

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**SOĞUK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNİN
İTERKRİTİK TAVLAMASINDA ÖSTENİT OLUŞUMU**

AYŞE KAVRUK

KOCAELİ 2020

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

SOĞUK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNİN
İNTERKRİTİK TAVLAMASINDA ÖSTENİT OLUŞUMU

AYŞE KAVRUK

Doç.Dr. Ersoy ERİŞİR
Danışman, Kocaeli Üniversitesi

Prof.Dr. Muzaffer ZEREN
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi

Prof.Dr. Bilge DEMİR
Jüri Üyesi, Karabük Üniversitesi

Tezin Savunulduğu Tarih: 02.09.2020

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Güncel çalışmalar takip edilerek soğuk haddelenmiş yüksek mukavemetli çelik tipleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü laboratuvarlarında üretilmiştir. Tez kapsamında döküm sürecinden başlamak üzere, haddeleme, bilgisayar destekli simülasyon yöntemleri kullanılarak ısı işlem parametrelerinin belirlenmesi ve uygulanması, mikroyapısal karakterizasyon ve mekanik testler yapılmıştır.

Deneysel çalışmalarım için gerekli laboratuvar imkanlarını sağlayan bölüm başkanımız Prof. Dr. Muzaffer ZEREN'e ve yüksek lisans sürecimde güncel bir konuda bana çalışma imkânı sağlayan danışman hocam Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR'e teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamı 1005-Ulusal Yeni Fikirler ve Ürünler Araştırma Destek Programı kapsamında 217M288 proje kodlu DP, CP ve TRIP Çeliklerinde Maliyet-Etkin Üretim Geliştirilmesi Projesi ile destekleyen ve finanse eden TÜBİTAK'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu tezi hayat boyu beni koşulsuz destekleyen, daima ileriye taşıyan sevgili annem Melek KAVRUK, değerli babam Mustafa Turgut KAVRUK ve biricik abim Kadir Önder KAVRUK'a ithaf ediyorum.

Ağustos – 2020

Ayşe KAVRUK

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ	iv
TABLOLAR DİZİNİ	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	ix
ÖZET	x
ABSTRACT	xi
GİRİŞ	1
1. GENEL BİLGİLER	3
1.1. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler	3
1.1.1. DP çelikleri	5
1.1.2. CP çelikleri	8
1.1.3. TRIP çelikleri	10
1.2. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Sürekli Tavlama ve Mikroyapı Özellikleri	13
1.2.1. DP çeliklerinde sürekli tavlama ve mikroyapı	15
1.2.2. CP çeliklerinde sürekli tavlama, izotermal bekleme ve mikroyapı	17
1.2.3. TRIP çeliklerinde sürekli tavlama, izotermal bekleme ve mikroyapı	19
1.3. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Mekanik Özellikleri ve Alaşım Elementi Etkisi	27
1.4. Termodinamik ve Kinetik Simülasyon	30
1.5. Faz Dönüşümlerinin Kinetiği	31
1.6. Ferrit Oluşumunun Temeli	34
1.7. Proötektoid Ferrit ve Sementit Dönüşümleri	35
1.8. Perlit Dönüşümü	35
1.9. Östenit-Ferrit Faz Dönüşüm Kinetiği	37
1.10. Martenzit Dönüşümü ve Morfolojisi	39
2. MALZEME VE YÖNTEM	41
2.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar	41
2.1.1. Thermo-Calc	41
2.1.2. DICTRA	42
2.2. Döküm ve Sıcak Haddeleme	43
2.3. Isıl İşlemler	45
2.3.1. Normalizasyon	45
2.3.2. İnterkritik tavlama	46
2.4. Dilatometre Testi	48
2.5. Sertlik Testi	49
2.6. Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroskop İncelemeleri	49
2.7. Çekme Testi	50
3. BULGULAR VE TARTIŞMA	53
3.1. Bilgisayar Destekli Modelleme	53
3.1.1. Thermo-Calc ile interkritik tavlama simülasyonu	53
3.1.2. DICTRA ile östenit oluşum simülasyonu	57
3.2. İnterkritik Tavlama ve Beynitik Dönüşüm	59

3.2.1. Işık mikroskobu incelemeleri.....	59
3.2.2. SEM incelemeleri.....	65
3.3. Sertlik Testi	67
3.4. Dilatometre Testi	69
3.4.1. DP çeliği	69
3.4.2. CP çeliği	74
3.4.3. TRIP çeliği.....	77
3.5. Sertlik Testi	80
3.6. Çekme Testi.....	81
4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	87
KAYNAKLAR	90
EKLER.....	95
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER	104
ÖZGEÇMİŞ	105



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Çeşitli çelik sınıflarına ait çekme mukavemeti-uzama diyagramı.....	4
Şekil 1.2.	Sıcak/soğuk haddelenmiş DP çeliklerine ait mekanik özellikler ve araç beyaz gövdesinde uygulamalar	6
Şekil 1.3.	DP çeliklerine ait SEM görüntüleri.....	7
Şekil 1.4.	CP800 çeliğine ait soğuma hızına bağlı olarak hacim-% faz miktarı	9
Şekil 1.5.	Martenzit hacim-% miktarının delik genişletme ile ilişkisi	9
Şekil 1.6.	Si-alaşımli TRIP katkıli çeliğe ait beynitik dönüşüm süresi ile kontrol edilen oda sıcaklığında bulunan fazların dönüşüm haritası.....	11
Şekil 1.7.	Al-alaşımli TRIP katkıli çeliğe ait beynitik dönüşüm süresi ile kontrol edilen oda sıcaklığında bulunan fazların dönüşüm haritası	12
Şekil 1.8.	Farklı TRIP katkıli çeliklere ait beynitik tutma süresine bağlı kalıntı östenit karbon içeriğinin değişimi	12
Şekil 1.9.	DP ve TRIP çeliklerine ait şematik sıcaklık-zaman diyagramı	13
Şekil 1.10.	Faz oranlarına bağlı mukavemet/süneklik ilişkisi	14
Şekil 1.11.	Dilatometre testi ile ölçülen ve denklemlerle hesaplanan Ms sıcaklıkları	15
Şekil 1.12.	DP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi	16
Şekil 1.13.	DP çeliklerine ait şematik mikroyapı gösterimi	16
Şekil 1.14.	Soğuk haddelenmiş DP çeliğine ait	16
Şekil 1.15.	Martenzit hacim yüzdesine bağlı mukavemet ilişkisi	17
Şekil 1.16.	CP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi	18
Şekil 1.17.	Beynit oluşumunun şematik gösterimi.....	19
Şekil 1.18.	TRIP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi.....	20
Şekil 1.19.	Soğuk haddelenmiş TRIP çeliğine ait	20
Şekil 1.20.	450°C'de 100 s beynitik tutma ile.....	21
Şekil 1.21.	450°C'de 100 s beynitik tutma ile eşksenli ve lamelar mikroyapılara ait gerilme-gerinme eğrileri	21
Şekil 1.22.	Kalıntı östenit dönüşümü sırasında A: İnterkritik tavlama durumu, B: İnterkritik tavlama sonrası soğuma durumu, C: Beynit oluşum durumu	23
Şekil 1.23.	Martenzitik dönüşümü başlatmak için gerekli olan kritik gerinim değerinin şematik gösterimi	24
Şekil 1.24.	Farklı sıcaklık aralıklarında kalıntı östenitin baskın deformasyon mekanizması şematik gösterimi	24
Şekil 1.25.	Deformasyon altında TRIP etkisinin şematik gösterimi	25
Şekil 1.26.	Kalıntı östenit tipleri ve karbon içerikleri	26
Şekil 1.27.	Farklı gerinme hızı	27
Şekil 1.28.	Alaşım elementlerinin TTT (zaman-sıcaklık-dönüşüm) davranış üzerindeki etkisi	28
Şekil 1.29.	Termodinamik hesaplamalar;.....	30
Şekil 1.30.	Tane sınırında üniform çekirdeklenme sonrası kısmi dönüşümü gösteren östenit tanesi.....	32
Şekil 1.31.	a. Dönüşüm için elde edilen dilatometre eğrileri, b. hesaplanan dönüşüm eğrileri	34

Şekil 1.32.	Perlit nodüllerinin gelişiminin şematik gösterimi	36
Şekil 1.33.	Perlit gelişimi sırasında bulunan arayüzeylerin şematik gösterimi.....	36
Şekil 1.34.	Östenit oluşumunda 3 adımın şematik gösterimi.....	38
Şekil 1.35.	Çeşitli α' martenzit morfolojilerinin oluşum aralığı	40
Şekil 1.36.	Lata tipi martenzitin karbon içeriğine bağlı olarak mikroyapıdaki değişiminin şematik gösterimi	40
Şekil 2.1.	Deneysel çalışmaların akış planı	41
Şekil 2.2.	Hareketli sınır örneğinin kurulumu	42
Şekil 2.3.	Hareketli sınır örneğinde östenit fazından ferrit fazına dönüşüm sırasında karbon dağılım profilinin şematik gösterimi.....	43
Şekil 2.4.	Ar koruması altında ergitme ve döküm işlemi.....	44
Şekil 2.5.	Haddeleme düzeneği ve ısıtma işlemi fırını	44
Şekil 2.6.	1150°C'de normalizasyon işlemi sonrası DP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3Nital.....	45
Şekil 2.7.	1100°C'de normalizasyon işlemi sonrası CP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3 Nital.....	46
Şekil 2.8.	1000°C'de normalizasyon işlemi sonrası TRIP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3 Nital.....	46
Şekil 2.9.	DP çeliğine ait ısıtma işlem koşulları.....	47
Şekil 2.10.	Dilatometre numune boyutları	49
Şekil 2.11.	Future-Tech FV-700 Vickers sertlik cihazı	49
Şekil 2.12.	JEOL JSM-6060 SEM.....	50
Şekil 2.13.	Çekme test cihazı ve şematik gösterimi	51
Şekil 2.14.	ASTM E8'e göre hazırlanan sub-size çekme test numunesi	51
Şekil 3.1.	Denge durumunda DP çeliğine ait ikili faz diyagramı	54
Şekil 3.2.	DP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı	54
Şekil 3.3.	Denge durumunda CP çeliğine ait ikili faz diyagramı	55
Şekil 3.4.	CP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı.....	55
Şekil 3.5.	Denge durumunda TRIP çeliğine ait ikili faz diyagramı	56
Şekil 3.6.	TRIP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı	57
Şekil 3.7.	750 °C sıcaklıkta farklı sürelerde DP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon ve mangan dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları	58
Şekil 3.8.	760 °C sıcaklıkta farklı sürelerde CP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları	58
Şekil 3.9.	750 °C sıcaklıkta farklı sürelerde TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları	59
Şekil 3.10.	a. Çevrimsiz DP ve b. Çevrimli DP alaşımına ait tavlama eğrileri.....	60
Şekil 3.11.	DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	61
Şekil 3.12.	750 °C'de çevrimli interkritik tavlama uygulanan DP_Cyc numunesine ait detaylı IM görüntüsü	62
Şekil 3.13.	CP alaşımına ait tavlama eğrileri	62
Şekil 3.14.	CP numunelerine ait farklı sıcaklıklarda interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beyitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	63
Şekil 3.15.	800 °C'de interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beyitik tutma ile elde edilen detaylı IM görüntüsü.....	63
Şekil 3.16.	TRIP alaşımına ait tavlama eğrileri	64
Şekil 3.17.	TRIP numunelerine ait farklı sıcaklıklarda interkritik	

	tavlama sonrası 480°C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera	64
Şekil 3.18.	730 °C'de interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen detaylı IM görüntüsü.....	65
Şekil 3.19.	DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital	66
Şekil 3.20.	CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital	67
Şekil 3.21.	a. DP ve DP_Cyc, b. CP ve c. TRIP çeliğine ait sertlik testi sonuçları.....	68
Şekil 3.22.	1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında DP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi	69
Şekil 3.23.	DP çeliğine ait a. 740°C ve b. 750°C, c. 740°C çevrimli d. 750°C çevrimli ısıtma ve soğutma eğrileri	70
Şekil 3.24.	DP çeliğine ait 740°C ve b. 750°C ve DP Cyc çeliğine ait c. 740°C çevrimli ve d. 750°C çevrimli dilatometre eğrileri	71
Şekil 3.25.	DP_Cyc çeliğine ait 750°C çevrimli dilatometre eğrisi	72
Şekil 3.26.	Dilatometre testi sonrası DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	73
Şekil 3.27.	Dilatometre testi sonrası DP01 numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital	74
Şekil 3.28.	1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında CP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi.....	75
Şekil 3.29.	CP çeliğine ait a. 790°C ve b. 800°C'ye ısıtma ve soğutma eğrileri.....	75
Şekil 3.30.	CP çeliğine ait a. 790°C ve b. 800°C'ye ait dilatometre eğrileri.....	76
Şekil 3.31.	Dilatometre testi sonrası CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera	76
Şekil 3.32.	Dilatometre testi sonrası 790 °C numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital	77
Şekil 3.33.	1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında CP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi.....	78
Şekil 3.34.	TRIP çeliğine ait a. 720°C ve b. 730°C'ye ısıtma ve soğutma eğrileri.....	78
Şekil 3.35.	TRIP çeliğine ait a. 720°C ve b. 730°C'ye ait dilatometre eğrileri.....	79
Şekil 3.36.	Dilatometre testi sonrası TRIP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera	79
Şekil 3.37.	Dilatometre testi sonrası 720 °C numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital	80
Şekil 3.38.	Çekme testi a. öncesi ve b. sonrası makro görüntüler.....	82
Şekil 3.39.	Çekme testi numunelerine ait mikroyapı görüntüleri.....	83
Şekil 3.40.	Çekme testi CP çeliği numunelerine ait mikroyapı görüntüleri.....	84
Şekil 3.41.	Çekme testi TRIP çeliği numunelerine ait mikroyapı görüntüleri.....	85
Şekil 3.42.	a. DP, b. CP ve c. TRIP çeliklerine ait mekanik özelliklerin muz diyagramı üzerindeki konumu	86
Şekil A.1.	DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	96
Şekil B.1.	CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	98

Şekil C.1.	TRIP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.....	99
Şekil D.1.	DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital.....	101
Şekil E.1.	CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital.....	103



TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1.	DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kimyasal kompozisyon ve mekanik özellikler listesi	5
Tablo 2.1.	Deneysel malzemelerin kimyasal kompozisyonları	43
Tablo 2.2.	DP çeliğine ait hadde paso planı.....	44
Tablo 2.3.	Sıcak haddeleme parametreleri	45
Tablo 2.4.	DP çeliğine ait ısıtım işlem prosedürü	47
Tablo 2.5.	CP çeliğine ait ısıtım işlem prosedürü	48
Tablo 2.6.	TRIP çeliğine ait ısıtım işlem prosedürü	48
Tablo 2.7.	ASTM E8'e göre hazırlanan sub-size çekme test numunesinin boyutları.....	52
Tablo 3.1.	DP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı.....	54
Tablo 3.2.	CP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı.....	56
Tablo 3.3.	TRIP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı.....	57
Tablo 3.4.	DP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları	74
Tablo 3.5.	CP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları	77
Tablo 3.6.	TRIP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları	80
Tablo 3.7.	Deneysel çeliklere ait mekanik özellikler	81
Tablo 3.8.	DP çeliğine ait sıcak ve soğuk hadde planı	81
Tablo 3.9.	DP ve DP_Cyc çeliklerine ait çekme testi sonuçları	82
Tablo 3.10.	CP çeliklerine ait çekme testi sonuçları.....	83
Tablo 3.11.	TRIP çeliklerine ait çekme testi sonuçları.....	85

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α	: Ferrit
γ	: Östenit

Kısaltmalar

A1b	: Östenit oluşumunun başladığı sıcaklık (3 fazlı $\alpha + \gamma +$ karbür bölgesine giriş)
A1e	: İlk dönüşümün bittiği ve 3 fazlı bölgeden 2 fazlı $\gamma + \alpha$ bölgesine giriş
A3	: Ferritin östenite dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık
AHSS	: Advanced High Strength Steel (Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik)
AUST.SS	: Austenitic Stainless Steel (Östenitik Paslanmaz Çelik)
CP	: Complex Phase Steel (Kompleks Fazlı Çelik)
DP	: Dual Phase Steel (Çift Fazlı Çelik)
L-IP	: Low Induced Plasticity (Plastisite İçeren Hafif Çelik)
MART	: Martensitic Steel (Martenzitik Çelik)
Mf	: Martensite Finish (Östenitin Martenzite Dönüşümünün Bittiği Sıcaklık)
Ms	: Martensite Start (Östenitten Atermal Martenzit Dönüşümün Başladığı Sıcaklık)
Ms ^a	: Martensite Start-Sigma (Gerinme Katkılı Martenzit Dönüşümünün Başladığı Sıcaklık)
NPLE	: Negligible Partitioning Local Equilibrium (İhmal Edilebilir Paylaşımli Yerel Denge)
PLE	: Partitioning Local Equilibrium (Paylaşımli Yerel Denge)
TRIP	: Transformation Induced-Plasticity Steel (Dönüşüm Katkılı Plastisite Çeliği)
TWIP	: Twinning-Induced Plasticity (İkizlenme ile Plastikliği Arttırılmış Çelik)

SOĞUK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNİN İNTERKRİTİK TAVLAMASINDA ÖSTENİT OLUŞUMU

ÖZET

Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik (AHSS) grubu otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. AHSS yüksek şekillendirilebilirlik kabiliyeti ve mukavemet özellikleri ile otomobil gövdelerinin geliştirilmesi için büyük bir potansiyel sunmaktadır. Modern AHSS düşük parça ağırlığı ile birlikte yüksek mukavemet ve enerji absorpsiyonu gibi özellikleri sunmaktadır. Dual fazlı (DP) çelikler, dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) çelikleri ve kompleks fazlı (CP) çelikleri otomotiv endüstrisinde giderek daha popüler olan AHSS kalitelerindedir.

AHSS mekanik özellikleri mikroyapıda bulunan her bir fazın kimyasal kompozisyonu, hacim oranı, boyutu ve morfolojisi ile kontrol edilmektedir. Bu tez çalışmasında Thermo-Calc yardımı ile DP, TRIP ve CP çelikleri için interkritik tavlama sıcaklıkları belirlenmiştir. Belirlenen sıcaklık ve süre parametrelerine göre ısıl işlemleri gerçekleştirilen numunelerin taramalı elektron mikroskobu ve ışık mikroskobu ile mikroyapısal karakterizasyonu yapılmıştır. DP çeliği için geleneksel yöntemin yanı sıra interkritik tavlama sırasında A1 altına çevrim uygulanmıştır. Geleneksel interkritik tavlama yöntemi ile çevrimli interkritik tavlama yöntemi mekanik ve mikroyapı açısından karşılaştırılmıştır. TRIP ve CP çelikleri için interkritik tavlama sonrası beynit oluşum sıcaklığına soğutma ve bu sıcaklıkta beynitik tutma uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlem parametrelerinin faz dönüşümlerine etkisinin araştırılabilmesi için dilatometre deneyleri gerçekleştirilmiştir. Dilatometre eğrileri üzerinden kritik sıcaklıklar belirlenmiştir. Dilatometre deneyleri sonrasında elde edilen mikroyapılar incelendiğinde DP, TRIP ve CP çeliği mikroyapısının sağlandığı görülmüştür. Laboratuvar ölçekte üretilen çeliklerde yürütülen mikroyapısal çalışmalar sertlik testi ve çekme testi ile de desteklenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Dönüşüm Katkılı-Plastisite (TRIP) Çelikler, Dual Fazlı (DP) Çelikler, Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS), İnterkritik Tavlama, Kompleks Fazlı (CP) Çelikler.

AUSTENITE FORMATION IN INTERCRITICAL ANNEALING OF COLD ROLLED DP, CP AND TRIP STEELS

ABSTRACT

Advanced High Strength Steels (AHSS) are currently most common used materials in the automotive industry. AHSS offer a great potential for the development of automobile bodies with their mechanical properties of high formability and strength. Modern AHSS are used where high strength and energy absorption are needed together with low component weight. Dual phase (DP) steels, Transformation Induced Plasticity (TRIP) steels and Complex Phase (CP) steels are increasingly popular AHSS grades in the automotive industry.

The mechanical properties of AHSS are controlled by many factors such as, chemical composition, volume fraction, size and morphology of each phase in the microstructure. In this thesis study, intercritical annealing temperatures for DP, TRIP and CP steels were calculated using ThermoCalc software. Following heat treatment experiments at predicted temperatures, the microstructural characterization was performed by scanning electron microscope and light microscope. In DP steels, conventional method and a cyclic annealing method below A1 temperature were applied during the intercritical annealing. The conventional annealing method and cycle annealing method were compared to mechanical and microstructure. For the TRIP and CP steels, bainitic holding was applied to the bainite formation temperature after cooling and intercritical annealing steps. Dilatometer experiments were performed to investigate the effect of heat treatment parameters on phase transformations. Critical temperatures were determined from dilatometer curves. According to microstructural investigations on dilatometer samples, it was seen that DP, TRIP and CP steel microstructures were provided properly. The microstructural characterization studies were supported by hardness and tensile tests.

Keywords: Transformation Induced-Plasticity (TRIP) Steels, Dual Phase (DP) Steels, Advanced High Strength Steels (AHSS), Intercritical Annealing, Complex phase (CP) Steels.

GİRİŞ

Gelişen teknoloji ve artan talepler doğrultusunda otomotiv sektöründe güvenlik, yakıt tasarrufu, sürekli performans, hafiflik, emisyon şartları ve üretilebilirlik gibi kritik parametreler, otomotivde kullanılan çelik kalitelerinin gelişimine zemin hazırlamıştır. Son dönemlerde otomotiv sektöründe elektrik motorlu araçlara geçiş süreci ile değişen gereksinimleri ve mevcut Covid-19 pandemisi sonrası beklenen AHSS talep artışını karşılayabilmek için çelik üreticileri yeni arayışlara girmiştir. Genel olarak çeliğin mukavemetinin artması ile şekillendirebilirlik azalmaktadır. Yüksek mukavemet ve şekillendirebilirlik kombinasyonunu elde etmek amacıyla çok sayıda yeni sınıf çelik üretilmiştir ve çalışmalar hala devam etmektedir. Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklere (AHSS) odaklanan modern otomobil endüstrisi güvenlik, enerji tasarrufu ve çevre koruma gibi ihtiyaçları DP, TRIP ve CP çeliklerinin kullanımı ile karşılayabilmektedir.

Dual fazlı (DP) çelikler yüksek çekme mukavemeti, plastik deformasyon ile pekleşme göstermesi, yüksek uzama özellikleri, sürekli akma göstermesi ve yüksek şekillendirilebilirlik kabiliyeti nedeniyle otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. DP çelikleri yüksek mukavemet ve şekillendirme gerektiren tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri ve şasi gibi otomobil parçalarında kullanılabilir. DP çelikleri yüksek mukavemet ve şekillendirme gerektiren tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri ve şasi gibi otomobil parçalarında kullanılabilir.

Otomotiv endüstrisindeki yakıt tasarrufu, kaza dayanımı, yüksek mukavemetli şekillendirilebilir parçaların kullanımı gibi hedefler yeni çeliklerin önünü açmış ve TRIP çelikleri bu noktada aranan özellikleri barındıran avantajları ile hızlı şekilde popüler bir çalışma konusu olmuştur. TRIP çelikleri otomotiv endüstrisindeki uygulamalar için aranan yüksek mukavemet ve uzama kombinasyonunu sağlamaktadır. TRIP çelikleri dönüşüm kaynaklı plastisite özelliği göstermektedirler. Temel olarak deformasyon etkisi altında kalıntı östenitin mekanik olarak martenzitik dönüşümü gözlenir.

DP ve TRIP çeliklerinin yüksek mukavemet ve uzama davranışları öne çıkarken, diğer yandan yüksek soğuk sertleşme nedeniyle özellikle delik delme ve genişletme işlemlerinde kenar bölgelerde yöresel hasarlar oluşabilmektedir. Kompleks fazlı (CP) çelik bu sorunun çözülmesi hedefiyle geliştirilmiştir. Bunun yanında CP çeliklerinin

geliştirilmesinde diğler bir amaç akma/çekme mukavemeti oranını artırmaktır. Böylece özellikle güvenlik konusunda kritik parçalarda kullanılabilir. CP çelikleri yüksek şekil değıştirebilme, yüksek enerji absorblama kapasitesine sahiptir. Otomotiv üretimindeki CP çelikleri için uygulamalar, tampon ve B-sütun takviyeleri gibi yüksek enerji absorbsiyon kapasitesi gerektiren parçalarda bulunmaktadır.



1. GENEL BİLGİLER

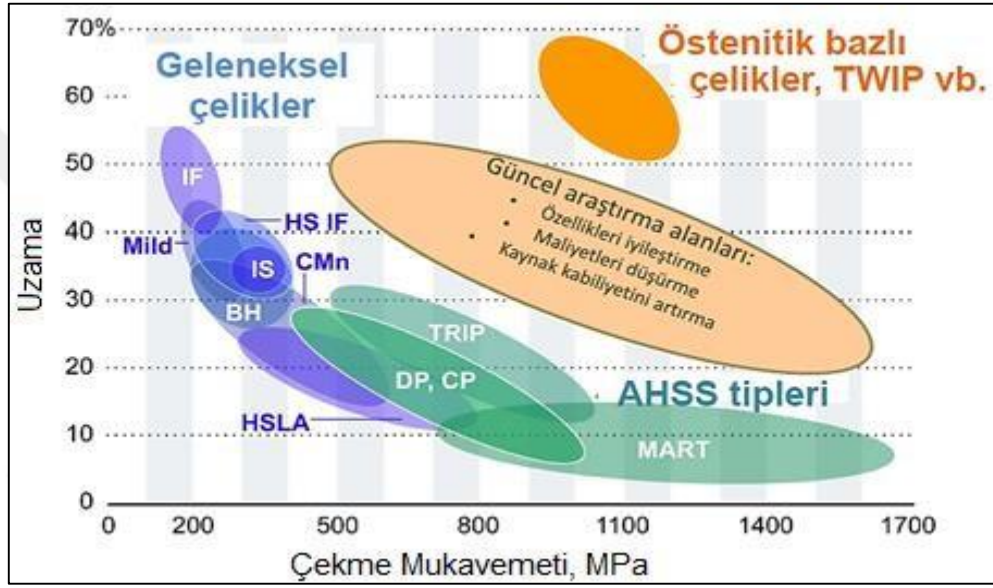
1.1. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler

Günümüz otomotiv endüstrisinde çevresel sürdürülebilirlik önemli bir yer tutmakta ve bu konuda birçok çalışma yapılmaktadır. Verilere göre yakıt verimliliğini ve gerçekleşen gaz emisyonunu etkileyen en önemli parametrelerden biri aracın ağırlığıdır. Ağırlıkta sağlanan %10 seviyesindeki tasarrufun yakıt sarfiyatında yaklaşık %5 azalma meydana getirdiği görülmüş ve bu noktada araç ağırlığının azaltılması önemli bir hedef haline gelmiştir. Ancak araç ağırlığındaki azalmanın güvenlik konusunda riskler doğurması nedeniyle bu problem sadece ağırlığının azaltılması değil, aynı zamanda güvenlik sorununu ortadan kaldıracak yüksek mukavemetli çeliklerin üretimi perspektifinden de ele alınmıştır. Sonuç olarak “Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler” (AHSS) olarak tanımlanan, gelişmiş metalurjik özelliklere ve işleme yöntemlerine sahip olan bu çelik grubu sayesinde güvenlik, verimlilik, sürdürülebilirlik ve dayanım gibi gereksinimler karşılanabilmektedir [1, 2].

Şekil 1.1’de üç farklı nesil AHSS grubunun mekanik özellikleri gösterilmektedir. Birinci nesil AHSS grubu içerisinde Dual fazlı (DP) çelikler, dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) çelikleri, kompleks fazlı (CP) çelikler ve martenzitik (MART) çelikler bulunmaktadır. Bu çelik kaliteleri, geleneksel yüksek mukavemetli çeliklere kıyasla maliyette önemli bir artış olmadan daha yüksek mukavemet ve süneklik sağlamaktadır. Bu nedenle, otomotiv endüstrisinde birçok uygulamada yer alırlar. İkizlenme katkılı plastisite (TWIP) çelikleri ve östenitik paslanmaz çeliklerden (AUST.SS) oluşan ikinci nesil AHSS grubu gösterdiği yüksek çekme mukavemeti ve uzama değerleri ile Şekil 1.1’deki diyagramın sağ üst köşesinde yer almaktadır. Bunların günümüzde üretimi güç olması sebebiyle uygulamaları sınırlıdır. Ancak, sundukları mekanik özelliklerin yüksek olması sebebi ile, birinci ve ikinci nesil arasındaki boşluğu dolduran üçüncü nesil AHSS grubunun doğmasına neden olmuşlardır. Üçüncü nesil AHSS grubu birinci nesilden daha yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonuna sahip olmakla birlikte ikinci nesilden daha düşük maliyetle üretilmektedir. Bu çelik grubu içerisinde TRIP katkılı beyritik-ferritik (TBF) çelikleri ve Q&P (Quench and Partitioning) çelikleri bulunmaktadır. Ancak üçüncü nesil çelikler günümüzde araştırma ve geliştirme aşamasındadır. Bu çeliklerde TRIP etkisi elde etmek için kalıntı östenitten

yararlanılmaktadır. Birinci nesil ve ikinci nesil çelikler ile karşılaştırıldığında üçüncü nesil çelikler daha sert bir matriks yapısına sahiptir. Bu çeliklerdeki yüksek delik genişletme ve derin çekme kabiliyeti sayesinde karmaşık şekilli otomotiv parçalarında kullanımı öngörülmektedir.

İhtiyaç duyulan karmaşık şekilli parçaların üretim sürecinde ferritik matriksli TRIP çeliklerindeki delik genişletme kabiliyetinin yetersizliğine karşın TBF çelikleri bu probleme çözüm olmuştur. Gelecekte otomotiv ve diğer yapısal uygulamalar için yaygın olarak kullanılacağı öngörülmektedir [3, 4].



Şekil 1.1. Çeşitli çelik sınıflarına ait çekme mukavemeti-uzama diyagramı [3]

AHSS gruplarının içerisinde mikroyapısına bağlı olarak DP ve TRIP çelikleri gibi çelikler çok fazlı (multi-phase) çelikler olarak da isimlendirilir. Çok fazlı çelikler düşük karbon (en az %0,05-en çok %0,25) içeriğinin yanı sıra, mangan, nikel, niyobyum, azot, vanadyum, krom, molibden, titanyum gibi alaşım elementleri içerebilmektedir. Bu çelikler sahip oldukları fazlı yapı ve mekanik özellikleri ile ön plana çıkan, genellikle özel bir üretim yöntemi ve ısıl işlem şartları neticesinde klasik ferritik-perlitik mikroyapıdan farklıdır. İkili ve/veya daha çok faz içeren ve yüksek mukavemet, kaynaklanabilirlik, şekillendirilebilirlik özelliklerine sahip yeni nesil çeliklerdir [3, 4].

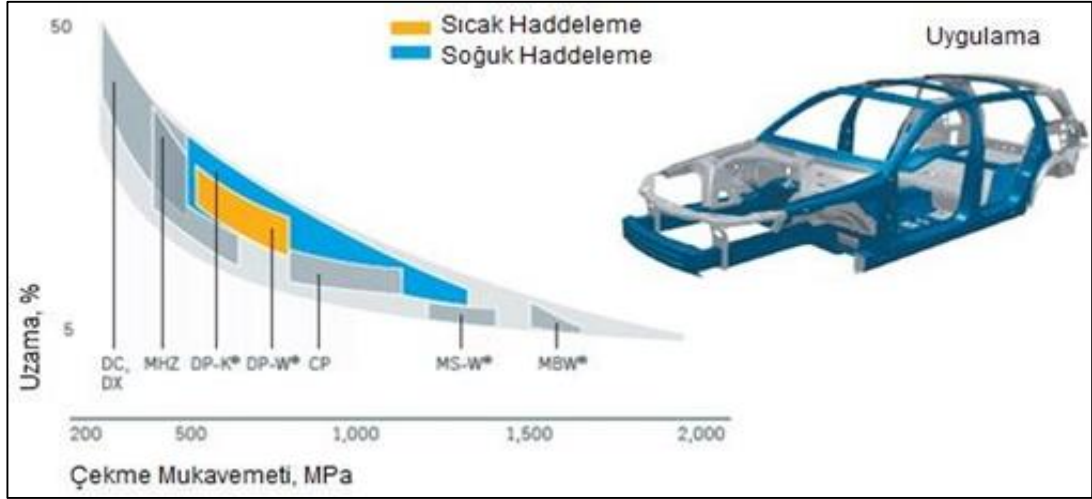
Kimyasal bileşim açısından AHSS grupları arasında özellikle Mn ve Si gibi elementlerde farklılıklar bulunmaktadır. Arcelormittal, Thyssenkrupp ve Voestalpine gibi çelik üreticilerine ait verilere göre kullanılan soğuk haddelenmiş DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kimyasal kompozisyon ve mekanik özellikler tablosu Tablo 1.1'de verilmektedir [5, 6].

Tablo 1.1. DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kimyasal kompozisyon ve mekanik özellikler listesi [5, 6].

Çelik	C	Mn	Si	Al	P	Cr+Mo max	Nb+Ti max	V max.	B max.
DP590	0.18	2.30- 2.50	0.50- 0.75	0.015- 1.0	0.04	1.0	0.15	0.20	0.005
DP780	0.18- 0.20	2.50- 2.60	0.80	0.015- 1.0	0.04	1.0	0.15	0.20	0.005
DP980	0.20	2.60- 2.90	0.80- 1.00	0.015- 1.0	0.04	1.0	0.15	0.20	0.005
Çelik	Akma Mukavemeti Rp0.2 [MPa]			Kopma Uzaması		Çekme Mukavemeti Rm [MPa] min.			
DP590	330-430			12		590-700			
DP780	440-450			10		780-900			
DP980	590-740			8		980-1130			
Çelik	C	Mn	Si	Al	P	Cr+Mo max	Nb+Ti max	V max.	B max.
CP600	0.18	2.20	0.80	0.015- 2.0	0.08	1.00	0.15	0.20	0.005
CP780	0.18	2.50	1.00	0.015- 2.0	0.08	1.00	0.15	0.20	0.005
CP980	0.23	2.70	1.00	0.015- 2.0	0.08	1.00	0.15	0.22	0.005
Çelik	Akma Mukavemeti Rp0.2 [MPa]			Kopma Uzaması		Çekme Mukavemeti Rm [MPa] min.			
CP660	660-830			10		760			
CP780	570-720			10		780			
CP980	780-950			6		980			
Çelik	C	Mn	Si	Al	P	Cr+Mo max	Nb+Ti max	V max.	B max.
TRIP690	0.24	2.20	2.00	0.015- 2.0	0.08	0.60	0.20	0.20	0.005
TRIP780	0.25	2.50	2.20	0.015- 2.0	0.08	0.60	0.20	0.20	0.005
Çelik	Akma Mukavemeti Rp0.2 [MPa]			Kopma Uzaması		Çekme Mukavemeti Rm [MPa] min.			
TRIP690	400-520			23		600-800			
TRIP780	450-570			21		780-910			

1.1.1. DP çelikleri

Otomotiv sektöründe 1990 yılına kadar çoğunlukla yüksek mukavemetli arayer atomsuz (IF) çelikler, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikler kullanılmıştır. 1994 yılından sonra dünya çelik endüstrisi 18 ülkeden 35 şirket ile birlikte hafif ağırlıkta otomotiv çeliğinin üretimi için bir araya gelmiştir. Bu projeye "Ultra Hafif Otomotiv Gövde Çeliği" (ULSAB) adı verilerek ağırlık tasarrufu için çalışmalara başlanmıştır. Çalışmalara ait sonuçlar yeni yüksek mukavemetli ve şekillendirilebilir çelik tiplerinin doğuşunu sağlamıştır. 1995 yılından itibaren DP çelikleri Japonya, Amerika Birleşik Devletleri ve Avrupa'da ticari ölçekte kullanılmaya başlanmıştır [7, 8].



Şekil 1.2. Sıcak/soğuk haddelenmiş DP çeliklerine ait mekanik özellikler ve araç beyaz gövdesinde uygulamaları [9]

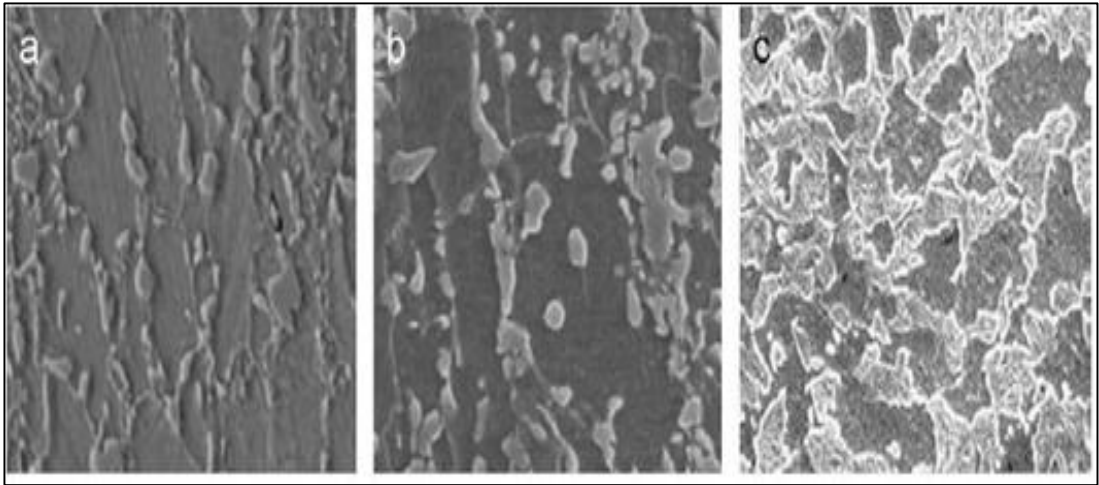
DP çeliklerinin mikroyapıları termomekanik proses ile kontrol edilmektedir. Kimyasal kompozisyona da bağlı olarak bu çelikler ferrit, martenzit, beynit ya da kalıntı östenit içermektedir. DP çelikleri için iki temel faz ferrit ve martenzittir. Martenzit oranı çoğunlukla %20-30 seviyesindedir ve mikroyapı içerisine dağılmış halde bulunmaktadır. DP çeliklerinde ferrit fazından başlayan deformasyon yüksek oranda deformasyon sertleşmesine yol açmaktadır. DP çeliklerinde önemli noktalardan biri de belirgin (süresiz) akma noktasının bulunmamasıdır. Bu çelikler sürekli akma davranışı sergilemektedir. Düşük akma mukavemeti ve bu akmanın sürekli oluşu martenzit dönüşümü ile genişleme sonucunda ferritte deformasyon ile oluşabilen serbest dislokasyonlar kaynaklıdır. DP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu belirlenirken bazı temel noktalar göz önüne alınmaktadır. Bunlardan ilki çeliğin hedef süneklik seviyesidir. Bu noktada kullanılan alaşım elementinin ferrit yapısında katı çözültü oluşturarak sertleşmeye yol açmaması gerekmektedir. Aynı zamanda alaşım elementleri östeniti kararlı hale getirmeli ve soğutma aşamasında martenzit fazının dönüşümünü sağlamalıdır. Martenzit dönüşümünün gerçekleşmesi için değerlendirilen bir diğer unsur ise beynit oluşumudur. Uygun alaşım elementi ile beynit dönüşümünün geciktirilmesi ve bu şekilde martenzit oluşumunun teşvik edilmesi önemlidir [7, 8].

Karbonun DP çeliklerinde tipik olarak seviyesi % 0.2'nin altındadır. Düşük karbon miktarı ile çeliğin kaynaklanabilirliği ve şekillendirilebilirliği artış göstermektedir. Hedeflenen mukavemet seviyesine ulaşılabilmesi için martenzit fazının hacimsel yüzdesi en önemli parametredir. %1-1,5 Mn içeriği bu çeliklerde TTT eğrisini sağa ötelere ve ferrit perlit dönüşümünü engelleyerek martenzit dönüşümü için imkân

vermektedir. Ayrıca Mn miktarı artırılırsa, düşük C içeriği nedeniyle sertleşebilirlik seviyesi azalan çelikte bu durumu dengelemektedir. Ti, V, Nb gibi mikroalaşım elementleri ise karbür yapıcı olarak oldukça etkilidir. Özellikle sıcak haddeleme sırasında, tane sınırlarındaki bu karbürler östenit tane kabalaşmasını geciktirir ve tane boyutunu sınırlamış olur. Sonuç olarak bu çelikler genellikle %0,05-0,2 C, %1,2-1,5 Mn, %0,3-0,6 Si ve toplam kompozisyonun %0,1'i kadar V, Nb, Ti gibi mikroalaşım elementlerini içermektedir [7, 8].

DP çelikleri yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirlik gibi mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv sektöründe geniş uygulama alanı bulmaktadır. DP çeliğinin sünekliliği yumuşak ferrit matriksten ileri gelirken, gelişmiş mukavemet özelliği ise martenzit ile sağlanmaktadır. Ek olarak, mikroyapıda düşük miktarda kalıntı östenit fazı da bulunabilmektedir. DP çeliklerinin mekanik özellikleri ferrit ve martenzit fazlarının hacimsel oranlarının yanı sıra martenzit adalarının hacim ve morfolojisine de bağlıdır. DP çeliklerinin en önemli avantajlarından birisi de mikroyapılarındaki martenzitin hacimsel oranı değiştirilerek çeliğe farklı mukavemet ve şekillendirilebilirlik özelliği kazandırılabilir. Bu özelliklerin belirlenmesi için tavlama sıcaklığı ve süresi, sürekli veya kademeli olarak tavlama prosedürü, alaşım elementleri, su verme ortamı ve hızı ayarlanabilmektedir. DP çeliklerinin farklı kaliteleri bulunmaktadır.

Yaygın olarak DP600, DP780 ve DP1000 çelikleri otomotiv gövde parça üretiminde kullanılmaktadır. Wang ve ark. yaptığı çalışmada [8] kullanılan DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerine ait martenzit hacim oranı sırasıyla %18, %32 ve %50 olarak verilmektedir. Çeliklere ait SEM görüntüleri Şekil 1.3'te sunulmuştur [11-13].



Şekil 1.3. DP çeliklerine ait SEM görüntüleri; a. DP600, b. DP800 ve c. DP1000 [10]

1.1.2. CP çelikleri

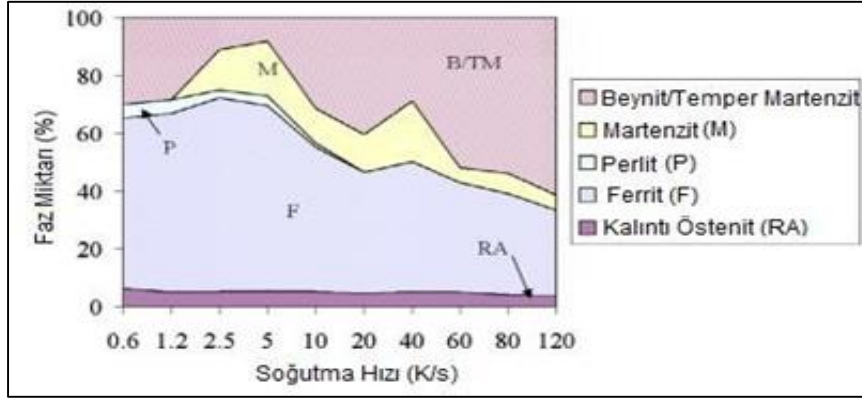
DP çeliklerinin yüksek mukavemet ve uzama davranışları öne çıkarken, bir diğer yandan yüksek sertleşme seviyesi nedeniyle özellikle delik delme ve genişletme işlemlerinde kenar bölgelerde yöresel hasarlar oluşabilmektedir. Kompleks fazlı (CP) çelik konseptinde bu sorunun çözülmesi hedefiyle ferrit, beynit, martenzit ve çökeltilerden oluşan kademeli sertlik geçişi gösteren bir mikroyapı geliştirilmiştir. Bunun yanında CP çeliklerinin geliştirilmesinde diğer bir amaç akma/çekme mukavemeti oranını artırmaktır. Böylece özellikle güvenlik konusunda kritik parçalarda kullanılabilir. CP çelikleri yüksek şekil değiştirebilme, yüksek enerji absorblama ve kalıntı deformasyon kapasitesine sahiptir. Otomotiv üretimindeki CP çelikleri için uygulamalar, tampon ve B-sütun takviyeleri gibi yüksek enerji absorpsiyon kapasitesi gerektiren parçalarda bulunmaktadır. Bu nedenle tampon ve B-sütunu gibi yüksek enerji absorplama kapasitesi gerektiren parçalarda kullanılmaktadır.

