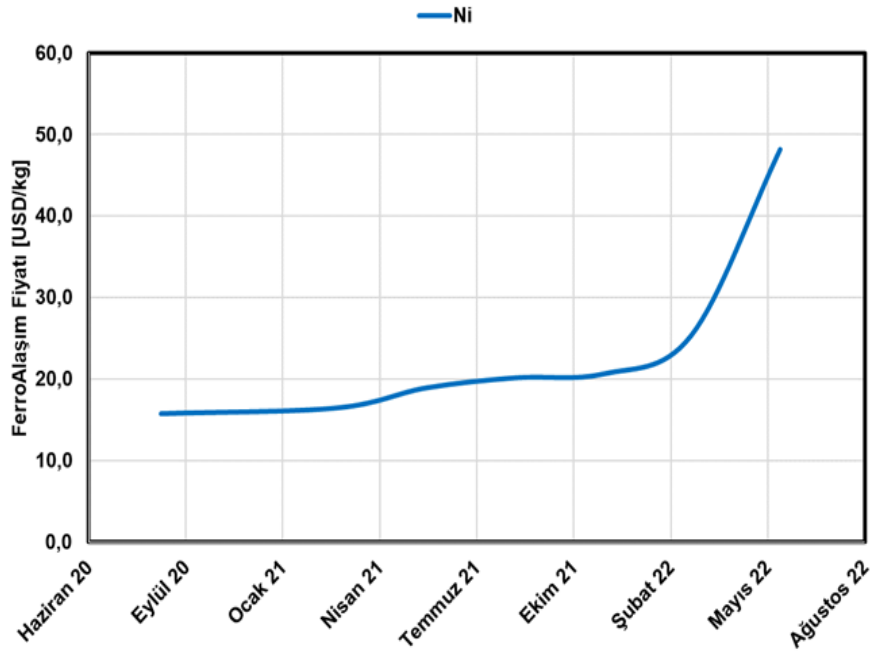
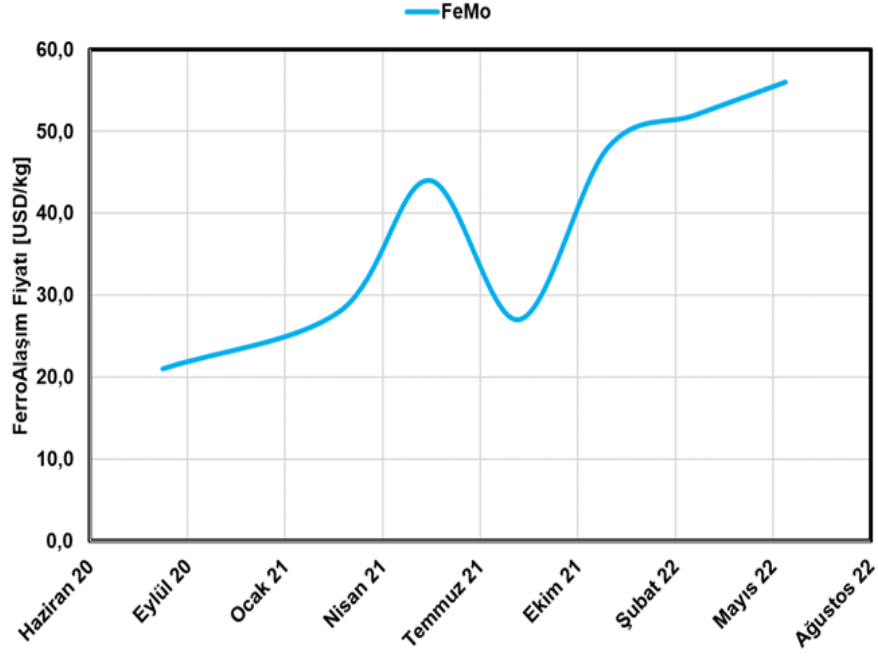
NQT çalışmalarının yüksek mukavemet ve tokluk dengesini sağlamada yetersiz kalmasından dolayı yapılan alternatif çalışmalar beynitik mikroyapıya sahip çelikler üzerinde yoğunlaşmıştır. Özellikle düşük karbonlu çeliklerde ağ.%1,5 ve üzerinde ilave edilen silisyum ile birlikte sementit içermeyen beynitik mikroyapı ile elde edilen yüksek mekanik özellikler bu alanda önemli bir kilometre taşı oluşturmuşlardır (Bhadeshia, 1982; Sandvick, 1982).

Beynitik dönüşüm sıcaklıklarında izotermal bekletme ile gerçekleştirilen çalışmalarda yüksek mukavemet ile birlikte yüksek tokluk değerleri de elde edilmiştir. Fakat şekil 1.37'de şematik olarak gösterilen izotermal bekletme işlemi için tuz banyosu gibi ilave ekipmanlara ve oldukça uzun proses sürelerine ihtiyaç duyulmaktadır (Pashangeh ve diğ, 2021; Sharma ve diğ, 2011). Ayrıca, proste kullanılan kimyasal tuzların insan sağlığına olumsuz etkileri raporlanmıştır (Walton, 1999; Laird Jr, 2014). Bu durum laboratuvar koşullarında gerçekleştirilen çalışmaların endüstriyel uygulanabilirliğinde önemli bir sorun yaratmaktadır.



Şekil 1.37 : M_s sıcaklığının üzerinde yapılan izotermal bekletme işlemine ait proses aşamaları (Zhang ve diğ, 2024).

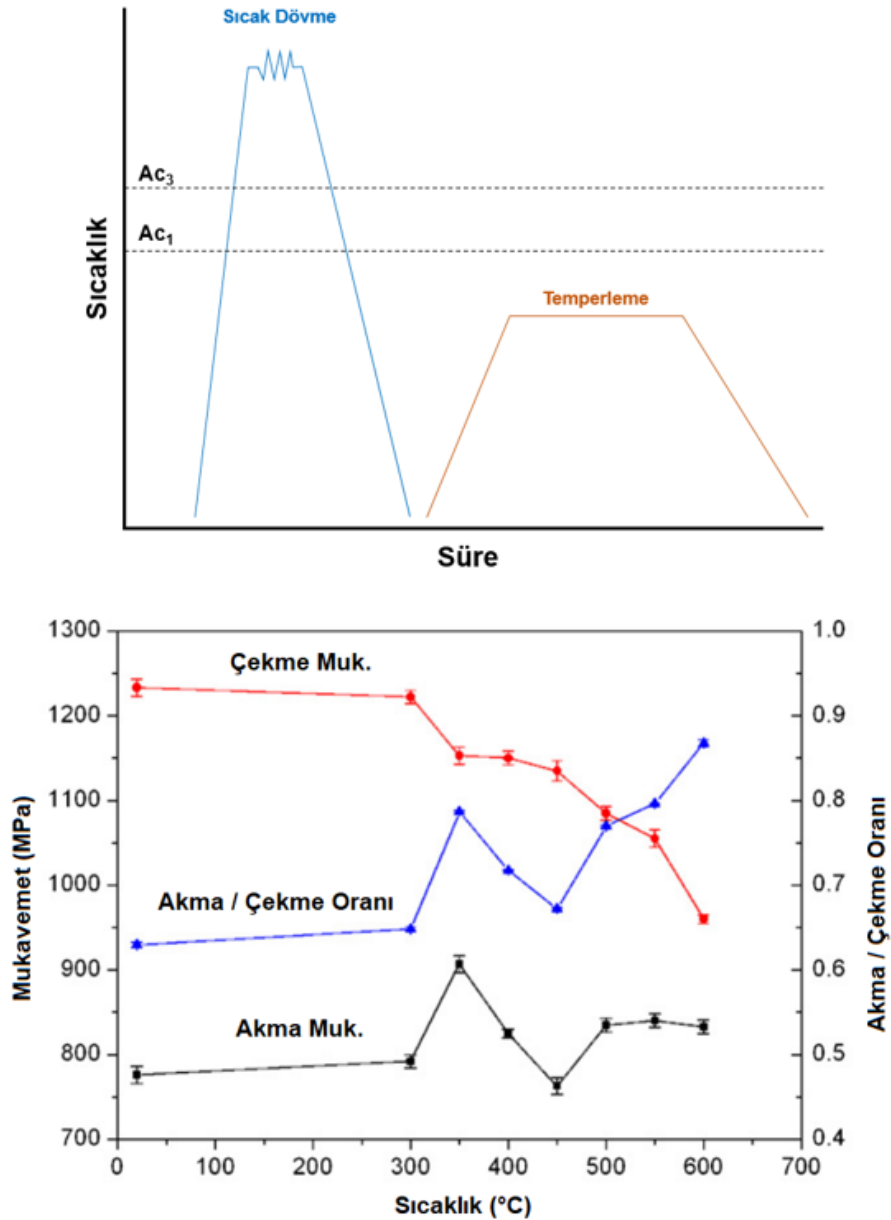
İzotermal bekletme gereksiniminin ortadan kaldırılabilmesi için yapılan alternatif çalışmalarda farklı kompozisyonlara sahip çeliklerin durgun havada ya da kontrollü soğutma koşullarında mekanik özellikleri incelenmiştir. Beynitik yapının mekanik özelliklere katkısı göz önünde bulundurularak beynitik dönüşüm sürecine avantaj sağlayan nikel ve molibden gibi alaşım elementlerinin yüksek miktarlarda tercih edildiği uygulamalardan olumlu sonuçlar elde edilmiştir (Liang ve diğ, 2021; Bacalhau ve Afonso, 2021; Reisinger ve diğ, 2018). Fakat Şekil 1.38’de yer alan nikel ve molibden ilavelerinin alaşım maliyetleri göz önünde bulundurulduğunda belirtilen alaşım tasarımlarının ticarileşme potansiyellerinin oldukça düşük olduğu gözlemlenmektedir.



Şekil 1.38 : Sırasıyla FeMo ve Ni alaşım ilavelerinin fiyat değişimleri.

Literatürde ayrıca yüksek maliyetli alaşım elementlerinin nispeten daha düşük miktarlarda tercih edildiği ve sürekli soğutma sonrasında uygulanan temperleme ısı işlemi ile istenilen mekanik özelliklerin sağlandığı çalışmalar da bulunmaktadır (Caballero ve diğ, 2012; Luo ve diğ, 2010). Farklı temperleme sıcaklıkları ve sürelerinde gerçekleştirilen işlemlerle çelik kimyasal kompozisyonuna en uygun parametrelerin belirlenmesi mümkün olmaktadır. Şekil 1.39’da dövme sonrası farklı

temperleme sıcaklıklarında yapılan ilave ısıtıl işlemin akma ve çekme mukavemetlerine etkisi paylaşılmıştır. Temperleme sıcaklığının artmasıyla birlikte beklenildiği üzere çekme mukavemetinde azalma gözlemlenmektedir. Diğer yandan akma mukavemetinin belirli bir sıcaklık değerinden sonra değişmemesi ile akma/çekme mukavemet oranının ilave ısıtıl işlemlle arttığı raporlanmıştır (Luo ve diğ, 2011). Fakat belirtilen çalışmalarda yer alan temperleme işlemi dövme sonrası ilave bir proses ihtiyacı oluşturmakta ve sürekli soğutmanın sağladığı maliyet avantajı kaybedilmektedir.



Şekil 1.39 : Sürekli soğutma sonrası uygulanan ilave temperleme işleminin çelik mekanik özelliklerine etkisi (Luo ve diğ, 2011).

Diğer yandan üretim ya da ısıtım işlem yöntemi fark etmeksizin literatürde yer alan kimyasal kompozisyonlar incelendiğinde önemli sayıda çalışmada tercih edilen kimyasal kompozisyon veya üretim parametrelerinin endüstriyel ölçekte çelik üretimine uygun olamayacağı fark edilmektedir (Lin ve diğ, 2022, Changle ve diğ, 2019; Ayenampudi ve diğ, 2021). Özellikle yüksek tokluk amacıyla düşük karbonlu tercih edilen, sementit çökeltileri içermemesi için ağırlık%1,5 üzerinde silisyum ilavesi yapılan ve diğer elementlerle birlikte yüksek miktarda alaşım ilavelerinin yer aldığı tasarımların endüstriyel uygulanabilirliği birçok işletme için ilave yatırım ya da daha uzun proses süreleri gerektirmektedir. Ayrıca, bu kapsamdaki kompozisyonların endüstriyel üretim ikincil metalurji işlemlerinde alaşım kontrolü açısından risk oluşturacağı öngörülmektedir. Örneğin, 100 ton üretim yapan bir işletme düşünüldüğünde toplamda ağırlık%5 oranında alaşım ilavesi yapılması durumunda ortalama %70 alaşım tenörü ve %90 alaşım verimliliği ile yaklaşık 8 ton alaşım ilavesinin yapılması gerekmektedir. Hesaplanan miktarda alaşım ilavesinin yapılabilmesi için işletmelerde uygun kapasitede alaşım silolarına ihtiyaç duyulmaktadır. Ayrıca yüksek miktarda yapılacak alaşım ilavesi ile sıvı çelikte oluşacak ısı kaybının telafi edilmesi de gerekmektedir. Bu durum ilave enerji ve işlem süresi ihtiyacı oluşturmaktadır (Kothari ve diğ, 2019). Özellikle düşük karbon içeriğinin tercih edildiği alaşım tasarımlarında yüksek miktarda yapılacak ilaveler için özel üretilen düşük karbonlu ferro alaşımlara ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum ilave malzeme stoklanmasını ve maliyeti daha yüksek ferro alaşımların teminini zorunlu kılmaktadır. Diğer yandan, gerekli olan yüksek miktarlardaki alaşım ilavesi ile birlikte, ilavelerin içeriğinde yer alan empürilerin çelik üretim aşamalarında çelik temizliğinde risk oluşturma ihtimalleri de yüksektir (Pande ve diğ, 2012).

Literatürde yer alan, ısıtım işlemine alternatif olabilecek üretim rotaları ve kimyasal kompozisyonlara ait incelemeler Çizelge 1.2’de özetlenmiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde, geçmişten günümüze kadar yapılan çalışmalar mekanik performans, maliyet, üretilebilirlik ve endüstriyelleşebilme kriterlerinin tamamını aynı anda sağlamakta yetersiz kalmaktadır. Bu kapsamda, tez çalışmalarında dövme işlemi sonrasında ilave bir yatırım ya da ek ısıtım işlemi ihtiyacı duyulmadan ısıtım işlemli çeliklerin performansını sağlayabilecek, hem maliyet hem de üretim parametreleri bakımından endüstriyel ölçekte üretime uygun yeni kimyasal kompozisyon ve üretim rotalarının geliştirilmesi hedeflenmiştir.

Çizelge 1.2 : Literatürde yer alan farklı alaşım tasarımı ve üretim parametrelerine ait özet çizelge.

Yöntemin Tanımı	Avantajları	Geliştirmeye Açık Yönleri
NQT ısıtma işlemi	Islah ısıtma işlemine göre proseste maliyet ve süre avantajı sağlamaktadır.	Tokluk değerleri ısıtma ısıtma işlemli üretimleri karşılamamaktadır. Mikroalaşım ilaveleri ve ilave temperleme işlemi sonrasında tokluk değerleri arttırılmakta fakat uygulama alaşım tasarımı ve proses parametreleri açısından hassas kontrol gerektirmektedir.
İzotermal bekletme işlemi	Uygun alaşım tasarımı ve proses koşullarıyla yüksek mukavemet değerleri ile birlikte yüksek darbe enerjisi de elde edilebilmektedir.	Tuz banyosu gibi ekipmanlara ihtiyaç duyulmaktadır. İlave yatırım ihtiyacının yanı sıra tuz banyosunda kullanılan kimyasalların sağlık açısından zararları da bulunmaktadır. İzotermal bekletme işlemi genellikle uzun sürelerle ihtiyaç duymaktadır. Bu nedenle yöntemin endüstriyel uygulanabilirliği oldukça limitli kalmaktadır.
Sürekli soğutma işlemi	Uygulamanın ilave bir yatırıma gereksinim duymaması endüstriyel üretimlerde avantaj sağlamaktadır.	Havada soğutma gibi koşullarda yüksek mukavemet ve tokluk elde edebilmek için maliyeti yüksek alaşım elementlerinin önemli miktarlarda ilavesi gerekmektedir. Bu durum birçok kompozisyonun endüstriyel üretimini ve ticarileşebilmesini engellemektedir.
Sürekli soğutma ve temperleme işlemi	Temperleme sonrasında beyrit, martenzit ve kalıntı östenit miktar ve morfolojilerinde elde edilen değişikliklerle mekanik özelliklerin artışı sağlanmaktadır.	Soğutma sonrasında ilave bir ısıtma işlem gerektirmektedir. Bu durum ilave yatırım, proses süresi ve maliyet konularında dezavantaj oluşturmaktadır.

1.3 Tezin Amacı ve Hedefleri

Tezin amacı, dövme ile üretilen ürün gruplarında ilave bir ısıl işleme gerek olmadan istenilen yüksek mekanik özelliklerin sürekli soğutma ile elde edilebileceği yeni bir alaşım tasarımı ve proses rotasının oluşturulmasıdır.

Tez çalışmaları kapsamında laboratuvar ölçekli döküm ve sıcak haddeleme uygulamalarından başlanarak endüstriyel koşullarda dövme ile nihai ürün üretimlerinin yapılması ve doğrulama çalışmalarının nihai dövme üretimlerinde gerçekleştirilmesi amaçlanmıştır.

Yapılan çalışmalarda özellikle otomotiv sektöründe dövme yönteminin kullanıldığı ürün gruplarında sıklıkla tercih edilen 41Cr4 çelik kalitesinin ısıl işleme sonrası mekanik değerlerinin elde edilmesi hedeflenmiştir. DIN EN 10083-3 *Steels for quenching and tempering - Part 3: Technical delivery conditions for alloy steels* standardında yer alan 41Cr4 çelik kalitesine ait kimyasal kompozisyon bilgileri ve ısıl işleme sonrasındaki mekanik özellikleri sırasıyla Çizelge 1.3 ve Çizelge 1.4'te paylaşılmıştır.

Çizelge 1.3 : DIN EN 10083-3 standardında yer alan 41Cr4 çelik kalitesi kimyasal kompozisyonu.

Çelik kalitesi	Kimyasal kompozisyon (ağ.%)				
	C	Si	Mn	Cr	Mo, Ni, V, B
41Cr4	%0,38	Maks.	%0,60	%0,90	
	-		-	-	-
	%0,45	%0,40	%0,90	%1,20	

Çizelge 1.4 : DIN EN 10083-3 standardında yer alan 41Cr4 çelik kalitesi için ısıl işleme sonrasında mekanik test değerleri.

Çelik kalitesi	Akma Muk.	Çekme Muk.	Uzama	Kesit Dar.	Darbe Enerjisi*
41Cr4	Min.	900 MPa	Min.	Min.	Min
	660 MPa	1100 MPa	%12	%35	35 J

* Darbe enerji testi 2 mm V çentik ile oda sıcaklığında yapılmalıdır.

DIN EN 10083-3 standardında 41Cr4 çelik kalitesi için ısıl işleme sonrasında çekme mukavemeti 900 – 1100 MPa olarak belirtilse de, dövme uygulamalarında genellikle 1050 – 1200 MPa aralığındaki değerler talep edilmektedir.

Mekanik özelliklerin ıslah ısıt işleminde gerek kalmadan sağlanabilmesinin yanı sıra yeni geliştirilecek alaşım tasarımı ve proses rotası ile üretim maliyetlerinin de azaltılması hedeflenmektedir. Bu kapsamda yapılan ön incelemelerde, ıslah ısıt işleminin uygulanmadığı durumlarda maliyet avantajının sağlanabilmesi için alaşım maliyetindeki artışın mevcut 41Cr4 kimyasal kompozisyonuna göre %30 değerini aşmaması gerektiği belirlenmiştir.

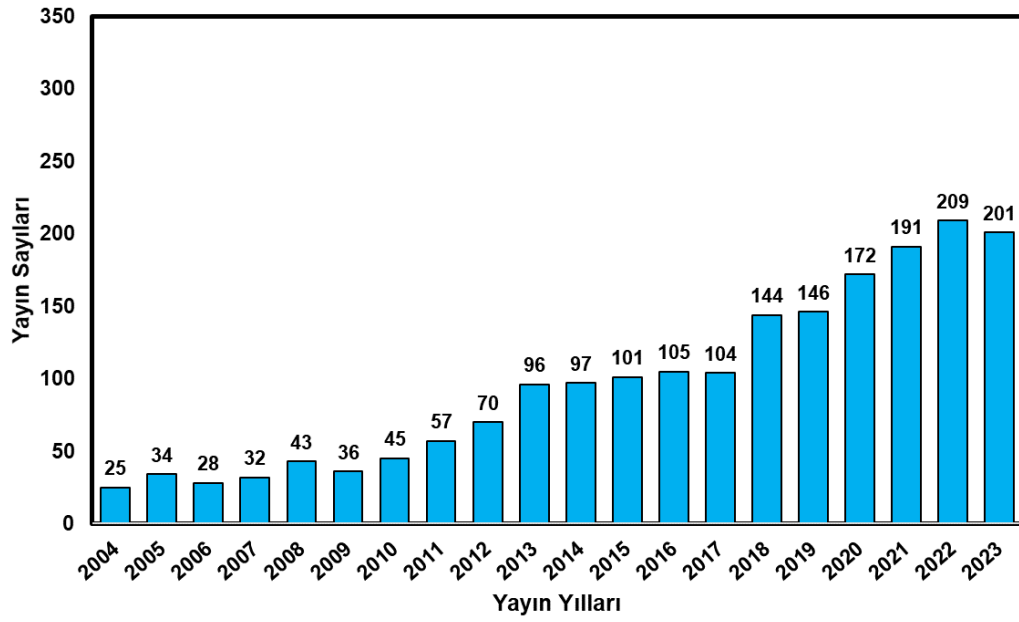
Genel olarak değerlendirildiğinde tez çalışmaları sonucunda istenilen başarı ölçütleri ve hedeflenen değerler Çizelge 1.5'te paylaşılmıştır.

Çizelge 1.5 : Tez kapsamında yapılan çalışmalar için başarı ölçütleri ve hedeflenen değerler.

Başarı Ölçütü	Hedeflenen Değer
Akma Mukavemeti	Min. 660 MPa
Çekme Mukavemeti	1050 – 1200 MPa
Uzama	Min. %12
Darbe Dayanımı (2 mm V, RT)	Min. 35 J
Alaşım Maliyeti	Maks. 1,30 x Mevcut Kalite [41Cr4]

1.4 Hipotez

Günümüzde yaşanan iklim krizi nedeniyle enerji yoğun sektörlerin karbon emisyonlarının azaltılması için yoğun çalışmalar gerçekleştirilmektedir. Bu kapsamda, fosil kaynaklı yakıtların yüksek miktarda kullanıldığı üretimlere alternatif süreçler geliştirilmektedir. Çelik üretim proseslerinde de fosil yakıt kaynaklı enerji tüketimi oldukça yüksektir. Dövme yöntemi ile üretilen çelik malzemelerin ısıt işlemleri, nihai ürünün karbon ayak izini önemli oranda arttırmaktadır. Bu nedenle, ısıt işlem süreçlerinde sürekli soğutma uygulaması karbon emisyonlarını azaltmak için önemli bir avantaj sunmaktadır. Şekil 1.40'ta “dövme” ve “sürekli soğutma” uygulamasını kapsayan çelik malzemeler ile ilgili akademik yayınların yıllara göre değişimi paylaşılmıştır. Belirtilen alanda gerçekleştirilen çalışma sayısı her geçen yıl artmakla birlikte özellikle iklim krizi ile mücadele kapsamında uluslararası platformlarda yapılan toplantılar ve antlaşmaların yayın sayısının artmasında etkili olduğu gözlemlenmektedir.



Şekil 1.40 : Tez çalışmasını kapsayan konularla ilgili yıllara göre yayın çalışması sayıları.

Dövme üretimlerinde nihai üründe istenilen yüksek mekanik özelliklerin elde edilmesi için kimyasal kompozisyon ve üretim parametrelerinin birlikte değerlendirilmesi gerekmektedir. Önceki bölümlerde paylaşıldığı gibi üretim aşamasında ıslah ısı işlemi yerine alternatif proseslerin uygulandığı süreçlerde nihai ürün mekanik özellikleri istenilen değerleri sağlayamamakta, üretim maliyetleri yükselmekte ya da seçilen parametrelerin endüstriyel üretimi mümkün olamamaktadır. Bu kapsamda, yürütülen tez çalışmaları ile ıslah ısı işlemine gerek olmadan istenilen yüksek mekanik özelliklerin ilave bir yatırım ihtiyacı olmadan, düşük üretim maliyetlerinde ve endüstriyel olarak üretimi mümkün olan parametreler üzerinden sağlanabilecek alternatif bir kimyasal kompozisyon ve üretim rotasının geliştirilmesi amaçlanmıştır.

2. MALZEME VE YÖNTEM

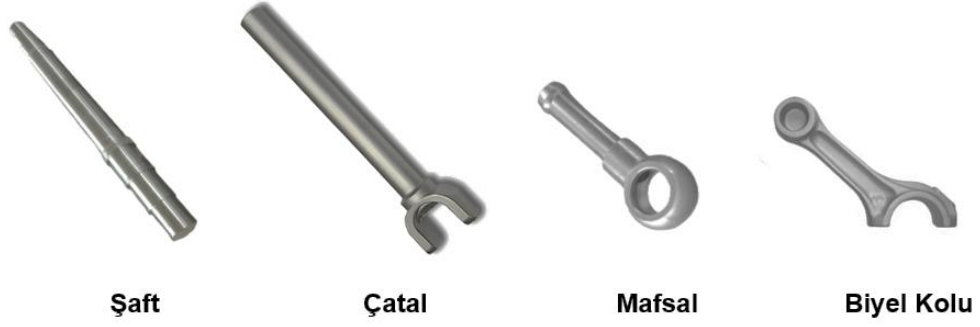
Tez çalışmaları temel olarak aşağıda yer alan dört başlık altında yürütülmüştür;

- Alaşım tasarımları
- Laboratuvar ölçekli üretimler
- Optimizasyon ve doğrulama çalışmaları
- Malzeme karakterizasyonu

Öncelikli olarak çalışmanın hedeflerini sağlayabilecek üretim parametreleri hesaplamalı termodinamik ve termo-mekanik öngörü yazılımları ile incelenmiştir. Yapılan değerlendirmeler neticesinde belirlenen kimyasal kompozisyonlar laboratuvar ölçekli olarak üretilmiştir. Laboratuvar ölçekli üretimlere uygulanan mikroyapısal incelemeler ve mekanik test sonuçlarına göre tez hedeflerini sağlayan üretim parametreleri belirlenmiştir. Belirlenen kimyasal kompozisyon ve üretim rotası kullanılarak endüstriyel dövme ile üretilen nihai üründe doğrulama çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

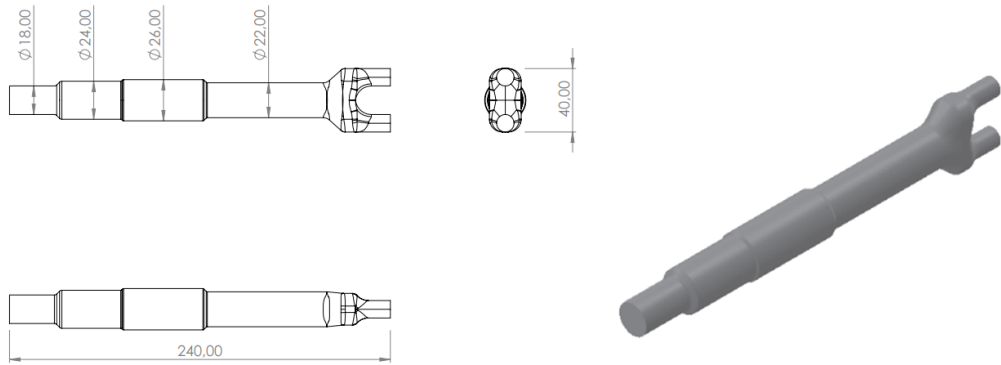
Endüstriyel dövme yöntemiyle gerçekleştirilen doğrulama çalışmaları için aşağıda yer alan tasarım kriterleri dikkate alınarak üretimi yapılacak nihai ürün belirlenmiştir;

- Laboratuvar ölçekli üretim için sıcak haddelemede ürün ebatının en fazla Ø30 mm kesitte olması,
- Otomotiv uygulamalarına yönelik olması,
- 41Cr4 gibi orta karbonlu çelik kaliteleri kullanılarak ıslah ısıl işlemleri üretiliyor olması,
- Ürün geometrisinin farklı kesit kalınlıklarına sahip olması,
- Ürün geometrisinde keskin geçişler bulunmaması.
- Ürün ebatlarının mekanik test numuneleri hazırlanabilecek boyutlarda olması.



Şekil 2.1 : Yuvarlak kesitli çelik ham malzemelerden sıcak dövme yöntemiyle üretilen örnek otomotiv grubu parçalar.

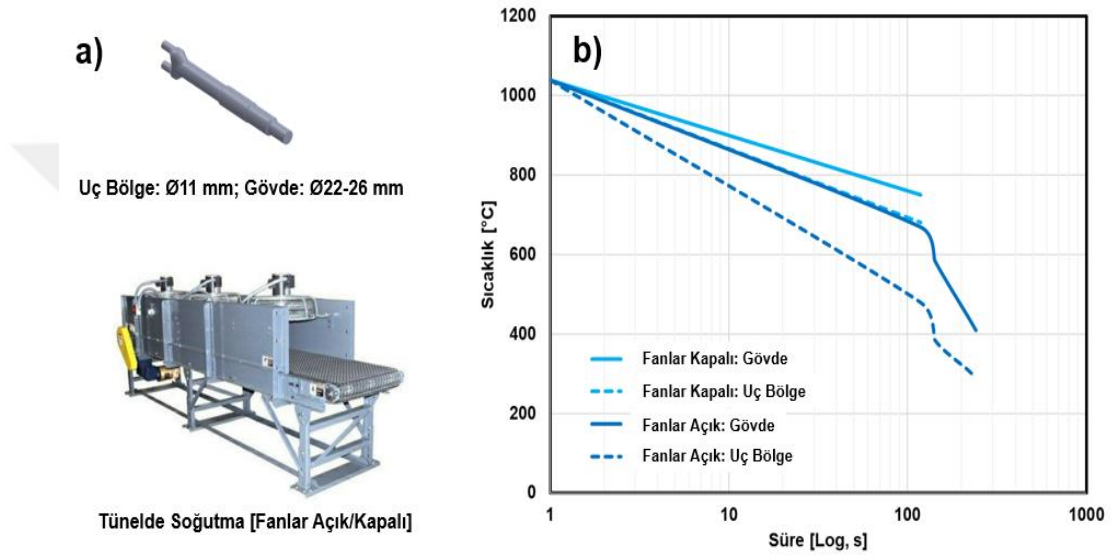
Şekil 2.1’de yuvarlak kesite sahip çelik ham malzemelerden sıcak dövme yöntemiyle üretilen bazı dövme ürünleri paylaşılmıştır. Özellikle şaft olarak kullanılan parçalarda keskin olmayan homojen kesit geçişleri bulunmaktadır. Çatal olarak tanımlanan ürün gruplarında ise farklı soğuma hızlarının etkisini gözlemleyebilmek adına farklı kesit kalınlıklarına sahip bölgeler yer almaktadır. Parça ebatları ise genel olarak mekanik testlerin yapılabilmesi için uygun görünmektedir. Belirlenen kritlerlerin tamamını tek bir üründe sağlayabilmek adına ürün gruplarının farklı özellikleri bir araya getirilerek örnek bir dövme parçası tasarlanmıştır. Doğrulama çalışmalarında Şekil 2.2’de paylaşılan örnek parçanın endüstriyel koşullarda dövme yöntemiyle üretimi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.2 : Doğrulama çalışmalarında üretilmek üzere tasarlanan örnek sıcak dövme ürünü.

Tasarımı yapılan örnek sıcak dövme parçasının sürekli soğutma ile üretilebilirliği için öncelikli olarak soğutma parametreleri incelenmiştir. Şekil 2.3’te dövme işleminden sonra soğutma işlemlerinde kullanılan konveyörlü soğutma tüneli yer almaktadır. Üzerinde üç farklı fanın yer aldığı konveyörde dövme sonrasında malzeme bant

üzerinde ilerlerken fan kullanımı ile farklı hızlarda soğutma uygulanabilmektedir. Diğer yandan, tasarımı yapılan örnek parçada kesit farkı bulunan bölgeler göz önünde bulundurulduğunda soğuma hızlarının parçanın her noktasında aynı olmayacağı anlaşılmaktadır. Kullanılan alaşım miktarından tasarruf sağlamak ve daha yüksek mekanik özellikler elde edebilmek için soğutma hızının mümkün olan en yüksek rejimde yapılması amaçlanmıştır. Bu kapsamda konveyör üzerinde yer alan tüm fanların tam kapasite açık olduğu durum değerlendirilerek çalışmalar gerçekleştirilmiştir.

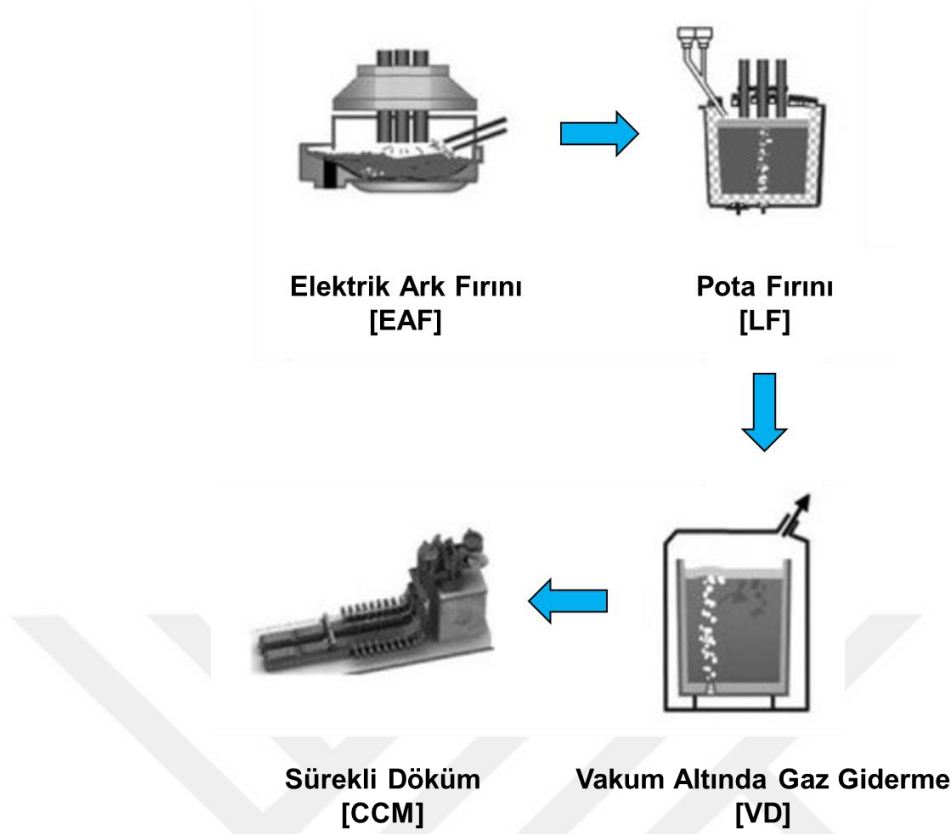


Şekil 2.3 : (a) Sürekli soğutma işleminin uygulandığı konveyör ve entegre fan sistemleri, (b) farklı fan kullanımı ile elde edilen soğutma hızları.

2.1 Alaşım Tasarımları

Alaşım tasarımı çalışmalarında sürekli soğutma prosesiyle mekanik özelliklere katkı sağlayacak alaşım ilavelerinin incelenmesinin yanı sıra kompozisyonun endüstriyel olarak üretilebilirliği ve toplam alaşım maliyetleri de dikkate alınmıştır.

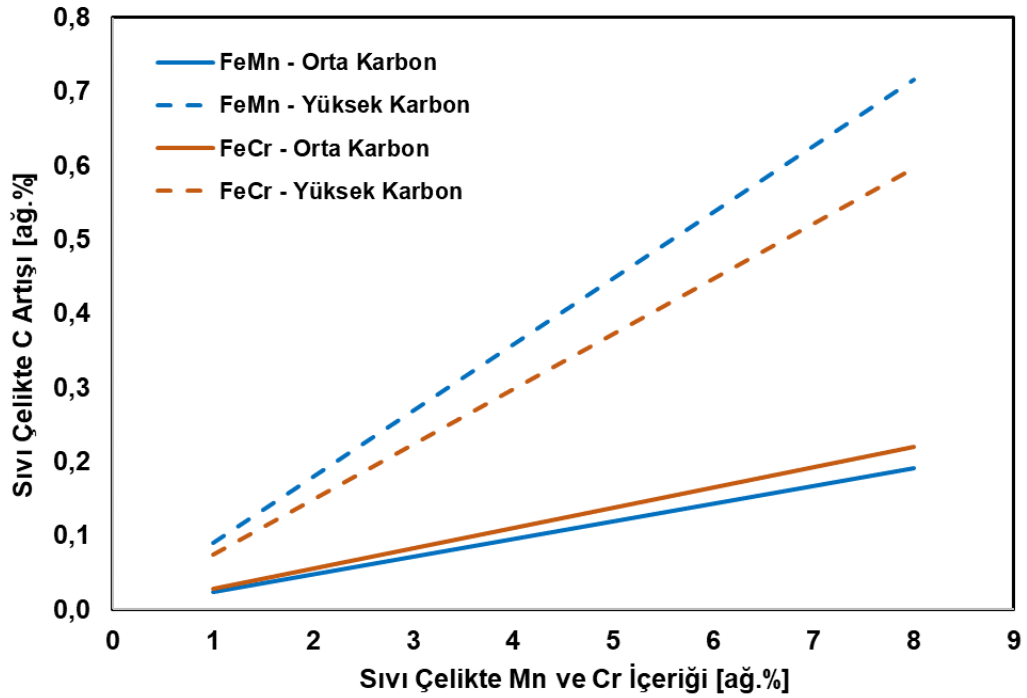
Otomotivde kullanılan sıcak dövme ürün grupları genellikle vasıflı uzun çelik ham malzemelerden üretilmektedir. Şekil 2.4'te vasıflı çelik için çelikhane üretim akışı paylaşılmıştır.



Şekil 2.4 : Hedeflenen dövme ürün grupları ham malzemelerinin çelik üretim adımları (EAF: elektrik ark ocağı, LF: pota ocağı, VD: vakum altında gaz giderme, CCM: sürekli döküm).

Çelik üretim rotasında yer alan süreçlerin ekipman kapasitesi veya üretim koşulları gereği limitleri bulunmaktadır. Örneğin, sıvı çelikte karbon giderimi için oksitleyici koşullar gerekmektedir. Yukarıda yer alan proses akışında ise yalnızca EAF işleminde oksitleyici koşullar bulunmaktadır. Açık hava atmosferinde gerçekleştirilen EAF işleminde sıvı çelikteki karbon belirli bir değerin altına indirilememektedir. Bu nedenle çok düşük karbonlu çelik üretiminde RH-KTB (Rheinstahl Heraus – Kawasaki Top Blowing) gibi özel ekipmanların kullanılması gerekmektedir. LF-VD aşamalarının yer aldığı ikincil metalurji işlemlerinde ise istenilen çelik kimyasal kompozisyonunun elde edilmesi için ferro alaşım ilaveleri kullanılmaktadır. Özellikle yüksek sertlik, mukavemet gibi değerlerin elde edilmesi için mangan, krom gibi temel alaşım elementleri %1,0 - %2,0 oranlarında tercih edilmektedir. Alaşım ilavesi olarak kullanılan FeMn ve FeCr ferro alaşım malzemeleri içerisinde üretim prosesleri gereği belirli bir miktar karbon bulunabilmektedir. Bu nedenle, deoksidasyon işlemi tamamlanmış sıvı çeliğe ilave edilen FeMn, FeCr gibi alaşımlar sıvı çelikte karbon

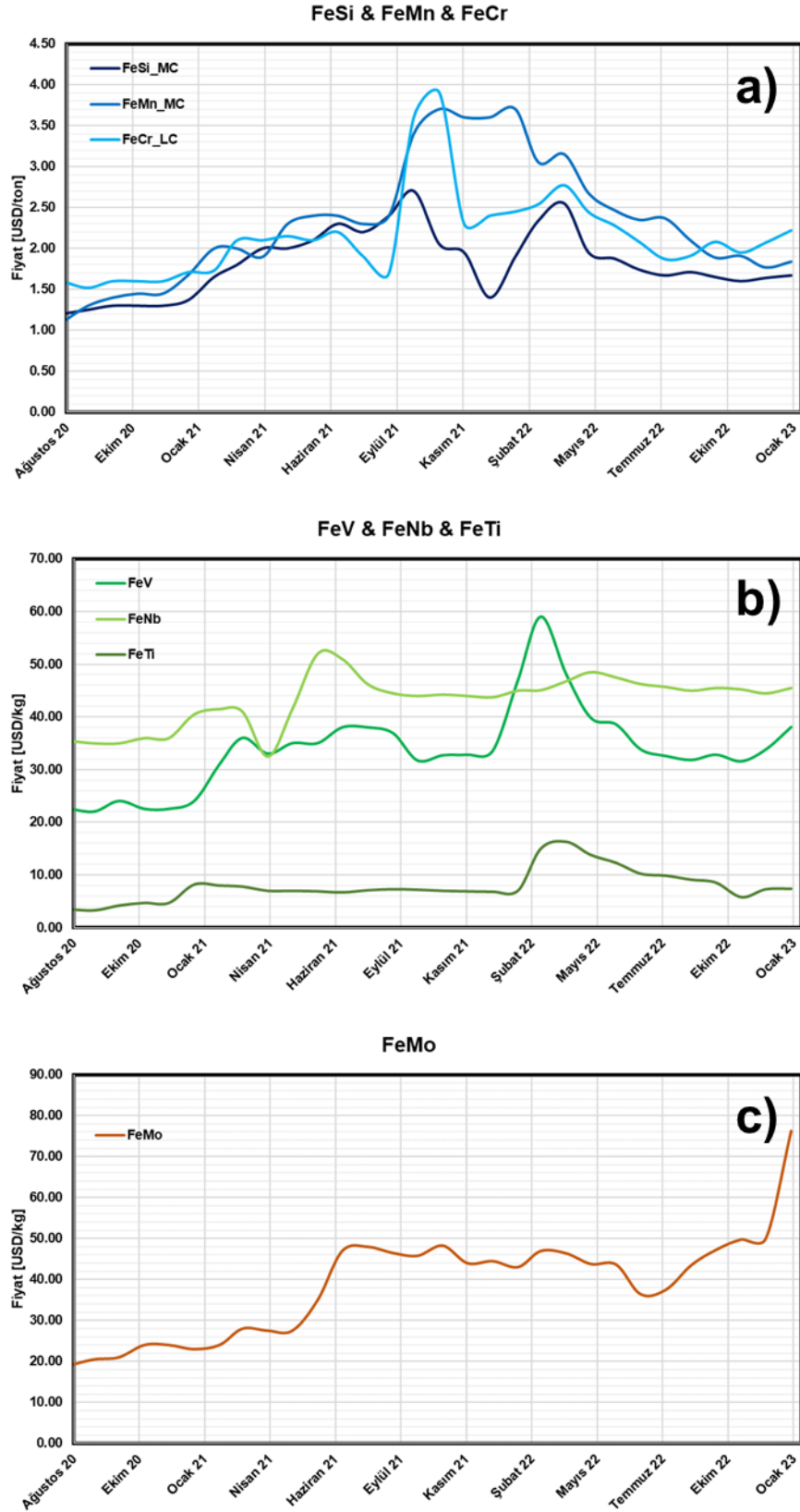
miktarını arttırmaktadır. Şekil 2.5'te ortalama %7,0 karbon içeren FeMn ve FeCr ilavelerinin sıvı çelikte neden olabileceği karbon artışı paylaşılmıştır.



Şekil 2.5 : FeMn veya FeCr ilavesine göre sıvı çelikte oluşabilecek karbon artışı.

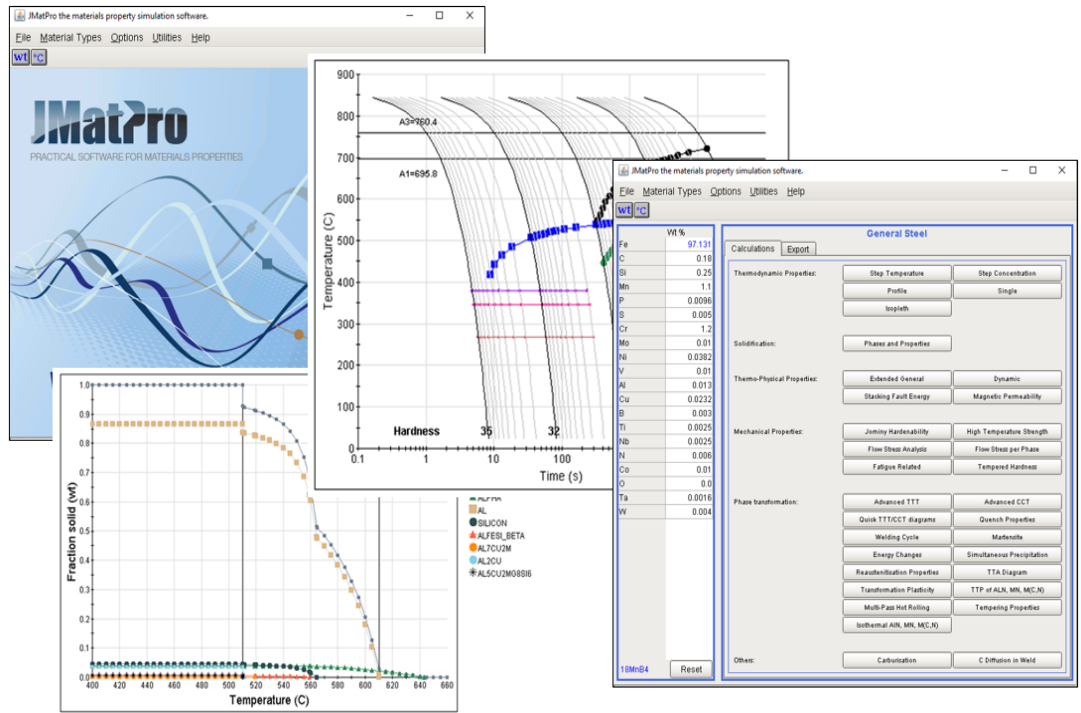
İlave ekipman/proses gereksinimi veya alaşım ilavelerinden oluşabilecek artışlar göz önünde bulundurulduğunda, yapılan hesaplamalara göre alaşım tasarımında uygulanabilecek karbon değerininin minimum ağ.%0,15 olması gerektiği belirlenmiştir.

Endüstriyel üretilebilirliğin yanı sıra üretim maliyetlerinin de mevcut prosese göre avantaj sağlaması gerekmektedir. Bu kapsamda, alaşım tasarımında kullanılan elementlerin ilave miktarına göre maliyetleri belirlenmiştir. Şekil 2.6'da yer alan alaşım elementi maliyetleri incelendiğinde FeMo fiyatlarının diğer alaşım ilavelerine göre oldukça yüksek olduğu ve son dönemde fiyat artışlarının daha da yükselen bir eğilim izlediği gözlemlenmiştir. Diğer yandan, FeSi, FeMn, FeCr gibi elementlerin alaşım fiyatları kısmen daha düşük olsa da ilave miktarlarının yüksek olması nedeniyle alaşım maliyetleri arttırabilmektedir. FeNb, FeV gibi mikroalaşım elementlerinde ise fiyat değişimleri dönemsel olarak yüksek artışlar gösterebilmektedir.



Şekil 2.6 : Alaşım elementi ilavelerinin fiyat değişimleri (a) FeSi, FeMn, FeCr, (b) FeV, FeNb, FeTi, (c) FeMo.

Alaşım tasarımı çalışmalarında JMatPro v.10.2 hesaplamalı termodinamik ve termomekanik yazılımından yararlanılmıştır. Yazılımın arayüzü ve farklı modüllerine ait hesaplama görselleri şekil 2.7’de paylaşılmıştır. Belirlenen her kompozisyon için JMatPro ile yapılan hesaplamalarda; farklı soğutma hızlarında elde edilebilecek mikroyapı oranları, sürekli soğutma işlemine ait dönüşüm diyagramları, soğutma işlemi sonrasında malzemeye ait mekanik özellikler öngörüsöl olarak belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar değerlendirilerek çalışmanın hedeflerine uygun olan kompozisyonlar laboratuvar ölçekli üretilmek üzere seçilmiştir.



şekil 2.7 : JMatPro v.10.2 hesaplamalı öngörü yazılımına ait görseller.

Alaşım maliyetlerinin hesaplanmasında şekil 2.8’de paylaşılan ve MS Excel üzerinden hazırlanan hesaplama sayfası kullanılmıştır. Yapılan hesaplamalarda, alaşım ilavesinin güncel fiyatları üzerinden referans kalite ile yeni alaşım tasarımı arasındaki alaşım ilavesi kaynaklı ortaya çıkan maliyet farkları belirlenmiş ve yeni alaşıma ait maliyet farkının çalışma hedeflerine uygunluğu incelenmiştir.

Alaşım	Baz Kalite	0,1% Maliyeti	Hedef Kalite 1	Hedef Kalite 2	Hedef Kalite 3	Hedef Kalite 4	Hedef - Baz 1	Hedef - Baz 2	Hedef - Baz 3	Hedef - Baz 4
Element	41Cr4	USD/kg*	A1	A2	A3	A4	USD/ton	USD/ton	USD/ton	USD/ton
C										
Si	0.2500									
Mn	0.8000									
P										
S										
Cr	1.0500									
Mo	0.0100									
Ni	0.0500									
V										
Al										
B	0.0001									
Ti	0.0025									
Nb	0.0025									
*2024 Març			Toplam USD/ton:				0.00	0.00	0.00	0.00
							A1-41Cr4 fiyat farkı:	A2-41Cr4 fiyat farkı:	A3-41Cr4 fiyat farkı:	A4-41Cr4 fiyat farkı:
							0.0	0.0	0.0	0.0
							USD / yıl	USD / yıl	USD / yıl	USD / yıl
							0.0	0.0	0.0	0.0
							TRY / yıl	TRY / yıl	TRY / yıl	TRY / yıl

Şekil 2.8 : MS Excel üzerinden hazırlanan alaşım maliyeti hesaplama sayfası.

2.2 Laboratuvar Ölçekli Üretimler

Laboratuvar ölçekli gerçekleştirilen üretimler, endüstriyel ölçekte yapılan çelik üretimine benzer olarak ergitme, döküm, katılaştırma, sıcak deformasyon ve ısıl işlem süreçlerinden oluşturulmuştur. Laboratuvar ölçekli üretim aşamalarında kullanılan malzeme, ekipman ve yöntemler aşağıda paylaşılmıştır.

2.2.1 Vakum indüksiyon ergitme sistemi

Ham malzemenin alaşım ilaveleri ile birlikte ergitilmesi ve kalıba dökümü süreçlerinde Şekil 2.9’da paylaşılan vakum indüksiyon ergitme sistemi kullanılmıştır. 35 kW güç ve 10 kg sıvı çelik kapasitesine sahip indüksiyon ergitme ocağı kullanılarak gerçekleştirilen işlemlerde döküm işlemi yer çekimi yöntemiyle kokil kalıplara yapılmıştır. Ergitme ve döküm aşamalarında sıvı çeliğin açık atmosferde bulunan azot, oksijen ve hidrojen elementlerinden korunması adına sistem bir vakum kabini içerisinde çalıştırılmıştır. Ergitme tamamlandıktan sonra sıvı çeliğin indüksiyon ocağından kalıba aktarılmasında ise hidrolik devirme ünitesi kullanılmıştır.



Şekil 2.9 : Vakum ergitme ve döküm sistemi (a) vakum kabini, (b) indüksiyon ergitme ocağı, (c) su soğutma ünitesi.

Kullanılan kokil kalıplar 80x80 mm kare kesitte ve 200 mm uzunlukta döküm üretimlerine göre tasarlanmıştır. Döküm kalıpları, sıvı çeliğin kalıp içerisinde katılaşması sürecinde soğutma hızını azaltmak ve döküm kusurlarını engelleyebilmek amacıyla koruma ceketleri ile muhafaza edilmiştir. Şekil 2.10’da döküm işleminde kullanılan kalıplara ve döküm üretimine ait görseller yer almaktadır.



Şekil 2.10 : Döküm yönteminde kullanılan ekipmanlar ve döküm üretimi.

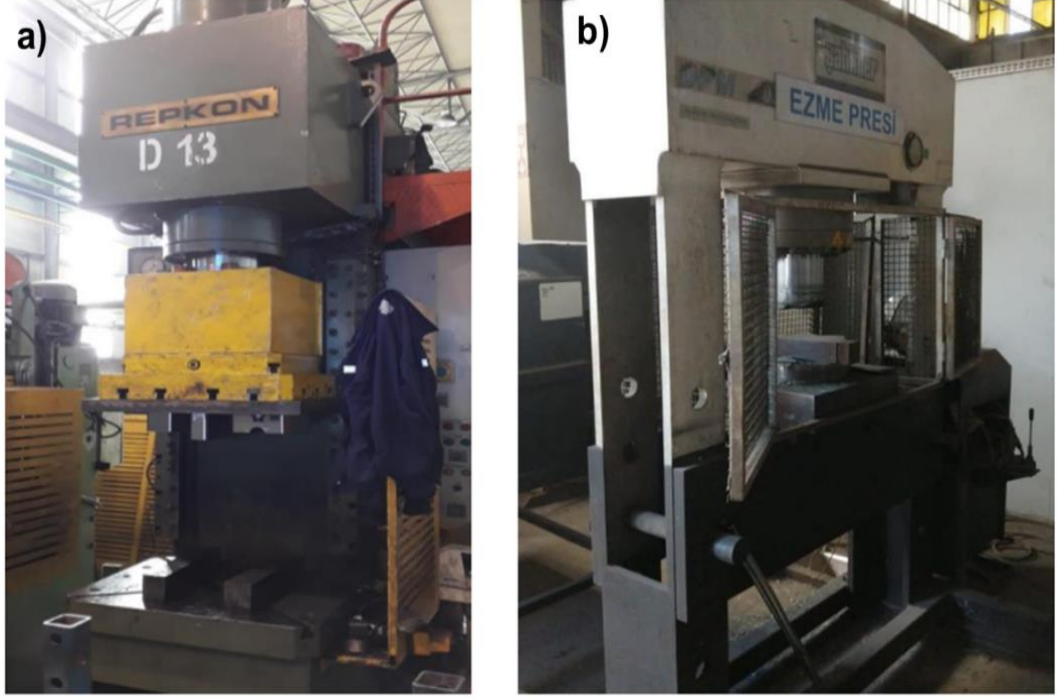
Alaşım tasarımı iş paketinde belirlenen kompozisyonların üretimi için hedeflenen analize uygun farklı çelik kalitelerinden ham malzemeler temin edilmiştir. Üretilmesi hedeflenen döküm ağırlığına göre ham malzeme analizi ile hedef analiz arasındaki fark kadar alaşım elementi ilavesi yapılmıştır. Silisyum, mangan, krom, molibden, vanadyum, niyobyum, titanyum ve bor gibi alaşım elementleri ilavesinde ferro alaşımlar kullanılırken, nikel, karbon ve alüminyum ilaveleri için ilgili elementlerin yüksek saflıktaki formları kullanılmıştır. Bu kapsamda, gerekli ilave miktarlarının hesaplanmasında alaşımın tenörü, ergitme aşamasında sıvı çeliğe geçişindeki verimliliği gibi etkenler göz önünde bulundurulmuştur. Laboratuvar ölçekli üretimlerde hedeflenen analizin üretimi için kullanılacak malzeme hesaplamalarında Şekil 2.11’de yer alan ve MS Excel üzerinden oluşturulan döküm kartı hesaplama sayfası kullanılmıştır.

LABORATUVAR ÖLÇEKLİ ÜRETİMLER DÖKÜM KARTI																			
Proje No - Proje Adı															Döküm No.				
Üretim Bilgisi															Döküm Tarihi				
Kimyasal Kompozisyon Bilgileri																			
Kalite	Döküm No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Ti	N	Nb	B	Cu	Sn		
Hedef Analiz	0	0.50	0.24	1.20	0.01	0.02	1.25	0.25	0.044	0.00	0.019	0.0350	0.0048	0.0018	0.0030				
Ana Malzeme Analizi	25CrMo4	0.26	0.24	0.78	0.008	0.019	1.09	0.18491	0.04402	0.00499	0.019	0.0024	0.0049	0.00184	0.00009				
İlave Malzeme Analizi																			
Mevcut İngot Analizi	9129	g	0.2600	0.2400	0.7800	0.0080	0.0190	1.0900	0.1849	0.0440	0.0050	0.0190	0.0024	0.0049	0.0018	0.0001	0.0000		
Hedef İngot Ağırlığı	9129	g	45.6	21.9	109.5	0.9	1.8	114.1	22.8	4.0	0.0	1.7	3.2	0.4	0.2	0.3	0.0		
Ana Malzeme Ağırlığı	9129	g	23.7	21.9	71.2	0.7	1.7	99.5	17.8	4.0	0.5	1.7	0.2	0.4	0.2	0.0	0.0		
İlave Malzeme Ağırlığı		g	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0		
Fark		g	-21.9	0.0	-38.3	-0.2	-0.1	-14.6	-5.0	0.0	0.5	0.0	-3.0	0.0	-0.3	0.0	0.0		
İlave Edilecekler																			
Granül C		FeSi	FeMn	FeP	Pirit	FeCr	FeMo	Ni	FeV	Al Tel	FeTi Tel	Mn Tel	FeNb Tel	FeB					
24.34		0.0	55.6	0.2	26.2	10.1	0.0	-0.6	19.8	0.0	1.4								
rev. 03.		rev. 01.		rev. 04.		Toplam: 137.1													
Kalite		Döküm No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Ti	N	Nb	B	Cu	Sn	
Gerçekleşen Analiz		0																	
Hedef Analizden Sapma [%]																			
Tolerans [%]		25%	25%	25%	25%	25%	25%	25%	25%	25%	25%	25%	50%	50%	25%	25%	25%	25%	
Tolerans Uygunluk																			
İngot Ebat Bilgileri																			
Çap		Boy	Ağırlık	Kalite	Döküm No														
80		220	8676																
Ana malzeme ölçülere																			
İlave malzeme ölçülere																			
İlave malzeme ölçülere																			
TOPLAM		220	8676																
Döküm Bilgileri																			
Pota Malzemesi		A203	Vakum Basıncı [mbar]																
Döküm Sayısı			Döküm Süresi																
Kontrol																			
Hidrolik Ünitesi Yağ																			
Seviyesi Kontrol																			

Şekil 2.11 : Laboratuvar ölçekli döküm işlemlerinde hedeflenen analiz için gerekli malzeme miktarlarının hesaplanması.

2.2.2 Sıcak deformasyon uygulaması

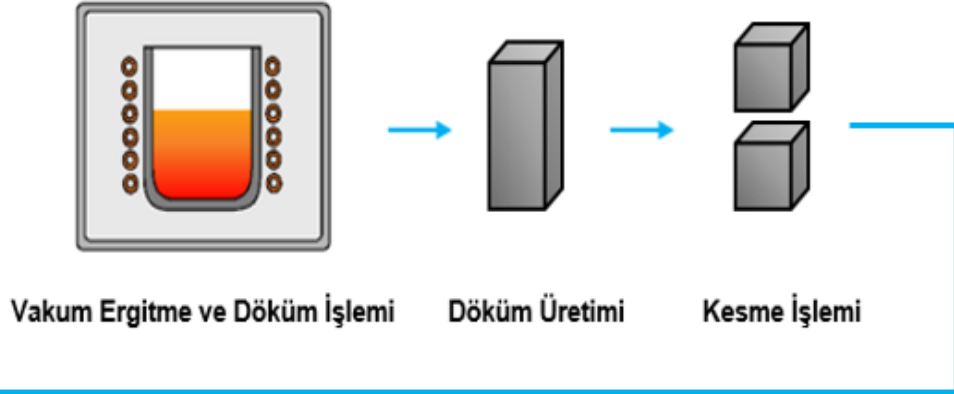
Vakum indüksiyon ergitme sisteminde gerçekleştirilen döküm üretimlerinde eş eksensel ve yönlenmiş tanelerin elde edilmesi amacıyla endüstriyel sıcak haddeleme uygulamasında olduğu gibi sıcak deformasyon uygulanmıştır. Sıcak deformasyon işlemlerinde Şekil 2.12’de paylaşılan ezme presleri kullanılmıştır.



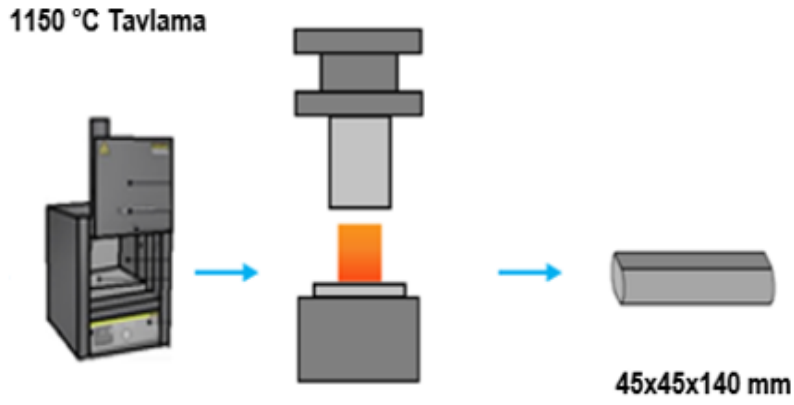
Şekil 2.12 : Sıcak deformasyon uygulamasında kullanılan ezme presleri (a) 120 t kapasiteli Repkon D13 ezme presi, (b) 100 t kapasiteli Şahinler DPM100 ezme presi.

Deformasyon işlemi öncesinde 80x80 mm kesitteki döküm üretimleri iki parçaya kesilmiştir. 1150 °C sıcaklıkta 90 dakika ısıtma uygulanan parçalara, ezme preslerinde iki kademeli olarak deformasyon uygulanmıştır. Deformasyon işlemi sonrasında mekanik testler ve mikroyapısal incelemelerde kullanılmak üzere 45x45 mm kesitte minimum 140 mm uzunlukta numuneler üretilmiştir. Sıcak deformasyon sürecinde uygulanan işlemler Şekil 2.13’te paylaşılmıştır.

Ergitme ve Döküm İşlemleri



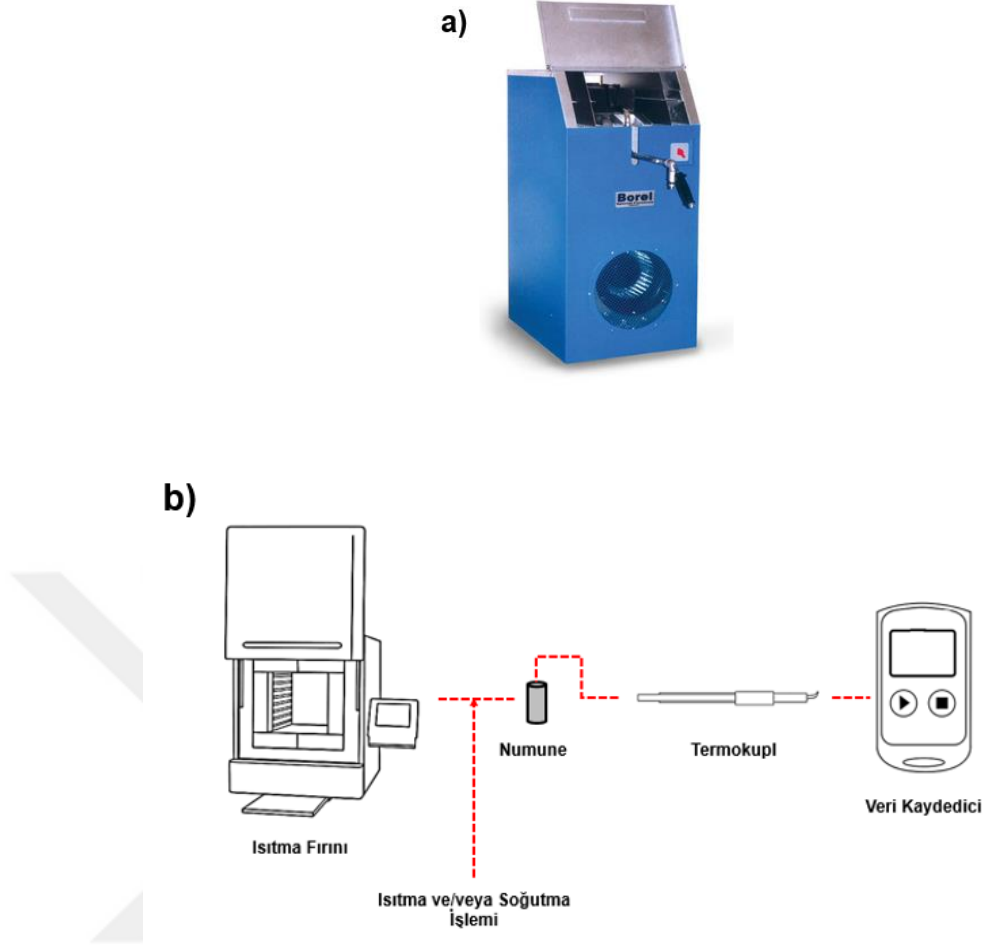
Sıcak Deformasyon İşlemleri



Şekil 2.13 : Sıcak deformasyon sürecinde uygulanan işlemler.

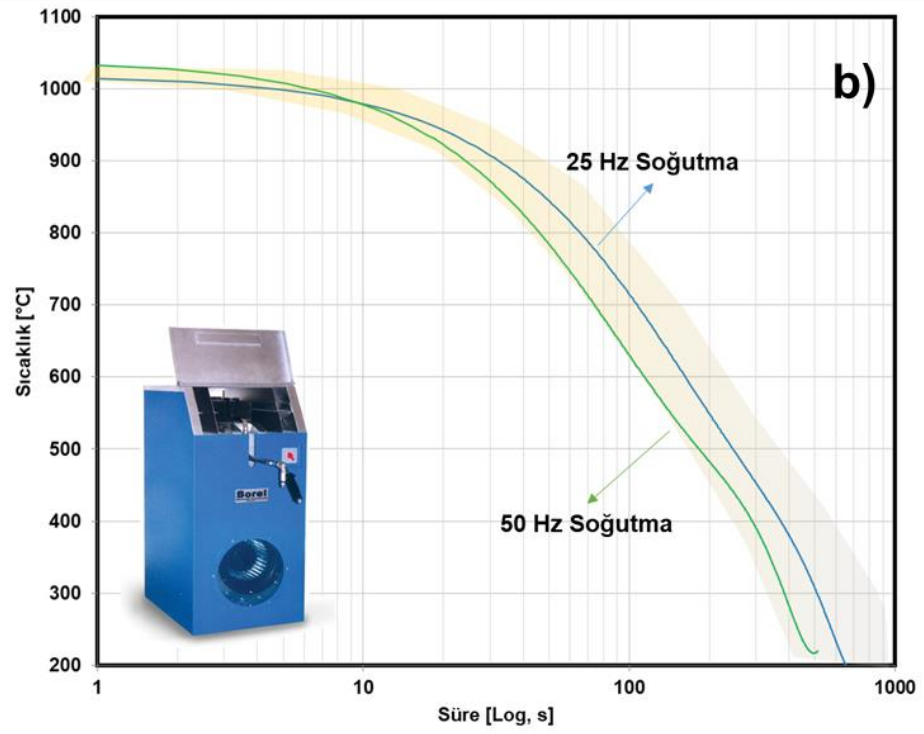
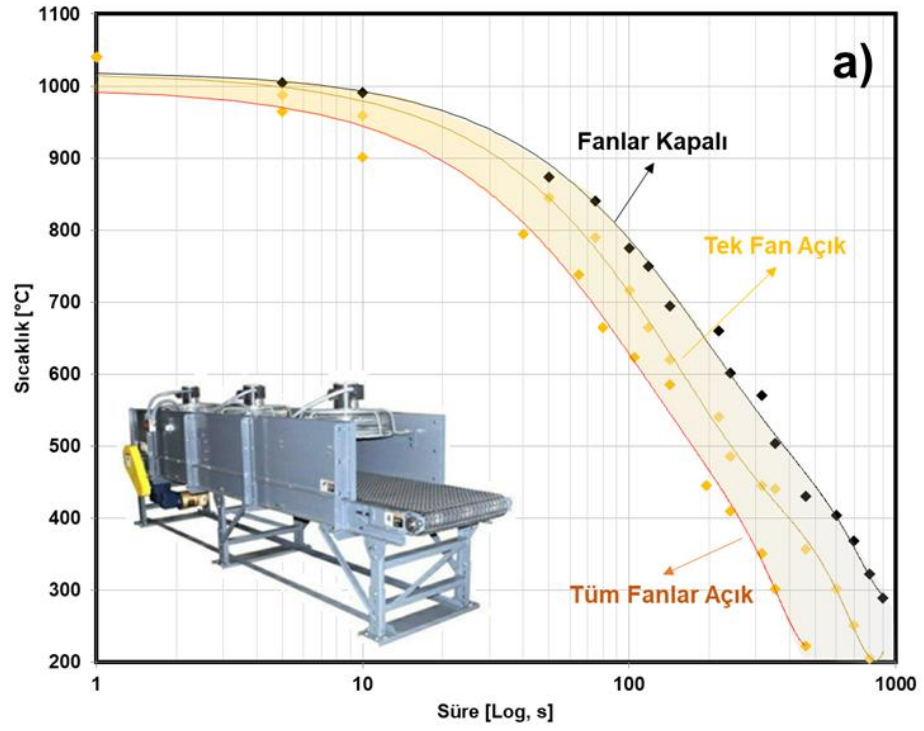
2.2.3 Isıl işlem uygulamaları

Sıcak deformasyon ile üretilen numunelere çalışmanın hedeflerine uygun olarak sürekli soğutma uygulanmıştır. Sürekli soğutma işleminde endüstriyel üretimlerde kullanılan konveyör fanlarında olduğu gibi hızlı soğutma amacıyla fanlı sistemler kullanılmıştır. Ayrıca, soğutma hızlarının belirlenmesi ve endüstriyel üretim ile benzer soğutma hızlarında işlem yapılabilmesi için soğutma sırasında numunelerde sıcaklık ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sürekli soğutma işlemlerinde kullanılan ekipmanlar Şekil 2.14’te paylaşılmıştır.



Şekil 2.14 : (a) Borel RE100 fanlı soğutma ünitesi, (b) sıcaklık rejimi ölçümlerinde kullanılan termokupl ve veri kaydedici.

Yapılan soğutma çalışmalarında, laboratuvar ölçekli üretimlere uygulanacak soğutma hızlarının endüstriyel koşullarla benzerlik gösterebilmesi için kullanılması gereken parametreler belirlenmiştir. Endüstriyel uygulamada tünel içinde soğutma işlemi gerçekleştiren fanların hepsinin açık, hepsinin kapalı ya da yalnızca tek fanın açık olduğu durumlarda soğutma hızları Şekil 2.15(a)'da yer aldığı gibi ölçülmüştür. Aynı kesit kalınlığına sahip üretimlerin laboratuvar ölçekli soğutma fanı ile soğutulduğu koşullar ise Şekil 2.15(b)'de paylaşılmıştır. Fan hızının 0-50 Hz frekans aralıklarında ayarlanabildiği soğutma ünitesinde, endüstriyel koşullarla karşılaştırıldığında tüm fanların açık olduğu durumun 50 Hz frekansta yapılan soğutma ile elde edilebildiği gözlemlenmiştir.



Şekil 2.15 : (a) Endüstriyel ölçekte soğutma tüneline elde edilen soğutma hızları, (b) laboratuvar ölçekli fanlı soğutma ünitesinde elde edilen soğutma hızları.

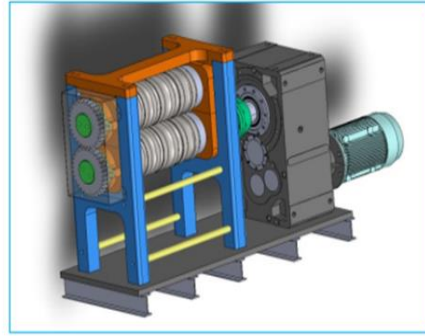
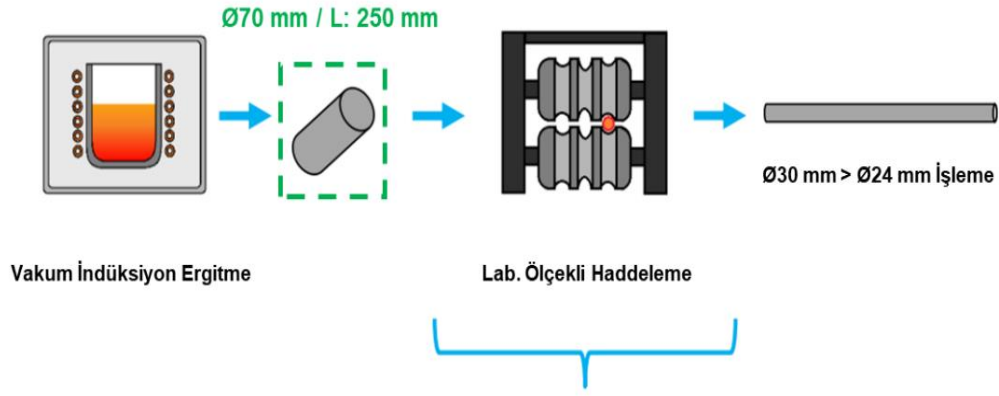
2.3 Optimizasyon ve Doğrulama Çalışmaları

Laboratuvar ölçekli üretimlerin mikroyapısal incelemeleri ve mekanik test sonuçları değerlendirilerek kimyasal kompozisyon ve üretim parametrelerinde optimizasyonlar gerçekleştirilmiştir.

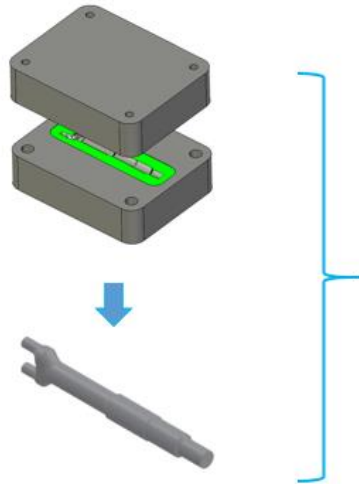
Optimizasyon süreci ardından belirlenen kimyasal kompozisyon üzerinden doğrulama üretimleri gerçekleştirilmiştir. Doğrulama çalışmalarında deneme üretimlerde kullanılan laboratuvar ölçekli ergitme ve döküm ekipmanlarından yararlanılmıştır. Fakat sıcak deformasyon ve sonrasındaki süreçlerde endüstriyel ölçekte nihai ürün ile işlemler yapılmıştır.

Tasarımı yapılan parçanın dövme ile üretilebilmesi için ham malzeme olarak Ø24 mm kesit kalınlığına ve 250 mm uzunluğuna sahip üretilmeye ihtiyaç duyulmuştur. Mevcutta ezme presleri kullanılarak uygulanan sıcak deformasyon işleminde ise yaklaşık 150 mm uzunluğunda numuneler üretilebilmektedir. Bu kapsamda, sıcak deformasyon işleminin hem endüstriyel haddeme işlemine daha yakın deformasyon oranlarında gerçekleşebilmesi hem de gerekli olan ham malzeme uzunluklarında numunelerin üretilebilmesi için doğrulama üretimlerine ait işlemlerde Şekil 2.16'da yer alan haddeme fiziksel simülatörü kullanılmıştır. Diğer yandan, sıcak deformasyon işleminde haddeme simülatöründe kullanılabilecek ölçülerde döküm üretimi yapabilmek adına döküm kalıplarında revizyon gerçekleştirilmiştir. Mevcutta 80x80 mm kare kesitte yapılan döküm üretimleri yerine yeni kalıplar kullanılarak Ø70 mm yuvarlak kesitte ve 250 mm uzunlukta döküm üretimleri gerçekleştirilmiştir.

Laboratuvar ölçekli üretimlerden 6 paso sıcak haddeme işlemi sonrasında Ø30 mm kesitte ve 1100 mm uzunluğunda haddelenmiş numuneler üretilmiştir. Her bir dövme üretiminde kullanılmak üzere, haddelenmiş çubuklar 250 mm uzunluklara kesilmişlerdir. Sıcak deformasyon sonrasında Ø30 mm kesit kalınlığında üretilen ham malzemeler dövme işlemi öncesinde talaşlı imalat ile Ø24 mm kesite işlenmişlerdir.



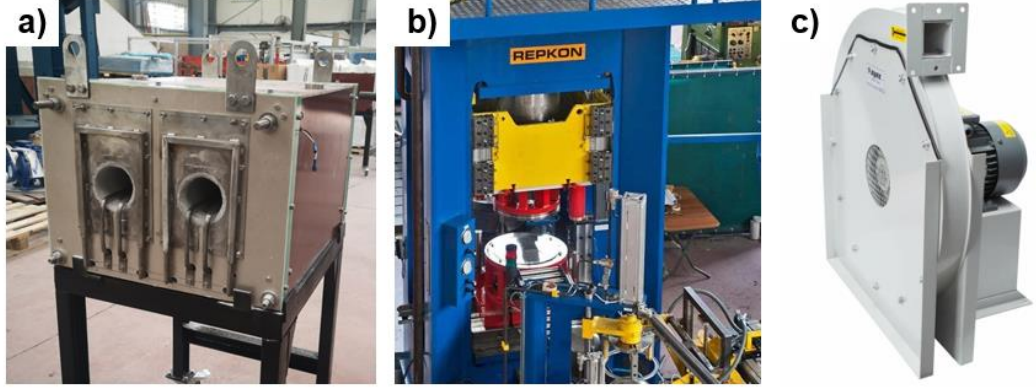
Şekil 2.16 : Sıcak deformasyon işlemlerinde kullanılan haddeme fiziksel simülatörü. Belirtilen ölçülerdeki ham malzemeler kullanılarak tasarlanan ürün formunda üretimler yapabilmek adına Şekil 2.17’de paylaşılan sıcak dövme kalıpları kullanılmıştır.



Şekil 2.17 : Sıcak dövme kalıpları.

Dövme işlemleri 400 ton kapasiteli preslerde dövme kalıpları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Dövme işlemi öncesinde Ø24 mm kesitteki ham malzemeler

indüksiyon sistemi ile 1150 ± 50 °C sıcaklığa ısıtılmışlardır. Dövme işlemi tamamlanan parçalar ızgara üzerinde salyangoz tipi fan yardımıyla belirlenen rejimlerde oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Fan yardımıyla soğutulan parçalarda soğuma hızları lazer pirometre ile ölçülmüştür. Dövme üretiminde kullanılan ekipmanlar Şekil 2.18’de paylaşılmıştır.



Şekil 2.18 : Dövme üretiminde kullanılan ekipmanlar (a) indüksiyon ısıtma sistemi, (b) dövme presi, (c) fanlı soğutma ünitesi.

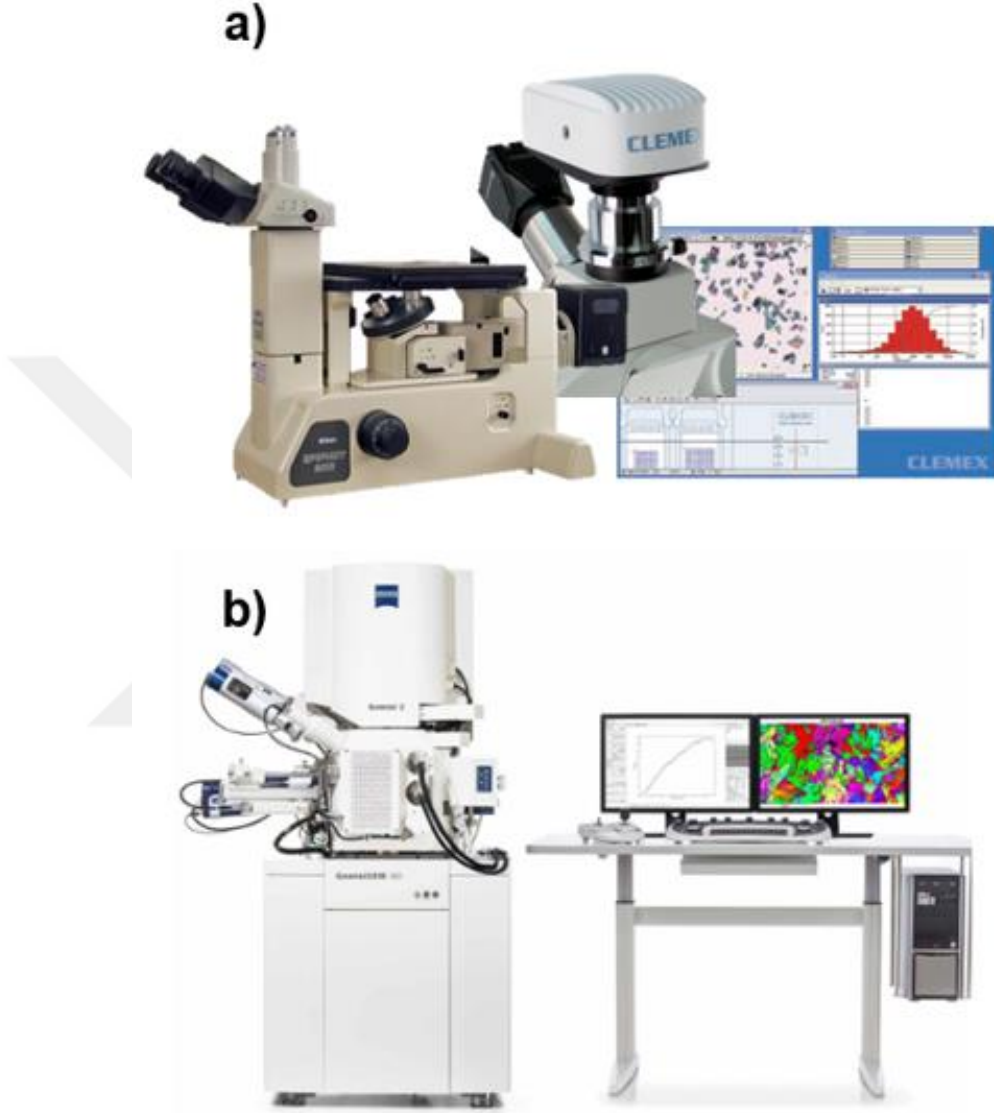
2.4 Karakterizasyon İşlemleri

Laboratuvar ölçekli gerçekleştirilen üretimlerle birlikte doğrulama işlemlerinde üretilen nihai ürünlere mikroyapısal inceleme ve mekanik testler uygulanmıştır.



Şekil 2.19 : Döküm üretimlerinin kimyasal analizlerinde kullanılan ARL 4460 OES cihazı.

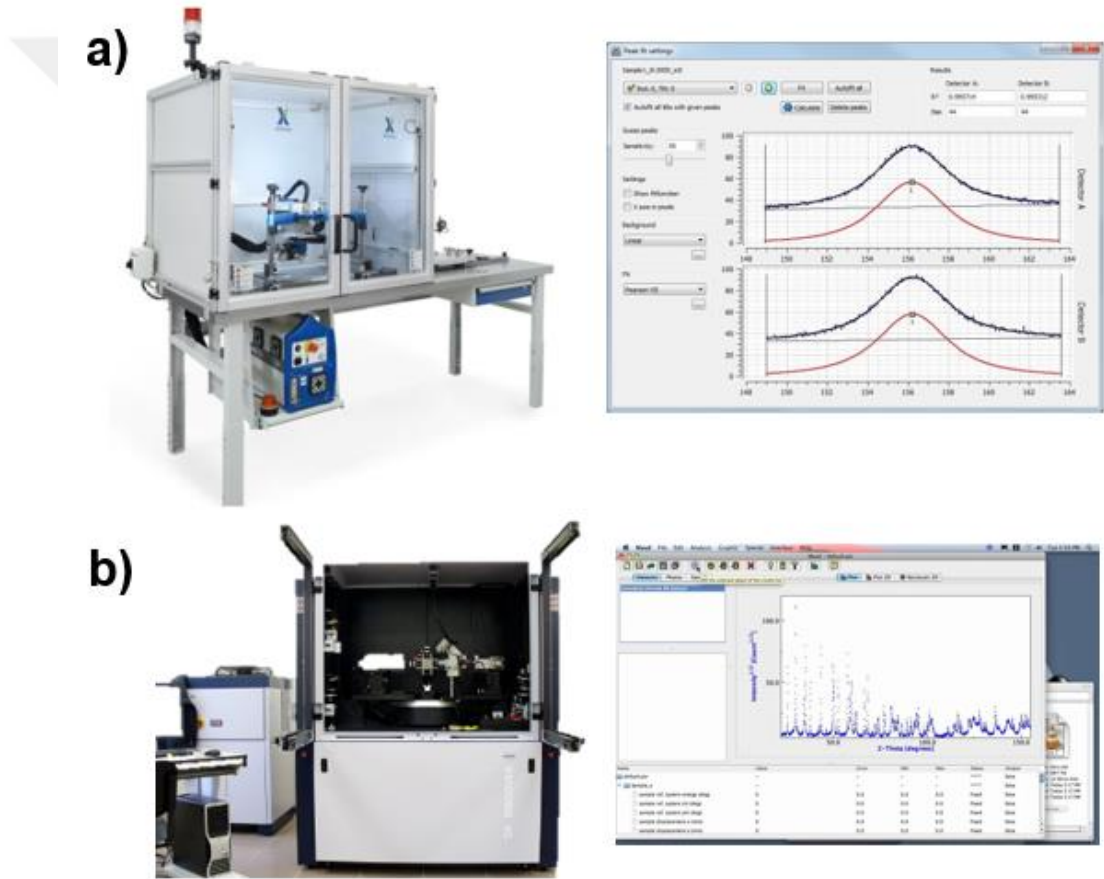
Gerçekleştirilen her döküm üretiminin hedeflenen kimyasal kompozisyona uygunluğunu belirlemek amacıyla kimyasal analiz işlemleri yapılmıştır. Döküm üretimlerinde kimyasal kompozisyonlar Şekil 2.19’da paylaşılan Thermo Fischer ARL 4460 optik emisyon spektrometresi (OES) ile analiz edilmişlerdir.



Şekil 2.20 : Mikroyapısal incelemelerde kullanılan ekipmanlar (a) Nikon Epiphot 200 model OM ve CLEMEX Vision PE model görüntü işleme entegrasyonu, (b) Carl Zeiss Gemini 300 model SEM, Bruker / XFlash 61100 model EDS ekipmanı ve Oxford Symmetry S3 HR EBSD ekipmanı.

Üretilen numunelerin mikroyapılarını belirlemek amacıyla optik ışık mikroskobu (OM) ve mikroskoba entegre çalışan görüntü işleme ekipmanı kullanılmıştır. Daha yüksek büyütmelerde daha detaylı incelemeler için taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Mikroyapısal incelemelerde numunelere kesme, zımparalama ve

parlatma aşamalarından oluşan metalografik numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Optik mikroskopta yapılan incelemelerde mikroyapıların tanımlanabilmesi adına numunelere renkli dağlama yapılmıştır. Renkli dağlama işleminde dağlayıcı olarak LePera (%4 pikrikasit + alkol; %10 Na₂S₂O₅ + saf su karışımı) kullanılmıştır. Üretim aşamalarında oluşan kalıntı ya da safsızlıkların analizinde ise SEM cihazına entegre çalışan enerji dağılımı spektrometresi (EDS) ekipmanından yararlanılmıştır. Ayrıca, mikroyapısal incelemelerde detaylı tarama ve kantitatif hesaplamalar için elektron geri saçılım difraksiyonu (EBSD) yönteminden faydalanılmıştır. Mikroyapısal incelemelerinde kullanılan ekipmanlar Şekil 2.20’de paylaşılmıştır.



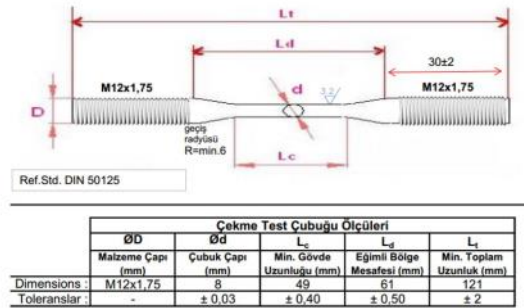
Şekil 2.21 : XRD incelemelerinde kullanılan ekipman ve yazılımlar (a) StressTech XStress G2N, (b) Bruker AXS Discovery D8 ve MAUD yazılımı.

Isıl işlem sonrası numune mikroyapılarında yer alan kalıntı östenit miktarları iki farklı X-ışını difraksiyonu (XRD) ekipmanı ile incelenmiştir. Cr-K α tüpe sahip XRD ekipmanında yapılan incelemelerde cihazın kendi yazılımı kullanılarak kalıntı östenit miktarları tayin edilmiştir. Cu-K α katot tüpüne sahip XRD ekipmanında yapılan

incelemeler ise 30 – 100° tarama açılarında gerçekleştirilmiş ve elde edilen XRD datası üzerinden Rietveld yöntemi kullanılarak kalıntı östenit miktarları hesaplanmıştır. Rietveld yönteminin uygulanmasında Materials Analysis Using Diffraction (MAUD) isimli açık kaynak kodlamasına sahip yazılım kullanılmıştır. Şekil 2.21’de XRD incelemelerinde kullanılan ekipmanlar ve yazılımlar paylaşılmıştır.

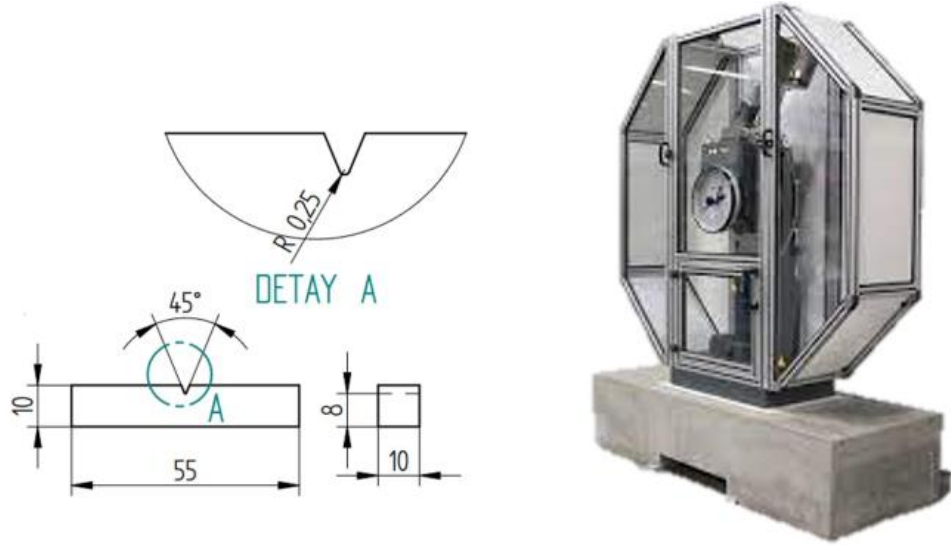
Laboratuvar ölçekli üretimlerde ve doğrulama çalışmalarında numunelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için çekme, darbe enerjisi, sertlik ve mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Çekme testleri “DIN 50125 Testing of Metallic Materials” standardına uygun hazırlanan numunelerde Zwick Z400 test ekipmanı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 10 mm/dakika hızda ve 15 kg önyüklemeye ile gerçekleştirilen testlerin sonucunda numunelere ait akma mukavemeti, çekme mukavemeti, uzama ve kesit daralması değerleri belirlenmiştir. Çekme testinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı Şekil 2.22’de paylaşılmıştır.



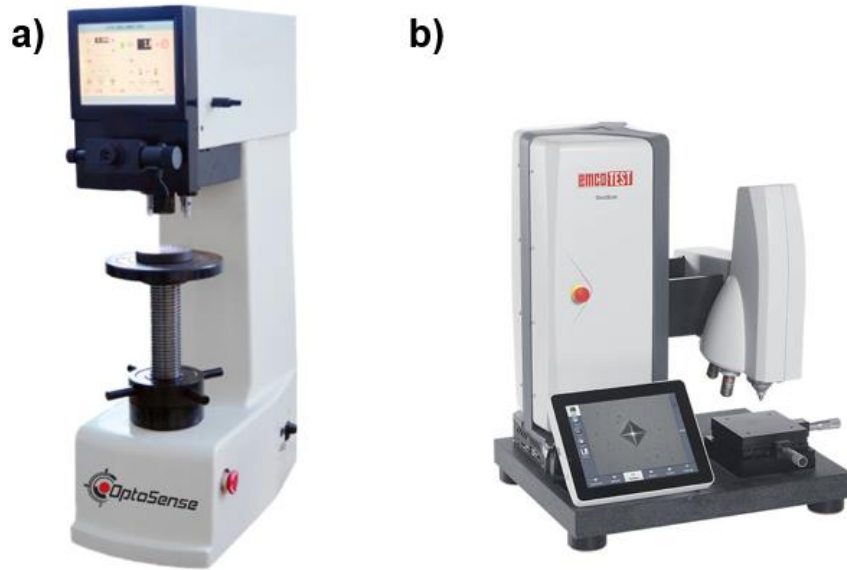
Şekil 2.22 : Çekme testlerinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı.

Darbe testleri “EN ISO 148 Metallic materials - Charpy pendulum impact test - Part 1: Test method” standardına uygun hazırlanan numunelerle RoellAmsler RKP 450 test ekipmanı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çalışmanın hedeflerine uygun olacak şekilde test işlemleri 2 mm derinliğinde “V” tipi çentik açılan numunelerde ve oda sıcaklığında yapılmıştır. Test sonucunda üretilen numunelerin darbe enerji değerleri belirlenmiştir. Darbe testinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı Şekil 2.23’te paylaşılmıştır.



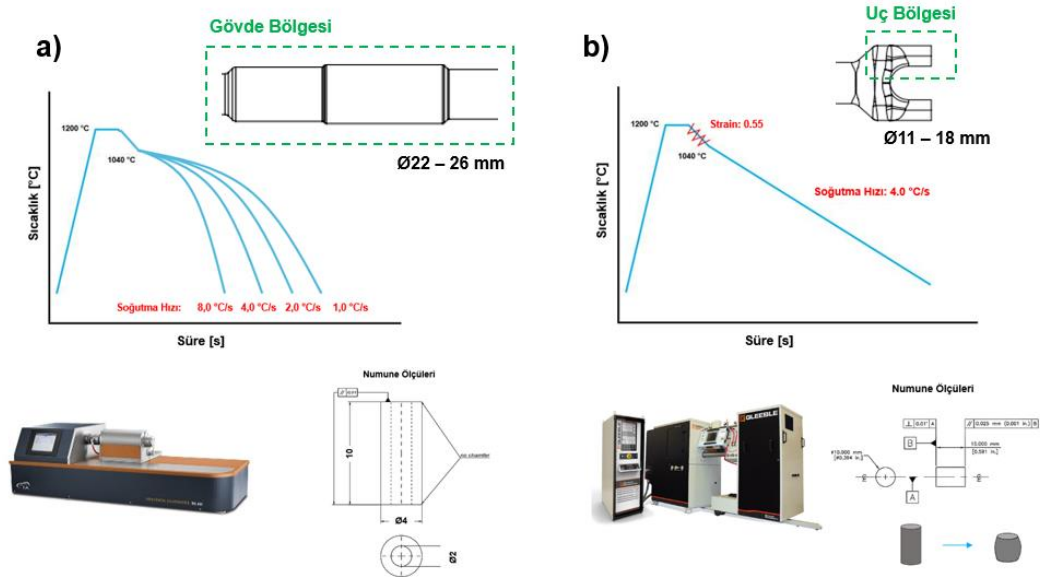
Şekil 2.23 : Darbe testlerinde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı.

Sertlik ölçümleri ise “ASTM E10 Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials” ve “ASTM E18 Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials” standartlarına göre Brinell ve Rockwell yöntemleriyle gerçekleştirilmiştir. Üretimi yapılan numunelerin kesit merkezleri ve yüzeylerinden ölçümler yapılmıştır. Ayrıca, numune incelemelerinde mikroyapıların ayırt edilmesi ve lokal sertlik değerlerinin belirlenmesi amacıyla mikrosertlik ölçümleri de yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümlerinde Vickers uç kullanılmıştır. Sertlik ve mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan ekipmanlar Şekil 2.24’te paylaşılmıştır.



Şekil 2.24 : (a) Üniversal sertlik ölçüm cihazı, (b) mikrosertlik ölçüm cihazı.

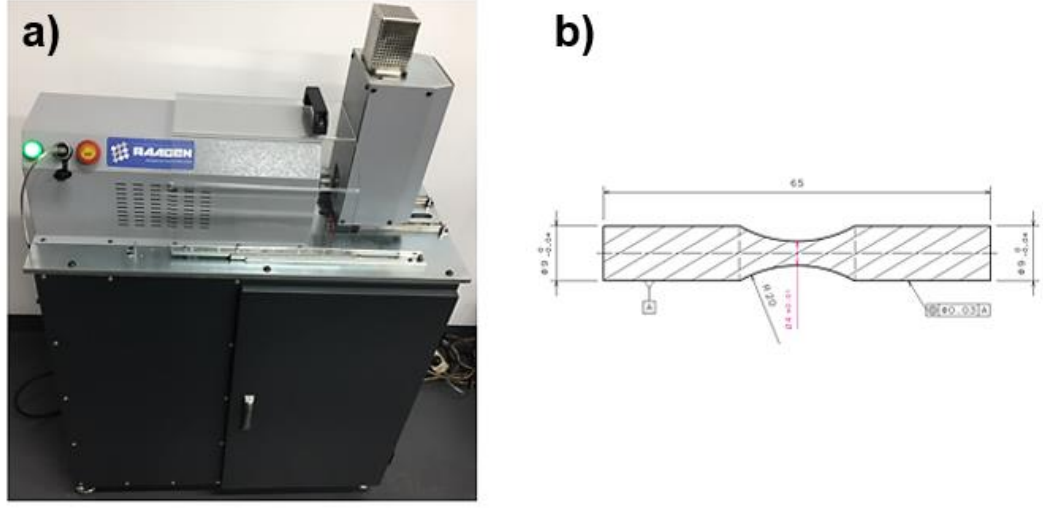
Dövme işlemi sonrasında sürekli soğutma uygulanan numunelerde deformasyon ile birlikte kesit farklılıkları elde edilmektedir. Yüksek sıcaklıklardan soğutma ile gerçekleşen mikroyapısal dönüşümlerde kesit farklılığı nedeniyle soğutma hızlarının bölgesel olarak değişmesi ve farklı mikroyapıların elde edilmesi beklenmektedir. Diğer yandan, kesitin değiştiği bölgelerde deformasyonun etkisiyle mikroyapısal dönüşümün etkilenmesi de söz konusudur. Belirtilen sebeplerden dolayı sürekli soğutma sonunda deformasyon uygulanan ve uygulanmayan bölgelerde CCT eğrilerinin oluşturulabilmesi için dilatometrik incelemeler yapılmıştır. Deformasyonsuz koşullarda yapılan incelemelerde numuneler dövme sıcaklığına ısıtıldıktan sonra 1, 2, 4 ve 8 °C/s soğutma hızlarında oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Deformasyonlu koşullarda yapılan incelemelerde ise dövme sıcaklığına ısıtılan numuneler 1040 °C sıcaklığa kadar deforme edilmiş (Strain: 0,55), sonrasında ise 4 °C/s soğutma hızında oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Her iki koşulda da mikroyapı incelemeleri ve mikrosertlik ölçümleri yapılarak numunelerde oluşan mikroyapılar tanımlanmış ve CCT eğrileri elde edilmiştir. Deformasyonlu ve deformasyonsuz CCT eğrilerinin oluşturulmasında kullanılan yöntem, ekipman ve numune ölçüleri Şekil 2.25'te paylaşılmıştır.



Şekil 2.25 : CCT eğrilerin oluşturulmasında kullanılan soğuma rejimi, ekipman ve numune ölçüleri (a) deformasyonsuz işlemler, (b) deformasyonlu işlemler.

Sürekli soğutma ile üretilen yeni kimyasal kompozisyon ve mevcutta ıslah ısıtma işlemi kullanılan 41Cr4 referans kalite üretimlerde yorulma performanslarının belirlenmesi

için Şekil 2.26’da yer alan dönel eğmeli yorulma test cihazı ve yorulma test numuneleri kullanılmıştır.



Şekil 2.26 : Laboratuvar ölçekli yorulma testi ekipmanları (a) dönel eğmeli yorulma test cihazı, (b) yorulma test numunesi.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Yapılan çalışmalardan elde edilen bulgular önceki bölüme benzer sıralama ile paylaşılmış ve literatür araştırmaları üzerinden değerlendirmeler gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda; alaşım tasarımları, laboratuvar ölçekli üretimler, optimizasyon ve doğrulama üretimleri ile çalışmalar boyunca gerçekleştirilen karakterizasyon işlemlerine ait bulgular aşağıda paylaşılmıştır.

3.1 Alaşım Tasarımları

Hesaplamalı termodinamik ve termo-mekanik yazılımı üzerinden elde edilen öngörüler ve alaşım maliyetleri karşılaştırılarak fiziksel olarak üretilecek tasarımlar belirlenmiştir. Bu aşamada çalışmanın hedeflerine uygun tasarımların belirlenmesi amacıyla Çizelge 3.1’de yer alan başarı ölçütleri dikkate alınmıştır.

Çizelge 3.1 : Alaşım Tasarımı çalışmalarında dikkate alınan başarı ölçütleri.

Çalışma	Başarı Ölçütü
Alaşım Tasarımı	Alaşım Maliyeti Artışı: maks. %30
	CCT Öngörülerinde Beynit Mikroyapısı: min. %60
	Mukavemet Öngörülerinin Tez Hedeflerine Oranı: min. 1,25

Geliştirilecek yeni kimyasal kompozisyonun mevcutta kullanılan çelik kalitesi ile alaşım maliyeti olarak rekabet edebilir olması gerekmektedir. Yapılan ön incelemelerde ıslah ısıtma işlemi kullanılmadan sürekli soğutma yöntemiyle üretilmesi planlanan çelik kalitesinin maliyet avantajı sunabilmesi için mevcutta kullanılan 41Cr4 çelik kalitesiyle alaşım maliyeti farkının en fazla %30 olması gerektiği belirlenmiştir.

Yeni geliştirilecek çelik kalitesinin endüstriyel uygulamada yüksek mukavemet değerleri ile birlikte darbe dayanımının da yüksek olması beklenmektedir. Önceki bölümlerde paylaşıldığı üzere yapılan incelemelerde uygun morfoloji ve oranlarda elde edilebilecek beynit mikroyapısının yüksek mukavemet ve tokluk dengesini

sağlamak için avantaj oluşturacağı belirlenmiştir. Bu kapsamda, alaşım tasarımı sürecinde JMatPro ile gerçekleştirilen öngörülerde belirlenen soğutma hızları için minimum %60 beynit mikroyapısı içeren kimyasal kompozisyonların çalışmanın hedeflerine uygun olacağına karar verilmiştir.

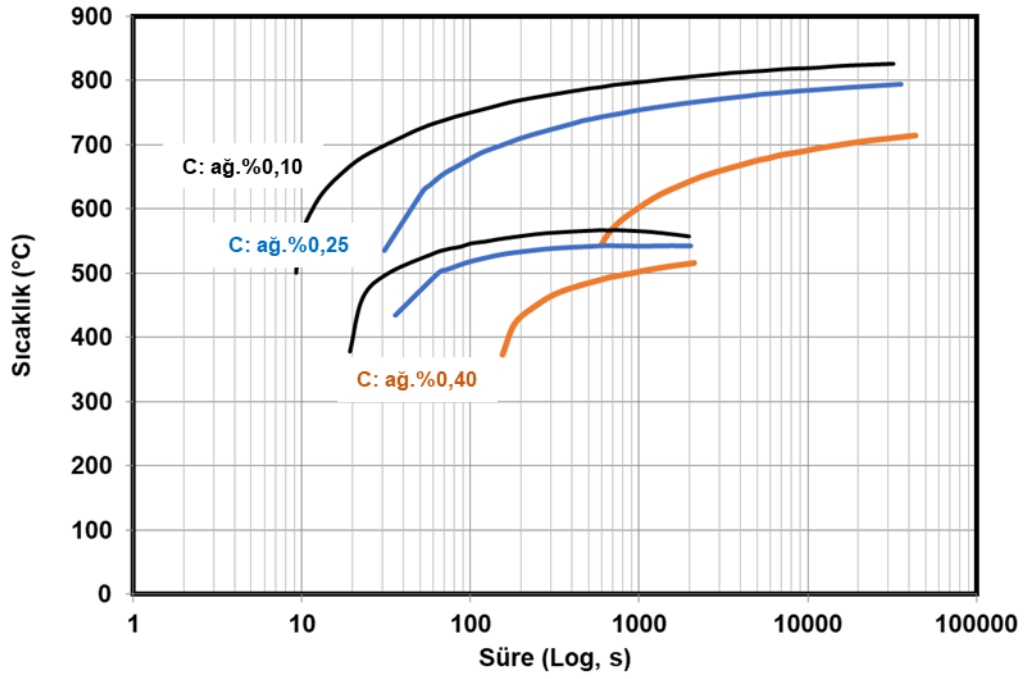
JMatPro yazılımı ile yapılan ön incelemelerde farklı çelik kalitelerinde sürekli soğutma sonrası mekanik test değerleri için elde edilen öngörüsül sonuçlar ile fiili test sonuçları arasında farklılık olduğu gözlemlenmiştir. Farklı soğutma hızları için gerçekleştirilen öngörüler ve fiili sonuçlar arasındaki farklılık Çizelge 3.2’de paylaşılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre soğutma hızının artmasıyla öngörüsül ve fiili test sonuçları arasındaki sapmanın da arttığı gözlemlenmektedir. Bu kapsamda, JMatPro ile yapılacak mukavemet ve sertlik değeri öngörülerinde elde edilen sonuçların çalışmanın hedefine göre minimum %25 daha yüksek olması gerektiği belirlenmiştir.

Çizelge 3.2 : JMatPro ile tahmin edilen mekanik özelliklerin fiili çekme test sonuçları ile karşılaştırması.

Soğutma Hızı	Akma Mukavemeti Farklılığı	Çekme Mukavemeti Farklılığı
1,0 °C/s	%22	%7
4,0 °C/s	%24	%16

Alaşım tasarımına ilk olarak çelikte temel alaşım elementleri olan karbon, silisyum, mangan ve krom içeriklerinin belirlenmesi ile başlanılmıştır. Hedeflenen yüksek mukavemet ve yüksek tokluk dengesinin sağlanabilmesi için sürekli soğutma sonrasında mikroyapıda beynit oranının arttırılması üzerine incelemeler gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla her alaşım tasarımı için ayrı ayrı B_s ve M_s dönüşüm sıcaklıkları hesaplanmıştır.

Şekil 3.1’de yer alan JMatPro incelemelerinde aynı kompozisyon için ağırlıkça %0,10 ile %0,40 aralığındaki karbon değerlerine ait CCT eğrileri ve dönüşüm sıcaklıkları karşılaştırılmıştır. Karbon içeriğinin artmasıyla birlikte B_s ve M_s sıcaklıklarında belirgin bir azalma gözlemlenmiştir.



Şekil 3.1 : Farklı seviyelerdeki karbon ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

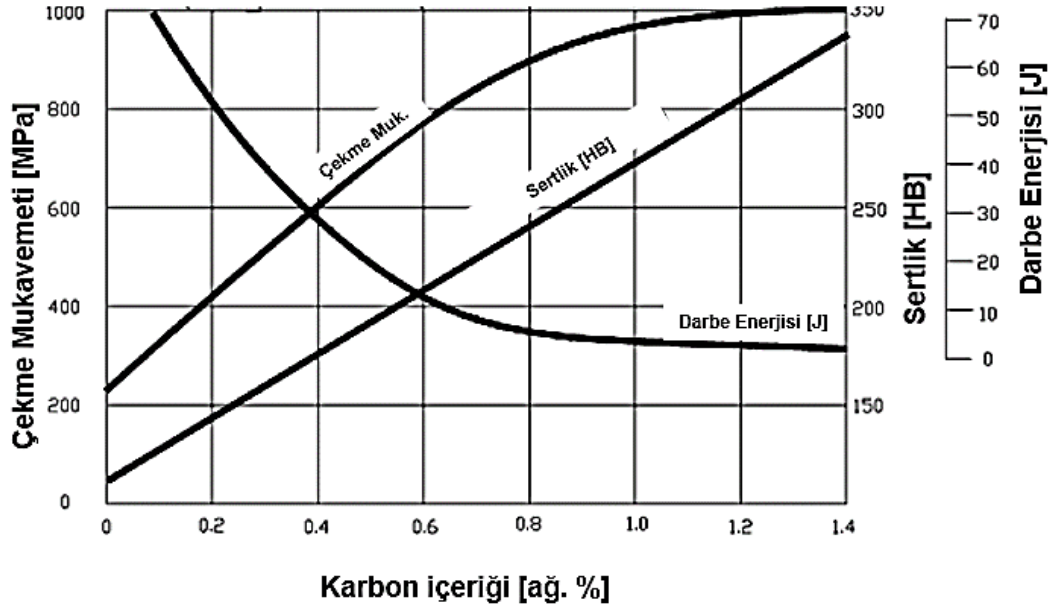
Çizelge 3.3'te bulunan mekanik özellik öngörülleri incelendiğinde karbon değerinin ağırlık %0,10'dan ağırlık %0,25'e artması ile mukavemet değerlerinde ortalama %20 artış hesaplanırken ağırlık %0,40'e arttığı durumda ise mukavemet değerleri yaklaşık iki katına çıkmaktadır.

Çizelge 3.3 : Farklı karbon içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.

Parametre	Karbon İçeriği (ağırlık %)			Değişim Oranı	
	0,10	0,25	0,40	0,25 için	0,40 için
A ₃ (°C)	841,6	814,2	754,7	-%3	-%10
B _s (°C)	609,7	594,6	549,3	-%2	-%10
M _s (°C)	429,6	391,5	279,3	-%9	-%35
Akma Muk. (MPa)	340,6	419,5	715,1	%23	%110
Çekme Muk. (MPa)	519,5	620,6	962,7	%19	%85

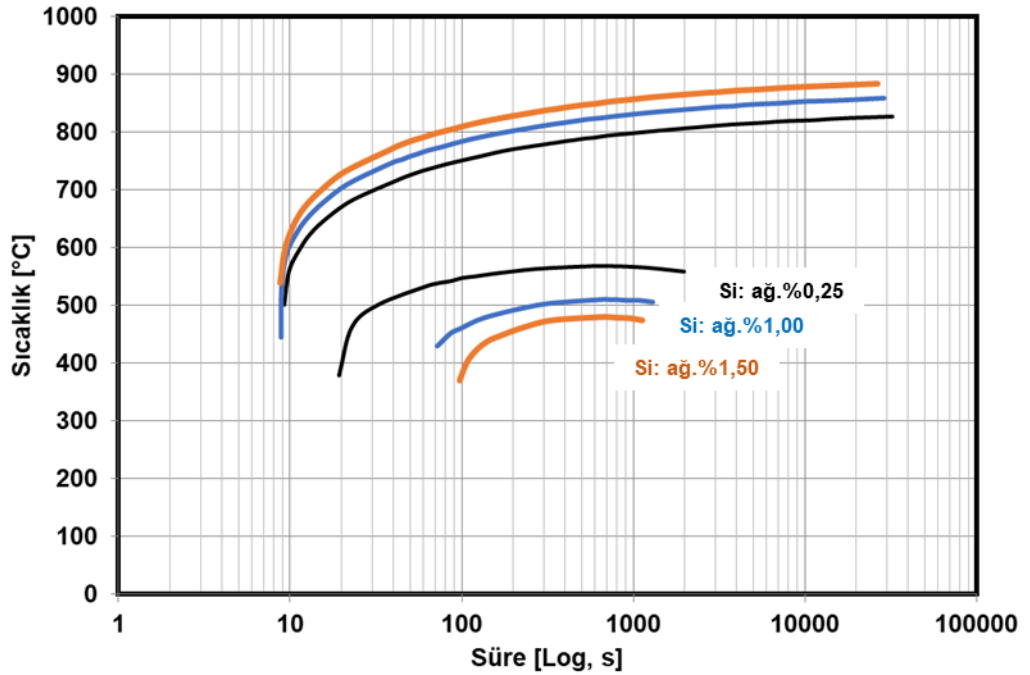
Yalın karbonlu çeliklerde, karbon değerindeki değişimin çekme mukavemeti ve darbe dayanımı özelliklerine etkisi Şekil 3.2'de paylaşılmıştır. Karbon içeriğindeki artışın her ne kadar mukavemet değerlerine olumlu katkısı bulunacağı belirlense de bu durumun darbe dayanımı için hedeflenen değerlere ulaşma konusunda dezavantaj

oluşturacağı gözlemlenmiştir. Tüm koşullar dikkate alındığında karbon içeriğinin deneme üretimlerde ağırlıkça %0,15 – 0,30 aralığında olması gerektiği belirlenmiştir.



Şekil 3.2 : Yalın karbonlu çeliklerde karbon içeriğinin çekme mukavemeti, sertlik ve darbe enerjisi değerlerine etkisi (Brooks, 1996).

Şekil 3.3'te farklı silisyum seviyeleri için JMatPro ile hesaplanan CCT eğrileri ve dönüşüm sıcaklıkları yer almaktadır.