CP çeliklerinde alaşım elementleri DP ve TRIP çelikleri ile benzerlik göstermektedir. Bu çelikler özellikle otomotiv sektöründe araçlarda A-sütunu, B-sütunu ve marşpiyel sacı gibi yerlerde kullanılmaktadır. Genel olarak benzeri DP çeliklerinden daha yüksek süneklığe ve delik genişletme kabiliyetine sahiptirler. CP çeliklerinde, DP ve TRIP çeliklerinde bulunan alaşım elementleri kullanılmaktadır. Ek olarak düşük miktarda Nb, Ti, V gibi mikroalaşım elementleri çökelti sertleşmesi ile mukavemet artırımı ve ince taneli yapı oluşumu için ilave edilmektedir.

Tipik bir CP çeliğinde oda sıcaklığında, ferrit ve martenzitin fazlarının yanı sıra mikroyapıda beynit ve bazı durumlarda kalıntı östenit bulunmaktadır. CP çeliklerde bulunan fazların hacim oranları mekanik özellikleri etkilemektedir. Bu durum östenit bölgesinden soğutma oranına göre değişmektedir.

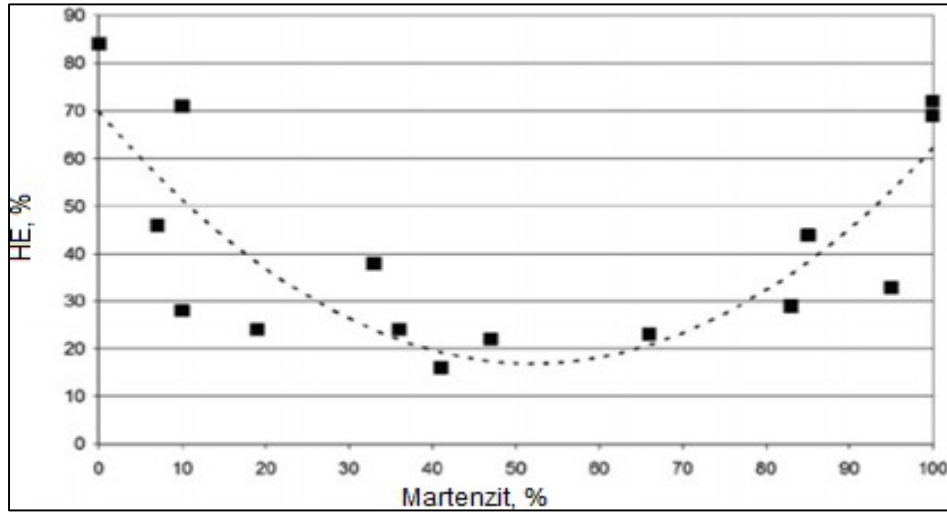
CP çeliklerinde bulunan fazların hacim oranları, soğutma hızının kontrol edilmesiyle ayarlanmaktadır. Soğutma hızı ferrit ve beynit veya temper martenzit oluşumunu etkilemektedir. Kalıntı östenit üzerindeki etkisi ise düşüktür. Yüksek soğutma oranlarının ferrit oluşumu üzerinde negatif etkisi varken ve martenzitik dönüşümü desteklemektedir.

Faz miktarının, CP çeliğinin östenit bölgesinden soğutma hızı ile bağımlılığı, Şekil 1.4'te gösterilmektedir [1, 14, 15].



Şekil 1.4. CP800 çeliğine ait soğutma hızına bağlı olarak hacim-% faz miktarı [1]

CP çeliklerinde yapıda kalıntı östenit bulunması istenmeyen bir durumdur. Düşük gerinme seviyelerinde martenzitik dönüşüm gerçekleşmesi şekillendirme özelinde delik genişletme işlemine olumsuz etki etmektedir. Bu noktada CP çeliklerin karakteristiği olan beynit fazının varlığı bu işlemi mümkün kılmaktadır. Doğru kimyasal kompozisyon ile elde edilen mikroyapısal homojenlik bu işlem için oldukça önemlidir. Genel mikroyapıda martenzit ve ferrit miktarının mümkün olan seviyede azaltılması, tüm bu üretim sürecinde de kalıntı östenit varlığından kaçınılması gerekmektedir. Şekil 1.5'te martenzit miktarının delik genişletme üzerine olan etkisi verilmiştir [13].



Şekil 1.5. Martenzit hacim-% miktarının delik genişletme ile ilişkisi [13]

Nihai olarak CP çeliklerinde, DP ve TRIP çeliklerine göre daha düşük uzama seviyeleri mevcuttur. Ancak bu noktadaki hedef, çeliğin güvenlik parçalarında ve delik genişletme gibi işlemlere maruz kalacak parçalar ile birlikte akma mukavemetinin yüksek olması gerektiği kritik yerlerde kullanımının mümkün olmasıdır. Genel olarak kullanılan CP çelikleri 800-1000 MPa seviyesinde çekme mukavemetine sahiptir.

CP800 ve CP1000 çelikleri ticari kullanımdadır. CP800 çeliklerinde çekme mukavemeti 800 MPa üzerindeyken delik genişletme seviyesi %35'in üzerindedir. Genel olarak C seviyesi %0,11-0,14, Mn seviyesi %1,5-2,1 ve Mo seviyesi %0,15-0,20'dir. CP çeliklerinde kimyasal kompozisyonun uygun alaşım elementleri ile tasarımı kritiktir. Uygun kimyasal kompozisyon ile beynit dönüşümünün teşvik edilmesi, martenzit dönüşümü için soğutma hızının maksimize edilmesi, ferrit oluşumunun en alt seviyeye çekilerek karbon zenginleşmesinin bastırılması sonucu kalıntı östenit oluşumunun engellenmesi sağlanabilmektedir [13].

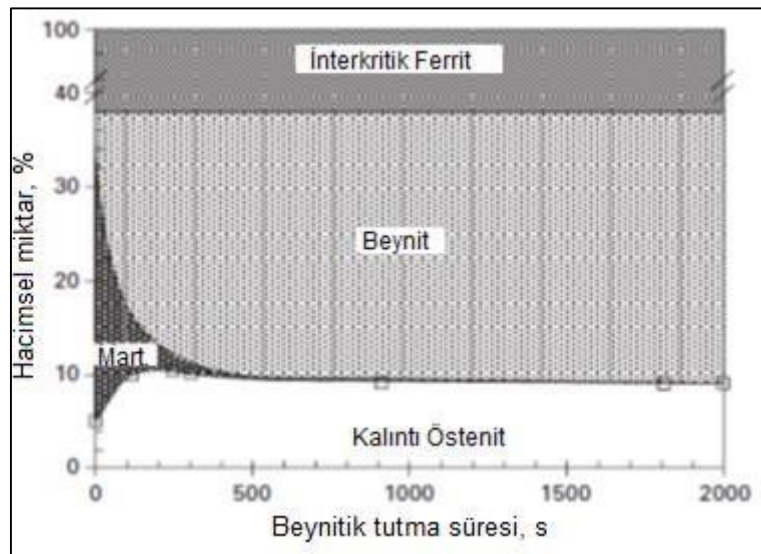
1.1.3. TRIP çelikleri

Otomotiv endüstrisindeki yakıt tasarrufu, kaza dayanımı, yüksek mukavemetli şekillendirilebilir parçaların kullanımı gibi hedefler yeni çeliklerin önünü açmış ve TRIP çelikleri bu noktada aranan özellikleri barındıran avantajları ile hızlı şekilde popüler bir çalışma konusu olmuştur. TRIP katkılı çeliklerde temel olarak gerinme etkisi altında kalıntı östenit mekanik olarak martenzitik dönüşüm göstermektedir. TRIP katkılı çelikler ile ilgili çalışmalar popüler hale gelse de global ölçekte her çelik üreticisi tarafından ticarileştirilememiştir. Buradaki temel nedenlerden biri TRIP çeliklerindeki C oranı (%0,2) ve bunun getirdiği kaynaklanabilirlik problemidir. Son yıllarda TRIP çelikler 590, 690, 780 MPa çekme dayanımına sahip şekilde üretilmiş olsa da halen üretim miktarı bakımından DP çeliklerinin onda biri seviyesinde kalmıştır [16].

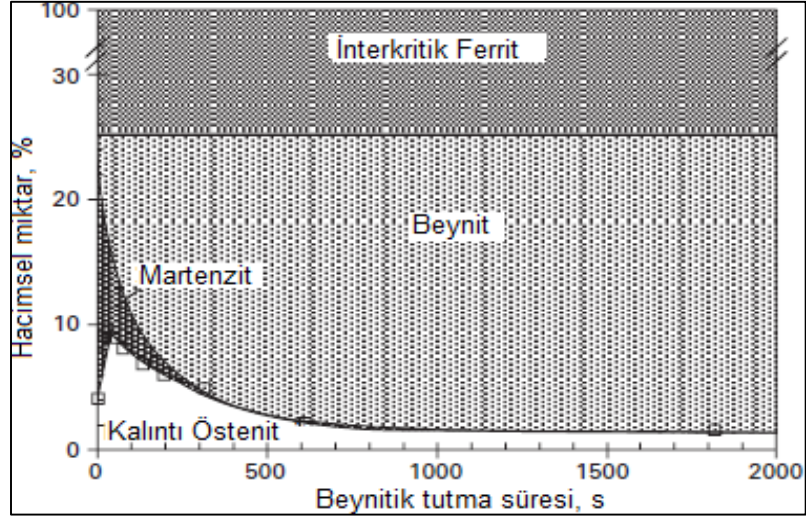
DP çelikleri ile birlikte TRIP çelikleri de otomotiv sanayinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Tipik bir TRIP çeliğinin oda sıcaklığında mikroyapısı ferrit, beynit ve yarı kararlı kalıntı östenitten oluşmaktadır. TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapıda bulunan düşük miktardaki kalıntı östenit ile kontrol edilmektedir. Kalıntı östenit hacim oranı arttıkça mukavemet değerlerinde artış görülmektedir. Deformasyon etkisi ile kalıntı östenit martenzite dönüşmektedir. Bu durum hem bölgesel olarak yüksek sertlik sağlar hem de toplam uzamayı arttırmaktadır. Yüksek uzama oranları, deformasyon ve faz dönüşüm mekanizmalarının etkileşimi ile açıklanmaktadır. Bu nedenle, TRIP çelikleri DP çeliklerine göre daha sünektir ve daha yüksek seviyelerde enerji absorpsiyonu sağlamaktadır. Bu özellikleri sayesinde derin çekme uygulanacak parçalarda sıklıkla kullanılmaktadır [15, 17].

TRIP katkılı çelik üretiminde beynit dönüşümü kritiktir. Beynitik dönüşüm sırasında Fe_3C çökmesini geciktiren veya baskılayan alaşım elementleri ile kimyasal kompozisyon tasarımının yapılması gerekmektedir. Silisyum sementit çökmesini

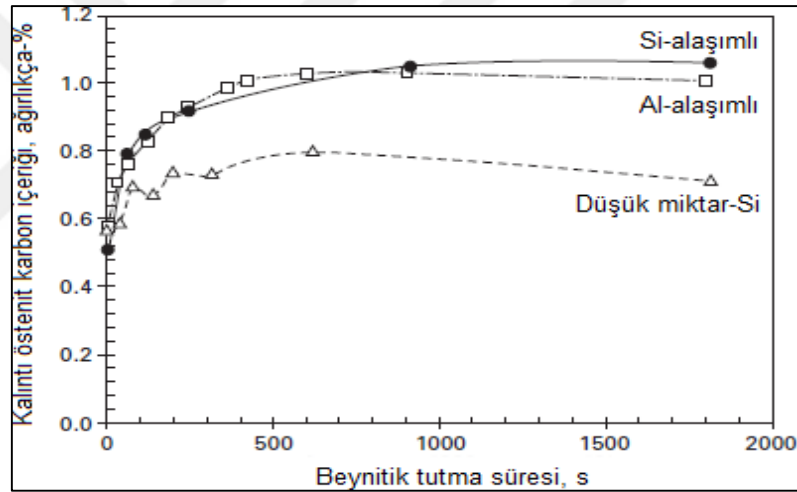
geciktirici alaşım elementi olsa da TRIP eliklerinde sınırlı miktarda kullanılmaktadır. Yüksek oranda kullanılan silisyum galvanizli ürünlerde olumsuz etki göstermektedir. Bununla birlikte alüminyum sementit klmesini etkili bir Şekilde geciktirirken östenitin karbonca zenginleŐmesine imkân vermektedir. Alüminyum yine sınırlı miktarda kullanılabilir. Bunun nedeni, alüminyumun delta-ferritik katılaŐmaya yol aması ve sonrasında mikroyapıda yoğun bir bandlaŐmanın meydana gelmesidir. Şekil 1.6 tipik bir silisyum alaşımlı TRIP katkılı çeliğin oda sıcaklığında sahip olduğu fazları göstermektedir. Beynitik tutma süresine bağlı olarak elde edilebilecek olan beynit, kalıntı östenit ve martenzit fazları görülmektedir. İnterkritik tavlama sırasında karbonca zenginleşmiş olan östenit, beynitik dönüşümün gerçekleştiği tutma sıcaklıklarında kademeli olarak beynite dönüşmektedir. Şekil 1.7 alüminyum alaşımlı TRIP katkılı çeliğin oda sıcaklığında sahip olduğu fazları göstermektedir. Burada faz dönüşüm karakteristiğinin silisyum katkılı ile benzer olduğu görülmektedir. Bununla birlikte dönüşüm kinetiğinin alüminyum alaşımlı çelikte silisyum alaşımlı çeliğe kıyasla daha hızlı olduğu görülmektedir. Ayrıca alüminyum alaşımlı çeliğe ait diyagram, silisyum alaşımlı çeliğe ait diyagram ile karşılaştırıldığında interkritik östenitten beynite dönüşümünün dönüşümün durması sırasında sonlanmadığı, devam ettiği görülmektedir. Bu durum silisyumun gcl bir Şekilde karbür klmesini geciktirici etkisini göstermektedir. Daha uzun tutma sürelerinde yapıda yüksek oranda beynit olana kadar dönüşüm devam edebilmektedir. Şekil 1.8 kalıntı östenitin karbon içeriği, silisyum ve alüminyum alaşım elementi içeren TRIP katkılı çelikleri için beynitik tutma süresinin bir fonksiyonu olarak verilmektedir [18].



Şekil 1.6. Si-alaşımlı TRIP katkılı çeliğe ait beynitik dönüşüm süresi ile kontrol edilen oda sıcaklığında bulunan fazların dönüşüm haritası [18]



Şekil 1.7. Al-alaşımli TRIP katkıli çeliğe ait beynitik dönüşüm süresi ile kontrol edilen oda sıcaklığında bulunan fazların dönüşüm haritası [18]



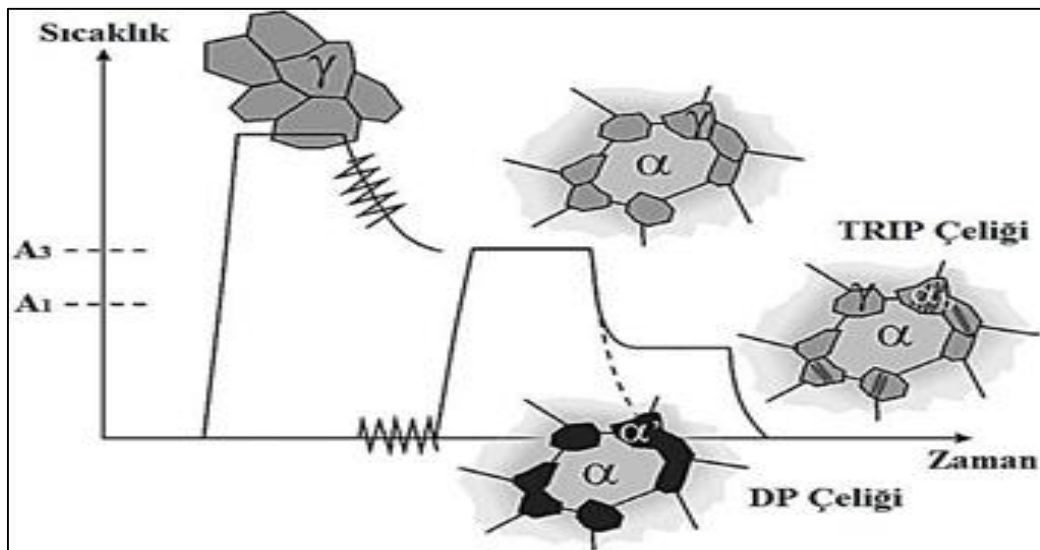
Şekil 1.8. Farklı TRIP katkıli çeliklere ait beynitik tutma süresine bağlı kalıntı östenit karbon içeriğinin değişimi [18]

Günümüzde otomotiv sektöründeki talepleri karşılamak için alternatif mikroyapı çalışmaları da yapılmaktadır. Genel olarak TRIP katkıli çelikler ferrit/beynit/kalıntı östenit mikroyapısında olmasına rağmen alternatif olarak ana matriksin beynitik ferrit olduğu ya da bir diğer alternatif olarak tavllanmış martenzit olduğu çalışmalar da yapılmaktadır. Beynitik ferrit matriksli TRIP katkıli (TBF) çelik mikroyapısının elde edilmesinde ilk adım olarak interkritik tavlama yerine tam östenitleme ardından izotermal beynitik tutma olarak uygulanmaktadır. Tavllanmış martenzit matriksli TRIP katkıli (TAM) çelikte ise TRIP çeliği için uygulanan geleneksel interkritik tavlama ve izotermal beynitik tutma öncesinde çeliğe östenitleme ardından yağda su verme işlemi uygulanmasıyla elde edilmektedir [19].

1.2. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Sürekli Tavlama ve Mikroyapı Özellikleri

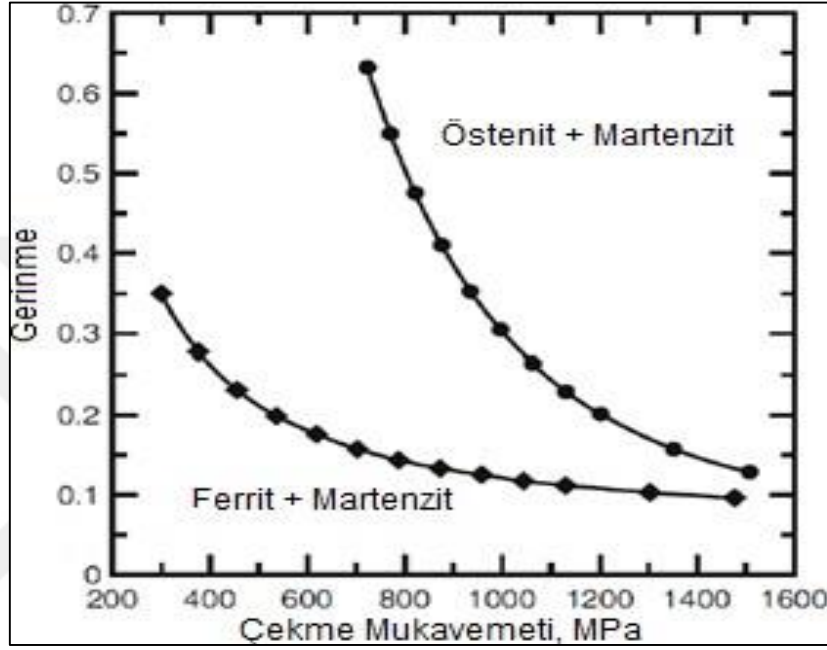
Tüm çelik kalitelerinin nihai mikroyapısı ısıtma prosedürü, kimyasal kompozisyon, başlangıç mikroyapısı, tavlama sıcaklığı, tavlama süreleri, ısıtma ve soğutma hızları gibi değişkenlerin kontrolüne bağlıdır. Isıl işlem parametrelerinin kontrolü üzerinden oluşacak mikroyapının belirlenmesi ile malzemede istenen sonuçların elde edilmesi mümkündür [20].

İnterkritik tavlama işlemi interkritik sıcaklıklar arasında yapılmaktadır. İnterkritik tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı ötektoid altı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Çift faz ferrit+östenit bölgesinde tavlama işlemi sırasında oluşan östenit, perlit fazındaki ferrit-sementit ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verme ya da beynitik tutma ardından havada soğutma işlemleri ile nihai mikroyapı elde edilmiş olur. DP, CP ve TRIP çelikleri sıcak veya soğuk haddelenmiş olarak üretilmektedir. Güncel olarak yapılan çalışmalarda ise soğuk haddelenmiş düşük karbonlu çelikler Şekil 1.9'daki ısıl çevrim uygulanarak elde edilmektedir. Düşük karbonlu çelikler, hızlı bir şekilde belirli bir sıcaklıktan hızlı soğutulup öncelikle ferrit, martenzit ve bazı durumlarda da az miktarda kalıntı östenit içeren DP çelik mikroyapısı elde edilmektedir. Uygun şekilde tasarlanmış çelik bileşimleri için eğer soğutma kesilir ve martenzit başlangıç sıcaklığının üzerinde bir ara sıcaklıkta dönüşümün gerçekleşmesine izin verilirse, mikroyapısında ferrit, beynit ve kalıntı östenit içeren TRIP çeliği üretilmektedir [20, 21].



Şekil 1.9. DP ve TRIP çeliklerine ait şematik sıcaklık-zaman diyagramı [21]

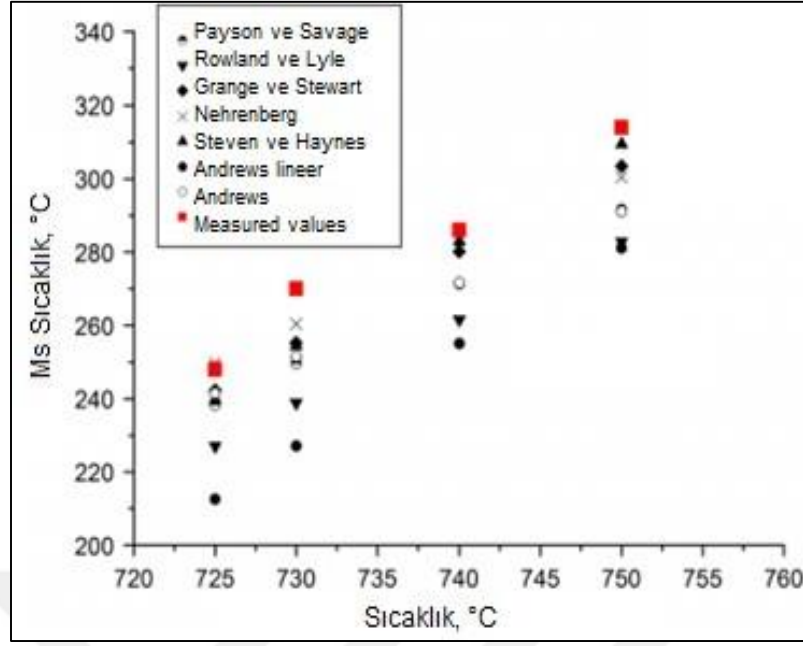
Ferrit-martenzit ve östenit-martenzit mikroyapılarına sahip çelikler için mukavemet-süneklik ilişkileri, Mileiko modelinin uygulanmasıyla martenzit hacim oranına bağlı olarak Şekil 1.10'da verilmektedir. Östenit ve martenzit içeren mikroyapıdaki çelikler, ferrit ve martenzit içeren çeliklere kıyasla daha yüksek gerinme enerjisine sahiptir. Bu durum mikroyapıdaki östenit hacim oranının, ferrit hacim oranına göre süneklik üzerinde daha baskın bir etkisi olduğunu göstermektedir [22].



Şekil 1.10. Faz oranlarına bağlı mukavemet/süneklik ilişkisi [22]

İnterkritik tavlama sıcaklığının Ms sıcaklığı üzerinde etkisi bulunmaktadır ve martenzit hacim-% ile doğru orantılıdır. Ms ve Bs sıcaklıkları interkritik tavlama sırasında elde edilen östenitin kimyasal bileşiminden tahmin edilebilmektedir. Bu kritik sıcaklıkların belirlenebilmesi için pek çok ampirik denklemler bulunmaktadır. Bu denklemler genel olarak interkritik tavlama sırasında östenit içerisinde bulunan C, Mn, Cr, Ni, Si, Mo ve W ile ilişkilendirilmiştir. Erişir ve ark. [23] yaptığı çalışmada orta karbonlu bir DP çeliğine farklı interkritik tavlama uygulanarak bu sıcaklıklarda östenit ve ferritin hacim-%'si belirlenmiştir.

Uygulanan interkritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak elde edilen östenit ve ferritin kompozisyonları Thermo-Calc ile belirlenerek ampirik denklemlerde kullanılmıştır. Böylece interkritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak Ms sıcaklığındaki değişimi farklı ampirik denklemler kullanarak açıklamışlardır. Elde edilen sonuçlar kullandıkları denklemlere göre Şekil 1.11'de verilmektedir [23, 24].



Şekil 1.11. Dilatometre testi ile ölçülen ve denklemlerle hesaplanan Ms sıcaklıkları [23]

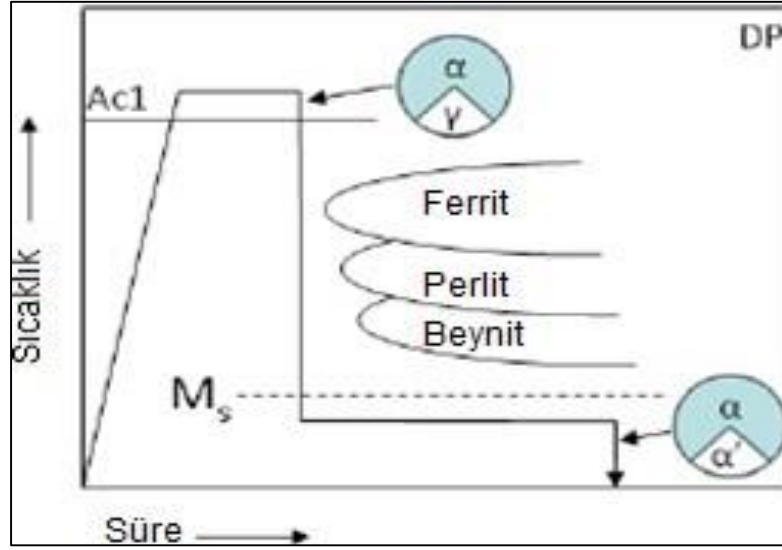
1.2.1. DP çeliklerinde sürekli tavlama ve mikroyapı

DP çeliklerinin mekanik özellikleri bulunan fazların şekli, boyutu, hacimsel miktarı ve morfolojisine göre belirlenmektedir. Bu etken faktörler ise tavlama parametrelerine ve alaşım elementlerine bağlıdır.

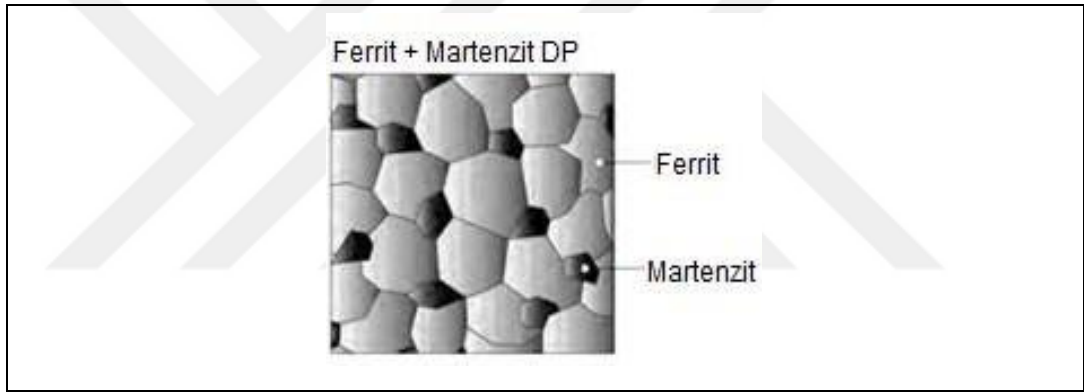
Güncel çalışmalarda genellikle ikincil faz olan martenzitin kimyasal kompozisyonuna, morfolojisine ve hacimsel dağılımına bağlı olarak DP çeliklerinin özellikleri üzerindeki etkisine odaklanılmaktadır. Sürekli tavlama sırasında A1-A3 sıcaklıkları arasında interkritik bölgede tavlama işlemi gerçekleştirilmektedir. Ardından martenzit başlangıç sıcaklığı (Ms) altına su verilmektedir.

Soğuma hızı martenzitin hacimsel fraksiyonunu etkilemektedir. Ferrit ve martenzit içeren mikroyapı karakteristik olarak düşük akma gerilimi, yüksek pekleşme hızı, yüksek sertlik ve süneklik gibi bazı mekanik özellikler sağlamaktadır. Şekil 1.12'de DP çeliklerine uygulanan tipik tavlama prosedürü sonrası elde edilen mikroyapı ve fazların şematik gösterimi görülmektedir.

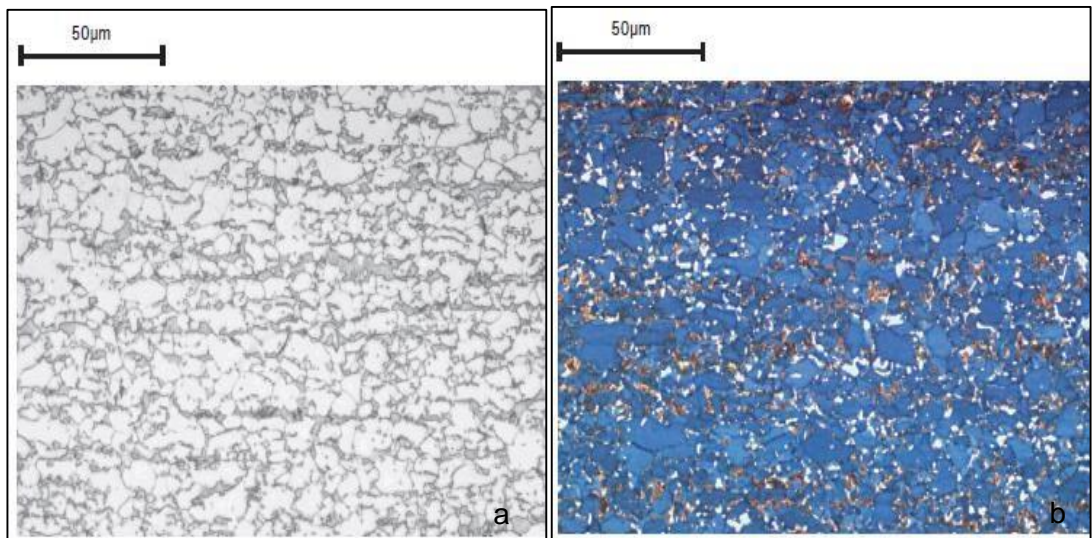
Şekil 1.13'te soğuk haddelenmiş bir DP çeliğine ait Nital ve Klemm ile dağlama sonucunda elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Klemm ile dağlanan mikroyapıda mavi alanlar ferrit, kahverengi alanlar martenzit, beyaz alanlar ise martenzit ve/veya (M/A) adalarını göstermektedir [9, 25-29].



Şekil 1.12. DP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi [25].

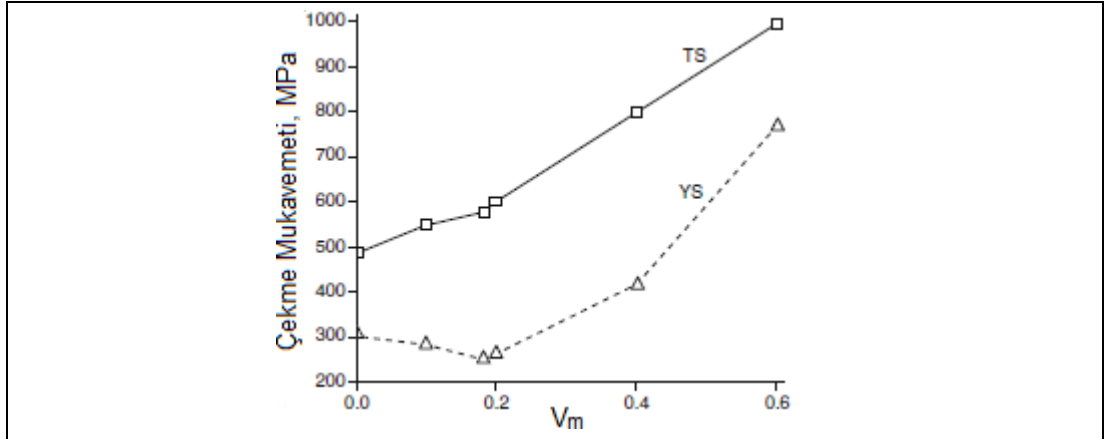


Şekil 1.13. DP çeliklerine ait şematik mikroyapı gösterimi [29]



Şekil 1.14. Soğuk haddenmiş DP çeliğine ait; a. Nital ile, b. Klemm ile dağlanmış mikroyapı görüntüsü [9]

DP çeliklerinin çekme mukavemetleri martenzit hacimsel miktarına, morfolojisine ve yönelmesine bağlıdır. Genel olarak martenzit hacimsel miktarının artması ile daha yüksek çekme mukavemet değeri elde edilebilmektedir. Ancak bu lineer artış belirli bir hacimsel miktara kadar geçerli olmaktadır. Şekil 1.15'te martenzit hacim yüzdesine bağlı mukavemet ilişkisine ait diyagram verilmektedir. DP çeliklerinde en yüksek çekme mukavemeti değeri için kritik bir martenzit hacimsel miktarı bulunmaktadır. Pouranvari [30] martenzit hacimsel miktarını %50 seviyesine arttırarak en yüksek çekme mukavemeti değerini elde etmiştir. Bag ve ark. optimal mekanik özellik eldesini yaklaşık olarak %55 martenzit hacim oranı elde etmiştir. Sudersanan ve ark. ise çalıştıkları DP çeliği üzerinde en yüksek çekme mukavemeti değerini martenzit hacim oranı %63 olduğu seviyede elde etmiştir. Uygun bir aralıkta elde edilen martenzit hacim oranı DP çeliklerinin mukavemet değerini olumlu etkilemektedir. DP çeliklerinin mukavemetini arttırmanın bir diğer yolu ise daha ince taneli mikroyapı oluşturulmasıdır. DP çeliklerinde tane inceltme ile toplam uzamada yüksek oranda bir kayıp olmadan mukavemette artış elde edilebilmektedir. İnce taneli ferrit içeren ve martenzit fazının ferrit matrisi içerisinde homojen dağılım gösterdiği DP çeliğinde, poligonal ferrit tanelerinin tane sınırları boyunca blokvari bulunan ferrit- martenzit ve martenzit adaları bulunduran mikroyapıya sahip DP çeliğine göre daha yüksek mekanik özellikler elde edilmektedir [16, 30-33].



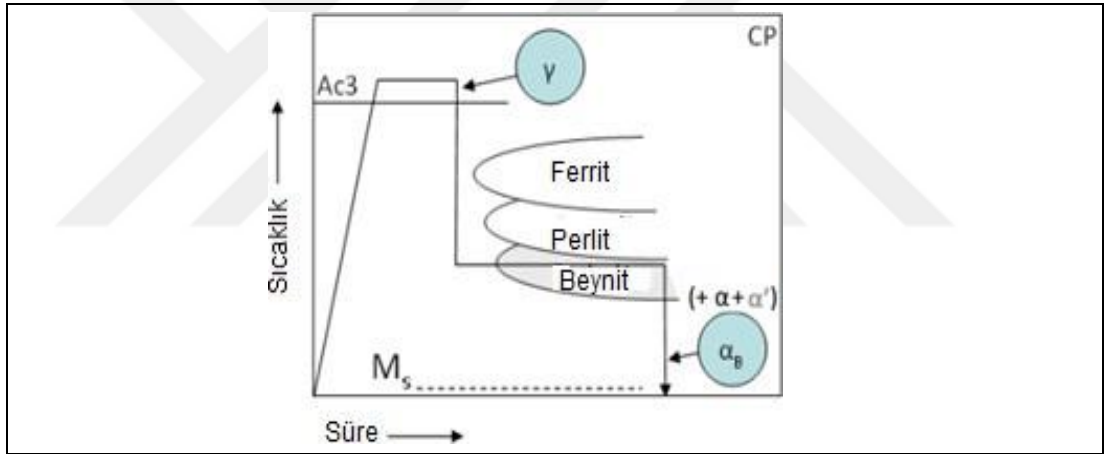
Şekil 1.15. Martenzit hacim yüzdesine bağlı mukavemet ilişkisi [16]

1.2.2. CP çeliklerinde sürekli tavlama, izotermal bekleme ve mikroyapı

CP çeliklerinin mikroyapısı ferrit/beynit matrisi içerisinde düşük miktarda kalıntı östenit, martenzit ve perlitten oluşmaktadır. Aynı kimyasal kompozisyonla farklı mekanik özellikler soğutma hızının ayarlanmasıyla elde edilebilmektedir. Bulunan fazların hacim miktarları mekanik özellikleri etkiler ve östenit bölgesinden soğutma

hızına göre değişmektedir. Soğutma hızı ferrit ve beynit/temper martenzit oluşumunu etkilerken, kalıntı östenit miktarında etkili değildir. Yüksek soğutma hızları ise ferritik oluşumu engellerken ve martenzitik dönüşümü desteklemektedir. Sürekli tavlama sırasında A3 sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıkta östenitleme ve beynitik bölgede izotermal beynitik tutma işlemi gerçekleştirilmektedir. Östenitleme sonrası beynitik dönüşüm bölgesine soğutma ve tutma işlemi sırasında östenitin bir kısmı beynite dönüşmektedir.

Beynite dönüşen östenitin hacim oranı, izotermal beynitik tutma işleminin süresine ve sıcaklığına bağlıdır. Östenit içerisindeki karbon miktarı beynit başlangıç (B_s) sıcaklığını etkilemektedir. Uygulanan beynitik tutma işlemi sırasında östenitin oda sıcaklığında stabilitesinin artması ve karbonca zenginleşmesi sağlanmaktadır. Beynit oluşumu sırasında karbon beyniti çevreleyen östenit içerisine doğru difüze olur. Ardından M_s sıcaklığı altına su verilmektedir [1, 34].

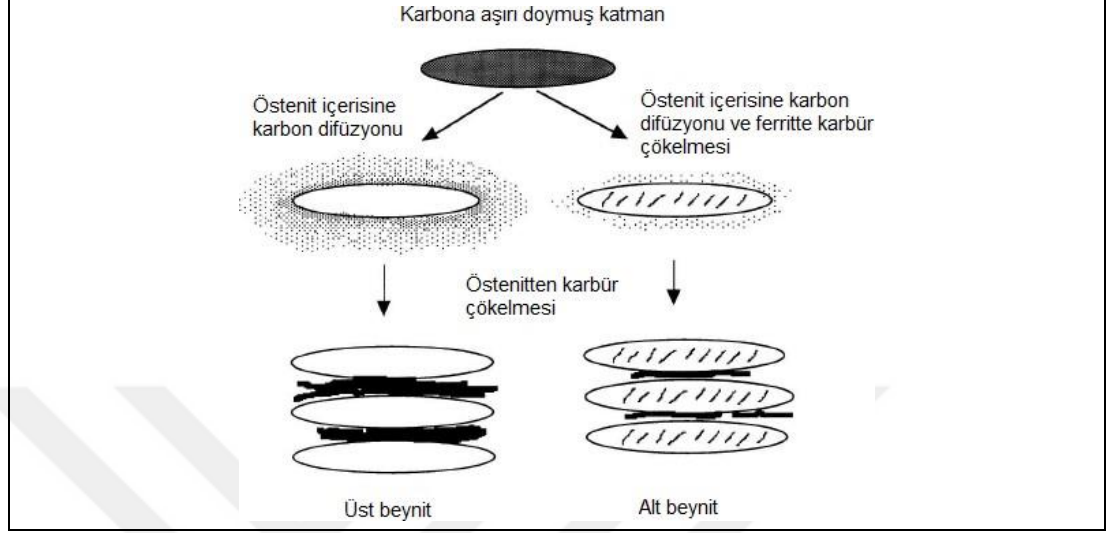


Şekil 1.16. CP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi [25]

Beynit dönüşümü, beynit dönüşümünün başlama sıcaklığı (T_B) olarak tanımlanan belirli bir sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Burada gerçekleşen dönüşüm uygulanan ısı işlem süresi ile ilişkilidir.

Östenitten dönüşüm sırasında beynit kümeleri östenit tane sınırlarında çekirdeklenmeye başlar ve östenit içerisine doğru büyüme ilerler. Ferrit alt birimleri topluluğu bir beynit kümesini oluşturmaktadır ve bu alt birimlerin her biri belirli bir boyuta kadar büyümektedir. Ferrit alt birimlerinin arasında çökelen karbürler de (Fe_3C) östenitten ya da aşırı doymun ferriten atılmaktadır. Yani beynit görüntüsü genel olarak ince uzun ferrit taneleri arasında veya içerisinde bulunan ve tane sınırlarına çökelmiş sementit çökeltilerini içerir biçimdedir.

Beynit dönüşümün gerçekleştiği sıcaklığa göre üst bey nit ya da alt bey nit olarak adlandırılmaktadır. Ms sıcaklığına yakın sıcaklıklarda dönüşümün gerçekleşmesi durumunda oluşan bey nit alt bey nit olarak adlandırılmaktadır [35].



Şekil 1.17. Beynit oluşumunun şematik gösterimi [35]

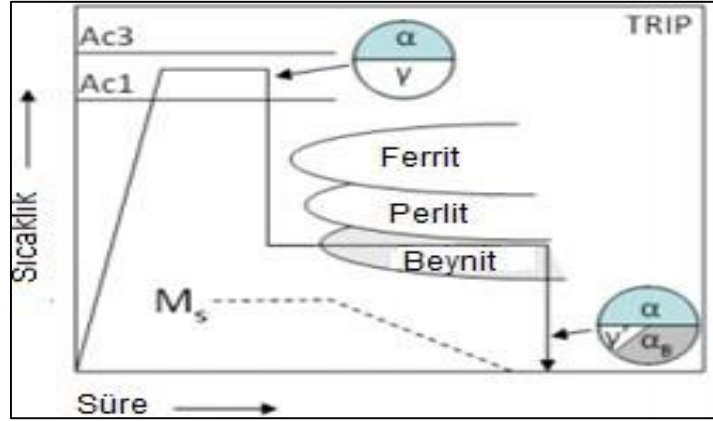
1.2.3. TRIP çeliklerinde sürekli tavlama, izotermal bekleme ve mikroyapı

TRIP çelikleri soğuk şekillendirme sonrası yüksek mukavemet ve plastisite özelliği göstermektedir. Deformasyon sırasında kalıntı östenit, malzeme özelliklerini etkin bir şekilde arttıran ve mukavemet artışı sağlayan martenzite dönüşmektedir.

Östenit fazının martenzite dönüşerek gerinmenin yapı içinde yayılmasına ve uzama değerinin artmasına sebep olmaktadır. Bu dönüşüm mekanizması aynı zamanda çatlaklara karşı bariyer görevi görerek malzemenin yorulma ömrünü de arttırmaktadır.

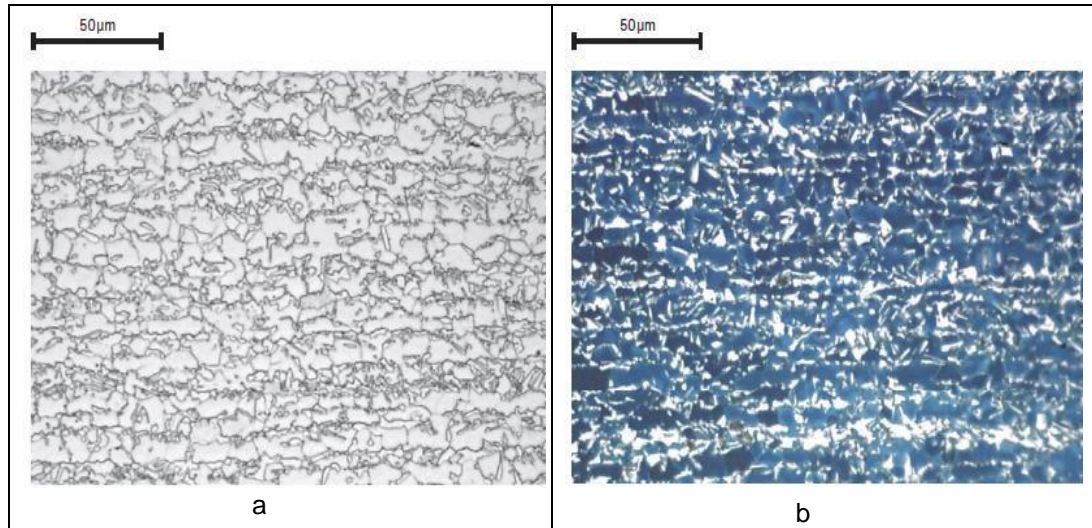
Mekanik özelliklerin kullanım alanına uygun olması için tüm parametrelerin optimizasyonuna ihtiyaç duyulmaktadır. Temel olarak kimyasal bileşim, mikroyapı, fazların hacimsel miktarı ve kalıntı östenitin TRIP etkisi için stabilize olmasını sağlayan bir ısıtma prosedürünü içermektedir.

Bu ısıtma işlemi iki aşamalı olarak uygulanmaktadır. İlk aşama olarak kimyasal kompozisyona bağlı olarak A1 ve A3 bölgesi arasındaki kritik sıcaklıklarda interkritik tavlama uygulanması ile %50 ferrit (α), %50 östenit (γ) fazlarının oluşumu sağlanmasının ardından izotermal bey nitik tutma işlemi uygulanmaktadır [36-39].



Şekil 1.18. TRIP çeliklerinin tipik tavlama prosedürünün şematik gösterimi [25]

Beynitik dönüşüm sırasında tutma süresi ve sıcaklığı kritiktir. Beynit oluşumu sırasında karbon östenit adalarına doğru difüzyona uğrar. Östenitte karbon zenginleşmesi ile östenitin ısıl kararlılığı artar ve oda sıcaklığında var olabilir. Diğer bir deyişle, beynitik tutma sırasında östenitin bir kısmı beynite dönüşürken geri kalan östenit oda sıcaklığında martenzite dönüşmeyecek şekilde kararlı hale getirilmektedir. Elde edilen nihai mikroyapı tipik olarak %50 ferrit, %30-35 beynit ve %15-20 kalıntı östenit içermektedir. TRIP çeliklerinde kalıntı östenitin hacimsel miktarı, morfolojisi ve içeriğindeki karbon konsantrasyonu ayarlanarak yüksek mukavemet-süneklik kombinasyonu sağlanmaktadır [36-39].

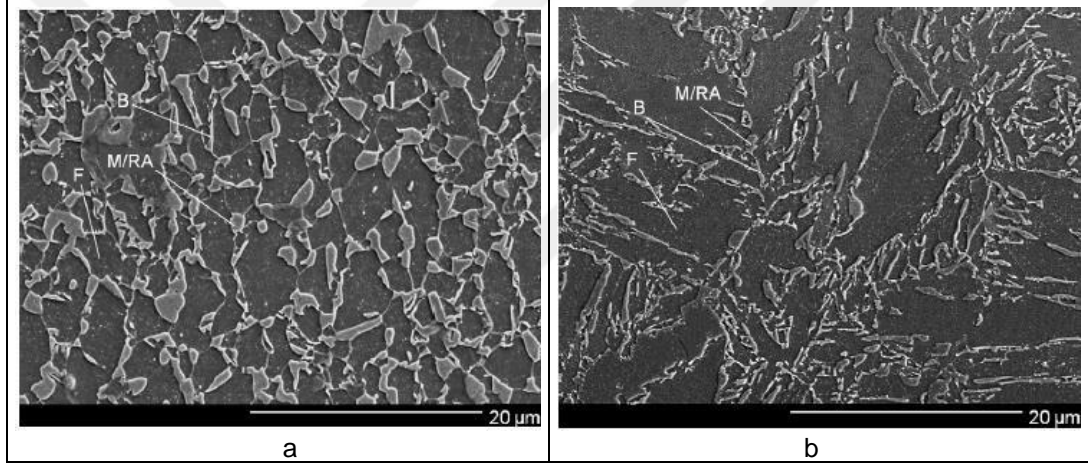


Şekil 1.19. Soğuk haddenmiş TRIP çeliğine ait; a. Nital ile, b. Klemm ile dağlanmış mikroyapı görüntüsü [9].

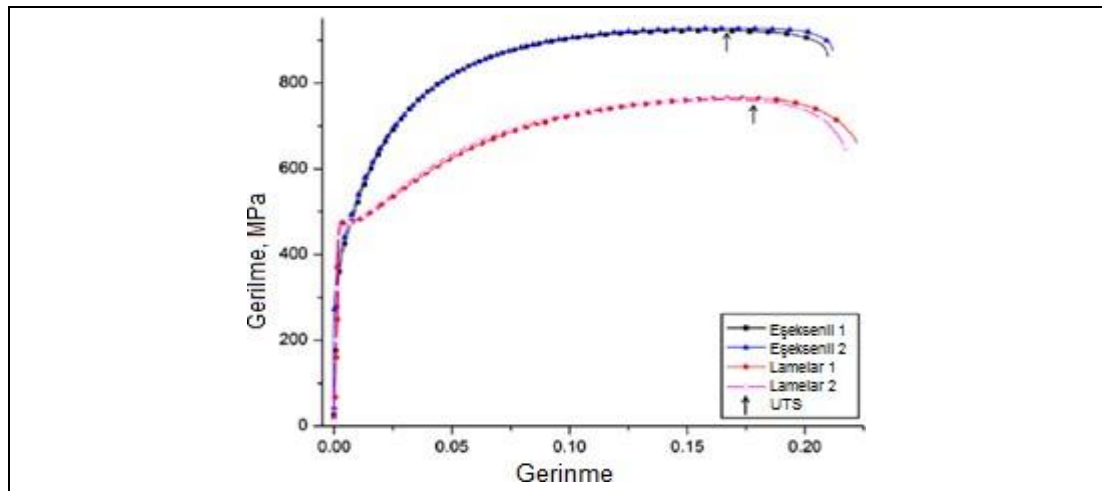
Chiang ve ark. yaptığı çalışmada iki farklı TRIP çeliği mikroyapısında kalıntı östenit kararlılığı karşılaştırılmıştır. Şekil 1.20'de verilen ilk mikroyapı beynit ve kalıntı östenit

fazlarını içeren eşeksenli tipik bir TRIP çeliği, ikinci mikroyapı ise beyrit ve kalıntı östenitin lamelar olduğu TRIP çeliği yapısıdır. İki mikroyapı arasındaki fark malzemenin başlangıç ısıl işlem koşullarından kaynaklanmaktadır.

Çalışmadaki ısıl işlemler arasındaki fark lamelar mikroyapıya ait numuneye TRIP ısıl işlem prosedürü uygulanmadan önce 950°C'de 1000 s östenitleme işlemi uygulanmasıdır. Nital ile dağlanarak alınan SEM görüntülerinde ferrit fazı koyu kontrastta, kalıntı östenit, martenzit ve beyrit fazları ise açık kontrastta alanları ifade etmektedir. Şekil 1.21'de eşeksenli ve lamelar mikroyapıdaki TRIP çeliklerine ait tek eksenli çekme test sonuçları verilmiştir. Eşeksenli mikroyapıda daha düşük akma mukavemeti görülürken, lamelar kıyasla daha yüksek çekme mukavemeti (UTS) değeri görülmektedir [40].



Şekil 1.20. 450°C'de 100 s beyritik tutma ile a. Eşeksenli, b. Lamelar mikroyapıya ait SEM görüntüleri. (F: ferrit, B: beyrit ve M/RA: martenzit/kalıntı östenit) [40].



Şekil 1.21. 450°C'de 100 s beyritik tutma ile eşeksenli ve lamelar mikroyapılara ait gerilme-gerinme eğrileri [40]

Çalışmalarda genel olarak lamelar morfolojideki kalıntı östenitin blokvari kalıntı östenite kıyasla daha yüksek mekanik özellik oluşmasını sağladığı belirtilmektedir. Bu durum kalıntı östenit hacimsel miktarına ek olarak elde edilen kalıntı östenit morfolojisinin ve karbon içeriğinin, TRIP çeliklerinde dayanıklılığı ve sünekliği optimize etmede önemli olduğunu göstermektedir.

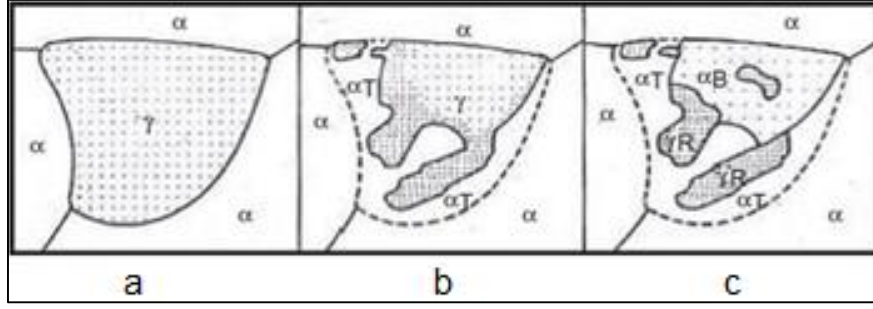
TRIP çeliklerin en önemli özelliklerinden biri oda sıcaklığında kararlı östenit içermeleridir. Bu stabil östenit deformasyon sırasında martenzite dönüşebilir ve bu durum süneklikte artışa neden olmaktadır. Kalıntı östenitin kararlılığını kontrol eden etkenler östenit morfolojisi ve karbon içeriğidir.

Yukarıda da bahsedildiği gibi iki aşamalı ısıl işlem ile mikroyapı oluşturulur. Birinci aşama, östenit-ferrit interkritik bölgesinde belirli süre boyunca tutma ile ferrit oluşumunun sağlanmasıdır. Ferrit bu çelikte sünekliği sağlayan fazdır ve östenitin karbon bakımından zenginleşmesini sağlamaktadır.

Ferrit fazı fazla karbonun çevresindeki dönüşmeyen östenit içerisine difüze olması ile kalıntı östenitin zenginleşmesi sağlamaktadır. Böylece M_s sıcaklığı oda sıcaklığının altına düşürülerek kalıntı östenit kararlılığı artırılmaktadır. Dolayısıyla karbonca zenginleşmiş östenit, izotermal beynit dönüşümü sıcaklığına hızlı soğutulması aşamasında martenzitik dönüşüme karşı kararlılığını korumaktadır. İkinci aşama, interkritik bölgeden hızlı soğutmanın ardından beynit oluşum sıcaklığında tutma işlemidir.

Beynit oluşum sıcaklıklarında tutma sırasında karbür içermeyen beynit oluşumu hedeflenmektedir. Bu aşamada östenitin karbonca daha zenginleşmesi sağlanmaktadır ve bu sayede kalıntı östenitin oda sıcaklığında stabilitesinin korunması sağlanmaktadır. Eğer karbür oluşumu gerçekleşirse ve karbon karbür oluşumu için harcanırsa, kalıntı östenitin kararlılığını arttırmak için karbonca zenginleşmesinin sağlanamaması dolayısıyla kararsız bir yapıda olmaktadır. Kararsız durum oda sıcaklığında deformasyon etkisi olmadan ya da düşük deformasyon oranlarında martenzit dönüşümüne neden olmaktadır. Bu nedenle çelikte hedeflenen TRIP etkisi elde edilememektedir.

Şekil 1.22'de beynitik tutma sırasında östenitin bir kısmının tekrar ferrite geri dönüştüğü ve geriye kalan kısmının ise beynitik ferrit olarak adlandırılan karbür içermeyen beynite dönüşümü şematik olarak gösterilmiştir [36-41].



Şekil 1.22. Kalıntı östenit dönüşümü sırasında a. İnterkritik tavlama durumu, b. İnterkritik tavlama sonrası soğuma durumu, c. Beynit oluşum durumu (α : ferrit, α_B : beynit, γ : östenit; α_T : interkritik tavlama ardından beynit dönüşüm sıcaklığına soğuma sırasında oluşan proötektoid ferrit, γ_R : kalıntı östenit) [41]

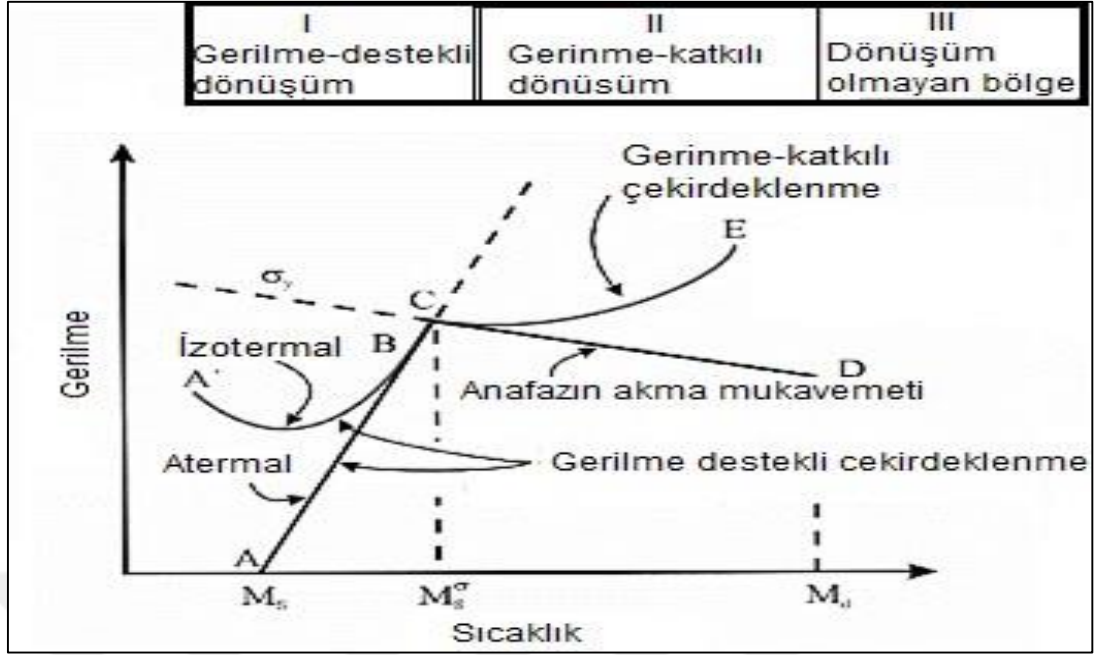
TRIP çeliğinin yüksek süneklik ve mukavemet değeri, martenzitin deformasyona bağlı dönüşümüyle ilişkilidir. Gerilme ve gerinme katkılı martenzit dönüşümünün sıcaklık ile ilişkisi Şekil 1.23'te şematik olarak açıklanmaktadır.

Gerilme ve gerinme katkılı martenzit dönüşüm grafiğine bağlı olarak TRIP çeliklerinde farklı sıcaklık aralıklarında kalıntı östenitin baskın deformasyon mekanizması şematik olarak Şekil 1.24'te verilmektedir. Östenit kararlılığını tanımlamak için üç farklı sıcaklık (M_s , M_s^σ ve M_{d30}) tanımlanmaktadır.

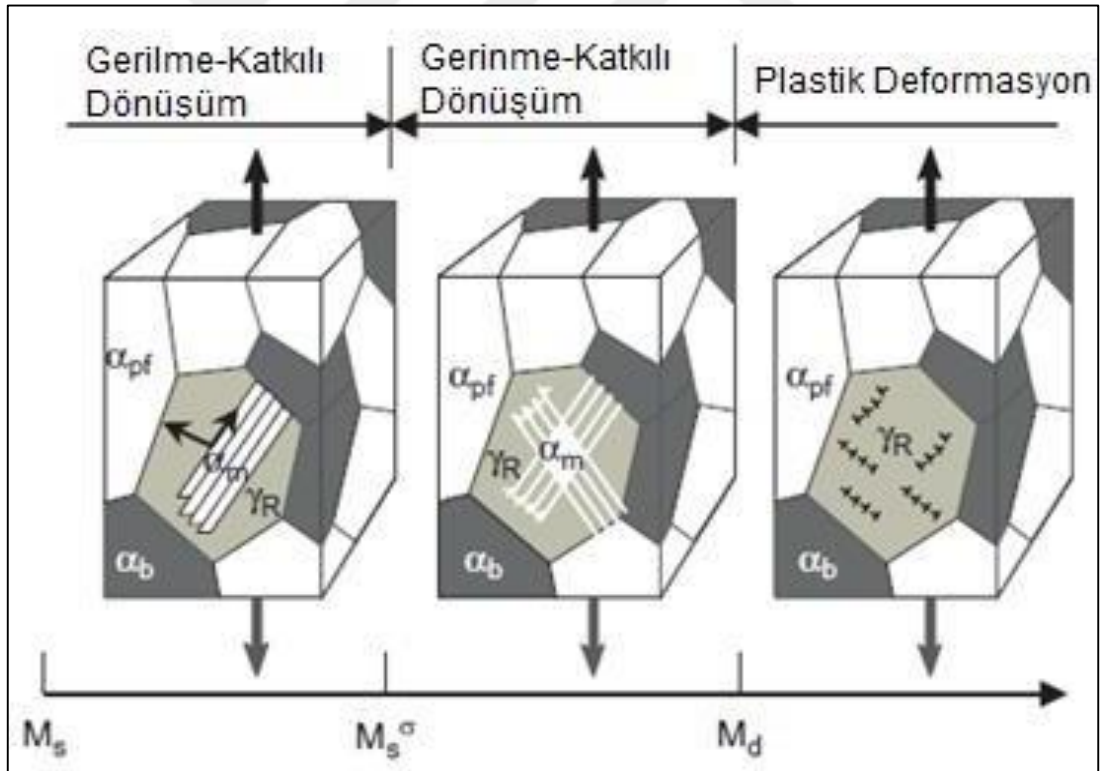
M_d noktası, plastik deformasyonun martenzit dönüşümü başlatabildiği üst sıcaklık sınırıdır. Yani M_{d30} %30 çekme deformasyonun, östenitten %50 martenzit dönüşümüne neden olduğu sıcaklığı ifade etmektedir. M_s atermal martenzit dönüşümün başladığı sıcaklık olarak tanımlanır.

Şekil 1.18'de de görüldüğü gibi M_s 'nin üzerinde ve M_d 'nin altındaki aralıkta, gerilmeye bağlı ya da gerilmeye bağlı martenzite dönüşüm olarak iki farklı durum görülmektedir. M^σ sıcaklığı üzerinde gerinme katkılı martenzit dönüşümü başlar. Bu sıcaklıkta martenzite dönüşümü başlatacak gerilme miktarı östenitin akma sınırına bağlıdır.

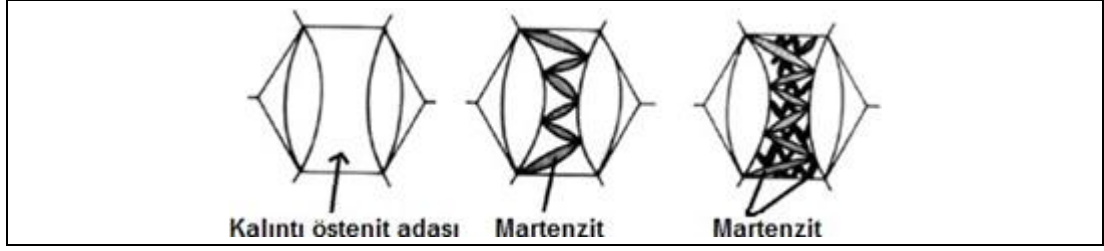
M_s ve M^σ sıcaklıkları arasında ise martenzit dönüşüm için gerekli gerilme östenitin akma sınırının altında bir değerdedir. Daha yüksek sıcaklıklarda ise M_d üzerinde östenit kararlıdır. Böyle bir durumda östenit, plastik gerinme altında kararlılığını korumaktadır ve martenzit dönüşümü gerçekleşmez [41-43].



Şekil 1.23. Martenzitik dönüşümü başlatmak için gerekli olan kritik gerilim değerinin şematik gösterimi [42]



Şekil 1.24. Farklı sıcaklık aralıklarında kalıntı östenitin baskın deformasyon mekanizması şematik gösterimi [43]



Şekil 1.25. Deformasyon altında TRIP etkisinin şematik gösterimi [44]

Deformasyon sırasında faz dönüşümünün meydana gelmesi mekanik özelliklerin gelişmesinde olumlu katkı sağlamaktadır. $\gamma \rightarrow \alpha'$ veya $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ martenzitik dönüşümleri sırasında dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) etkisi görülmektedir ve bu sayede yüksek uzama değerleri elde edilmektedir. Martenzit dönüşümü sırasında itici güç, östenit ve martenzit fazı arasındaki serbest enerji farkıyla ilişkilidir. Östenit, alaşımlama ile kararlı hale getirilen yüksek sıcaklık fazını temsil ettiği için itici güç azalan sıcaklıkla birlikte artmaktadır.

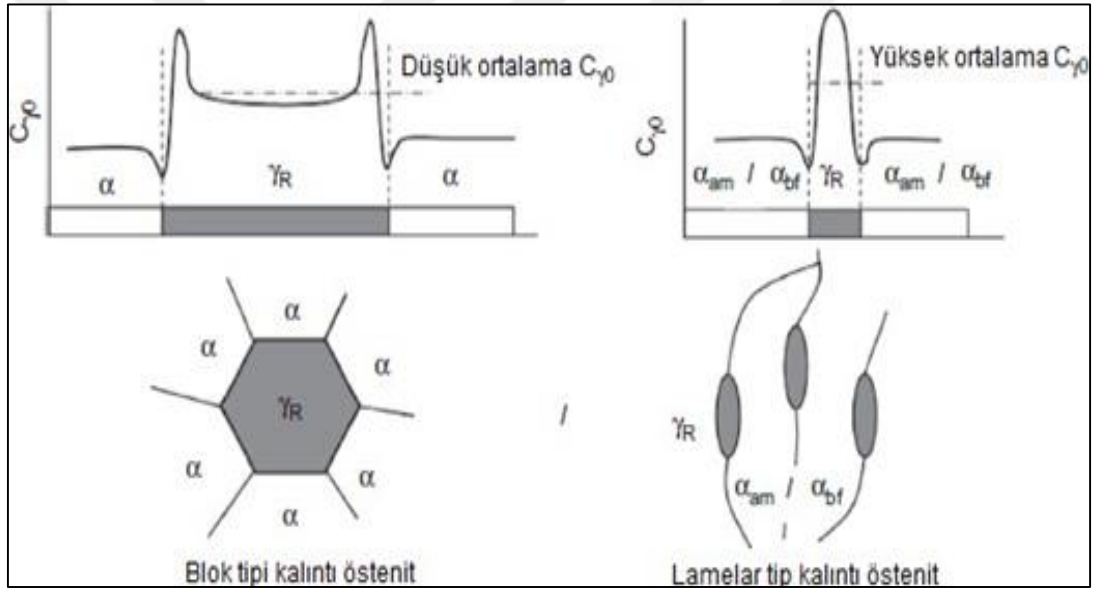
Östenitin kararlılığı, kimyasal kompozisyon, tane boyutu, morfoloji, uygulanan gerinme değeri gibi birçok faktörden etkilenmektedir. Östenit kararlılığının yanı sıra sıcaklık TRIP çeliğinin mekanik özelliklerini etkileyen bir diğer önemli parametredir. Bunun nedeni deformasyon mekanizmalarının, sıcaklığın bir fonksiyonu olan istif hata enerjisine (Stacking Fault Energy, SFE) bağlı olmasıdır. Dönüşüm sırasında oluşan istif hatalarına bağlı olarak bir SFE değeri oluşmaktadır. SFE, deformasyon mekanizmaları ve sertleşme davranışı arasında ilişki bulunmaktadır.

Deformasyon mekanizmalarının aktivasyonu sıcaklık ve kompozisyona bağlı SFE ile kontrol edilmektedir. Düşük bir SFE ile östenit içindeki istif hataları oluşumunu içeren özel deformasyon mekanizmaları harekete geçmektedir. Bu mekanizmalar (i) dislokasyon hareketi, (ii) dislokasyon hareketi ve ikizlenme, (iii) dislokasyon hareketi ve $\gamma \rightarrow \epsilon$ martenzitik dönüşümdür. Genel olarak deformasyon mekanizmaları, sıcaklık ve SFE ile değişimi ile kontrol edilmektedir. Deformasyon mekanizmaları temel olarak, dislokasyon hareketi ve ϵ -martenzit oluşumu ($SFE \sim 10 \text{ mJ m}^{-2}$) ile, dislokasyon hareketi ve mekanik ikizlenme ($SFE \sim 19 \text{ mJ m}^{-2}$) ile veya sadece dislokasyon hareketi ($SFE \sim 80 \text{ mJ m}^{-2}$) ile oluşmaktadır [45- 48].

Sıcaklık, deformasyon hızı, deformasyon koşulları gibi faktörlerin yanı sıra kimyasal kompozisyon ve kalıntı östenitin karbon içeriği kalıntı östenitin morfolojisini de etkilemektedir. IBT sonrası kalıntı östenit içerisindeki karbon konsantrasyonu kütle-%1 civarındadır ve M_s sıcaklığı oda sıcaklığından yüksektir. Kalıntı östenit tane

boyutu, kalıntı östenit stabilitesi ve Ms sıcaklığı ile ilişkilendirilmektedir. Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen toplam enerji değişimi bir arayüzey enerjisi olarak tanımlanmaktadır. Daha ince kalıntı östenit, daha yüksek arayüzey enerjisine sahiptir bu nedenle dönüşüm için daha yüksek itici güç gerekmektedir.

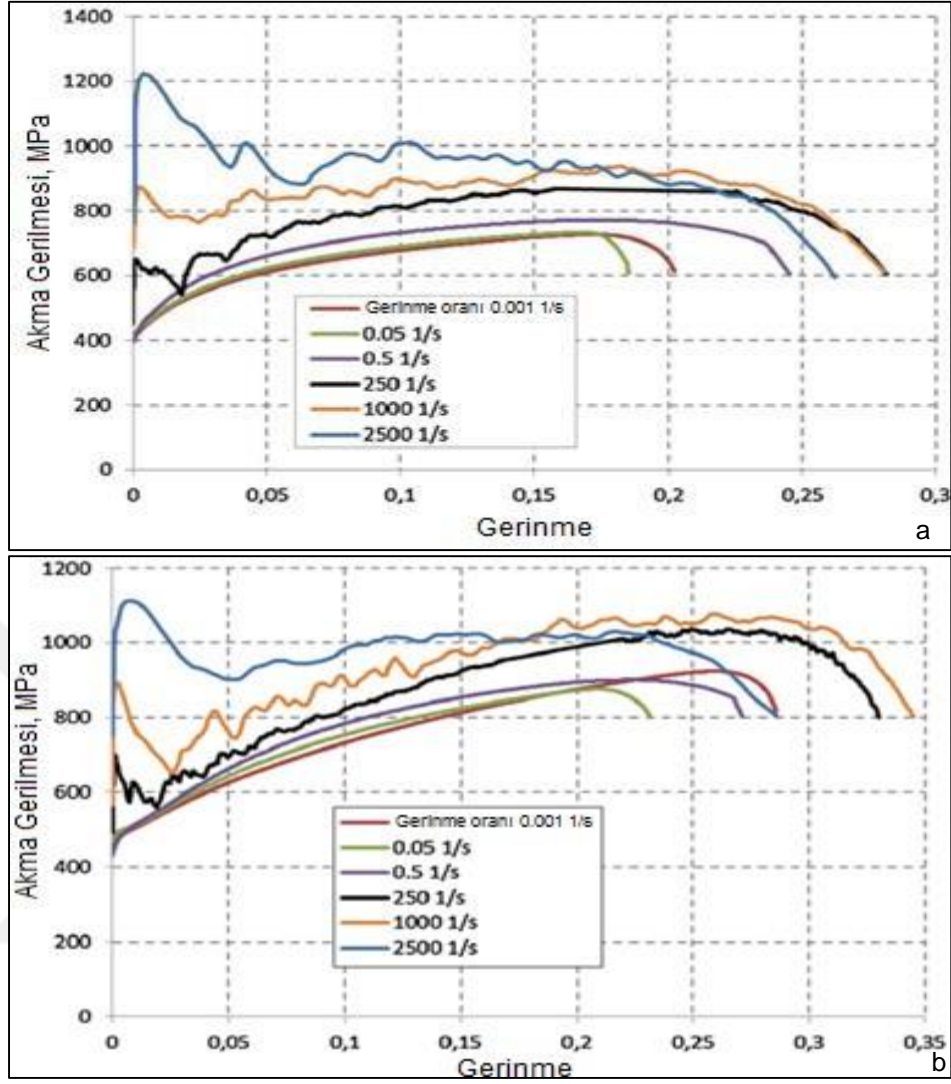
Dolayısıyla daha ince kalıntı östenitin Ms sıcaklığının daha düşük olduğu yani daha kararlı olduğu anlamına gelmektedir. Bununla birlikte arayüzey enerjisindeki artış yalnızca kalıntı östenit tane boyutunun $1 \mu\text{m}$ 'nin altına düştüğü durumlarda kritiktir. Bu durumda Ms sıcaklığı kalıntı östenit tane boyutundaki incelmeye göre üssel olarak düşmektedir. Kalıntı östenit boyutunun $0.002 \mu\text{m}$ 'nin altında düştüğü durumlarda iste martenzit dönüşümü gerçekleşmemektedir [43].



Şekil 1.26. Kalıntı östenit tipleri ve karbon içerikleri [43]

Gronostajski ve ark. yaptığı çalışmada, DP600 ve TRIP690 çeliklerine ait verilerden oluşturulan grafikler Şekil 1.27'de verilmektedir. Burada farklı gerinme değerleri sonucu elde edilen gerinme-gerilme grafikleri DP600 ve TRIP690 çelikleri için karşılaştırılmalı olarak verilmektedir [49].

DP ve TRIP çelik tiplerine ait eğriler incelendiğinde, beklenildiği gibi sert faz olan martenzit fazını içeren DP çeliğinde artan gerinme hızına bağlı olarak elde edilen gerilme sonuçlarının daha yüksek seviyelerde değerlere sahip olduğu görülmektedir [49].

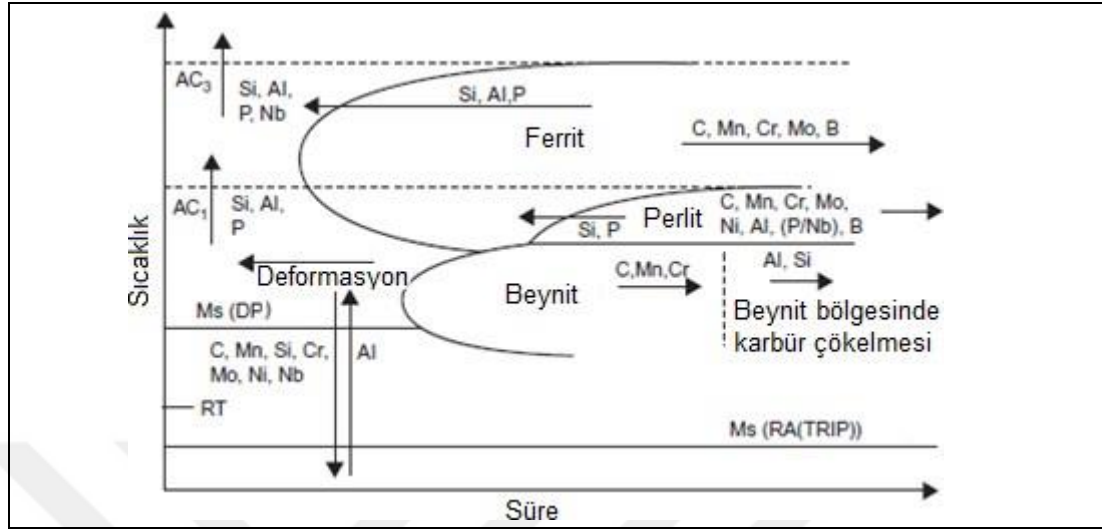


Şekil 1.27.Farklı gerinme hızı; a. DP600, b. TRIP690 çeliğine ait gerinme-gerilme eğrileri [49]

1.3. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Mekanik Özellikleri ve Alaşım Elementi Etkisi

AHSS üretiminde sürekli tavlama ve galvanizleme tavlama işlemi sırasında soğutma aşamalarında östenitten, ferrite ve diğer sert fazlara dönüşümü kontrol etmek için alaşım elementlerinin etki ve etkileşimlerinin anlaşılması gerekir. AHSS üretiminde ısıl işlem kademesinin önemli olduğu kadar alaşım elementi de önemli bir kriterdir. Şekil 1.28'de alaşım elementlerinin DP, TRIP ve CP çeliklerinin dönüşüm davranışı üzerindeki genel etkilerini özetlemektedir. Örnek olarak DP çeliklerinde proötektoid ferrit oluşumunun sağlanması gerekmektedir. TRIP çeliklerinde ise beynitik dönüşüm sırasında karbür oluşumunun engellenmesi çok önemlidir. Hem DP hem de TRIP ve CP çeliklerinde ötektik oluşumu ve beynit dönüşümü sırasında karbür oluşumunun

engellenmesi için genel olarak Si ve Al ile alaşımlanır. Bununla birlikte Al ile alaşımlama sonucunda daha yüksek uzama değerleri elde edilmektedir [43, 50, 51].



Şekil 1.28. Alaşım elementlerinin TTT (zaman-sıcaklık-dönüşüm) davranış üzerindeki etkisi [25]

Çelikler üzerinde karbonun mukavemet artırma özelliği vardır ve hedeflenen mukavemet seviyelerine ulaşılmasını sağlamak için gereklidir. TRIP çelikleri için, artan C içeriği yüksek mukavemet/süneklik dengesine katkı sağlar; kalıntı östenit hacim oranı ve kararlılığını arttırmaktadır. Bununla birlikte kaynak sırasında sorunlara neden olacağı için karbon içeriği ağırlıkça-%0,2'nin üzerine çıkmamaktadır [43, 50, 51].

Mn, ferrit içerisinde çözünür ve kristal kafesi deforme eder. Kristal kafesin deformasyonu sonucunda gerilme alanı oluşmaktadır ve bu gerilme alanı yer değiştirme hareketlerini engelleyerek ferritte katı ergiyik sertleşmesi etkisi oluşturur. Mn, ferrit çekirdeklenmesi için gerekli olan itici gücü azaltarak ve aktivasyon enerjisini artırarak mekanik özellikler açısından sertleşebilirliği arttırmaktadır. Bu durum östenit→ferrit dönüşümünün baskılanmasına neden olmaktadır. Dolayısıyla ferrit tane boyutunun kabalaşması önemli ölçüde engellenmektedir. Ağırlıkça Mn oranının %1,5-2'den fazla olduğu durumlarda perlit reaksiyonu gecikmektedir. Mn ilavesinin %2,5'ten yüksek olduğu durumlarda ise genellikle bantlı yapı oluşumu görülmektedir. Bununla birlikte yüksek Si: Mn oranı bantlı yapı oluşumunu kısıtlayabilir. Bu durum Si ve Mn'in A3 sıcaklığı üzerindeki zıt etkilerinden anlaşılmaktadır. TRIP çeliklerinde Mn, M_s sıcaklığını düşürerek östenit kararlılığını arttırmaktadır. C içeriğinin düşük olması durumunda M_s sıcaklığı yükselir ve kalıntı östenitin kararlılığı düşer. Bu iki karşıt etki nedeniyle TRIP çeliklerinde Mn:C oranı kritiktir [43, 50, 51].

Si, ferrit stabilize edicidir ve ferritin östenitten çekirdeklenme oranını arttırarak daha ince taneli ferrit eldesi sağlamaktadır. Bununla birlikte TRIP çeliklerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Si, TRIP çeliklerinde beynitik tutma sırasında karbür oluşumunu ve çökmesini engelleyerek, östenitin karbonca zenginleşmesini ve stabilitesinin artmasını sağlamaktadır. Bu sayede TRIP çeliklerinde stabil kalıntı östenit elde edilmektedir.

Beynitik tutma sırasında sementit oluşumunu Si tarafından engellemesinin sebebi, sementit içerisinde çözünmemesi ile ilişkilendirilebilir. Si varlığında sementit çekirdeğinin oluşumu sırasında sementit çekirdeği çevresinde Si konsantrasyonunda artış olmaktadır. Bu durum bölgesel olarak C aktivitesini arttırarak, C akısının azalmasına neden olmaktadır. Bu nedenle sementit çekirdeklenmesi gecikmektedir. Bu gecikme östenitin karbonca zenginleşmesini sağlayarak M_s sıcaklığını düşürür ve oda sıcaklığında kalıntı östenit oluşmasını sağlamaktadır [43, 50, 51].

Al ilavesi ise Si ilavesine alternatif olarak TRIP çeliklerinde kullanılabilir. Ferrit kararlılığını arttırmasının yanı sıra Al atomları sementit içerisinde çözünmediği için sementit oluşumunu geciktirmektedir. Ek olarak Si ve Mn varlığında yüzeyde oluşan oksit tabakası, Si yerine Al ilavesi sonucunda yüzeyde oluşan katman sayesinde engellenebilmektedir. Al ilavesinin bir diğer avantajı ise östenitten beynit dönüşümü için itici gücü arttırarak çekirdeklenme hızı artışına bağlı olarak dönüşüm kinetiğinin hızlanmasıdır. Bunun yanında bazı dezavantajlar da bulunmaktadır.

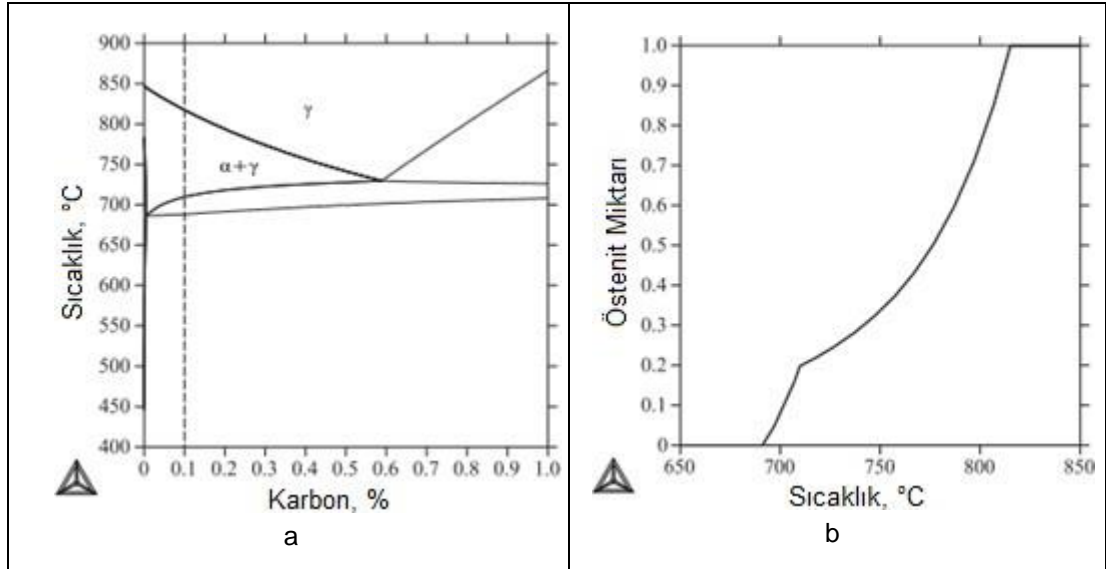
İlk olarak, Al zayıf bir katı ergiyik sertleştirme özelliğine sahiptir ve bu nedenle Si alaşımlı çeliklerde elde edilmesi mümkün olan mekanik özellik değerlerinin oluşmasını güçleştirmektedir. Diğer bir dezavantajı ise M_s sıcaklığını yükseltir ve bu da östenit stabilitesinin düşmesine neden olmaktadır. Bu sorunları C ilavesi çözebilir fakat yüksek C içeriği kaynaklanabilirliği düşürdüğü için sınırlama bulunmaktadır [43, 50, 51].

Cr, östenit-ferrit dönüşümünün başlamasını geciktirerek çeliklerin sertleşebilirliğini arttırmaktadır. Düşük sıcaklıklarda dönüşümü desteklemesi nedeniyle genellikle CP çeliklerine ilave edilmektedir. TRIP çeliklerinde ilave edilmesi durumunda ise kalıntı östenit hacim oranını arttırmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin ilavesi AHSS çeliklerinde ince tane oluşmasını ve çökelti sertleşmesi yolu ile mukavemet artırımı nedeniyle tercih edilmektedir [43, 50, 51].

1.4. Termodinamik ve Kinetik Simülasyon

Termodinamik ve kinetik hesaplamalar malzeme ve proseslerin anlaşılması için kullanılmaktadır. Termodinamik ve kinetik simülasyon yazılımları yaygın olarak faz diyagramları, faz dönüşüm sıcaklıkları, belirli sıcaklıklar için denge durumunda var olan fazların ve faz oranlarının belirlenmesi, bu fazlar içerisindeki alaşım elementi miktarı, çökeltilerin çökmesi ve dönüşüm kinetiğinin öngörülmesi için kullanılmaktadır. Çalışmalarda güncel olarak termodinamik hesaplamalar için Thermo-Calc ve difüzyon kontrollü faz dönüşümlerinin kinetik simülasyonu için DICTRA yazılımları kullanılmaktadır [52].

Thermo-Calc yazılımı, kritik sıcaklıkların ve faz fraksiyon diyagramlarının belirlenmesi için kullanılmaktadır. Bu amaçla yazılıma girilen alaşım elementlerinin miktarına göre denge faz diyagramları ve faz hacim miktarları çizdirilebilmektedir. Denge faz diyagramları kritik sıcaklıkları gösterirken, faz hacim miktarı diyagramları var olan fazların değişen miktarlarını sıcaklığa bağlı olarak. Tsipouridis'in yaptığı çalışmada Thermo-Calc yazılımı kullanılarak belirlenen kritik sıcaklıklar doğrultusunda ısı işlem prosedürü belirlenmiştir. Ayrıca çalışmada yazılım, tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit hacim oranının belirlenmesinde de kullanılmıştır. Hesaplanan ve çizdirilen eğriler Şekil 1.29'da verilmektedir [53, 54].



Şekil 1.29. Termodinamik hesaplamalar; a. Çalışılan çeliğe ait faz diyagramı b. interkritik tavlama sırasında östenit hacim oranı değişimi [54]

DICTRA (Diffusion Controlled Transformations) yazılımı, tek ve çok bileşenli sistemlerin simülasyonu için kullanılan bir yazılımdır. Bu yazılım ile tek faz oluşumları,

hareketli sınır oluşumu, çok fazlı sistemlerde difüzyon vb. oluşumları modellemek için kullanımı mümkündür. DICTRA, bir malzemenin çeşitli bölgelerindeki çok bileşenli difüzyon denklemlerinin sayısal çözümlerine dayanmaktadır. Singh'in yaptığı çalışmada DICTRA yazılımı farklı tavlama sıcaklıklarında izotermal tutma sırasında perlitin ayrışması için gereken süreyi tahmin etmek için kullanılmıştır [53].

1.5. Faz Dönüşümlerinin Kinetiği

Saf Fe diğer metallere kıyasla iki nedenden dolayı yüksek ısı işlem kabiliyeti göstermektedir. Elektron pozisyonları alternatif bir düzende değişmektedir. Bu özellik sayesinde Fe diğer alaşım elementleri ile kolayca alaşım oluşturabilmektedir. İkinci temel neden ise "polimorfik" yapısıdır. Böylelikle, sahip olduğu kristal yapı dönüşüme olanak sağlamaktadır. Bu iki temel özellik ısı işlem ile birleştiğinde önemli fiziksel, mekanik ve metalurjik değişim sağlamaktadır. Oda sıcaklığında, kararlı durumdaki HMK (hacim merkezli kübik) yapısı (ferrit, α -Fe) bulunmaktadır. Yaklaşık olarak 910°C'de HMK yapısı YMK (yüzey merkezli kübik) yapısına (östenit, γ -Fe) dönüşmektedir. Isıtma sırasında 1400°C'de YMK yapısı tekrar bir dönüşümle HMK yapısına dönüşmektedir. Bu faz δ -Fe olarak adlandırılmaktadır. Dönüşümler açısından en kritik olan su verme esnasındaki östenitten martenzite faz dönüşümüdür. Bu esnada gerçekleşen hızlı dönüşüm sonucu karbon atomları kristal kafesin çarpılmasına neden olarak YMK yapıdan hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüme yol açar. Bu dönüşüm difüzyonsuz olarak gerçekleştiği için martenzit ve östenitin kimyasal kompozisyonu aynıdır [55].

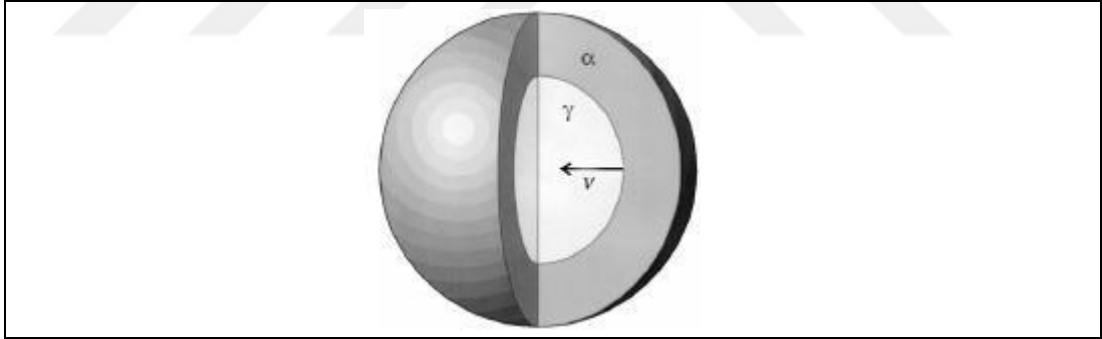
Çeliklerde katı-katı faz dönüşümleri sabit bir kimyasal bileşim için soğutma hızına bağlı olarak bir fazdan (kararlı veya yarı kararlı) diğer faza (kararlı ya da yarı kararlı) geçiş şeklinde oluşur. Bu faz dönüşümleri sayesinde mikroyapı hedeflenen mekanik özelliklerin elde edilmesi için ayarlanabilmektedir. Çok sayıda faz dönüşümü ile oluşan mikroyapılarla birlikte çeliklerde geniş özellik yelpazesi elde edilmektedir. Östenit-ferrit faz dönüşümü termomekanik işlemlerde baskın rol oynamaktadır. Dönüşüm sırasında östenit-ferrit ara yüzeyindeki atomik düzenlenmelerin yanı sıra, alaşım elementlerinin uzun mesafeli difüzyon ile taşınmaları da gerçekleşmektedir [56].