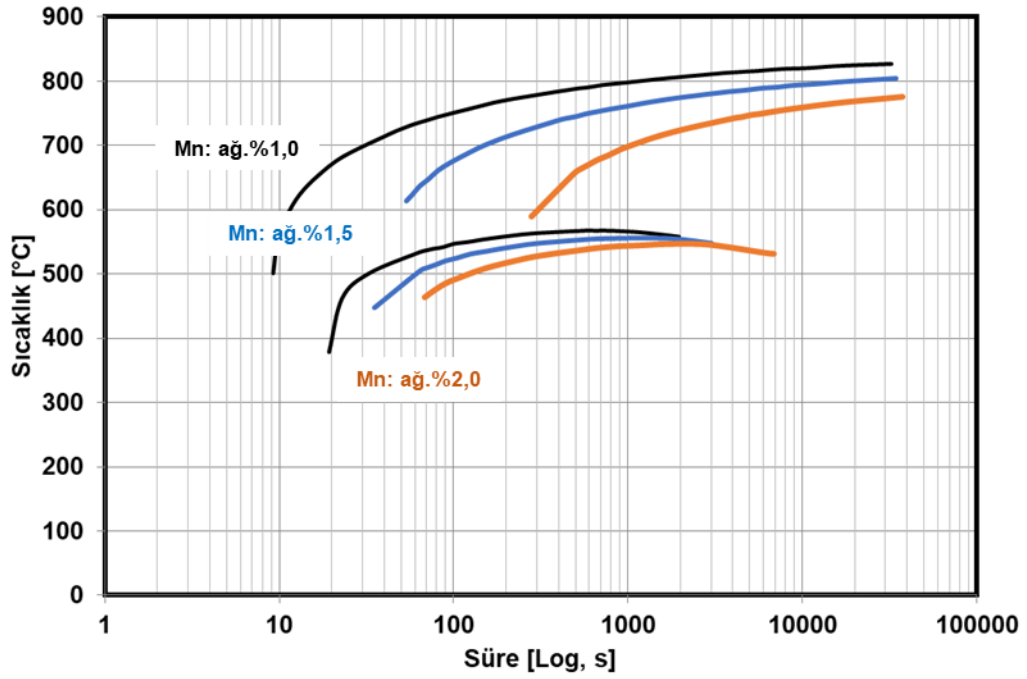
Şekil 3.3 : Farklı seviyelerdeki silisyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Silisyum ilavesine bağı olarak ferrit ve perlit oluşumlarının daha erken sürelerle taşındığı, beynitik dönüşümün ise daha uzun sürelerle ötelendiği gözlemlenmiştir. Ağ.%1,50 seviyesinde yapılacak silisyum ilavesiyle baz kompozisyona göre sertliğin ortalama %50 artacağı öngörülmektedir. Karbürsüz beynit oluşumu malzemenin tokluğu açısından önemli bir parametre olsa da sertlik değerinin talep edilen limitleri aşması durumunda silisyum ilavesinin azaltılması gerekeceği öngörülmektedir. Çizelge 3.4’te yer alan veriler göz önünde bulundurulduğunda yapılacak ilk denemelerde silisyum ilavesinin ağırlıkça %1,00-1,50 arasında kullanılmasının uygun olacağına karar verilmiştir.

Çizelge 3.4 : Farklı silisyum içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.

Parametre	Silisyum İçeriği (ağ.%)			Değişim Oranı	
	0,25	1,0	1,5	1,0 için	1,5 için
A ₃ (°C)	841,6	874,6	901,2	%4	%7
B _s (°C)	609,7	570,3	555,3	-%6	-%9
M _s (°C)	429,6	419,4	412,81	-%2	-%4
Akma Muk. (MPa)	340,6	474,5	497,2	%39	%46
Çekme Muk. (MPa)	519,5	668,1	788,2	%29	%52

Ekonomik bir alaşım ilavesi olan mangan kullanılarak katı eriyik mekanizması ile çeliğin mukavemet değerlerinin artırılması mümkün olmaktadır. Şekil 3.4’te mukavemete etkisi yanında mangan ilavesinin ferrit ve perlit oluşumunu da geciktirdiği görülmektedir. Ağ.%2,0 seviyesinde yapılan ilavelerde ise beynitik dönüşümün de ötelenmesine bağı olarak hızlı soğutmalarda martenzit oluşma ihtimali artmaktadır.

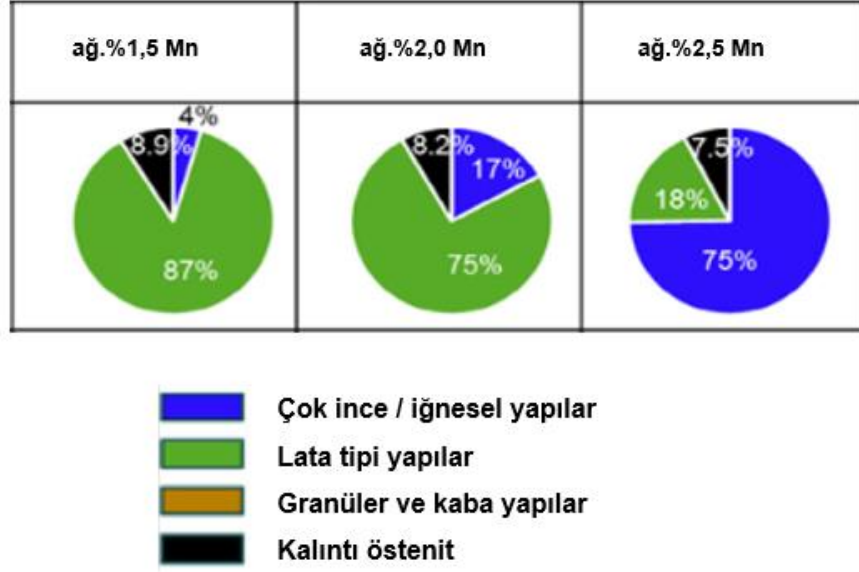


Şekil 3.4 : Farklı seviyelerdeki mangan ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Çizelge 3.5’te mangan ilavesine bağlı olarak dönüşüm sıcaklıkları ve mekanik özelliklerde gerçekleşen değişimler yer almaktadır. Mangan ilavesinin artmasıyla birlikte mukavemet değerlerinde önemli bir artış olacağı öngörülmektedir.

Çizelge 3.5 : Farklı mangan içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.

Parametre	Mangan İçeriği (ağı.%)			Değişim Oranı	
	1,0	1,5	2,0	1,5 için	2,0 için
A_3 (°C)	841,6	824,9	809,3	-%2	-%4
B_s (°C)	609,7	592,2	574,7	-%3	-%6
M_s (°C)	429,6	406,5	384,2	-%5	-%11
Akma Muk. (MPa)	247,8	401,7	497,6	%62	%101
Çekme Muk. (MPa)	393,5	598,2	715,8	%52	%82

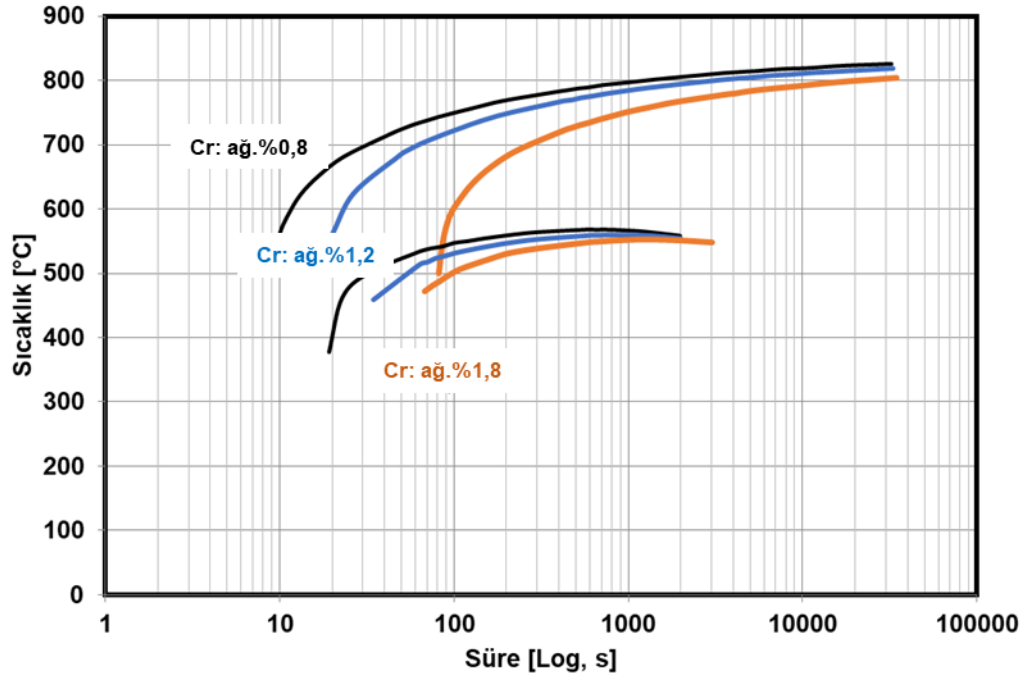


Mn İçeriği	Akma Muk. [MPa]	Çekme Muk. [MPa]	Uzama [%]	Darbe En. [J]
ağ.%1,48 Mn	953	1274	12,2	21
ağ.%1,99 Mn	992	1394	15,5	18
ağ.%2,48 Mn	1068	1486	8,7	14

Şekil 3.5 : Düşük karbonlu çelikte mangan içeriğine göre farklı morfolojilerde gözlemlenen mikroyapılar ve elde edilen mekanik test sonuçları (Ackermann ve diğ, 2021).

Önceki çalışmalarda yer alan düşük karbonlu çeliğe ağırlıkça %1,5, %2,0 ve %2,5 mangan ilavesinin sürekli soğutma sonrası mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi Şekil 3.5'te paylaşılmıştır. Mangan ilavesinin artırılmasıyla birlikte düşük sıcaklıklarda iğnesel formda gözlemlenen mikroyapıların arttığı raporlanmıştır. Belirtilen düşük sıcaklık mikroyapıların artışı ile birlikte darbe dayanım enerjilerinin ise düştüğü belirlenmiştir. Diğer yandan, ferro alaşım ilavelerinin karbon içeriğine bağlı olarak daha önceki bölümde paylaşılan durum da dikkate alındığında yapılacak üretimlerde mangan ilavesinin ağ.%2,5 değerini aşmamasına karar verilmiştir.

JMatPro ile gerçekleştirilen incelemelerde krom artışına bağlı olarak CCT diyagramında meydana gelen değişimler Şekil 3.6'da paylaşılmıştır. Krom ilavesinin mekanik özellikler ve dönüşüm sıcaklıklarına etkisi ise Çizelge 3.6'da yer almaktadır.



Şekil 3.6 : Farklı seviyelerdeki krom ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

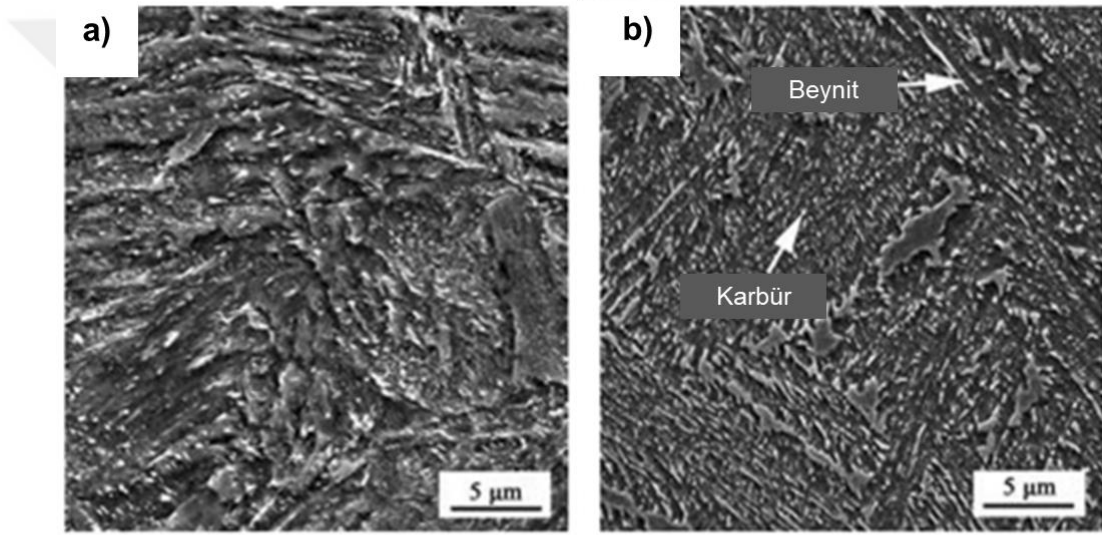
Krom ilavesi ile birlikte mangan ilavesinde olduğu gibi perlit ve ferrit dönüşümü ötelenmektedir. Yine mangan ilavesinde olduğu gibi krom ilavesinin mukavemet artışında oldukça etkili olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 3.6 : Farklı krom içeriklerinin dönüşüm sıcaklığı ve mekanik özelliklere etkisi.

Parametre	Krom İçeriği (ağ. %)			Değişim Oranı	
	0,8	1,2	1,8	1,2 için	1,8 için
A_3 (°C)	841,6	836,9	830,2	-%1	-%1
B_s (°C)	609,7	602,2	591,1	-%1	-%3
M_s (°C)	429,6	422,8	412,5	-%2	-%4
Akma Muk. (MPa)	247,8	367,8	493,9	%48	%99
Çekme Muk. (MPa)	393,5	554,9	711,5	%41	%81

Literatürde yer alan çalışmalarda, düşük karbonlu çelik kalitesinde ağ. %1,55 krom ilavesinin izotermal bekletme sonrası mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi Şekil 3.7'de paylaşılmıştır. Krom ilavesiyle birlikte beynit latalarının inceldiği ve mikroyapıdaki beynit oranının arttığı gözlemlenmiştir. Diğer yandan, güçlü bir karbür yapıcı olan krom ilavesinin artmasıyla yapıda krom ile birlikte demir ve mangan

içeriklerinin de bulunduğu M_3C ve M_7C_3 karbürlerin yer aldığı raporlanmıştır. Krom ilavesinin mukavemeti oldukça arttırdığı gözlemlenirken karbür oluşumu sebebiyle uzama değerlerinin ise olumsuz etkilendiği belirtilmiştir (Yao ve diğ, 2019). Krom içeriğinin ferrit ve perlit gibi yüksek sıcaklık yapılarını öteleyerek sağladığı avantajın yanı sıra oluşabilecek karbür içeriğinin miktarı ve kontrolünün sorun oluşturabileceği öngörülerek yapılacak ilk denemelerde krom ilavesinin ağırlıkça %0,50 – 2,00 aralığında gerçekleştirilmesi uygun bulunmuştur. Diğer yandan, katılaşma sırasında oluşabilecek segregasyon riski ve ferro alaşım ilaveleriyle birlikte çelikte artacak karbon değeri de dikkate alınarak “Mn + Cr” toplam miktarının ağırlıkça %3,50 değerini aşmaması gerektiği belirlenmiştir.



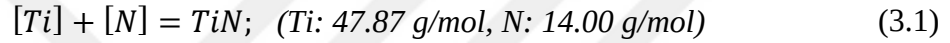
Cr içeriği	Akma Muk. [MPa]	Çekme Muk. [MPa]	Uzama [%]
ağırlıkça - Cr	571	791	16,5
ağırlıkça 1,55 Cr	997	1209	10,6

Şekil 3.7 : Düşük karbonlu çelikte krom ilavesinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi (a) krom içeriği bulunmayan, (b) ağırlıkça 1,55 krom içeren çelik mikroyapısı (Yao ve diğ, 2019).

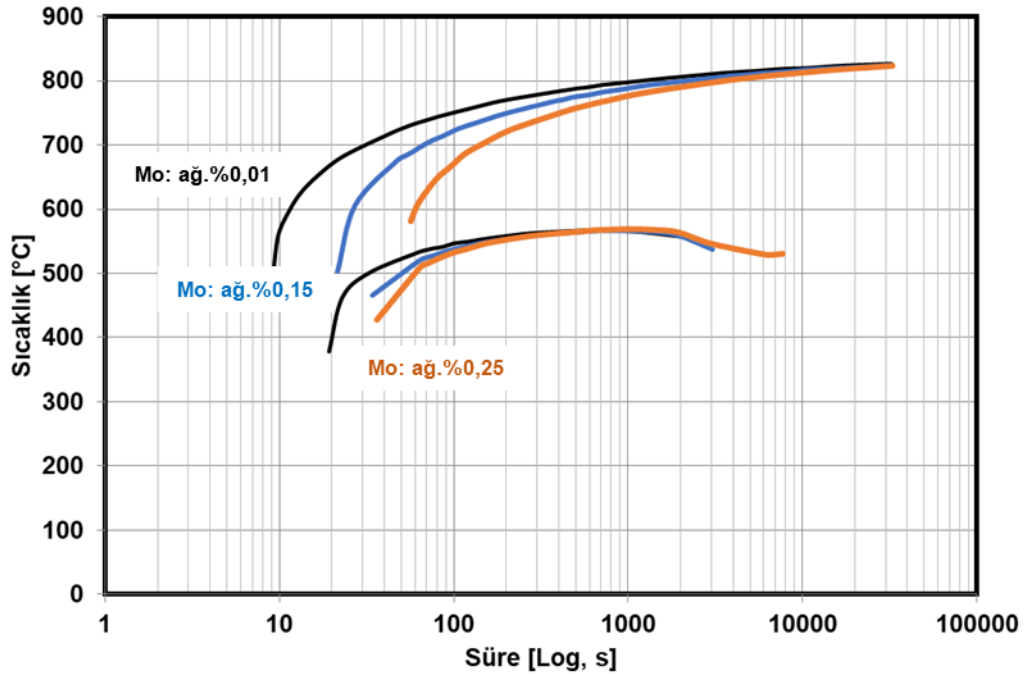
Karbon, silisyum, mangan ve krom gibi temel alaşım elementleri hem hedeflenen yüksek mukavemet değerlerinin elde edilmesinde hem de alaşım tasarımının maliyet avantajı konusunda oldukça önemli paya sahiptirler. Molibden, titanyum, bor, niyobyum ve vanadyum alaşım ilaveleri ise kimyasal kompozisyonda nispeten daha düşük oranlarda yer alsalar dahi çoğu zaman yüksek maliyetleri nedeniyle alaşım tasarımının ekonomik olması konusunda dezavantaj oluşturmaktadırlar. Bu nedenle

gerçekleştirilecek ilk deneme üretimlerde mikroalaşım elementlerinin mümkün olan en düşük seviyelerde kullanılması planlanmıştır.

Alaşım ilaveleri genellikle iki ya da daha fazla elementin bir arada kullanıldığı koşullarda istenilen mekanik etkileri sağlamaktadır. Örneğin, bor ilavesinden yararlanabilmek için çelikte *BN* oluşumunu engellemek amacı ile Eşitlik 3.1’de paylaşılan hesaplama göre stokiyometrik olarak azot içeriğinin ağırlıkça en az 3,4 katı kadar titanyum ilavesi yapılmaktadır. Diğer yandan, molibden ilavesinin beynitik dönüşüme olan etkisini arttırabilmek için genellikle bor ve niyobyum ilaveleri de birlikte gerçekleştirilmektedir. JMatPro incelemelerinde ise her bir elementin mikroyapısal ve mekanik özelliklerdeki etkisini belirlemek adına hesaplamalar ayrı ayrı yapılmıştır. İncelemeler sonrasında ise genel bir değerlendirme yapılmıştır.



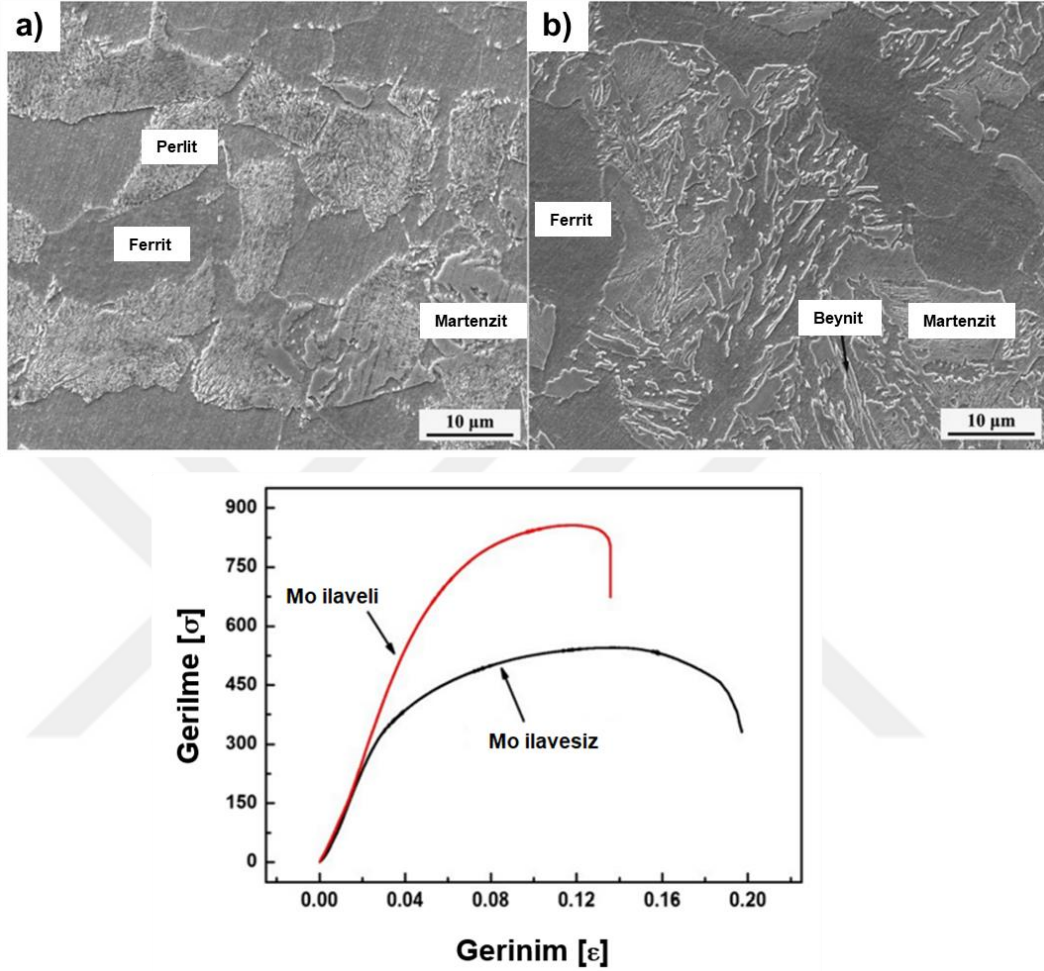
Molibden ilavesi mevcutta alaşımlama maliyeti nikel ile birlikte en yüksek olan elementtir. JMatPro ile gerçekleştirilen incelemelerde molibden ilavesinin CCT diyagramına etkisi Şekil 3.8’de paylaşılmıştır.



Şekil 3.8 : Farklı seviyelerde molibden ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Şekil 3.9’da yer alan çalışmada molibden ilavesi ile ferrit ve perlit yapılarının yerine daha düşük sıcaklık mikroyapıları olan beynit ve martenzitin elde edildiği

raporlanmıştır (Chen ve diğ, 2020). Ayrıca, sürekli soğutma ile üretilen çeliklerde molibden ilavesiyle M/A adalarının inceltildiği ve yapıda daha homojen dağıtılabildiği, böylece darbe dayanım enerjilerinin önemli ölçüde artırıldığı raporlanmıştır (Ackermann ve diğ, 2020; Kong ve Xie, 2006).

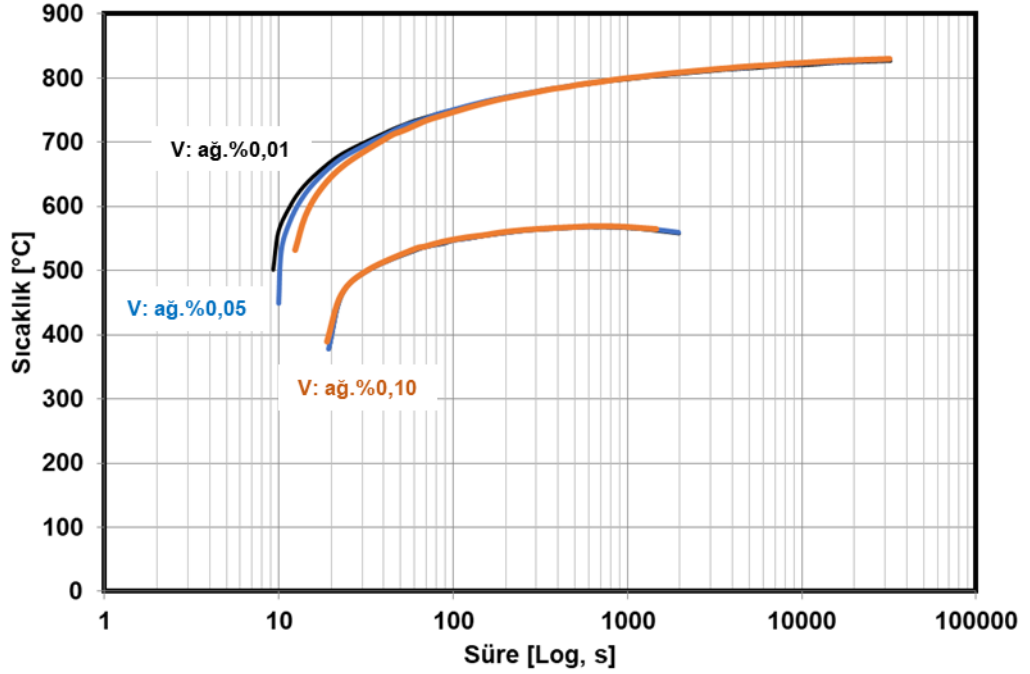


Şekil 3.9 : Düşük karbonlu çelikte molibden ilavesinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi (a) molibden ilavesiz, (b) molibden ilaveli üretimlere ait SEM görüntüleri (Chen ve diğ, 2020).

Molibden ilavesi mikroyapıyı düzenleyerek mekanik özelliklere olumlu katkı sağlarken yüksek alaşım maliyeti ise alaşım tasarımının ticarileşebilmesi konusunda dezavantaj oluşturmaktadır. Bu nedenle, yapılacak ilk denemelerde molibden içeriğinin ağırlık %0,25 ile sınırlandırılması planlanmıştır.

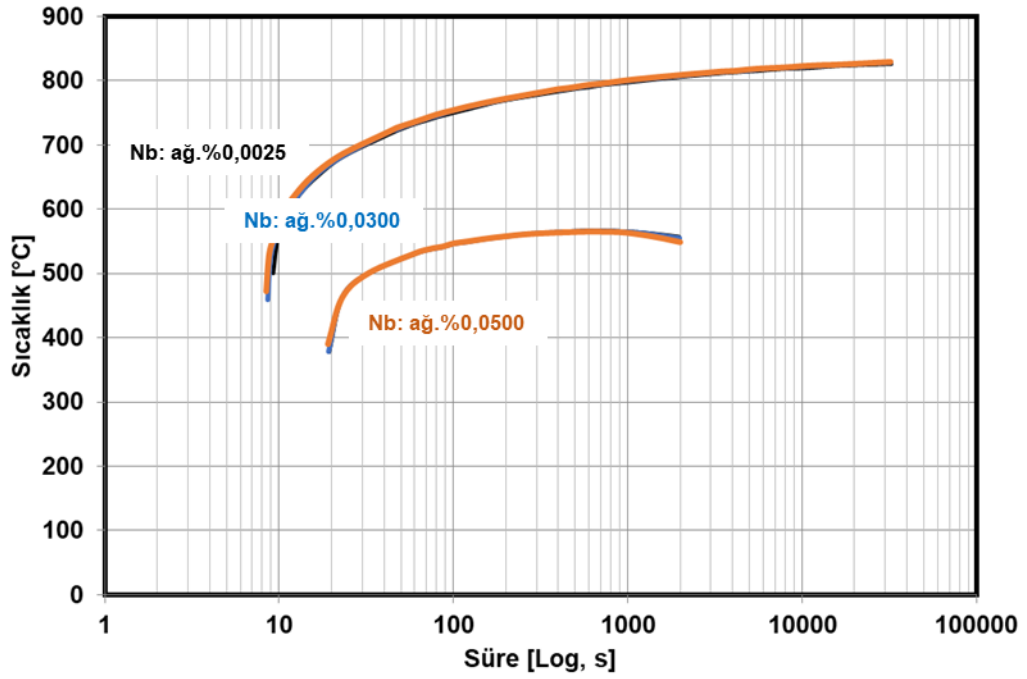
Vanadyum elementi çeliğe genellikle karbür ve/veya nitrür yapıcı olarak ilave edilmekte ve çökelti sertleşmesine bağlı olarak mekanik özellikleri iyileştirmek için kullanılmaktadır. Şekil 3.10'da vanadyum ilavesinin sürekli soğuma ile birlikte mikroyapısal dönüşümlere etkisi incelenmiştir. Vanadyum ilavesinin ağırlık %0,10

seviyesinde yapıldığında dahi beynitik dönüşüme belirgin bir etkisi olmadığı gözlemlenmiştir. Tüm değerlendirmeler göz önünde bulundurulduğunda alaşım maliyeti de dikkate alınarak ilk deneme üretimlerde vanadyum kullanılmaması planlanmıştır.



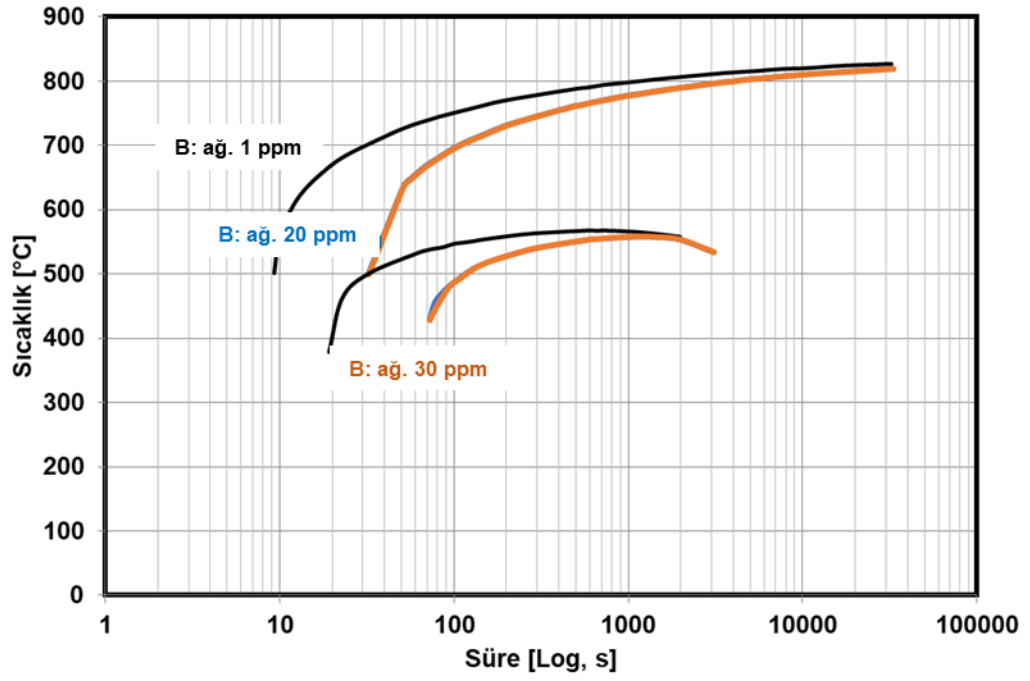
Şekil 3.10 : Farklı seviyelerde vanadyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Vanadyum gibi niyobyum elementi de güçlü bir karbür ve nitrür yapıcıdır. Çökelti sertleşmesinin yanı sıra yüksek çözünme sıcaklığı bulunan $Nb(C, N)$ bileşikleri tane inceltme konusunda da oldukça verimlidir. Ayrıca vanadyuma göre daha düşük miktarlarda gerçekleştirilen ilavelerde bile mekanik özellikleri önemli oranda iyileştirebilmektedir. Şekil 3.11’de farklı seviyelerde gerçekleştirilen niyobyum ilavesinin dönüşüm sıcaklıklarına etkisi paylaşılmıştır. Yapılan değerlendirmelerde dönüşüm sıcaklıklarında belirgin bir farklılık gözlemlenmese de tane küçültme avantajından yararlanmak için belirli bir oranda niyobyum kullanımının avantaj sağlayabileceği düşünülmüştür. Alaşım maliyeti de göz önünde bulundurularak yapılacak ilk deneme üretimlerde istenilen mekanik test sonuçlarının elde edilememesi durumunda ağırlıkça %0,0300-0,0500 aralığında niyobyum ilave edilmesine karar verilmiştir.



Şekil 3.11 : Farklı seviyelerde niyobyum ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Bor elementi genellikle çeliğin sertleşebilirlik özelliğini arttırmak amacıyla ilave edilmektedir. Bu amaçla ağırlıkça 10-30 ppm aralığında yapılan ilavelerle mekanik özelliklerde istenilen artış sağlanmaktadır. Diğer yandan bor elementi de güçlü bir karbür ve nitrür yapıcıdır. BN ya da $Fe_{23}(C, B)_6$ gibi nitrür ya da karbürlerin oluşması sonucunda ise yukarıda belirtilen etkiler sağlanamazken çeliğin mekanik özellikleri olumsuz etkilenmektedir. Bu amaçla nitrür oluşumunun önüne geçmek adına daha önceki bölümde paylaşılan miktarlarda titanyum ilavesi yapılmakta ve BN yerine TiN oluşumu teşvik edilmektedir. Karbür oluşumunu engellemek için nitrürde olduğu gibi kesin bir hesaplama dayalı yöntem bulunmamaktadır. Şekil 3.12’de bor ilavesine bağlı olarak JMatPro ile gerçekleştirilen incelemeler yer almaktadır. Bor elementinin tane sınırları segregasyonu neticesinde mekanik özelliklere etkisinin yanı sıra sürekli soğumaya bağlı olarak beynit mikroyapısı üzerinde de önemli bir etkisi olduğu gözlemlenmektedir. Yukarıda yer alan değerlendirmeler göz önünde bulundurulduğunda alaşım tasarımlarında bor ilavesinin bulunması gerektiğine fakat miktarının en fazla 30 ppm olarak kullanılmasına karar verilmiştir.



Şekil 3.12 : Farklı seviyelerde bor ilavesinin CCT diyagramına etkisi.

Genel olarak değerlendirildiğinde; alaşım ilavelerinden beklenen etkiler, endüstriyel üretilebilirlik ve toplam alaşım maliyeti göz önünde bulundurularak deneme üretimlerde kullanılabilecek alaşım tasarımı Çizelge 3.7’de yer aldığı gibi sınırlandırılmıştır.

Çizelge 3.7 : Alaşım tasarımında çalışma yapılacak kompozisyon limitleri.

Element	Beklenen Etkiler	Üretilebilirlik	Maliyet	Analiz Aralığı (ağ.%)
C	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ▼	EAF prosesi sonrasında giderimi ancak özel ekipmanlarla yapılabilmektedir, Segregasyon riski bulunmaktadır.	Düşük	%0,15 – 0,30
Si	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ▲	Yüksek alaşım ilaveleri sürekli döküm prosesinde risk oluşmaktadır.	Orta	Maks. %2,00
Mn	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ●	Segregasyon riski bulunmaktadır, yüksek miktardaki ilavelerinde içeriğinde bulunan karbon nedeniyle toplam karbon değeri artmaktadır.	Düşük	Toplam Maks. %3,50
Cr	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ●	Segregasyon riski bulunmaktadır, yüksek miktardaki ilavelerinde içeriğinde bulunan karbon nedeniyle toplam karbon değeri artmaktadır.	Düşük	
Mo	Mukavemet ● Sertlik ● Tokluk ▲	-	Yüksek	Maks. %0,25
B	Mukavemet ● Sertlik ● Tokluk ▲	50 ppm ve üzerinde üretimi risklidir.	Düşük	Maks. %0,003
Ti	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ▼	-	Düşük	Min. [N]x3,4
V	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ●	-	Orta	Maks. %0,10
Nb	Mukavemet ▲ Sertlik ▲ Tokluk ●	-	Orta	Maks. %0,050

Laboratuvar ölçekli yapılan ilk denemelerde belirlenen analiz aralıklarında çalışmalar yapılmıştır. Temel alaşım elementlerinin optimizasyonu için değerlendirilen alaşım tasarımları Çizelge 3.8’de paylaşılmıştır.

Çizelge 3.8 : Temel alaşım elementlerinin belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).

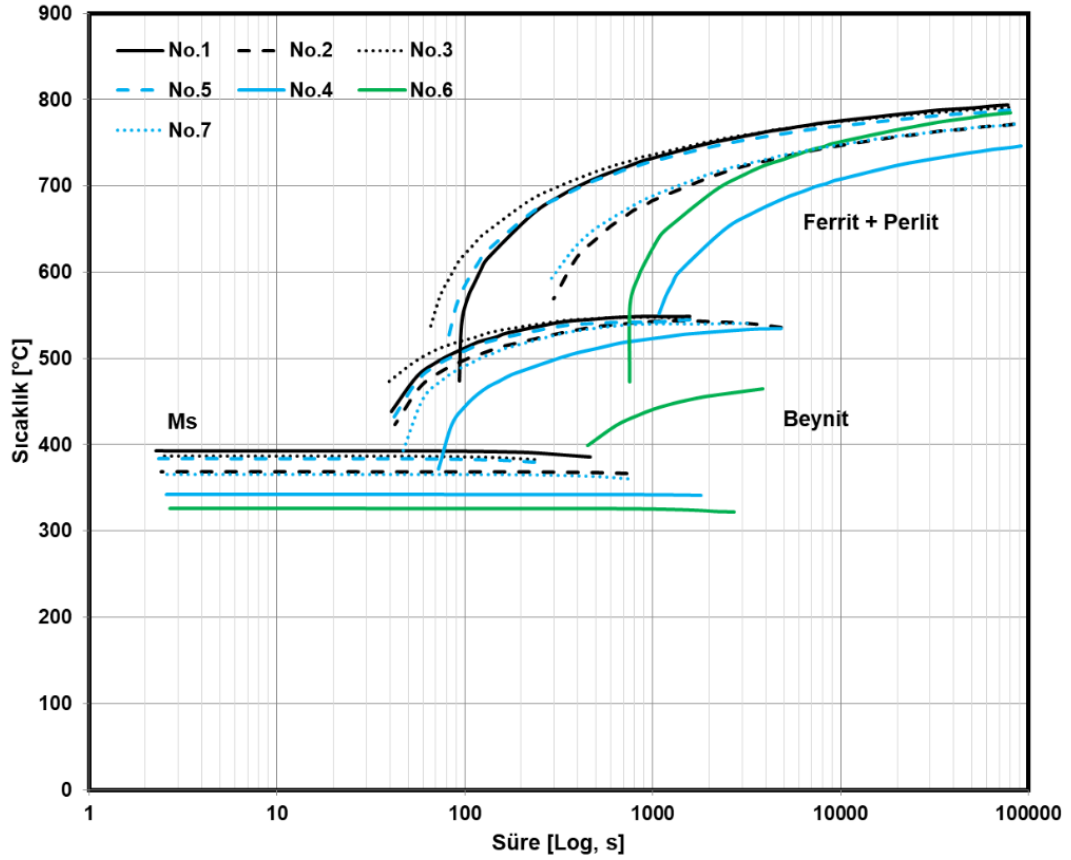
Tasarım	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	N
No.1	0,15	0,25	1,20	1,50	-	-	-	-	-	-
No.2	0,15	0,25	2,00	0,80	-	-	-	-	-	-
No.3	0,15	0,25	1,50	0,80	-	-	-	-	-	-
No.4	0,20	0,25	2,00	1,20	-	-	-	-	-	-
No.5	0,20	0,25	1,00	1,50	-	-	-	-	-	-
No.6	0,20	1,50	2,00	1,20	-	-	-	-	-	-
No.7	0,20	0,25	1,50	1,20	-	-	-	-	-	-

Temel alaşım ilavelerinin yer aldığı No.1 – No.7 tasarımları için oluşturulan CCT eğrileri Şekil 3.13’te paylaşılmıştır. Tasarımlar için JMatPro ile öngörülerin mekanik test değerleri ve beynit mikroyapı oranları ile alaşım maliyetinden kaynaklanan maliyet farkı hesaplaması Çizelge 3.9’da yer almaktadır.

Tasarım No.1 - No.7 incelemelerinde yalnızca No.4 için alaşım tasarımı hedeflerinde istenilen değerlerin elde edilebildiği gözlemlenmiştir. Fakat yapılan incelemelerde yalnızca temel alaşım elementlerin göz önünde bulundurulduğu ve JMatPro öngörülerinin mekanik test sonuçlarında meydana gelen sapmaya bağlı olarak fiili test numunelerinde mikroyapıların da öngörülenden farklı olabileceği dikkate alınmalıdır. Mekanik özellikler için gerçekleştirilen öngörüler değerlendirildiğinde, ağ.%0,15 karbon değerinde yapılan incelemelerde mukavemet değerlerinin hedefleri sağlayamayacağı belirlenmiştir. Ağ.%0,20 karbon içeriğine sahip alaşımlarda ise ancak mangan içeriğinin ağ.%2,0 olduğu koşullarda hedeflenen mekanik özelliklerin sağlanabileceği gözlemlenmiştir.

Temel alaşım elementlerinin kompozisyon içerisinde miktarları yüksek olsa dahi alaşım maliyetlerinin nispeten düşük olmasından dolayı maliyet farklarında ise belirgin değişiklikler oluşmamıştır. No.1 – No.7 arasında yer alan alaşım tasarımları incelendiğinde hedef kriterlerin genel olarak yalnızca No.4’te elde edilebileceği

gözlemlenmiş ve sonraki çalışmalara belirtilen alaşım tasarımı baz alınarak devam edilmiştir.



Şekil 3.13 : Alaşım Tasarımı No.1 – No.7 için oluşturulan CCT diyagramları.

Ağ.%1,50 silisyum içeren tasarımda ise mekanik özellikler istenilen aralıkların üzerinde yer almıştır. Ayrıca, mikroyapı tahminlerinde ise beynitik dönüşümün %60 değerinin altında kaldığı gözlemlenmiştir.

JMatPro ile gerçekleştirilen mekanik özellik öngörülerinde darbe dayanımı hesaplanamadığından dolayı silisyum ilavesinin karbür oluşumlarını engelleyerek tokluk üzerinde oluşturacağı etki tahmin edilememiştir. Bu nedenle, yapılacak deneme üretimlerde silisyum içeren ve içermeyen koşullar birlikte incelenerek üretimlerin mukavemet ve tokluk dengesine göre silisyum kullanılıp kullanılmamasına karar verilmesi planlanmıştır.

Çizelge 3.9 : Temel alaşım elementlerinin belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.

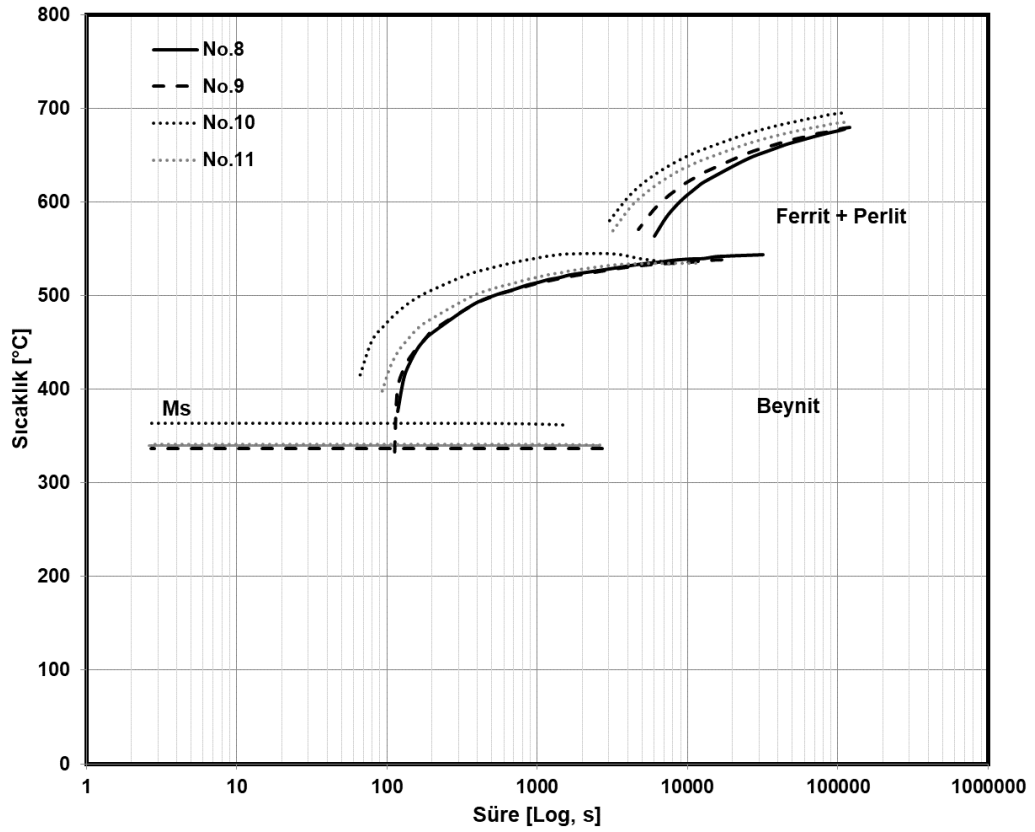
Tasarım	JMatPro Öngörüsü / 1,25		Alaşım Maliyeti Farkı	Beynit Mikroyapı Oranı	Tez Hedeflerine Uygunluk
	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)			
No.1	536,3	761,7	+%2	%66,8	Uygun Değil
No.2	529,4	753,6	+%1	%87,1	Uygun Değil
No.3	460,2	670,7	+%0	%63,3	Uygun Değil
No.4	764,8	1016,0	+%2	%94,9	Uygun
No.5	544,9	771,8	+%1	%63,1	Uygun Değil
No.6	1062,7	1318,9	+%4	%42,8	Uygun Değil
No.7	628,6	867,4	+%1	%82,4	Uygun Değil

Temel alaşım elementlerinin belirlenmesi sonrasında ilk olarak molibden ilave miktarının optimizasyonu için tasarımlar gerçekleştirilmiştir. Çizelge 3.10’da yer alan tasarımlarda molibden içeriği %0,10 – 0,25 aralığında incelenmiştir.

Çizelge 3.10 : Molibden ilave miktarının belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).

Tasarım	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	N
No.8	0,20	0,25	2,00	1,20	0,10	-	-	-	-	-
No.9	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	-	-	-	-	-
No.10	0,20	0,25	2,00	1,20	0,20	-	-	-	-	-
No.11	0,20	0,25	2,00	1,20	0,25	-	-	-	-	-

Şekil 3.14’te yer alan CCT diyagramları incelendiğinde molibden ilavesi ile birlikte ferrit ve perlit dönüşümlerinin daha geç sürelerle ötelendiği, böylelikle beynit mikroyapısının daha geniş soğutma aralıklarında elde edilebildiği gözlemlenmiştir. Diğer yandan, molibden ilavesindeki artışla birlikte beynit dönüşüm sıcaklığının düştüğü gözlemlenmiştir.



Şekil 3.14 : Alaşım Tasarımı No.8 – No.11 için oluşturulan CCT diyagramları.

Alaşım Tasarımı No.8 – No.11’de yer alan ve molibden içeriğine göre incelenen tasarımların mekanik özellik öngörülleri ve hedeflenen değerlere uygunlukları Çizelge 3.11’de paylaşılmıştır.

Çizelge 3.11 : Molibden ilave miktarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.

Tasarım	JMatPro Öngörüsü / 1,25		Alaşım Maliyeti Farkı	Beynit Mikroyapı Oranı	Tez Hedeflerine Uygunluk
	Akma Muk. [MPa]	Çekme Muk. [MPa]			
No.8	633,7	873,1	+%9	%72,8	Uygun Değil
No.9	813,4	1067,4	+%12	%90,9	Uygun
No.10	875,3	1131,4	+%16	%91,1	Uygun
No.11	884,5	1179,0	+%20	%94,6	Uygun

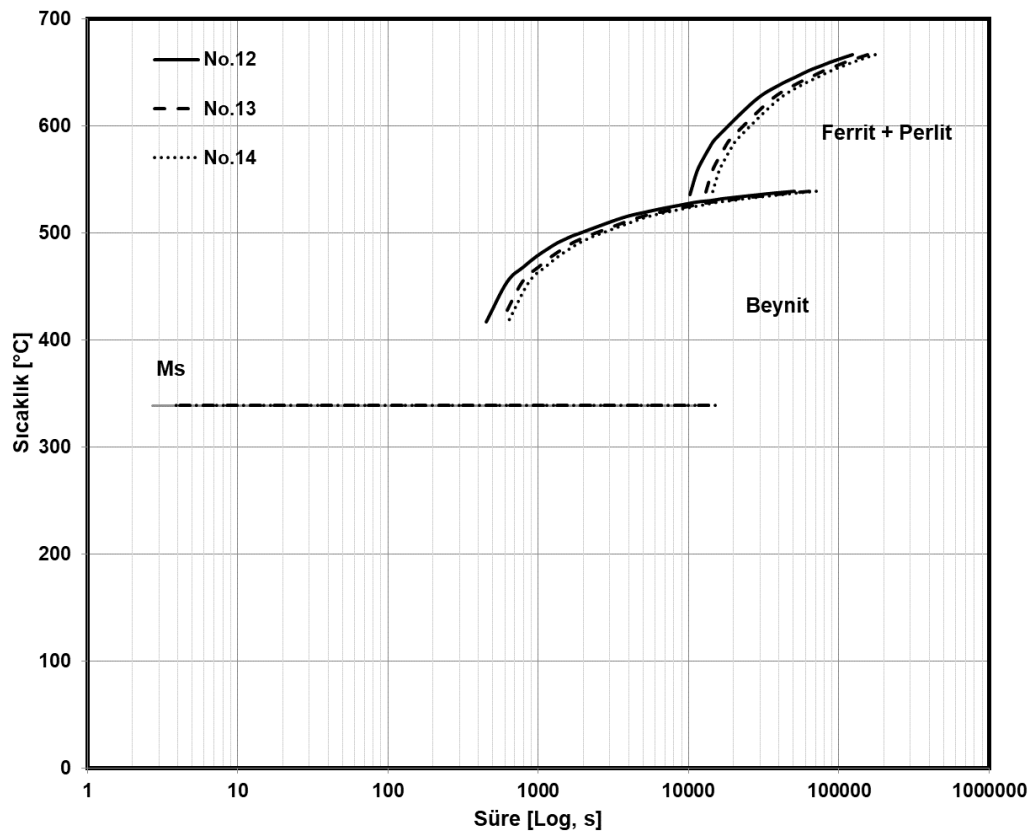
Akma ve çekme mukavemeti öngörülleri dikkate alındığında No.8 dışındaki diğer tasarımların tamamında istenilen özelliklerin elde edilebileceği gözlemlenmiştir. Molibden fiyatlarının diğer alaşım elementlerine göre daha yüksek maliyette

olmasından dolayı düşük miktarlardaki ilavelerde bile alaşım maliyetlerinde belirgin değişimler olduğu hesaplanmıştır. Fakat genel olarak değerlendirildiğinde ağ.%0,25 değerinde yapılan molibden ilavesinde dahi maliyet farkı hedeflenen üst limit olan %30 değerinin altında yer almıştır.

Bor ilavesi optimizasyonu için yapılan alaşım tasarımları Çizelge 3.12'deki gibi ağ.%0,0020 ve ağ.%0,0030 aralıklarında gerçekleştirilmiştir. Daha önceki bölümde paylaşıldığı üzere *BN* oluşumunu engellemek adına titanyum ilavesi kullanılmıştır. Çelik üretim koşullarında sıvı çelikte bulunabilecek azot değeri dikkate alınarak 300 ppm titanyum ilavesinin belirtilen amacı sağlayacağı hesaplanmıştır.

Çizelge 3.12 : Bor ve titanyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan alaşım tasarımları (ağ.%).

Tasarım	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	N
No.12	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	-	-	-
No.13	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0025	0,0300	-	-	-
No.14	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0030	0,0300	-	-	-



Şekil 3.15 : Alaşım Tasarımı No.12 – No.14 için oluşturulan CCT diyagramları.

Şekil 3.15'te yer alan CCT eğrileri incelendiğinde bor ilavesi ile birlikte ferrit ve perlit mikroyapı dönüşümlerinin daha geç sürelerle ötelendiği ve beynit dönüşüm sıcaklığının ise azaldığı gözlemlenmiştir.

Çizelge 3.13'te paylaşılan mekanik özellik öngörüler dikkate alındığında her üç ilave miktarında da hedeflenen değerlerin sağlanabileceği gözlemlenmiştir. Alaşım maliyet farkları incelendiğinde ise ağırlıkça 30 ppm değerine kadar yapılan tasarımlarda belirgin bir maliyet farkı oluşmayacağı hesaplanmıştır.

Çizelge 3.13 : Bor ve titanyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.

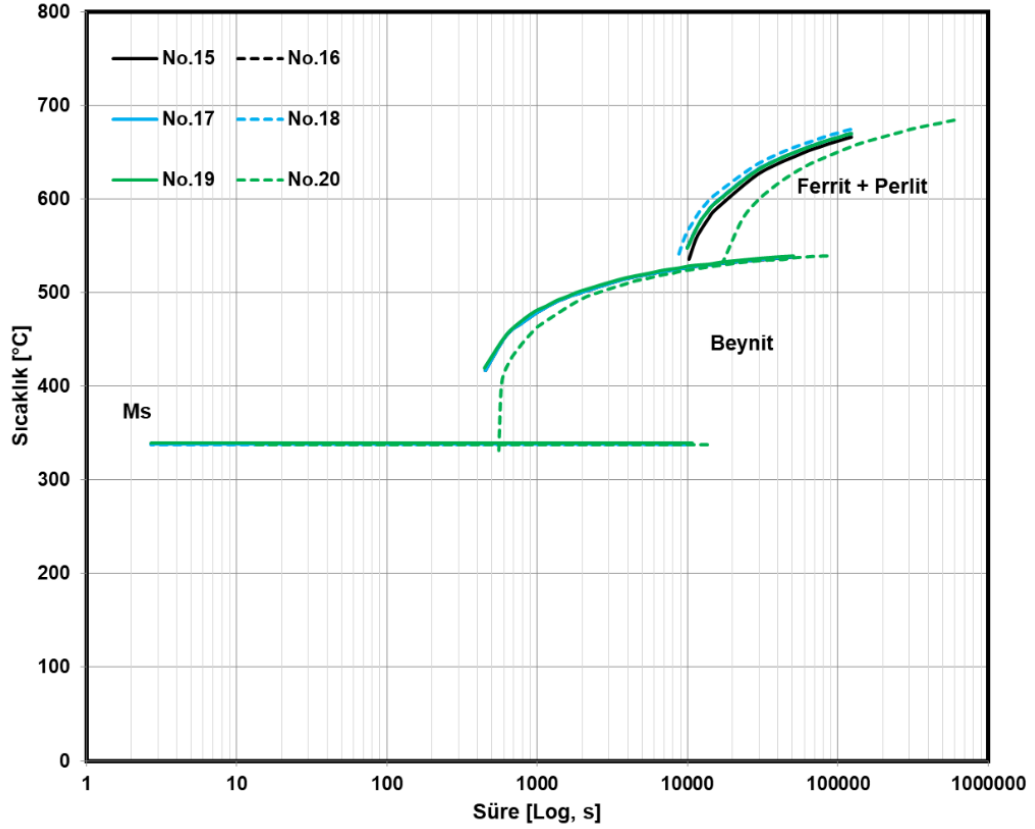
Tasarım	JMatPro Öngörüsü / 1,25		Alaşım Maliyeti Farkı	Beynit Mikroyapı Oranı	Tez Hedeflerine Uygunluk
	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)			
No.12	891,0	1147,4	+%13	%90,9	Uygun
No.13	905,1	1155,1	+%13	%91,0	Uygun
No.14	906,3	1157,4	+%13	%91,0	Uygun

Niyobyum ve vanadyum mikroalaşım ilavelerinin kullanım miktarlarını belirlemek için incelenen alaşım tasarımları Çizelge 3.14'te paylaşılmıştır. Niyobyum içeren kimyasal kompozisyonlarda ilave miktarları ağırlıkça 300 ve 500 ppm olarak belirlenirken, vanadyum içeren kompozisyonlarda ise ilave miktarları ağırlıkça 500 ve 1000 ppm olarak tercih edilmiştir. Ayrıca, niyobyum ve vanadyum elementlerinin kompozisyonda birlikte yer aldığı durumlar bor ve titanyum içeren ve içermeyen koşullarda ayrı ayrı incelenmiştir.

Çizelge 3.14 : Niyobyum ve vanadyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımlar (ağ.%).

Tasarım	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	N
No.15	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	0,0300	-	-
No.16	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	0,0500	-	-
No.17	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	-	0,050	-
No.18	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	-	0,100	-
No.19	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	0,0020	0,0300	0,0500	0,050	-
No.20	0,20	0,25	2,00	1,20	0,15	-	-	0,0500	0,050	-

Şekil 3.16’da yer alan CCT diyagramları incelendiğinde daha önceki çalışmalarda olduğu gibi mikroalaşım ilavelerinin CCT eğrilerinde belirgin bir etki oluşturmadığı gözlemlenmiştir. Fakat niyobyum ve vanadyum içeriklerinin bor ve titanyum içermeyen kompozisyonda birlikte yer aldığı durum için beynit dönüşüm sıcaklığının belirgin olarak azaldığı belirlenmiştir.



Şekil 3.16 : Alaşım Tasarımı No.15 – No.20 için oluşturulan CCT diyagramları.