Katı hal dönüşüm kinetiğini tahmin etmek için Johnson-Mehl Avrami Kolmogorov (JMAK) modeli baz alınmaktadır. Bu model ana fazdan çekirdeklenen yeni bir fazın oluşumunu, çekirdeklenmesini ve büyümesini içeren dönüşüm kinetiğini

açıklamaktadır. JMAK modeli çekirdeklenme ve büyüme kinetiği içeren tüm faz dönüşümleri için geçerlidir. Oluşan yeni fazın hacim oranı için verilen denklem Eşitlik (1.1)'de verilmektedir. Burada k hız sabiti, n Avrami katsayısıdır [56].

$$F = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1.1)$$

Arayüzey kontrollü büyüme durumunda yani düşük karbonlu alaşımlarda ya da ekstra düşük karbonlu alaşımlarda olduğu gibi çözünen paylaşımının esas olarak arayüzeydeki atomik düzenlenmelerle olduğu çeliklerde büyüme hızı sabittir. Avrami üssü üç boyutlu büyüme için 4 (sabit çekirdeklenme oranı ile) ve iki boyutlu büyüme için 3 değerine ulaşmaktadır. Difüzyon kontrollü büyüme hızı durumunda yani kısmi veya tam çözünen paylaşımı içeren düşük alaşımlı çeliklerde boyutlu büyüme ve sürekli çekirdeklenme için Avrami üssü 5/2 değerinde beklenmektedir. Üç boyutlu difüzyon kontrollü büyüme hızının beklendiği dönüşümlerde Avrami üssü 3/2 olarak tanımlanmaktadır. Çekirdeklenme bölgeleri tükendiğinde, yeni hücrelerin oluşumu durmaktadır. Dönüşüm genellikle tercih edilen çekirdeklenme bölgeleri olarak görev gören tane sınırları ve köşelerinde başlamaktadır. Başlangıç mikroyapısının nihai dönüşüm kinetiği üzerinde önemli bir etkisi bulunmaktadır [56].



Şekil 1.30. Tane sınırında üniform çekirdeklenme sonrası kısmi dönüşümü gösteren östenit tanesi [56]

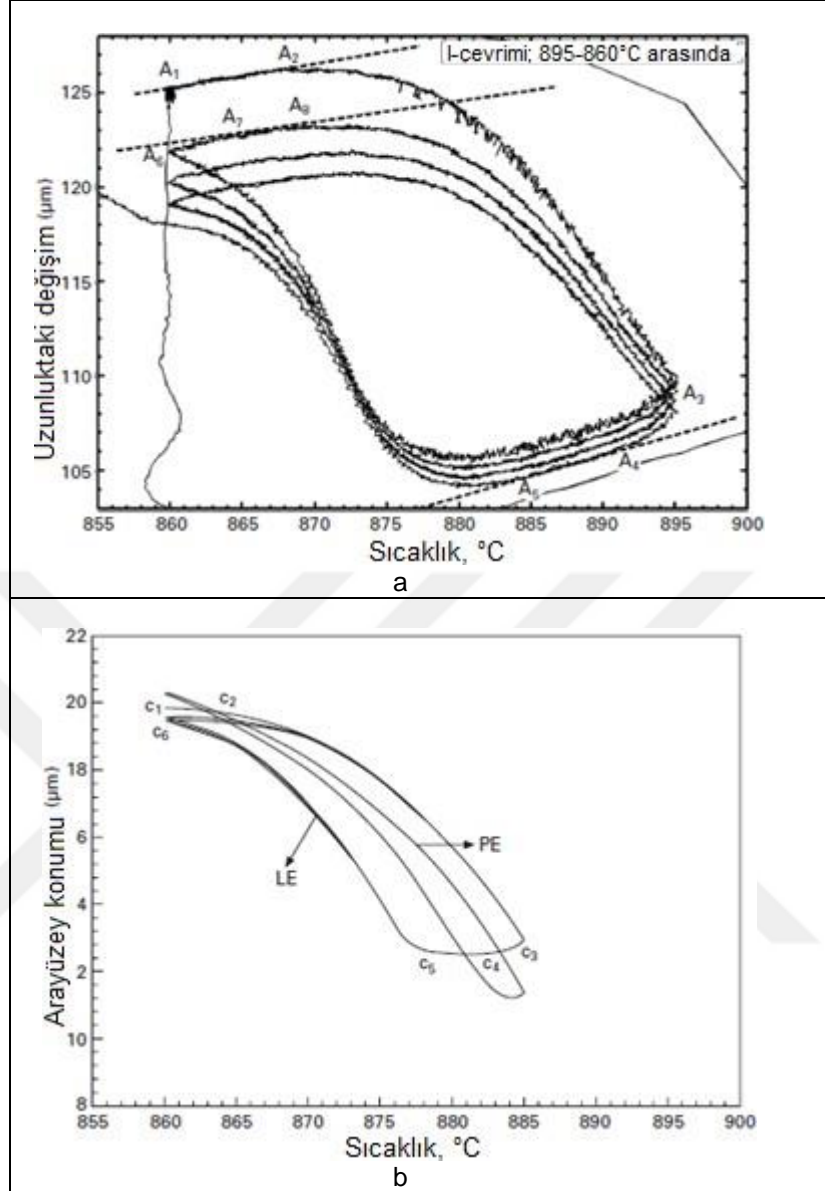
Ferritin östenit fazından çekirdeklenmesi ve büyümesi sadece iki kristal yapı arasında arayüzey arasındaki yer değiştirme ile gerçekleşmez. Aynı zamanda çözünmüş atomların ferrit ve östenit içindeki çözünürlükleri farklı olduğundan dağılımları da önemlidir. Bu nedenle, arayüzey ile ilerleyen tüm katı hal faz dönüşümlerinde ferrit büyümesi çözünen elementlerin difüzyon kinetiği ile ilgilidir. Eğer dönüşümün serbest enerjisi tamamen hacim difüzyonuna harcanıyorsa, bu durumda arayüzeydeki konsantrasyon termodinamik dengeye göre belirlenmektedir ve yerel denge (LE-Local Equilibrium) yaklaşımıdır. Bu yaklaşıma göre gerçekleşen dönüşümler difüzyon kontrollü dönüşüm olarak adlandırılmaktadır. Farklı denge koşullarında çözünen

elementler yeralan ve arayer konumunda bulunabilir. Bu durumda yerel tam denge oluşabildiği gibi dengenin sınırlı olduğu koşullar da mümkündür. Arayüzey arasındaki hareketliliğin kinetik olarak ihmal edildiği difüzyon kontrollü model (NPLE-Negligible Partitioning Local Equilibrium, ihmal edilebilir paylaşımlı yerel denge) ve arayüzey hareketliliğine odaklanarak, paylaşım ile arayüzey kontrollü model (PLE- Partitioning Local Equilibrium, paylaşımlı yerel denge) olmak üzere iki model bulunmaktadır. Bu iki koşul yeralan elementlerinin çok az paylaşılması veya hiç paylaşılmaması nedeniyle tam denge durumuna göre daha olasıdır.

Arayüzey kontrollü modele göre çekirdeklenme ve büyümede arayüzey ilerlemesi, çözünen atomların paylaşımını beklemeksizin arayüzeyler arasındaki termodinamik olarak itici gücün farkının bir sonucu olarak ilerleyecektir. Denge koşullarında Fe-C alaşımı için faz kompozisyonları sabittir ve faz oranları kaldıraç kuralı ile Fe-C diyagramından belirlenebilmektedir. Üçlü bir Fe-C-X alaşımında ilave olan "X" alaşım elementi varlığında düşük sıcaklıktaki uzun mesafeli difüzyon prosesi karbon atomu hareketiyle sınırlıdır ve paylaşımı olmayan atomların dönüşüm sırasında paylaşım lanamadığı koşulları tarif etmek için para-denge (PE- Paraequilibrium) koşulu kullanılmaktadır. Bu durumda Fe/X atom oranı farklı fazlarda değişmemektedir.

PE koşulları Fe-C alaşımı gibi alaşım elementi bulunmadığı durumlarda geçerli değildir. Termodinamik olarak PE koşulu minimum serbest enerji durumunu temsil etmektedir. Yüksek hızlı soğutmalar ile gerçekleştirilen östenitten proötektoid ferrit çökmesi gibi durumlarda gerçekleşmektedir. Şekil 1.31'de C-Mn çeliğine ait deneysel olarak ölçülmüş dönüşüm eğrileri verilmektedir. Her iki modelde tam östenit durumdan başlayarak dönüşüm eğrilerini açıklamaktadır. Hiçbir faz dönüşümü ya da arayüzey geçişinin gerçekleşmediği, doğrusal termal genişleme aşaması olan A1-A2 aralığı, "durgun aşama" olarak adlandırılmaktadır.

A2-A3 aralığında ısıtma sırasında ferrit-östenit dönüşümünden dolayı hacimsel düşüş görülmektedir. Isıtma ardından gelen soğutma aşamasında üç aşama görülmektedir. (i) Numunenin soğutulmasından bağımsız olarak, östenit-ferrit dönüşümünün devam etmesi nedeniyle A3-A4 aralığında doğrusal olmayan bir daralma görülmektedir. A4-A5 aşaması yine durgunluk aşaması olarak adlandırılan belirgin bir faz dönüşümünün görülmediği aralıktır. A5-A6 aralığı ise östenit-ferrit dönüşümünün görüldüğü doğrusal olmayan genişlemenin olduğu durumdur [56, 57].



Şekil 1.31. a. Dönüşüm için elde edilen dilatometre eğrileri, b. hesaplanan dönüşüm eğrileri [57]

Östenit ayrışması malzemenin fiziksel özelliklerinde değişikliklere neden olmaktadır. Değişimler genellikle doğrusal olan ve doğrusal olmayan eğri dönüşümleri sırasında mevcut olan fazların oranları ile ilgilidir. Bu nedenle bu dönüşümler fiziksel karakterizasyon yöntemleri ile takip edilmektedir. Östenit ayrışmasını belirlemek için kullanılan yöntemlerde boyut, dönüşümün özgül ısı, kristal yapı ve oluşan ferritin manyetik özellikleri kullanılmaktadır [56].

1.6. Ferrit Oluşumunun Temeli

Östenitten ferrite dönüşüm sırasında, yüzey merkezli kübik yapıdaki östenitten, hacim merkezli kübik yapıdaki ferrit yapısına geçiş olmaktadır. Katı çözeltilerdeki alaşım

elementi ilavelerinin miktarına bağılı olarak, östenit ve ferritin kafes parametreleri değışmektedir. Saf demir için östenitten ferrit oluşumu sırasında %0,55'lik hacim azalması görülmektedir. Alaşım elementi ilavesi dışındaki diğere faktör soğutma hızıdır. Daha hızlı soğutma hızı, östenitten ferrite dönüşüm hızını düşürme eğilimindedir. Hacim değışikliği sırasında, östenit matriksinde, ferrit oluşumu nedeniyle bir miktar elastik gerilme oluşmaktadır.

Oluşan elastik gerilme enerjisi, difüzyon ağırlıklı ferrit oluşumunu önemli ölçüde etkilemese de var olan fazların kristalografisi ferrit oluşumunu ve morfolojisini etkilemektedir. Ferritin difüzyon ile oluşumu, kompozisyon ve soğutma hızına bağılı olarak 910°C (saf demir) ile yaklaşık olarak 600°C arasında değışmektedir. Ferrit morfolojik olarak sınıflandırıldığında tane sınırı allotriomorflar, intergranüler idiomorflar, masif ve Widmanstätten ferrit gibi çeşitleri bulunmaktadır [56, 58].

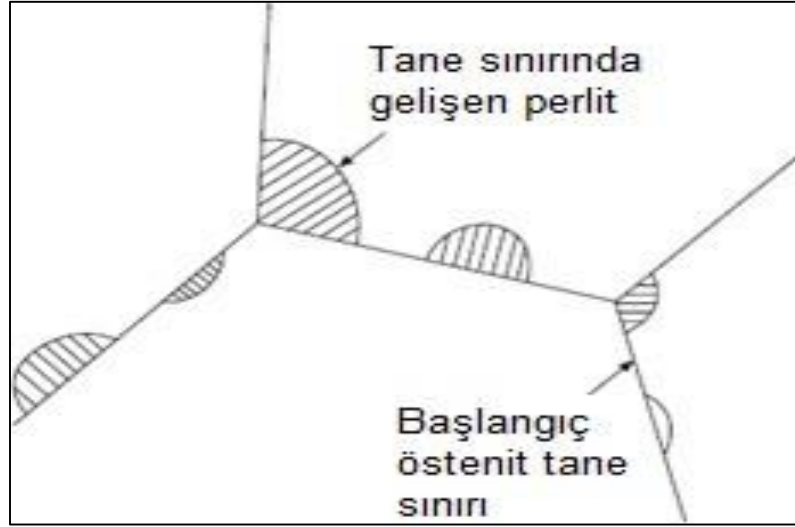
1.7. Proötektoid Ferrit ve Sementit Dönüşümleri

Proötektoid ferrit, östenitten soğuma sırasında oluşan ilk difüzyon ürünü olarak tanımlanan yapıdır. Genellikle karbon içeriğı ötektoid bileşimden düşük olan çeliklerde oluşmaktadır. Çeliğın kompozisyonun tam olarak ötektoid olmadığı durumda faz diyagramına göre önce bir miktar ferrit ya da sementit oluşmaktadır. Ötektoid öncesinde oluşan bu ferrit ve sementit, proötektoid ferrit ve proötektoid sementit olarak adlandırılmaktadır.

Sıcaklığın ötektoid dönüşüm sıcaklığı altına düşmesiyle de kalan östenit perlite dönüşmektedir. Demir karbür olarak adlandırılan sementit, Fe₃C formülü ile adlandırılmaktadır. Proötektoid sementit ise tipik olarak karbon içeriğı ötektoid bileşiminkinden daha büyük olduğu çeliklerde oluşmaktadır. Yalın karbonlu çelikler için, ötektoid kompozisyon yaklaşık %0,8'lik bir karbon kompozisyonuna karşılık gelmektedir ve sıcaklığı yaklaşık olarak 725°C'dir [56].

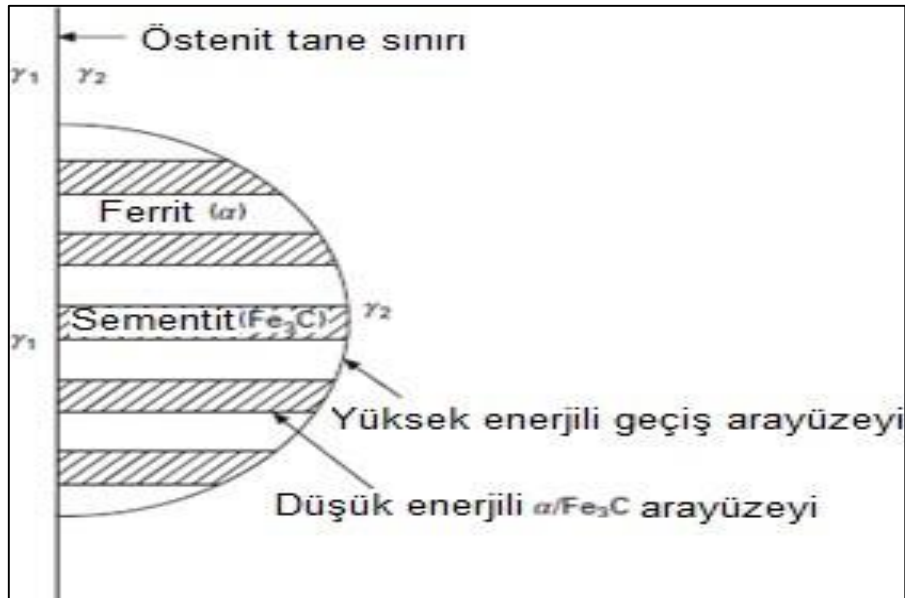
1.8. Perlit Dönüşümü

Perlit, ötektoid reaksiyon sırasında östenit ayrışması ile ferrit ve sementitin lamelli yapıda düzenlenmesi sonucu oluşmaktadır. Şekil 1.32'de perlitin önceki östenit sınırlarında ve tane köşelerinde heterojen şekilde çekirdeklenecek ve nodüler olarak gelişerek büyüdüğünü gösteren şematik diyagram verilmektedir. Her bir nodül farklı oryantasyona sahiptir ve bu nodüller önceki östenit tane sınırlarını kapsayacak şekilde yayıldığı görülmektedir [56].



Şekil 1.32. Perlit nodüllerinin gelişiminin şematik gösterimi [56]

Sementit ve ferritin önceki östenit tane sınırlarında birlikte geliştiği ve büyüdüğü süreçte perlitin oluşumu sırasında, bu iki faz arasında kristalografik olarak ilişki bulunmaktadır. Bu ilişki Şekil 1.33'te şematik olarak gösterilmiştir. Burada, perlit nodülleri içerisindeki ferrit-sementit ilişkisi, östenit tane sınırındaki östenit-ferrit ilişkisi, östenit tane sınırındaki sementit-östenit ilişkisi, önceki tane sınırında gelişen sementit ile gelişen perlit nodülü içindeki sementit arasındaki oryantasyon ilişkisi görülmektedir [56].



Şekil 1.33. Perlit gelişimi sırasında bulunan arayüzeylerin şematik gösterimi [56]

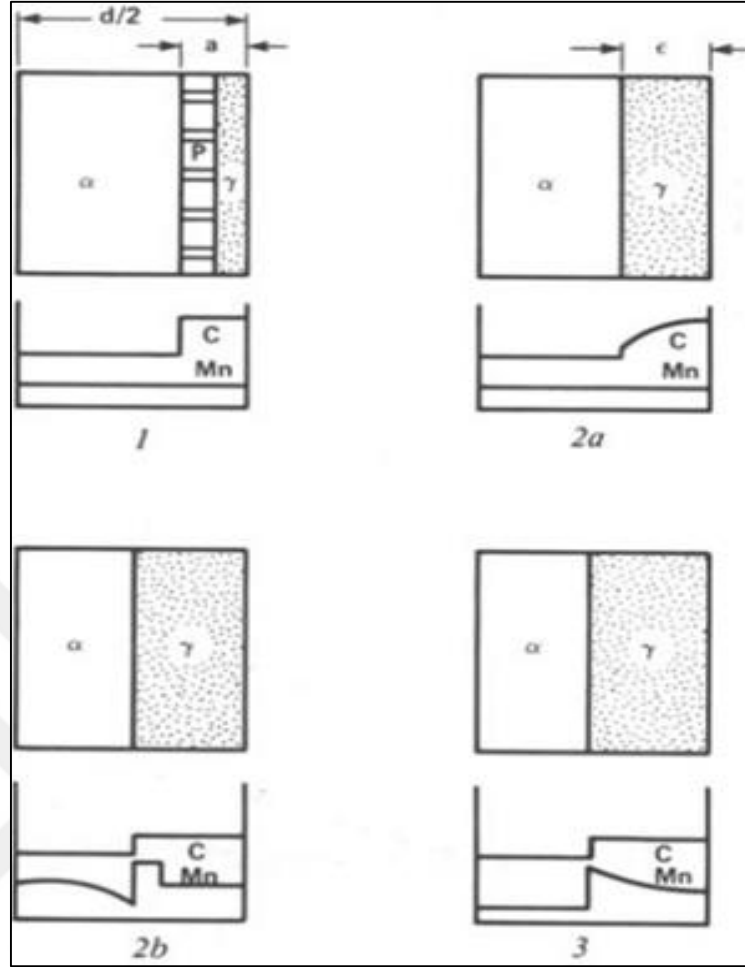
1.9. Östenit-Ferrit Faz Dönüşüm Kinetiği

Çeliklerin genel özellikleri esas olarak kimyasal bileşimleri ve nihai mikroyapıları ile belirlenmektedir. Genel olarak malzemelerin mikroyapısı katı hal faz dönüşümleri ile kontrol edilmektedir. Fe esaslı alaşımlarda östenit fazından ferrit fazına dönüşüm mekanizması kritik rol oynamaktadır. Östenit-ferrit faz dönüşümü ve büyüme mekanizması malzemenin nihai yapısını dolayısıyla nihai mekanik özelliklerini kontrol etmektedir. Dönüşüm sırasında ana faz olan östenit fazı ve ürün fazı olan ferrit fazı aynı bileşime sahiptir.

Bu nedenle arayüzey ve difüzyon kontrollü faz dönüşümü olarak adlandırılmaktadır. Dönüşüm ferrit ve östenit arayüzeyi boyunca bağımsız atom hareketleri ile ilerlemektedir. Genel olarak, östenit-ferrit faz dönüşümü çekirdeklenme ve büyüme mekanizması ile ilerlemektedir. Çekirdeklenme sırasında ferrit ile östenit arasında iki fazı birbirinden ayıran bir arayüzey oluşmaktadır. Büyüme aşamasında arayüzeyin hareketliliği alaşım elementlerinin arayüzeyden ayrılması ve mobilitesi ile ilişkilidir [56, 59].

Karbon ile birlikte mangan dağılımı da perlitten östenite dönüşümü belirlemektedir. Perlitik bir çelikten östenit oluşumu ve büyümesini elementel paylaşım ile 3 adımda gerçekleştiği düşünülmektedir.

Şekil 1.34'te ferritik perlitik bir çelikten, yapıda bulunan perlit fazından östenit fazına doğru ilerleyen dönüşümü; dönüşen östenitin oluşum ve büyüme mekanizmasının elementel paylaşım ile aşamaları şematik olarak verilmiştir. Burada ilk adım yapıda östenitin hızlı bir şekilde çekirdeklenmesidir. Perlit içinde varolan ve karbonca zengin olan sementit bölgelerinin ilerleyen süreçte çözünmesi sonucu çözünen ve serbest kalan karbonun difüzyonu gerçekleşmektedir. Bu durumda ikinci adım da karbon difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Birinci adımda sementit bölgelerinin çözünmesiyle birlikte karbon difüzyonu meydana gelmesi ile elde edilen yüksek karbon içeren östenit fazı, ferrit fazı ile dengede değildir. Yüksek karbon içeren östenitin ferrit ile kısmi denge yaratması için yeterince gelişmesi ve büyümesi ise ikinci adımdır. İkinci adımda östenitin yavaş büyümesi kritik alaşım elementlerinden olan karbon ya da mangan difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Son adım olarak üçüncü adımda ise östenite doğru gerçekleşen mangan difüzyonu ile yapıda çok yavaş oluşan bir nihai dengeye ulaşılmaktadır [60].



Şekil 1.34. Östenit oluşumunda 3 adımın şematik gösterimi; 1. Perlit çözünmesi, 2a. Östenit içerisinde C difüzyonu ile östenit büyümesi, 2b. Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenit büyümesi, 3. Östenitte Mn difüzyonu ile denge konumu [60]

Çekirdeklenme ve büyüme mekanizmalarının kontrolü nihai yapıda çeşitliliğe izin vermektedir. Dönüşümün ilerlemesi zaman ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak modellenmektedir. Çift faz alanında, metastabil ürün fazı ile metastabil ana fazın Gibbs enerjilerinin eşit olduğu konumdaki sıcaklık T_0 sıcaklığı olarak adlandırılmaktadır. Bu sıcaklık dönüşüm kinetiği için, yani östenit faz alanından soğutmada dönüşümün başlaması için kritiktir [56, 59].

Dönüşüm, normal ve anormal olan iki tür dönüşüm kinetiği ile tanımlanmaktadır. Dönüşüm türleri arasındaki fark ferrit oluşum hızına bağlı olarak belirlenmektedir. Normal dönüşüm kinetiği, dönüşüm hızındaki pik değer zamanın fonksiyonu olarak belirlenmesi ile karakterize edilmektedir. Anormal dönüşüm kinetiğinde ise dönüşüm hızında birden fazla maksimum değer zamanın fonksiyonu olarak karakterize edilmesiyle belirlenmektedir. Anormal dönüşüm kinetiği, östenit tane boyutunun

başlangıç boyutuyla ilişkilidir. Dönüşüm davranışı anormalden normale, ısı işlem döngü sayısının artmasıyla, tane boyutunun incilmesiyle ilişkili olarak değişmektedir.

Normal dönüşüme kıyasla anormal dönüşüm, daha yüksek bir sıcaklıkta başlar ve daha uzun reaksiyon süresine ihtiyaç duyulmaktadır [56].

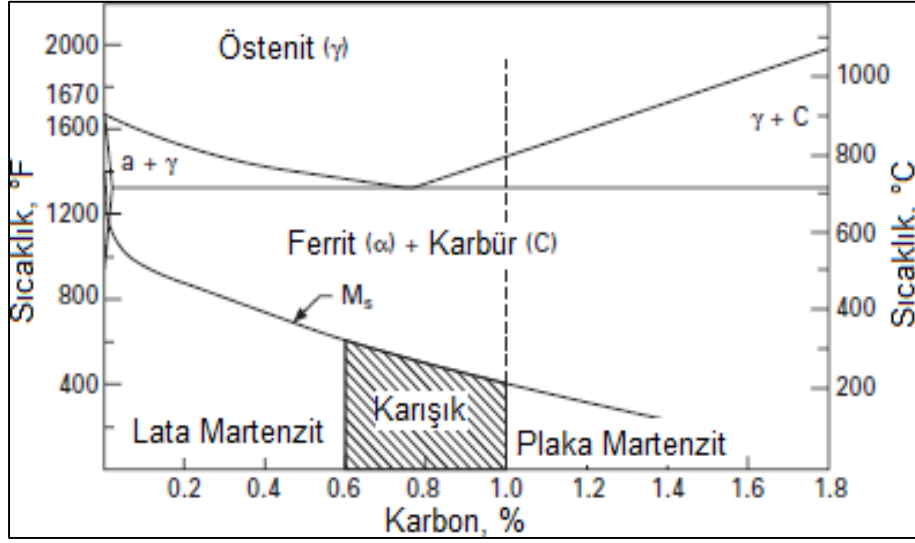
1.10. Martenzit Dönüşümü ve Morfolojisi

Martenzitik dönüşüm, östenit fazından dislokasyon hareketi ve ikizlenme ile gerçekleşen bir dönüşümdür. Martenzit fazı, denge dışı hızlı soğuma ile elde edilmektedir. Martenzit dönüşüm başlama sıcaklığında (M_s) başlayan martenzit dönüşümü, martenzit dönüşüm bitiş sıcaklığı (M_f) ile sonlanmaktadır. M_s ve M_f sıcaklıkları öncelikle çeliğin %C içeriğinden etkilenir ve her ikisi de %C oranı arttıkça azalmaktadır [61].

Atermal teoriye göre martenzit oluşumu zamandan bağımsızdır ve oluşum için gerekli aşırı soğuma durumunun sağlanması gerekmektedir. Diğer teori ise izotermal dönüşüm teorisidir. M_s sıcaklığının, oda sıcaklığının altına düştüğü durumlarda izotermal dönüşüm teorisine göre dönüşüm meydana gelmektedir. Martenzit fazı, difüzyon olmaksızın kayma etkisi ile östenit fazından hızlı soğutma sonucu oluşmaktadır. Denge koşullarında, yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip östenit, karbonunun difüzyonu ile hacim merkezli kübik (HMK) kafes yapısına sahip ferrit fazına dönüşmektedir. Denge dışı soğuma koşullarında ise karbonun yapıdan difüze olması için gerekli olan süre yoktur. Bu nedenle östenit kafesi içerdiği karbon elementini kafes yapısından atamaz ve yapıda bulunan fazla karbonun ve kafes yapısının dönüşüme zorlanması nedeniyle oluşan gerilmelerin etkisiyle, kafes kaymaya zorlanır ve hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısına sahip martenzit oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan martenzit hacim oranı, martenzit başlama sıcaklığına ve hızlı soğuma ile ulaşılan son sıcaklığa bağlıdır [61].

Östenit fazı, alaşım elementlerine ve kompozisyona bağlı olarak farklı kristal yapıya sahip martenzit yapılarına dönüşebilmektedir. α' (HMK veya HMT) tipi martenzit demir alaşımları içerisinde en yaygın olan çeşididir. ϵ (HSP) martenzit sadece düşük istif hata enerjisi bulunan demir alaşımlarında görülmektedir.

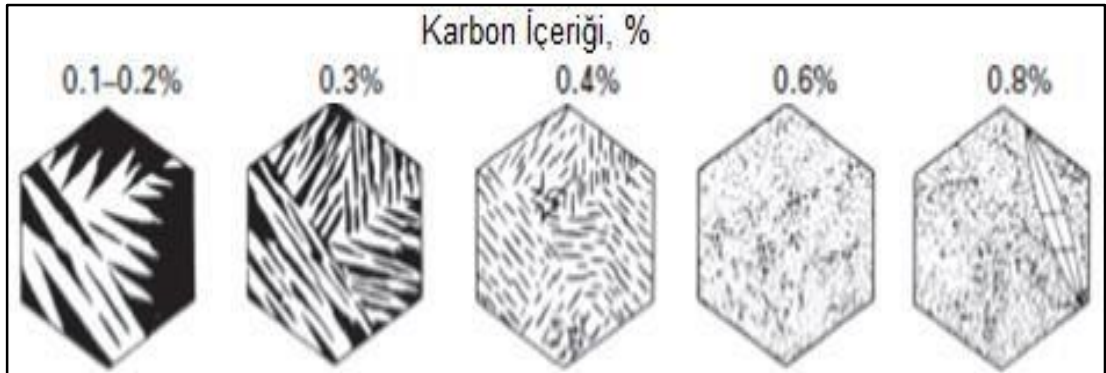
Şekil 1.35'te martenzit dönüşüm başlama sıcaklığının (M_s) ve karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak martenzit morfolojilerinin oluşum aralıkları verilmektedir [61].



Şekil 1.35. Çeşitli α' martenzit morfolojilerinin oluşum aralığı [61]

Lata martenzit formu yüksek dönüşüm sıcaklıklarında, ince plaka martenzit tipi ise düşük dönüşüm sıcaklıklarında görülmektedir. Martenzit morfolojisinin lentiküler (mercek biçiminde) formdan ince plaka formuna geçiş sıcaklığı, karbon içeriğinin artmasıyla artış göstermektedir.

Yüksek M_s sıcaklıklarından düşük M_s sıcaklıklarına doğru, karbon içeriğine bağlı olarak oluşan martenzit morfoloji türleri; lata tipi (dislokasyon hareketi ile), kelebek tipi (dislokasyon hareketi ve ikizlenme ile), lentiküler tipi (dislokasyon hareketi ve ikizlenme ile), ince plaka tipi (ikizlenme ile) oluşmaktadır [61].



Şekil 1.36. Lata tipi martenzitin karbon içeriğine bağlı olarak mikroyapıdaki değişiminin şematik gösterimi [61]

2. MALZEME VE YÖNTEM

Bu tez çalışmasında sürdürülen deneyler Şekil 2.1'de sunulan akış planı doğrultusunda gerçekleştirilmiştir. Döküm sonrasında ilk olarak termodinamik ve kinetik hesaplamalar sonuçları kullanılarak interkritik tavlama parametreleri belirlenmiştir. Üretilen deneysel çeliklerde sıcak haddeleme sonrası soğuk haddeleme ve interkritik tavlama ile ön çalışmalar sürdürülmüştür. Bu ön çalışmalar sonrası belirlenen parametreler ile numunelere dilatometre testleri, mikroyapısal karakterizasyon ve mekanik testler uygulanmıştır.



Şekil 2.1 Deneysel çalışmaların akış planı

2.1. Bilgisayar Destekli Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar

Bu çalışmada yapılan hesaplamalarda temel amaç, deneysel çalışmalara başlamadan önce kritik dönüşüm sıcaklıklarını, faz oranlarını ve buna bağlı olarak da ısı işlem parametrelerinin öngörülebilmesi olmuştur. Termodinamik hesaplamalar, denge konumunda sıcaklığın fonksiyonu olarak fazların oluşması hakkında bilgi vermektedir. Thermo-Calc veri tabanı sayesinde faz dengeleri, faz diyagramları ve faz dönüşümleri denge durumunda belirlenebilmektedir. Çalışma parametreleri ile elde edilen veriler Thermo-Calc TCFE9 veri tabanı kullanılarak hesaplanmıştır.

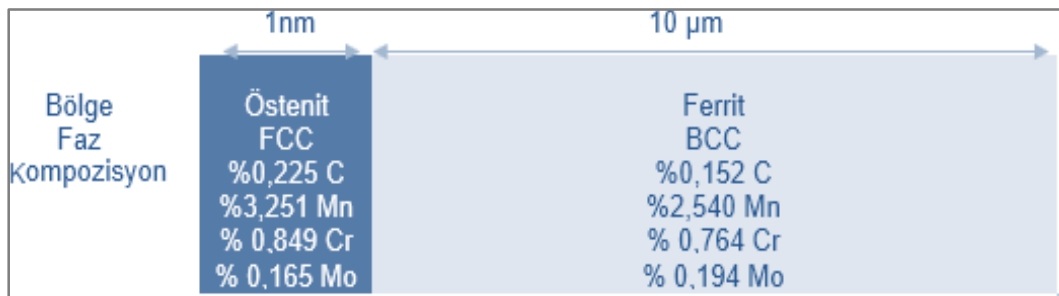
2.1.1. Thermo-Calc

Thermo-Calc, CALPHAD yöntemi kullanılarak faz dengesi, faz diyagramları ve faz dönüşümlerini termodinamik olarak hesaplayan bir yazılımdır. Bu yöntemde termodinamik olarak bir sistem tanımlanmaktadır. Yazılım girilen kimyasal bileşime

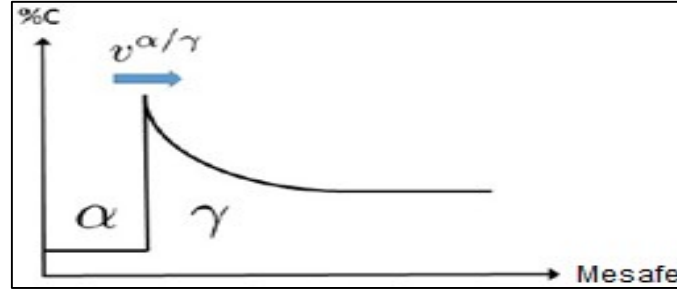
göre hesaplamaları yaparken sıcaklık, basınç ve kompozisyon değişkenleri üzerinden sistemin toplam Gibbs enerjisini minimize ederek oluşabilecek en kararlı enerji durumunu (denge durumu) belirlemektedir. Böylece belirli bir kompozisyon, sıcaklık ve basınç için dengede oluşabilecek fazlar öngörülebilmektedir. Hesaplamalar yapılırken dengede oluşabilen ancak pratikte görülmeyen grafit, diamond ve gaz gibi fazların sonucu etkilememesi için alaşımda kritik olan alaşım elementleri sisteme girilerek sonuca ulaşılmıştır [62]. Thermo-Calc ile mapping ve stepping olmak üzere iki şekilde hesaplama yapmak mümkündür. Mapping yönteminde pseudo (yalancı) ikili diyagramlar üç ve daha fazla bileşenli sistemlerden alınan ikili kesitleri göstermektedir. Serbestlik derecesi 2 değerindedir, burada sıcaklık ve karbon miktarı değişken olarak belirlenmiştir. Pseudo ikili diyagram diğer tüm elementlerin sabit olduğu ve temelde Fe-C denge diyagramına benzeyen denge diyagramları olarak çizilebilmektedir. Stepping ile farklı olarak sadece hedeflenen çelik alaşım için faz miktarları hesaplatılmaktadır. Serbestlik derecesi 1 değerindedir ve sadece sıcaklık değişken olarak alınmıştır [62].

2.1.2. DICTRA

DICTRA yazılımı interkritik tavlama sırasında östenit fazının oluşum davranışının anlaşılması ve öngörülmesi için kullanılmıştır. DICTRA yazılımı ile tek bir hücrede, iki bölge olduğu durumda difüzyon faz dönüşümüne sebep olmaktadır ve sınır hareketi ile faz dönüşümü modellenmektedir. Bu sayede iki farklı bölge arasındaki sınırın hareket durumu zamana bağlı olarak görülmektedir. Bu sayede iki farklı bölge arasındaki sınırın hareket durumu zamana bağlı olarak görülmektedir. Şekil 2.2'de soğuk haddeleme sonrası interkritik tavlama östenit büyümesi için modeller sunulmuştur. Soğuk haddeleme sonrası interkritik tavlama ise başlangıçta östenit çekirdeği olduğu kabul edilmiş ve bu östenitin büyümesi kinetik olarak simüle edilmiştir. Model tanımlanırken östenit fazı için başlangıç boyutu olarak 1nm gibi küçük bir çekirdek boyutu girilmiştir. Ferritin başlangıç boyutu ise 10 µm olarak belirlenmiştir [63].



Şekil 2.2. Hareketli sınır örneğinin kuruluşu [63]



Şekil 2.3. Hareketli sınır örneğinde östenit fazından ferrit fazına dönüşüm sırasında karbon dağılım profilinin şematik gösterimi [63]

2.2. Döküm ve Sıcak Haddeleme

Deneysel çalışmada literatür taraması sonucu soğuk haddelenmiş 3 farklı alaşım tasarlanmış ve döküm yöntemi ile üretilmiştir. Alaşımların tasarımı yapılırken otomotiv sektöründe kullanımları giderek artan DP1200, DP1000, CP1200 ve TRIP700 kalite çelikleri esas alınmıştır. Pilot ölçekte üretimi gerçekleştirilecek olan bu çeliklerin kimyasal kompozisyonları literatür araştırması sonucunda belirlenmiştir. Dökümü gerçekleştirilen çeliklerin Optik Emisyon Spektrometresi kullanılarak kimyasal analizleri gerçekleştirilmiştir. İngotlardan alınan OES analiz sonuçları Tablo 2.1'de verilmektedir.

Tablo 2.1. Deneysel malzemelerin kimyasal kompozisyonları

Çelik	C	Si	Mn	Al	P	Cr	Nb	Ti	Mo	B,ppm
DP	0,152	0,159	2,540	0,027	0,017	0,764	0,041	0,010	0,194	161
CP	0,186	0,127	2,120	0,023	0,017	0,460	0,033	0,006	0,123	149
TRIP	0,185	0,921	2,420	0,042	0,076	0,235	0,099	0,041	0,110	47

Döküm ve alaşımlama işlemleri Şekil 2.4'te gösterildiği gibi Ar atmosferi koruması altında indüksiyon ergitme fırını kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ergitme ve alaşımlama sonrası dikdörtgen kesitli, 180 x 90 x 30 mm ölçülerindeki ön ısıtma uygulanmış metal kalıba döküm gerçekleştirilmiştir. Döküm sonrası yüzeyde oluşan tufal, sıçrama, kalıba penetrasyon vb. etkiler ile oluşan yüzey hataları nedeniyle ingotlar frezeleme işlemine tabi tutulmuştur. Bu nedenle ingotların kalınlıkları 19,1-27,4 mm kalınlık aralığında değişmektedir. Sıcak haddeleme öncesinde ingotlar 1150°C sıcaklıkta 40 dk tutma ardından ön haddeleme işlemi gerçekleştirilerek kesit kalınlığı 15 mm'ye düşürülmüştür. Fırında tutma süreci "S" tipi termoelemanla takip edilmiştir. Haddeleme düzeneği ve ısıl işlem fırını Şekil 2.5'te gösterilmektedir. Tablo 2.2'de uygulanan DP çeliğine ait hadde paso planı örnek olarak sunulmuştur. Sıcak haddeleme parametreleri Tablo 2.3'te detaylı şekilde verilmektedir.



Şekil 2.4. Ar koruması altında ergitme ve döküm işlemi



Şekil 2.5 Haddeme düzeneği ve ısıtma işlem fırını

Tablo 2.2. DP çeliğine ait hadde paso planı

Haddeme öncesi/sonrası	(h)mm (L)mm İlk Kalınlık (mm)	26,5 150 Son Kalınlık (mm)	15,5 260 Şekil Değişimi (φ)
1. adım	26,50	21,00	-0,232
2. adım	21,00	19,43	-0,077
3. adım	19,43	17,86	-0,084
4. adım	17,86	17,08	-0,044
5.adım	17,08	15,51	-0,096
Toplam			-0,535

Tablo 2.3. Sıcak haddeleme parametreleri

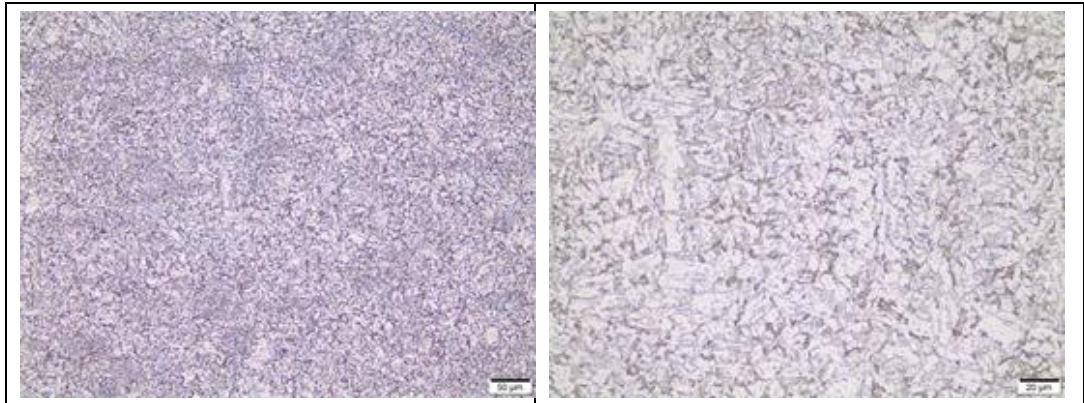
DP				
Hadde bitiş sıcaklığı (°C)	691	Hadde başlangıç/bitiş	t(mm)	26,5/15,2
Isıtma Hızı (°C/s)	0,86		L(m)	150/270
CP				
Hadde bitiş sıcaklığı (°C)	701	Hadde başlangıç/bitiş	t(mm)	20,1/15,1
Isıtma Hızı (°C/s)	0,88		L(m)	155/215
TRIP				
Hadde bitiş sıcaklığı (°C)	694	Hadde başlangıç/bitiş	t(mm)	28,4/14,9
Isıtma Hızı (°C/s)	0,74		L(m)	160/287

2.3. Isıl İşlemler

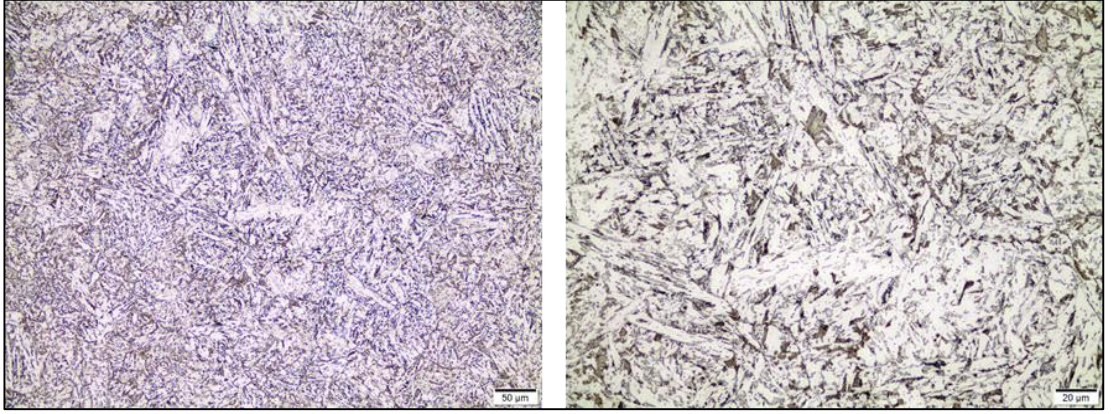
2.3.1. Normalizasyon

Sıcak haddeleme sonrası mikroyapıda oluşan satırlanmayı ve iç gerilimleri gidermek amacı ile ingotlara ilk olarak normalizasyon yapılmıştır. DP çeliği için normalizasyon işlemi 1150°C'de 30 dk tutma sonrası hava soğuma şeklinde uygulanmıştır. Şekil 2.6'da normalizasyon sonrası elde edilen görüntüler verilmektedir.

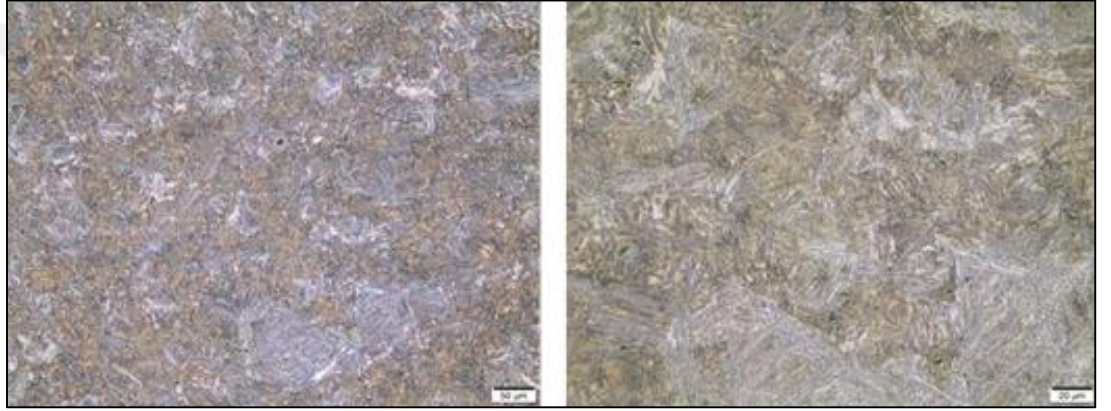
CP çeliğine ait 1100°C'de 30 dk ve havada soğuma ile elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 2.7'de verilmektedir. TRIP çeliğine ait 1000°'de 30 dk ve havada soğuma ile elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 2.8'de verilmektedir.



Şekil 2.6. 1150°C'de normalizasyon işlemi sonrası DP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3Nital



Şekil 2.7. 1100°C'de normalizasyon işlemi sonrası CP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3 Nital



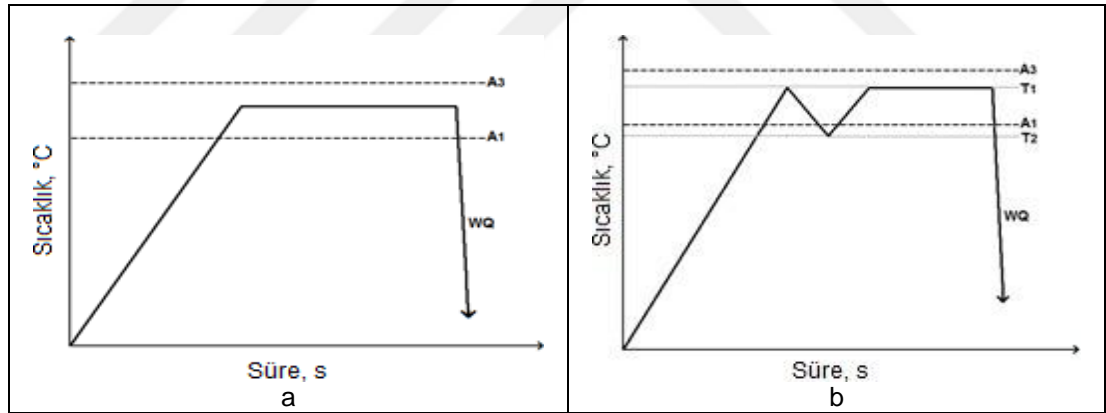
Şekil 2.8. 1000°C'de normalizasyon işlemi sonrası TRIP çeliğinin dağlanmış konumda IM görüntüleri, %3 Nital

2.3.2. İnterkritik tavlama

DP, CP ve TRIP çelikleri için interkritik tavlama östenit oluşumunun anlaşılması amacı ile farklı sıcaklık ve sürelerde ısı işlemler uygulanmıştır. Thermo-Calc ile denge konumunda hesaplanan A3 ve A1 sıcaklıkları ile birlikte faz hacim oranları esas alınarak ısı işlem sıcaklıkları belirlenmiştir. Thermo-Calc yardımı ile öngörülen sıcaklıklar sayesinde deney sayısı azaltılmıştır. İnterkritik tavlama koşulları, çelik sınıflarının nihai faz oranlarında hedeflenen değerlerin elde edilebilmesi için ayrı ayrı belirlenmiştir. Literatürde DP1000/DP1200 çelikleri için martenzit hacim oranı yaklaşık olarak %50-70 arasında değişmektedir. CP800/CP1000 çelikleri için hedeflenen beynit hacim oranı yaklaşık olarak %70-90 arasında değişmektedir. TRIP700/780 çelikleri için hedeflenen beynit hacim oranı %30-40, kalıntı östenit oranı ise %3-5 arasında değişmektedir. Örnek olarak deneysel çalışmada DP çeliği için %50 östenit oluşumu hedeflenerek yazılım ile öngörülen interkritik sıcaklık altında ve üstünde ortalama olarak 30°C aralıkta interkritik tavlama gerçekleştirilmiştir.

Isıl işlemler NaberTherm marka fırında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlemlerde fırında tutma süreci numunelere punto kaynak ile bağlanan “S” tipi termoelemanla takip edilmiştir. Fırına içerisinde ısıl işlemler boyunca termoelemanlar sayesinde numunenin sıcaklık değişimi kaydedilmiştir.

DP çeliğinde interkritik tavlama: DP çeliği ısıl işlem prosedürü belirlenirken interkritik tutma sıcaklığında %50 östenit oluşumu hedeflenmiştir. DP çeliğinin interkritik sıcaklıkta tutma süresi ardından su verme ya da çevrimli ısıl işlem adımı uygulanmıştır. Su verme ile geleneksel ferrit ve martenzit yapısı elde edilmiştir. Çevrimli ısıl işlem uygulanması ile amaç daha ince taneli yapı oluşumu elde etmektir. Burada A1 sıcaklığı altında ve üstünde sıcaklık çevrimi uygulanarak soğuma sırasında ferrit çekirdeklenmesi ve ısıtma sırasında yeniden östenit çekirdeklenmesi yolu ile tane incelmesi beklenmektedir. Çevrimli ısıl işleme örnek olarak DP_C-1 numunesinde 740 °C'ye ısıtma, beklemesiz 630 °C'ye hızlı soğuma ve ardından beklemesiz 740 °C'ye ısıtma verilebilir. Şekil 2.9'da uygulanan ısıl işlem prosedürlerine ait şematik gösterim verilmektedir. Uygulanan ısıl işlemler ise Tablo 2.4'te verilmektedir.



Şekil 2.9. DP çeliğine ait ısıl işlem koşulları a. DP ve b. DP Cyc

Tablo 2.4. DP çeliğine ait ısıl işlem prosedürü

Ttavlama, °C	Ttavlama, s	Tizo, °C	Tizo, s
720	150	-	-
730	150	-	-
740	150	-	-
750	150	-	-
760	150	-	-
720-630	150	-	-
730-630	150	-	-
740-630	150	-	-
750-630	150	-	-
760-630	150	-	-

CP çeliğinde interkritik tavlama ve beynitik tutma: CP çeliği ısıtım prosedürü belirlenirken interkritik tutma sıcaklığında %90 östenit oranı hedeflenmiştir. Thermo-Calc hesaplamaları ile öngörülen %90 östenit oranının elde edildiği sıcaklık değerinin altında ve üstünde denemeler yapılmıştır. Uygulanan ısıtım işlemler ise Tablo 2.5'te verilmektedir.

Tablo 2.5. CP çeliğine ait ısıtım işlem prosedürü

$T_{\text{tavlama, } ^\circ\text{C}}$	$T_{\text{tavlama, s}}$	$T_{\text{izo, } ^\circ\text{C}}$	$T_{\text{izo, s}}$
760	150	480	120
770	150	480	120
780	150	480	120
790	150	480	120
800	150	480	120

TRIP çeliğinde interkritik tavlama ve beynitik tutma: TRIP çeliği ısıtım prosedürü belirlenirken interkritik tutma sıcaklığında %50 östenit oranı hedeflenmiştir. Thermo-Calc hesaplamaları ile öngörülen %90 östenit oranının elde edildiği sıcaklık değerinin altında ve üstünde denemeler yapılmıştır. Uygulanan ısıtım işlemler ise Tablo 2.6'da verilmektedir.

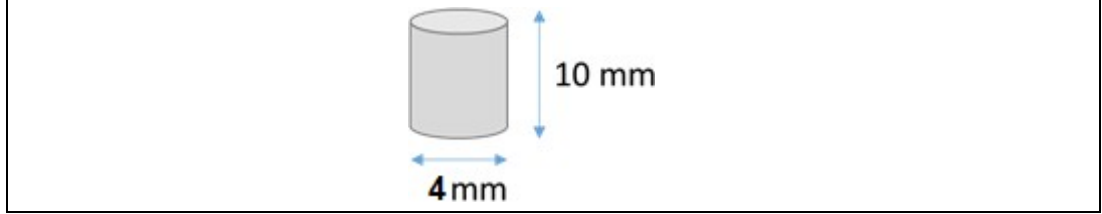
Tablo 2.6. TRIP çeliğine ait ısıtım işlem prosedürü

$T_{\text{tavlama, } ^\circ\text{C}}$	$T_{\text{tavlama, s}}$	$T_{\text{izo, } ^\circ\text{C}}$	$T_{\text{izo, s}}$
700	150	480	120
710	150	480	120
720	150	480	120
730	150	480	120
740	150	480	120
750	150	480	120
760	150	480	120
770	150	480	120
780	150	480	120

2.4. Dilatometre Testi

İnterkritik tavlama deneyleri sonrası belirlenen ısıtım parametreleri ile dilatometre testleri gerçekleştirilmiştir. Bu testlerde amaç ısıtım işlem çevrimlerinde gerçekleşen faz dönüşümlerini anlamaktır. Dilatometre testleri, Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezi'nde bulunan Baehr Termoanaliz GmbH, DIL 805 A/D cihazında gerçekleştirilmiştir. Dilatometre testleri ile sıcaklığa bağlı olarak uzamadaki değişim üzerinden kritik sıcaklıklar (A_{c1} , A_{c3} , M_s) belirlenmiştir.

Dilatometre testleri sonrası numuneler metalografik olarak hazırlanarak ve mikroyapısal incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Dilatometre silindirik numune boyutları Şekil 2.10'da şematik olarak verilmektedir. Numuneler hadde yönünde hazırlanmıştır.



Şekil 2.10. Dilatometre numune boyutları

2.5. Sertlik Testi

Fazların dağılımının ve hacimsel miktarının mekanik özellikler üzerindeki etkisini anlayabilmek için interkritik tavlama ısıl işlemleri ve dilatometre testleri sonrasında numunelerde sertlik ölçümü yapılmıştır. Parlatılmış konumdaki numunelerde sertlik ölçümleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Şekil 2.11'de gösterilen Future-Tech FV-700 Vickers sertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir. Her numuneden 10 kgf yük altında 6 ölçüm alınarak bunlara ait ortalamalar ve standart sapmalar hesaplanmıştır.



Şekil 2.11. Future-Tech FV-700 Vickers sertlik cihazı

2.6. Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroskop İncelemeleri

Fırında uygulanan ısıl işlemler sonrasında ışık mikroskobu (IM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri için numuneler metalografik olarak hazırlanmıştır.

Hazırlama sürecinde sırasıyla 120, 320, 600, 1200, 2500 mesh numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanan numuneler ardından 3 µm elmas solüsyonu ile parlatma çuhasında parlatılmıştır. Numuneler ardından %3 Nital ve Le Pera dağlayıcıları ile dağlanarak ışık mikroskopunda ve SEM'de incelenmiştir. Işık mikroskobu incelemeleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Olympus marka BX41M-LED model ışık mikroskobuyla ve SEM incelemeleri Şekil 2.12'de gösterilen JEOL JSM-6060 model taramalı elektron mikroskopunda yapılmıştır.

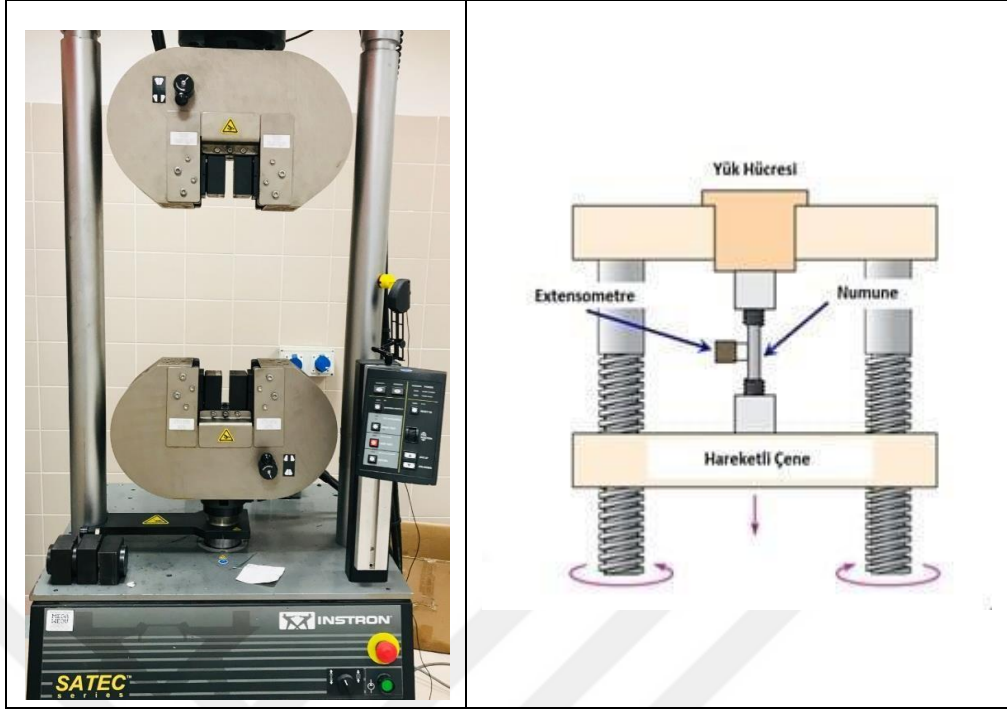


Şekil 2.12. JEOL JSM-6060 SEM

2.7. Çekme Testi

Çekme testi malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla kullanılan gerilme-gerinme verilerinin elde edildiği test yöntemlerinden biridir. Çekme testi ile malzemenin statik ve düşük hızda uygulanan yüke karşı dayanımı ölçülmektedir. Çekme testleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan INSTRON Universal Çekme Cihazında gerçekleştirilmiştir.

Şekil 2.13'te kullanılan universal çekme test cihazı ve şematik gösterimi verilmiştir. Çekme testinde malzemedeki uzama miktarı ekstensometre ile uygulanan yükün fonksiyonu olarak oluşan uzamayı sürekli ve eşzamanlı olarak ölçmektedir. Uygulanan kuvvet (yük) ise yük hücresi kullanılarak ölçülür. Bu ölçülen uzama ve yük değerleri kullanılarak gerilme-gerinme eğrileri elde edilmektedir. Çekme testi ile malzemelerin mukavemet ve süneklik gibi mekanik özellikleri belirlenmektedir.



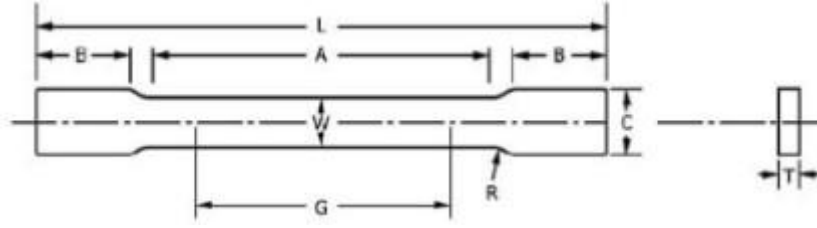
Şekil 2.13. Çekme test cihazı ve şematik gösterimi

Şekil 2.14'te soğuk hadde sonrası çekme numunesi çıkartılacak parçanın makro görüntüsü ve çekme test numunesi gösterilmektedir. Çekme testleri, ASTM E8'e uygun olarak hazırlanan sub-size numuneler ile gerçekleştirilmiştir. Numune ölçüleri Tablo 2.7'de verilmektedir.



Şekil 2.14 ASTM E8'e göre hazırlanan sub-size çekme test numunesi

Tablo 2.7. ASTM E8'e göre hazırlanan sub-size çekme test numunesinin boyutları



G- Gauge Length	25 ± 0.08 mm
W- Width	6.25 ± 0.05 mm
T- Thickness	1.7 mm
R- Radius	6 mm
L- Overall Length	100 mm
A- Length	32 mm
B- Length of grip section	32 mm
C- Width of grip section	10 mm

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Bilgisayar Destekli Modelleme

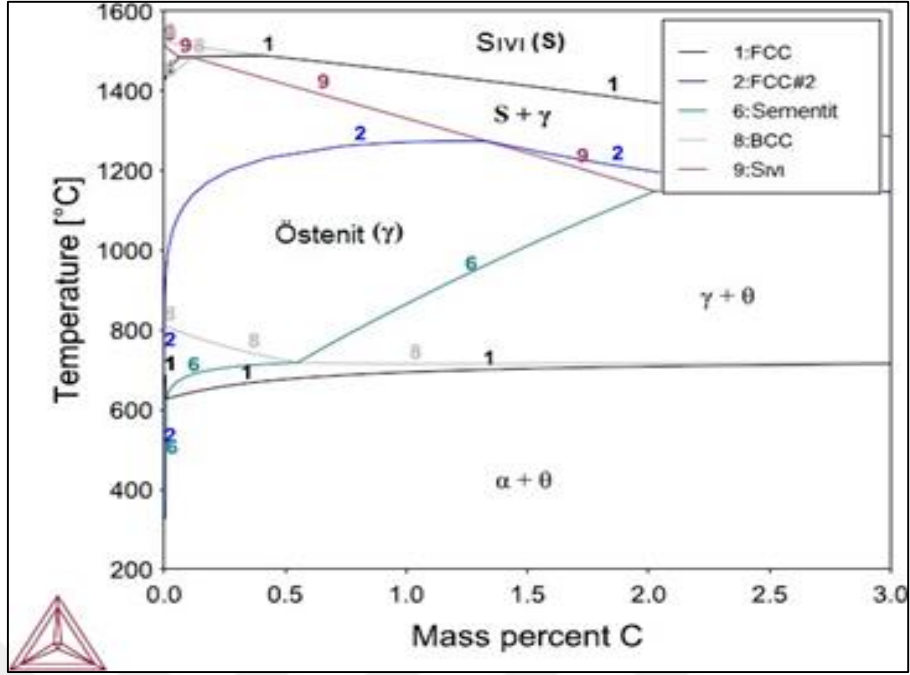
Thermo-Calc yazılımı sayesinde faz dengeleri, faz diyagramları ve faz dönüşümleri denge durumunda belirlenebilmektedir. Çelik alaşımları için uygun verileri içeren Thermo-Calc TCFE9 veri tabanı kullanılarak hesaplamalar yapılmıştır. Çalışmada laboratuvar ölçeğinde dökülen her bir alaşım için çizdirilen farklı sıcaklıklardaki faz miktarlarına ait eğriler ve alaşımlara ait faz diyagramları denge durumu için verilmektedir. Hesaplamalar yapılırken metastabil (yarı kararlı) durumda oluşumu gözlenmeyen grafit fazı ile birlikte Diamond-A4 ve gaz fazları dahil edilmemiştir. Alaşımda kritik olan alaşım elementleri sisteme girilerek hesaplamalar yapılmıştır. Termodinamik hesaplamaların amacı deneysel çalışmalara başlamadan önce interkritik tavlama parametrelerinin öngörülmesidir. Hesaplamalarda sıvı, östenit (FCC_A1), metalkarbonitrür (FCC#2), ferrit (BCC_A2) ve sementit fazları çıktı olarak elde edilmiştir.

3.1.1. Thermo-Calc ile interkritik tavlama simülasyonu

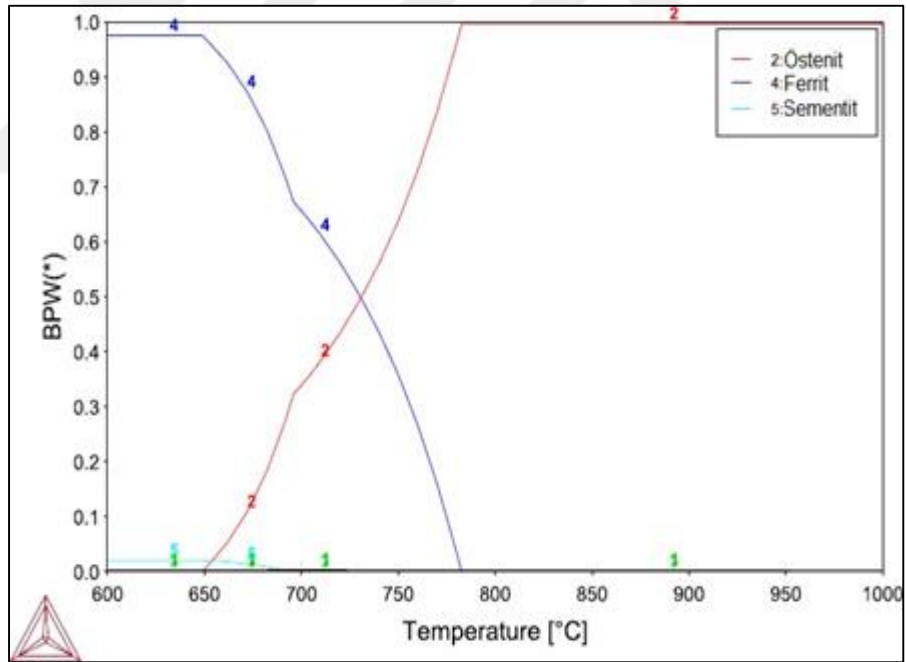
Deneysel olarak laboratuvar ölçeğinde gerçekleştirilen dökümler sonrası elde edilen kimyasal bileşimler üzerinden Thermo-Calc ile deneysel çelikler için diyagramlar ve kritik sıcaklıklar hesaplanmıştır.

DP çeliğine ait Şekil 3.1'de verilen ikili faz diyagramında genel olarak elde edilen fazlar bunlara ait faz sınırları görülmektedir. Ayrıca ilgili çeliğe ait karbon miktarında sıcaklığa bağlı olarak fazların kütsel oranlarındaki değişimi Şekil 3.2'de sunulmuştur.

Denge konumunda kritik sıcaklıklar A1b:649°C, A1e:697°C ve A3:785°C olarak hesaplanmıştır. Buna göre 785-697°C sıcaklık aralığında interkritik tavlama uygun bir şekilde östenit ve ferrit fazları birlikte öngörülmektedir. Tablo 3.1'de interkritik bölgede seçilen bazı sıcaklıklar için hesaplanmış östenit ve ferrit hacim oranları gösterilmektedir. Daha sonra bu sıcaklıklarda interkritik tavlama deneyleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.1. Denge durumunda DP çeliğine ait ikili faz diyagramı

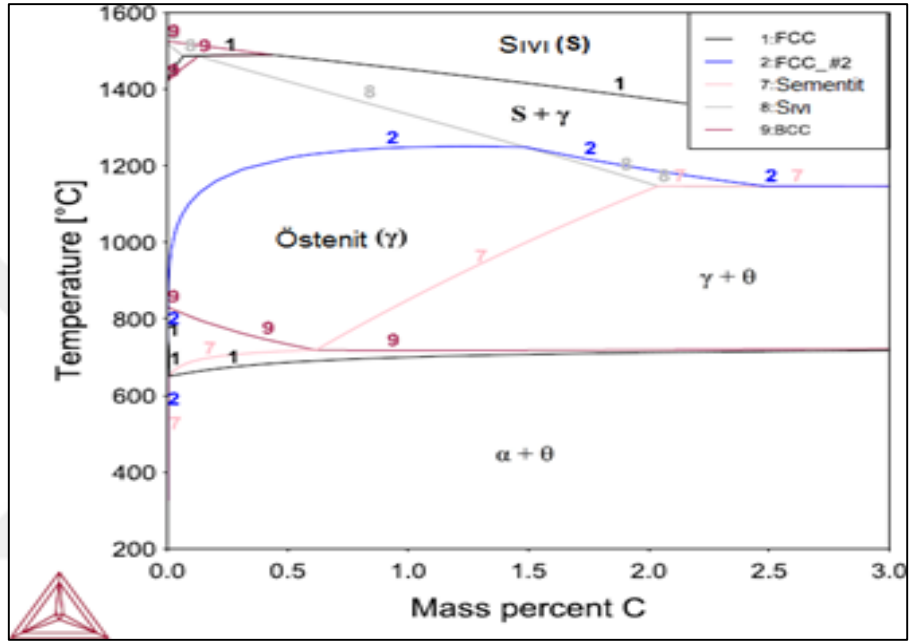


Şekil 3.2. DP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı

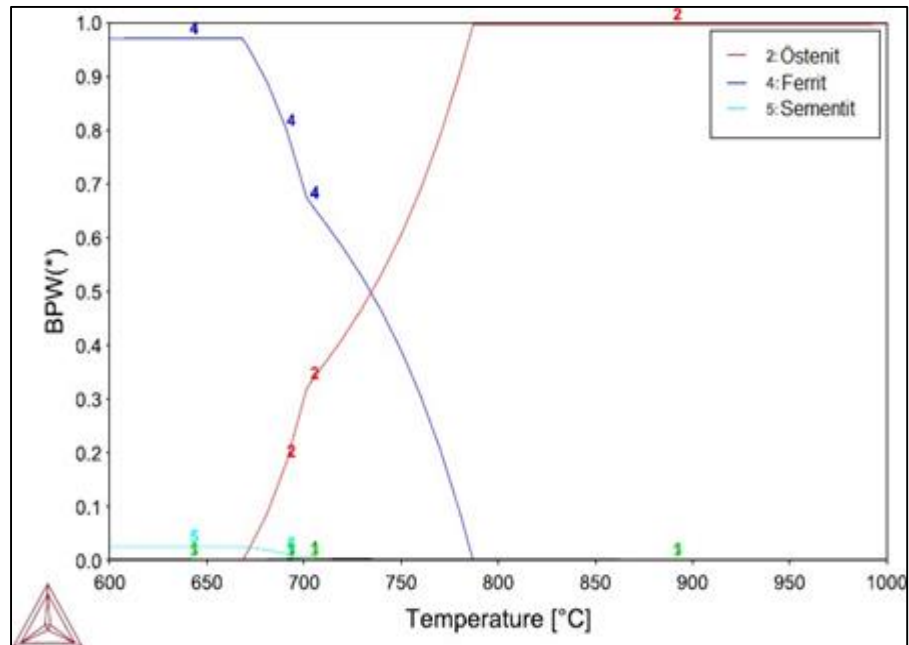
Tablo 3.1. DP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı

Sıcaklık, °C	Ferrit (BCC)	Östenit (FCC)
720	56	44
730	51	49
740	45	55
750	37	63
760	28	72

CP çeliğine ait Şekil 3.3'te verilen ikili faz diyagramında genel olarak elde edilen fazlar ve bunlara ait faz sınırları görülmektedir. Ayrıca ilgili çeliğe ait karbon miktarında sıcaklığa bağlı olarak fazların kütle oranlarındaki değişimi Şekil 3.4'te sunulmuştur. Bu diyagrama göre denge durumunda kritik sıcaklıklar A1b:669°C, A1e:700°C ve A3:786°C olarak hesaplanmıştır. Tablo 3.2'de buna göre interkritik bölgede seçilen sıcaklıklar için hesaplanmış östenit ve ferrit hacim oranları gösterilmektedir. Daha sonra bu sıcaklıklarda interkritik tavlama deneyleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.3. Denge durumunda CP çeliğine ait ikili faz diyagramı



Şekil 3.4. CP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı

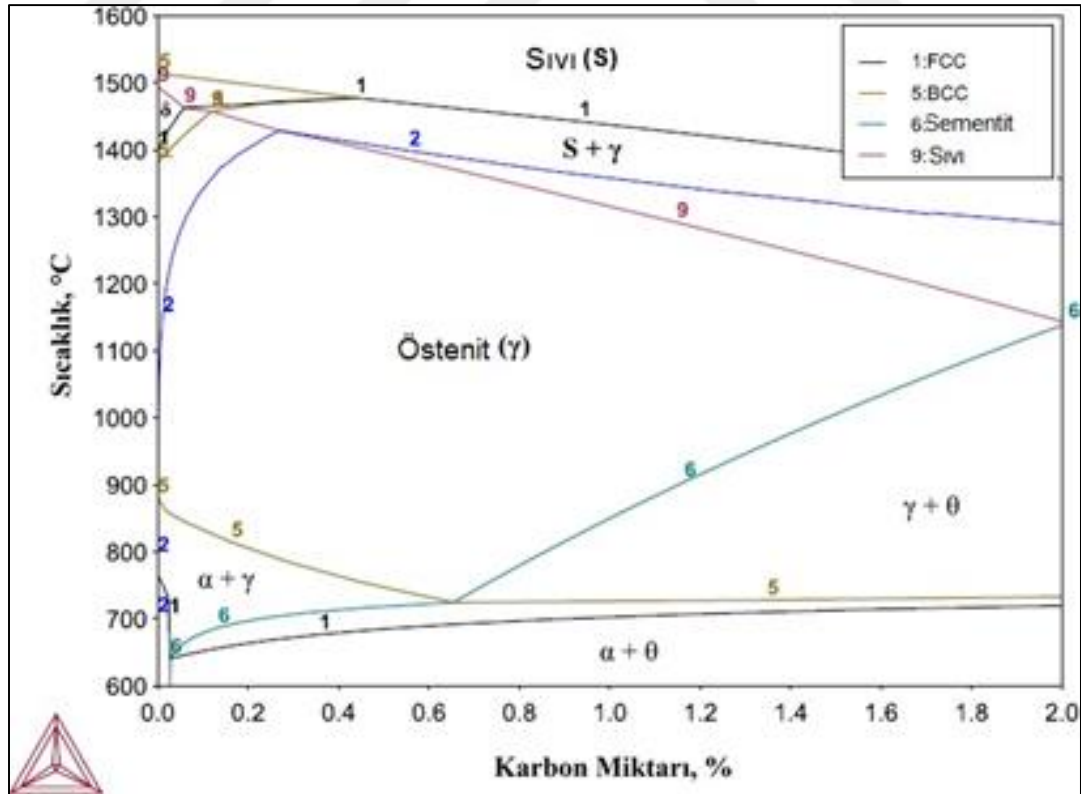
Tablo 3.2. CP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı

Sıcaklık, °C	Ferrit (Bcc)	Östenit (Fcc)
760	32	68
770	22	78
780	9	91
790	5	95
800	2	98

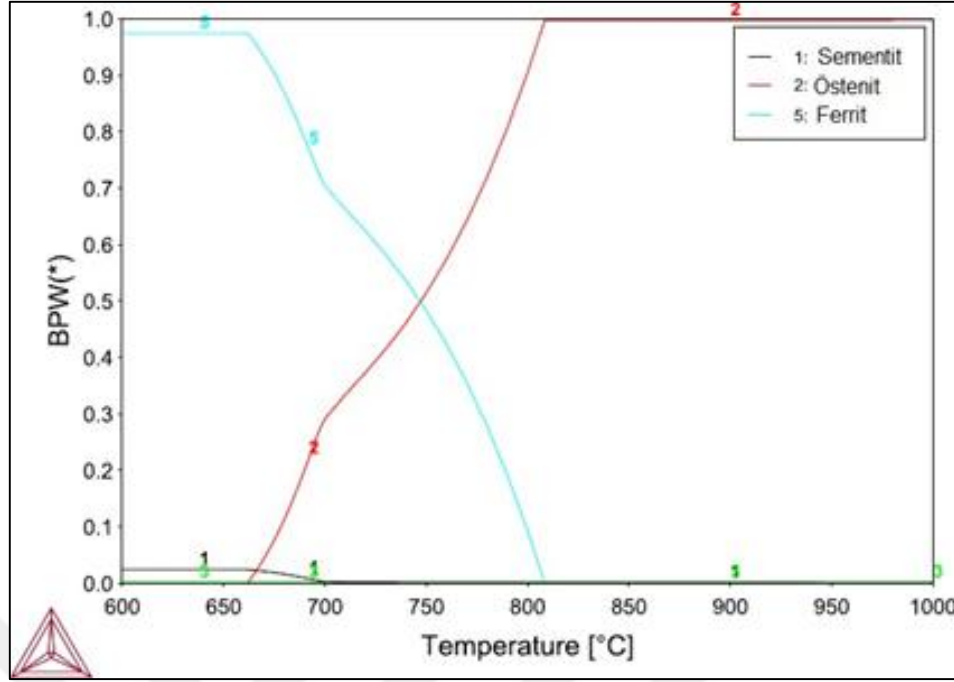
TRIP çeliğine ait Şekil 3.5'te verilen ikili faz diyagramında genel olarak elde edilen fazlar ve bunlara ait faz sınırları görülmektedir.

Ayrıca ilgili çeliğe ait karbon miktarında sıcaklığa bağlı olarak fazların kütsel oranlarındaki değişimi Şekil 3.6'da sunulmuştur. Bu diyagrama göre kritik sıcaklıklar denge konumunda hesaplanan A1b:662°C, A1e:696°C ve A3:805°C olarak verilmektedir.

Tablo 3.3'te buna göre interkritik bölgede seçilen sıcaklıklar için hesaplanmış östenit ve ferrit hacim oranları gösterilmektedir. Daha sonra bu sıcaklıklarda interkritik tavlama deneyleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5. Denge durumunda TRIP çeliğine ait ikili faz diyagramı



Şekil 3.6. TRIP çeliğine ait sıcaklığa bağlı fazların kütle oranı

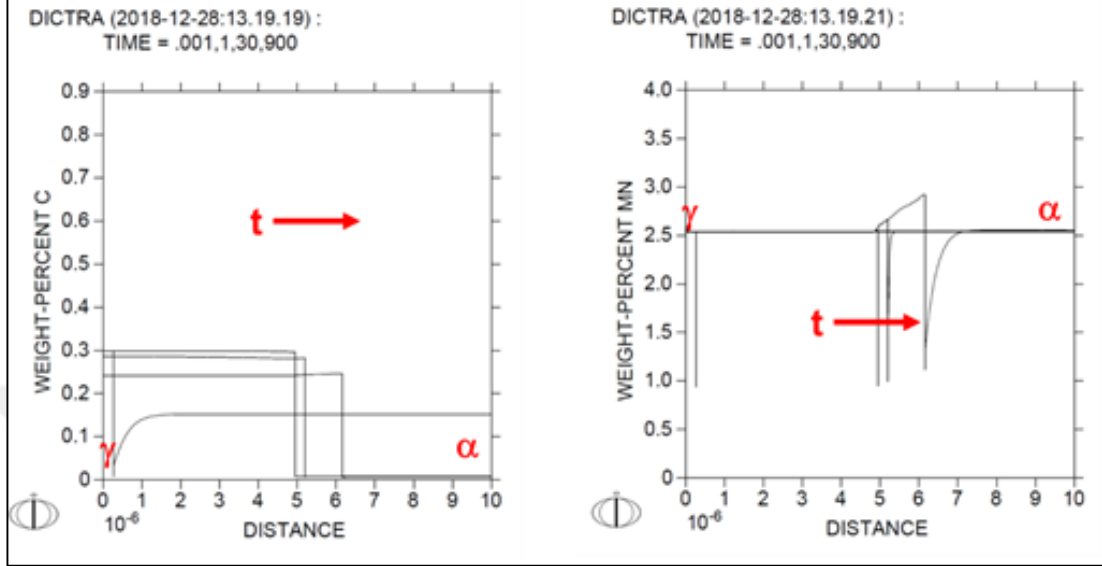
Tablo 3.3. TRIP çeliği için seçilen interkritik sıcaklıklarda fazlara ait % hacim oranı

Sıcaklık, °C	Ferrit (Bcc)	Östenit (Fcc)
700	71	29
710	66	34
720	63	37
730	58	42
740	54	46
750	49	51
760	42	57
770	36	64
780	28	72

3.1.2. DICTRA ile östenit oluşum simülasyonu

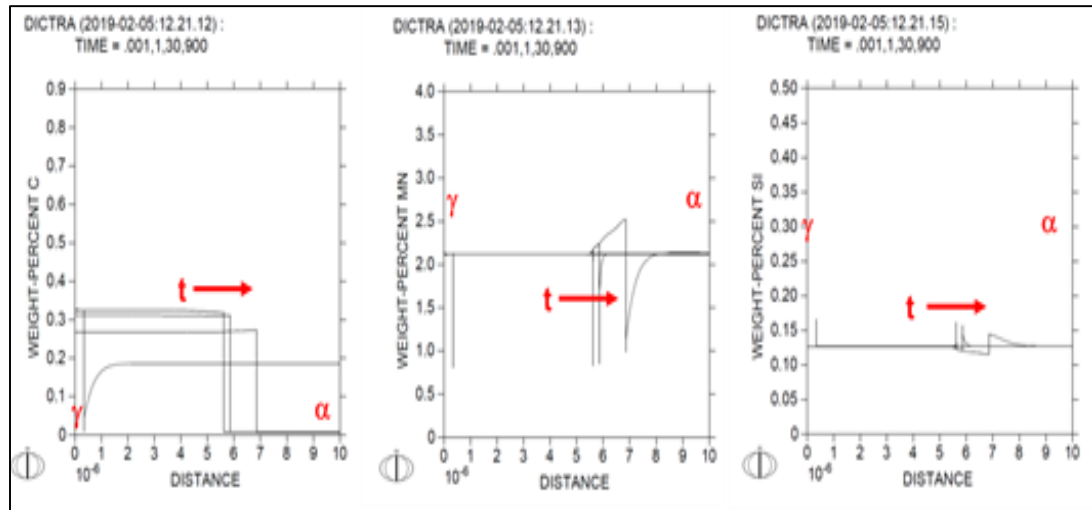
İnterkritik tavlamanın anlaşılabilmesi için daha önce Şekil 2.2'de açıklandığı biçimde bir model kurulmuştur. İnterkritik tavlama başlangıç durumunda 1 nm boyutunda östenit çekirdeğinin var olduğu ve bu östenitin ferrite doğru büyüdüğü varsayılmıştır. DP çelikleri için kurulan DICTRA modelinde 750°C'de 900 saniye süreye kadar östenitleme sonucunda östenit arayüzeyindeki karbon elementinin dağılımı Şekil 3.7'de verilmektedir. Hesaplamalara göre 750 °C sıcaklıkta 30 sn sonra yaklaşık %50 ve 900 sn sonra yaklaşık %62 östenit oluşumu öngörülmektedir. Dolayısıyla 900 sn sürede ThermoCalc ile hesaplanmış olan denge oranına yaklaşıldığı görülmektedir. Diğer yandan, 900 sn sonunda östenitte karbon miktarı %0.25 seviyesindeyken mangan sadece arayüzeyde %3 seviyelerine zenginleşmektedir. Arayüzeyin ferrit

tarafından ise karbon miktarı yaklaşık sıfır miktarına doğru azalmaktayken, mangan ise yer alan elementi olduğu için sadece arayüzeyde paylaşılarak sınırlı bir kalınlıkta %2,5'ten %1 seviyelerine kadar inmektedir.



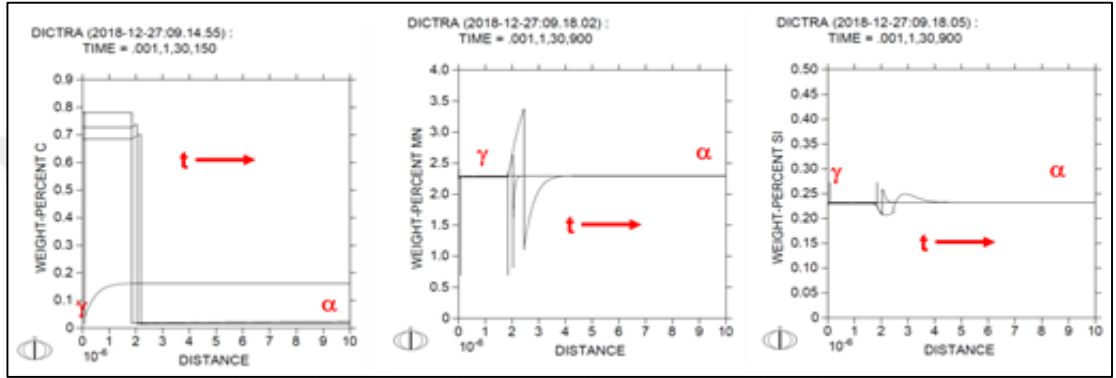
Şekil 3.7. 750 °C sıcaklıkta farklı sürelerde DP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon ve mangan dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

Şekil 3.8'de CP çeliği için 760 °C'de hesaplanan C, Mn ve Si dağılımını gösteren diyagramlar sunulmuştur. Buradaki sonuçlara göre östenite dönüşüm 900 sn sonunda %70 civarındadır. Bu durumda karbon miktarı %0,26 civarındayken, mangan miktarı arayüzeyde %2,5 değerlerine ulaşabilmektedir. Ferrit fazında ise Mn miktarı arayüzeyde %1 seviyesindeyken, karbon miktarı sıfıra yakındır. Silisyum için hem östenit hem de ferritte önemli bir dağılım gözlenmemiştir.



Şekil 3.8. 760 °C sıcaklıkta farklı sürelerde CP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

Şekil 3.9'daki DICTRA sonuçlarında TRIP çeliğinde 750 °C sıcaklığında C, Mn ve Si elementleri için element dağılımları sunulmuştur. Hesaplamalara göre 900 sn sonunda %22 kadar östenit oluşumu öngörülmektedir. Bu miktar dengedeki %51 seviyesinden uzaktadır. Östenitin içerisinde karbon %0,7 kadar olabilirken, mangan miktarı ise arayüzeyde %3,5 seviyelerine ulaşabilmektedir. Silisyum ise önemli bir dağılım göstermemektedir. Ferrit fazında karbon miktarı yine sıfır seviyelerine kadar azalmaktadır. Mangan ise arayüzeyde %1 seviyelerindedir. Hesaplamalara göre yine silisyum için ferritte önemli bir paylaşım oluşmamıştır.