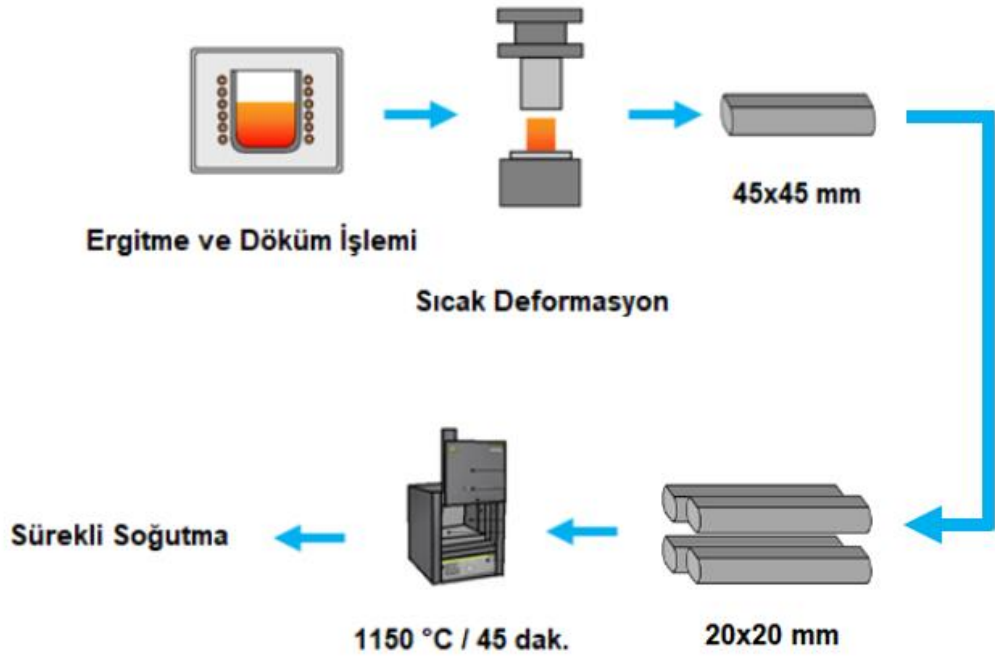
Çizelge 3.15’te paylaşılan mekanik özellik öngörülerine göre niyobyum ilavesi yapılan koşullarda istenilen mukavemet değerlerinin elde edilebildiği gözlemlenmiştir. Vanadyum ilavesi yapılan koşullarda ise ağırlık %0,10 ilave miktarının hedeflenen çekme mukavemeti aralığının dışında sonuçlanacağı öngörülmektedir. Her iki elementin düşük kademede birlikte yer aldığı koşullarda ise bor ve titanyum içeren durumda hedef değerlerin sağlanabildiği, kullanılmadıkları durumda ise mukavemet değerlerinin yüksek, beynit mikroyapı oranının ise düşük olduğu belirlenmiştir.

Çizelge 3.15 : Niyobyum ve vanadyum ilave miktarlarının belirlenmesinde kullanılan tasarımların JMatPro öngörü sonuçları ve alaşım maliyeti ile mikroyapı olarak tez hedeflerine uygunluğu.

Tasarım	JMatPro Öngörüsü / 1,25		Alaşım Maliyeti Farkı	Beynit Mikroyapı Oranı	Tez Hedeflerine Uygunluk
	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)			
No.15	918,4	1175,0	+%17	%86,3	Uygun
No.16	929,0	1186,5	+%20	%86,3	Uygun
No.17	921,3	1174,4	+%16	%86,3	Uygun
No.18	943,1	1200,9	+%18	%86,3	Uygun Değil
No.19	919,5	1176,6	+%23	%86,9	Uygun
No.20	1077,8	1229,7	+%22	%56,3	Uygun Değil

3.2 Laboratuvar Ölçekli Üretimler

Alaşım tasarımı çalışmalarında incelenen ve hedeflenen değerlere uygun sonuçlanan kompozisyonlar üzerinden laboratuvar ölçekli üretimler gerçekleştirilmiştir. Laboratuvar ölçekli üretimlerde izlenen proses rotası Şekil 3.17’de paylaşılmıştır.



Şekil 3.17 : Laboratuvar ölçekli üretimlerde gerçekleştirilen proses rotası.

Laboratuvar ölçekli üretimlerin gerçekleştirildiği çalışma için belirlenen başarı ölçütleri ve hedeflenen değerler Çizelge 3.16’da paylaşılmıştır.

Çizelge 3.16 : “Laboratuvar Ölçekli Üretimler” iş paketi için başarı ölçütleri.

Çalışma	Başarı Ölçütü
Laboratuvar Ölçekli Üretimler	Gerçekleşen Analizlerin Hedeflenen Aralığa Uygunluğu: %100
	Deformasyon Sonrası Numune Boyu: min. 140 mm
	Soğutma Rejimlerinin Endüstriyel Koşullara Uygunluğu: %100

Çelik üretim süreçlerinde kimyasal kompozisyonda yer alan elementlerin hedeflenen değerlerine göre alaşım ilavesi yapılmaktadır. Diğer yandan hem proses hem de üretim parametrelerindeki farklı koşullardan dolayı üretim aşamalarında gerçekleşen fiili değerler her zaman hedeflenen değerleri doğrudan sağlayamamaktadır. Bu nedenle, farklı çelik standartlarında olduğu gibi kimyasal kompozisyonda bulunan elementlerin belirli bir aralık içerisinde sağlanması istenmektedir. Yapılan üretimlerde de benzer olarak hedeflenen değerlerin istenilen aralıklar içerisinde sağlanıp sağlanmadığı kontrol edilmiştir. Aralıkların dışında elde edilen sonuçlarda ise üretimler tekrarlanmıştır.

Çelik üretim süreçlerinde döküm üretimlerine uygulanan deformasyonun amacı katılaşma sırasında oluşan dentritik yapının yerine eş eksensel ve homojen bir yapı elde etmektir. Diğer yandan çalışma kapsamında gerçekleştirilecek üretimlerin mekanik performanslarını değerlendirmek için deformasyon ve ısıtma işlemi uygulanan numunelerde çekme, çentik darbe gibi mekanik testler yapılmaktadır. Belirtilen mekanik testlere uygun numunelerin hazırlanabilmesi için deformasyon sonrası üretilen parça uzunluğunun minimum 140 mm olması gerekmektedir.

Yapılan ön incelemelerde dövme üretiminde kullanılan konveyörlü soğutma tüneline soğutma hızlarının 0,50 – 4,40 °C/s arasında değiştiği belirlenmiştir. Bu kapsamda laboratuvar ölçekli planlanan ısıtma işlemlerinde de soğutma hızları belirlenen aralıklara uygun gerçekleştirilmiştir.

Belirlenen kompozisyon hedefleri doğrultusunda laboratuvar ölçekli olarak Çizelge 3.17’de paylaşıldığı üzere 29 farklı analizde üretim gerçekleştirilmiştir. Elde edilen üretimlere ait kimyasal kompozisyonların alaşım tasarımı çalışmalarında seçilen hedef değerlere %100 uygun olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, ergitme, döküm ve sıcak

deformasyon uygulamaları sonrasında gerçekleştirilen soğutma işlemlerinin endüstriyel denemelerde belirlenen “maks. 4.40 °C/s” hedeflerine uygun olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 3.17 : Laboratuvar ölçekli olarak gerçekleştirilen üretimlerin kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı bilgileri.

Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)	Ortalama	Std. Sapma	Min.	Maks.
Karbon (C)	0,2150	0,0382	0,1551	0,2984
Silisyum (Si)	0,6320	0,4407	0,2223	1,5650
Mangan (Mn)	1,6987	0,2612	0,5680	2,2552
Krom (Cr)	1,0640	0,2121	0,2603	1,8986
Molibden (Mo)	0,1418	0,0745	0,0100	0,2454
Vanadyum (V)	0,0121	0,0098	0,0019	0,0960
Titanyum (Ti)	0,0158	0,0095	0,0022	0,0472
Niyobyum (Nb)	0,0126	0,0148	0,0038	0,0490
Azot (N)	0,0083	0,0016	0,0038	0,0129
Bor (B)	0,0018	0,0011	0,0001	0,0028
Soğutma Hızı (°C/s)	2,18	1,68	0,74	4,11

3.3 Optimizasyon ve Doğrulama Çalışmaları

Laboratuvar ölçekli olarak farklı kimyasal kompozisyonlarda gerçekleştirilen 29 adet üretimden sıcak deformasyon işlemleri sonrasında elde edilen numunelere farklı hızlarda soğutma işlemleri uygulanmıştır. Böylelikle, farklı kimyasal kompozisyon ve soğutma hızlarına sahip 104 adet numuneden çekme ve çentik darbe test sonuçları elde edilmiştir.

Elde edilen mekanik test sonuçları istatistiksel yöntemlerle incelenerek çalışmanın hedeflerine en uygun kompozisyon ve soğutma rejimlerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda, öncelikli olarak Çoklu Lineer Regresyon (Multiple Linear Regression – MLR) yöntemiyle incelemeler gerçekleştirilmiştir.

3.3.1 Çoklu doğrusal regresyon incelemeleri

MLR yöntemiyle gerçekleştirilen istatistiksel analizde, mekanik test değerlerinin kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı ile ilişkilerinin tespit edilmesi ve optimum değerlerin belirlenmesi amaçlanmıştır. Laboratuvar ölçekli üretilen ve farklı soğutma hızlarında soğutulan 104 farklı veri seti kullanılarak her parametre için Eşitlik 3.2’de paylaşılan birinci dereceden denklemler elde edilmiştir.

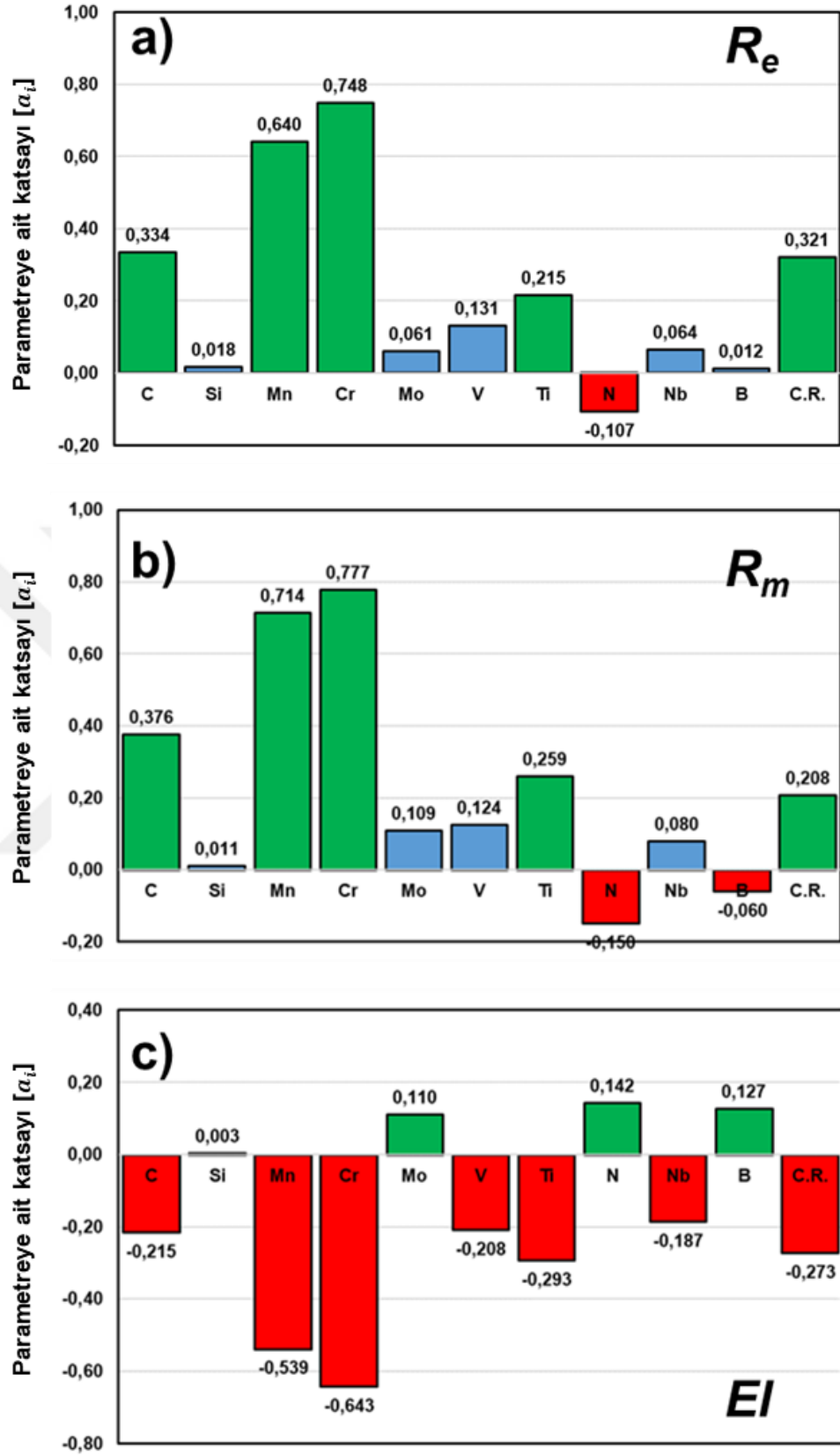
$$Y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 \dots + a_nx_n \quad (3.2)$$

Burada, "Y" değeri istatistiksel yöntemle tahmin edilen bağımlı değişkeni, " x_i " değeri ise bağımsız değişkenleri ifade etmektedir. " a_i " ise her bağımsız değişkenin bağımlı değişkene karşılık gelen katsayısını belirtmektedir.

MLR analizinde bağımsız değişken olarak, her numuneden elde edilen akma mukavemeti (R_e), çekme mukavemeti (R_m) ve uzama (El) değerleri; kimyasal kompozisyonda yer alan elementler ve soğutma hızı (CR) parametrelerine göre incelenmiştir. İncelemelerde; mukavemet, uzama, kimyasal kompozisyon ve soğutma hızları birbirlerinden farklı büyüklüklerde olduklarından dolayı, her parametre için etki katsayısının karşılaştırılabilir olması amacıyla verilere Eşitlik 3.3’e göre normalizasyon işlemi uygulanmıştır. Normalizasyon işlemi sonrasında istatistiksel incelemede kullanılan her parametre 0 ve 1 aralığında bir değere sahip olmuştur.

$$x_n = \frac{x - x_{min.}}{x_{maks.} - x_{min.}} \quad (3.3)$$

Burada, " $x_{min.}$ " normalizasyon uygulanan parametreye ait veri setinde bulunan en küçük, " $x_{maks.}$ " ise en büyük değeri ifade etmektedir.



Şekil 3.18 : MLR analizinde bağımsız değişkenlere ait katsayılar (a) akma mukavemeti, (b) çekme mukavemeti, (c) uzama.

MLR analizinde her bir bağımlı değişken için elde edilen denklemler sırasıyla Eşitlik 3.4, Eşitlik 3.5 ve Eşitlik 3.6’da paylaşılmıştır;

$$\begin{aligned} R_e = & -0,584 + 0,334[C] + 0,018[Si] + 0,640[Mn] + 0,748[Cr] \\ & + 0,061[Mo] + 0,131[V] + 0,215[Ti] - 0,107[N] \\ & + 0,064[Nb] - 0,012[B] + 0,321[CR] \end{aligned} \quad (3.4)$$

$$\begin{aligned} R_m = & -0,644 + 0,376[C] + 0,011[Si] + 0,714[Mn] + 0,777[Cr] \\ & + 0,109[Mo] + 0,124[V] + 0,259[Ti] - 0,150[N] \\ & + 0,080[Nb] - 0,06[B] + 0,208[CR] \end{aligned} \quad (3.5)$$

$$\begin{aligned} El = & 1,11 - 0,215[C] + 0,003[Si] - 0,539[Mn] - 0,643[Cr] \\ & + 0,110[Mo] - 0,208[V] - 0,293[Ti] + 0,142[N] \\ & - 0,187[Nb] + 0,127[B] - 0,273[CR] \end{aligned} \quad (3.6)$$

MLR analizi sonucunda R_e , R_m ve El bağımlı değişkenleri için her bir bağımsız değişkenin katsayısındaki değişim Şekil 3.18’de paylaşılmıştır.

Bağımlı değişkenlerin katsayılarına göre elde edilen sonuçlar incelendiğinde akma ve çekme mukavemetleri değişiminde en etkili elementlerin beklenildiği üzere karbon, mangan ve krom olduğu gözlemlenmiştir. Diğer yandan, akma ve çekme mukavemetlerindeki artışa bağlı olarak uzama değerleri olumsuz etkilenmiştir.

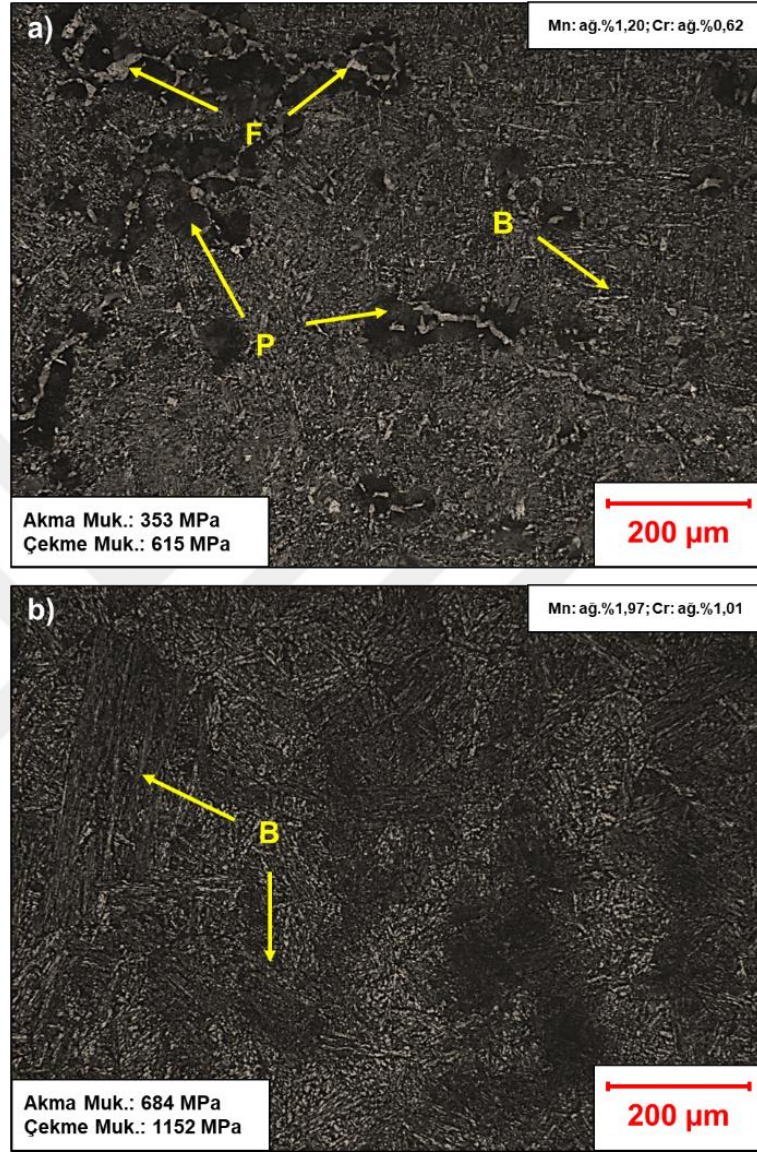
Çizelge 3.18’de laboratuvar ölçekli üretimlerde “Mn+Cr” ilavesinin düşük ve yüksek olduğu durumlara ait mekanik özellikler paylaşılmıştır. MLR analizinde de belirlendiği gibi Mn+Cr değerinin artmasıyla mukavemet değerleri artmakta, uzama ve darbe dayanımı gibi tokluğu belirleyen değerler ise azalmaktadır.

Çizelge 3.18 : Mangan ve krom elementi ilave miktarına göre mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).

Numune	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
FC05	0,22	0,26	1,20	0,62	0,01	0,0051	0,0154	0,0033	0,0022
FC07 (+Mn, Cr)	0,21	0,25	2,02	1,21	0,01	0,0062	0,0188	0,0031	0,0024

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe Dayanım En. (J)
FC05	353	615	24,9	72	28,5
FC07 (+Mn, Cr)	684	1152	10,2	32	12,0

Şekil 3.19’te paylaşılan mikroyapılar incelendiğinde Mn+Cr ilavesindeki artışla birlikte ferrit ve perlit gibi nispeten düşük mukavemete sahip mikroyapıların yerini daha yüksek mukavemete sahip beynite bıraktığı gözlemlenmektedir.



Şekil 3.19 : Mangan ve krom elementi ilave miktarına göre numune mikroyapılarındaki değişim (a) düşük Mn+Cr ilavesi, (b) yüksek Mn+Cr ilavesi.

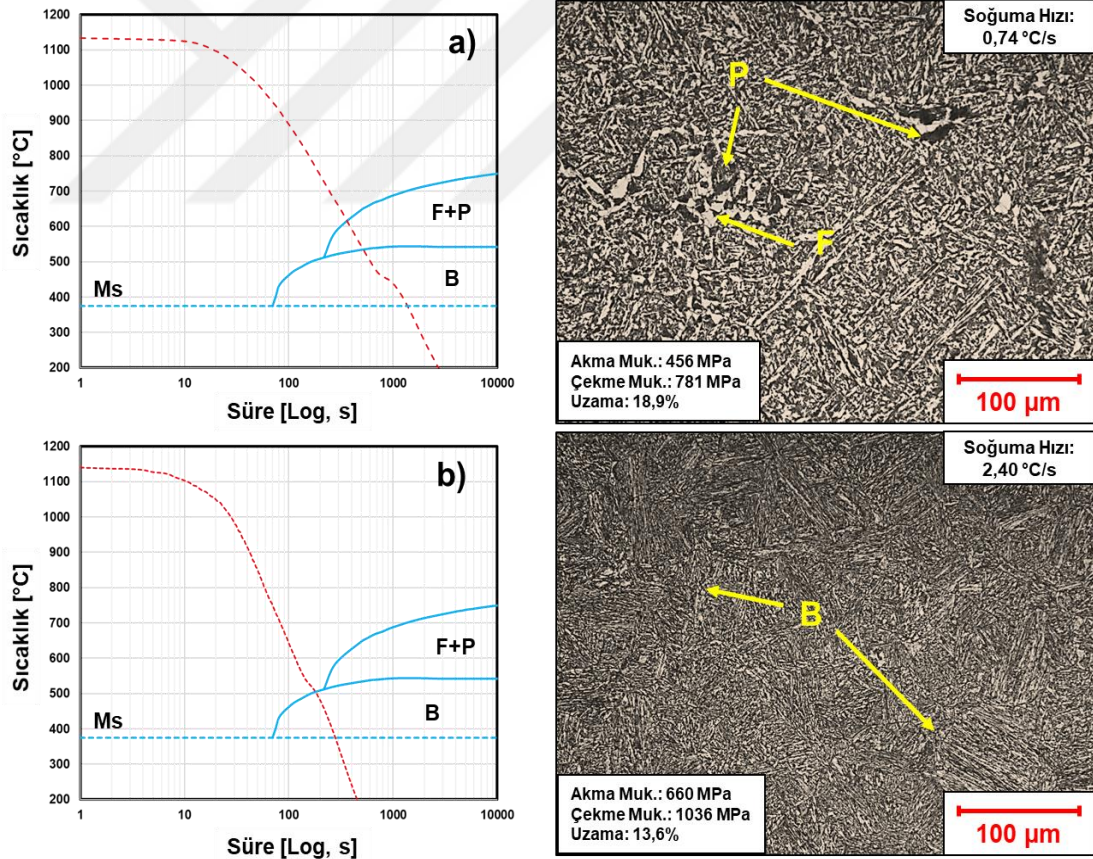
MLR incelemesinde kimyasal kompozisyonda yer alan karbon, mangan ve krom elementlerinden sonra mekanik özelliklere en yüksek oranda etki eden bağımsız değişkenin soğutma hızı (CR) olduğu belirlenmiştir. Çizelge 3.19’da aynı kimyasal kompozisyona sahip üretimlerde farklı soğutma hızlarında elde edilen mekanik özellikler yer almaktadır. Soğutma hızının $0,74\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ’den $2,40\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ’ye arttırılması ile

mukavemet değerlerinde MLR analizinde belirlendiği gibi önemli ölçüde artış gözlemlenirken uzama değeri ise olumsuz etkilenmiştir.

Çizelge 3.19 : Soğutma hızına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim.

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
CR: 0,74 °C/s	456	781	18,9
CR: 2,40 °C/s	660	1036	13,6

Şekil 3.20’de aynı üretime ait numuneler için farklı soğutma hızlarında elde edilen mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. CCT diyagramlarında yer aldığı gibi düşük soğutma hızında numunede kaba beynit yapısı yanında ferrit ve perlit bölgeleri yer almaktadır. Soğumanın hızlandırılması ile birlikte yapıda beynit latalarının daha sıkılaştığı ve perlit-ferrit bölgelerinin yok olduğu gözlemlenmiştir. Mikroyapıda gerçekleşen değişiklikler mekanik özelliklerde belirlenen artışı desteklemektedir.



Şekil 3.20 : Soğuma hızına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) 0,74 °C/s soğuma hızına ait mikroyapı, (b) 2,40 °C/s soğuma hızına ait mikroyapı.

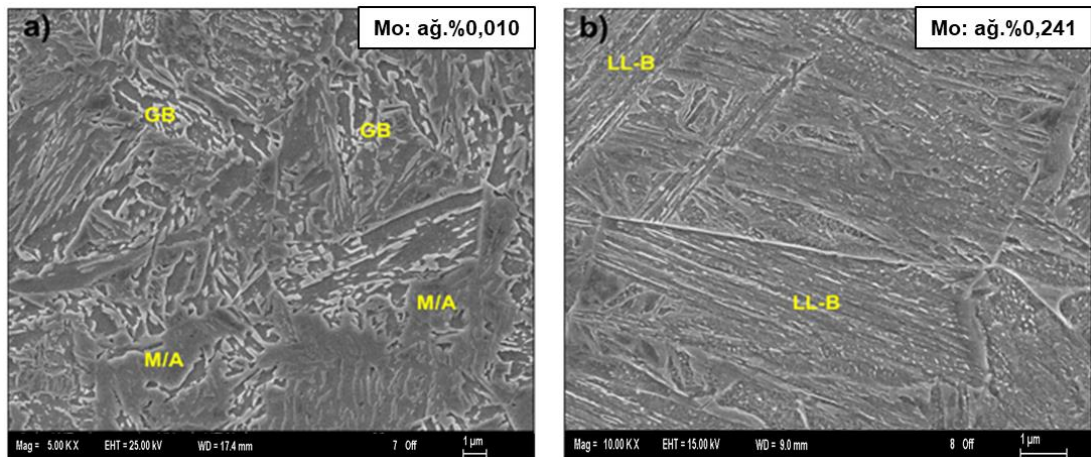
MLR yöntemiyle gerçekleştirilen istatistiksel incelemede molibden ilavesinin hem mukavemet hem de uzama değerlerine olumlu katkısı hesaplanmıştır. Çizelge 3.20’de aynı kimyasal kompozisyona sahip üretimlerde molibden ilavesiyle sürekli soğutma sonrasında elde edilen mekanik test sonuçları paylaşılmıştır. Sonuçlar değerlendirildiğinde, molibden ilavesi ile birlikte mukavemet değerlerinde artış olmakla birlikte en belirgin durum uzama, kesit daralması ve darbe enerjisinde meydana gelmiştir.

Çizelge 3.20 : Molibden miktarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).

Numune	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
FC06	0,23	0,22	2,04	1,23	0,010	0,0060	0,0038	0,0036	0,0003
FC18 (+Mo)	0,24	0,23	2,05	1,19	0,241	0,0056	0,0065	0,0041	0,0002

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe Dayanım En. (J)
FC06	688	1152	9,2	19	7,9
FC18 (+Mo)	734	1231	13,1	38	15,5

Şekil 3.21’de yer alan mikroyapılar incelendiğinde molibden ilavesi bulunmayan üretimlerdeki granüler beynit (GB) yoğunluklu mikroyapının %0,241 molibden ilavesi ile birlikte lata tipi beynite (LL-B) dönüştüğü belirlenmiştir. Aynı zamanda, molibden ilavesinin blok formunda oluşan ve tokluk değerlerine olumsuz etki eden M/A yapılarına engel olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 3.21 : Molibden ilave miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) Mo: ağ.%0,010 içeren numunenin SEM görüntüsü, (b) Mo: ağ.%0,271 içeren numunenin SEM görüntüsü (GB: granüler beynit, M/A: martenzit-östenit bölgeleri, LL-B: lata tipi beynit).

MLR incelemelerinde silisyum ilavesinin hem mukavemet hem de uzama değerlerine etkisi oldukça düşük hesaplanmıştır. Diğer yandan, laboratuvar ölçekli üretimlerin mekanik özellikleri incelendiğinde silisyum içeren durumda mukavemet değerlerinin oldukça arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, soğutma hızı arttıkça silisyum içeren üretimlerin gevrek kırılma davranışı gösterdiği ve uzama değerlerinin düşük kaldığı belirlenmiştir. Çizelge 3.21’de silisyum içeren ve içermeyen üretilere ait kimyasal kompozisyon ve mekanik özellikler karşılaştırılmıştır.

Çizelge 3.21 : Silisyum ilave miktarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ.%).

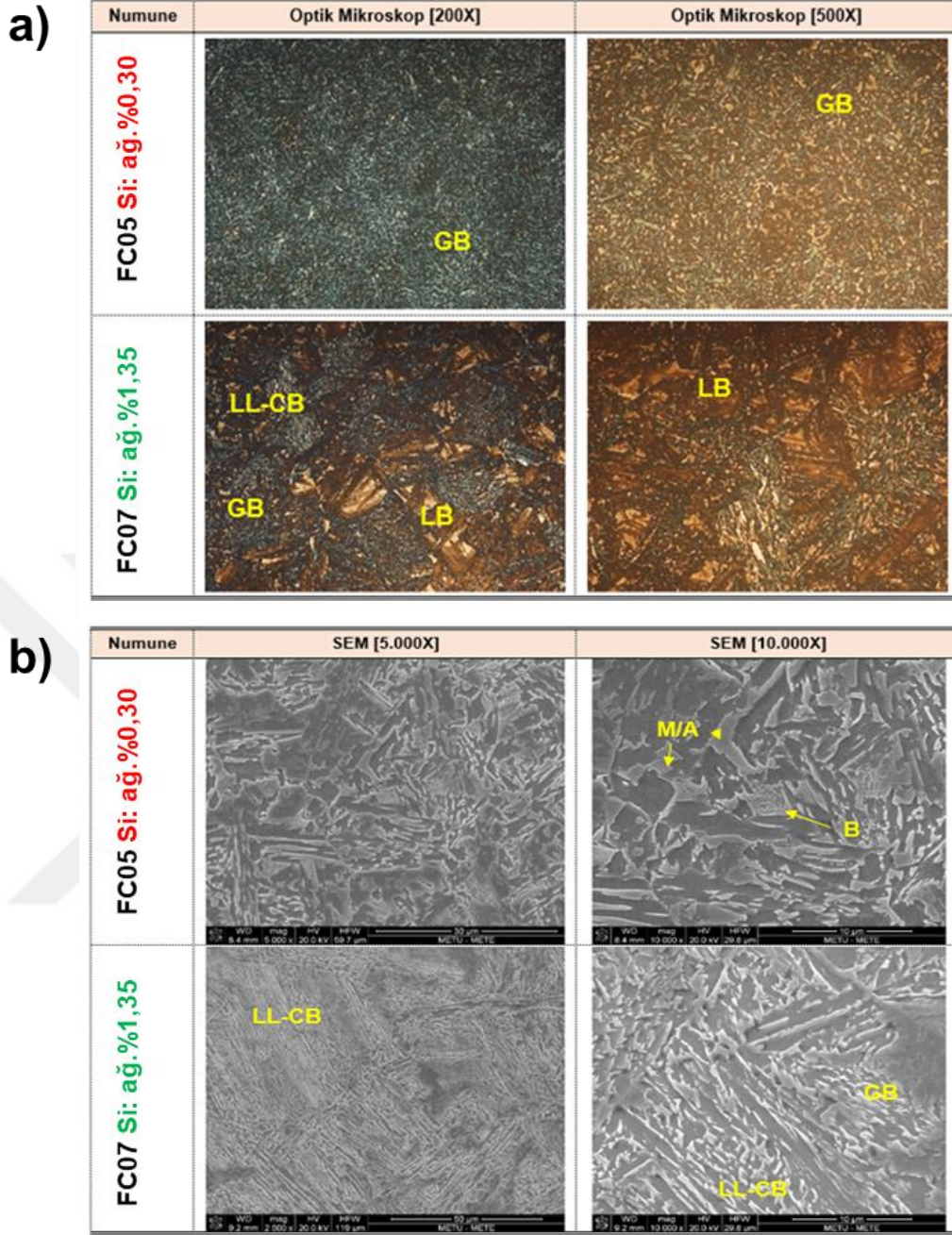
Numune	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
FC15	0,17	0,30	1,75	0,49	0,13	0,0061	0,0336	0,0033	0,0021
FC09 (+Si)	0,18	1,35	1,80	0,54	0,14	0,0078	0,0343	0,0031	0,0023

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe Dayanım En. (J)
FC15	565	904	17,7	55,0	29,8
FC09 (+Si)	762	1125	5,6	8,5	14,3

Silisyum içeren ve içermeyen üretilere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 3.22’de paylaşılmıştır. Silisyum ilavesi ile birlikte yüksek soğutma hızlarında mikroyapının M/A adaları içeren alt beynit yoğunlukta olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun, mukavemet değerlerine olumlu katkısının yanı sıra darbe dayanımı ve uzama değerlerinde azalma oluşturduğu düşünülmektedir.

Alaşım tasarımı bölümünde daha önce paylaşıldığı üzere sürekli soğutma uygulamasında silisyum elementi, karbür oluşumunu engellemek amacıyla ağ.%1,5 gibi seviyelerde çelik kompozisyonuna dahil edilmektedir. Diğer yandan, silisyum ilavesi yapılmayan durumlarda ise kullanılan ham malzemede yer alan silisyum içeriğinden dolayı üretimlerde ortalama ağ.%0,30 değerinde silisyum tespit edilmektedir.

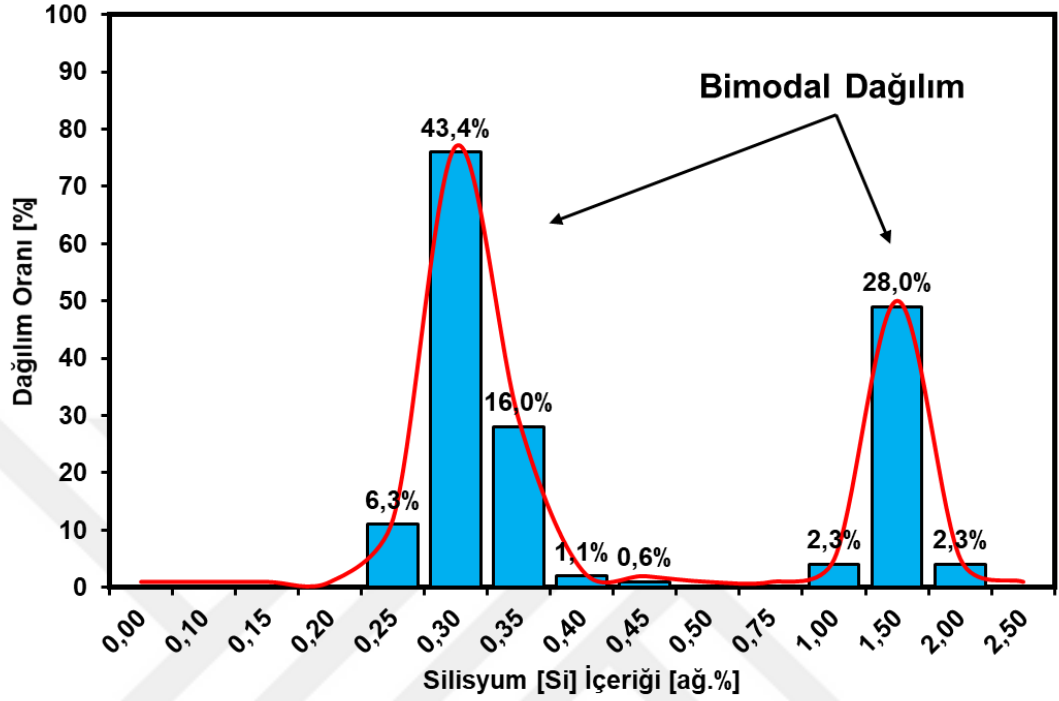
Laboratuvar ölçekli üretimler için yapılan alaşım tasarımlarında silisyum içeren ve içermeyen durumlar değerlendirilmiştir. Bu nedenle silisyum ilavesi bulunan üretimlerde ilave miktarı ağ.%1,50; bulunmayan üretimlerde ise ağ.%0,30 seviyelerinde uygulanmıştır.



Şekil 3.22 : Silisyum ilave miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim, (a) silisyum ilavesi bulunan ve bulunmayan numunelerin OM görüntüsü, (b) silisyum ilavesi bulunan ve bulunmayan numunelerin SEM görüntüsü (GB: granüler beynit, M/A: martenzit-östenit bölgeleri, LL-CB: lata tipi beynit, LB: alt beynit).

Silisyum ilavesinin yapıldığı ve yapılmadığı iki ayrı durum incelendiğinden veri seti Şekil 3.23'te paylaşıldığı gibi iki ayrı değerde maksimuma ulaşarak “Bimodal Dağılım” göstermiştir. Verilerin heterojen olarak bimodal dağılım gösterdiği istatistiksel incelemelerde veriler arasındaki ilişkilerin belirlenmesinde zorluklar olduğu önceki çalışmalarda raporlanmıştır (Vasconcelos ve diğ, 2021; Zavaleta

Gutiérrez ve diğ, 2014). MLR incelemelerinde silisyum ilavesine bağlı olarak mekanik özelliklerde beklenen etkinin gözlemlenememesindeki temel nedenin verilerin bimodal dağılımı olduğu düşünülmektedir.



Şekil 3.23 : Laboratuvar ölçekli üretimlerde silisyum içeriğinin veri dağılımı.

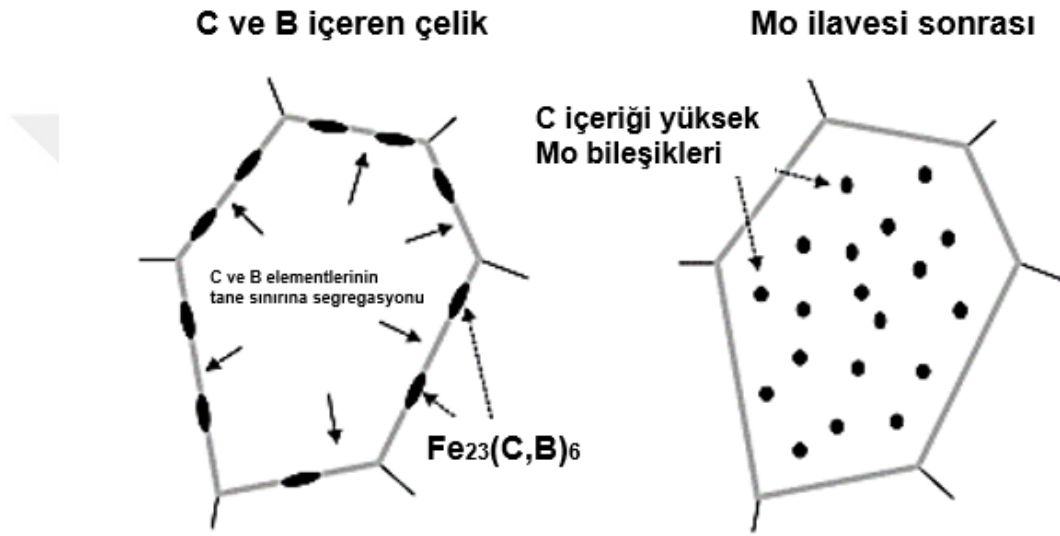
Çizelge 3.22’de bor ve titanyum ilavesi yapılan ve yapılmayan üretimlere ait mekanik test sonuçları yer almaktadır. Bor ve titanyum ilavesi ile birlikte sürekli soğutma sonrası numunelerin mukavemet değerlerinde belirgin bir değişim olmamasına rağmen tokluk değerlerinde artış gözlemlenmiştir.

Çizelge 3.22 : Bor ve titanyum ilave miktarlarına bağlı mekanik özelliklerdeki değişim (ağ. %).

Numune	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
FC06	0,23	0,22	2,04	1,23	0,151	0,0060	0,0038	0,0036	0,0003
FC07 (+Ti ,B)	0,21	0,25	2,02	1,21	0,149	0,0062	0,0188	0,0031	0,0024

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe Dayanım En. (J)
FC06	688	1152	9,2	19	7,9
FC07 (+Ti ,B)	684	1154	10,2	32	12,0

Literatür incelemeleri ve alaşım tasarımı bölümlerinde bahsedildiği üzere *BN* tipi çökeltileri engellemek amacıyla bor içeren üretimlerde stokiometrik olarak azot içeriğini bağlamak ve bor elementini katı eriyikte kullanabilmek adına titanyum ilavesi yapılmaktadır. Diğer yandan, katı eriyikte yer alan bor elementinin tane sınırı segregasyonunu engellemek amacıyla molibden elementinden yararlanılmaktadır. Darbe enerji değerlerindeki artışın Şekil 3.20’de paylaşıldığı gibi bor elementinin yüksek enerjili tane sınırlarından tane içerisine transferiyle gerçekleştiği düşünülmektedir.

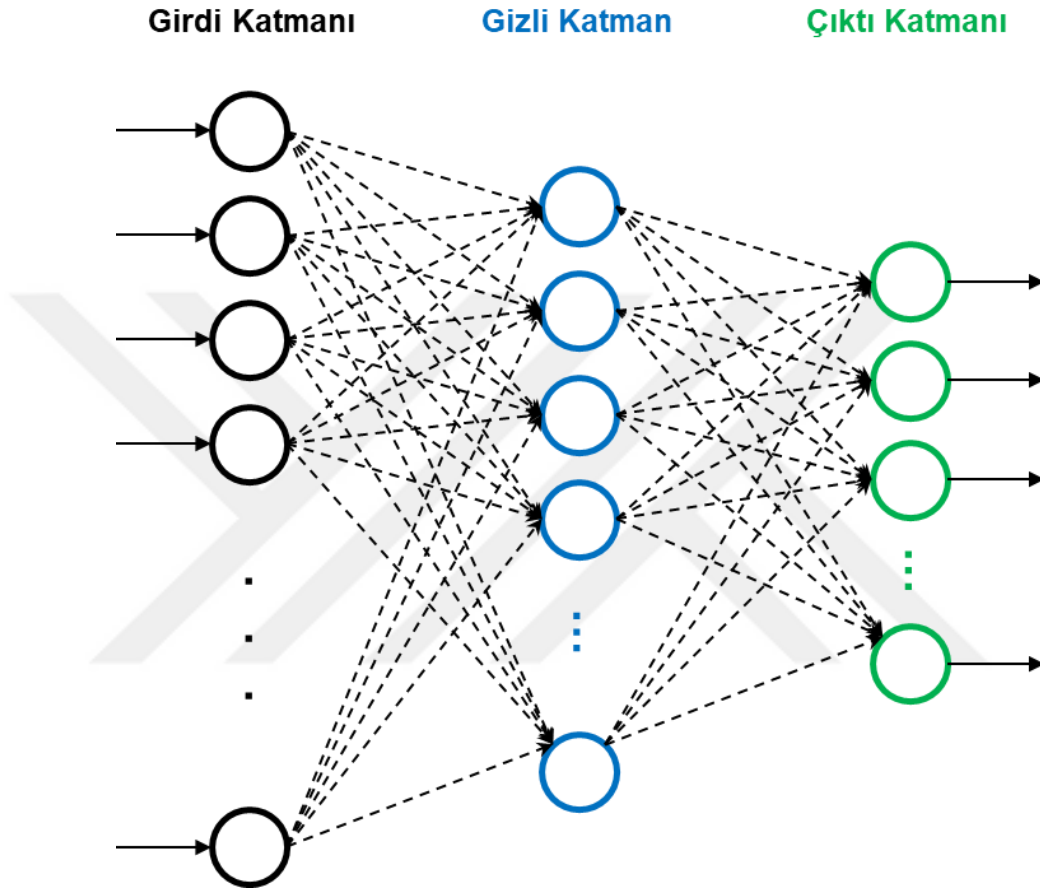


Şekil 3.24 : Karbon ve bor elementlerinin tane sınırı segregasyonuna molibden ilavesinin etkisi (Bordereau, 2015).

MLR analizinde elde edilen sonuçlar genel olarak değerlendirildiğinde; akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama değerlerine karbon, mangan, krom gibi temel alaşım elementlerinin beklenen etkileri istatistiksel olarak gözlemlenebilmiştir. Ayrıca, soğutma hızı ve molibden ilavesine bağlı mekanik özelliklerde oluşabilecek değişimler de MLR çıktıları ile açıklanabilmektedir. Diğer yandan, veri setinde silisyumda olduğu gibi bimodal dağılım gösteren verilerin bulunduğu ya da birkaç elementin çeşitli metalurjik etkenlere bağlı olarak mekanik özelliklerde birlikte etki oluşturduğu durumlarda MLR istatistiksel yönteminin yeterli olmadığı gözlemlenmiştir.

3.3.2 Yapay sinir ağı modeli incelemeleri

MLR yöntemiyle gerçekleştirilen istatistiksel veri analizi çalışmasından tez hedeflerini sağlayabilecek kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı parametreleri için yeterli performans alınamadığından dolayı çalışmalara YSA yaklaşımı kullanılarak devam edilmiştir.



Şekil 3.25 : İleri beslemeli MLP ağ yapısına sahip YSA modeli.

YSA modelinde, MLR yöntemindeki gibi veri setleri yine 0 – 1 aralığında normalize edilmiştir. MLR yönteminde olduğu gibi akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin tahmin edilmesi için oluşturulan modelde kimyasal kompozisyonda yer alan elementler ve soğutma hızları girdi parametrelerini oluşturmuşlardır. MLP yapısı ile oluşturulan modele ait şematik gösterim Şekil 3.25’te paylaşılmıştır. Girdi ve çıktı parametreleri arasındaki ilişkilerin karmaşıklığı dikkate alınarak MLP topolojisinde tek gizli katman kullanılmasının yeterli olacağı öngörülmüştür. Gizli katmanda yer alacak bağlantı sayısının belirlenmesi için kabul edilmiş genel bir kural bulunmamaktadır. Fakat, benzer yaklaşımın kullanıldığı önceki çalışmalarda “ $(n + o)/2$ ”, “ $2n$ ” ya da “ $2n + 1$ ” hesaplamalarına göre çözümler

üretildiği gözlemlenmiştir (Ding ve diğ, 2013; Kaastra ve Boyd, 1996). Belirtilen hesaplamalarda “n” ve “o” sırasıyla girdi ve çıktı veri sayısını ifade etmektedir. Mevcut çalışmada ise optimum bağlantı sayısına “1” ve “2n + 1” arasındaki değerlerde yapılan incelemelere göre karar verilmiştir.

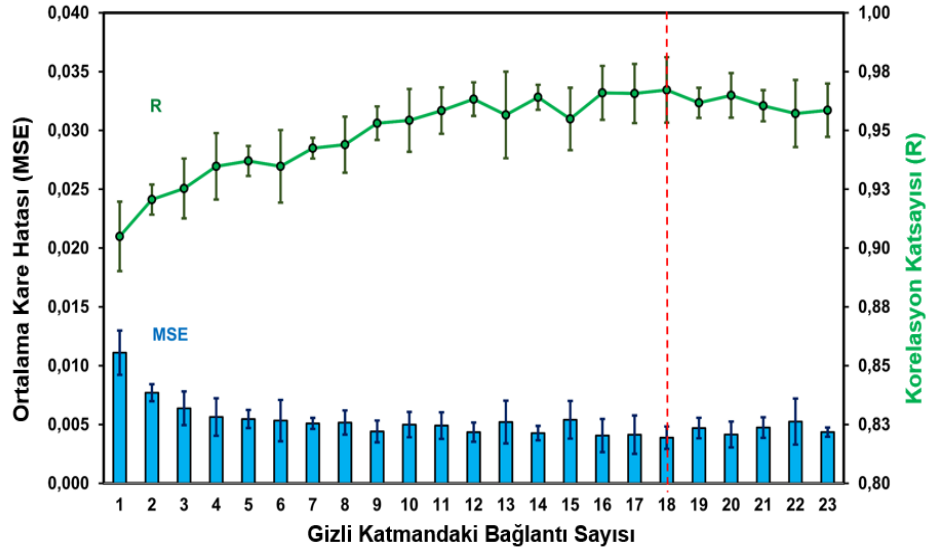
YSA modelinin eğitiminde geri yayılım algoritması (Bayesian regularization backpropagation – BRBP) tercih edilmiştir. BRBP algoritması, model parametrelerini bir sonraki katmana hataları en aza indirerek taşımayı amaçlamaktadır. BRBP algoritması genellikle YSA modelinde aşırı öğrenme (overfitting) sorununu engellemek adına tercih edilmektedir (Zhang ve Sun, 2021).

Veri setinden rastgele seçilen verilerin %70’i ağıın eğitiminde kullanılırken geriye kalan %15’lik kısımları ise ağıın test ve validasyon incelemelerinde kullanılmıştır. Modelin eğitim, test ve validasyon aşamalarında performans değerlendirmeleri sırasıyla Eşitlik 3.7 ve Eşitlik 3.8’de paylaşılan Ortalama Kare Hatası (Mean Squared Error – MSE) ve Korelasyon Katsayısı (Correlation Coefficient – R) hesaplamalarına göre gerçekleştirilmiştir.

$$MSE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (f(x_i) - y_i)^2 \quad (3.7)$$

$$R = \frac{\sum_{i=1}^n (f(x_i) - \bar{f}(x))(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (f(x_i) - \bar{f}(x))^2} \sqrt{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} \quad (3.8)$$

11 adet girdi ve 3 adet çıktı parametresi kullanılan YSA modelinde optimum gizli bağlantı sayısının belirlenmesi için 1 ve 23 arasındaki sonuçlar değerlendirilmiştir. Her gizli bağlantı sayısı için 10 farklı hesaplama yapılmıştır. Elde edilen sonuçların ortalaması üzerinden en düşük hataya sahip bağlantı sayısı YSA modelinin sonraki aşamaları için tercih edilmiştir. Şekil 3.22’de farklı sayılardaki ağ bağlantılarına göre modelin performansları karşılaştırılmıştır. Yapılan incelemelerde, MSE değerinin en düşük, R değerinin ise en yüksek elde edildiği optimum koşulun gizli katmanda 18 ağ bağlantısı olduğu durumda gerçekleştiği belirlenmiştir.



Şekil 3.26 : Gizli katmanda kullanılacak optimum bağlantı sayısının belirlenmesi için yapılan incelemelere ait performans sonuçları.

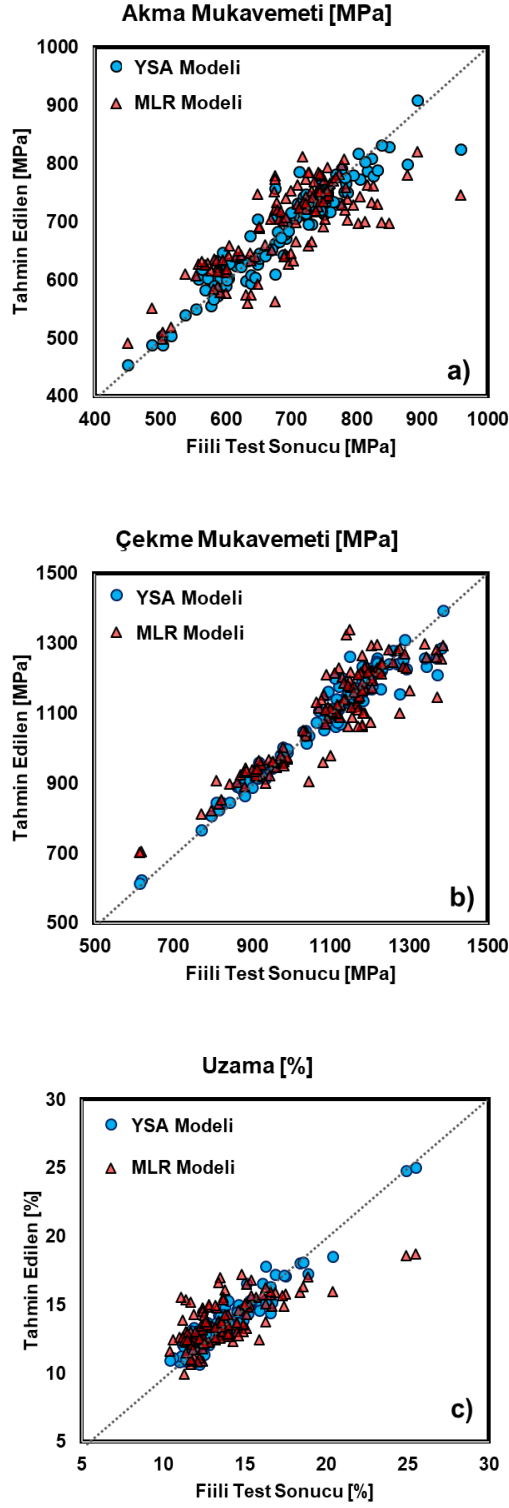
MLP [11-1(18)-3] topolojisine sahip ileri beslemeli ve BRBP algoritması ile eğitilen YSA modelinin akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama değerlerini kimyasal kompozisyonda yer alan elementler ve soğuma hızı parametrelerine göre tahmin ettiği durumda elde edilen performans değerleri Çizelge 3.23'te paylaşılmıştır. YSA modeline ait performans değerleri aynı zamanda MLR yönteminde elde edilen sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

Çizelge 3.23 : YSA ve MLR modellerine ait performans sonuçları.

Performans Kriteri	YSA Modeli (Toplam)	YSA Modeli			MLR Modeli (Toplam)	MLR Modeli		
		Re	Rm	El		Re	Rm	El
MSE	0,0030	0,0027	0,0027	0,0037	0,0090	0,0071	0,0062	0,0138
R	0,974	0,951	0,967	0,935	0,921	0,865	0,920	0,728

YSA ve MLR modellerinin aynı veri setlerini kullanarak gerçekleştirdiği tahminler karşılaştırıldığında, daha düşük MSE hata değeri ve daha yüksek R korelasyon uyumu gösteren YSA modelinde MLR modeline göre daha iyi performans elde edildiği belirlenmiştir.

YSA modeli ile gerçekleştirilen tahminlere ait sonuçlar Şekil 3.27'de fiili mekanik test sonuçları ile karşılaştırılmıştır. 104 adet veri seti ile yapılan incelemelerde, özellikle verilerin geniş bir alanda dağılım gösterdiği mukavemet değerlerinde tahminlerin fiili sonuçlar ile oldukça uyumlu olduğu belirlenmiştir.



Şekil 3.27 : YSA modeli ile gerçekleştirilen tahminlerin fiili mekanik test sonuçları ile karşılaştırması.

YSA modeli ile gerçekleştirilen tahminler genel olarak değerlendirildiğinde, YSA sonuçlarının MLR modeline göre daha yüksek performans gösterdiği ve fiili mekanik

özellikler ile kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı parametreleri arasında daha uyumlu bağıntıların elde edilebildiği gözlemlenmiştir.

Yapılan incelemelerde, tez kapsamında hedeflenen mekanik test sonuçlarını elde edilebilecek optimum kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı değerleri oluşturulan YSA modeli ile Çizelge 3.24'teki gibi hesaplanmıştır.

Çizelge 3.24 : YSA modeli ile yapılan çalışmanın hedeflerini sağlayabilecek optimum kimyasal kompozisyon ve soğutma hızı tahmini.

Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)											C. R. (°C/s)
	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Ti (ppm)	Nb (ppm)	B (ppm)	N (ppm)	
Min.	0,15	0,15	1,60	0,60	0,10	-	150	300	20	-	3,41
Maks.	0,20	0,35	1,90	0,90	0,20	0,010	350	500	30	75	
Numune		Akma Muk. (MPa)		Çekme Muk. (MPa)		Uzama (%)		Kesit Dar. (%)		Darbe En. (J)	
Hedef Değerler		Min. 660		1050 – 1200		12		-		35	
YSA – Tahmin Edilen		664 – 866		1058 – 1209		12 – 15		-		-	

3.3.3 Optimizasyon ve doğrulama üretimleri

YSA modeli ile belirlenen kimyasal kompozisyon aralığı ve soğutma hızı üzerinden optimizasyon ve doğrulama amaçlı laboratuvar ölçekli üretimler gerçekleştirilmiştir. İki farklı döküm üretimi yapılarak sıcak deformasyon ve sürekli soğutma işlemleri sonrasında her döküm için toplamda 5 farklı test sonucu elde edilmiştir. Optimizasyon ve doğrulama amaçlı gerçekleştirilen üretilere ait analiz ve mekanik test sonuçları Çizelge 3.25'te paylaşılmıştır.

Çizelge 3.25 : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretilere ait kimyasal kompozisyon ve mekanik test sonuçları.