Şekil 3.9. 750 °C sıcaklıkta farklı sürelerde TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

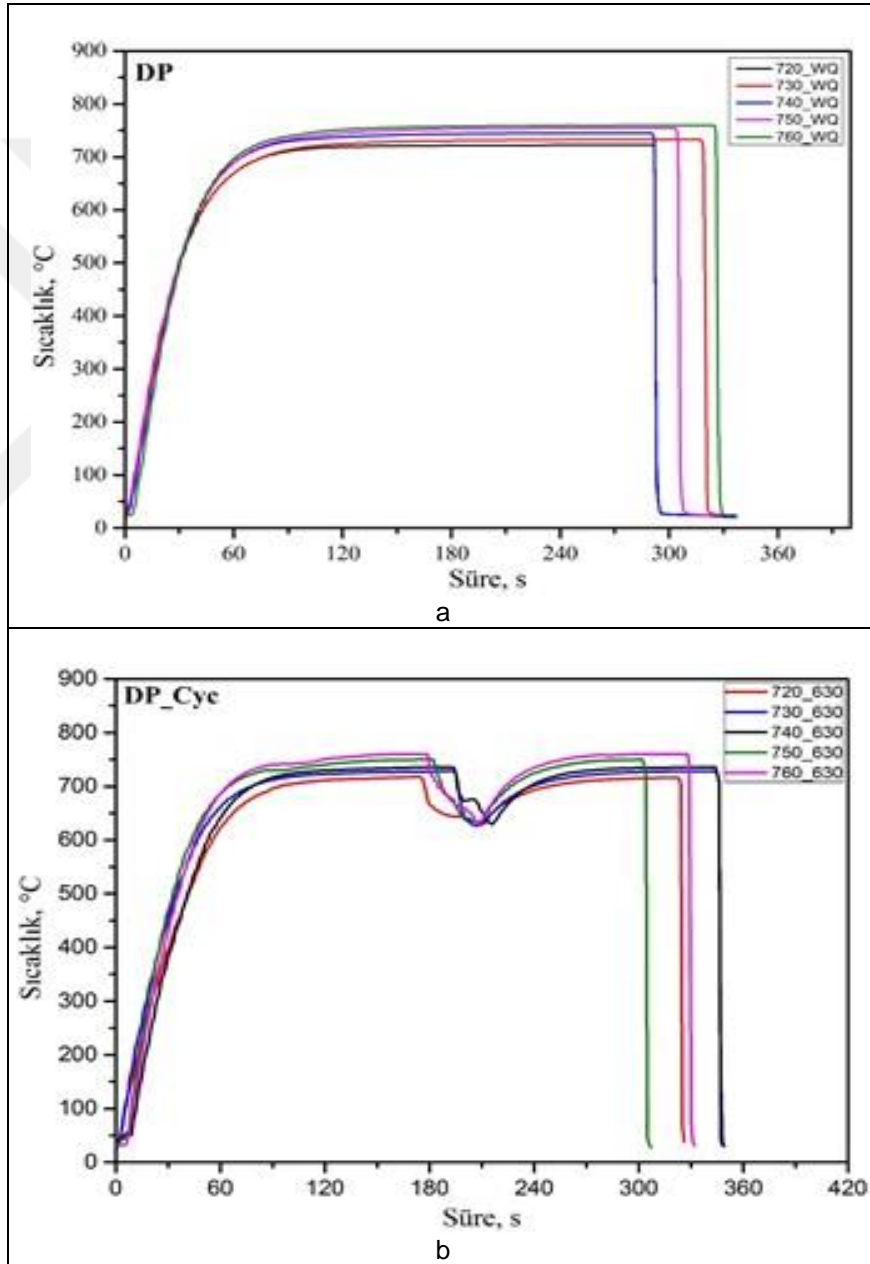
3.2. İnterkritik Tavlama ve Beynitik Dönüşüm

Uygun interkritik tavlama sıcaklıkları ThermoCalc hesaplamalarından elde edilen sıcaklıklardan faydalanarak ve Bölüm 2.3'te açıklandığı şekilde DP, CP ve TRIP çeliklerine en yakın mikroyapılar hedeflenerek seçilmiştir. İnterkritik tavlama deneyleri sonrası numunelerde IM ve SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

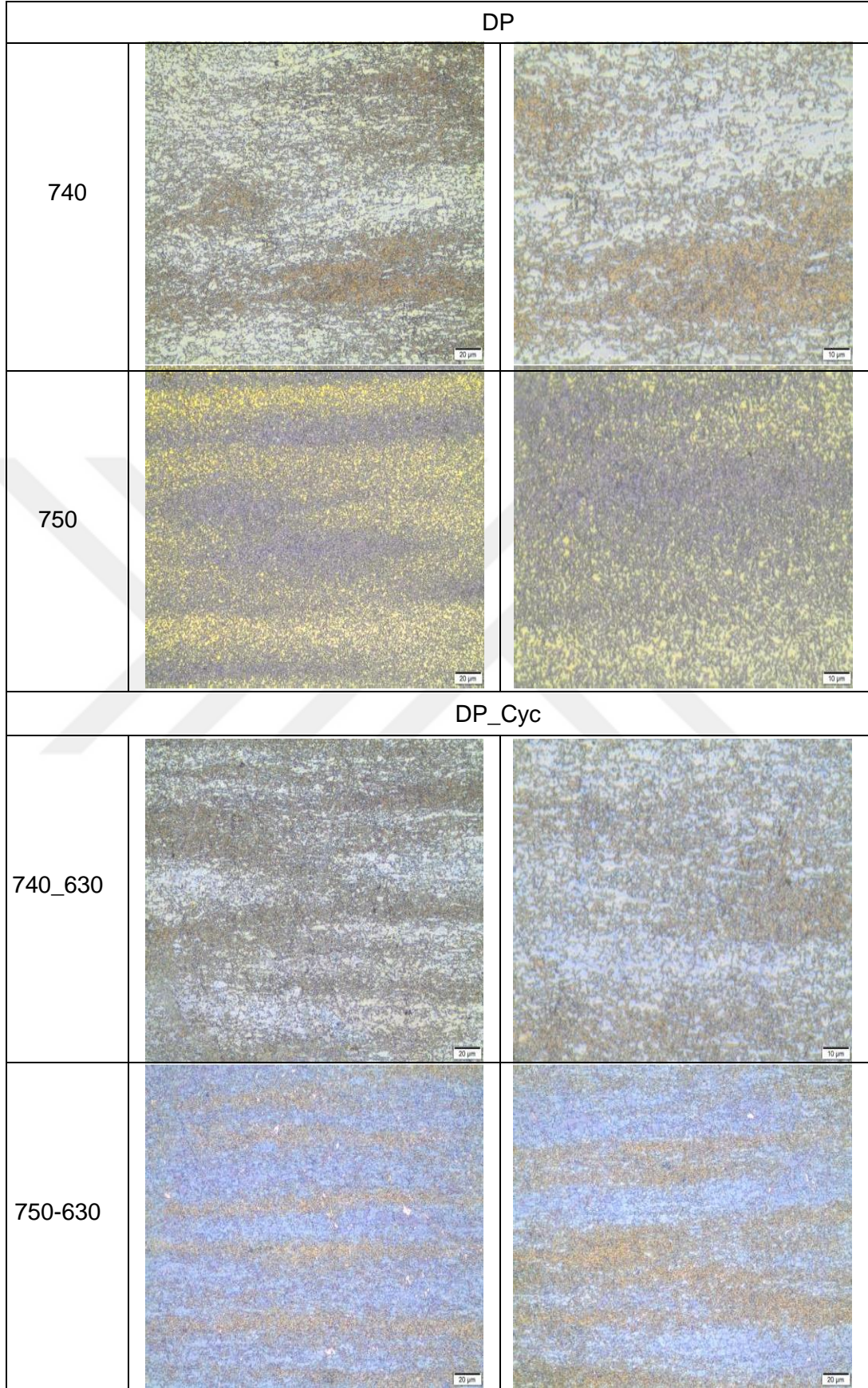
3.2.1. Işık mikroskobu incelemeleri

IM incelemelerinde deneysel çeliklere ait çok fazlı yapıyı ortaya çıkarmak ve farklı fazları ayırt edebilmek amacı ile farklı dağılayıcılar kullanılmıştır. Dağılayıcı olarak çeliklerde en yaygın kullanıma sahip olan Nital ayracının yanın sıra renkli dağlama ile martenzit, kalıntı östenit ve beynit gibi fazlarını ortaya çıkarmak amacıyla Le Pera ayracı kullanılmıştır. Tez çalışmasında mikroyapıda tane incilmesi elde etmek amacıyla DP çeliklerde geleneksel interkritik tavlama (DP) ile birlikte çevrimli interkritik tavlama (DP_Cyc) uygulanmıştır. Şekil 3.10'da DP ve DP_Cyc çeliklerine 720-760 °C arasında farklı sıcaklıklarda uygulanan interkritik tavlama deneyleri sırasında ölçülen zaman-sıcaklık eğrileri sunulmaktadır. Deneyler sonrası 740 ve 750 °C'de interkritik

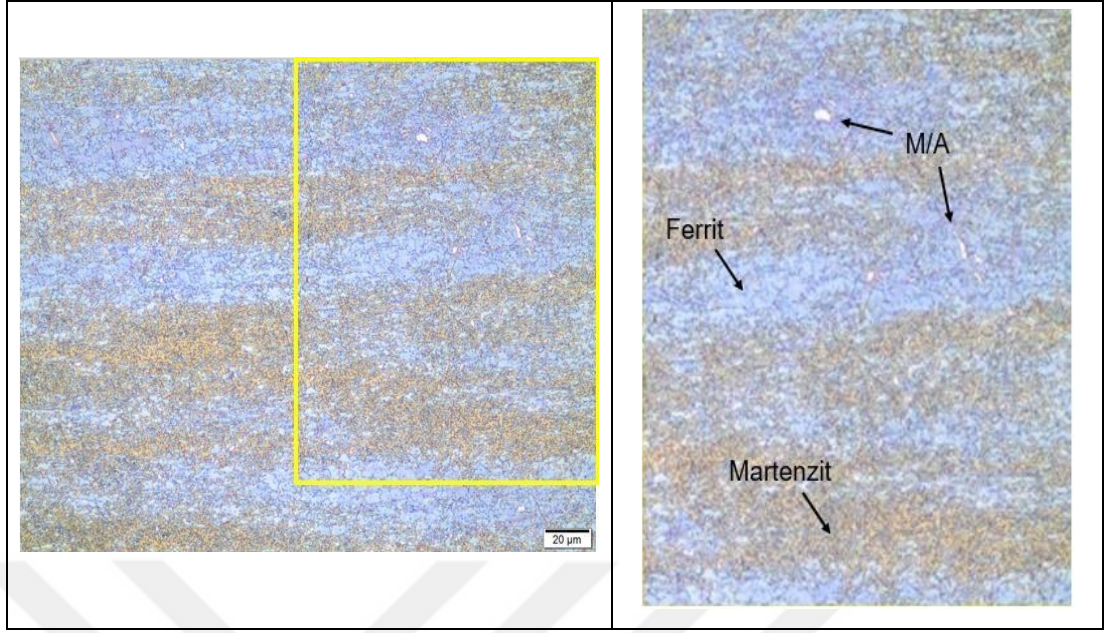
tavlama numunelerden Le Pera ile dağlama sonrası alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 3.11'de verilmektedir. Diğer sıcaklıklar 720, 730 ve 760 °C'ye ait mikroyapılar ise EK-A'da sunulmuştur. Mikroyapılarda genel olarak, yoğun satırlanma ile birlikte ferrit ve martenzit fazları gözlenmektedir. Görüntülerde açık kontrastlı bölgeler (mavi renkte) ferrit fazını ve koyu kontrastın ikincil faz olarak martenzit adalarını temsil ettiği görülmektedir. 750 °C'de geleneksel ile çevrimli interkritik tavlama karşılaştırıldığında Şekil 3.12'de sunulduğu gibi DP_Cyc numunesine ait mikroyapı görüntülerinde martenzit/östenit (M/A) varlığı görülmektedir



Şekil 3.10. a. Çevrimsiz DP ve b. Çevrimli DP alaşımına ait tavlama eğrileri

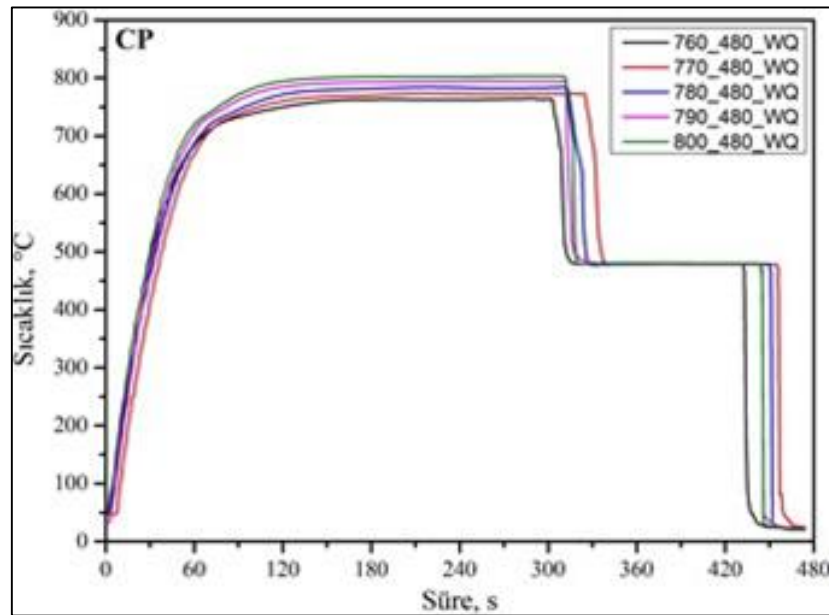


Şekil 3.11. DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

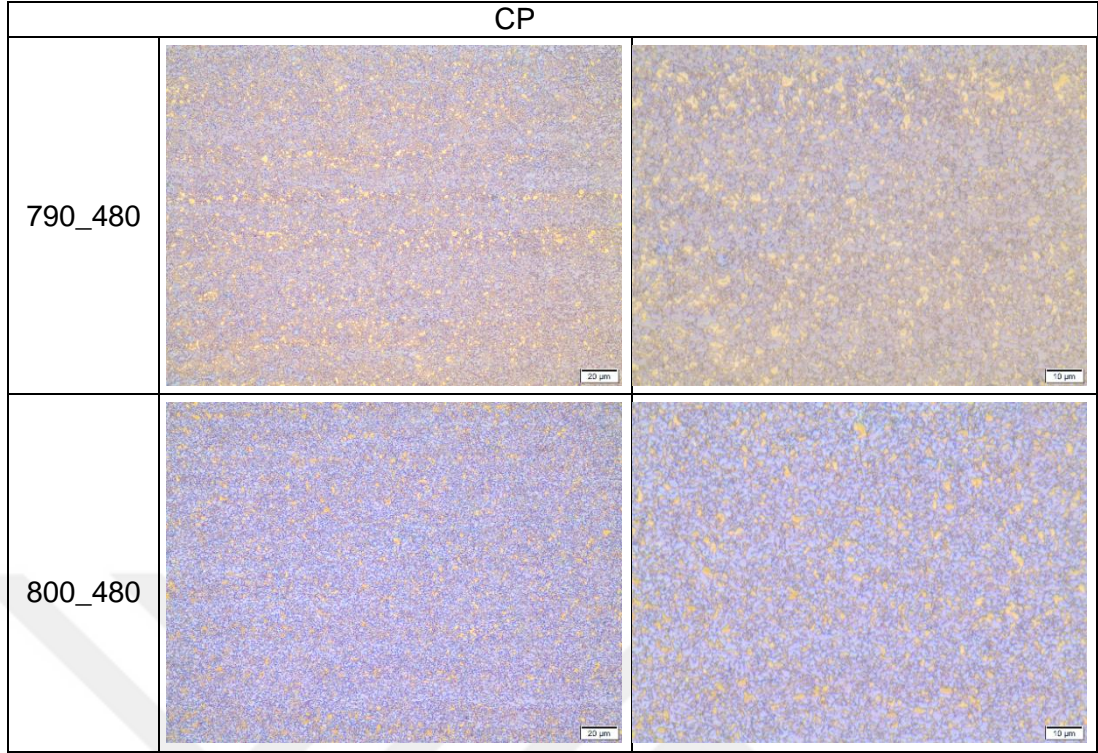


Şekil 3.12. 750 °C'de çevrimli interkritik tavlama uygulanan DP_Cyc numunesine ait detaylı IM görüntüsü

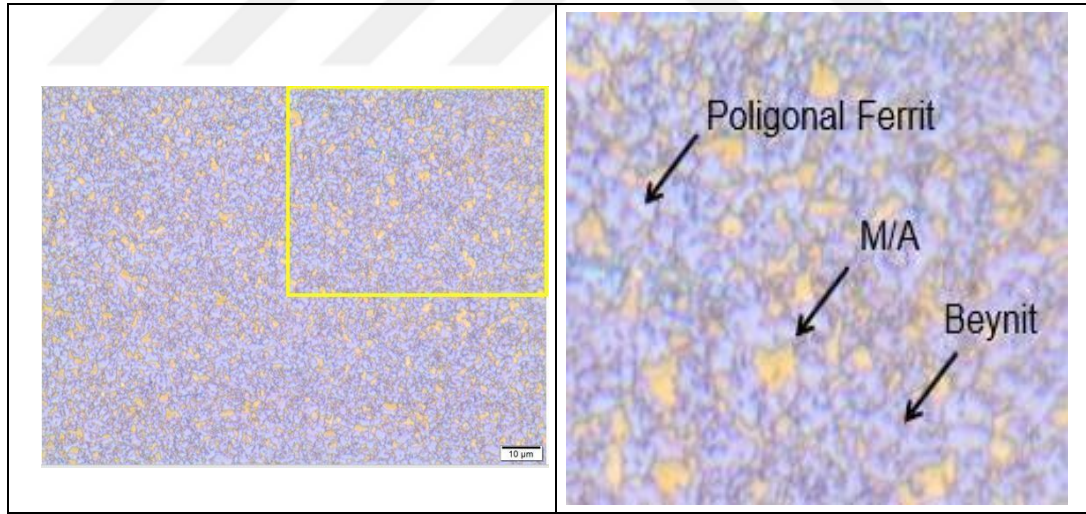
Şekil 3.13'te CP çeliğine ait 760 ile 800 °C arasındaki farklı sıcaklıklarda uygulanan interkritik tavlama ve sonrasında Zn banyosunda beynitik tutma deneylerine ait zaman-sıcaklık çevrimi sunulmuştur. Şekil 3.14'te 790 ve 800 °C'de uygulanan interkritik tavlama ve 480 °C'de beynitik tutma işlemi uygulanan numunelere ait görüntüler verilmiştir. Diğer sıcaklıklar 760, 770 ve 780 °C'ye ait mikroyapılar ise EK-B'de sunulmuştur. Genel olarak mikroyapıda poligonal ferrit, beynit ve (M/A) fazları gözlenmiştir. Şekil 3.15'te fazlar detaylı olarak verilmektedir.



Şekil 3.13. CP alaşımına ait tavlama eğrileri



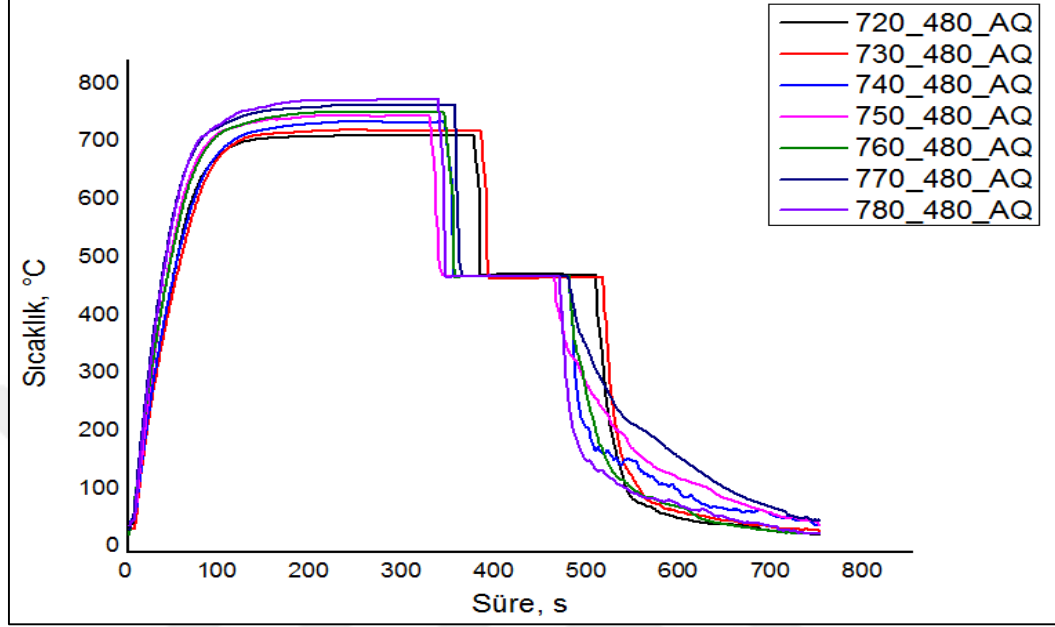
Şekil 3.14. CP numunelerine ait farklı sıcaklıklarda interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera



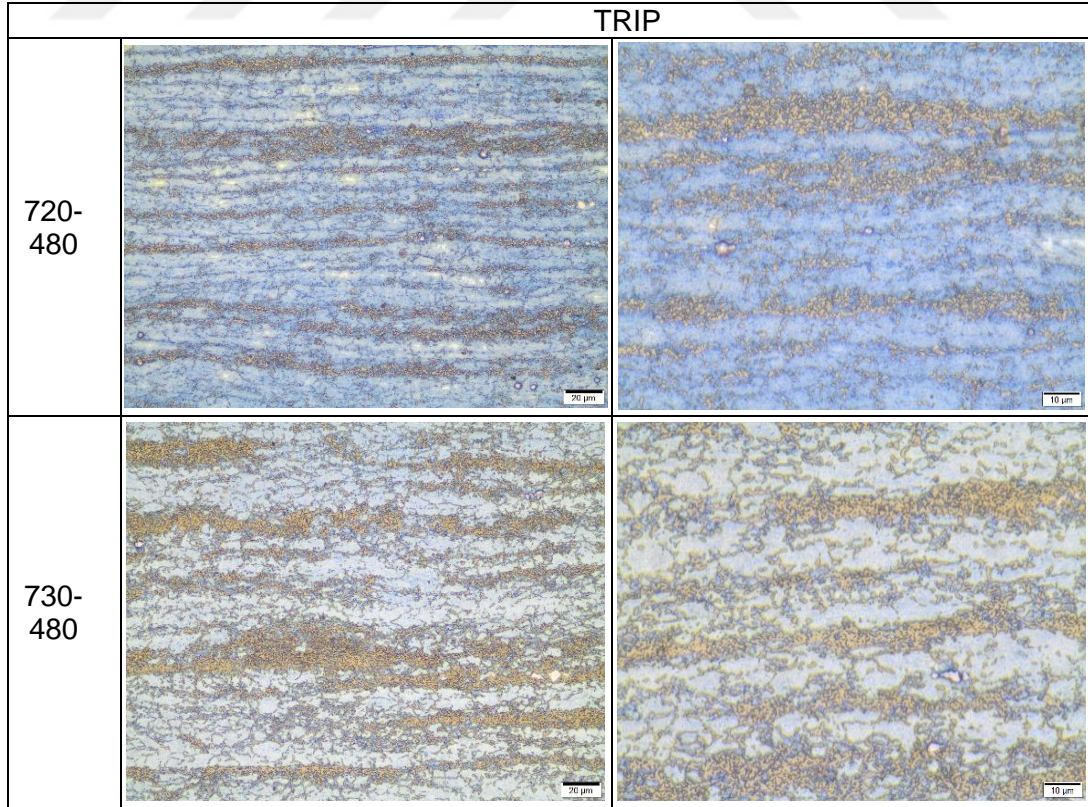
Şekil 3.15. 800 °C'de interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen detaylı IM görüntüsü

Şekil 3.16'da TRIP çeliğine ait farklı sıcaklıklarda uygulanan interkritik tavlama ve sonrasında Zn banyosunda beynitik tutma deneylerine ait zaman-sıcaklık çevrimi sunulmuştur. Şekil 3.17'de 720 ve 730 °C'de uygulanan interkritik tavlama ve 480 °C'de beynitik tutma işlemi uygulanan numunelere ait görüntüler verilmiştir. 740 ve 780 °C arasındaki diğer sıcaklıklara ait mikroyapılar ise EK-C'de sunulmuştur. Şekil 3.18'te sunulduğu gibi mikroyapıda ferrit, beynit ve martenzit/östenit (M/A) fazları

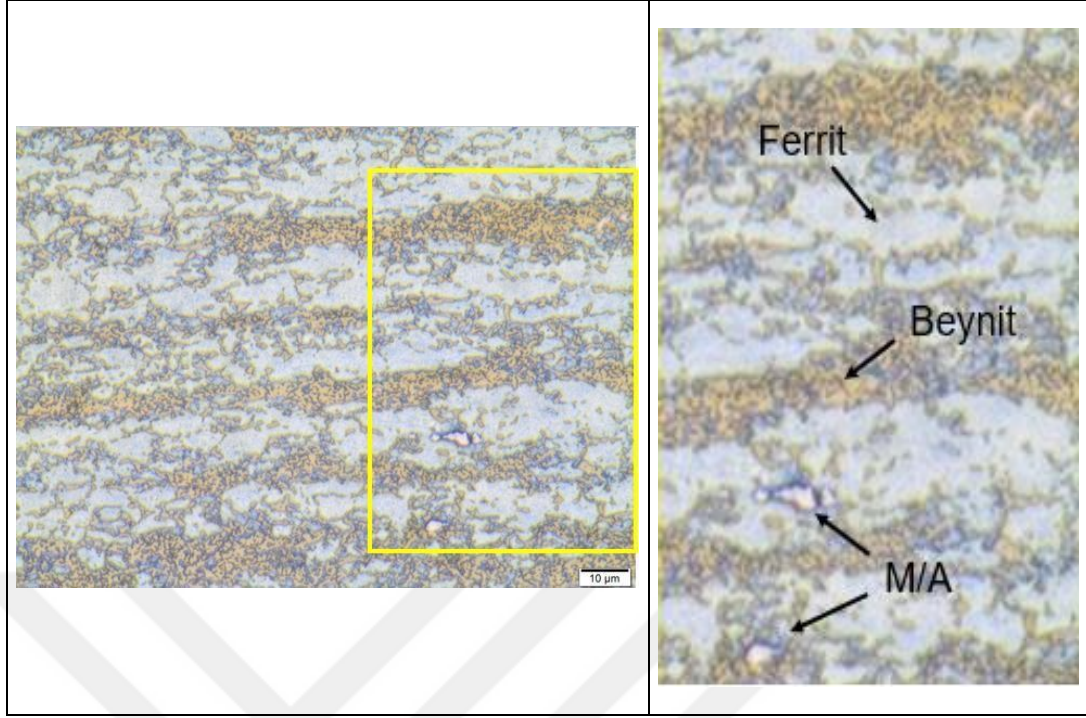
görülmektedir. Görüntülerde koyu/açık mavi kontrastta ferritik ve kahverengi kontrastta bey nitik yöreler gözlenmektedir. Bunların arasında açık kontrasttaki bölgelerde M/A görülmektedir.



Şekil 3.16. TRIP alaşımına ait tavlama eğrileri



Şekil 3.17. TRIP numunelerine ait farklı sıcaklıklarda interkritik tavlama sonrası 480°C'de bey nitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera



Şekil 3.18. 730 °C'de interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen detaylı IM görüntüsü

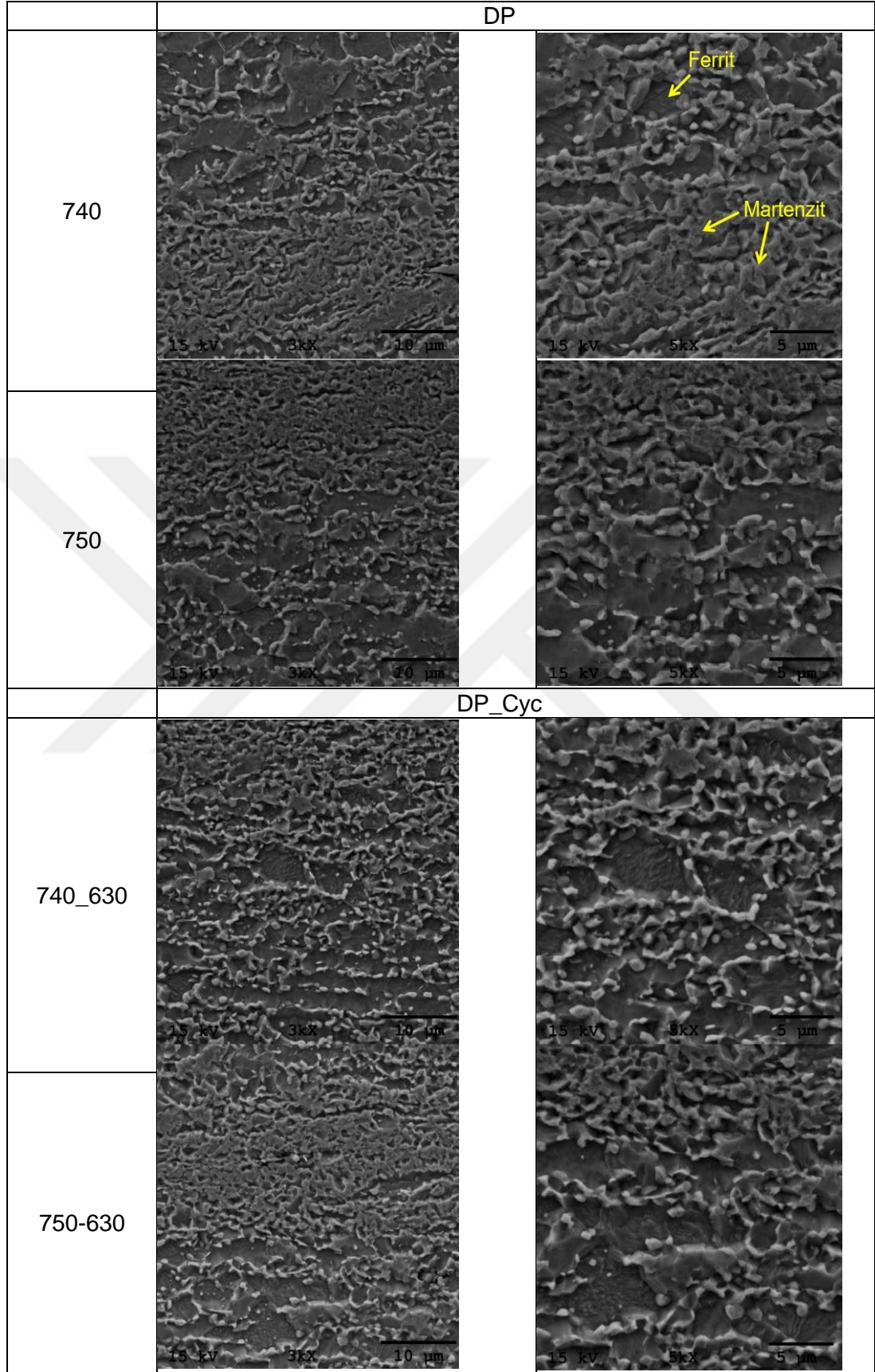
3.2.2. SEM incelemeleri

Genel olarak DP, TRIP ve CP çeliklerinde oluşan ince yapının daha iyi anlaşılabilmesi için SEM incelemeleri yürütülmüştür. Bu incelemelerde %3 Nital ile dağlama sonrası mikroyapı görüntülemesi gerçekleştirilmiştir.

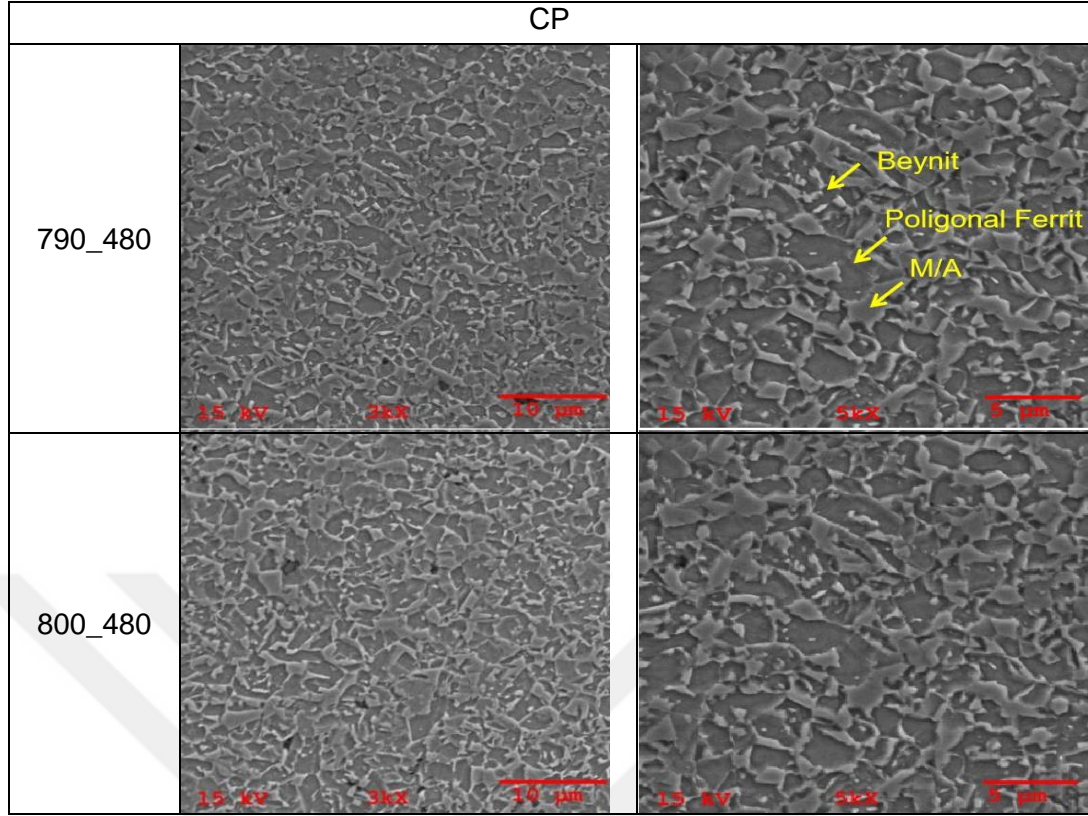
DP çeliklerinde 740 °C ve 750 °C'de geleneksel (DP) ve çevrimli (DP_Cyc) interkritik tavlama sonrası numunelere ait SEM görüntüleri Şekil 3.19'da verilmektedir. Geleneksel DP çeliğe ait SEM görüntülerinde genel olarak ferritik matrikste dağılmış ince boyutta M/A adaları gözlenmiştir.

DP_Cyc çeliğinde çevrimli ısıtım işlemi sonucunda benzer şekilde ince bir M/A dağılımı sağlanmaktadır. İki çelik karşılaştırıldığında, satırlanma görülen yörelerde yoğun martenzit oluşumunun engellenebilmesi için çevrimin yeniden östenit çekirdeklenmesinde etkili olduğu görülmektedir. DP çeliğinin diğer interkritik tavlama sıcaklıklarına ait SEM görüntüleri EK-D'de verilmektedir.

CP çeliğine ait SEM görüntüleri Şekil 3.20'de verilmektedir. Burada oldukça ince poligonal ferrit taneleri arasında ikincil faz olarak granüler beynit ve M/A yöreleri gözlenmektedir. CP çeliğinin diğer sıcaklıklarda interkritik tavlama ve beynitik tutma deneylerine ait numunelerin IM görüntüleri EK-E'de verilmektedir.



Şekil 3.19. DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital



Şekil 3.20. CP numunelerine ait farklı interkritic tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital

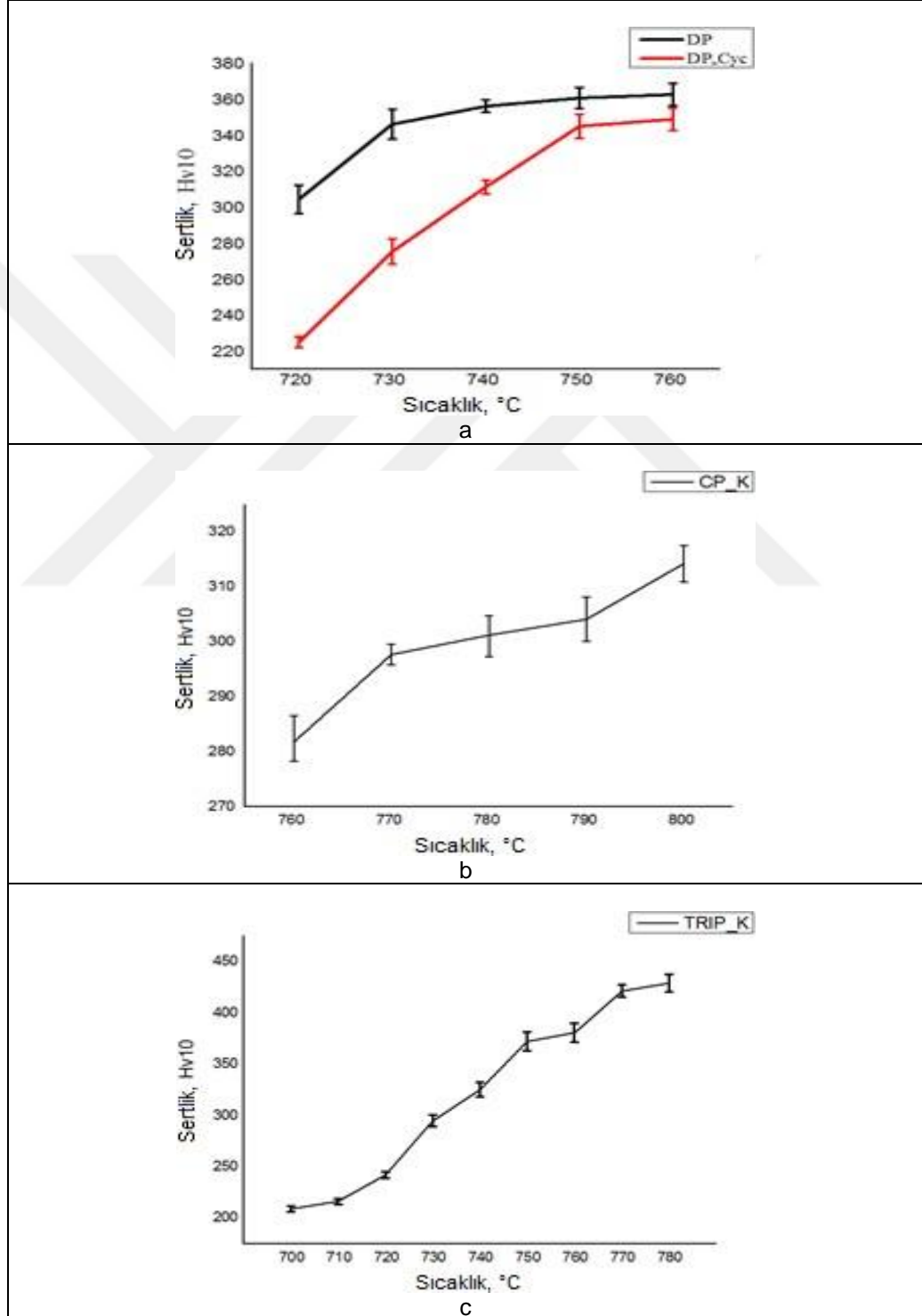
3.3. Sertlik Testi

İnterkritic tavlama sonrası numunelere 10 kgf yük altında sertlik testleri uygulanmıştır ve her numuneden 5 sertlik ölçümü alınmıştır. Şekil 3.21'de elde edilen ortalama sertlik ve ortalama standart sapma değerlerine göre oluşturulan grafikler verilmiştir.

Sertlik test sonuçlarına göre Şekil 3.21a'da DP ve DP_Cyc çelikleri için artan interkritic sıcaklıkla birlikte sertlik artışı görülmektedir. DP1000 ve DP1200 çelikleri için beklenen sertlik değerleri sırası ile 310 ve 375 HV civarındadır. Bu nedenle interkritic tavlama sıcaklıkları 740 ve 750 °C olarak sertlik açısından uygun görülebilir. Bununla birlikte çevrimli ısıl işlemlerde aynı sıcaklıklarda sertliğin daha düşük olduğu görülmüştür [5, 6].

Şekil 3.21b'de CP çeliklerinde de beklenildiği gibi artan interkritic tavlama sıcaklıkları ile birlikte sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir. CP1000 çeliği için 310 HV seviyesinde sertlik beklenilmektedir. Bu nedenle 790 ve 800 °C sıcaklıkların hedeflenen mekanik özellik elde edilmesi açısından uygun olduğu görülmektedir [5, 6].

Şekil 3.21c'de TRIP çeliğinde farklı interkritik tavlama sıcaklıklarından 480 °C'ye soğuma ve beynitik tutma sonrasında yaklaşık olarak 200-450 HV arasında sertlik değerleri elde edilmiştir. TRIP780 çeliği için 245 HV seviyesinde sertlik beklenilmektedir. Bu nedenle sertlik açısından 720 ve 730 °C sıcaklıkların uygun olduğu görülmektedir [5, 6].



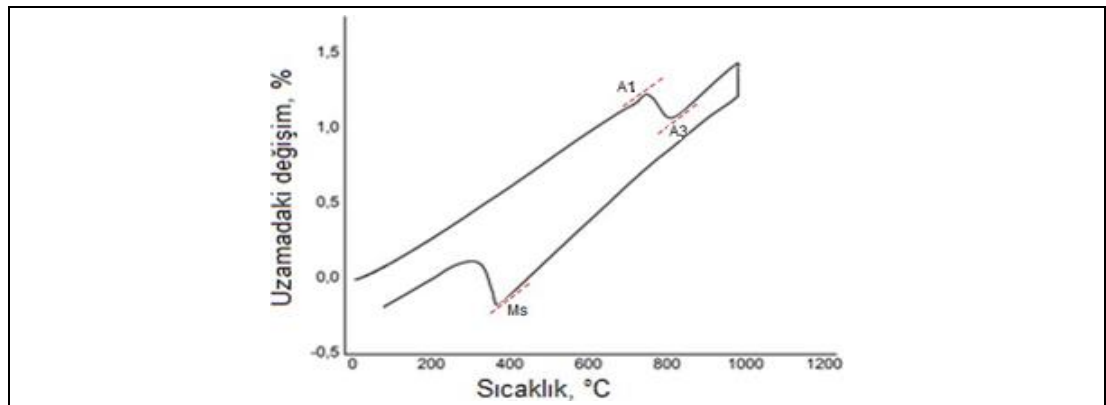
Şekil 3.21. a. DP ve DP_Cyc, b. CP ve c. TRIP çeliğine ait sertlik testi sonuçları

3.4. Dilatometre Testi

Faz dönüşümlerini anlamak amacıyla dilatometre testleri gerçekleştirilmiştir. Testler için soğuk haddelenen DP, CP ve TRIP plakalarından Şekil 2.12’de verilen ölçülere göre numuneler çıkartılmıştır. Dilatometre testleri sonrası deneysel çeliklere ait numuneler metalografik olarak hazırlanmış ve mikroyapısal incelemeler gerçekleştirilmiştir. Dilatometre deneylerinde sıcaklıkların seçiminde interkritik tavlama ve beynitik tutma çalışmalarından alınan sonuçlar kullanılmıştır. Bu nedenle, DP, CP ve TRIP çeliklerinde kullanılan dilatometre sıcaklıkları çelik türüne göre farklılık göstermektedir.

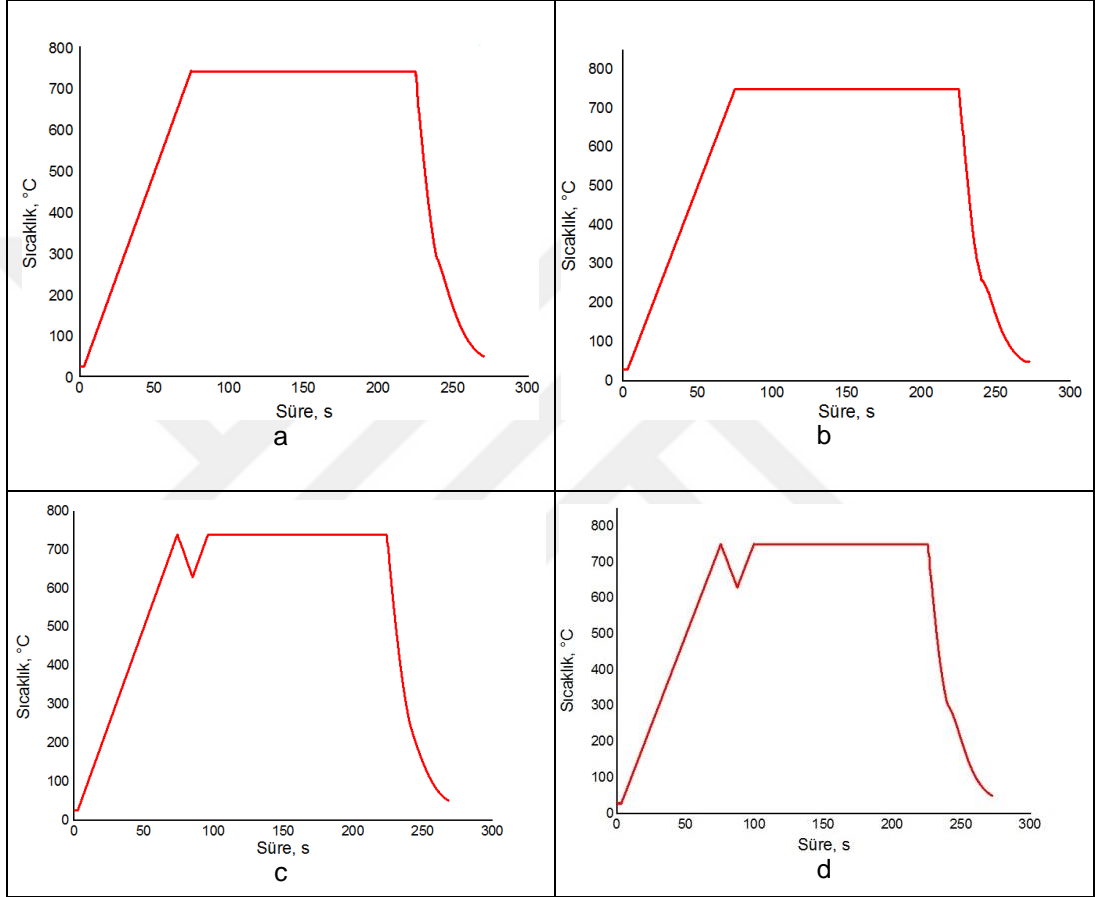
3.4.1. DP çeliği

Çeliklerin allotropik dönüşüm göstermesi sonucu her fazda farklı atomal paketlenme yoğunluğu nedeniyle dönüşüm sıcaklıklarında değişen özgül hacimlere bağlı olarak elde edilen dilatometre eğrilerinde değişim noktaları bulunmaktadır. Bu noktalardan faydalanarak kritik dönüşümler ve bunlara ait sıcaklar belirlenebilir. Dilatometre çalışmalarında kritik sıcaklıkları belirlemek için 1000 °C’ye ısıtma ardından su verme işlemi ile soğutma uygulanmıştır. Eğri üzerinde lineerliğin kaybolduğu nokta faz dönüşümünün başlangıcı/bitişi şeklinde yorumlanmaktadır. Buna göre dilatometre eğrilerinde lineerliğin bittiği noktalar kullanılarak faz dönüşümlerinin gerçekleştiği A3, A1 ve Ms kritik sıcaklıkları belirlenmiştir. Şekil 3.22’de kritik sıcaklıkların belirlendiği dilatometre eğrisi verilmektedir. Burada DP çeliği için hesaplanan A1 sıcaklığı 717 °C, A3 sıcaklığı 846 °C, Ms sıcaklığı 387 °C olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklıklardan A1 ve A3 Thermo-Calc ile hesaplanan sıcaklıklar (A1b:649 °C, A1e:697 °C ve A3:785 °C) ile karşılaştırılırsa A1 sıcaklıklarının yakın olduğu ancak A3 sıcaklığı için 61 °C sapma olduğu görülmektedir.