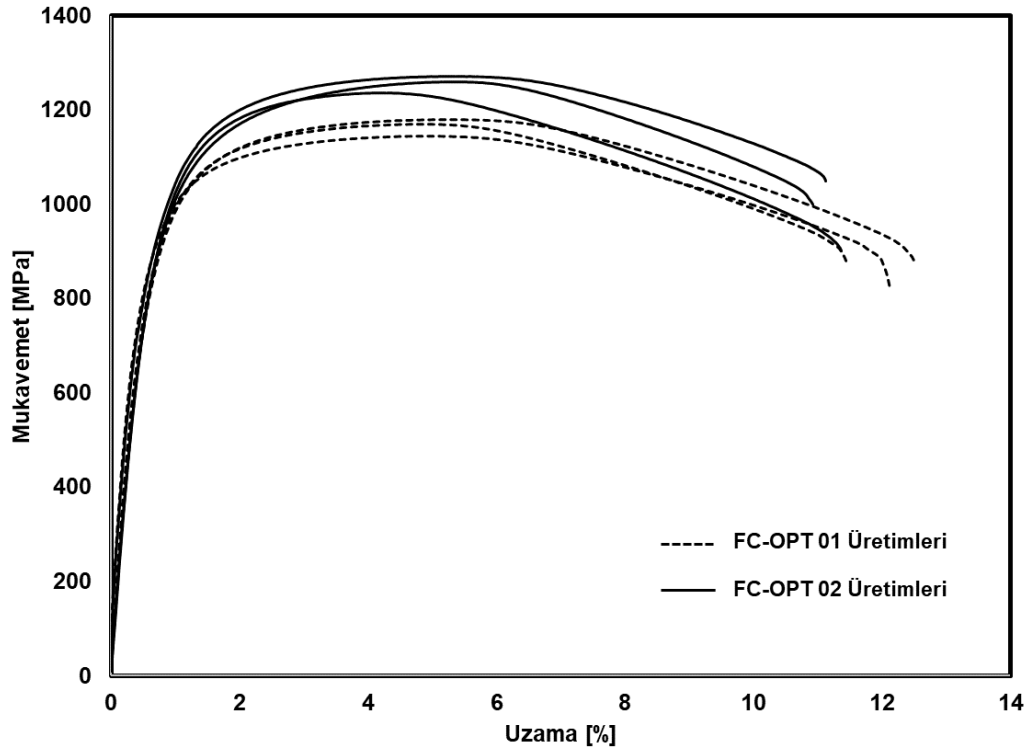
Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)											
	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Ti (ppm)	Nb (ppm)	B (ppm)	N (ppm)	C.R. (°C/s)
Min.	0,15	0,15	1,60	0,60	0,10	-	150	300	20	-	3,41
Maks.	0,20	0,35	1,90	0,90	0,20	0,010	350	500	30	75	
FC-OP 01	0,16	0,33	1,81	0,82	0,15	0,007	296	435	20	80	2,84 - 3,80
FC-OP 02	0,17	0,32	1,86	0,82	0,17	0,006	371	412	22	87	

Çizelge 3.26 (devam) : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretimlere ait kimyasal kompozisyon ve mekanik test sonuçları.

Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe En. (J)
Tez Hedefleri	Min. 660	1050 – 1200	12	-	35
YSA Tahmin Edilen	664 – 866	1058 – 1209	12 – 15	-	-
FC-OP 01	810 ±74	1181 ±37	12,2 ±1,3	46 ±4	44,3 ±8
FC-OP 02	846 ±43	1245 ±24	11,4 ±1,4	50 ±19	37,3 ±3

3.3.3.1 Kimyasal kompozisyonun optimizasyonu

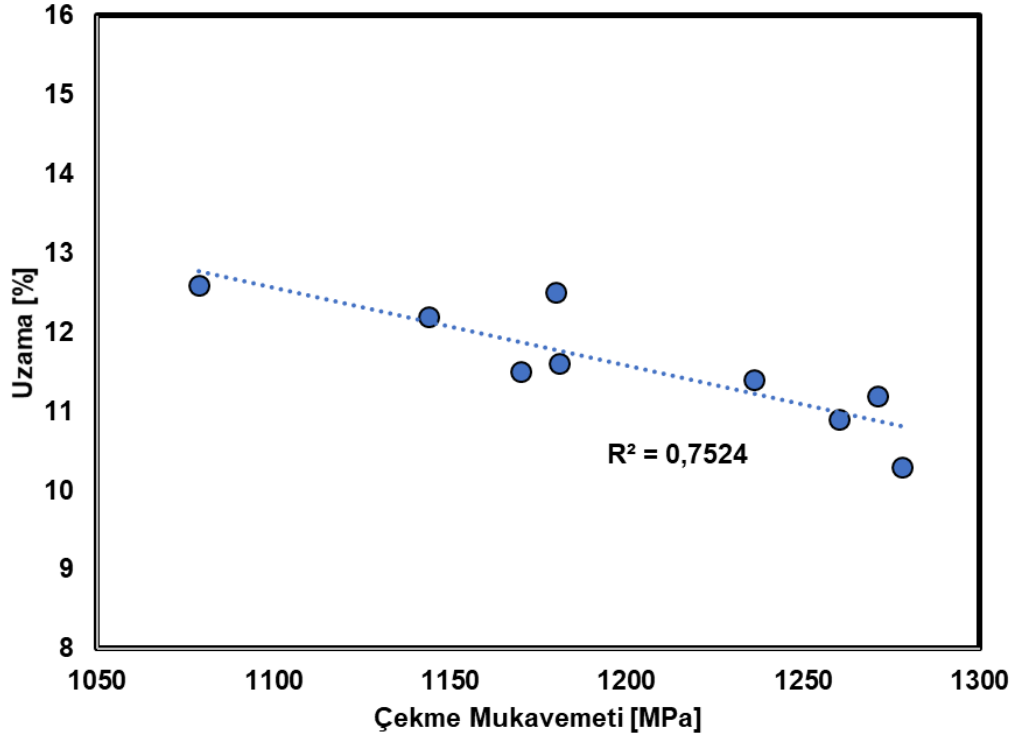
Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretimlere ait çekme test eğrileri Şekil 3.28’de paylaşılmıştır. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde FC-OPT 02 kodlu üretimlerde uzamalar hedeflenen değerlerin hemen altında kalırken çekme mukavemeti sonuçları ise hedeflenen değerlerin üzerinde gerçekleşmiştir.



Şekil 3.28 : Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretimlere ait çekme testi eğrileri.

Optimizasyon üretimlerinde çekme mukavemeti ve uzama değerleri arasındaki ilişki Şekil 3.29’da paylaşılmıştır. Her iki değere ait sonuçlar her ne kadar dar aralıklarda

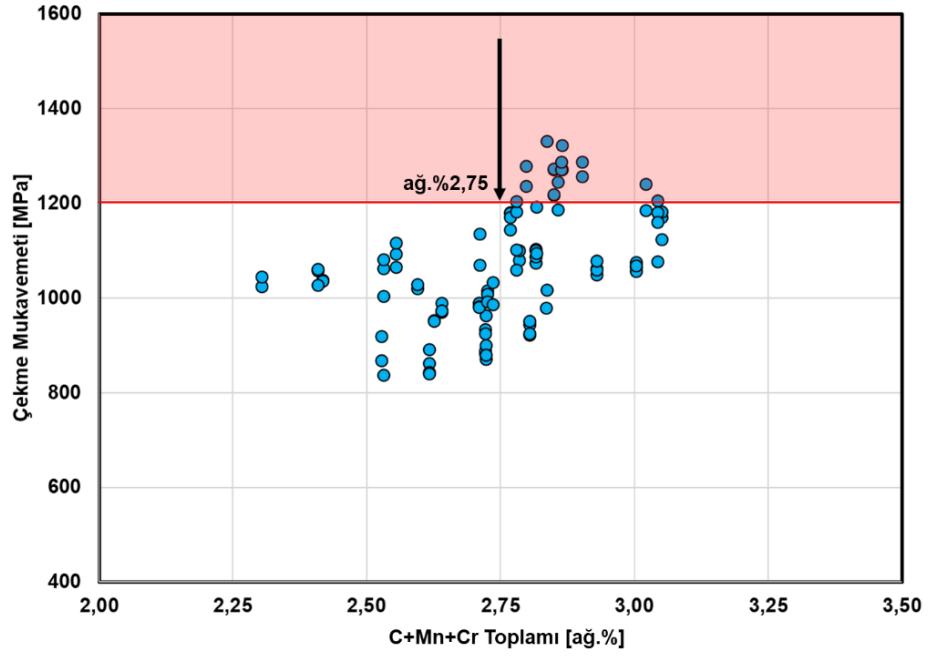
değişiyor olsa da çekme mukavemetinin 1200 MPa üzerinde olduğu durumlarda uzamaların %12 değerinin altına düştüğü gözlemlenmektedir.



Şekil 3.29 : Optimizasyon üretimlerinde elde edilen çekme mukavemeti ve uzama değerleri karşılaştırması.

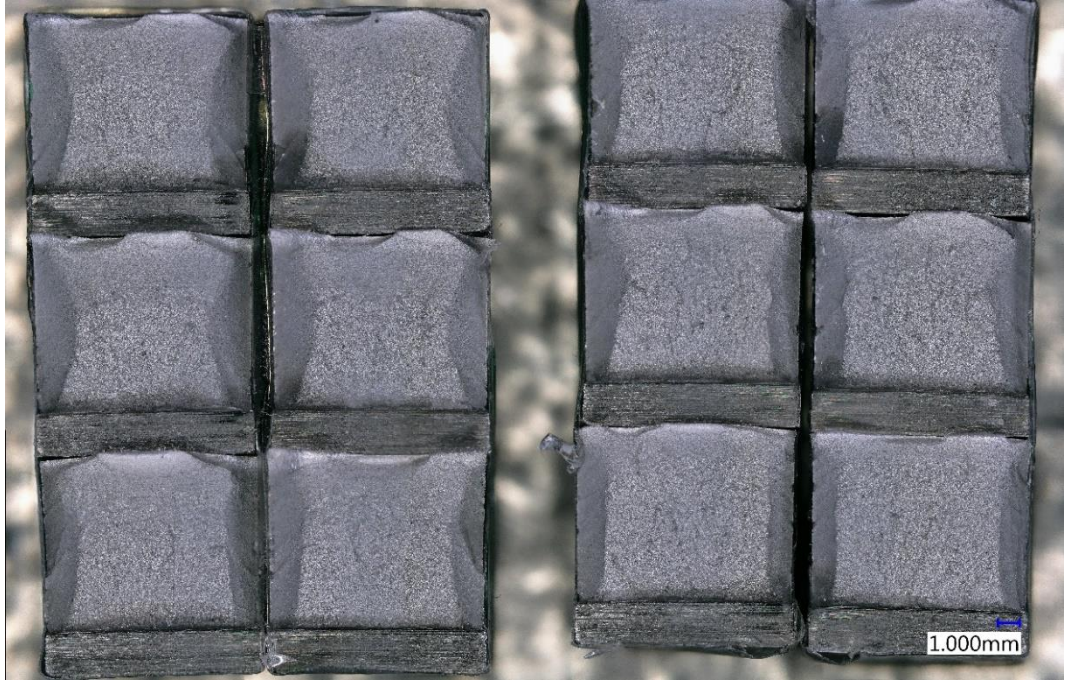
Çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin her ikisinin de istenilen hedefleri sağlayabilmesi için kimyasal kompozisyonda yer alan temel alaşım ilavelerinden karbon, mangan ve krom miktarlarının birlikte ele alınarak tekrar incelenmesi gerektiği belirlenmiştir. Şekil 3.30’da laboratuvar ölçekli üretimlerin karbon, mangan ve krom toplamına karşılık elde edilen çekme mukavemetleri paylaşılmıştır. Belirtilen elementlerin toplam değerlerinin artmasının çekme mukavemetinin oldukça yükseldiği gözlemlenmiştir. Fakat tez kapsamında çekme mukavemeti için belirlenen en fazla 1200 MPa mekanik test hedefini sağlayabilmek adına belirtilen elementlerin toplam miktarında bir üst limitle sınırlandırılması gerektiği anlaşılmaktadır. Bu durumun aynı zamanda hedeflenen uzama değerinin altında kalan sonuçlara da olumlu katkı sağlayacağı öngörülmüştür.

Yapılan incelemeler neticesinde, optimizasyon amaçlı yapılacak üretimlerde kimyasal kompozisyonda yer alacak karbon, krom ve mangan miktarı toplamının %2,75 değerini aşmaması gerektiği belirlenmiştir.



Şekil 3.30 : Laboratuvar ölçekli üretimlerin kimyasal kompozisyonlarında C+Mn+Cr toplam değerine karşılık elde edilen çekme mukavemeti sonuçları.

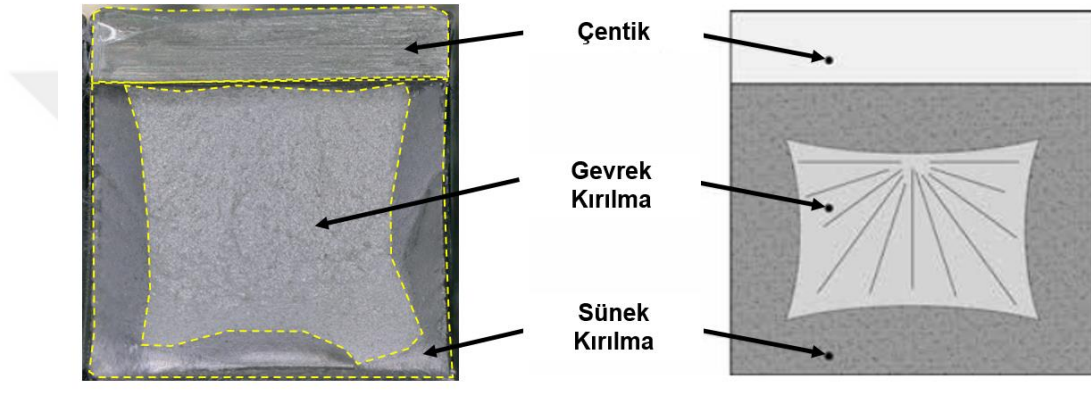
Optimizasyon üretimlerinde çentik darbe test sonuçları her ne kadar ortalama olarak hedeflenen 35 J değerinin üzerinde elde edilse de bazı test numunelerinde hedeflenen değerlerin hemen altında sonuçlar gözlemlenmiştir. Optimizasyon üretimlerinde çentik darbe test numunelerinin kırılma yüzeyleri Şekil 3.31’de paylaşılmıştır.



Şekil 3.31 : Optimizasyon üretimlerine ait çentik darbe test numunelerinin test sonrası kırılma yüzeyleri.

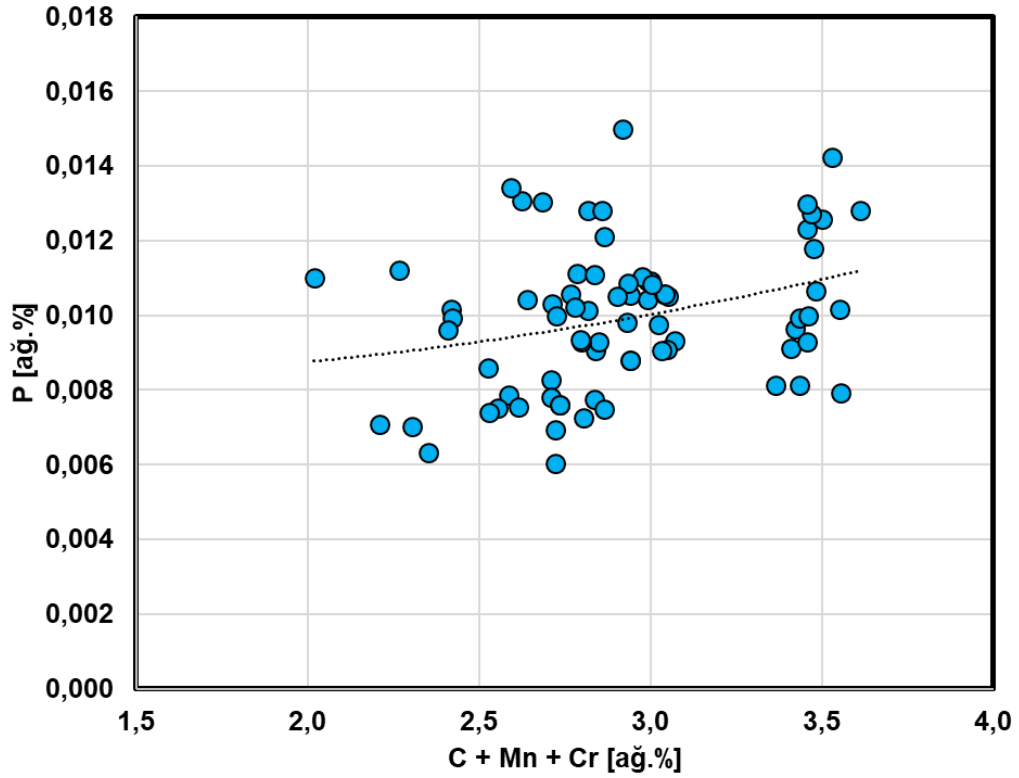
2 mm derinliğinde “V” tipi çentik ile hazırlanan numunelerin oda sıcaklığında yapılan testlerinde, Şekil 3.32’de paylaşıldığı gibi genellikle gevrek ve sünek kırılma davranışının beraber yer aldığı karışık mekanizmanın etkin olduğu gözlemlenmektedir.

Karbon, mangan ve krom ilaveleri üzerinden çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin optimizasyonu için planlanan çalışmaların darbe dayanım enerjisine de olumlu katkı yapacağı düşünülmüştür. Fakat hedeflenen 35 J değerinin her numunede sağlanabilmesine imkân sağlamak için kimyasal kompozisyonda yer alan diğer elementlerin de çentik darbe enerjisine etkileri değerlendirilmiştir.



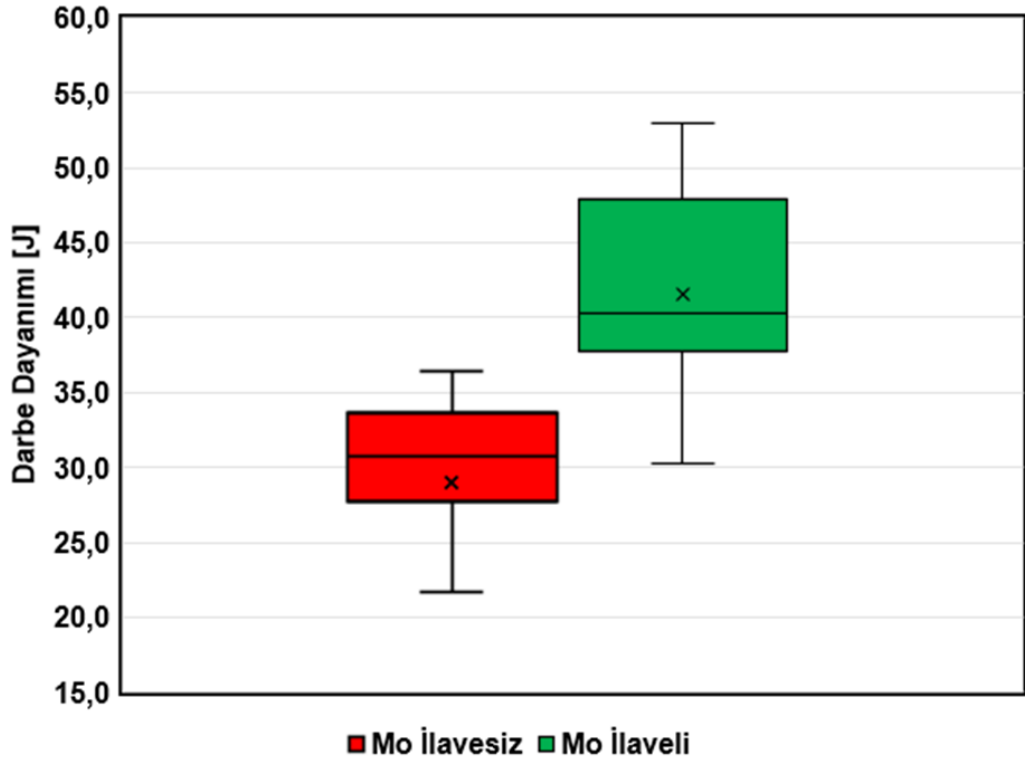
Şekil 3.32 : Çentik darbe test numunelerinde gözlemlenen kırılma mekanizmaları.

Çelik kimyasal kompozisyonunda yer alan fosfor elementinin özellikle temperleme sürecinde tane sınırlarına yoğun miktarda segregasyonu söz konusudur (Nikolaeva ve diğ, 2001; Wang ve diğ, 2022). Belirtilen segregasyona bağlı olarak malzemelerde temperleme sonrası gevrek davranış ortaya çıkabilmektedir (Dong ve diğ, 2022; Flippov ve diğ, 2020). Yapılan çalışmalarda fosfor segregasyonu ile tane sınırlarında serbest enerjilerin düşerek kırılmanın tane sınırlarından ilerlediği belirtilmektedir (Mackenbrock ve Grabke, 1992; Naudin ve diğ, 1999). Tez kapsamında yapılan çalışmada her ne kadar ilave bir temperleme işlemi uygulanmıyor olsa da fosfor elementinin darbe dayanımına etkisini gözlemlemek için laboratuvar ölçekli üretimlerin mekanik test sonuçları incelenmiştir. Şekil 3.33’te aynı kimyasal kompozisyon ve soğutma hızlarında yapılan üretimlerin fosfor içeriğine göre elde edilen darbe dayanımı sonuçları yer almaktadır. Fosfor miktarının artmasıyla darbe dayanım enerjilerinin belirgin olarak azaldığı gözlemlenmiştir. Yapılan incelemelerde, hedeflenen minimum 35 J darbe dayanımı değerlerini her numunede elde edebilmek için fosfor içeriğinin 80 ppm üst değeriyle sınırlandırılması gerektiği belirlenmiştir.



Şekil 3.34 : Kimyasal kompozisyonda yer alan C+Mn+Cr toplam içeriğine göre fosfor değişimi.

Literatürde yer alan çalışmalarda fosfor segregasyonuna bağlı gözlemlenen temper kırılmalığının molibden ilavesi ile kontrol edilerek darbe dayanımlarının arttırılabildiği raporlanmıştır (Baeyertz ve diğ, 2017; Motley, 1984). Bu kapsamda, ağırlıkça 60 – 80 ppm aralığında fosfor içeren laboratuvar ölçekli üretimlerde molibden ilave edilen ve edilmeyen durumlar için darbe dayanımları incelenmiştir. Şekil 3.35’te paylaşıldığı gibi molibden ilavesinin özellikle düşük fosfor içeriklerinde darbe dayanımının artmasında etkili rol oynadığı fark edilmektedir. Bu sebeple çelik kimyasal kompozisyonunda fosfor içeriğinin üst limite sınırlandırılmasının yanı sıra molibden ilave miktarının da daha önceden belirlenen aralık içerisinde fakat üst limite yakın değerlerde kullanılmasının darbe enerjisini yüksek elde edebilmek için fayda sağlayacağı belirlenmiştir.

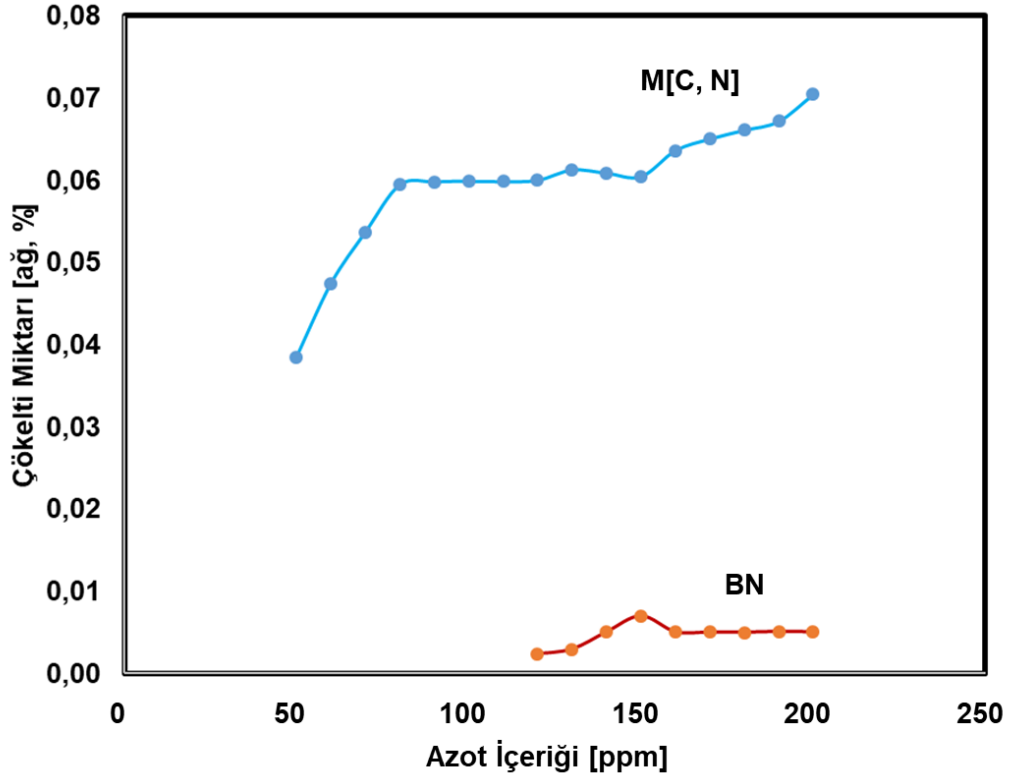


Şekil 3.35 : Fosfor içeriğinin molibden ilavesi yapılan ve yapılmayan koşullarda darbe dayanımına etkisi.

Optimizasyon üretimlerinde kimyasal analiz sonuçları incelendiğinde azot elementi hariç diğer tüm alaşım elementlerinin hedeflenen aralık içerisinde yer aldığı görülmektedir. Açık atmosferde bulunan azot içeriğinin sıvı çelikte çözünürlüğü sıcaklıkla birlikte artmaktadır (Torkar ve diğ, 2014). Ergitme ve döküm işlemleri her ne kadar vakum altında yapılıyor olsa da kabin içerisinde kalan ve vakumlanamayan kısımdan sıvı çelik içerisine azot geçişi mümkün görünmektedir. Diğer yandan, laboratuvar ölçekli üretimlerde sıvı çelikten azot giderimi için ayrı bir proses bulunmadığından nihai ürünlerdeki azot içeriği tamamen kullanılan ham malzeme ve ilavelerden kaynaklanmaktadır. Yukarıda belirtilen koşullar değerlendirildiğinde laboratuvar ölçekli üretimler için her ne kadar azot artışı oluşmaması adına önlemler alınıyor olsa dahi nihai üretimde istikrarlı bir şekilde düşük azot değerlerinin elde edilmesi her zaman mümkün olmamakta ve 75 ppm üzerinde N değerleri gerçekleşebilmektedir.

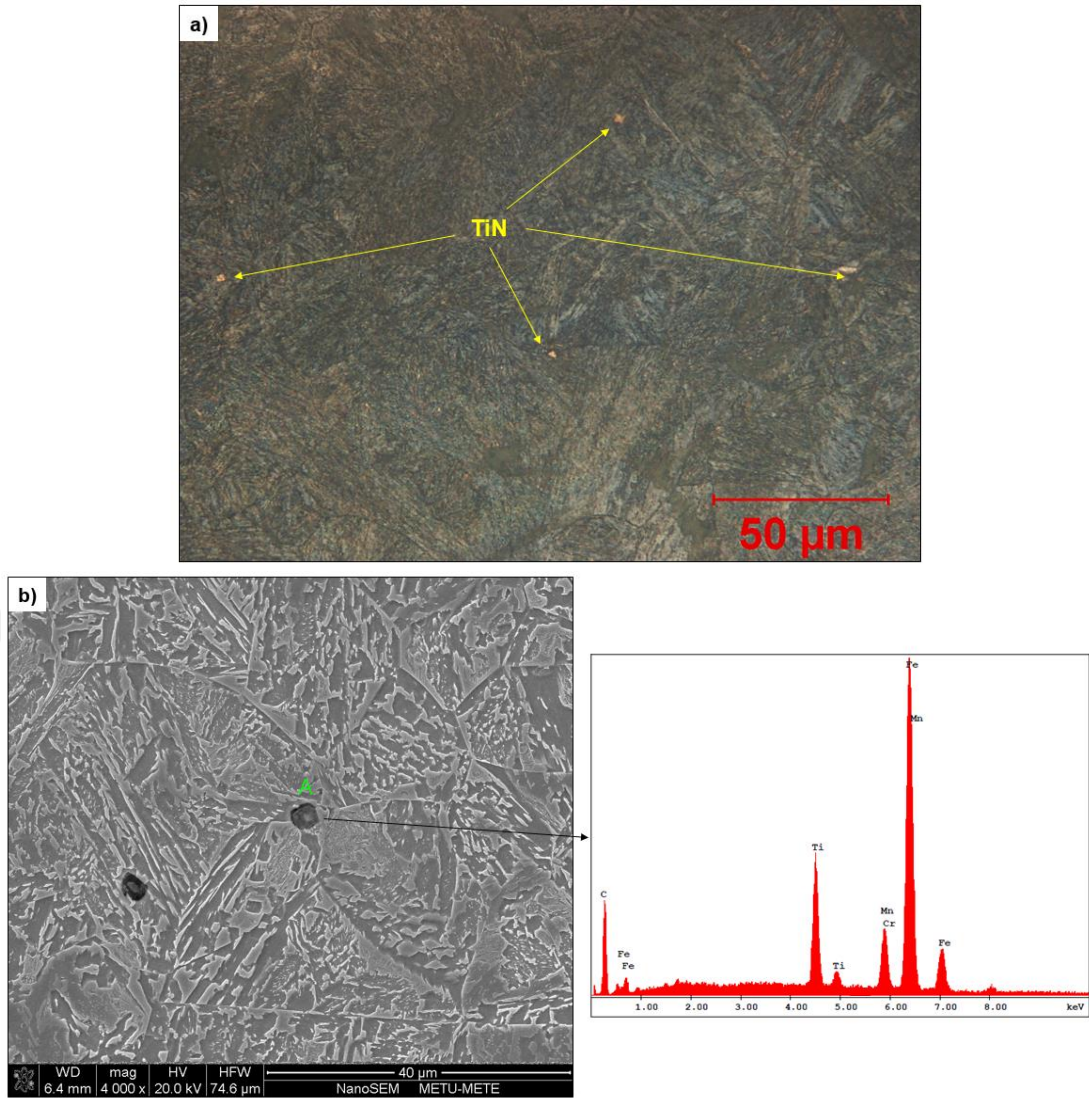
JMatPro ile optimizasyon üretimlerine ait kimyasal kompozisyonda farklı azot seviyelerinde oluşabilecek çökeltiler Şekil 3.36'da karşılaştırılmıştır. Bor içeriği bulunan üretimlerde azot değerinin titanyum ilavesi ile stabilize edilemediği 100 ppm

üzeri durumlarda *BN* çökeltilerinin oluşabileceği gözlemlenmektedir. Bu nedenle, belirtilen riskleri ortadan kaldırabilmek adına sıvı çelikte N içeriğinin 100 ppm üst limit ile sınırlandırılmasının faydalı olacağı kararlaştırılmıştır.



Şekil 3.36 : JMatPro ile optimizasyon üretimleri için farklı azot seviyelerinde hesaplanan çökelti tip ve miktarları.

Sıvı çelikte azot miktarının artmasına bağlı olarak titanyum içeriğinin de artırılması gerekmektedir. Her ne kadar *BN* oluşumunu engellemek için titanyum ilavesiyle *TiN* oluşumu kasıtlı olarak sağlanıyor olsa da çökeltilerin boyut ve dağılımlarının kontrol edilemediği durumlarda mekanik özellikler olumsuz etkilenmektedir. Şekil 3.37’de laboratuvar ölçekli üretimlerde 101 ppm azot ve 424 ppm titanyum içeren numuneye ait OM ve SEM – EDS görüntüleri yer almaktadır. Stokiyometrik oranın üzerinde titanyum ilave edilerek *BN* oluşumu engellenmiş olsa bile kümelenmiş şekilde yapıda yer alan, keskin köşeli forma sahip ve boyutları büyük olan *TiN* çökeltilerinin özellikle darbe dayanımına olumsuz katkı sunacağı düşünülmektedir.



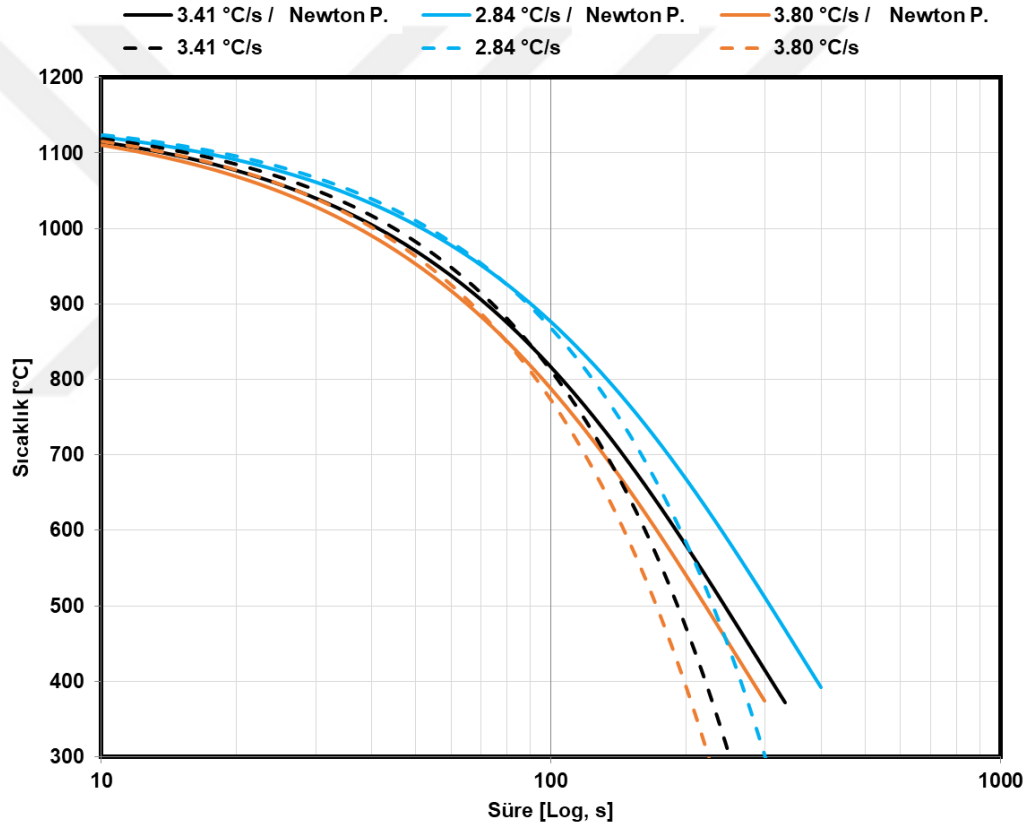
Şekil 3.37 : TiN çökeltileri (a) 200X büyütmede OM görüntüsü, (b) 4.000X büyütmede SEM görüntüsü ve EDS analizi.

3.3.3.2 Isıl işlem süreçlerinin optimizasyonu

İstatistiksel analizlerde kullanılan soğutma hızları, yüksek sıcaklıklarda östenitleme uygulanan numunelerin oda sıcaklığına kadar soğutulması sırasında ortalama soğuma rejimini ifade etmektedir. Bu kapsamda, kontrollü atmosferde yani sabit soğutma hızlarında yapılmayan işlemlerde soğuma rejimi Newton prensibine göre gerçekleşmektedir. Ortam ile numune arasındaki ısı transferine bağlı gerçekleşen soğumada yüksek sıcaklıklarda soğuma hızının daha yüksek olması ve numune sıcaklığı ortam sıcaklığına yaklaştıkça soğuma hızının düşmesi beklenmektedir. Newton soğuma prensibi Eşitlik 3.9'a göre hesaplanmaktadır.

$$T_{min} + (T_{maks} - T_{min})e^{-kt} \quad (3.9)$$

Denklemden T_{min} ve T_{maks} değerleri soğutma işleminde en düşük ve en yüksek sıcaklıkları, k değeri Newton sabitini, t değeri ise süreyi ifade etmektedir. Şekil 3.37’de belirlenen soğutma hızlarının sabit ve Newton prensibine göre değişimleri karşılaştırılmıştır. Numunelerin Newton prensibine göre soğutma rejimleri incelendiğinde, östenit mikroyapısından dönüşümlerin gerçekleşeceği sıcaklık aralıklarının YSA modelinde hedeflenen 3,41 °C/s değerinin optimizasyon üretimlerinde uygulanan 2,84 – 3,80 °C/s aralıklarında elde edilebileceği gözlemlenmiştir.

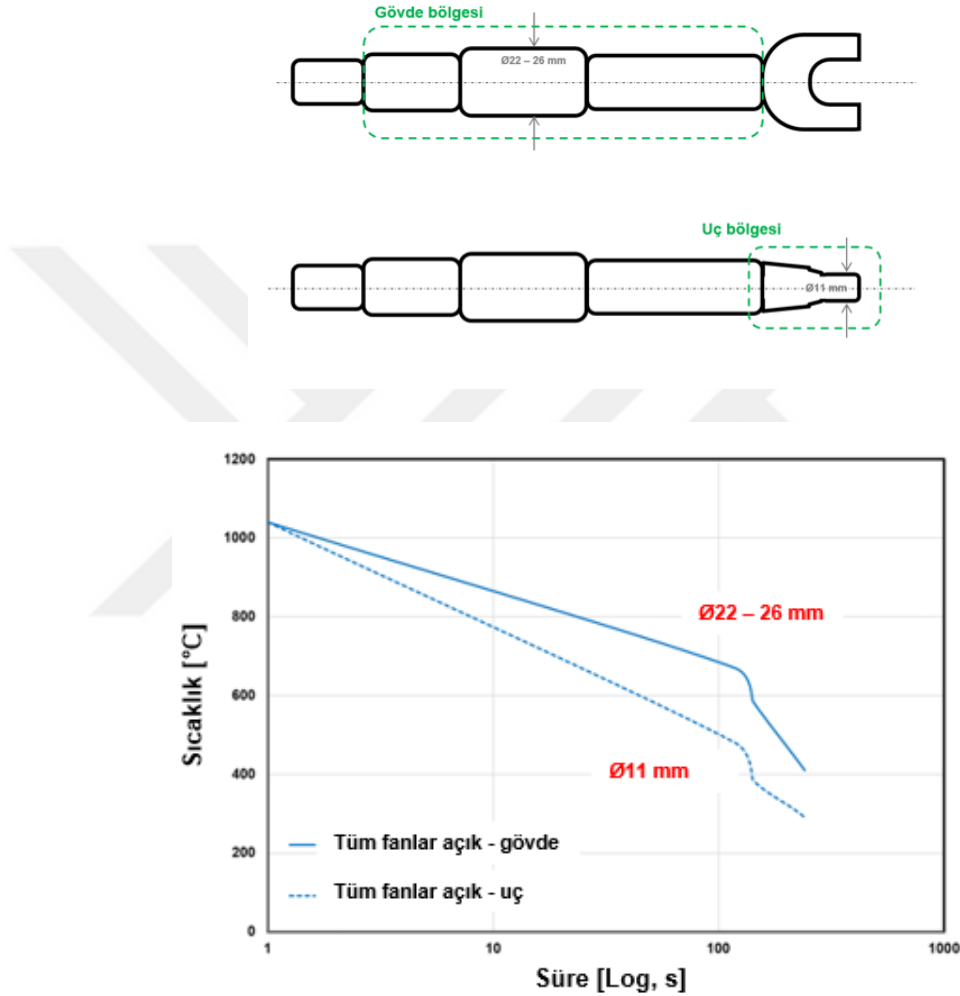


Şekil 3.38 : Sabit soğutma ve Newton prensibine göre soğutma hızlarının karşılaştırılması.

3.3.3.3 Deformasyon süreçlerinin optimizasyonu

Dövme yöntemiyle üretilmesi planlanan nihai üründe Şekil 3.39’da yer aldığı gibi farklı kesitlere sahip bölgeler bulunmaktadır. Kesiti daha ince olan uç bölgesinde dövme ile uygulanacak deformasyon miktarının da yüksek, daha kalın kesite sahip gövde bölgesinde ise deformasyon miktarının daha düşük olacağı görülmektedir.

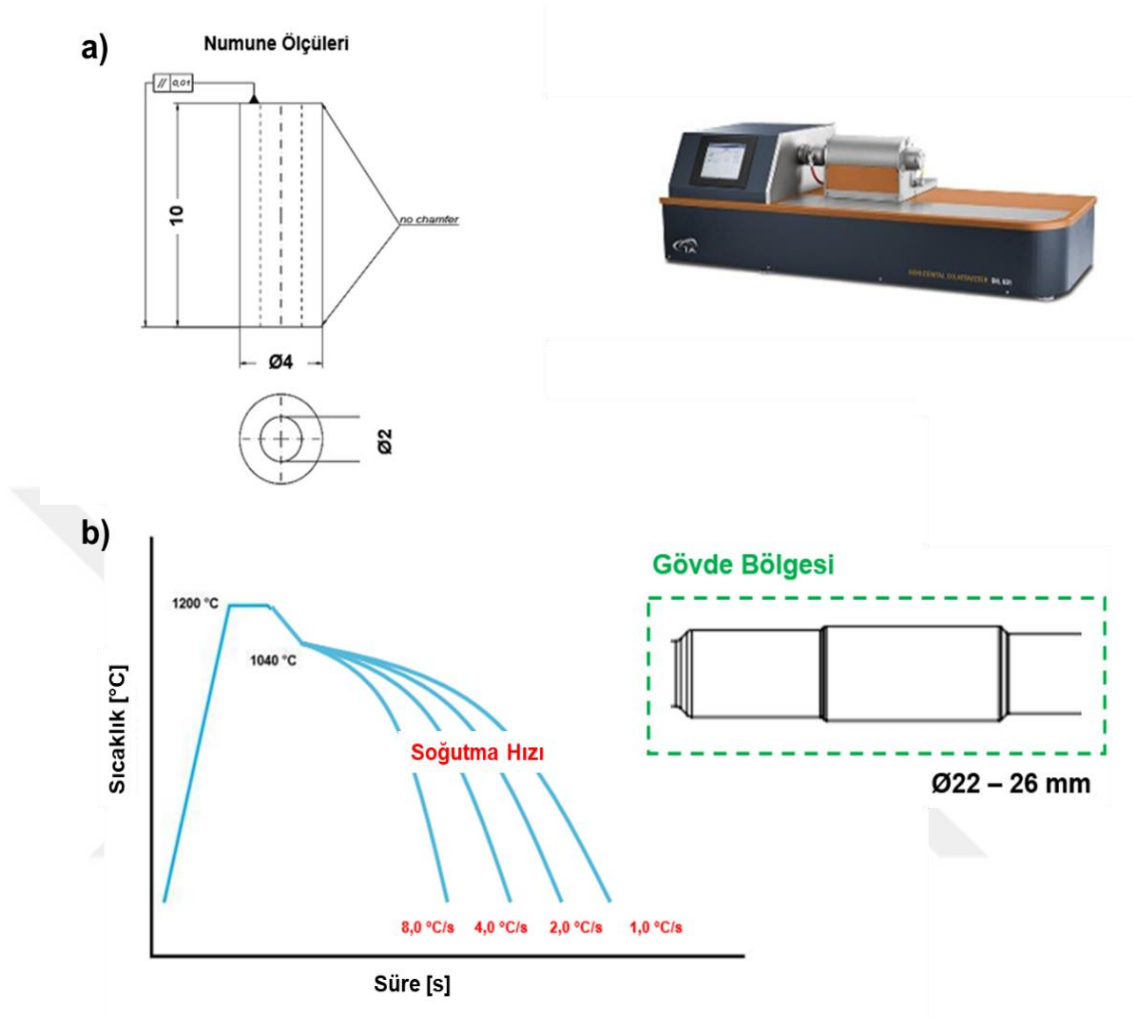
Kesit farklılığı bulunan bölgelerde uygulanan deformasyon miktarı sebebiyle farklı etkiler oluşacağı gibi soğuma sırasında soğutma rejimleri de değişecektir. Bu kapsamda, endüstriyel dövme üretimleri öncesinde malzemenin farklı kesitlerinde meydana gelebilecek mikroyapısal ve mekanik özelliklerdeki değişimlerin öngörülebilmesi adına deformasyonsuz ve deformasyonlu koşullarda dilatometrik incelemeler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.39 : Dövme işlemi ile üretilen endüstriyel üründe kesit farklılıkları.

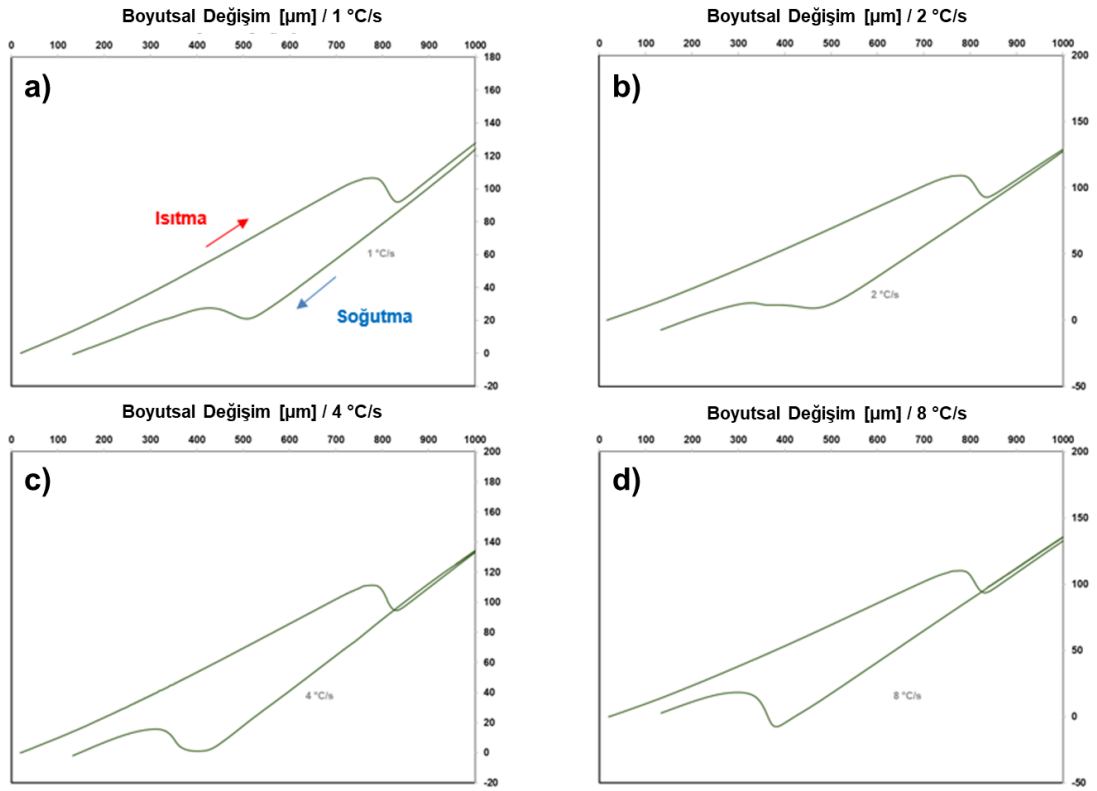
Deformasyonsuz incelemelerde, gövde bölgesinde deformasyon uygulanmadan sürekli soğutma ile oluşabilecek mikroyapılara ait CCT eğrileri belirlenmiştir. Şekil 3.40'ta paylaşılan numune ölçüleri ve ekipmanla gerçekleştirilen incelemelerde numuneler öncelikle dövme sıcaklığında tavlınmışlardır. Daha sonra numuneler dövme işleminin tamamlandığı sıcaklığa kadar havada soğutulmuşlardır. Deformasyonun tamamlandığı sıcaklıktaki numunelere 1 °C/s, 2 °C/s, 4 °C/s ve 8 °C/s

soğutma hızlarında sürekli soğutma uygulanmış ve dilatometrik olarak boyutsal değişimleri incelenmiştir.



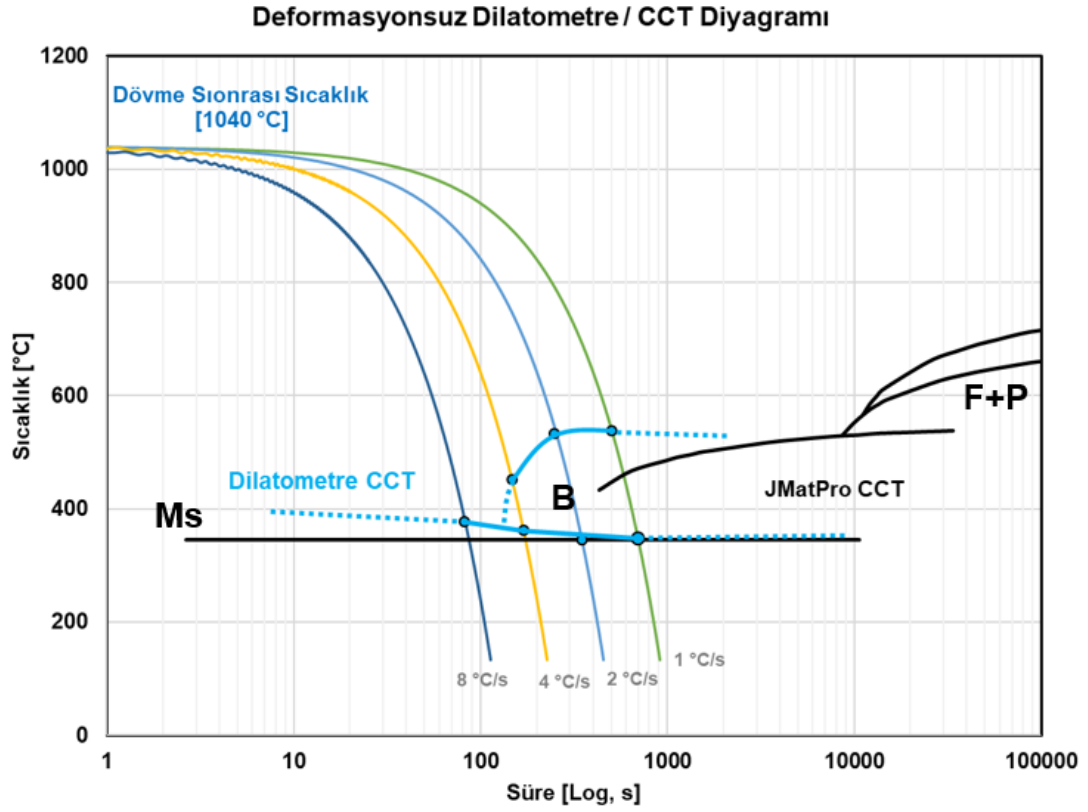
Şekil 3.40 : (a) Deformasyonsuz incelemelerde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı, (b) deformasyonsuz incelemelerde uygulanan test parametreleri.

Deformasyonsuz incelemelerde farklı soğutma hızlarında sıcaklık değişimine karşılık numunelerde gözlemlenen boyutsal değişimler Şekil 3.41’de paylaşılmıştır. Numunenin ısıtılması sırasında gözlemlenen boyutsal değişim ilk östenitin oluştuğu A_{e1} ve yapının tamamen östenite dönüştüğü A_{c3} sıcaklıklarını işaret etmektedir. Soğutma sırasında ise numunenin soğutma hızı ve kimyasal bileşimine göre farklı sıcaklıklarda dönüşümler gerçekleşmektedir. Soğutma sırasında numunelerde sıcaklığa karşılık gözlemlenen boyutsal değişiklikler üzerinden deformasyonsuz koşullar için oluşturulan CCT eğrisi Şekil 3.42’de paylaşılmıştır.



Şekil 3.41 : Deformasyonsuz incelemelerde farklı soğutma hızlarında gözlemlenen boyutsal değişimler (a) 1 °C/s, (b) 2 °C/s, (c) 4 °C/s ve (d) 8 °C/s.

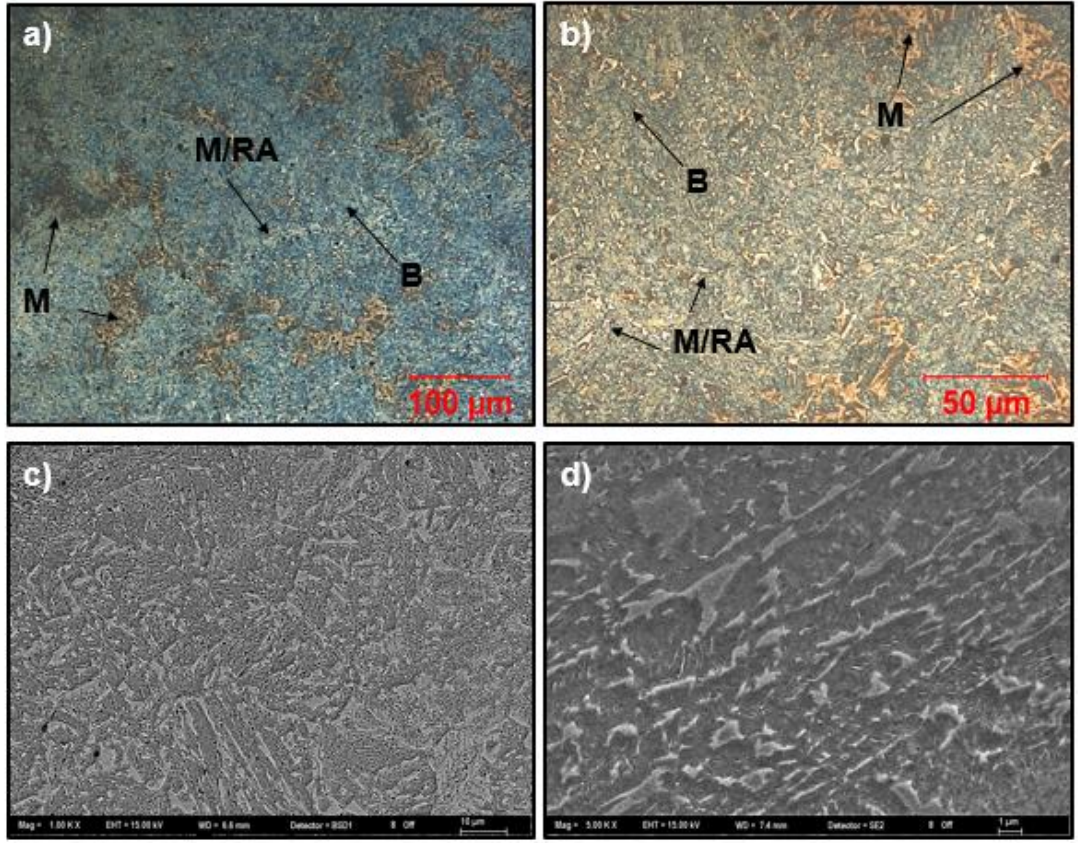
Dilatometre incelemesi ile elde edilen CCT eğrileri, aynı kompozisyon ve tavlama sıcaklığı için JMatPro v.10.2 kullanılarak oluşturulan eğriler ile karşılaştırılmıştır. Dilatometre verilerine göre hesaplanan M_s sıcaklıklarının düşük soğutma hızlarında JMatPro ile benzer sonuçlandığı gözlemlenmiştir. Fakat kısmen yüksek soğutma hızlarında ise dilatometre ile elde edilen sıcaklıkların JMatPro sonuçlarına göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Diğer yandan, martenzite göre daha yüksek sıcaklıklarda dönüşüm gösteren beynit, ferrit ve perlit mikroyapılarının dilatometre verileri ile karşılaştırıldığında JMatPro öngörülerinde daha uzun sürelerde oluştuğu belirlenmiştir. Bu durum, alaşım tasarımı çalışmalarında JMatPro ile hesaplanan mekanik özellik öngörülerinin ortalama %25 daha yüksek sonuçlanmasına açıklık getirmektedir. Örneğin, 4 °C/s soğutma hızında yapılan işlemlerde dilatometre verilerine göre yapının beynit ve martenzitten oluşacağı gözlemlenirken JMatPro ile yapılan incelemelerde ise yalnızca martenzitik dönüşüm öngörülmekte ve bu durum mukavemet değerlerinin daha yüksek tahmin edilmesine neden olmaktadır.



Şekil 3.42 : Deformasyonsuz incelemelerde farklı soğutma hızlarında gözlemlenen boyutsal değişimler (a) 1 °C/s, (b) 2 °C/s, (c) 4 °C/s ve (d) 8 °C/s.

Deformasyonsuz işlemlerde numunelerin mikroyapıları ve mikrosertlik değişimleri incelenerek CCT eğrileri ile öngörülen koşulların doğrulaması yapılmıştır. Şekil 3.43'te 1 °C/s soğutma hızında yapılan işleme ait OM ve SEM görüntüleri yer almaktadır.

1 °C/s soğuma hızı uygulanan numunelerin CCT eğrilerinde belirlendiği gibi farklı morfolojilerde beynit yapısının yoğunlukta olduğu beynitik ve martenzitik mikroyapı gözlemlenmiştir. Farklı mikroyapı bölgelerinde ayrı ayrı gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar ve hesaplanan mikroyapısal dağılım oranı Çizelge 3.27'de paylaşılmıştır. Mikrosertlik değerlerinde elde edilen sonuçlara ve OM görüntülerinde farklı mikroyapıların alansal yoğunluklarına göre yapılan hesaplamalarda 1 °C/s hızda yapılan soğutma için dilatometre verileriyle belirlenen dönüşüm sıcaklıkları doğrulanmıştır.

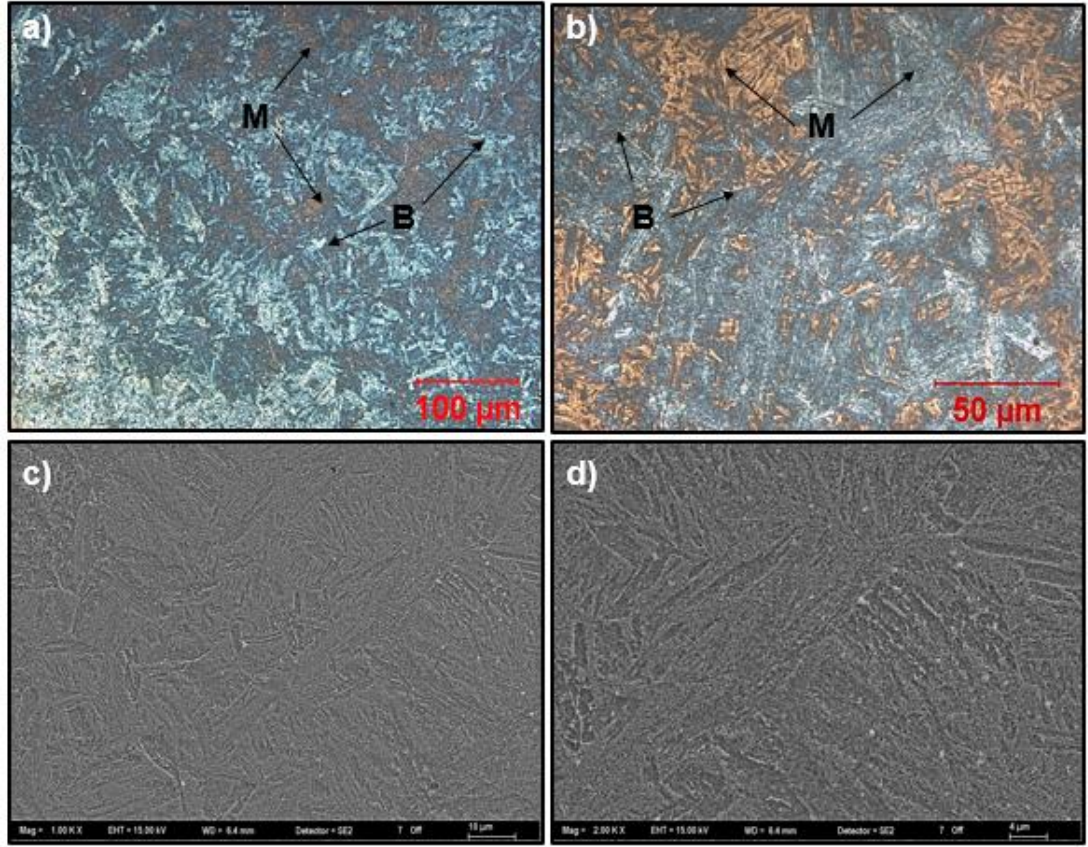


Şekil 3.43 : Deformasyonsuz işlemlerde 1 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.

Çizelge 3.27 : 1 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.

Özellik	Beynit	Martenzit
Mikrosertlik Ölçümü – 0,1 kg	300 – 330 HV	480 – 500 HV
Mikrosertlik Ölçümü – 3,0 kg	326 $\pm$ 14 HV	
Mikroyapı Dağılımı	%86,5	%14,5

Şekil 3.44’te 2 °C/s soğutma hızında yapılan işleme ait OM ve SEM görüntüleri yer almaktadır. 2 °C/s soğutma hızının uygulandığı numunelerde CCT eğrilerinde belirlendiği gibi farklı morfolojilerde beynit yapısının yoğunlukta olduğu beynitik ve martenzitik mikroyapı gözlemlenmiştir.

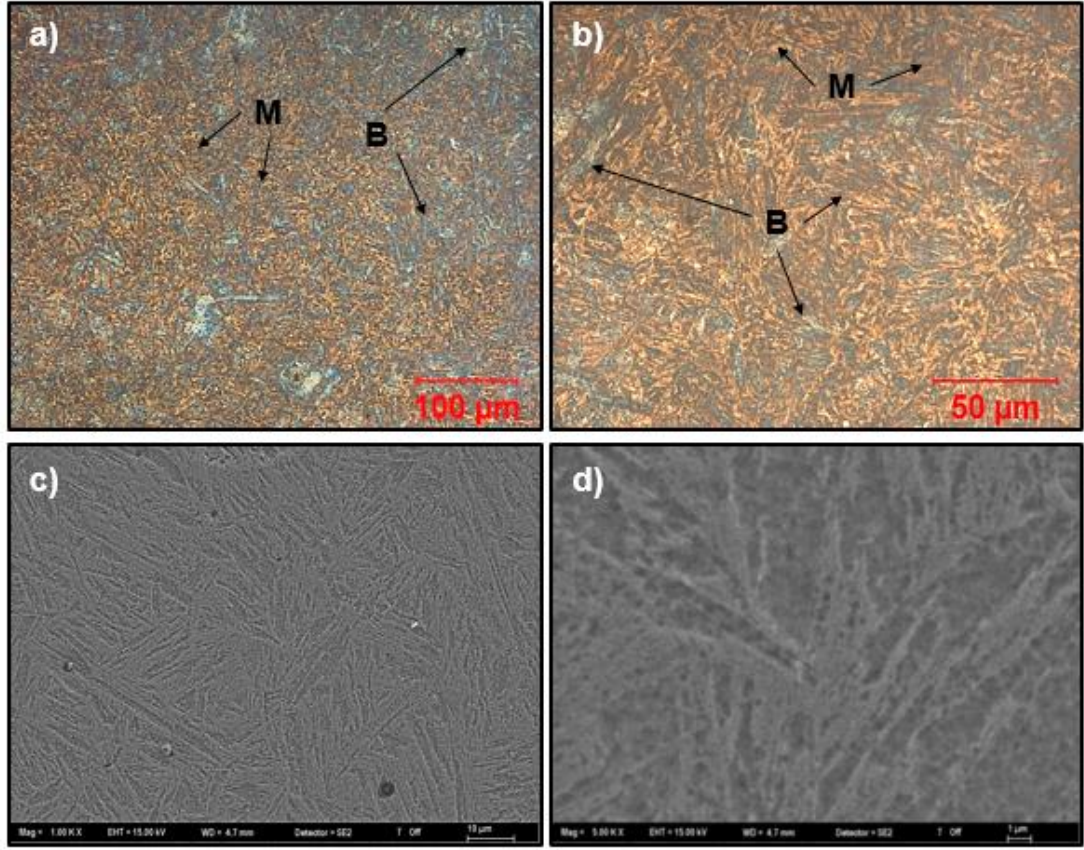


Şekil 3.44 : Deformasyonsuz işlemlerde 2 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.

Farklı mikroyapı bölgelerinde ayrı ayrı gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar ve hesaplanan mikroyapısal dağılım oranı Çizelge 3.28’de paylaşılmıştır. Mikrosertlik değerlerinde elde edilen sonuçlara ve OM görüntülerindeki farklı mikroyapıların alansal yoğunluklarına göre yapılan hesaplamalarda 2 °C/s hızda yapılan soğutma için dilatometre verileriyle belirlenen dönüşüm sıcaklıkları doğrulanmıştır.

Çizelge 3.28 : 2 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.

Özellik	Beynit	Martenzit
Mikrosertlik Ölçümü – 0,1 kg	340 – 360 HV	490 – 520 HV
Mikrosertlik Ölçümü – 3,0 kg	391 ^{±12} HV	
Mikroyapı Dağılımı	%70,4	%30,6



Şekil 3.45 : Deformasyonsuz işlemlerde 4 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.

Şekil 3.45'te 4 °C/s soğutma hızında yapılan işleme ait OM ve SEM görüntüleri yer almaktadır. 4 °C/s soğutma hızının uygulandığı numunelerde CCT eğrilerinde belirlendiği gibi martenzit yapısının yoğunlukta olduğu beynitik ve martenzitik mikroyapı gözlemlenmiştir.

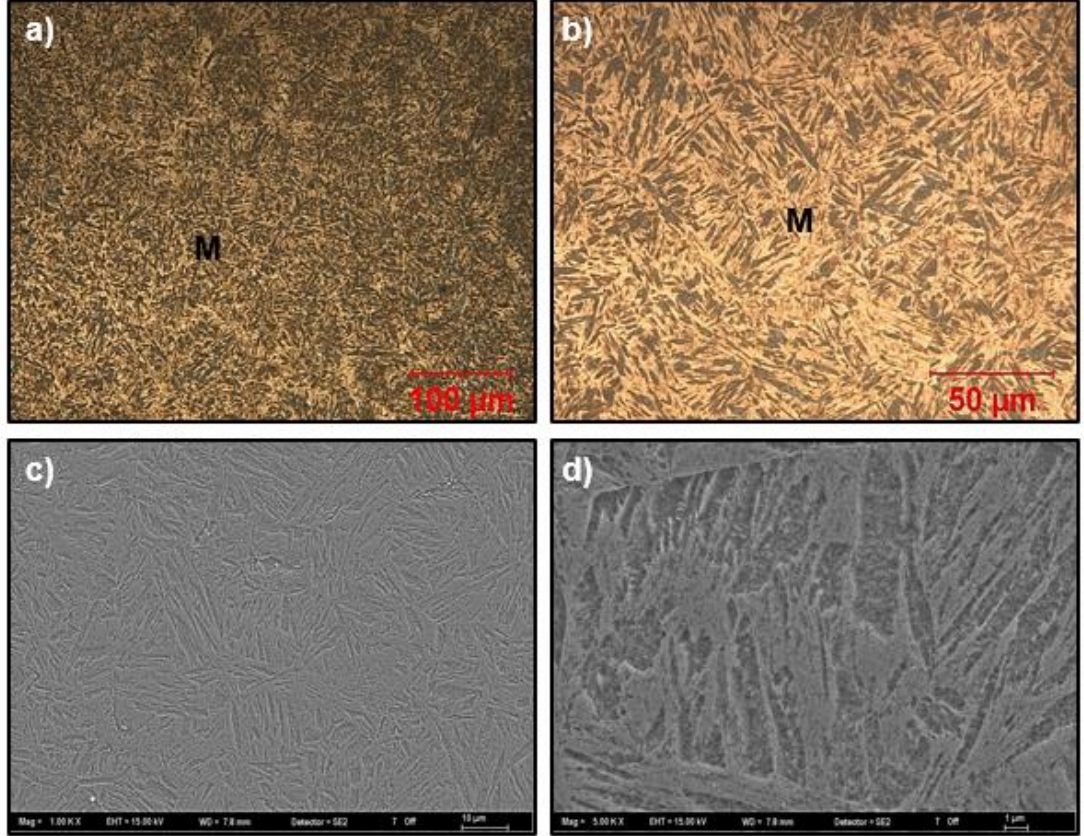
Çizelge 3.29 : 4 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.

Özellik	Beynit	Martenzit
Mikrosertlik Ölçümü – 0,1 kg	340 – 360 HV	490 – 520 HV
Mikrosertlik Ölçümü – 3,0 kg	455 ^{±9} HV	
Mikroyapı Dağılımı	%28,9	%71,1

Farklı mikroyapı bölgelerinde ayrı ayrı gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar ve hesaplanan mikroyapısal dağılım oranı Çizelge 3.29'da paylaşılmıştır. Mikrosertlik değerlerinde elde edilen sonuçlara ve OM görüntülerindeki farklı mikroyapıların alansal yoğunluklarına göre yapılan hesaplamalarda 4 °C/s hızda

yapılan soğutma için dilatometre verileriyle belirlenen dönüşüm sıcaklıkları doğrulanmıştır.

Şekil 3.46'da 8 °C/s soğutma hızında yapılan işleme ait OM ve SEM görüntüleri yer almaktadır. 8 °C/s soğutma hızının uygulandığı numunelerde CCT eğrilerinde belirlendiği gibi yalnızca martenzitik dönüşümün meydana geldiği ve mikroyapının tamamen martenzit olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 3.46 : Deformasyonsuz işlemlerde 8 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.

Farklı bölgelerde gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar Çizelge 3.30'da paylaşılmıştır. Mikrosertlik ölçüm değerlerinin martenzit mikroyapısına gözlemlenebilecek yüksek sertliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Özellikle 3,0 kg yüklemelerde yapılan ölçümlerde sertlik sonuçlarının homojen dağılıma sahip olduğu gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde 8 °C/s soğutma hızında dilatometre verilerinde belirlendiği gibi numunenin martenzitik mikroyapıya sahip olduğu doğrulanmıştır.

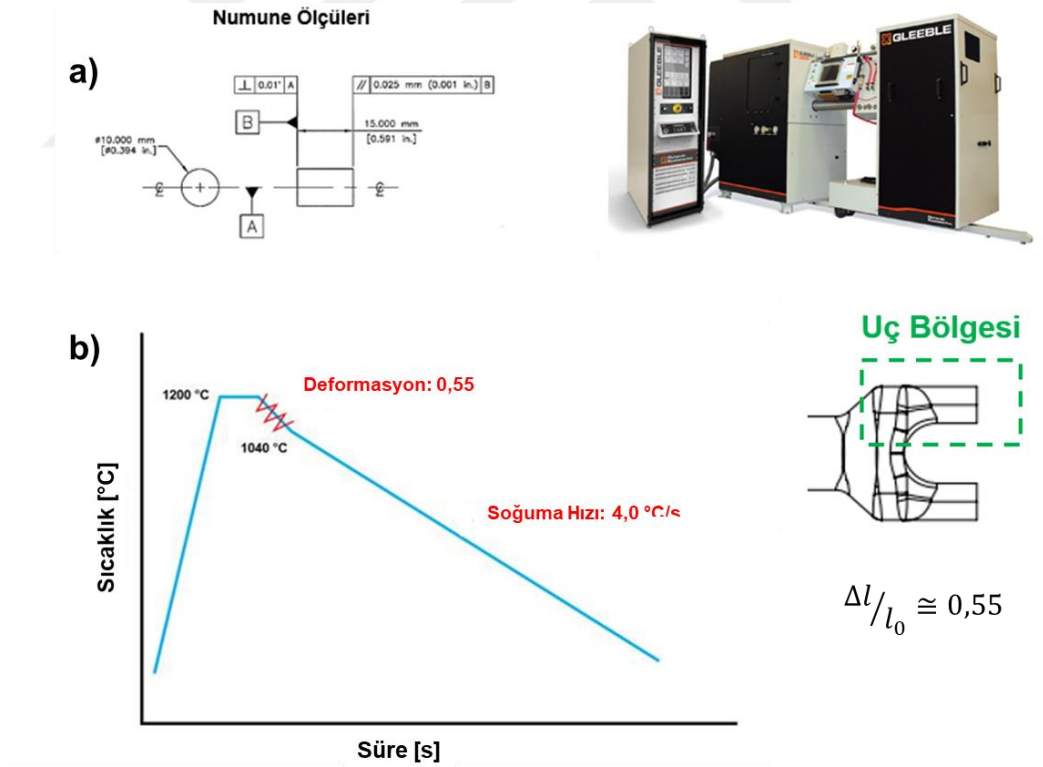
Çizelge 3.30 : 8 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.

Mikrosertlik Ölçümleri	Beynit	Martenzit
Mikrosertlik Ölçümü (0.1 kg)	-	490 – 520 HV
Mikrosertlik Ölçümü (3.0 kg)	505 ^{±14} HV	
Mikroyapı Dağılımı	-	%100

Deformasyon uygulanan incelemelerde üretilen parçanın uç bölgesinde meydana gelen kesit daralmasına göre uygulanacak deformasyon miktarı Eşitlik 3.10'a göre hesaplanmıştır.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (3.10)$$

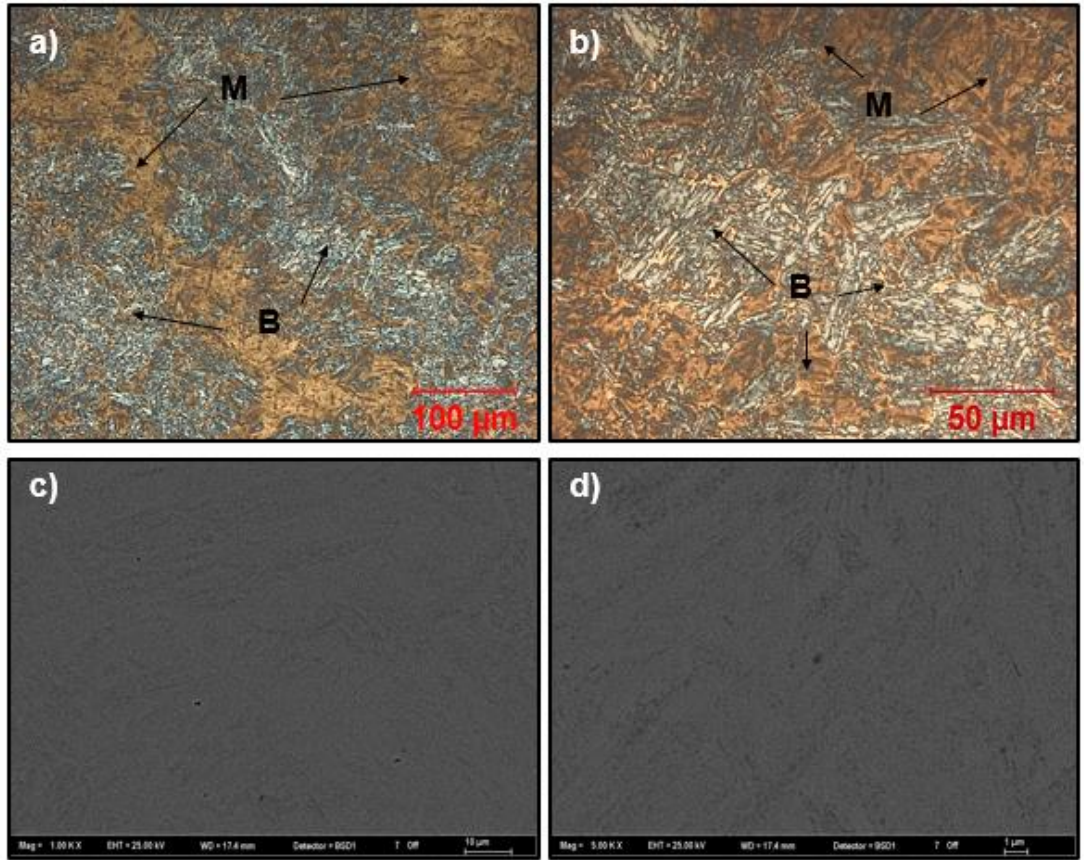
Verilen eşitlikte ε uygulanacak gerilim (strain) değerini, Δl numunede oluşan boyutsal değişimi, l_0 ise numunenin deformasyon öncesi boyunu belirtmektedir.



Şekil 3.47 : (a) Deformasyon uygulanan incelemelerde kullanılan numune ölçüleri ve test ekipmanı, (b) deformasyon uygulanan incelemelere ait test parametreleri.

Deformasyonsuz incelemelere benzer olarak dövme sıcaklığında tavlanan numunelere yüksek sıcaklıkta basma yönünde deformasyon uygulanmıştır. Deformasyon işlemi tamamlandıktan sonra numuneler 4 °C/s soğutma hızı ile oda sıcaklığına soğutulmuştur. Deformasyon uygulanan işlemlerde kullanılan ekipmanlar ve numune ölçüleri Şekil 3.47’de paylaşılmıştır.

Şekil 3.48’de deformasyon sonrasında 4 °C/s soğutma hızında yapılan işleme ait OM ve SEM görüntüleri yer almaktadır. Numunelere ait mikroyapılarda farklı morfolojilere sahip beyrit yapılarının yoğunlukta olup martenzit alanlarının da yer aldığı belirlenmiştir.



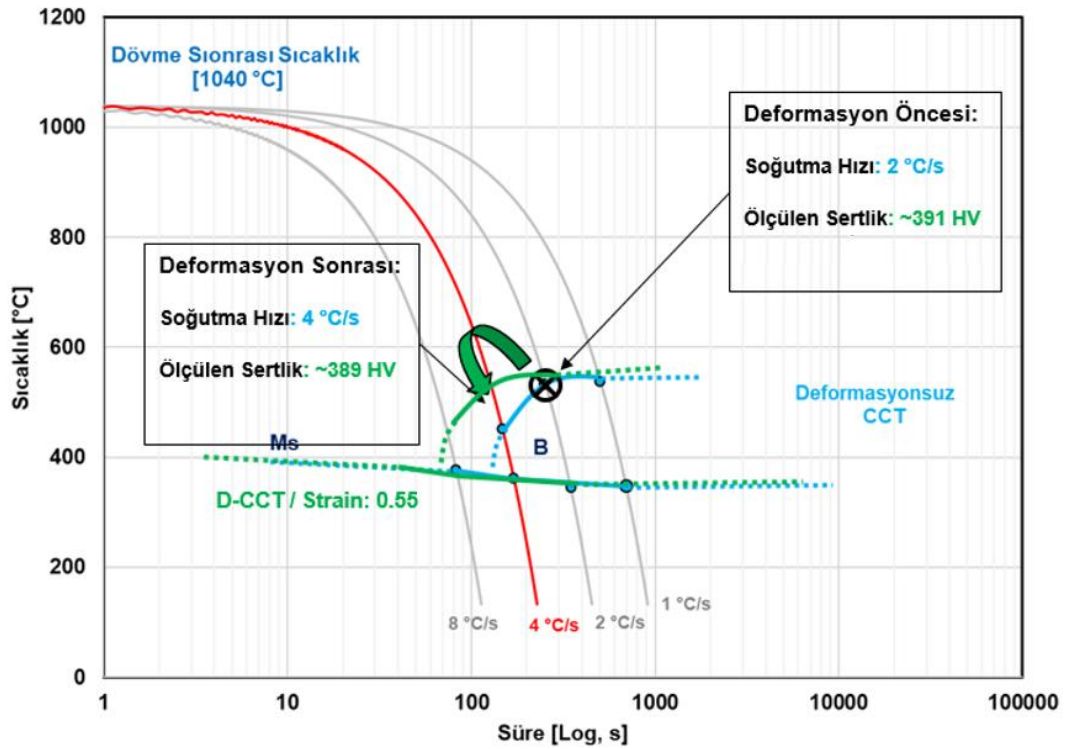
Şekil 3.48 : Deformasyon uygulanan işlemlerde 4 °C/s hızda yapılan soğutmaya ait mikroyapı görüntüleri (a) OM 200X, (b) OM 500X, (c) SEM 1kX ve (d) SEM 5kX.

Farklı mikroyapı bölgelerinde ayrı ayrı gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar ve hesaplanan mikroyapısal dağılım oranı Çizelge 3.31’de paylaşılmıştır

Çizelge 3.31 : Deformasyon sonrasında 4 °C/s soğutma hızına ait numunede mikrosertlik ölçümleri ve hesaplanan mikroyapı dağılımı.

Mikrosertlik Ölçümleri	Beynit	Martenzit
Mikrosertlik Ölçümü (0.1 kg)	330 – 360 HV	430 – 480 HV
Mikrosertlik Ölçümü (3.0 kg)	389 ^{±11} HV	
Mikroyapı Dağılımı	%70,4	%29,6

Deformasyon uygulaması sonrasında 4 °C/s hızda soğutma uygulanan numunelere ait mikroyapı görüntüleri ve mikrosertlik ölçüm sonuçları deformasyonsuz dilatometre incelemelerinde 2 °C/s soğutma hızında gözlemlenen değerlere oldukça benzer elde edilmiştir. Buradan yola çıkarak deformasyon durumunda mikroyapısal dönüşümlerin (D-CCT) deformasyonsuz koşullara göre daha kısa sürelerde gerçekleştiği belirlenmiştir. Şekil 3.49’da D-CCT ve CCT eğrilerinin karşılaştırması yer almaktadır.



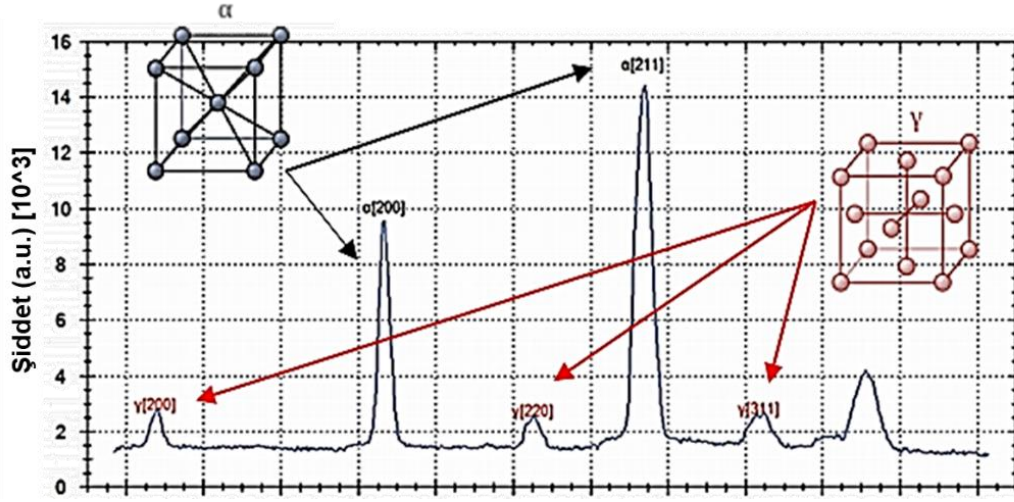
Şekil 3.49 : Deformasyon uygulanan ve uygulanmayan koşullarda CCT eğrileri.

Literatürde yer alan çalışmalar incelendiğinde çelik kimyasal kompozisyonu ve uygulanan deformasyon miktarına bağlı olarak farklı çelik kalitelerinde CCT eğrilerinin deformasyonsuz koşullara göre daha kısa süre ve daha yüksek sıcaklıklara gerçekleştiği gözlemlenmektedir. 20MnCr5 ve 32CrB4 çelik kaliteleriyle yapılan çalışmalarda deformasyon uygulamasının CCT eğrilerini mevcut incelemede olduğu

gibi daha kısa sürelerle taşıdığı paylaşılmıştır (Kawulok ve diğ, 2016). Farklı bir çalışmada ise düşük ve orta karbon çelik kalitelere ait üretimlerde deformasyonla birlikte dönüşüm eğrilerinin sola kaydığı raporlanmıştır (Grajcar ve Opiela, 2008).

Deformasyonlu ve deformasyonsuz koşullarda yapılan incelemelere göre deformasyonla beraber kesitin azalmasına bağlı olarak soğuma hızı artacak olsa dahi D-CCT diyagramında eğrilerin sol bölgeye ötelenecek olmasından dolayı östenitten mikroyapısal dönüşümlerin daha erken sürelerde gerçekleşeceği öngörülmektedir. Bu nedenle, dövme ürünü için deformasyon uygulanan uç bölgesinin deformasyonun kısmi olarak yer aldığı gövde bölgesi ile benzer mikroyapılara sahip olması beklenmektedir. Diğer yandan, deformasyon uygulamasının ve soğutma hızının değişmesi ile mikroyapıda yer alan kalıntı östenit (RA) miktar ve morfolojisinin değişmesi söz konusudur. Orta karbonlu çelik kalitesinde yapılan incelemelerde soğutma hızının artmasıyla RA miktarının da arttığı raporlanmıştır (Abdulkareem ve Jabbar, 2017). Farklı bir çalışmada %0,30 C, %1,50 Mn ve %1,50 Si içeren çelikte deformasyon miktarındaki artışa bağlı olarak RA miktarının azaldığını gözlemlenmiştir (Kyeong-Won ve diğ, 2016). Ayrıca, RA içeriğinin mikroyapıda ince film morfolojisinde bulunduğu koşullarda mekanik olarak kararlı olduğu ve mekanik test sonuçlarına olumlu katkı sağladığı belirtilmiştir (Garcia-Mateo ve Caballero, 2005). RA morfolojilerinin incelendiği başka bir çalışmada ise içerdikleri RA miktarı ve mekanik test sonuçları benzer olan iki üretimde RA morfolojilerinin mekanik test sonuçlarına etki ettiği raporlanmıştır. RA morfolojisinin ince film yapısında bulunduğu numunelerde blok tipi morfolojilerin olduğu numunelere göre çentik darbe dayanımının %50 oranında arttığı paylaşılmıştır (Zhang ve diğ, 2019).

Deformasyon uygulanan ve uygulanmayan numunelere RA miktarlarının belirlenmesi amacıyla XRD incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Cr-K α katot tüpe sahip cihazda HMK yapıdaki a_{Fe} ve YMK yapıdaki γ_{Fe} miktarlarının hesaplanmasında kullanılan düzlemler ve şiddet değerleri Şekil 3.50’de paylaşılmıştır.

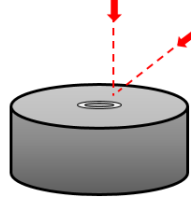


Şekil 3.50 : XRD analizi ile RA incelemelerinde değerlendirilen parametreler.

Şekil 3.51’de paylaşılan sonuçlara göre, literatürde yer aldığı gibi deformasyon uygulanmayan koşullarda soğutma hızının artışına bağlı olarak RA miktarlarının da artış gösterdiği gözlemlenmiştir. Diğer yandan, deformasyon uygulanan koşullarda 4 °C/s hızda yapılan soğutmada aynı soğutma hızına sahip deformasyonsuz numuneye göre daha düşük miktarda RA tespit edilmiştir. Literatürde kimyasal ve mekanik olarak kararlı olmayan RA yapısının sonradan uygulanan deformasyonla birlikte martenzite dönüştüğü çok sayıda çalışma bulunmaktadır (Pereloma ve diğ, 2016; Xu ve diğ, 2017; Yamashita ve diğ, 2018). Mevcut çalışmada ise deformasyon işlemi mikroyapısal dönüşümler öncesindeki östenit mikroyapısında gerçekleştirilmiştir. Östenit sıcaklığı üzerinde uygulanan deformasyon, CCT eğrilerini sol tarafa yaklaştırarak deformasyonsuz koşullara göre yüksek sıcaklık mikroyapılarının oluşmasına imkân tanımaktadır. RA yapısının da soğuma ile birlikte östenitten dönüşüm gösteren beynit lataları arasında oluşması beklenmektedir. Soğutma hızı artsa dahi deformasyonun etkisiyle sürekli soğutma sonrasında yapıda gözlemlenen beynitik ferrit latalarının deformasyon uygulanmayan numuneye göre daha kaba olduğu gözlemlenmektedir. Bu durumda RA morfolojisi de yapıda ince filmler yerine daha çok blok tipi ve kaba formda yer almaktadır. Önceki çalışmalarda da belirtildiği üzere oluşan morfolojinin de etkisiyle deformasyonlu numunelerde RA yapısının mekanik olarak kararlı kalamadığı ve incelemeler öncesinde uygulanan numune hazırlama gibi aşamalarda martenzite dönüştüğü düşünülmektedir.

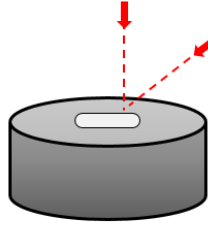
Deformasyonsuz İncelemeler

Soğutma Hızı	RA [%]
1 °C/s	%14.4 ± 5.1
2 °C/s	%15.6 ± 9.0
4 °C/s	%23.0 ± 5.8
8 °C/s	%19.4 ± 4.3



Deformasyonlu İncelemeler

Soğutma Hızı	RA [%]
4 °C/s [Strain: 0.55]	%9.1 ± 1.4



Şekil 3.51 : Deformasyonsuz ve deformasyonlu koşullar için XRD tekniğiyle elde edilen RA miktarları.

Optimizasyon amaçlı gerçekleştirilen üretimlerde, özellikle ikinci üretime ait numunelerde çekme mukavemeti sonuçlarının çalışmanın hedeflerinde yer alan üst limitin üzerinde sonuçlanmış, uzama değerlerinin ise istenilen minimum %12 değerinden bir miktar düşük elde edildiği gözlemlenmiştir. Diğer yandan üretimlerde çentik darbe dayanımı test sonuçlarının ortalama olarak 35 J değerinin üzerinde hesaplanmasına karşılık bazı numunelerde belirtilen değerin hemen altında sonuçlar elde edilmiştir.

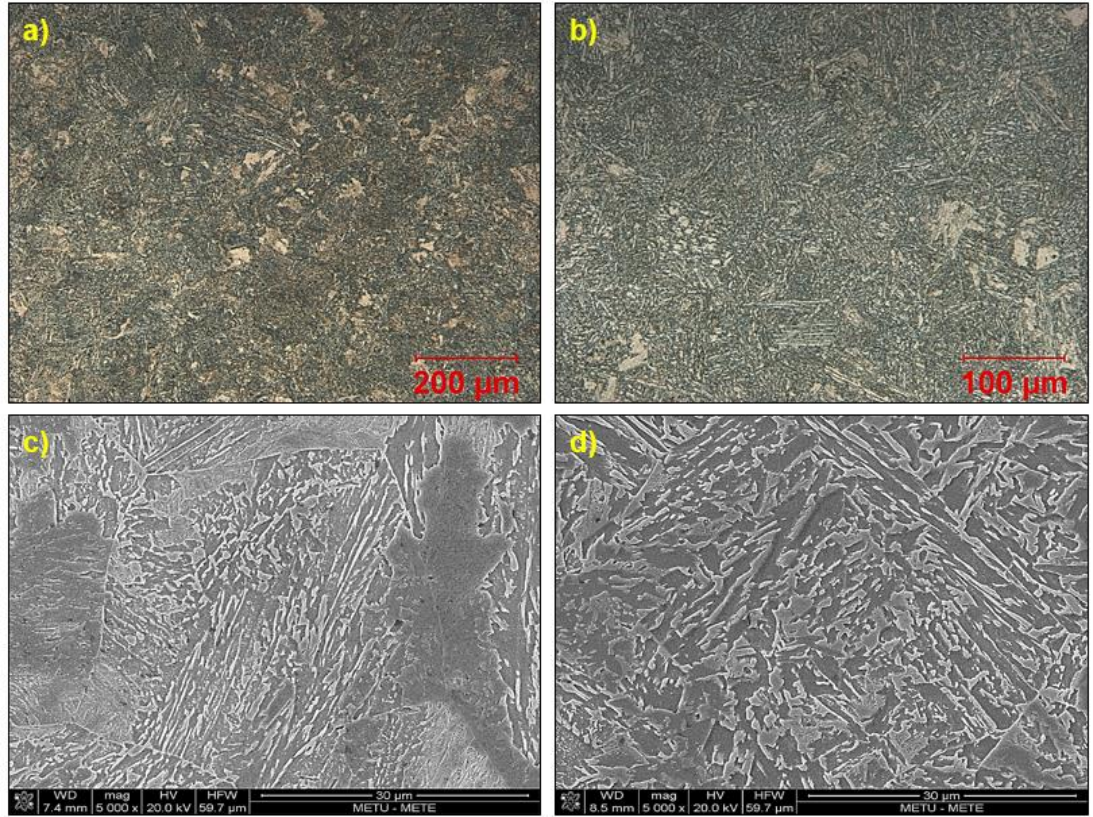
Hedeflenen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi amacıyla kimyasal kompozisyon ve diğer üretim parametrelerinde gerçekleştirilen optimizasyonlar dikkate alınarak yeni bir üretim gerçekleştirilmiştir. Optimizasyon işlemleri sonrası doğrulama amaçlı gerçekleştirilen üretime ait kimyasal kompozisyon ve mekanik test sonuçları Çizelge 3.32’de paylaşılmıştır.

Çizelge 3.32 : Optimizasyon sonrası hedeflenen kimyasal kompozisyon ve gerçekleştirilen üretime ait analiz sonuçları.

	Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)										C.R. (°C/s)
	C (%)	Si (%)	P (%)	Mn + Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Ti (ppm)	Nb (ppm)	B (ppm)	N (ppm)	
Min.	0,15	0,15	-	2,10	0,10	-	150	300	20	-	3,41
Maks.	0,20	0,35	0,0080	2,55	0,20	0,010	350	500	30	100	
FC-OP 03	0,18	0,30		2,48	0,16	0,005	344	408	21	77	2,89 – 3,69

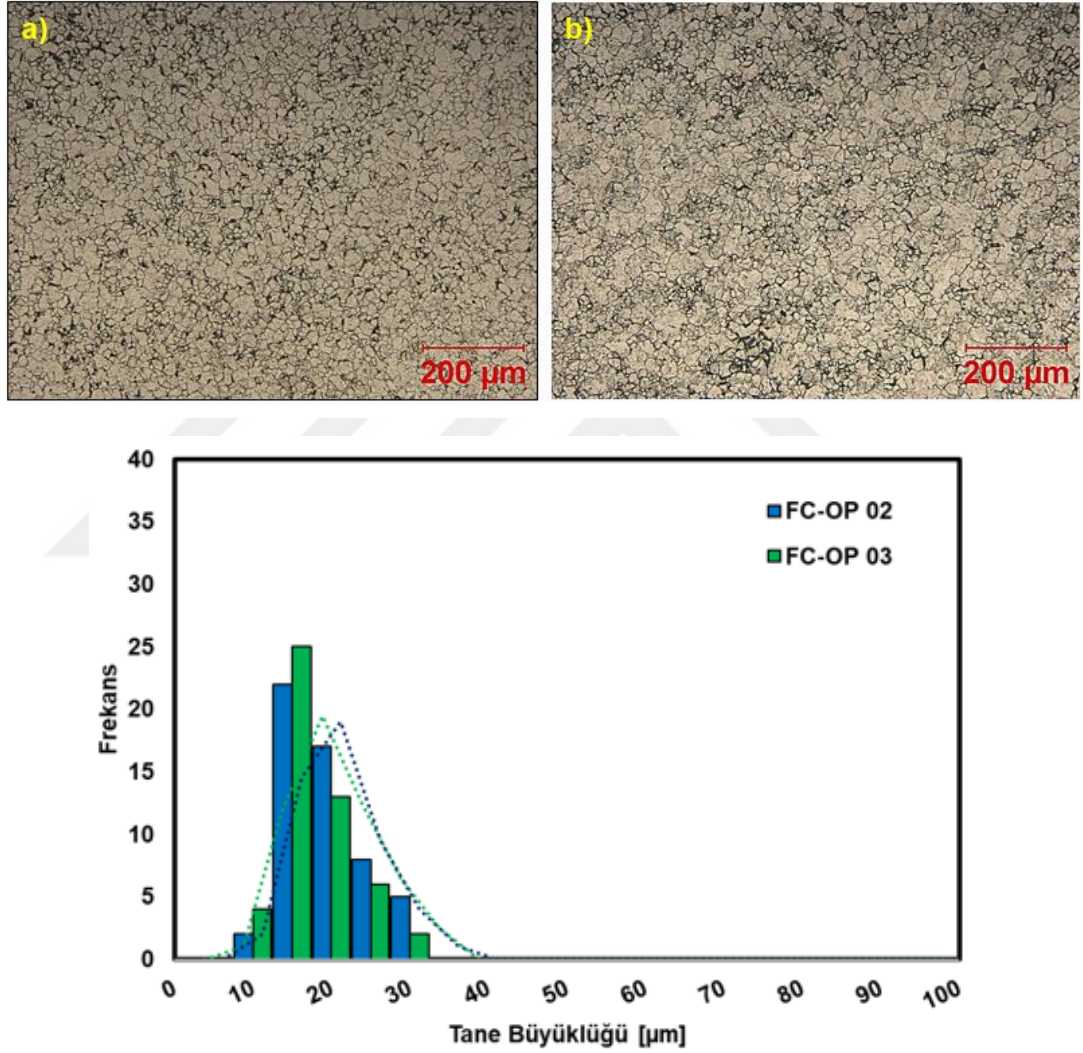
Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe En. (J)
Tez Hedefleri	Min. 660	1050 – 1200	12	-	35
FC-OP 03	801 ±29	1144 ±41	12,9 ±0,6	50 ±9	43,5 ±2

Optimizasyon sürecinin ardından gerçekleştirilen yeni üretimde kimyasal kompozisyon değerleri ve soğutma hızı belirlenen aralıklarda sağlanabilmektedir. Mekanik özellikler incelendiğinde tüm değerlerin çalışmanın hedeflerini sağlayabildiği gözlemlenmektedir.



Şekil 3.52 : Optimizasyon üretimlerinin mikroyapısal karşılaştırması (a) FC-OP 02 OM 200X, (b) FC-OP 03 OM 200X, (c) FC-OP 02 SEM 20.000X ve (d) FC-OP 03 SEM 20.000X.

Yeni üretimlerde Mn+Cr miktarının azaltılmasına bağlı olarak Şekil 3.52’de paylaşıldığı gibi mikroyapıda beynit morfolojisi yine lata olarak gözlemlense de lata kalınlıklarının arttığı belirlenmiştir. Ayrıca Mn+Cr miktarının azalmasıyla beynit mikroyapısının alansal yoğunluğu artarken martenzitik bölgelerin ise azaldığı gözlemlenmiştir. Bu durum mukavemet değerlerinin de azalmasına neden olmuştur. Mukavemet değerlerinde gerçekleştirilen optimizasyon aynı zamanda malzemenin tokluk davranışına olumlu katkı sağlamıştır.



Şekil 3.53 : Önceki östenit tane büyüklüğü incelemeleri (a) FC-OP 02, (b) FC-OP 03 üretimlerine ait OM görselleri.

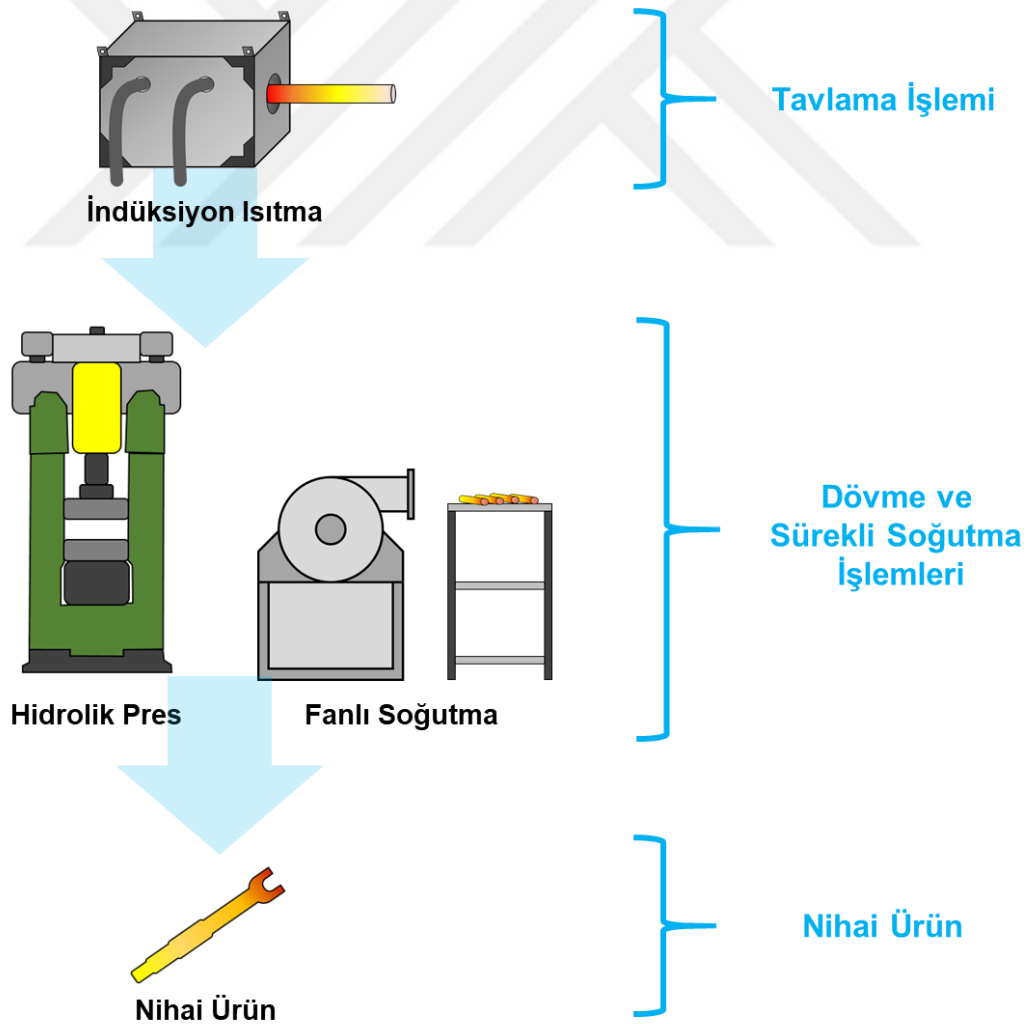
Azot içeriği optimize edilen yeni üretimlerde daha önceki üretimlerden farklı olarak *TiN* çökeltilerinin daha ince olduğu ve homojen dağılım gösterdiği belirlenmiştir. Önceki östenit tane boyutu ise her iki üretimde de ASTM 9,5 olarak hesaplanmış ve tane boyutu dağılımlarında belirgin bir farklılık gözlemlenmemiştir. Bu durumda tane

büyükliğini kontrol eden mekanizmanın *TiN* çökeltilerinden daha çok niyobyum içeren çökeltiler olduğu anlaşılmaktadır.

Alaşım tasarımı ve üretim parametreleri üzerinden gerçekleştirilen optimizasyon çalışmalarında uygun mikroyapısal etkilerle hedeflenen mekanik özellikleri sağlayabilecek parametreler belirlenmiş ve laboratuvar ölçekli üretimlerden tez hedeflerini karşılayan sonuçlar elde edilmiştir.

3.3.4 Endüstriyel ölçekte nihai ürün ile doğrulama üretimleri

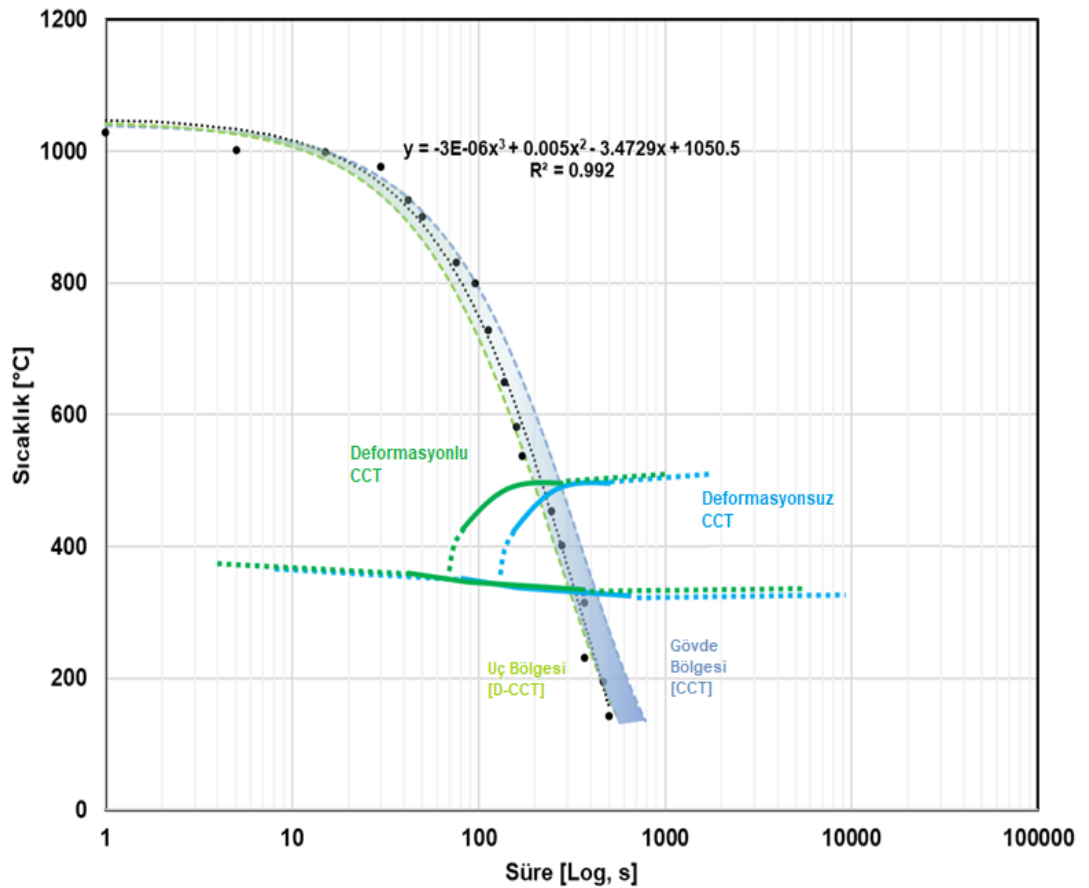
Belirlenen kimyasal kompozisyon üzerinden laboratuvar ölçekli ergitme ve döküm işlemleri ile gerçekleştirilen üretimler sıcak haddeleme fiziksel simülatörü kullanılarak deforme edilmiştir. Sıcak deformasyon sonrasında her döküm üretiminden Ø30 mm ebatla 1100 mm uzunlukta çubuklar elde edilmiştir. Daha sonra üretilen çubuklar talaşlı imalat yöntemiyle Ø24 mm ebata işlenmişlerdir.



Şekil 3.54 : Dövme işlemi ile endüstriyel ürün üretimi proses akış şeması.

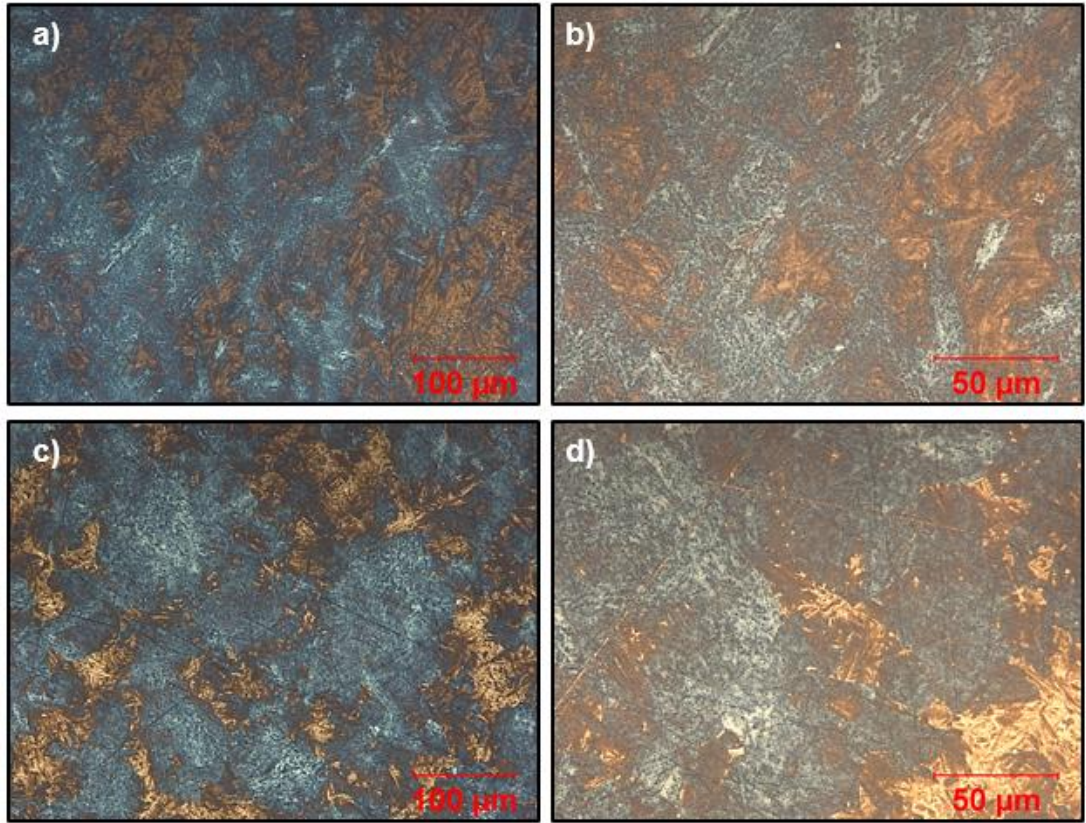
Ham malzemeler dövme işlemi öncesinde indüksiyon ısıtma sistemi kullanılarak $1150^{\pm 50}$ °C sıcaklığa ısıtılmışlardır. Dövme işlemleri hidrolik presler kullanılarak kalıp altında gerçekleştirilmiştir. $1040^{\pm 22}$ °C sıcaklıkta tamamlanan sıcak dövme işlemlerinin ardından üretimler soğutma ızgarasına alınmış ve fan yardımıyla hava üflenerek sürekli soğutma işlemi uygulanmıştır. Endüstriyel üretimlerde referans çelik kalitesi 41Cr4 kompozisyonu üzerinden 10 adet, tez çalışmaları ile belirlenen hedef kompozisyon üzerinden 20 adet olmak üzere toplam 30 adet üretim gerçekleştirilmiştir. Dövme ve sürekli soğutma yöntemiyle gerçekleştirilen endüstriyel üretim akışı Şekil 3.54’te özetlenmiştir.

Dövme işlemi sonrası ızgarada soğuyan üretimlerin soğuma hızları Şekil 3.55’te paylaşılmıştır. Nihai üründe gövde bölgesinden lazer pirometre ile yapılan ölçümlerin optimizasyon işlemlerinde belirlenen soğutma hızı hedeflerine uygun gerçekleştiği belirlenmiştir.



Şekil 3.55 : Fanla kullanılarak gerçekleştirilen sürekli soğutma işlemine ait süre ve sıcaklık ölçümleri.

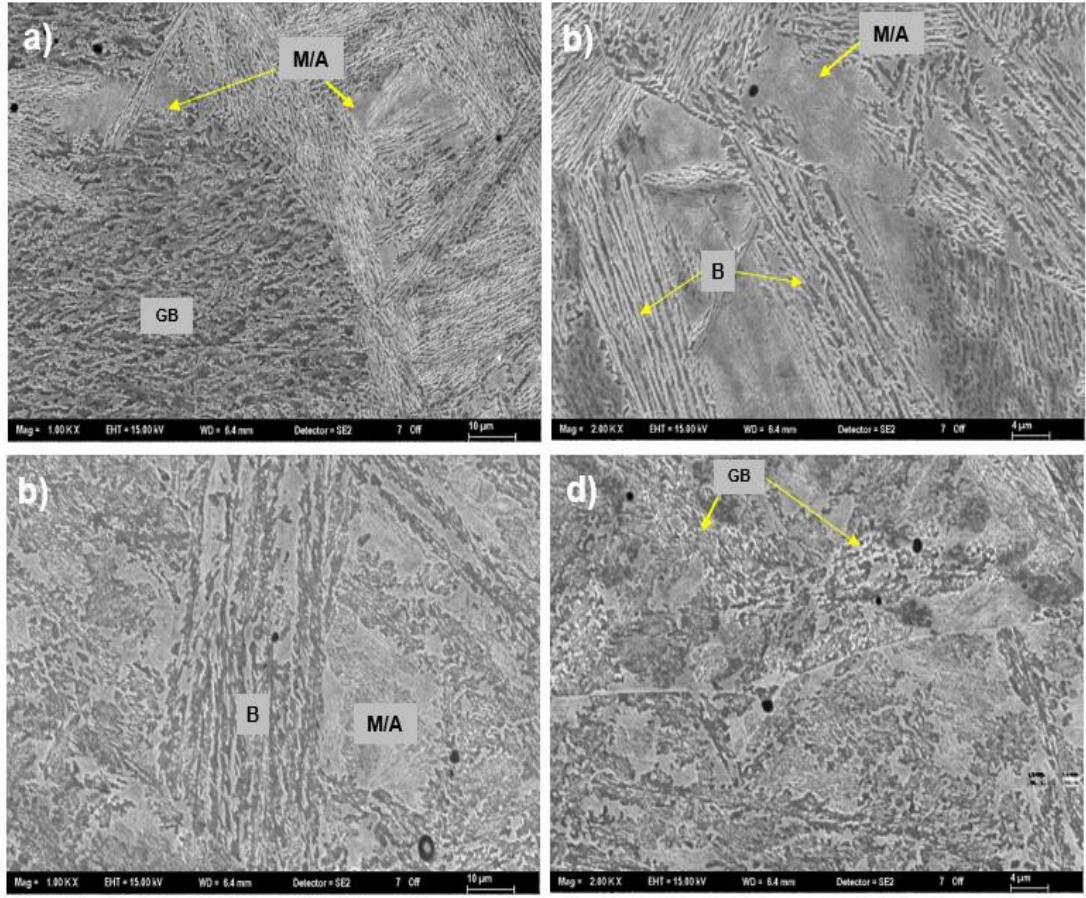
Dövme işlemi sonrasında sürekli soğutma uygulanan endüstriyel üretimlerde uç ve gövde bölgelerine ait mikroyapılar Şekil 3.56’da paylaşılmıştır. Deformasyon koşulları ve kesit kalınlıkları farklı olan her iki bölgede de mikroyapıların ortalama %60-70 beynit, %30-40 martenzitten oluştuğu belirlenmiştir. Bu durum, dilatometre incelemelerinde gözlemlenen deformasyon miktarı ve soğuma hızı dengesini doğrulamaktadır. Hedeflenen kimyasal kompozisyon üzerinden yapılan üretimlerde 0,55 oranında uygulanan deformasyon ile kesit kalınlığında oluşan azalmaya bağlı soğuma hızındaki artış, östenitten dönüşüm kinetiğinin deformasyonla birlikte artmasına bağlı mikroyapısal değişimleri dengelemiş ve her iki durumda da benzer mikroyapılar elde edilmiştir.