Şekil 3.22. 1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında DP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi

Şekil 3.23'te sunulduğu gibi interkritik tavlama amacıyla 740 ve 750 °C'ye ısıtma ardından su verme işlemi uygulanmıştır. DP_Cyc çeliğine ait prosedürde ise şekilde de görüldüğü gibi 740 °C ve 750 °C'ye ısıtmanın hemen ardından A1 sıcaklığının altında 630 °C'ye soğutma uygulanarak bir çevrim uygulanmıştır. Burada amaç uygulanan çevrim ile dönüşümü ivmelendirmektedir. Bu ısı çevrimleri sırasında kaydedilen dilatometre eğrileri Şekil 3.24'te verilmiştir.



Şekil 3.23. DP çeliğine ait a. 740°C ve b. 750°C, c. 740°C çevrimli ve d. 750°C çevrimli ısıtma ve soğutma eğrileri

Geleneksel DP çeliğine ait dilatometre eğrilerinde 740 ve 750 °C'ye ısıtma sırasında östenit oluşumu olmaktadır. Bekleme süresinin ardından su verme işlemi ile hızlı bir şekilde Ms sıcaklığına ulaşılmakta ve Ms-Mf sıcaklıkları arasında martenzitik dönüşüm gerçekleşmektedir. Eğrilerde görülen ilk değişim noktası Ms ve dönüşümün tamamlandığı nokta Mf olarak adlandırılmaktadır.

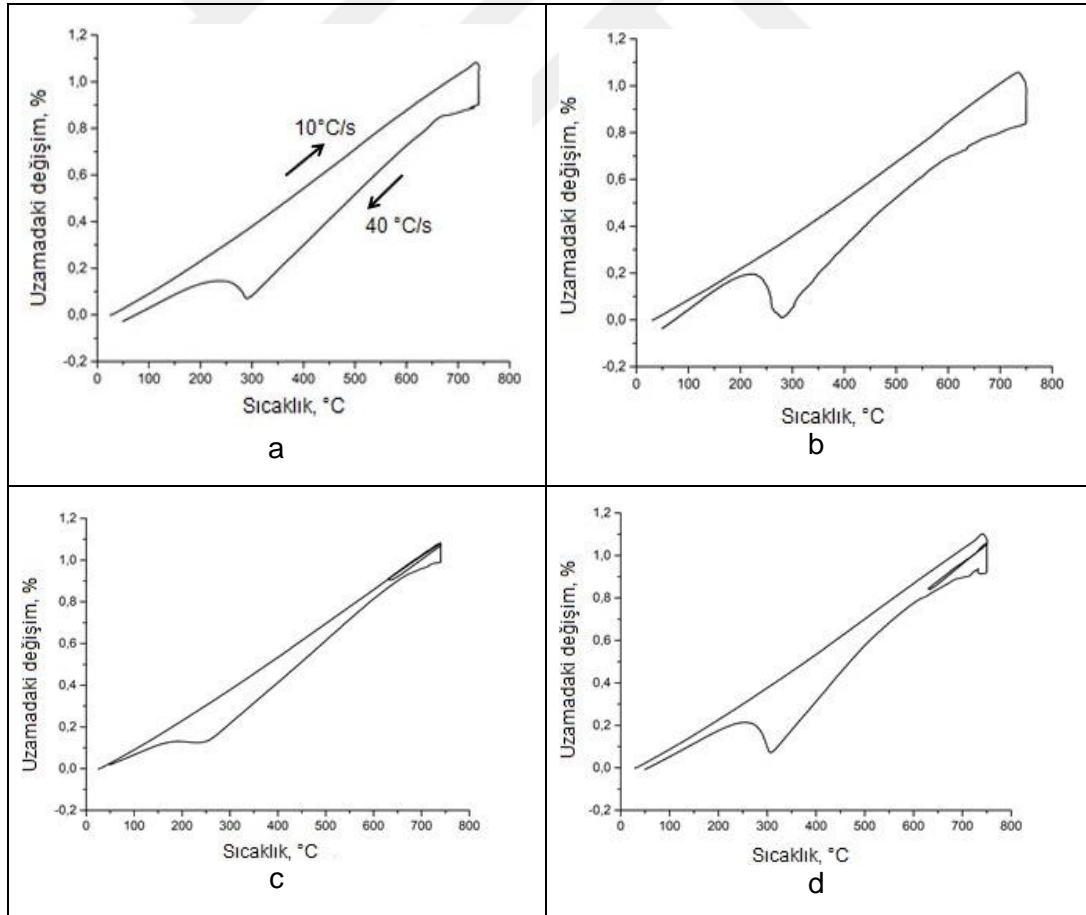
Ms sıcaklığı 740 ve 750 °C'den soğuma sonrasında sırasıyla 260 °C ve 270 °C olarak ölçülmüştür. Bu sıcaklıklar 1000 °C'den soğumada elde edilen 387 °C'ye göre daha düşüktür. İnterkritik tavlama sıcaklıklarından Ms sıcaklıklarına hızlı soğuma sırasında

yapıda bir miktar kalıntı östenit oluşumu da muhtemeldir. DP_Cyc çeliklerine ait dilatometre eğrilerinde de benzer şekilde 740 ve 750 °C'ye ısıtma ve bu sıcaklığa ulaşıldığında uygulanan bir çevrim görülmektedir.

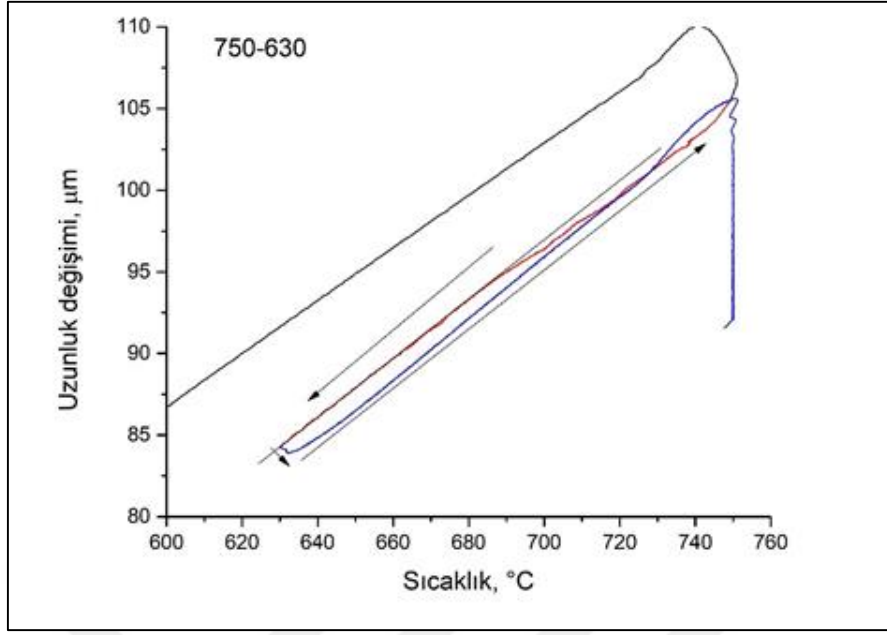
Bu çevrim ile oluşan östenit fazı arasında ferrit fazının çekirdeklenmesi sağlanarak nihai mikroyapıda daha ince bir yapı ve daha yüksek mekanik özellik hedeflenmiştir. Çevrim ardından interkritik tavlama süresi tamamlandığında su verme uygulanmıştır.

Benzer şekilde Ms-Mf sıcaklıkları arasında martenzit dönüşümü gerçekleşmiştir. Ms sıcaklığı benzer şekilde 740 ve 750 °C'den soğuma sonrasında sırasıyla 281 °C ve 310 °C olarak ölçülmüştür.

Uygulanan çevrim Şekil 3.25'te interkritik sıcaklıklarda verilmektedir. Çevrim sırasında soğumada bir miktar ferrit oluşumu ve yeniden ısıtma ile birlikte bir duraklama sonrasında sıcaklık artarken yeniden bir miktar östenit oluşumu meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 3.24. DP çeliğine ait 740°C ve b. 750°C ve DP Cyc çeliğine ait c. 740°C çevrimli ve d. 750°C çevrimli dilatometre eğrileri



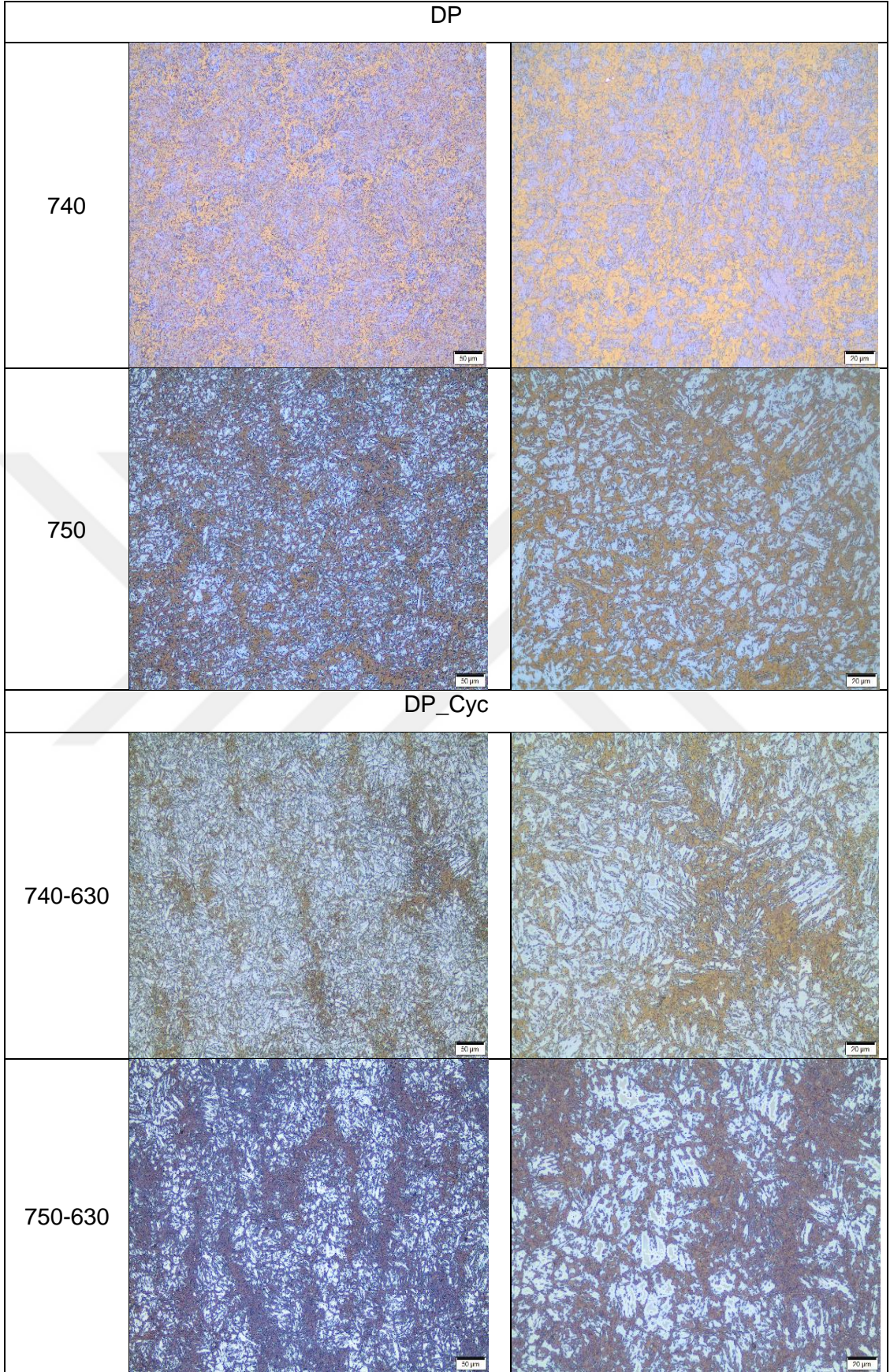
Şekil 3.25. DP_Cyc çeliğine ait 750°C çevrimli dilatometre eğrisi

Dilatometre testleri sonrası DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3.26'da gösterilmektedir.

Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde genel olarak DP ve DP_Cyc çeliklerinde iki ana faz alanının renklendiği görülmektedir. DP çeliğine ait Le Pera ile dağlama sonucu elde edilen mikroyapı görüntülerinde mavi kontrasttaki alanlar ferrit fazını, koyu kontrasttaki alanlar ise martenzit fazını temsil etmektedir.

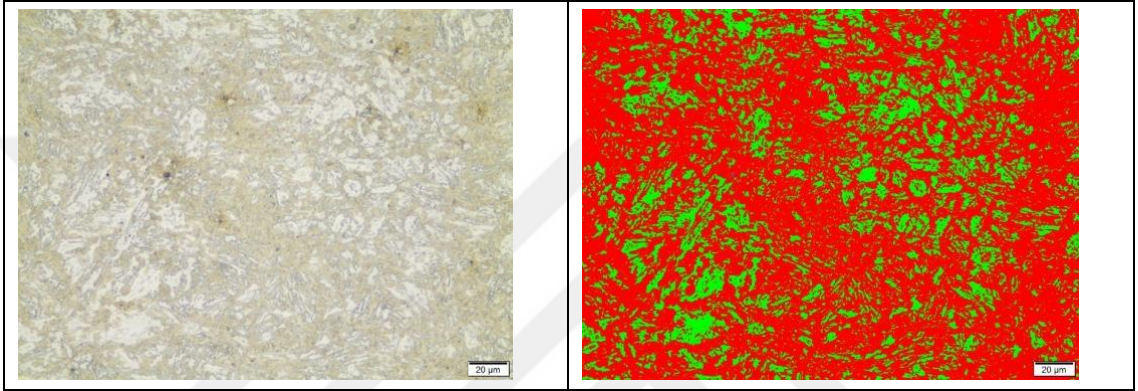
DP_Cyc çeliğine ait mikroyapı görüntülerinde yapıda görülen fazlar DP çeliğinde görülen fazlar ile benzerlik göstermiş olup, bu fazlar için de Le Pera ile dağlama sonrası ferrit ve martenzit fazlarından benzer kontrast elde edilmiştir. DP çeliğine ait dilatometre numunelerinin interkritik tavlamasından farklı olarak DP_Cyc çeliğine ait dilatometre numunelerinde A1 sıcaklığının altına çevrim uygulanmıştır.

DP_Cyc çeliğinde uygulanan interkritik tavlama prosedürü sırasında interkritik sıcaklığa ulaşıldığında tutma süresi içerisinde gerçekleştirilen A1 sıcaklığının altında seçili sıcaklığa uygulan çevrim ve tekrar interkritik sıcaklığa çıkılarak tutma süresinin tamamlanması ile koyu kontrasttaki martenzit fazının genel yapı dağılımında DP çeliğine göre daha homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Ayrıca DP_Cyc çeliğine ait dilatometre numunelerine uygulanan çevrim ile mikroyapıda mavi kontrast ile renklenmiş ferrit fazının hacimsel olarak arttığı öngörülmektedir.



Şekil 3.26. Dilatometre testi sonrası DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

Dilatometre testi sonrası numuneler %3 Nital ile dağlanarak Olympus Stream Basic programı ile IM kullanılarak görüntü analizi yapılmıştır. Örnek olarak Şekil 3.27’de görüldüğü gibi 740 °C numunesine ait mikroyapıda östenit alanı kırmızı ile ferrit alanı ise yeşil ile renklendirilmiştir. Tablo 3.4’de elde edilen sonuçlar sunulmuştur. Genel olarak artan interkritik sıcaklık ile dönüşen östenit hacminin de arttığı görülmektedir. DP çeliğinde %68-78 aralığında martenzit hacim oranı elde edilirken, çevrimli ısıl işlem sonucunda DP_Cyc numunelerinde bu oranın %64-69 aralığına düştüğü görülmüştür.



Şekil 3.27. Dilatometre testi sonrası DP01 numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital

Tablo 3.4. DP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları

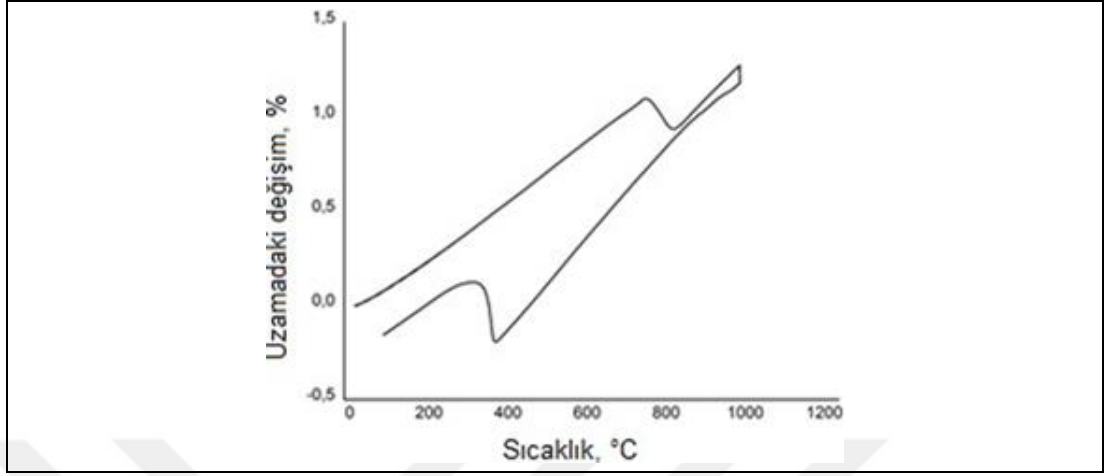
Çelik	Sıcaklık, °C	Martenzit, %	Ferrit, %
DP	740	68	32
	750	78	22
DP_Cyc	740_630	64	36
	750_630	69	31

3.4.2. CP çeliği

CP çeliğinde dilatometre çalışmalarında kritik sıcaklıkları belirlemek için 1000 °C’ye ısıtma ardından su verme işlemi ile soğutma uygulanmıştır. Eğri üzerinde lineerliğin kaybolduğı nokta faz dönüşümünün başlangıcı/bitişi şeklinde yorumlanmaktadır. Buna göre dilatometre eğrilerinde lineerliğin bittiği noktalar kullanılarak faz dönüşümlerinin gerçekleştiği A3, A1 ve Ms kritik sıcaklıkları belirlenmiştir.

Şekil 3.28’de kritik sıcaklıkların belirlendiği dilatometre eğrisi verilmektedir. Burada CP çeliği için hesaplanan A1 sıcaklığı 672 °C, A3 sıcaklığı 838 °C, Ms sıcaklığı 380 °C olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklıklardan A1 ve A3 sıcaklıkları Thermo-Calc ile hesaplanan sıcaklıklar (A1b:669°C, A1e:700°C ve A3:786°C) ile karşılaştırılırsa A1

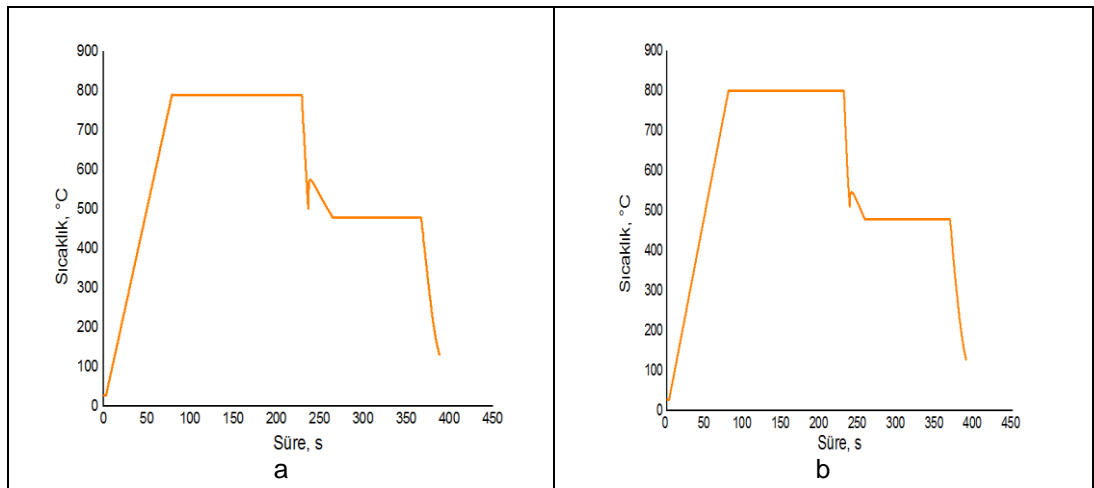
sıcaklıklarının yakın olduğu ancak A3 sıcaklığı için 52 °C sapma olduğu görülmektedir.



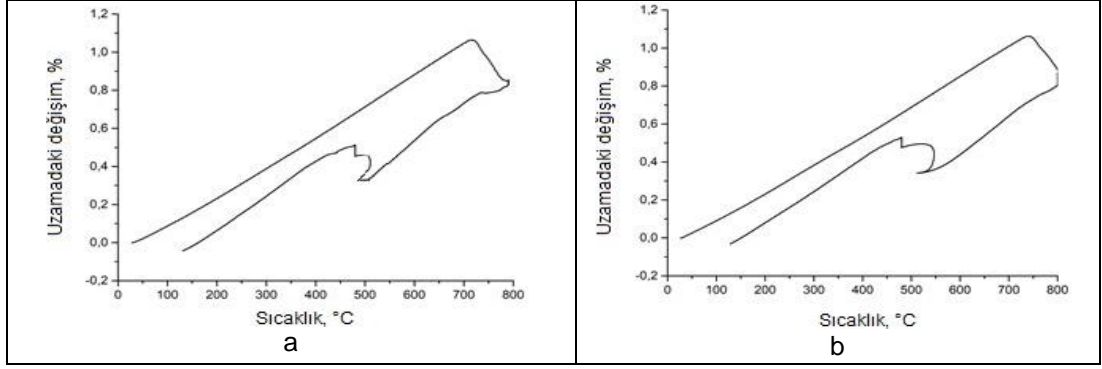
Şekil 3.28. 1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında CP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi

CP çeliği için Şekil 3.29'da gösterildiği gibi 790 °C ve 800 °C'ye ısıtma ve 480 °C'ye soğutma ile beynitik bölgede tutma ardından su verilerek soğutma gerçekleştirilmiştir.

Şekil 3.30'da CP çeliğine ait dilatometre eğrileri verilmektedir. Burada da görüldüğü gibi A1 sıcaklığının üzerine çıkıldığı ve A3 sıcaklığı yakınında bekleme sonrasında soğuma ile gelinen 480°C'de izotermal bekleme sonucunda beynitik dönüşüm gerçekleştiği anlaşılmaktadır. 480°C'den oda sıcaklığına kadar soğuma sırasında eğride sapma olmadığı için martenzitik dönüşüm sıcaklığı gözlenmemektedir.

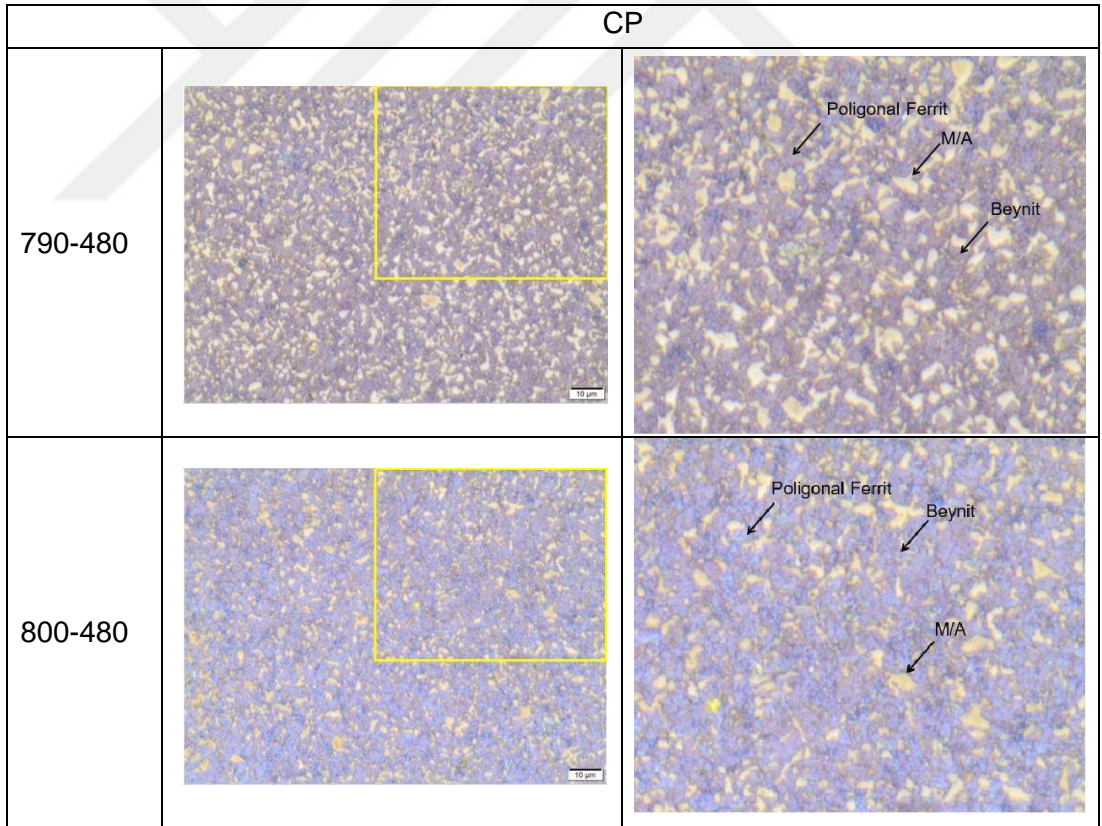


Şekil 3.29. CP çeliğine ait a. 790°C ve b. 800°C'ye ısıtma ve soğutma eğrileri



Şekil 3.30. CP çeliğine ait a. 790°C ve b. 800°C'ye ait dilatometre eğrileri

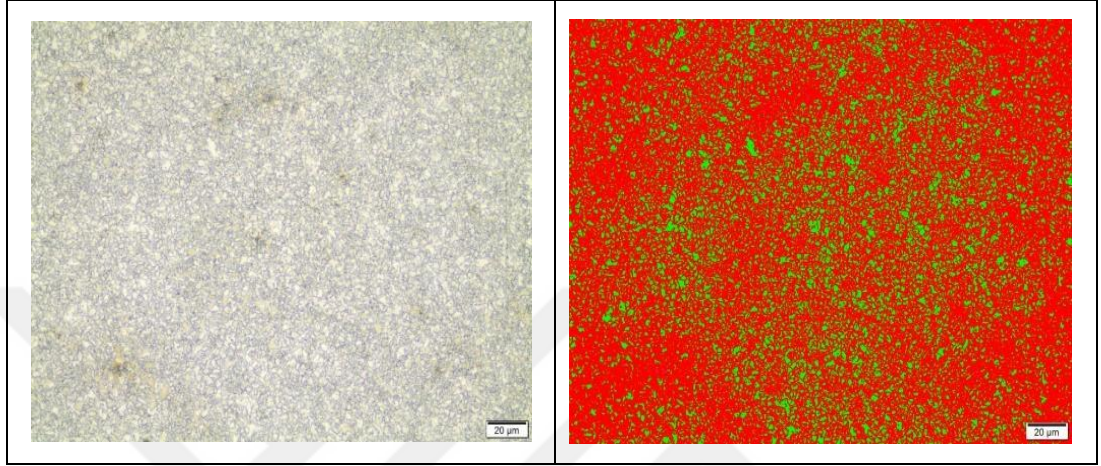
Şekil 3.31'de verilen CP çeliğine ait görüntülerde mikroyapının homojen ve ince dağılmış bir yapı gösterdiği görülmektedir. Görüntülerde mavi kontrastta ferrit, yüksek oranda bulunan sarı kontrastta M/A ve küçük koyu renkli çökeltilerden oluşan bölgeler beynit fazını temsil etmektedir. 790 °C'ye ait mikroyapı görüntüsüne kıyasla 800 °C'de M/A'nın daha ince boyut dağılımı gösterdiği görülmektedir.



Şekil 3.31. Dilatometre testi sonrası CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

Dilatometre testi sonrası numuneler %3 Nital ile dağlanarak Olympus Stream Basic programı ile IM kullanılarak görüntü analizi yapılmıştır. Örnek olarak Şekil 3.32'de

görüldüğü gibi 790 °C numunesine ait mikroyapıda ikincil fazlara ait alan kırmızı ile ferrit alanı ise yeşil ile renklendirilmiştir. Tablo 3.5'de elde edilen sonuçlar sunulmuştur. Genel olarak artan interkritik sıcaklık ile dönüşen östenit hacminin de arttığı görülmektedir. CP çeliğinde %18-25 aralığında ferrit hacim oranı elde edildiği görülmüştür.



Şekil 3.32. Dilatometre testi sonrası 790 °C numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital

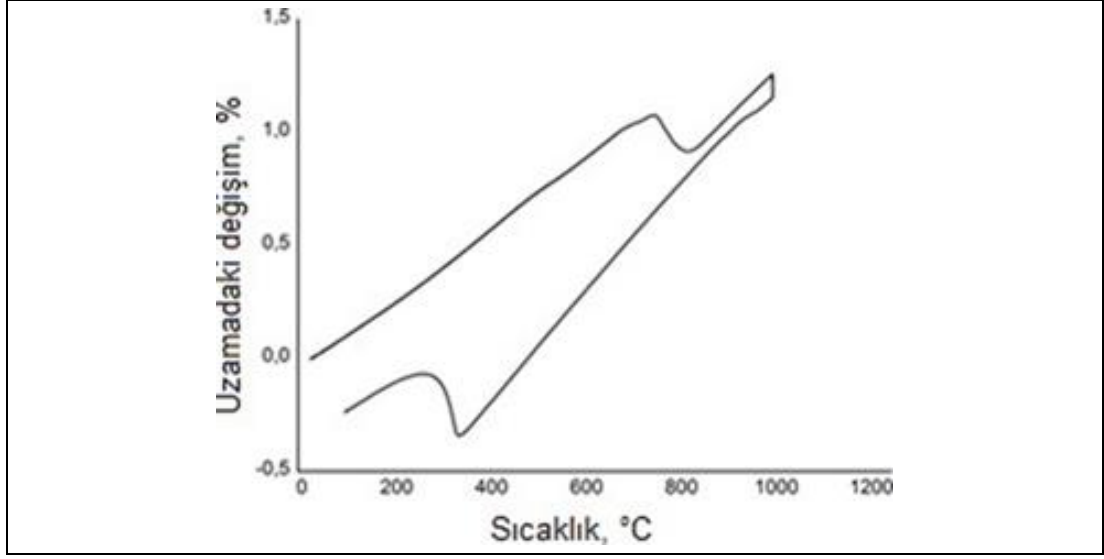
Tablo 3.5. CP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları

Çelik	Sıcaklık, °C	İkincil Fazlar, %	Ferrit, %
CP	790	75	25
	800	82	18

3.4.3. TRIP çeliği

TRIP çeliğinde dilatometre çalışmalarında kritik sıcaklıkları belirlemek için 1000 °C'ye ısıtma ardından su verme işlemi ile soğutma uygulanmıştır. Eğri üzerinde lineerliğin kaybolduğu nokta faz dönüşümünün başlangıcı/bitiş şekline yorumlanmaktadır. Buna göre dilatometre eğrilerinde lineerliğin bittiği noktalar kullanılarak faz dönüşümlerinin gerçekleştiği A3, A1 ve Ms kritik sıcaklıkları belirlenmiştir.

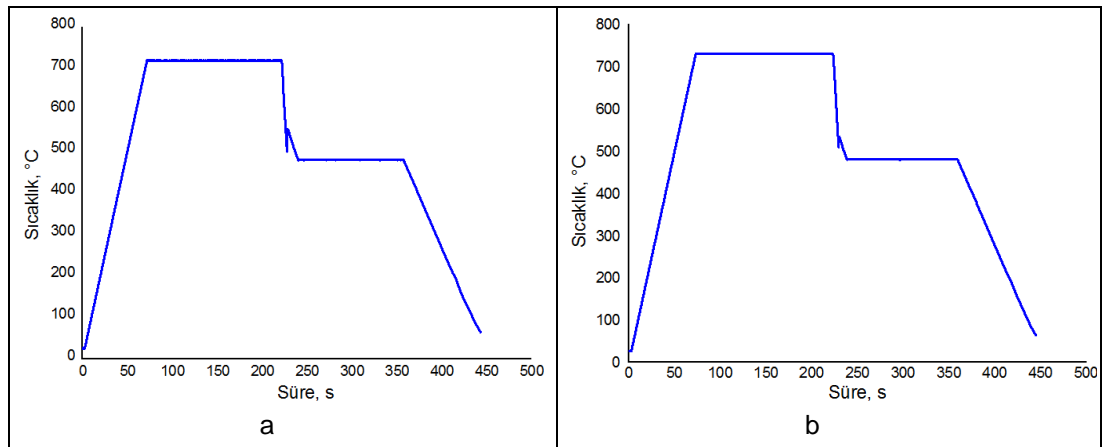
Şekil 3.33'te kritik sıcaklıkların belirlendiği dilatometre eğrisi verilmektedir. Burada TRIP çeliği için hesaplanan A1 sıcaklığı 675 °C, A3 sıcaklığı 832 °C, Ms sıcaklığı 336 °C olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklıklardan A1 ve A3 sıcaklıkları Thermo-Calc ile hesaplanan sıcaklıklar (A1b:662°C, A1e:696°C ve A3:805°C) ile karşılaştırılırsa sonuçların birbirlerine yakın olduğu görülmektedir.



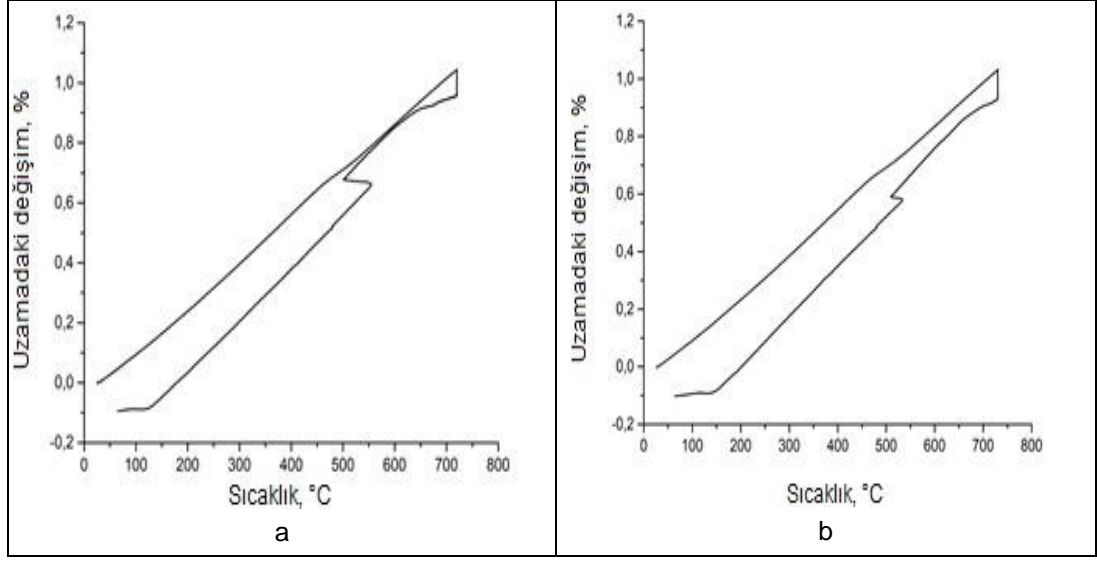
Şekil 3.33. 1000 °C'ye ısıtma ardından su verme sırasında CP çeliğin için elde edilen uzama eğrisi

TRIP çeliği için uygulanan prosedüre bağlı olarak elde edilen ısıtma/soğutma eğrileri elde edilmiştir. Şekil 3.34'te verildiği gibi 720 °C ve 730 °C'ye ısıtma ve bu bölgede belirlenen sürede interkritik tutma, 480 °C'ye soğutma ile beynitik bölgede tutma ardından havada soğutma uygulanmıştır.

Şekil 3.35'te TRIP çeliğine ait dilatometre eğrileri verilmektedir. Eğriler incelendiğinde interkritik tavlama sırasında bir miktar östenit oluştuğu, 480 °C'ye soğutma sırasında interkritik tavlama sırasında oluşan bu östenitten beynit ve ferrit fazlarına faz dönüşümünün gerçekleştiği, beynitik bölgede 480 °C'de bekleme sırasında çok düşük miktarda dönüşüm meydana geldiği gözlenmektedir.

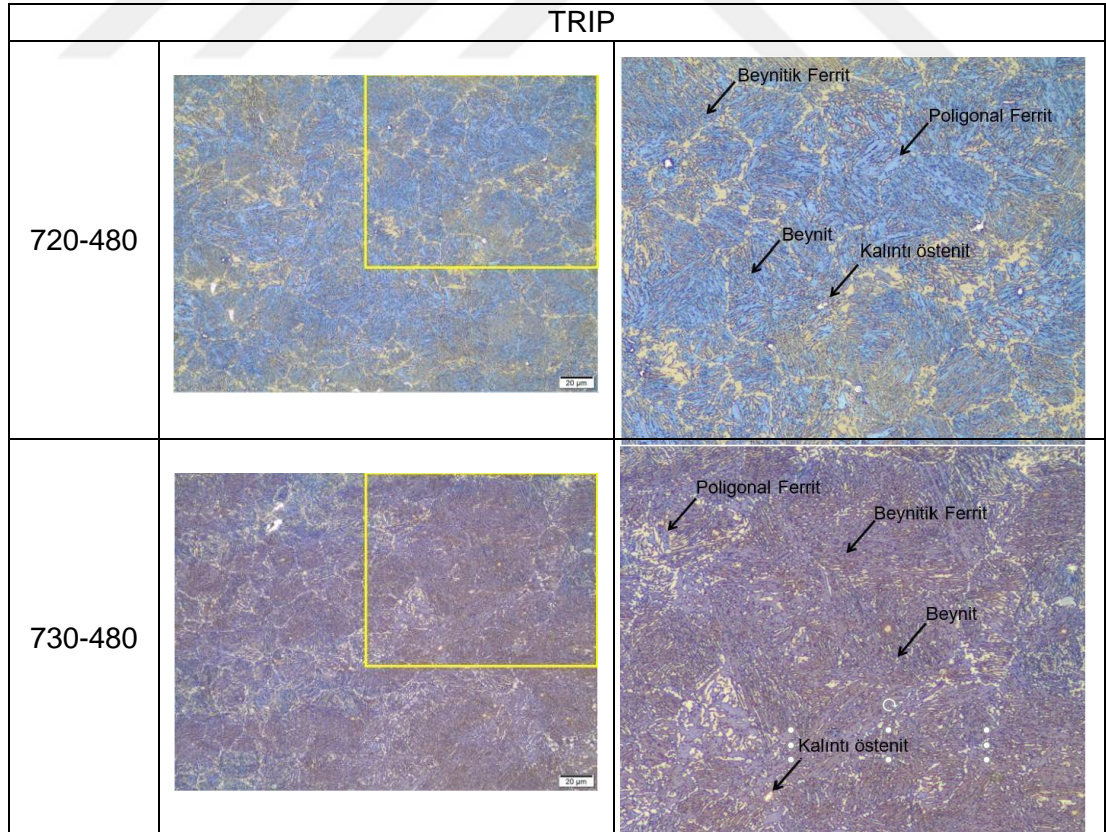


Şekil 3.34. TRIP çeliğine ait a. 720°C ve b. 730°C'ye ısıtma ve soğutma eğrileri



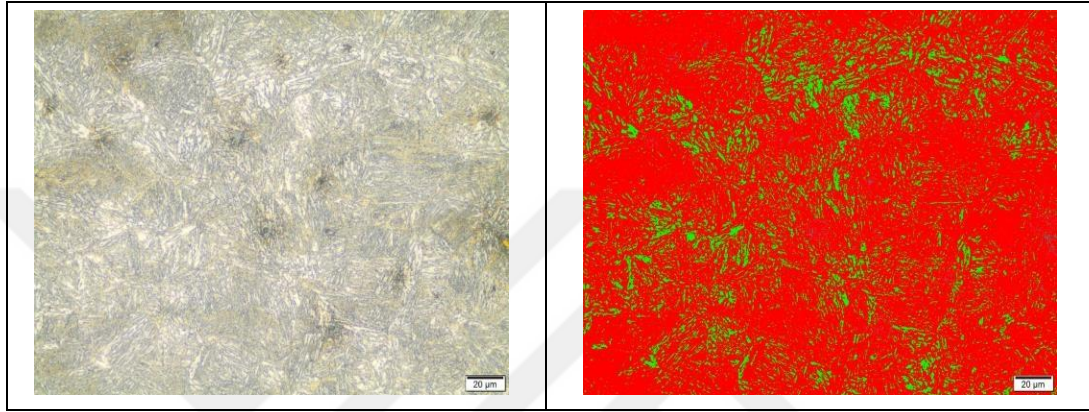
Şekil 3.35. TRIP çeliğine ait a. 720°C ve b. 730°C'ye ait dilatometre eğrileri

TRIP çeliğine ait görüntüler Şekil 3.36'da verilmektedir. Elde edilen görüntülerde TRIP çeliğinde poligonal ferrit ile birlikte beynitik ferrit yapısı da görülmüştür. Buna ek olarak yapıda küçük koyu renkli çökeltilerden oluşan beynit bölgeleri ve adalar halinde beyaz kontrastta kalıntı östenit bulunmaktadır.



Şekil 3.36. Dilatometre testi sonrası TRIP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sonrası 480 °C'de beynitik tutma ile elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

Dilatometre testi sonrası numuneler %3 Nital ile dağlanarak Olympus Stream Basic programı ile IM kullanılarak görüntü analizi yapılmıştır. Örnek olarak Şekil 3.37'de görüldüğü gibi 790 °C numunesine ait mikroyapıda ikincil fazlara ait alan kırmızı ile ferrit alanı ise yeşil ile renklendirilmiştir. Tablo 3.6'da elde edilen sonuçlar sunulmuştur. Genel olarak artan interkritik sıcaklık ile dönüşen östenit hacminin de arttığı görülmektedir. CP çeliğinde %18-25 aralığında ferrit hacim oranı elde edildiğı görülmüştür.



Şekil 3.37. Dilatometre testi sonrası 720 °C numunelerine uygulanan görüntü analizi, %3 Nital

Tablo 3.6. TRIP çeliğine ait görüntü analiz sonuçları

Çelik	Sıcaklık, °C	İkincil Fazlar, %	Ferrit, %
TRIP	720	80	20
	730	82	18

3.5. Sertlik Testi

Dilatometre testleri sonrasında numunelere 10 kgf yük altında sertlik testleri yapılmıştır ve Tablo 3.7'de deneysel çelikler için sonuçlar verilmiştir. Genel olarak çalışma sıcaklıklarının artması sonucunda dönüşen östenitin hacim oranının artması ile sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. DP çeliğı için çevrimli interkritik tavlama uygulanan DP_Cyc çeliğinde daha düşük sertlik değerlerinin elde edilmesi interkritik tavlama sırasında uygulanan çevrim ile mikroyapıda da görülen kısmen yüksek ferrit hacim-% nedenlidir. CP çeliğı için interkritik tavlama sıcaklığının artmasına rağmen sertlikte bir miktar düşüş görülməsi mikroyapıda daha ince M/A dağılımı nedeni olduğı düşünölmektedir. TRIP çeliğı için elde edilen sertlik değerlerinde DP çeliğı ile benzer olarak interkritik tavlama sıcaklıklarının artması sonucunda dönüşen östenitin hacim oranının artması ile sertlik değerleri artmıştır. Ölçölen sertlik değerleri çeliklerden beklenen sertlik değerleri ile örtüştüğü görölmüştür.

Tablo 3.7. Deneysel çeliklere ait mekanik özellikler

Çelik	T inter	HV,10 kgf	Sapma +/-
DP	740	366,90	4,29
	750	378,50	3,82
DP_Cyc	740_630	365,40	7,03
	750_630	375,10	4,03
CP	790	290,13	3,45
	800	282,16	2,32
TRIP	720	342,90	7,93
	730	361,66	4,52

3.6. Çekme Testi

Döküm sonrası ingotlar sıcak haddelenmiş ve yüzeydeki oksit tabakaları nedeniyle talaşlı işlem ile kalınlıkları azaltılmıştır. Bu plakalar soğuk haddeleme ile %70 deformasyon oranına elde edilecek şekilde soğuk haddelenmişlerdir. DP çelik için haddeleme planı Tablo interkritik 3.11'de verilmiştir.