Şekil 3.56 : Endüstriyel sıcak dövme üretimlerine ait OM mikroyapı görüntüleri (a) uç bölgesi 200X büyütme, (b) uç bölgesi 500X büyütme, (c) gövde bölgesi 200X büyütme, (d) gövde bölgesi 500X büyütme (dağlamalar LePera ile yapılmıştır; beynit: mavi, martenzit: açık kahverengi, kalıntı östenit: beyaz).

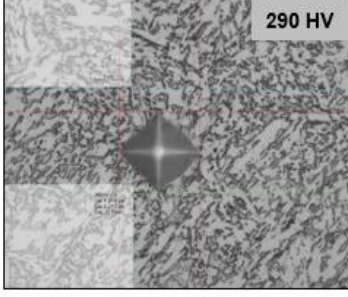
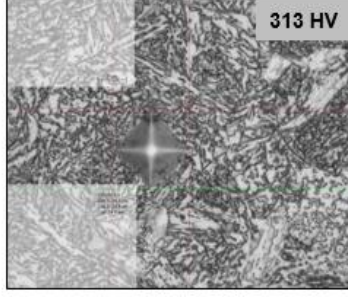
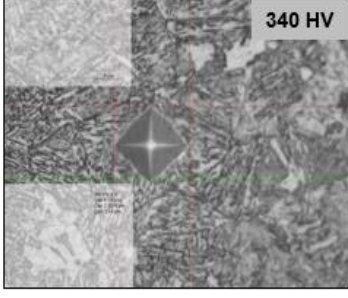
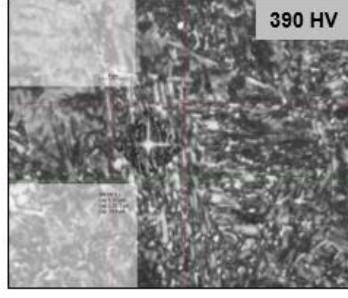
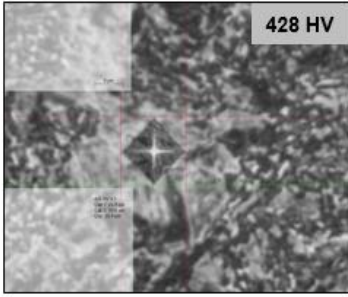
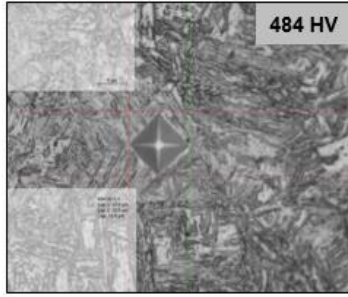
Endüstriyel üretimlere ait SEM inceleme görüntüleri Şekil 3.57’de paylaşılmıştır. Deformasyonun daha fazla ve soğuma hızının daha yüksek olduğu uç bölgesinde beynit morfolojisinin gövde bölgesine göre daha yoğun lata tipinden oluştuğu

gözlemlenmiştir. Diğer yandan, granüler morfolojiye sahip beynit bölgeleri de yapı içerisinde yer almaktadır.



Şekil 3.57 : Sıcak dövme ile gerçekleştirilen üretimlerin sürekli soğutma sonrası SEM mikroyapı görüntüleri (a, b) uç bölgesi, (c, d) gövde bölgesi (M/A: martenzit-östenit adaları, GB: granüler beynit, B: lata tipi konvansiyonel beynit).

Sürekli soğutma sonrasında nihai üründe gözlemlenen mikroyapılara ait mikrosertlikler Şekil 3.58’de paylaşılmıştır. 0,1 kg yük altında yapılan testlerde GB morfolojisindeki yapılarda ortalama 302 HV, lata tipi beynit ve martenzit yapılarında ise sırasıyla 360 HV ve 446 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Uç ve gövde bölgelerinde gözlemlenen mikroyapısal dağılıma göre değerlendirme yapıldığında uç bölgesinde ortalama 387 HV, gövde bölgesinde ise ortalama 375 HV sertlik değerleri gözlemlenmiştir.

Mikroyapı	HV _{0,1} min	HV _{0,1} maks.
GB [Granüler Beynit]		
LB [Lata Tipi Beynit]		
M [Martenzit]		

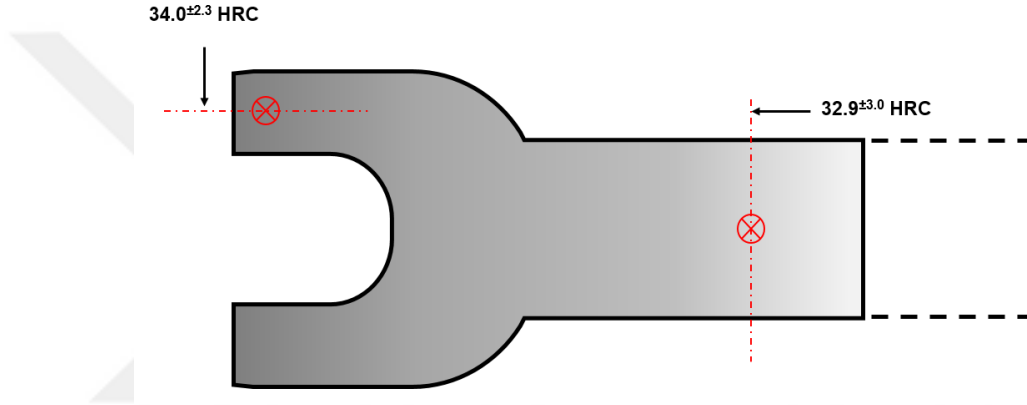
Şekil 3.58 : Endüstriyel üretimlerde sürekli soğutma sonrası mikroyapıların mikrosertlik ölçüm sonuçları.

10 kg yükleme ile numune kesitinde yapılan sıralı mikrosertlik ölçümlerine ait sonuçlar ise Çizelge 3.33'te yer almaktadır. Mikrosertlik incelemelerinde 10 kg yüklemelerde 0,1 kg yüklemelerden elde edilen değerlere göre ortalama %5,1 azalma gözlemlenmiştir. Bu durum, metalik malzemelerde “Indentation Size Effect (ISE)” olarak tanımlanmaktadır. Belirtilen etkiye göre artan iz derinliklerinde malzeme yüzeyinde dislokasyon yoğunluğuna bağlı karşı direnç oluşmakta ve bu durum ölçülen sertlik değerinin yüksek yüklemelerde daha düşük sonuçlanmasına neden olmaktadır (Sarangi ve diğ, 2023; Budiarsa, 2013).

Çizelge 3.33 : 10 kg yükleme ile yapılan mikrosertlik taraması.

Numune	Ölçüm (HV10 – 10 kg Yükleme)						
	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	Ortalama	Sapma
Uç Bölgesi	376	358	372	373	366	369	$\pm 7,14$
Gövde Bölgesi	348	349	344	361	366	354	$\pm 6,20$

Endüstriyel üretimlerde uç ve gövde bölgelerinden Şekil 3.59’da yer aldığı gibi numuneler alınarak üniversal sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Rockwell C yöntemine göre gerçekleştirilen ölçümlerde uç bölgesinde ortalama 34,0 HRC, gövde bölgesinde ise 32,9 HRC sertlik elde edilmiştir.



Şekil 3.59 : Endüstriyel üretimlerde sertlik ölçümü yapılan bölgeler ve ölçüm sonuçları.

Sıcak dövme işlemi sonrasında sürekli soğutma uygulanan yeni kaliteye ve ıslah ısıtma işlemi uygulanan referans 41Cr4 kaliteye ait üretimlerin mekanik test sonuçları Çizelge 3.34’te karşılaştırılmıştır. 41Cr4 referans kaliteden gerçekleştirilen üretimlerde dövme ile şekillendirilen numunelere 850 °C sıcaklıkta 30 dakika östenitleme, yağda su verme ve sonrasında 580 °C sıcaklıkta 60 dakika temperleme adımlarından oluşan ıslah ısıtma işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 3.34 : Endüstriyel üretilere ait mekanik test sonuçları.

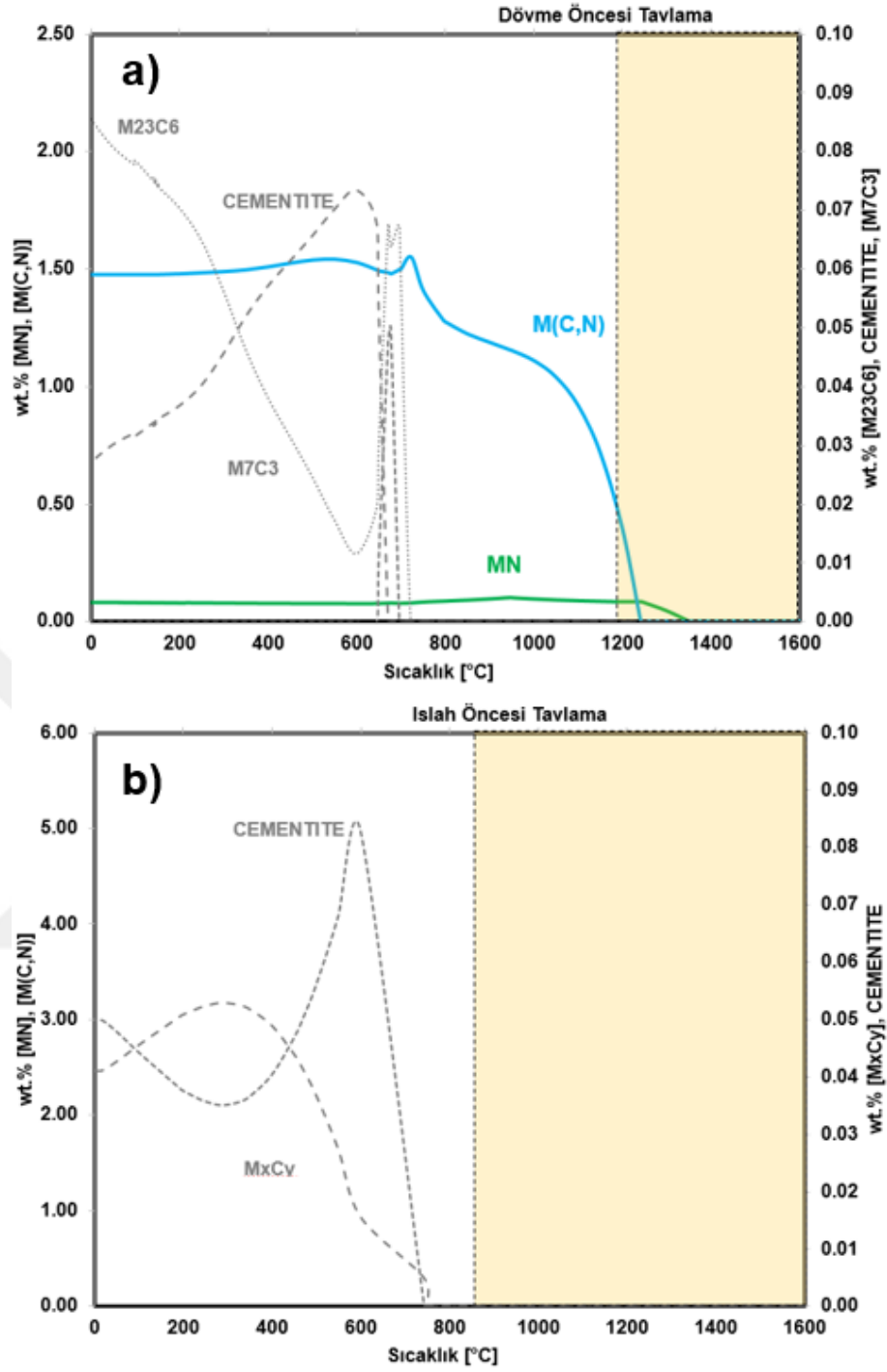
Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe En. (2mmV, RT, J)
Tez Hedefleri	Min. 660	1050 – 1200	Min. 12	-	Min. 35
Referans Kalite (41Cr4 + Q&T)	927 ^{±19}	1066 ^{±22}	15,1 ^{±0.6}	56,0 ^{±3}	65,0 ^{±4}
Yeni Geliştirilen Kalite (Sürekli Soğutma)	872 ^{±32}	1172 ^{±24}	12,8 ^{±0.4}	53,0 ^{±3}	54,6 ^{±5}

Islah ısıt işlemleri uygulanan 41Cr4 referans çelik üretimlerinde akma mukavemeti yeni kimyasal kompozisyon üzerinden sürekli soğutma ile gerçekleştirilen üretimlere göre daha yüksek elde edilirken çekme mukavemetine ait ortalama değerler ise sürekli soğutma üretimlerinde daha yüksek sonuçlanmıştır. Diğer yandan, endüstriyel koşullara göre gerçekleştirilen üretimlerde ısıt ısıt işlemleri için temperleme sıcaklık ve süreleri; sürekli soğutma işlemleri içinse soğutma rejimi değiştirilerek mukavemet değerlerinde artma ya da azalma sağlanabilmektedir. Fakat, su verme ve temperleme prosesleri ile gerçekleştirilen ısıt ısıt işlemlerde genellikle sürekli soğutmaya göre daha yüksek akma / çekme mukavemet oranı elde edilmektedir. Akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı ortalama olarak ısıt ısıt işlemleri 41Cr4 üretimlerde 0,87; sürekli soğutma üretimlerinde ise 0,75 olarak hesaplanmıştır.

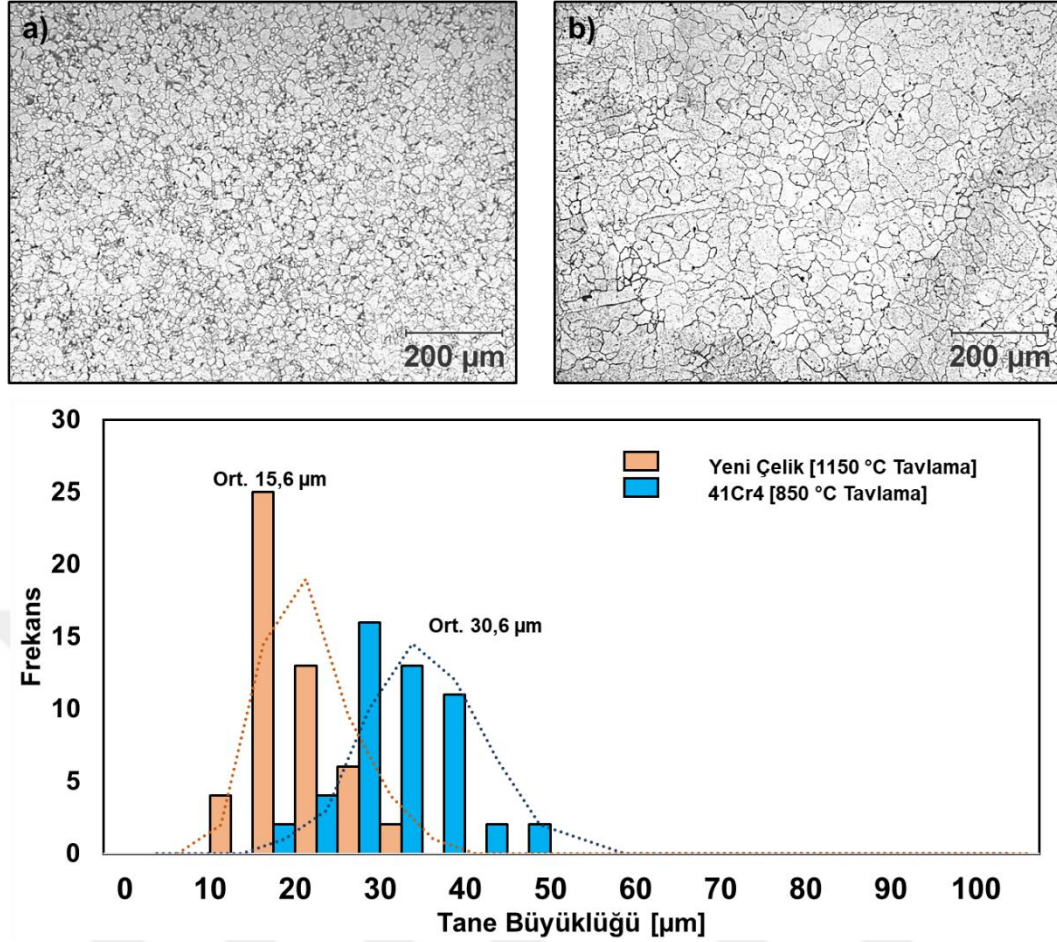
Daha yüksek elde edilen akma mukavemeti ve uzama değerlerinin bir göstergesi olarak oda sıcaklığında gerçekleştirilen çentik darbe dayanımı değerleri de referans üretimlerde sürekli soğutmaya göre 9.4 J daha yüksek sonuçlanmıştır. Fakat, sürekli soğutma üretimlerinde ortalama 106 MPa daha yüksek çekme mukavemeti elde edildiği göz önünde bulundurulduğunda sürekli soğutma üretimlerinin oldukça yüksek mukavemet-tokluk dengesi gösterdiği anlaşılmaktadır.

Genel olarak değerlendirildiğinde, belirlenen kimyasal kompozisyon üzerinden sürekli soğutma ile gerçekleştirilen üretimlerde hedeflenen mekanik test değerleri başarıyla sağlanmıştır.

Şekil 3.60'ta yeni geliştirilen kimyasal kompozisyon ve referans 41Cr4 kalitesi için JMatPro yazılımı ile oluşturulan çökelti tip ve miktar öngörülleri yer almaktadır. Tavlama işleminde A_{c3} sıcaklığının üzerinde östenit taneleri sıcaklık ve süreye bağlı büyüme eğilimindedir. Tavlama işleminde tavlama sıcaklığında var olan karbür, nitrür gibi çökeltiler ise östenit büyümesini engellemektedir. Daha küçük östenit tanelerine sahip olan üretimlerin mukavemet değerlerinin daha yüksek olması beklenmektedir. Şekil 3.61'de 41Cr4 referans ve yeni geliştirilen kimyasal kompozisyona sahip üretimlerin önceki östenit tane büyüklükleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 3.60 : JMatPro çökelti tip ve miktar öngörülleri (a) yeni geliştirilen kimyasal kompozisyon, (b) 41Cr4 referans kalite.



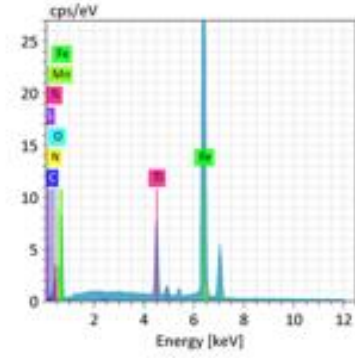
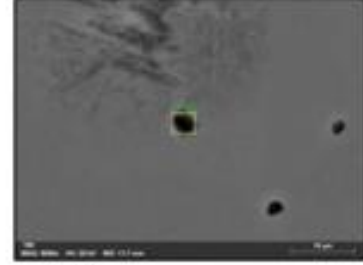
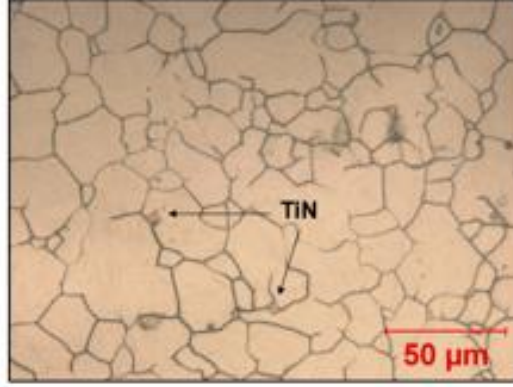
Şekil 3.61 : Östenit tane büyüklüğü karşılaştırması (a) yeni geliştirilen çelik kalitesi – 1150 °C tavlama sıcaklığı, (b) 41Cr4 referans kalite – 850 °C tavlama sıcaklığı.

Dövme işlemi öncesinde numuneler ortalama 1150 °C sıcaklıklarda tavllanmışır. Belirlenen kompozisyon üzerinden yapılan sürekli soğutma üretimlerinde ilave bir tavlama işlemi yapılmamıştır. 41Cr4 kalite üzerinden gerçekleştirilen üretimlerde ise dövme uygulaması sonrasında ıslah ısıl işlemi uygulanmıştır. 41Cr4 çelik kalitesinin ıslah işlemlerinde östenitleme tavlaması genellikle 850 °C’de gerçekleştirilmektedir. Sonradan uygulanan ısıl işlem ile birlikte daha düşük tavlama sıcaklıklarında işlem gören 41Cr4 kalitesinin tane büyüklüğü 850 °C’de ortalama 30,6 μm hesaplanırken, 1150 °C sıcaklıkta tavlama uygulanan yeni geliştirilen çelik kalitesinde ise tane büyüklüğü ortalama 15,6 μm olarak ölçülmüştür.

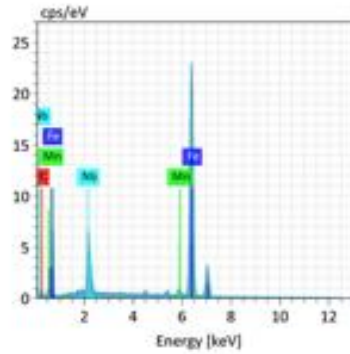
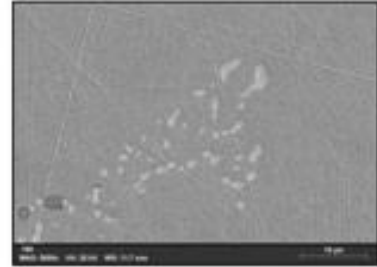
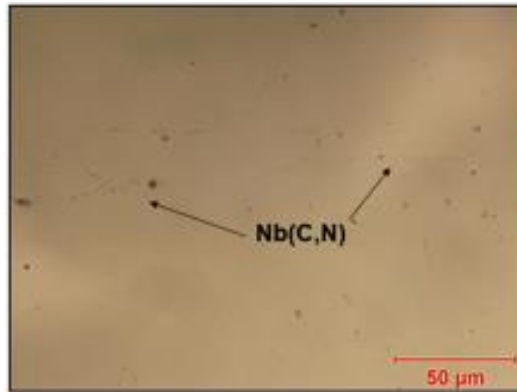
Östenit tane büyüklüklerinin yeni geliştirilen kimyasal kompozisyonda daha yüksek tavlama sıcaklıklarına rağmen daha düşük gerçekleşmesinde, östenitleme sıcaklığının üzerinde yer alan MN , $M(C,N)$ tipi primer çökeltilerin etkin rol oynadığı düşünülmektedir. İçeriğinde titanyum ve niyobyum gibi mikroalaşım elementlerinin

yer aldığı hedef kimyasal kompozisyon üzerinden gerçekleştirilen JMatPro öngörüsüne göre östenitleme sıcaklıklarının üzerinde TiN ve $Nb(C,N)$ çökeltileri varlığını sürdürmektedir. Şekil 4.62’de OM ve SEM görüntülerinde tane büyümesinin engellenmesinde çökeltilerin rolü paylaşılmıştır.

a)

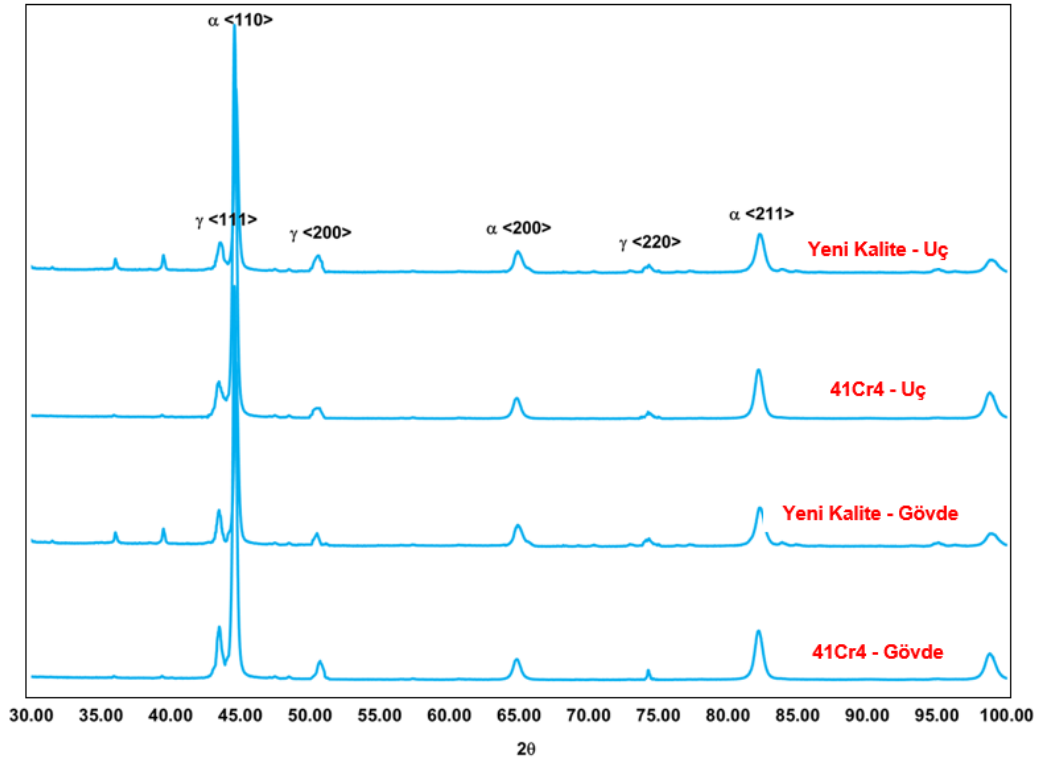


b)



Şekil 3.62 : Tane büyümesinin engellenmesinde yer alan çökeltilere ait OM ve SEM-EDS incelemeleri (a) TiN , (b) $Nb(C,N)$.

Şekil 3.63’te 41Cr4 referans ve yeni geliştirilen kalite üretimlere ait XRD analizleri paylaşılmıştır.



Şekil 3.63 : Endüstriyel dövme yöntemiyle üretilen üretimlerin XRD incelemeleri.

XRD verilerinden MAUD yazılımı kullanılarak Rietveld yöntemiyle hesaplanan kalıntı östenit değerleri Çizelge 3.35’te yer almaktadır. Deformasyon uygulanan ve uygulanmayan dilatometre incelemelerinde olduğu gibi sürekli soğutma üretimlerinde kalıntı östenit değerleri deformasyon uygulanan uç bölgesinde gövde bölgesine göre daha düşük elde edilmiştir. Islah ısı işlemi uygulanan 41Cr4 referans üretimlerinde ise kalıntı östenit değerleri kesit boyunca benzer sonuçlanmıştır.

Çizelge 3.35 : Rietveld yöntemine göre hesaplanan kalıntı östenit değerleri.

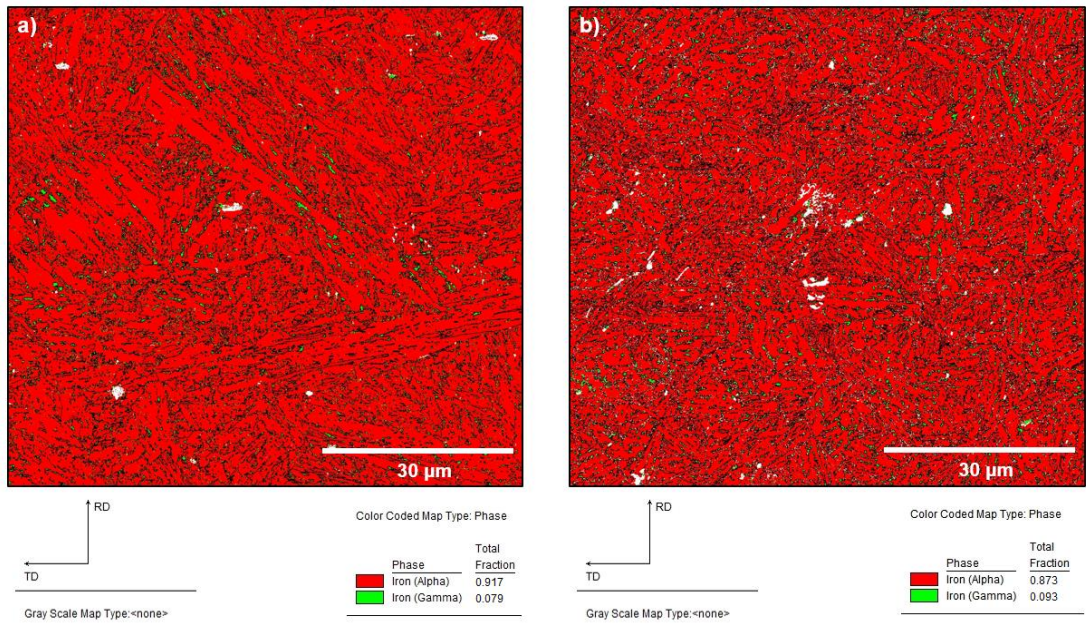
Numune		Ölçüm No.1	Ölçüm No.2	Ölçüm No.3	Ölçüm No.4	Ortalama
41Cr4 (Q&T Isıl İşlemi)	Uç Bölgesi	%9,0	%11,1	%10,6	%12,1	%10,7
	Gövde Bölgesi	%14,7	%10,1	%11,6	%11,6	%12,0
Yeni Kalite (Sürekli Soğutma)	Uç Bölgesi	%8,8	%10,4	%10,1	%8,9	%9,5
	Gövde Bölgesi	%13,8	%14,0	%15,1	%13,5	%14,1

Sürekli soğutma sonrasında yapıda yer alan kalıntı östenitin miktarının yanı sıra, kimyasal ve mekanik kararlılığı da malzemenin servis koşullarındaki performansına doğrudan etki etmektedir. Yarı kararlı kalıntı östenit yapısının deformasyon ve sıcaklık

gibi farklı sebeplerle martenzite dönüşme olasılığı bulunmaktadır. “Transformation Induced Plasticity (TRIP)” etkisi olarak belirtilen mekanizma ile yapıdaki kararsız kalıntı östenit bölgelerinin martenzite dönüşmesi sonucunda mekanik özelliklerde öngörülmeyen değişiklikler oluşabilmektedir.

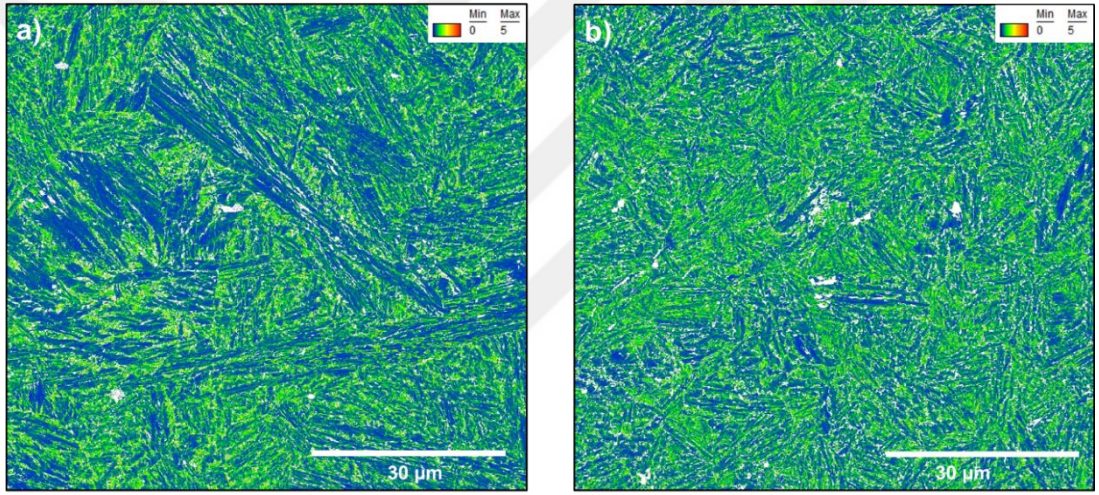
TRIP etkisi çelikte; iç veya dış etmenlerden oluşan gerilimlere, özellikle karbon ve mangan oranına bağlı olarak kimyasal kompozisyonda yer alan elementlere, östenit tane büyüklüğüne, kalıntı östenitin morfolojisi ve etrafını çevreleyen yapılara bağlı oluşmaktadır (Kozłowska, 2021; De Moor, 2011; Jimenez-Melero ve diğ, 2007; Shen ve diğ, 2015; Sugimoto ve diğ, 1993).

Yeni geliştirilen kalite üzerinden endüstriyel dövme ile üretilen numunelerin uç ve gövde bölgelerine ait EBSD kalıntı östenit incelemeleri Şekil 3.64’te paylaşılmıştır. Kalıntı östenit değerleri uç bölgesinde %7,9; gövde bölgesinde ise %9,3 olarak hesaplanmıştır. XRD incelemelerine benzer olarak kalıntı östenit değerleri yüksek deformasyon uygulanan uç bölgesinde gövde bölgesine daha yüksek sonuçlanmıştır. Fakat EBSD incelemelerinde sonuçların XRD değerlerine göre daha düşük elde edildiği gözlemlenmiştir. EBSD incelemelerinin XRD tekniğine göre daha limitli bir alanda ve derinlikte gerçekleştiriliyor olması, tarama yapılan alanın numunenin bütününe yansıtma olasılığını düşürmektedir. Bu durum elde edilen sonuçlardaki farklılığa açıklama getirmektedir.



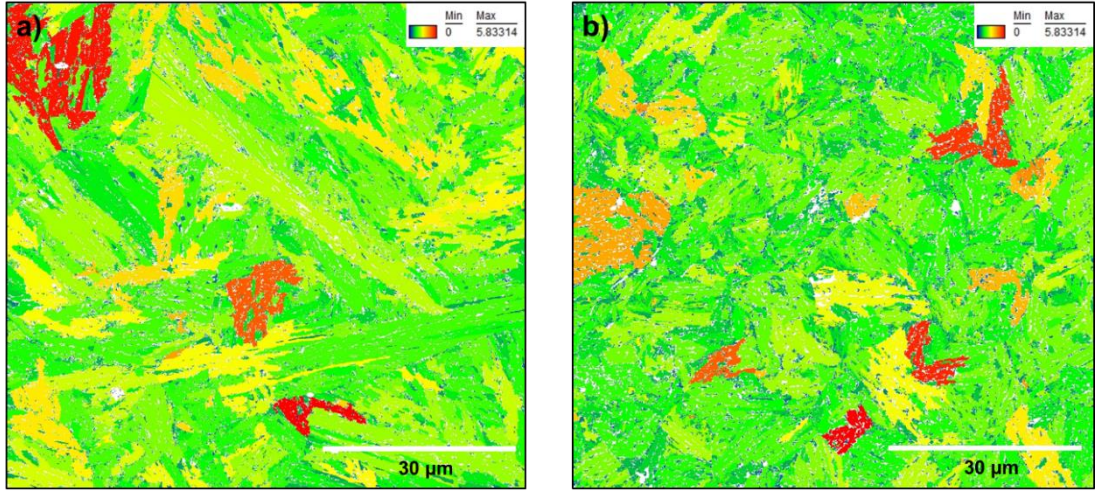
Şekil 3.64 : EBSD kalıntı östenit analizi (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.

Mikroyapı farklılığına göre renklendirilen EBSD görüntüsünde kalıntı östenitlerin martenzit ve beynit paketleri içerisinde ince dağılmış yapıda ya da lata tipi yapılar arasında ince film morfolojisinde yer aldığı gözlemlenmiştir. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalarda beynit ve martenzit mikroyapısına sahip çelikler için film şeklinde ya da ince yapıda dağılım gösteren kalıntı östenitlerin mekanik olarak daha kararlı olduğu belirtilmektedir (Grajcar ve diğ, 2022). Diğer yandan, kalıntı östenitin kaba bloklar halinde bulunduğu durumlarda ise tokluk değerlerinin önemli ölçüde azaldığı raporlanmıştır (Shen ve diğ, 2015). Yapılan EBSD incelemesinde blok tipi kaba östenitler yerine yapıda homojen dağılım gösteren ince ve film morfolojisine sahip kalıntı östenitlerin yüksek çekme mukavemetinde yüksek darbe dayanımı elde edilmesini sağladığı düşünülmektedir.



Şekil 3.65 : EBSD ölçümleriyle elde edilen “Kernel Ortalama Farkı (KAM)” dağılım haritaları (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.

Dövme ile üretilen numunelerin uç ve gövde bölgelerinde yapılan EBSD incelemelerine ait KAM dağılım haritaları Şekil 3.65’te paylaşılmıştır. Hekzagonal bir ölçüm örgüsü içerisinde KAM değerleri hesaplanırken öncelikle bir noktanın çevresindeki altı komşusu ile yaptığı yönelim farklılıkları belirlenmektedir. Sonrasında ise belirlenen farklılıkların ortalama değerleri hesaplanarak ilgili noktaya atanmaktadır. Herhangi bir komşu ile yönelim farkının 5° üzerinde olması, iki nokta arasında bir tane sınırı olduğunu ifade etmektedir. Bu durumda ilgili noktayla olan fark, KAM değeri hesabına dâhil edilmemektedir. Deformasyon uygulanan numunelerde ve dislokasyon gibi kristal hataların yoğun olduğu bölgelerde KAM değerinin yüksek olması beklenmektedir. Ayrıca mikroyapının martenzitik dönüşüm ile elde edildiği bölgelerde de KAM değerlerinin yüksek olması öngörülmektedir.

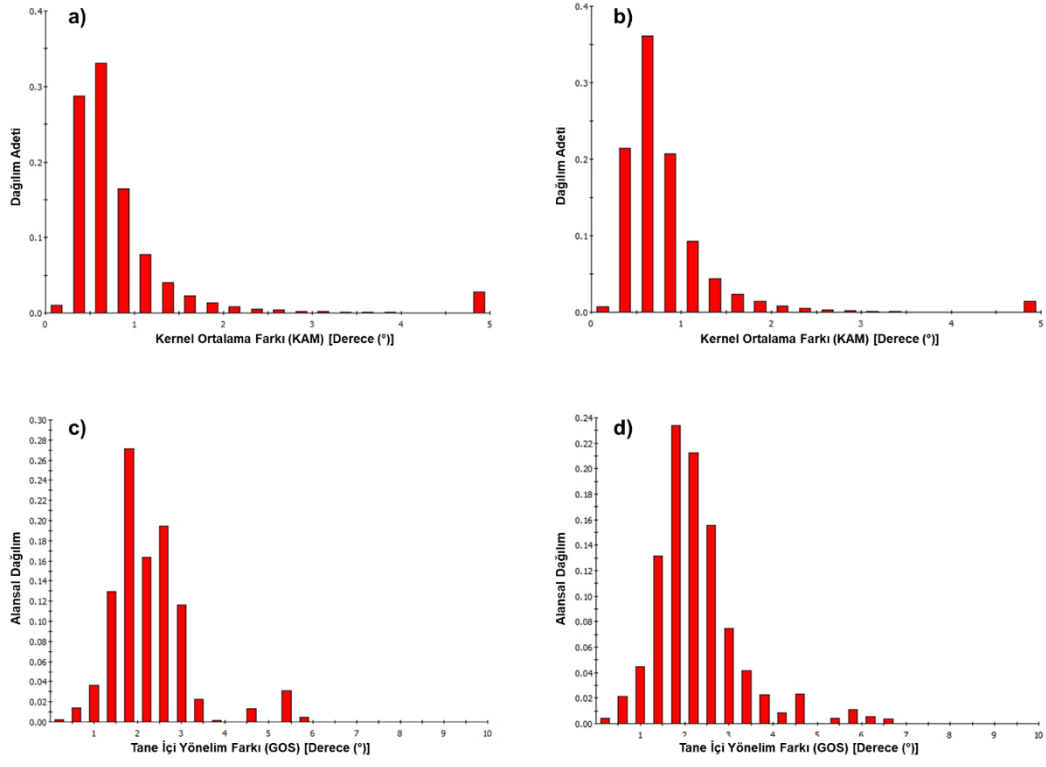


Şekil 3.66 : EBSD ölçümleriyle elde edilen “Tane İçi Yönelim (GOS)” haritaları (a) uç bölgesi, (b) gövde bölgesi.

Dövme ile üretilen numunelerin uç ve gövde bölgelerine ait tane içi yönelim yayılımını (GOS) gösteren EBSD haritaları Şekil 3.66’da paylaşılmıştır. GOS değerleri hesaplanırken öncelikli olarak ilgili tanenin ortalama kristalografik yönelimi belirlenmektedir. Sonrasında ise taneyi oluşturan her bir EBSD ölçüm noktası ile belirlenen ortalama değer arasındaki farklar hesaplanarak ortalama fark değeri ilgili taneye atanmaktadır. GOS değerlerinin, KAM ölçümlerinde olduğu gibi deformasyon ve dislokasyon yoğunluğuyla birlikte artması beklenmektedir. Diğer yandan, yeniden kristallenme ile oluşan bölgelerde ise GOS değerlerinin düşük olacağı öngörülmektedir.

EBSD ölçümlerinde ferrit, beynit ve martenzitik bölgeler HMK yapıda indekslenmektedirler. Belirtilen mikroyapılara sahip bölgelerin KAM ve GOS dağılımları Şekil 3.67’de paylaşılmıştır. KAM ve GOS dağılımları incelendiğinde uç ve gövde bölgelerinde verilerin benzer açılarda yer aldığı ve sonuçlar arasında belirgin bir farklılık olmadığı gözlemlenmektedir. Uç ve gövde bölgelerinde KAM ve GOS dağılımlarının hemen hemen aynı sonuçlanması, dilatometre incelemelerinde gözlemlendiği gibi soğuma hızı ve deformasyon ilişkisi ile açıklanabilmektedir. Dövme sonrası daha ince kesit kalınlığına sahip olan uç bölgesinde soğuma hızı artsa dahi deformasyon sebebiyle östenitten dönüşümlerin daha kısa sürelerde gerçekleşmesi, uç ve gövde bölgelerinde benzer mikroyapıların elde edilmesini sağlamaktadır. Fakat sürekli soğutma sonrasında oluşan özellikle martenzitik mikroyapının morfolojisi ve dağılımı hızlı soğutma uygulanan uç bölgesinde gövde bölgesine göre farklılık göstermektedir. Bu durum uç bölgesinde özellikle düşük aç

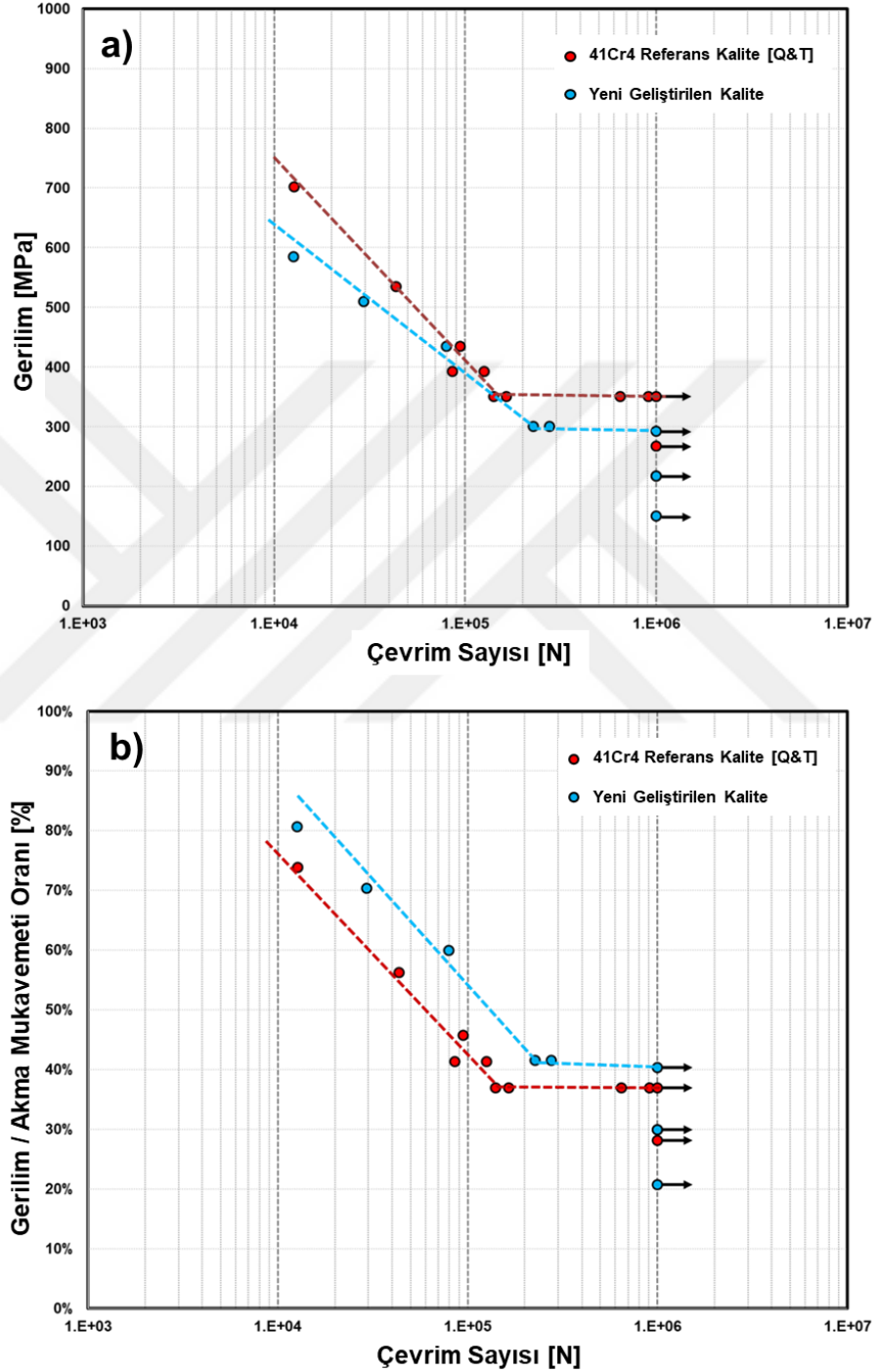
değerlerinde KAM ve GOS verilerinin bir miktar daha yüksek olmasına açıklık getirmektedir.



Şekil 3.67 : EBSD ölçümleriyle elde edilen HMK indeksli bölgelerinde KAM ve GOS dağılımları (a) uç bölgesi KAM, (b) gövde bölgesi KAM, (c) uç bölgesi GOS ve (d) gövde bölgesi GOS.

İslah ısısl işlemi uygulanan 41Cr4 referans kalite ve sürekli soğutma uygulanan yeni kaliteye ait üretimlerin dönel eğilme yorulma test sonuçları Şekil 3.68’de karşılaştırılmıştır. Yorulma testlerinde numunelere uygulanan kuvvetlerin oluşturduğu gerilimler malzemelerin akma mukavemetleri altında yani elastik bölgede yer almaktadır. Aynı gerilim değerlerinde yapılan testlere göre referans 41Cr4 üretimlerinin yorulma dayanım sınırı 350 MPa için yaklaşık 150,000 çevrim olarak belirlenmiştir. Yeni geliştirilen çelik kalitesinde ise yorulma dayanım sınırının ise 300 MPa için yaklaşık 225,000 çevrim olduğu gözlemlenmiştir. İslah ısısl işlemi ile üretilen 41Cr4 referans kalitede akma mukavemeti ortalama 927 MPa, sürekli soğutma ile ilave ısısl işlem uygulanmadan üretilen yeni kimyasal kompozisyonlarda ise 872 MPa elde edilmiştir. Bu nedenle, örneğin yeni geliştirilen kimyasal kompozisyona ait üretimlerde akma mukavemeti değerinin %50’sine denk gelen gerilim değerinde yapılan işlemler, ısısl ısısl işlemi ile üretilen referans kalitede akma mukavemetinin

%56,5'ine denk gelmektedir. Yorulma testlerinde uygulanan gerilimler her malzeme için akma mukavemeti değeri ile orantılandığında yeni geliştirilen kalitede akma dayanımının yaklaşık %40, referans 41Cr4 kalitede ise akma dayanımının %35 değerinde güvenli bölgede çalışılabileceği gözlemlenmiştir.



Şekil 3.68 : Referans ve yeni geliştirilen kalite ile üretimlerin yorulma performansları sonuçları (a) aynı gerilim değerlerine göre, (b) uygulanan kuvvetin akma mukavemetine oranına göre.

Genel olarak değerlendirildiğinde, ısıtma işlemi uygulanmadan sürekli soğutma ile yeni kimyasal kompozisyon üzerinden gerçekleştirilen üretimlerde akma dayanımı daha düşük olsa dahi yorulma test performanslarının ısıtma işlemli 41Cr4 kalite ile kıyaslanabilir seviyede olduğu gözlemlenmiştir.

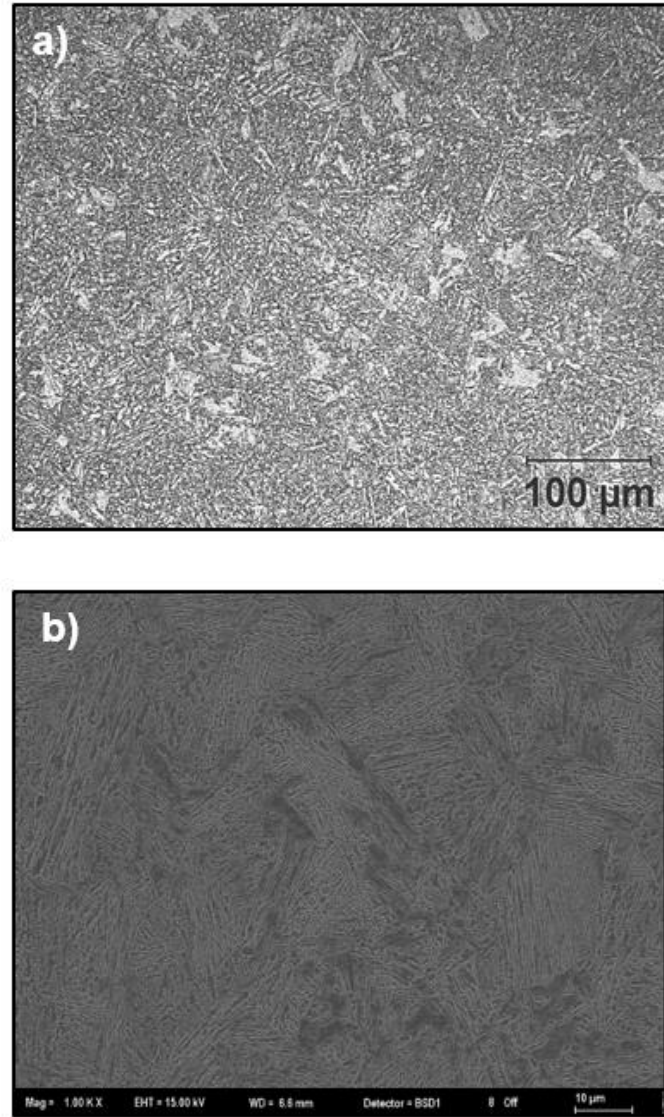
Otomotivde kullanılan ve dövme ile üretilen parça gruplarına genellikle nihai kullanım öncesinde kateforez/boyama gibi yüzey işlemleri uygulanmaktadır. Gerçekleştirilen kateforez/boyama işlemi sonrasında yüzeyde oluşturulan korozyon önleyici tabakanın kurutulması için genellikle 200 °C sıcaklıkta kurutma işlemi yapılmaktadır. Düşük sıcaklıklarda dahi olsa kurutma amacıyla uygulanan işlemler parça üzerine ilave bir temperleme etkisi oluşturmaktadır. Bu nedenle, belirtilen işlemin uygulandığı parça gruplarında ilgili standart, şartname veya müşteri isteklerinin sağlanması dışında ürünün servis koşullarında gerçek performansının belirlenebilmesi için 200 °C’de ilave temperleme uygulanan üretimlerde mekanik özelliklerin araştırılması gerekmektedir.

Çizelge 3.36’da endüstriyel üretim sonrasında 200 °C sıcaklıkta ilave temperleme uygulanan numunelerin mekanik test sonuçları yer almaktadır. 41Cr4 kalite üzerinden gerçekleştirilen üretimlerde ilave temperleme işlemi sonrasında mekanik değerlerde belirgin bir değişiklik oluşmamıştır. Yeni geliştirilen kalite üzerinden yapılan üretimlerde ise 200 °C temperleme işlemi sonrasında akma mukavemetinin %6,4; çekme mukavemetinin ise %1,4 arttığı belirlenmiştir. İlave temperleme sonrasında mekanik özelliklerdeki en büyük değişim ise yeni geliştirilen kalitenin darbe dayanımında meydana gelmiştir. Düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen temperleme ile birlikte yeni geliştirilen üretimlerin darbe dayanımlarında %25,1 artış elde edilmiştir.

Çizelge 3.36 : Endüstriyel üretim sonrası 200 °C sıcaklıkta ilave temperleme işlemi uygulanan numunelere ait mekanik test sonuçları.

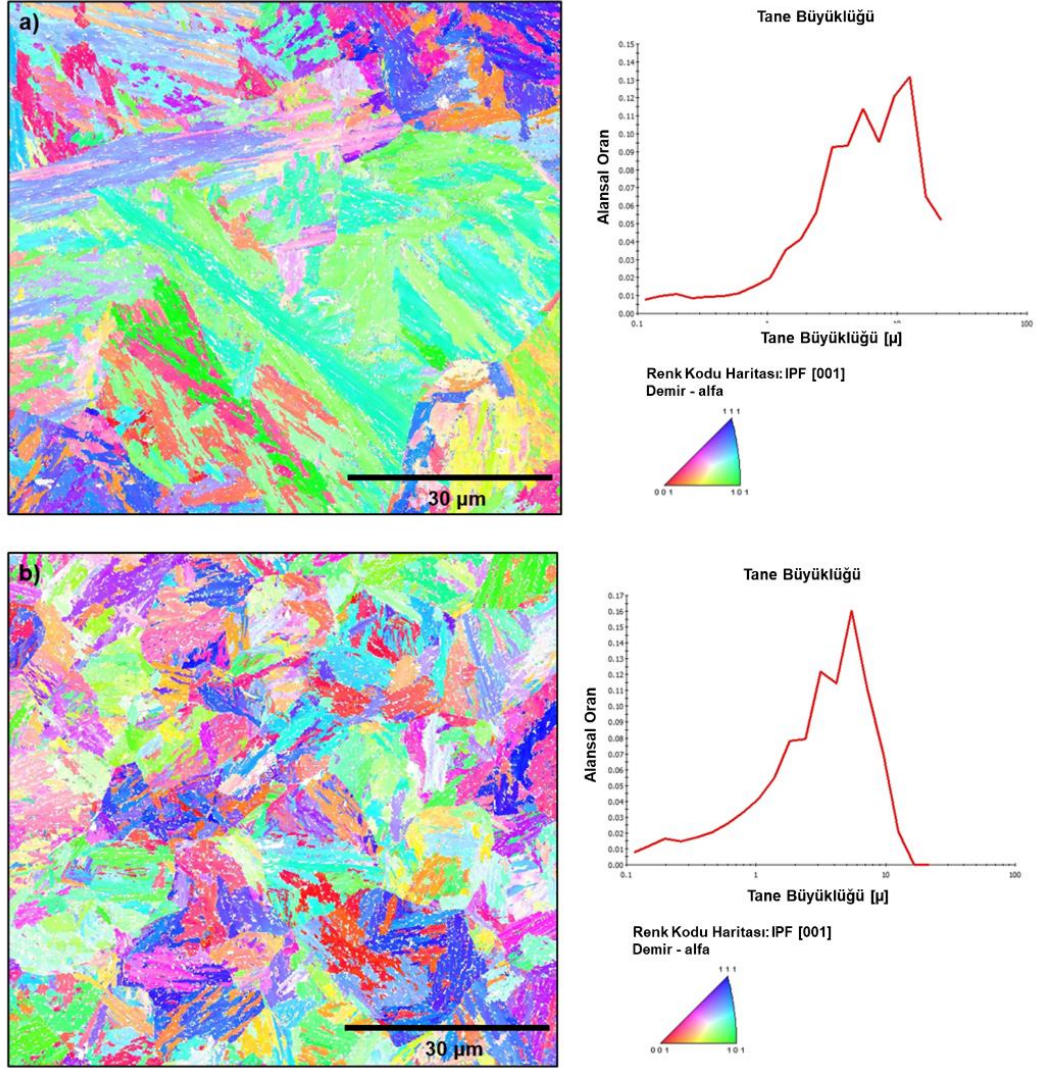
Numune	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Kesit Dar. (%)	Darbe En. (2mmV, RT, J)
Tez Hedefleri	Min. 660	1050 – 1200	Min. 12	-	Min. 35
Referans Kalite (41Cr4 + Q&T) + 200 °C Temp.	966	1105	15,3	58,0	66,0
Yeni Geliştirilen Kalite (Sürekli Soğutma) + 200 °C Temp.	928	1188	12,6	58,0	68,3

Literatürde yer alan çalışmalarda beynitik-martenzitik mikroyapıya sahip çeliklere düşük sıcaklıklarda uygulanan temperleme işlemlerinin özellikle akma mukavemeti ve darbe dayanım enerjilerini arttırdığı yer almaktadır. Yapıda beynit ile birlikte yer alan martenzit mikroyapısının temperleme ile gerilimlerinin azaltılması, kalıntı östenitin karbonca zenginleşerek mekanik ve termal kararlılığının artırılması ile mekanik özelliklerde artış gözlemlendiği raporlanmıştır (Jiang ve diğ, 2021; Luo ve diğ, 2010). Şekil 3.69’da yeni geliştirilen kompozisyonla yapılan üretimlerde ilave temperleme sonrası beynitle birlikte latta formunda yer alan martenzit yapısının yerini kısmi temperlenmiş martenzite bıraktığı gözlemlenmiştir.



Şekil 3.69 : İlave temperleme sonrası yeni geliştirilen kalite ile üretimlere ait mikroyapılar (a) OM 200X büyütme, (b) SEM 1.000X büyütme.

EBSD incelemeleriyle elde edilen Inverse Pole Figure (IPF) haritaları ve tane büyüklüğü ölçümleri Şekil 3.70’te paylaşılmıştır. Uygulanan ilave temperleme ile martenzit latalarının yer aldığı paketlerin ve lata morfolojisinin literatürde belirtildiği şekilde değişim gösterdiği belirlenmiştir.



Şekil 3.70 : Yeni geliştirilen çelik kalitesinde EBSD ölçümleriyle elde edilen IPF haritaları ve paket büyüklüğü ölçümleri (logaritmik gösterge çizelgesi) (a) ilave temperleme öncesi, (b) ilave temperleme sonrası.

İlave temperleme işleminden elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde yeni geliştirilen kalitede temperleme işlemi ile birlikte servis koşullarındaki performansın darbe enerji değeri de dâhil olmak üzere ıslah ısıl işlemli kullanılan 41Cr4 kalitenin üzerinde gerçekleştiği belirlenmiştir.

Otomotiv uygulamaları başta olmak üzere sıcak dövme ile üretilen çelik malzemelerin kullanıldığı birçok ürün grubunda prosesin kendi içerisinde yer alan ve ilave bir işlem

olmayan düşük sıcaklık temperlemesi neticesinde elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde, yeni geliştirilen malzemenin yalnızca tez hedeflerini karşılamakla kalmayıp aynı zamanda orta karbonlu 41Cr4 standart çelik kalitesinin ıslah ısıtma işlemi sonrasındaki mekanik değerlerinin üzerinde performans gösterdiği belirlenmiştir.

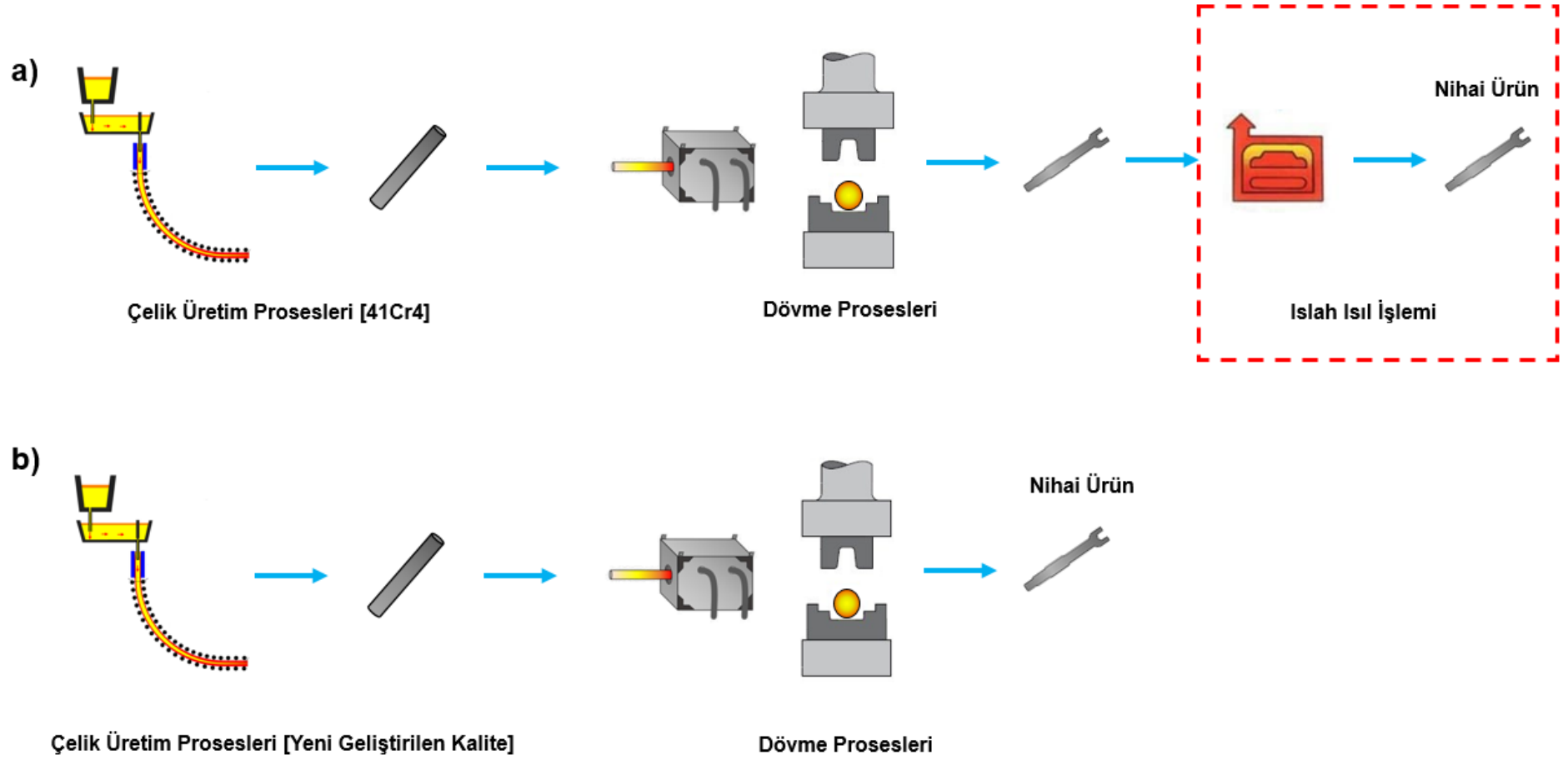


4. SONUÇ VE ÖNERİLER

Tez kapsamında gerçekleştirilen çalışmalarda, belirlenen alaşım tasarımı ve üretim parametreleri üzerinden öncelikli olarak laboratuvar ölçekli prototip üretimler yapılmıştır. Elde edilen mekanik test sonuçlarının ilgili üretimlerin kimyasal kompozisyonunda yer alan elementler ve soğuma hızı parametreleri ile aralarındaki ilişkileri belirlenmek adına istatistiksel analizler gerçekleştirilmiştir. MLR yöntemiyle hesaplanan korelasyon katsayıları incelendiğinde temel alaşım elementlerin mekanik özellikler üzerindeki olumlu ya da olumsuz etkileri beklenildiği gibi sonuçlanmıştır. Ancak, veri setinde bimodal dağılım gösteren verilerin bulunduğu ya da birkaç elementin çeşitli metalurjik etkenlere bağlı olarak mekanik özelliklerde birlikte etki oluşturduğu durumlarda MLR istatistiksel yönteminin yeterli performans gösteremediği belirlenmiştir. Bu kapsamda veriler arasındaki kompleks ilişkilerin çözümlenmesi için YSA yönteminden yararlanılmıştır. MLP [11-1(18)-3] topolojisine sahip ileri beslemeli ve BRBP algoritması ile eğitilen YSA modeli ile MLR yöntemine göre mekanik özelliklerin tahminlenmesinde çok daha yüksek performans elde edilmiştir. YSA modeli üzerinden çalışmanın hedeflerine uygun kimyasal kompozisyon ve soğuma hızları belirlenmiştir. Optimizasyon ve doğrulama çalışmalarında ise belirlenen alaşım tasarımı ve üretim parametreleri ile laboratuvar ölçekli üretilen ham malzemelerden endüstriyel ölçekte sıcak dövme yöntemi ile nihai ürünler üretilmiştir.

Genel olarak değerlendirildiğinde, çalışmada hedeflenen “DIN EN 10083-3 Quenched and tempered steels - Part 1: Technical delivery conditions for special steels” standardı 41Cr4 çelik kalitesine ait ısıtma-ısıtma mekanik özellikler yeni geliştirilen kimyasal kompozisyon üzerinden sürekli soğutma ile başarıyla elde edilmiştir.

Sıcak dövme üretiminde mevcutta kullanılan endüstriyel üretim akışı ile çalışmalar kapsamında geliştirilen ve önerilen üretim akışı Şekil 4.1’de karşılaştırılmıştır.



Şekil 4.1 : Dövme işlemi üretim akışı (a) mevcut endüstriyel üretim aşamaları, (b) tez çalışmaları kapsamında önerilen endüstriyel üretim aşamaları.

Yeni geliştirilen çelik kalitesi ve mevcutta kullanılan 41Cr4 referans kaliteye ait kimyasal kompozisyon, mekanik ve mikroyapısal özellikler sırasıyla Çizelge 4.1, Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3'te karşılaştırılmıştır.

Çizelge 4.1 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların kimyasal kompozisyon karşılaştırması.

Kalite	Kimyasal Kompozisyon (ağ.%)				
	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Diğer
Referans Kalite (41Cr4)	0,38-0,45	maks.0,40	0,60-0,90	0,90-1,20	-
Yeni Geliştirilen Kalite	0,15-0,20	0,15-0,35	Mn+Cr: 2,10 - 2,55		Mo: %0,10-0,20; Ti: 0,015-0,035 ppm, Nb: 0,030-0,050 ppm, B: 20-30 ppm

Çizelge 4.2 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların mekanik özellik karşılaştırması.

Kalite	Mekanik Özellikler (Nihai Üründe)			
	Akma Muk.	Çekme Muk.	Uzama	Dar. En. (2mmV, RT)
Referans Kalite (41Cr4)	966 MPa	1105 MPa	%15,3	66,0 J
Yeni Geliştirilen Kalite	928 MPa	1188 MPa	%12,6	68,3 J

Çizelge 4.3 : Yeni geliştirilen alaşım tasarımı ve proses rotasıyla mevcutta dövme üretimlerinde gerçekleştirilen uygulamaların mikroyapı karşılaştırması.

Kalite	Mikroyapısal Özellikler (Dövme Üretimi Sonrası)	
	Nihai Mikroyapı	Östenit Tane Büyüklüğü
Referans Kalite (41Cr4)	Temperlenmiş Martenzit + RA	30,3 µm (850 °C Tavlama)
Yeni Geliştirilen Kalite	Beynit + Martenzit + RA	15,6 µm (1150 °C Tavlama)

Mevcutta ticari olarak üretimi yapılan ve dövme üreticilerinin ham malzeme olarak kullanabileceği standart kaliteler ya da bazı çelik üreticilerinin özel olarak geliştirdiği standart olmayan kaliteler bulunmaktadır. Belirtilen çelik kaliteleri genellikle dövme ile üretilen parçanın kullanıldığı servis koşullarına göre yüksek mukavemet, yüksek aşınma dayanımı, yüksek yorulma dayanımı gibi spesifik bir amaca uygun üretilmektedirler. Bu nedenle çalışmanın hedeflerinde olduğu gibi yüksek mukavemet ve tokluk dengesinin birlikte sağlanması gereken uygulamalarda belirtilen kaliteler istenilen performansı gösterememekte ya da üretim maliyetleri yüksek olmaktadır.

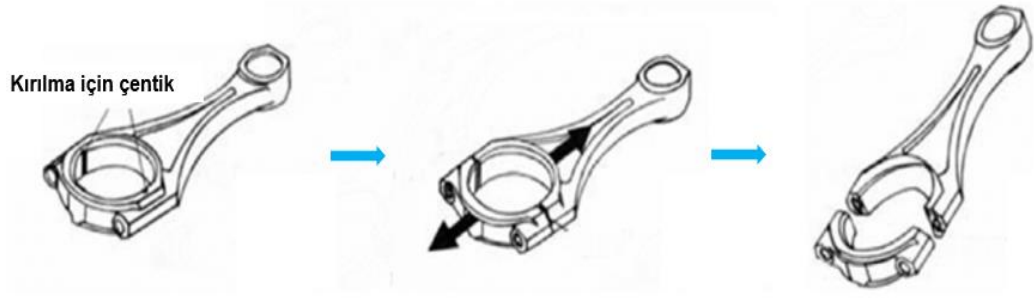
Diğer yandan, standart olmayan bazı özel çelik kalitelerinin alaşım içeriğinden dolayı özellikle çelikhane üretim süreçleri özel ekipmanlar gerektirmekte olup endüstriyel üretim açısından birçok işletmeye uygun olamamaktadır.

“Mikroalaşımli çelikler” olarak tanımlanan standart çeliklerde en sık tercih edilen kaliteler ve ilgili kalitelere ait özelliklerin çalışmada hedeflenen değerlerle karşılaştırılması Çizelge 4.4’te paylaşılmıştır.

Çizelge 4.4 : Mikroalaşımli standart çelik kalite örnekleri ve mekanik özelliklerinin çalışma hedefleri ile karşılaştırılması.

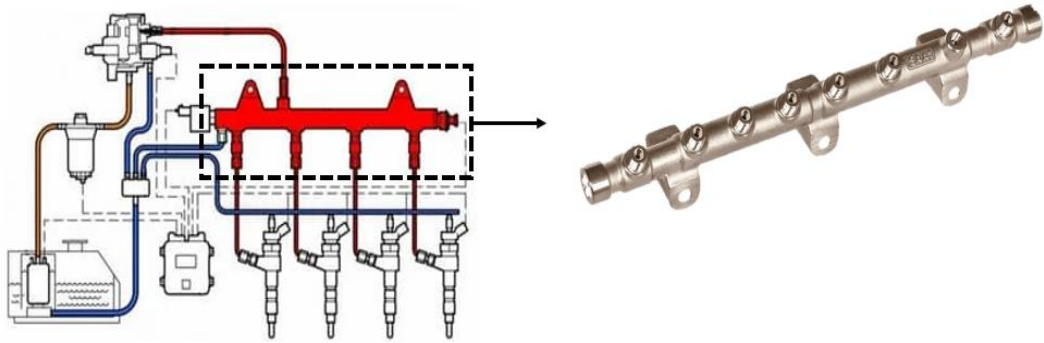
Özellik	19MnVS6 (DIN EN 10267)	38MnVS6 (DIN EN 10267)	C70S6 (DIN EN 10267)	Çalışmanın Hedefleri
Akma Mukavemeti	Min. 450 MPa	Min. 520 MPa	Min. 550 MPa	Min. 660 MPa
Çekme Mukavemeti	650 – 850 MPa	800 – 1000 MPa	840 – 1020 MPa	1050 – 1200 MPa
Uzama	Min. %16	Min. %12	Min. %10	Min. %12
Darbe Dayanımı (2 mm V, RT)	-	Ort. 27 J	Ort. 10 J	Min. 35 J
Alaşım Maliyeti	1,03	1,02	1,00	Maks. 1,30 (41Cr4)

Mikroalaşımli çelik kalitelerinde mukavemet artışı kimyasal kompozisyonda yer alan mikroalaşım elementlerinin çökelti sertleşmesi mekanizmasına dayanmaktadır. Dövme sonrası mikroalaşımli çelik kalitelerinde genellikle ferritik/perlitik mikroyapı elde edilmektedir. Vanadyum içeriği daha yüksek olan 19MnVS6 ve 38MnVS6 gibi kalitelerden dövme yöntemiyle krank, şaft gibi ürünler üretilirken karbon içeriği daha yüksek olan C70S6 gibi kalitelerden ise genellikle biyel kolu gibi ürünler üretilmektedir. Her ürün grubunda üretim veya kullanım alanında ihtiyaç duyulan spesifik özelliklere göre malzemelerin mekanik özellikleri değişmektedir. Örneğin, Şekil 4.2’de gösterildiği gibi biyel kolu üretiminde parçanın üretim aşamalarında kırılarak ayrılabilmesi önemli bir unsurdur. Kırılan parçanın mümkün olduğunca kusursuz olarak tekrar birleştirilebilmesi için kırılma bölgesinin gevrek davranış göstermesi gerekmektedir. Bu nedenle belirtilen ürün grubunda sünek davranış gösteren çelikler tercih edilmemektedir. Mikroalaşımli çelikler genel olarak değerlendirildiğinde her ne kadar alaşım maliyetleri uygun olsa da çalışmada hedeflenen mukavemet ve tokluk dengesinin ilgili kalitelerle sağlanamayacağı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.2 : Mikroalaşımli çeliklerden üretilen biyel kolu ürünü ve kırılarak ayrılma işlemi (Kou ve diğ, 2017).

Standart çelik kalitelerinin yanı sıra dövme üretimlerinden servis koşullarında daha yüksek performans elde edebilmek amacıyla farklı çelik üreticilerinin özel ürettiği çelik kaliteleri de bulunmaktadır. Örneğin, dizel motora sahip araçlarda yakıt dağıtım sisteminin bir parçası olarak kullanılan “dizel ray” ürünü için farklı firmaların geliştirdiği çelik kaliteleri piyasada ticari olarak üretilmektedir. Şekil 4.3’te yer alan dizel ray parçasının üretiminde dövme işlemi ardından yoğun miktarda talaşlı imalat gerçekleştirilmektedir. Bu sebeple, malzemelerin yüksek mekanik özelliklerinin yanı sıra işlenebilirlik özelliğinin de iyi olması istenmektedir. Diğer yandan, uygulamada içerisinden yüksek basınçta yakıt geçen dizel rayda kullanılan çeliğin belirtilen basınç değerlerine dayanımı ve yorulma performansı da yüksek talep edilmektedir.



Şekil 4.3 : Dövme işlemi ile üretilen dizel ray parçası ve otomotiv uygulamasındaki montaj konumu (Crăciun ve Dumitraş, 2022).

Sıcak dövme ile dizel ray üretimine uygun olarak farklı üreticilerin geliştirdiği çelik kaliteleri bulunmaktadır. Ayrıca, dizel ray üretiminde olduğu gibi farklı mühendislik uygulamalarında servis koşullarında oluşan ihtiyaca yönelik ve standart çelik kalitelerine göre daha yüksek performans sağlayabilen farklı ürün grupları için

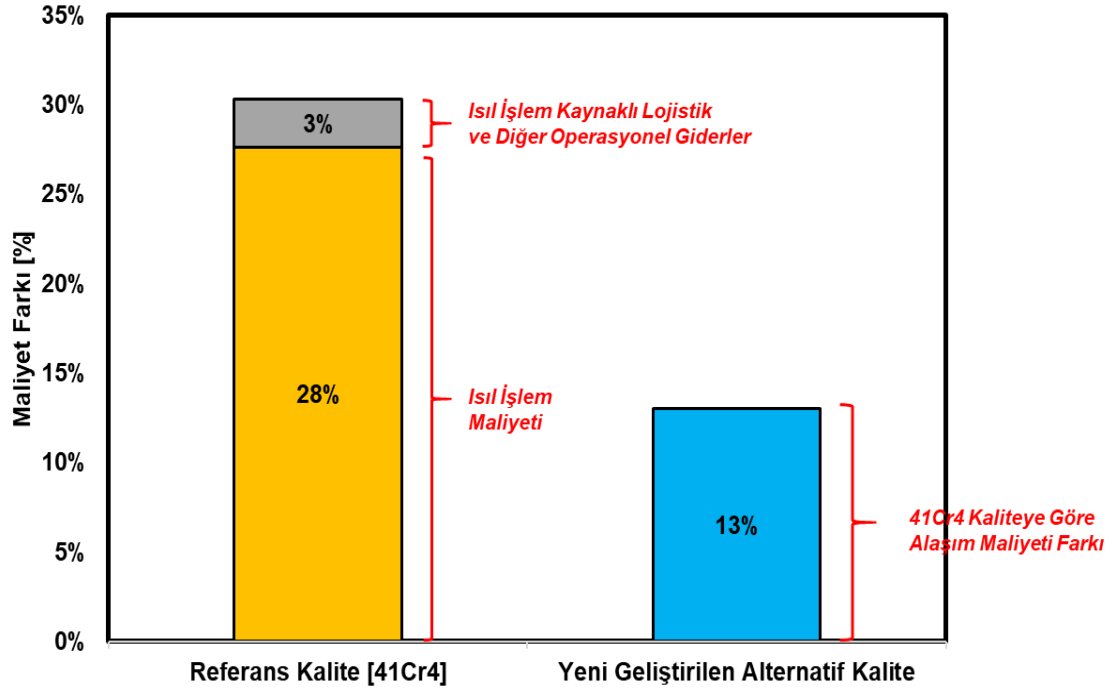
alternatif elik kaliteleri bulunmaktadır. Fakat çalışmada hedeflenen değerler dikkate alındığında alternatif elik kalitelerinde göze çarpan ilk özellik, malzemelerin yüksek mukavemet değerlerinde istenilen tokluğu sağlayamamaları ya da yükselen tokluk değerleri ile birlikte alaşım maliyetlerinin oldukça artmasıdır. Bu kapsamda, dövme uygulamalarında ham malzeme olarak tercih edilebilecek mevcut elik kalitelerinin her ne kadar yorulma dayanımı, işlenebilirlik performansı gibi değerleri yüksek olsa da yüksek mukavemet ve tokluk dengesinin çalışmada hedeflenen maliyetler dâhilinde sağlanabilmesi mümkün görünmemektedir.

Yapılan alışmalar genel olarak değerlendirildiğinde elde edilen çıktılarının potansiyel faydaları aşağıdaki gibi özetlenmiştir;

Maliyet Azaltma Avantajı

- Yeni geliştirilen kimyasal kompozisyona ait maliyet çarpanı mevcutta kullanılan 41Cr4 elik kalitesine göre 1,13 olarak hesaplanmıştır. Belirtilen maliyet çarpanı ile çalışmada hedeflenen “maks. 1,30” değeri başarıyla sağlanmıştır.
- Dövme üreticilerinin genellikle firma dışından hizmet alımı yaptıkları ısılah ısııl işlemine gerek kalmaması önemli bir maliyet avantajı potansiyeli oluşmuştur.
- Isılah ısııl işlemi uygulanmadan dövme sonrası yapılacak sürekli soğutma işlemi için ilave yatırım ihtiyaına gerek olmamaktadır.
- Isılah ısııl işleminde proses maliyetinin yanı sıra firma dışındaki işlemler için gerekli olan lojistik, planlama ve kontrol gibi süreçlere de gerek kalmaması, üretim maliyeti avantajını daha da arttırmaktadır.

Yeni geliştirilen ve ısııl işlem uygulanmadan üretim imkânı sunan alternatif elik kalitesinin referans 41Cr4 kaliteye göre üretim maliyeti karşılaştırması şekil 4.4’te paylaşılmıştır. Referans elik kalitesine göre alaşım maliyetinde %13 artış söz konusu olsa da hizmet alımı ile gerçekleştirilen ısııl işlem uygulaması, gerekli lojistik ve diğer operasyonel giderler değerlendirildiğinde nihai üretimde maliyet avantajı sağlanabileceği gözlemlenmektedir.



Şekil 4.4 : Yeni geliştirilen kalitenin referans 41Cr4 kaliteye göre üretim maliyeti karşılaştırması.

Karbon Emisyonları Azaltma Avantajı

- Yüksek enerji tüketimi gerektiren ıslah ısıtma işleminin sürekli soğutma ile ikame edilmesi, proses kaynaklı oluşan karbon emisyonlarının azaltılmasında önemli bir potansiyel sunmaktadır.
- Isıl işlemin yanı sıra firma dışında gerçekleştirilen lojistik ve organizasyonel süreçlere gerek kalmaması da ayrıca toplam üretim proseslerindeki karbon salınımının azaltılmasına olanak sağlamaktadır.
- Genel olarak değerlendirildiğinde geliştirilen yeni kimyasal kompozisyon ve üretim rotası üzerinden dövme üreticilerinin karbon emisyon değerlerini azaltma imkânı bulunmaktadır.

Ticarileşme ve Yeni Proje Oluşturma Potansiyeli

- Yerli imkânlarla geliştirilen yeni kompozisyon ve üretim rotasının, ıslah ürün grubu için hem yurt içi hem de yurt dışı pazarda rekabet avantajı oluşturacağı öngörülmektedir. Bu kapsamda, yapılan çalışmalardan elde edilen bilgi birikimi ile ilerleyen dönemlerde yeni ürün ve pazar hedefleri için yeni çalışmaların yapılması planlanmaktadır.

- Yine dövme ile üretilen fakat “*ISO 898-1 Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel - Part 1: Bolts, screws and studs with specified property classes*” standardına uygun yüksek mekanik özelliklerin talep edildiği uygulamalarda yeni geliştirilen çelik kalitesi ve proses rotası ile başarı sağlanabileceği düşünülmektedir. Özellikle düşük sıcaklıklarda yüksek darbe dayanımı istenilen uygulamalarda, mevcut çelik kompozisyonuna ilave edilebilecek silisyum elementi ile birlikte düşük maliyetli alternatif seçeneklerin oluşturulabileceği öngörülmektedir.
- Diğer yandan, dövme ürün gruplarında genellikle talaşlı imalat prosesi uygulanmaktadır. İşleme verimliliği yüksek ham malzeme ile yapılan talaşlı imalat işlemlerinde, kullanılan yüksek maliyetli takımların artan kullanım ömürleri ile maliyet avantajı sağlanabilmektedir. Geliştirilen yeni çelik kompozisyonu üzerinden ilerleyen dönemlerde talaşlı imalat verimliliğini arttıracak modifikasyonların yapılması planlanmaktadır.

KAYNAKLAR

- Abdulkareem, N. M. & Jabbar, M. A.** (2017). Effect of Retained Austenite on the Micro-structure and Mechanical Properties of AI-SI4340 High Strength Low Alloy Steel (HSLA steel) Using Magnetic Saturation Measurement and x-ray Diffraction methods, *Basrah Journal for Engineering Sciences*, 17(2).
- Ackermann, M., Resiak, B., Buessler, P., Michaut, B., Hell, J. C., Richter, S. & Bleck, W.** (2021). Methods to classify bainite in wire rod steel. *steel research international*, 92(1), 2000454.
- Asavarutpokin, A., & Chaijit, S.** (2024). Developing Molds to Increase the Production Process of Automotive Parts in the Hot Forging Process Using the Finite Element Method, *International Conference on Creative Technology*, pp. 241-247.
- Ayenampudi, S., Celada-Casero, C., Arechabaleta, Z., Arribas, M., Arlazarov, A., Sietsma, J. & Santofimia, M. J.** (2021). Microstructural impact of Si and Ni during high temperature quenching and partitioning process in medium-Mn steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52(4), 1321-1335.
- Bacalhau, J. B. & Afonso, C. R. M.** (2021). Effect of Ni addition on bainite microstructure of low-carbon special bar quality steels and its influence on CCT diagrams, *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 1266-1283.
- Bachmann, B. I., Müller, M., Britz, D., Staudt, T., & Mücklich, F.** (2023). Reproducible Quantification of the Microstructure of Complex Quenched and Quenched and Tempered Steels Using Modern Methods of Machine Learning, *Metals*, 13(8), 1395.
- Baeyertz, M., Craig Jr, W. F., & Sheehan, J. P.** (2017). The Effects of Molybdenum and Commercial Ranges of Phosphorus upon the Toughness of 0.40 Pct Carbon Chromium Steels. *JOM*, 1(8), 535-543.
- Basantia, S. K., Bhattacharya, A., Khutia, N., & Das, D.** (2021). Plastic behavior of ferrite–pearlite, ferrite–bainite and ferrite–martensite steels: Experiments and micromechanical modelling, *Metals and Materials International*, 27, 1025-1043.
- Benrabah, I. E., Brechet, Y., Purdy, G., Hutchinson, C., & Zurob, H.** (2023). On the origin of the barrier in the bainite phase transformation. *Scripta Materialia*, 223, 115076.
- Bhadeshia, H. K. D. H. & Edmonds, D. V.** (1983). Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 1, *Metal Science*, 17(9), 411-419.

- Bhadeshia, H. K. D. H.** (1982). Bainite: Overall transformation kinetics, *Le Journal de Physique Colloques*, 43, 443.
- Birley, R. I.** (2021). Renewable electrical power and energy storage for EAF steel production, *Proceedings of the 12th European Electric Steelmaking Conference*, (pp. 1-7). United Kingdom: Materials Processing Institute, Sheffield, September 13-15.
- Bordereau, V.** (2015). *Quantitative relationships between chemical composition, microstructure and mechanical properties for bainitic steels* (Doktora tezi), Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 251, Paris.
- Brooks, C. R.** (1996). Principles of the heat treatment of plain carbon and low alloy steels. ASM international.
- Budiarsa, I. N.** (2013). Indentation Size Effect (ISE) of Vickers hardness in steels: correlation with H/E, *Applied mechanics and materials*, 391, 23-28.
- Caballero, F. G.** (2012). *Carbide-free bainite in steels*. In Phase transformations in steels (pp. 436-467). Woodhead Publishing.
- Caballero, F. G., Roelofs, H., Hasler, S., Capdevila, C., Chao, J., Cornide, J. & Garcia-Mateo, C.** (2012). Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels, *Materials Science and Technology*, 28(1), 95-102.
- Cai, F., Zhou, M., Tian, J., & Xu, G.** (2022). Comparative study of the role of niobium in low-carbon ferritic and bainitic steels, *Materials Science and Engineering: A*, 851, 143579.
- Calcagnotto, M., Ponge, D., & Raabe, D.** (2010). Effect of grain refinement to 1 μm on strength and toughness of dual-phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, 527(29-30), 7832-7840.
- Canale, L. C., Yao, X., Gu, J., & Totten, G. E.** (2008). A historical overview of steel tempering parameters, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 3(4-5), 474-525.
- Changle, Z., Hanguang, F., Shengqiang, M., Jian, L. & Yongping, L.** (2019). Microstructure and properties of high-Si high-Mn bainitic steel after heat treatment, *Materials Research Express*, 6(9), 96.
- Chen, S. P., Rana, R., Xiao, B., & Haldar, A.** (2019). The effects of hot deformation of austenite on the bainite transformation in a Fe-C-Mn-Si-Cr steel, *Materials Science Forum*, 941, 486-491.
- Chen, Z., Qi, J., Liu, H., Sun, L., Wei, H., & Wang, G.** (2020). Bainitic transformation and mechanical properties of low-carbon high-strength bainitic steels with Mo addition. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 2428-2439.
- Chval, Z., & Raz, K.** (2016). Effect of heat load on a mechanical forging press, *Proceedings of the 27th DAAAM international symposium*, 344-348.
- Crăciun, I., & Dumitraș, C. G.** (2022). Research on the Maintenance of Common-Rail Injectors. Bulletin of the Polytechnic Institute of Iași. Machine constructions Section, 68(3), 124-136.

- Cross, J. O., Opila, R. L., Boyd, I. W., & Kaufmann, E. N.** (2015). Materials characterization and the evolution of materials. *MRS Bulletin*, 40(12), 1019-1034.
- De Moor, E., Matlock, D. K., Speer, J. G. & Merwin, M. J.** (2011). Austenite stabilization through manganese enrichment, *Scripta Materialia*, 64(2), 185-188.
- De Paepe, A., Herman, J. C., & Leroy, V.** (1997). Deep drawable ultra low carbon Ti IF steels hot rolled in the ferrite region, *Steel Research*, 68(11), 479-486.
- De-Castro, D., Eres-Castellanos, A., Vivas, J., Caballero, F. G., San-Martín, D., & Capdevila, C.** (2022). Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel, *Materials characterization*, 184, 111703.
- Deva, A., De, S. K., Kumar, V., Deepa, M., & Jha, B. K.** (2013). Influence of boron on the hardenability of unalloyed and low alloyed steel, *International Journal of Metallurgical Engineering*, 2(1), 47-51.
- Devlin, A., Kossen, J., Goldie-Jones, H., & Yang, A.** (2023). Global green hydrogen-based steel opportunities surrounding high quality renewable energy and iron ore deposits, *Nature Communications*, 14(1), 2578.
- Ding, S., Li, H., Su, C., Yu, J. & Jin, F.** (2013). Evolutionary artificial neural networks: a review, *Artificial Intelligence Review*, 39, 251-260.
- Dong, F., Venezuela, J., Li, H., Shi, Z., Zhou, Q., Chen, L., ... & Atrons, A.** (2022). The influence of phosphorus on the temper embrittlement and hydrogen embrittlement of some dual-phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, 854, 143379.
- Ennis, B.** (2014). A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels, *arXiv preprint arXiv:1604-06485*.
- Erişir, E., Ayhan, I. I., Güney, C., Alan, E., Dürger, N. B., & Ün, S.** (2021). Microstructure and phase transformations in high-strength bainitic forging steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(5), 3458-3467.
- Fielding, L. C. D.** (2013). The bainite controversy, *Materials Science and Technology*, 29(4), 383-399.
- Filippov, G. A., Mishin, V. M., & Mishin, V. V.** (2020). Effect of the Segregation of Embrittling Impurities on the Local Strength of Grain Boundaries in a Martensitic Steel, *Russian Metallurgy (Metally)*, 2020, 449-453.
- Forging capabilities.** (2020). Retrieved May 01, 2024, from <https://www.viking-forge.com/capabilities-hot-forging-stainless-steel-forgings-near-net-forging/>
- Gao, Y., Chen, Y., Xu, L. & Wang, Y.** (2016). Influence of Finish Rolling Temperature on Microstructure and Property of Non-Quenched and Tempered Steel, *Microalloying & Offshore Engineering Steels: Conference Proceedings*, 371-377.

- García de Andrés, C., Capdevila, C., Caballero, F. G., & San Martín, D.** (2001). Effect of molybdenum on continuous cooling transformations in two medium carbon forging steels, *Journal of Materials Science*, 36, 565-571.
- Garcia-Mateo, C., & Caballero, F. G.** (2005). The role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures. *Materials Transactions*, 46(8), 1839–1846.
- Gomes, C., Kaiser, A. L., Bas, J. P., Aissaoui, A., & Piette, M.** (2010). Predicting the mechanical properties of a quenched and tempered steel thanks to a “tempering parameter”, *Metallurgical Research & Technology*, 107(7-8), 293-302.
- Grajcar, A. & Opiela, M.** (2008). Influence of plastic deformation on CCT-diagrams of low-carbon and medium-carbon TRIP-steels, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 29(1), 71-78.
- Grajcar, A., Skowronek, A. & Radwański, K.** (2022). Mechanical behavior and stability of dispersed retained austenite in thermomechanically rolled and isothermally-treated TRIP-aided multiphase steel, *Materials Science and Engineering: A*, 830, 142300.
- Gu, Y., Pan, C., Sui, Y., Wang, B., Jiang, Z., Wang, C., & Liu, Y.** (2023). CO2 emission accounting and emission reduction analysis of the steel production process based on the material-energy-carbon correlation effect, *Environmental Science and Pollution Research*, 30(59), 124010-124027.
- Hase, K. C. G. M., Garcia-Mateo, C., & Bhadeshia, H. K. D. H.** (2004). Bainite formation influenced by large stress, *Materials science and technology*, 20(12), 1499-1505.
- Hatwig, R. A., Dong, J., Epp, J., & Rocha, A. D. S.** (2021). Effect of compressive deformations on the final microstructure of a low carbon high silicon bainitic steel thermomechanically processed, *Materials Research*, 24, e20200346.
- Hilditch, T. B., De Souza, T., & Hodgson, P. D.** (2015). Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), *Welding and joining of advanced high strength steels*, 9-28.
- Hou, Z.** (2018). *An experimental and theoretical study of precipitation during tempering of martensite in Fe-C-Cr alloys* (Doktora Tezi), Royal Institute of Technology, Stockholm, İsveç.
- Huang, Y. H., Zhang, Y., Zhai, H., Zhou, C. & He, J.** 2005, Strengthening and toughening mechanisms of the microalloying non-quenching and tempering steel, *Materials Science Forum*, 475, 97-100).
- Imandoust, A., Zarei-Hanzaki, A., Heshmati-Manesh, S., Moemeni, S., & Changizian, P.** (2014). Effects of ferrite volume fraction on the tensile deformation characteristics of dual phase twinning induced plasticity steel, *Materials & Design*, 53, 99-105.

- Jang, J. H., Lee, C. H., Heo, Y. U., & Suh, D. W.** (2012). Stability of (Ti, M) C (M= Nb, V, Mo and W) carbide in steels using first-principles calculations, *Acta Materialia*, 60(1), 208-217.
- Javaheri, V., Khodaie, N., Kaijalainen, A., & Porter, D.** (2018). Effect of niobium and phase transformation temperature on the microstructure and texture of a novel 0.40% C thermomechanically processed steel, *Materials Characterization*, 142, 295-308.
- Jiang, Z., Li, Y., Yang, Z., Wang, P., Li, D. & Li, Y.** (2021). The tempering behavior of martensite/austenite islands on the mechanical properties of a low alloy Mn-Ni-Mo steel with granular bainite, *Materials Today Communications*, 26, p.102166.
- Jimenez-Melero, E., Van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S. E., Wright, J. P. & Van der Zwaag, S.** (2007). Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels, *Scripta Materialia*, 56(5), 421-424.
- Jin, X. J., Min, N., Zheng, K. Y., & Hsu, T. Y.** (2006). The effect of austenite deformation on bainite formation in an alloyed eutectoid steel, *Materials Science and Engineering: A*, 438, 170-172.
- Kaastra, I. & Boyd, M.** (1996). Designing a neural network for forecasting financial and economic time series, *Neurocomputing*, 10(3), 215-236.
- Kawulok, R., Schindler, I., Kawulok, P., Rusz, S., Opěla, P., Kliber, J., Solowski, Z., Čmiel, K. M., Podolínský, P., Mališ, M. & Vašek, Z.** (2016). Transformation kinetics of selected steel grades after plastic Deformation, *Metalurgija*, 55(3), pp.357-360.
- Kim, K. W., Kim, K. I., Lee, C. H., Kang, J. Y., Lee, T. H., Cho, K. M. & Oh, K. H.** (2016). Control of retained austenite morphology through double bainitic transformation, *Materials Science and Engineering: A*, 673, 557-561.
- Kong, J., & Xie, C.** (2006). Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel. *Materials & design*, 27(10), 1169-1173.
- Kothari, A. K., Ranjan, R., Singh, R. S., Kumar, G., Kumar, A., & Agrawal, A.** (2019). A real-time ferroalloy model for the optimum ladle furnace treatment during the secondary steelmaking, *Ironmaking & Steelmaking*, 46(3), 211-220.
- Kou, S. Q., Gao, Y., & Gao, W. Q.** (2017). The influence of auxiliary gases in the optimized analysis of pulsed laser grooving of a C70S6 connecting rod for fracture splitting, *Results in physics*, 7, 628-635.
- Kozeschnik, E. and Bhadeshia, H.K.D.H.** (2008). Influence of silicon on cementite precipitation in steels. *Materials Science and Technology*, 24(3), 343-347.
- Kozłowska, A., Grajcar, A., Janik, A., Radwański, K., Krupp, U., Matus, K. & Morawiec, M.** (2021). Mechanical and thermal stability of retained austenite in plastically deformed bainite-based TRIP-aided medium-Mn steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 21(3), 133.

- Krauss, G.** (1999). Martensite in steel: strength and structure, *Materials science and engineering: A*, 273, 40-57.
- Laird Jr, W. J.** (2014). *Salt Bath Heat Treatment and Equipment*. In *Steel Heat Treating Technologies* (pp. 220-232). ASM International.
- Larn, R. H., & Yang, J. R.** (2000). The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steels, *Materials Science and Engineering: A*, 278(1-2), 278-291.
- Li, J., Zhan, D., Jiang, Z., Zhang, H., Yang, Y., & Zhang, Y.** (2023). Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review, *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 172-190.
- Li, X., Lu, G., Wang, Q., Zhao, J., Xie, Z., Misra, R. D. K., & Shang, C.** (2021). The effects of prior austenite grain refinement on strength and toughness of high-strength low-alloy steel, *Metals*, 12(1), 28.
- Li, Y., & Milbourn, D. J.** (2013). Vanadium microalloyed forging steel, *Proceeding of the 2nd International Symposium on Automobile Steel*, 47-54.
- Liang, G., Tan, Q., Liu, Y., Wu, T., Yang, X., Tian, Z., Atrens, A. & Zhang, M. X.**, (2021). Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel, *Journal of Materials Science*, 56(5), 3995-4005.
- Lin, S., Borgenstam, A., Stark, A. & Hedström, P.** (2022). Effect of Si on bainitic transformation kinetics in steels explained by carbon partitioning, carbide formation, dislocation densities, and thermodynamic conditions, *Materials Characterization*, 185, p111774.
- Liu, L., He, B., & Huang, M.** (2018). The role of transformation-induced plasticity in the development of advanced high strength steels, *Advanced Engineering Materials*, 20(6), 1701083.
- Liu, S., Challa, V. S. A., Natarajan, V. V., Misra, R. D. K., Sidorenko, D. M., Mulholland, M. D., & Hartmann, J. E.** (2017). Significant influence of carbon and niobium on the precipitation behavior and microstructural evolution and their consequent impact on mechanical properties in microalloyed steels, *Materials Science and Engineering: A*, 683, 70-82.
- Long, X. Y., Zhang, F. C., & Zhang, C. Y.** (2017). Effect of Mn content on low-cycle fatigue behaviors of low-carbon bainitic steel, *Materials Science and Engineering: A*, 697, 111-118.
- López, B., & Rodriguez-Ibabe, J. M.** (2012). Recrystallisation and grain growth in hot working of steels. In *Microstructure evolution in metal forming processes* (pp. 67-113). Woodhead Publishing.
- Luo, Y., Peng, J. M., Wang, H. B. & Wu, X. C.** (2010). Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel, *Materials science and engineering: A*, 527(15), 3433-3437.
- Ma, M. T., Yang, H. Y., Mei, H. S. & Lu, H. Z.** (2012). Effects of Nb and V on the Microstructure and Properties of Rolled Non-Quenched and Tempered Steels, *Advanced Materials Research*, 509, 75-81.

- Mackenbrock, M., & Grabke, H. J.** (1992). Grain boundary segregation and diffusion of phosphorus in 12Cr–Mo–V steel. *Materials science and technology*, 8(6), 541-545.
- Maisuradze, M. V., Ryzhkov, M. A., & Lebedev, D. I.** (2020). Microstructure and mechanical properties of martensitic high-strength engineering steel, *Metallurgist*, 64(7), 640-651.
- Makas, T.** (2016). *General Overview on Hot Forging*. İstanbul, KANCA A. Ş. ISBN: 978-605-030-762-7
- Man, T. H., Gao, P., He, Y. G., Zhan, Z. L., Tan, L. & Bao, Y. Z.** (2014). Effect of forging process on V-Nb-Ti microalloyed non-quenched and tempered steels, *Advanced Materials Research*, 936, 1179-1183.
- Mesco Metal Forming Technologies.** (2024). Retrieved July 01, 2024, from <https://mescoteknik.com/products/hot-warm-and-cold-forging-press-lines/>
- Mesplont, C., Waterschoot, T., Vandeputte, S., Vanderschueren, D. & De Cooman, B. C.** (2001) Hot rolled bainitic steels, International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, *IOM Communications*, 495–504.
- Metal Expert.** "World Ferro Alloy News: Weekly Updates", Erişim: 1 Mayıs 2022, <https://metalexpert.com/en/products/world-bulk-ferro-alloys-monthly>.
- Mohrbacher, H., Sun, X., Yong, Q., & Dong, H.** (2011). MoNb-based alloying concepts for low-carbon bainitic steels. In *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*, 289-301, Springer Berlin Heidelberg.
- Morito, S., Nishikawa, J., & Maki, T.** (2003). Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys. *ISIJ international*, 43(9), 1475-1477.
- Morito, S., Saito, H., Ogawa, T., Furuhashi, T., & Maki, T.** (2005). Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels. *ISIJ international*, 45(1), 91-94.
- Morris Jr, J. W., Kinney, C., Pytlewski, K., & Adachi, Y.** (2013). Microstructure and cleavage in lath martensitic steels, *Science and technology of advanced materials*,
- Motley, M.** (1984). *The role of molybdenum in reducing temper embrittlement in steels* (Doktora tezi). Sheffield Hallam University, Birleşik Krallık.
- Mousalou, H., Yazdani, S., Parvini Ahmadi, N., & Avishan, B.** (2020). Nanostructured carbide-free bainite formation in low carbon steel, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 33, 1635-1644.
- Naudin, C., Frund, J. M., & Pineau, A.** (1999). Intergranular fracture stress and phosphorus grain boundary segregation of a Mn-Ni-Mo steel. *Scripta Materialia*, 40(9), 1013-1019.
- Nikolaeva, A. V., Nikolaev, Y. A., & Kevorkyan, Y. R.** (2001). Grain-boundary segregation of phosphorus in low-alloy steel, *Atomic energy*, 91(1), 534-542.

- Norgate, T., Haque, N., Somerville, M., & Jahanshahi, S.** (2022). Biomass as a source of renewable carbon for iron and steelmaking, *ISIJ international*, 52(8), 1472-1481.
- Okamoto, H., Schlesinger, M. E., & Mueller, E. M. (Eds.).** (2016). *Alloy phase diagrams*. ASM international.
- Pande, M. M., Guo, M., Devisscher, S., & Blanpain, B.** (2012). Influence of ferroalloy impurities and ferroalloy addition sequence on ultra low carbon (ULC) steel cleanliness after RH treatment, *Ironmaking & Steelmaking*, 39(7), 519-529.
- Pashangeh, S., Somani, M., & Banadkouki, S. S. G.** (2021). Structure-property correlations of a medium C steel following quenching and isothermal holding above and below the Ms temperature, *ISIJ International*, 61(1), 442-451.
- Pereloma, E., & Edmonds, D. V. (Eds.).** (2012). *Phase transformations in steels: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques*. Elsevier.
- Pereloma, E., Gazder, A. & Timokhina, I.** (2016). *Retained austenite: transformation-induced plasticity*. In R. Colas & G. E. Totten (Eds.), *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys* (pp. 3088-3103). New York: CRC Press.
- Rabiu, B. I.,** (2014). Effect of Boron on the Mechanical Properties of High Strength Low Alloy AISI 4140 Steel (Yüksek lisans tezi), Melikşah Üniversitesi, Kayseri.
- Reisinger, S., Kozeschnik, E., Ressel, G., Keckes, J., Stark, A., Marsoner, S. & Ebner, R.** (2018). Strain energy contributions on the bainitic phase transformation in a CrMoV steel during continuous cooling, *Materials & Design*, 155, 475-484.
- Robaut, F., Crisci, A., Durand-Charre, M., & Jouanne, D.** (2006). Practical aspects of carbon content determination in carburized steels by EPMA, *Microscopy and Microanalysis*, 12(4), 331-334.
- Sajadi, S. A., Toroghinejad, M. R., Rezaeian, A., & Wu, Z.** (2022). Effect of annealing treatment on microstructural and mechanical properties of a hot-forged FeCrCuMn₂Ni₂ high-entropy alloy. *Materialia*, 26, 101618.
- Sandvik, B. P. J.** (1982). The bainite reaction in Fe-Si-C alloys: the primary stage, *Metallurgical Transactions A*, 13(5), 777-787.
- Sarangi, S. S., Lavakumar, A., Singh, P. K., Katiyar, P. K. & Ray, R. K.** (2023). Indentation size effect in steels with different carbon contents and microstructures, *Materials Science and Technology*, 39(3), 338-346.
- Sharma, S., Sangal, S., & Mondal, K.** (2011). Development of new high-strength carbide-free bainitic steels, *Metallurgical and Materials transactions A*, 42, 3921-3933.
- Shen, Y. F., Qiu, L. N., Sun, X., Zuo, L., Liaw, P. K. & Raabe, D.** (2015). Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content

- on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels, *Materials Science and Engineering: A*, 636, 551-564.
- Soliman, M., & Palkowski, H.** (2016). Development of the low temperature bainite. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16, 403-412.
- Sourmail, T., Garcia-Mateo, C., Caballero, F. G., Cazottes, S., Epicier, T., Danoix, F., & Milbourn, D.** (2017). The influence of vanadium on ferrite and bainite formation in a medium carbon steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48, 3985-3996.
- Strangwood, M.** (2012). Fundamentals of ferrite formation in steels. In Phase transformations in steels (Vol.1, pp. 187-224). Woodhead Publishing.
- Sugimoto, K. I., Misu, M., Kobayashi, M. & Shirasawa, H.** (1993). Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet, *ISIJ international*, 33(7), 775-782.
- Suikkanen, P. (2009).** *Development and processing of low carbon bainitic steels* (Doktora tezi), University of Oulu, Oulu, Finland.
- Sun, F., Mino, Y., Ogawa, T., Chen, T. T., Natsume, Y., & Adachi, Y.** (2023). Evaluation of Austenite–Ferrite Phase Transformation in Carbon Steel Using Bayesian Optimized Cellular Automaton Simulation, *Materials*, 16(21), 6922.
- T. C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı.** (2022). Demir çelik sektör raporu 2021, Sektörel Raporlar – Sanayi Genel Müdürlüğü, Türkiye.
- Takahashi, M., & Bhadeshia, H. K. D. H.** (1990). Model for transition from upper to lower bainite, *Materials Science and Technology*, 6(7), 592-603.
- Tamura, I., Sekine, H., & Tanaka, T.** (2013). Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. Butterworth-Heinemann.
- Tekin, E.** (2011). Çelikler ve dökme demirler için kurumsal ve uygulamalı metalografi. İstanbul, Türkiye: Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği - TUDÖKSAD.
- Terzic, A., Calcagnotto, M., Guk, S., Schulz, T., & Kawalla, R.** (2013). Influence of Boron on transformation behavior during continuous cooling of low alloyed steels, *Materials Science and Engineering: A*, 584, 32-40.
- Tian, J., Xu, G., Jiang, Z., Wan, X., Hu, H., & Yuan, Q.** (2019). Transformation Behavior and Properties of Carbide-Free Bainite Steels with Different Si Contents, *Steel Research International*, 90(3), 1800474.
- Torkar, M., Tehovnik, F., Arh, B., Jenko, M., Sarler, B., & Rajic, Z.** (2014). Microstructure characteristics of the model spring steel 51CrV4, *Mater. Technol*, 48(4), 537-543.
- Van Tyne, C. J., Matlock, D. K., & Speer, J. G.** (2008). Microalloyed forging steels, *In International Forging Congress*, 189-197.
- Vasconcelos, J. C. S., Cordeiro, G. M., Ortega, E. M. M., & Rezende, É. M. D.** (2021). A new regression model for bimodal data and applications in agriculture. *Journal of Applied Statistics*, 48(2), 349-372.

- Walton, H. W.** (1999). Heat Treating 1998: Proceedings of the 18th Conference: Including the Liu Dai Memorial Symposium. ASM International.
- Wang, J., Li, W., Zhu, X., You, L., & Zhang, L.** (2022). Characterization of the trace phosphorus segregation and mechanical properties of dual-phase steels, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 35(2), 341-352.
- Wang, Y., Karasev, A., Park, J. H., & Jönsson, P. G.** (2021). Non-metallic inclusions in different ferroalloys and their effect on the steel quality: A review, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 52, 2892-2925.
- Wang, Y., Yang, Z., Zhang, F., & Wu, D.** (2016). Microstructures and mechanical properties of surface and center of carburizing 23Cr2Ni2Si1Mo steel subjected to low-temperature austempering, *Materials Science and Engineering: A*, 670, 166-177.
- Wang, Z., Hui, W., Chen, Z., Zhang, Y., & Zhao, X.** (2020). Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel, *Materials Science and Engineering: A*, 771, 138653.
- Watanabe, S., & Ohtani, H.** (1983). Precipitation behavior of boron in high strength steel, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 23(1), 38-42.
- Wu, R. M., Zheng, Y. F., Wu, X. C. & Li, X. C.** (2017). Effect of titanium on the microstructure and hardness uniformity of non-quenched and tempered prehardened steel for large-section plastic mould, *Ironmaking & Steelmaking*, 44(1), 17-22.
- Xu, M., Yang, Y. G., Chen, J. Y., Tang, D., Jiang, H. T., & Mi, Z. L.** (2017). Effects of strain states on stability of retained austenite in medium Mn steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 24(11), 1125-1130.
- Xu, X. N., Tian, Y., Ye, Q. B., Misra, R. D. K., & Wang, Z. D.** (2021). The significant impact of the characteristics of granular structure and granular bainite on the mechanisms contributing to strength–ductility combination, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(10), 7479-7487.
- Yamashita, T., Koga, N., & Umezawa, O.** (2018). Influence of deformability of retained austenite on martensitic transformation in tension for low alloy steel at low temperatures. *ISIJ International*, 58(6), 1155-1161.
- Yang, J. R., Huang, C. Y., & Wang, S. C.** (1992). The development of ultra-low-carbon bainitic steels, *Materials & design*, 13(6), 335-338.
- Yang, M., You, H., & Sisson, R. D.** (2021). Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing of Quenched and Tempered Steels, *Proceedings of the HT*, 110-116.
- Yao, Z., Xu, G., Hu, H., Yuan, Q., Tian, J., & Zhou, M.** (2019). Effect of Ni and Cr addition on transformation and properties of low-carbon bainitic steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72, 1167-1174.
- Yuan-Shen, W. & Yao-Zong, B.** (2016). Nb Effects on the Dynamic Recrystallization Behavior and Mechanical Properties of V/Ti Alloyed Non-Quenching and Tempering Steel, *Microalloying & Offshore Engineering Steels: Conference Proceedings*, 1003-1010.

- Zang, X. & Sun, L.** (2021). Optimization of optical machine structure by backpropagation neural network based on particle swarm optimization and Bayesian regularization algorithms, *Materials*, 14(11), 2998.
- Zavaleta Gutiérrez, N. E., Toda-Caraballo, I., Luppo, M. I., Capdevila, C., García de Andrés, C., & Danon, C. A.** (2014). Heterogeneous austenite grain growth in ASTM A213 Grade T91 steels: analysis of austenitic grain size distribution using kernel density estimation methodology. *Materials Science and Technology*, 30(8), 921-929.
- Zhang, T., Wang, Y., Wang, C., Mi, B., You, X., Wang, L. & Zhang, C.** (2024). A heterostructured bainitic steel produced by two-step austempering and low-temperature ausforming, *Scripta Materialia*, 242, 115943.
- Zhang, X., Li, J., Yan, L. & He, X.** (2019). Effect of film-like retained austenite on low temperature toughness of high strength offshore steel, *Materials Research Express*, 6(11), 116530
- Zhao, Z., Liu, C., Liu, Y., & Northwood, D. O.** (2001). A new empirical formula for the bainite upper temperature limit of steel, *Journal of materials science*, 36(20), 5045-5056.
- Zhou, M., Xu, G., Hu, H., Yuan, Q., & Tian, J.** (2018). Kinetics model of bainitic transformation with stress, *Metals and Materials International*, 24, 28-34.
- Zhu, J. G., Sun, X., Barber, G. C., Han, X., & Qin, H.** (2020). Bainite transformation-kinetics-microstructure characterization of austempered 4140 steel, *Metals*, 10(2), 236.

ÖZGEÇMİŞ

TARANMIŞ
VESİKALIK
FOTOĞRAF

Ad-Soyad : Emre ALAN

Doğum Tarihi ve Yeri :

E-posta :

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2010, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı
- **Yüksek Lisans** : 2013, İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Mühendisliği YL Programı

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2018 -, Ar-Ge Şefi, ÇEMTAŞ Çelik Mak. San. ve Tic. A. Ş.
- 2017 – 2018, Geliştirme Mühendisi, Oyak Renault Otomotiv Fab. A. Ş.
- 2013 – 2017, Ar-Ge Proje Yöneticisi, Ereğli Demir ve Çelik Fab. T.A.Ş.
- 2011 – 2013, Ar-Ge Mühendisi, EMAK Recycling & Refining.

TEZDEN TÜRETİLEN ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- Alan, E., Ayhan, İ. İ., Ögel, B. & Uzunsoy, D. (2024). A Comparative Assessment of Artificial Neural Network and Regression Models to Predict Mechanical Properties of Continuously Cooled Low Carbon Steels: An External Data Analysis Approach, *Journal of Innovative Engineering and Natural Science*, 4(2), 495-513.
- Alan, E., Ayhan, İ. İ., Sağ, E. & Güleç, H. (2022). Development of New Continuously Cooled High Strength Steels for Forged Automotive Products, *8th International Iron and Steel Symposium*, İzmir / Türkiye.

DİĞER ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- Ayhan, İ. İ., Alan, E., Güney, C., Bal, A., Kayadeğirmeni, M. F., Küçükakarsu, F. Y., ... & Gündüz, S. (2024). The Influence of Multi-Pass Hot Rolling Parameters and Subsequent Heat Treatment on Microstructure and

Mechanical Properties of Medium-Carbon Steel, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 1, 1-11.

- **Küçükakarsu, F. Y., Ayhan, İ. İ., Alan, E., Taştēmür, D., & Gündüz, S.** (2022). Effect of hot rolling process parameters on the microstructure and mechanical properties of continuously cooled low-carbon high-strength low-alloy (HSLA) steel, *Materials Testing*, 64(8), 1136-1149.
- **Erişir, E., Ayhan, İ. İ., Güney, C., Alan, E., Dürger, N. B., & Ün, S.** (2021). Microstructure and phase transformations in high-strength bainitic forging steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(5), 3458-3467.
- **Derin, B., Alan, E., Suzuki, M., & Tanaka, T.** (2016). Phosphate, phosphide, nitride and carbide capacity predictions of Molten melts by using an artificial neural network approach, *ISIJ International*, 56(2), 183-188.
- **Alan, E., Küçükakarsu, F. Y., & Ayhan, İ. İ.** (2024). Haddeleme Fiziksel Simülatörü, Türk Patent ve Marka Kurumu, Tescil No. 2023 006637.