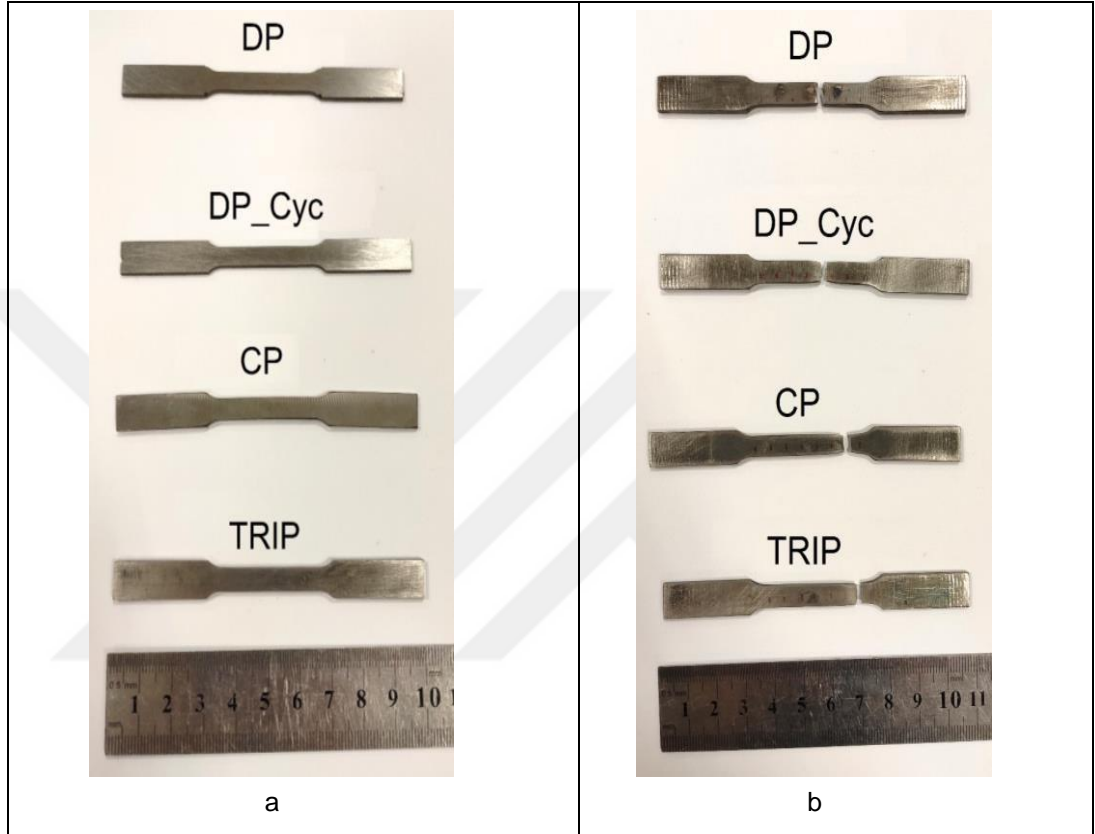
Soğuk haddelenen plakalara tavlama ve izotermal beynitik tutma gibi ısı işlemler uygulanmış ve bunlardan çekme testi numuneleri hazırlanarak mekanik özellikleri belirlenmiştir. Testler DP ve DP_Cyc çelikleri için 750°C'de interkritik tavlama uygulanarak çevrimli ısı işlemin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Diğer taraftan CP ve TRIP çelikleri için farklı interkritik tavlama sıcaklıklarının etkisi araştırılmıştır. CP çeliği için 780, 790 ve 800 °C'de interkritik tavlama ardından 480 °C'de beynitik tutma işlemi yapılmıştır. TRIP çeliği 690, 710 ve 730 °C'de interkritik tavlama tabi tutulmuş ve ardından 480 °C'de beynitik tutma uygulanmıştır.

Tablo 3.8. DP çeliğine ait sıcak ve soğuk hadde planı

	İlk Kalınlık (mm)	Son Kalınlık (mm)	Şekil Değişimi (φ)	
Sıcak Hadde	1. adım	13,00	10,65	-0,199859059
	2. adım	10,65	8,29	-0,250040329
	3. adım	8,29	6,72	-0,209961815
	4. adım	6,72	5,15	-0,26609144
	5.adım	5,15	3,58	-0,363633914
	Toplam	13	3,58	-1,289586557
	İlk Kalınlık (mm)	Son Kalınlık (mm)	Şekil Değişimi (φ)	
Soğuk Hadde	3,42338	1,7	2,013753	$\ln(L/L_0)$ -0,7

Deneysel çeliklerinin çekme testi öncesi ve sonrası makro görüntüleri Şekil 3.38'de verilmektedir. Test sonucu elde edilen değerlere ait mekanik sonuçlar Tablo 3.12'de sunulmuştur. Sonuçlara göre DP çeliğinde çekme mukavemeti 1194 MPa ve kopma

uzaması değeri %4 olarak belirlenmiştir. Çevrimli işlem sonrasında DP_Cyc çeliğinde çekme mukavemeti 1148 MPa seviyesindedir ve kopma uzaması değerinin %8'e ulaştığı gözlenmiştir. Çevrimli ısıtım işlemi sonucunda çekme mukavemetinde 46 MPa kayba rağmen kopma uzamasının artırdığı görülmektedir. Elde edilen bu değerler ticari DP1180 çelikleri ile eşdeğerdir.



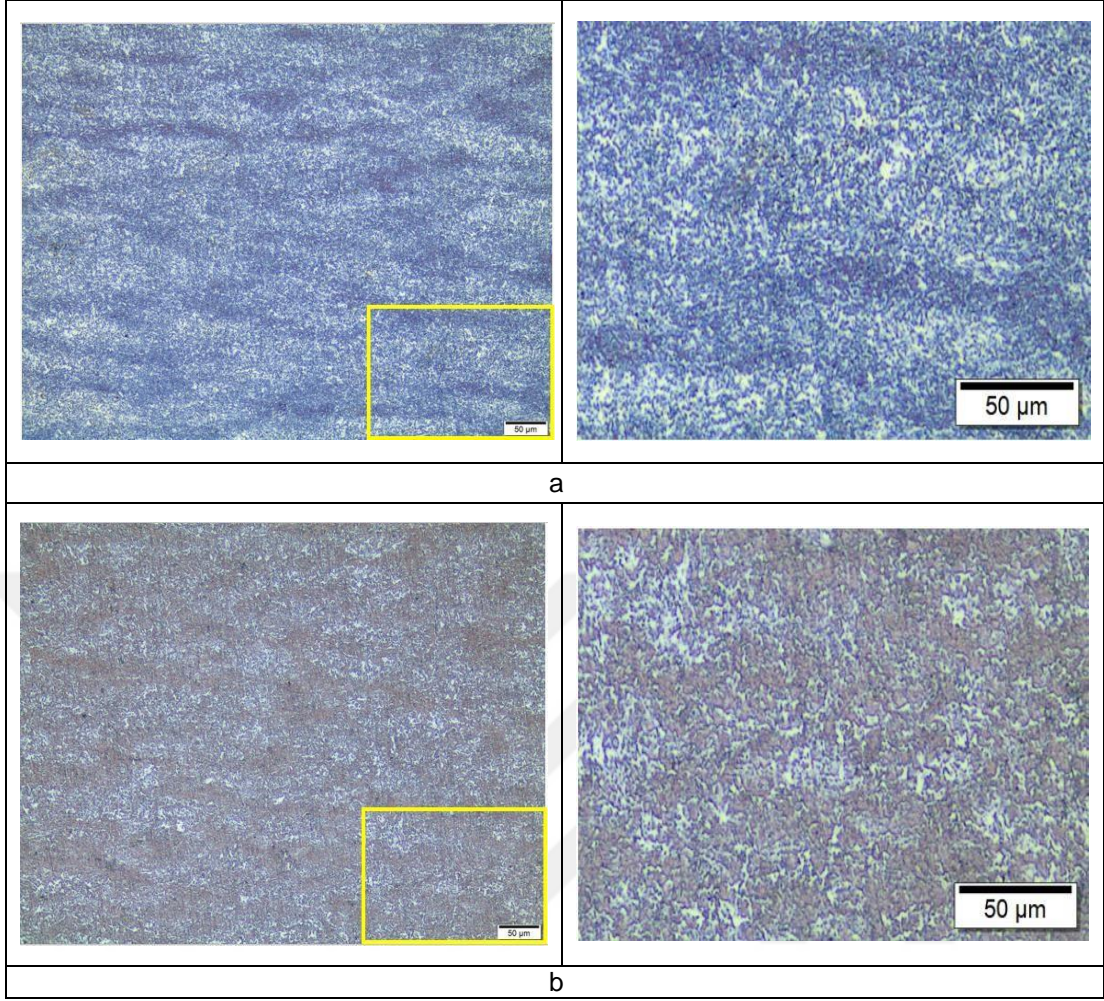
Şekil 3.38. Çekme testi a. öncesi ve b. sonrası makro görüntüler

Tablo 3.9. DP ve DP_Cyc çeliklerine ait çekme testi sonuçları

Numune	Çekme Mukavemeti, MPa	Eşdeğer % Uzaması,	Kopma % Uzaması,	Çekme Mukavemeti (MPa)* Kopma % Uzaması
DP-750	1194	3	4	4776
DP_Cyc-750	1148	5	8	9184

Çekme testi sonrası çekme numunelerden Le Pera ile dağlama sonucu alınan IM görüntüleri Şekil 3.39'da verilmektedir.

Bölüm 3.2'de sunulan ön çalışmalar ile benzerlik gösteren görüntülerde DP çelikleri için ferrit ve martenzit içeren mikroyapı gözlenmiştir.



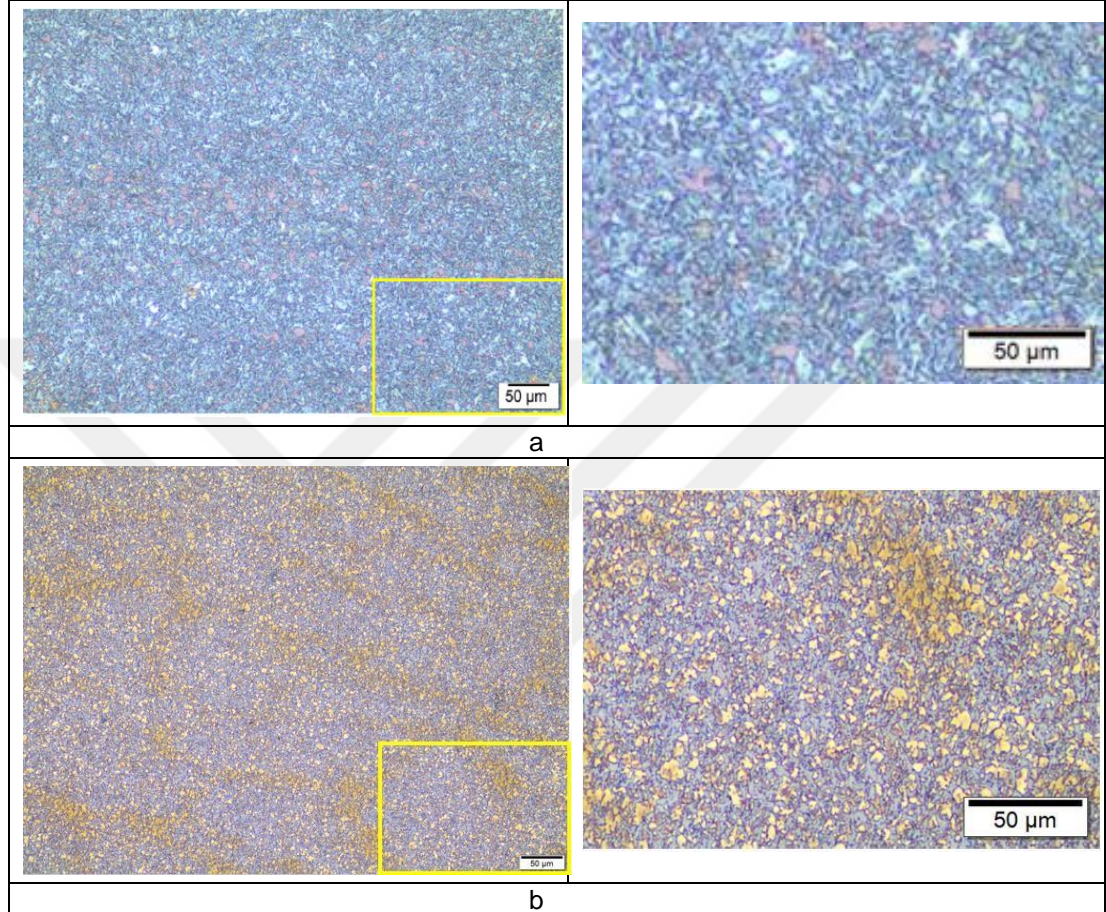
Şekil 3.39. Çekme testi numunelerine ait mikroyapı görüntüleri; a. DP çeliği, b. DP_Cyc çeliği

CP çeliğine ait sonuçlar Tablo 3.10'da verilmiştir. Burada 780, 790 ve 800 °C'de interkritik tavlanan numunelerde mekanik özelliklerin eşdeğer olduğu görülmüştür. Çekme mukavemeti değerleri 971 ve 989 MPa aralığındayken, kopma uzaması değerleri yine dar bir aralıkta (%13-13,8) değişim göstermiştir. Elde edilen bu değerler ticari CP1000 çelikleri ile eşdeğerdir.

Tablo 3.10. CP çeliklerine ait çekme testi sonuçları

Numune	Çekme Mukavemeti, MPa	Ortalama Çekme Mukavemeti, MPa	Eşdeğer % Uzaması, -	Kopma % Uzaması, -	Ortalama Kopma % Uzaması, -	Çekme Mukavemeti (MPa)* % Kopma Uzaması
CP-780_1	986	989,05±2,85	9,60	13,6	13±0,6	13412
CP-780_2	991		7,45	12,4		12299
CP_790	971	-	8,00	13,0	-	12623
CP-800_1	1028	988,3±40,2	8,96	14,0	13,8±0,2	14399
CP-800_2	948		7,70	13,6		12894

Çekme testi sonrası çekme numunelerden Le Pera ile dağlama sonucu alınan IM görüntüleri Şekil 3.40'ta verilmektedir. Bölüm 3.2'de sunulan ön çalışmalar ile benzerlik gösteren görüntülerde CP çeliği için ferrit, M/A ve beynit fazlarını içeren mikroyapı gözlenmiştir.



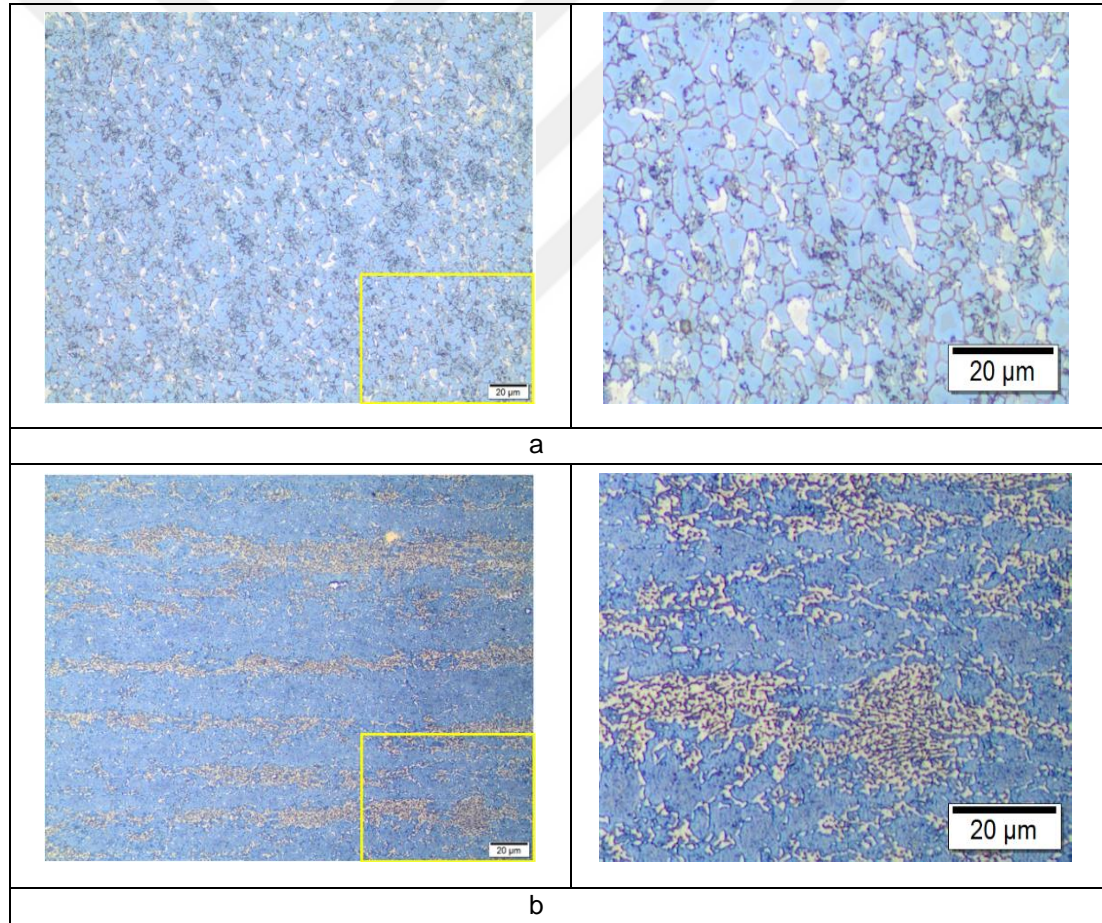
Şekil 3.40. Çekme testi CP çeliği numunelerine ait mikroyapı görüntüleri; a. 780 ve b. 800°C'de interkritik tavllanmış

TRIP çeliğinde farklı interkritik tavlama sıcaklıklarına ait çekme testi numunelerinin çekme testi sonrası elde edilen mekanik değerleri Tablo 3.11'de verilmiştir. Burada 690 ve 720 °C'de interkritik tavlanan numunelerde mekanik özellikler karşılaştırıldığında sonuçların eşdeğer olduğu görülmüştür. Çekme testi sonrası numunelere ait mekanik değerler tablosu incelendiğinde ortalama çekme mukavemeti değerlerinin 707-717 MPa arasında ölçüldüğü görülmektedir. Ortalama kopma uzaması değerleri de yine birbirine yakın değerler olup %24,8-26,2 arasında değişmektedir. Elde edilen bu mekanik değerler ticari TRIP700 çeliğinin mekanik değerleri ile eşdeğerdir.

Tablo 3.11. TRIP çeliklerine ait çekme testi sonuçları

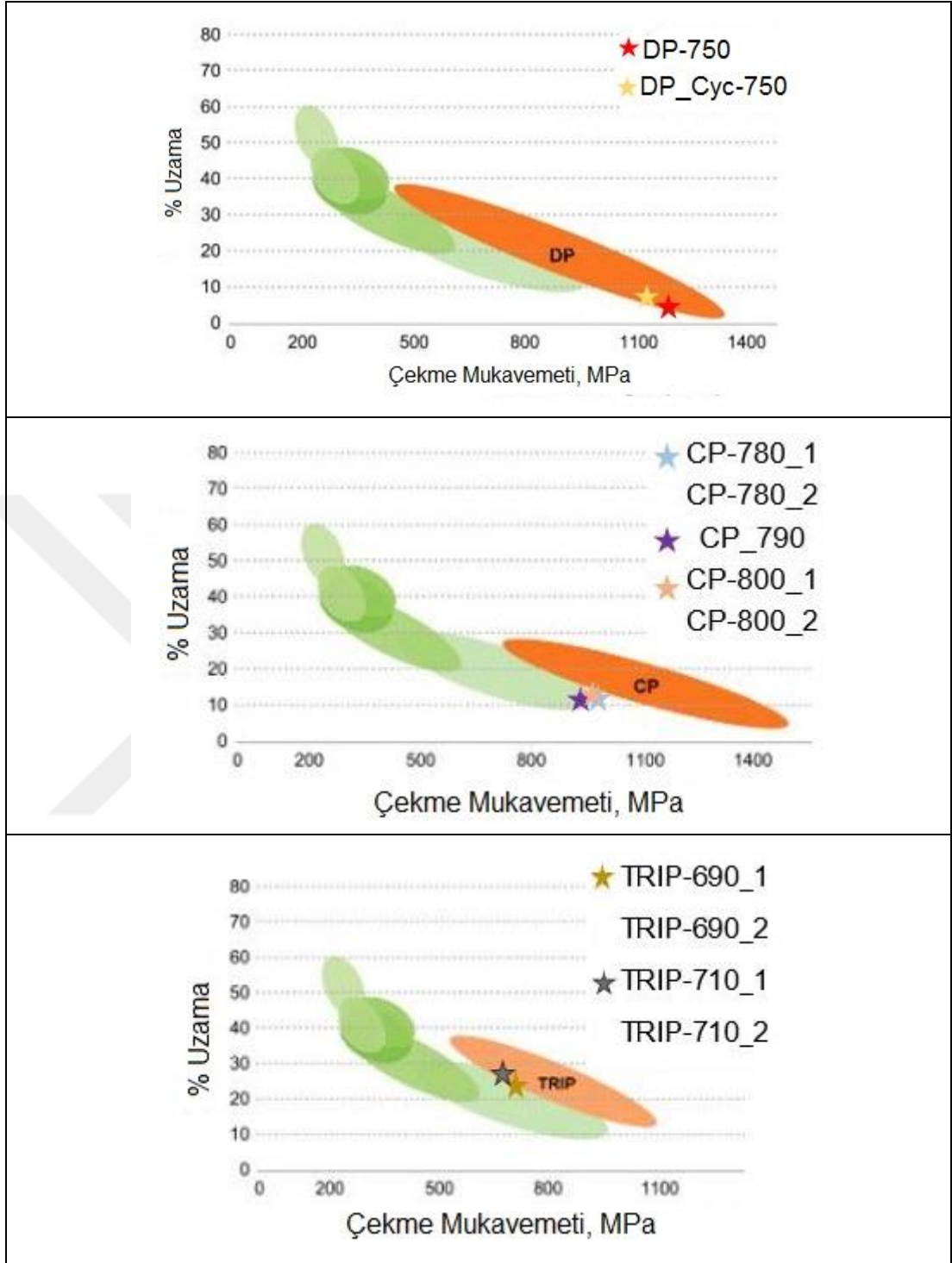
Numune	Çekme Mukavemeti, MPa	Ortalama Çekme Mukavemeti, MPa	Eşdeğer % Uzaması, -	Kopma % Uzaması, -	Ortalama Kopma % Uzaması, -	Çekme Mukavemeti (MPa) * % Kopma Uzaması
TRIP-690_1	739,5		15,4	26,4		19522
TRIP-690_2	695,7	717,60±21,90	15,2	23,2	24,8±1,6	16140
TRIP-710_1	744,6		15,7	24,4		18168
TRIP-710_2	669,7	707,15±37,45	16,25	28,0	26,2±1,8	18751

Çekme testi sonrası çekme numunelerden Le Pera ile dağlama sonucu alınan IM görüntüleri Şekil 3.41'de verilmektedir. Bölüm 3.2'de sunulan ön çalışmalar ile benzerlik gösteren görüntülerde TRIP çeliği için ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarını içeren mikroyapı gözlenmiştir.



Şekil 3.41. Çekme testi TRIP çeliği numunelerine ait mikroyapı görüntüleri; a. 690 ve b. 710 °C'de interkritik tavllanmış

Çekme testi sonucunda elde edilen ve Tablo 3.9, Tablo 3.10 ve Tablo 3.11'de verilen mekanik değerlere göre DP, CP, TRIP çeliklerinin muz eğrisi diyagramı üzerindeki konumu Şekil 3.42'de gösterilmektedir.



Şekil 3.42. a. DP, b. CP ve c. TRIP çeliklerine ait mekanik özelliklerin muz diyagramı üzerindeki konumu

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tez kapsamında kimyasal kompozisyonları tasarlanan ve dökümleri gerçekleştirilen DP, CP ve TRIP çeliklerine uygulanan farklı ısıl işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu çalışmalardan elde edilen veriler ile döküm, sıcak haddeleme ve soğuk haddeleme sonrası elde edilen plakalara farklı sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanmıştır.

Isıl işlemlerde amaç DP çelikleri için interkritik tavlama işleminin, CP ve TRIP çelikleri için interkritik tavlama ve beynit bölgesinde tutma işlemlerinin simüle edilmesidir. Bu amaçla plaka numunelerde indüksiyon ısıtma ve bekleme sonrası kontrollü soğuma işlemleri uygulanmıştır. Bu noktada ısıl süreçte gerçekleşen element paylaşımı martenzit, beynit ve kalıntı östenit gibi fazların hacimsel miktarı ve morfolojisi açısından kritik olduğundan, deneysel çalışmalardan önce Thermo-Calc ve DICTRA ile hesaplamalar yapılmıştır. DP1000/DP1200, CP1000 ve TRIP780/800 çeliklerine eşdeğer mikroyapı oluşturulması amacıyla DP çeliği için %50 östenit, CP çeliği için %90 östenit ve TRIP çeliği için %50 östenit oluşumunun öngörüldüğü hesaplama sonuçlarından faydalanarak ısıl işlem deneyleri planlanmış ve uygulanmıştır. Buna göre, DP çeliği için 730-760 °C sıcaklık aralığı, CP çeliği için 760-800 °C sıcaklık aralığı ve TRIP çeliği için 690-780 °C sıcaklık aralığı denenmiştir. Isıl işlemler sonrası ışık mikroskobu (IM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri sonucunda hedeflenen mikroyapıların ve sertlik değerlerinin elde edildiği sıcaklıklar çalışma sıcaklığı olarak belirlenmiştir.

DP çeliği için çevrimli interkritik tavlama sonrasında elde edilen IM görüntülerinde çevrimsiz ısıl işleme çok benzer bir mikroyapı elde edildiği görülmüştür. DP çelikleri için genel olarak incelenen mikroyapılarda ferrit ve martenzit fazları elde edilmiştir. Ancak, IM görüntülerinde renkli dağlama sonucunda DP_Cyc çeliğinde kalıntı östenite rastlanılmıştır. Çevrimli interkritik tavlama uygulanan numunelere ait SEM görüntüleri, çevrimsiz interkritik tavlama uygulanan numune görüntüleriyle karşılaştırıldığında, çevrimin yeniden östenit çekirdeklenmesinde etkili olduğu görülmektedir. Soğuk haddelemede kısa interkritik tavlama sürelerinde molibden ve krom gibi elementlerin karbürleri tam çözünmeyebilmektedir ve dolayısıyla bu elementlerin çökeltilerinden gelen sertleştirme potansiyeli kullanılamamaktadır. Diğer yandan interkritik tavlama sabit sıcaklıkta beklemede östenit oluşumu yavaştır. Bu sorunlar için A1 sıcaklığı

altında ve üstünde çevrimli ısı işlem uygulanmıştır. Böylece karbürlerin tam çözünmesi sonucu sertleşebilir ve çekirdeklenme etkisi ile ince taneli çelikler üretilmiştir.

Tablo 3.7'de görüntü analizinin sayısal sonuçlarında sunulduğu gibi eşdeğer interkritik sıcaklıklarda çevrimli ısı işlem ile daha düşük martenzit hacim oranı elde edilmiştir. DP ve DP_Cyc çelikleri yapıda oluşan satırlanma açısından karşılaştırılmıştır. Buna göre çevrimli interkritik tavlama sonucunda 750 °C'ye kadar daha homojen M/A dağılımı sağlanmaktadır. Çevrimsiz interkritik tavlama ise bu durum 730 °C'ye kadar mümkün olmuştur. Ayrıca martenzitik bölgelerde satırlanma oluşumunun engellenebilmesi için ayrışmanın çevrimli interkritik tavlama numunelerinde daha fazla olduğu görülmektedir. Buna karşılık çevrimli ısı işlem numunelerinde daha düşük çekme mukavemeti ve sertlik değerleri elde edilmiştir.

Isıl işlem deneyleri sonrasında dilatometre çalışmalarında kullanılan çevrimler ve kritik sıcaklıklar belirlenmiştir. Dilatometre deneylerinde çeliklere ait kritik sıcaklıklar belirlenmiştir. Ayrıca, interkritik tavlama ve izotermal beynitik tutma adımlarındaki bekleme, soğuma ve ısıtma sırasında gerçekleşen faz dönüşümleri yine dilatometre eğrileri üzerinden gözlenmiştir. DP çeliğinde interkritik tavlama kısmi östenit oluşumu sonrasında soğuma sırasında Ms sıcaklığının tam östenitlemeden soğumaya kıyasla daha düşük olduğu gözlenmiştir. Ayrıca, DP_Cyc çeliğinde 630 C'ye çevrim uygulandığında önce bir miktar ferritin olduğu ve tekrar ısıtmada yeniden östenit meydana geldiği elde edilen dilatometre eğrileri ile belirlenmiştir. CP çeliğinde ise A3 sıcaklığına yakın bir sıcaklıktan soğuma uygulandığı ve izotermal tutma sırasında faz dönüşümü gerçekleştiği yine dilatometre eğrilerinde görülmüştür. TRIP çeliğinde faz dönüşümleri interkritik sıcaklıkta kısmi östenit dönüşümü ile başlamış ve izotermal tutma sıcaklığına soğuma sırasında faz dönüşümü gerçekleştiği gözlenmiştir. Bu nedenle, CP çeliğinden farklı olarak izotermal tutma sırasında dilatometre eğrisi üzerinde çok düşük miktarda faz dönüşümü belirlenmiştir. Bu nedenle, TRIP çeliğinde beynitik dönüşümün soğuma sırasında meydana geldiği düşünülmektedir.

Güncel olarak kullanılan AHSS alaşımlarında UTS*% (çekme mukavemeti*kopma uzaması) değerleri 15.000 MPa*% değerlerine kadar ulaşabilmektedir. DP çeliklerinde 17.000 MPa*%, CP çeliklerinde 20.000 MPa*% ve TRIP çeliklerinde 25.000 MPa*%'dir. Tez çalışması kapsamında üretilen çeliklerde ticari DP980/1000, CP980/1000 ve TRIP690/800 çeliklerine benzer mekanik özellikler elde edilmiştir.

Genel olarak mukavemet seviyeleri benzerken kopma uzaması değerlerinde bir miktar düşük değerler gözlenmiştir. CP ve TRIP çeliklerinde beklenen MPa*% değerlerine yaklaşık değerler elde edilmiş, ancak DP çeliğinde beklenen 17.000 MPa*% değerinin altında kalmıştır. Deneysel ölçekte ve atmosferik koşullarda döküm ile gerçekleştirilen üretimde karşılaşılan sorunlardan biri kalıntı ve gözenek oluşumuna bağlı olarak süneklik değerlerinin düşük olmasıdır. Vakum ergitme yöntemi ile saf malzemelerden üretim yapılırsa bir laboratuvar ölçekte üretim yapıldığından sıcak haddeme ile ilgili yine başka sorunlar bulunmaktadır. Sıcak haddemede ki ezme oranları ile laboratuvar ölçekteki ezme oranları aynı olmamaktadır. Endüstride slab kalınlığından nihai kalınlıklara sıcak haddeme sonucunda ulaşılan deformasyon oranı daha yüksektir. Bu çalışmada başlangıç kalınlığı 15 mm iken, bilindiği gibi slab kalınlıkları 650 mm kadar olabilmektedir. Diğer bir husus kütleye bağlı olarak endüstriyel ürünlere göre daha hızlı soğumadır. Bu nedenle, laboratuvar ölçekte birkaç kez östenitleme işlemine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum yüzey karbonsuzlaşması ve tufal oluşumu gibi başka problemlere yol açmaktadır. Ancak yine de tüm deneysel çelik tipleri için mekanik özellikler, dilatometre test numuneleri ve çekme testi numunelerine ait mekanik özellikler tablolarında verilen değerlere göre karşılaştırma yapıldığında ticari AHSS kalitelerine benzer mekanik özellikleri sağlamaktadır.

Bu tez kapsamındaki deneysel çalışmalar neticesinde elde edilen sonuçlara göre laboratuvar ölçeğinde üretilen DP, CP ve TRIP çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırıldığında ticari çelik tipleri ile benzer olduğu görülmektedir. Çalışmada yer alan ve üretimi gerçekleştirilen çelikler, güncel olarak yerli üretimi bulunan yassı çeliklere göre katma değeri daha yüksek olan çeliklerdir. Bu nedenle yapılan çalışmaların özellikle otomotiv sektöründe soğuk haddelenmiş çeliklere duyulan ihtiyacı karşılamaya yönelik katkısı olabileceği düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] Zhao J., Jiang Z., Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels, *Progress in Materials Science*, 2018, **94**, 174-242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
- [2] Shome M., Tumuluru M., (Eds.). *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)* (No. 85). Elsevier, 2015.
- [3] Tamarelli, C. M., *AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, Student's Intern Report, Summer, Materials Science and Engineering, University of Michigan, 1-45, 2011, <http://www.autosteel.org>
- [4] Speer J. G., De Moor E., Findley K. O., Matlock D. K., De Cooman B. C., Edmonds D. V., Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, **42**(12), 3591-3601.
- [5] Arcelormittal, Cold-Rolled AHSS, <http://www.arcelormittal.com> (Ziyaret tarihi: 6 Ekim 2019).
- [6] Voestalpine, Cold-Rolled Steel Strip, <http://www.voestalpine.com> (Ziyaret tarihi: 6 Ekim 2019).
- [7] Saeidi N., Ekrami A., Comparison of Mechanical Properties of Martensite/Ferrite and Bainite/Ferrite Dual Phase 4340 Steels, *Materials Science and Engineering A*, 2009, **523**,125–129.
- [8] Colla V., De Sanctis M., Dimatteo A., Lovicu G., Solina A., Valentini R., Strain Hardening Behavior of Dual-Phase Steels, *Metall. Mat. Trans A.*, 2009, **40** (11), 2557-2667. DOI: 10.1007/s11661-009-9975-1
- [9] Thyssenkrupp, Product Information for Dual-Phase Steels, <http://www.thyssenkrupp-steel.com> (Ziyaret tarihi: 5 Ağustos 2019).
- [10] Wang W., Wei X. The Effect of Martensite Volume and Distribution on Shear Fracture Propagation of 600–1000 Mpa Dual Phase Sheet Steels in The Process of Deep Drawing, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2013, **67**, 100-107.
- [11] Adamczyk J., Grajcar A., Effect of Heat Treatment Conditions on The Structure And Mechanical Properties of DP-Type Steel, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2006, **17**, 1-2.
- [12] Ramazani A., Mukherjee K., Prah U., Bleck W., Modelling The Effect of Microstructural Banding on The Flow Curve Behaviour of Dual-Phase (DP) Steels, *Computational Materials Science*, 2012, **52**(1), 46-54.

- [13] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, Springer, Switzerland, 2015.
- [14] Billur E., Dykeman J., Altan T., Three Generations of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications, *Stamping Journal*, 2014, 12-13,
- [15] Keeler S., Kimchi M., *Advanced High-Strength Steels: Applications Guidelines Version 5.0*, World Auto Steel, 2014.
- [16] Choi K.S., Liu W.N., Sun X., Khaleel M.A., Fekete J.R., Influence of Manufacturing Processes and Microstructures on the Performance and Manufacturability of Advanced High Strength Steels, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2009, **131** (4), 1-30 <https://doi.org/10.1115/1.3183778>
- [17] Khedkar P., Motagi R., Mahajan P., Makwana G., A Review on Advance High Strength Steels, *Int. J. Curr. Eng. Technol.*, 2016, (Special Issue 6), 240-243.
- [18] Pereloma E., Edmonds, D. V., (Eds.). *Phase transformations in Steels: Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations*, Elsevier, 2012.
- [19] Rana R., Singh S.B., *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Woodhead Publishing, 2016.
- [20] Matlock D. K., Speer J. G., Processing Opportunities for New Advanced High-Strength Sheet Steels, *Materials and Manufacturing Processes*, 2010, **25** (1-3), 7-13.
- [21] Jacques, P. J., Transformation-Induced Plasticity for High Strength Formable Steels, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, **8** (3-4), 259- 265.
- [22] Qu H., Advanced High Strength Steel Through Paraequilibrium Carbon Partitioning and Austenite Stabilization, Doctoral Dissertation, Case Western Reserve University, 2013.
- [23] Erişir E., Bilir O. G., Effect of Intercritical Annealing Temperature on Phase Transformations in Medium Carbon Dual Phase Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, **23**(3), 1055-1061.
- [24] Rowland E. S., Lyle S.R., The Application of Ms Points to Case Depth Measurement, *Transactions of the American Society for Metals*, 1946, **37**, 27-47.
- [25] Ennis B., A Review of The Effects of Chemical And Phase Segregation on The Mechanical Behaviour of Multi-Phase Steels, *arXiv [cond-mat.mtrl-sci] Journal*, 1604.06485, 2016.
- [26] Maleki M., Mirzadeh H., Zamani M., Effect of Intercritical Annealing on Mechanical Properties and Work-Hardening Response of High Formability Dual Phase Steel. *Steel research international*, 2018, **89**(4),1700412.
- [27] Deng Y. G., Di H. S., Zhang J. C. (2015). Effect of Heat-Treatment Schedule on The Microstructure And Mechanical Properties of Cold-Rolled Dual-Phase

Steels, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2015, **28**(9), 1141-1148.

- [28] Zhang J., Di H., Deng Y., Misra R.D.K., Effect of Martensite Morphology and Volume Fraction on Strain Hardening and Fracture Behavior of Martensite–Ferrite Dual Phase Steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, **627**, 230- 240.
- [29] Kuziak R., Kawalla R., Waengler, S., Advanced High Strength Steels for Automotive Industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2008, **8**(2), 103-117.
- [30] Pouranvari M., Tensile Strength and Ductility of Ferrite-Martensite Dual Phase Steels, *Metalurgija*, 2010, **16**(3), 187-194.
- [31] Sudersanan P.D., Kori N., Aprameyan S., Kempaiah U.N., The Effect of Carbon Content in Martensite on The Strength of Dual Phase Steel, *Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science*, 2012, **2**(2), 01-04.
- [32] Maleque M. A., Poon Y. M., Masjuki H.H., The Effect of Intercritical Heat Treatment on The Mechanical Properties of AISI 3115 Steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004,**153**, 482-487.
- [33] Lai Q., Brassart L., Bouaziz O., Gouné M., Verdier M., Parry G., Pardoën T., Influence of Martensite Volume Fraction and Hardness on The Plastic Behavior of Dual-Phase Steels: Experiments and Micromechanical Modeling, *International Journal of Plasticity*, 2016, **80**, 187-203.
- [34] De Bruycker E., De Cooman B. C., De Meyer M., Galvanizability of Complex Phase High Strength Steel, *Steel Research International*, 2004, **75**(2), 147-152.
- [35] Chatterjee, S., Transformations in TRIP-Assisted Steels: Microstructure and Properties, Doctoral Dissertation, University of Cambridge, 2006.
- [36] Nemecek S.S., Novy Z., Stanková H., Optimization of Heat Treatment of TRIP Steels, *La Metallurgia Italiana*, 2006, **98** (2), 47-50.
- [37] Shen Y.F., Qiu L.N., Sun X., Zuo L., Liaw P.K., Raabe D., Effects of Retained Austenite Volume Fraction, Morphology, and Carbon Content on Strength and Ductility of Nanostructured TRIP-Assisted Steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, **636**, 551-564.
- [38] Xiong Z.P., Kostyryzhev A. G., Chen L., Pereloma E.V., Microstructure and mechanical properties of strip cast TRIP steel subjected to thermo- mechanical simulation. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, **677**, 356-366.
- [39] Srivastava A.K., Jha G., Gope N., Singh S.B., Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cold Rolled C–Mn–Si TRIP-Aided Steel, *Materials Characterization*, 2006, **57**(2),127-135.
- [40] Chiang J., Lawrence B., Boyd J.D., Pilkey, A.K., Effect of Microstructure on Retained Austenite Stability and Work Hardening of TRIP Steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2011, **528** (13-14), 4516-4521.

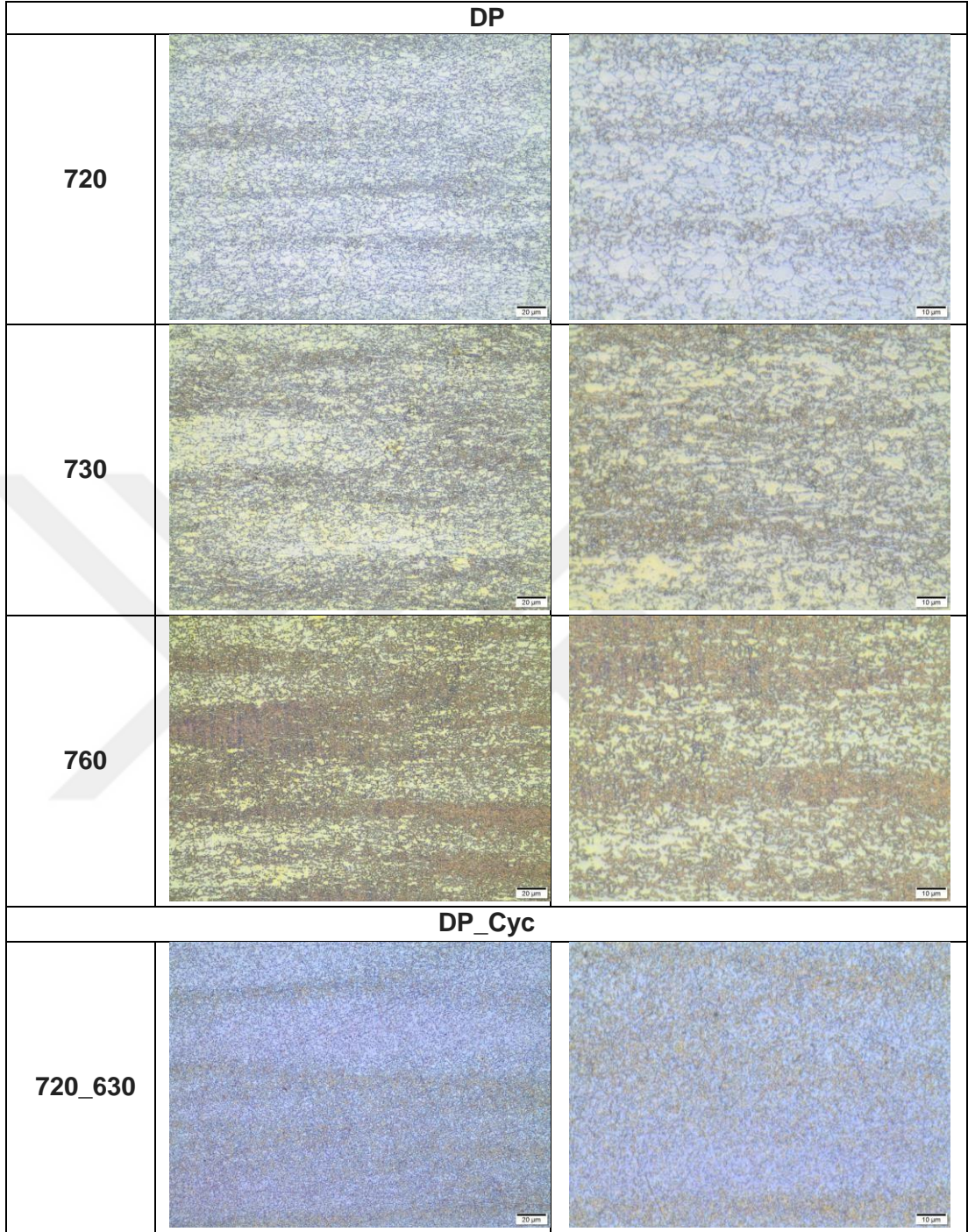
- [41] Fei H.T., Intercritical Rolling of a Nb-bearing TRIP Steel, Doctoral Dissertation, McGill University, 2003.
- [42] Bleck W., Guo X., Ma Y., The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels, *Steel Research International*, 2017, **88**(10), 1700218.
- [43] Sugimoto K., Mukherjee, M., TRIP Aided and Complex Phase Steels, *Automotive Steels*, 2017, 217-257. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00008-0>
- [44] Bouaziz O., Zurob H., Huang M., Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications, *Steel Research International*, 2013,**84**(10), 937-947.
- [45] Li X., Chen L., Zhao Y., Yuan X., Misra R.D.K., Influence of Original Austenite Grain Size on Tensile Properties of a High-Manganese Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2018, **715**, 257-265.
- [46] Pierce D.T., Jiménez J. A., Bentley J., RaabeD., Wittig J. E., The Influence of Stacking Fault Energy on The Microstructural and Strain-Hardening Evolution of Fe–Mn–Al–Si Steels During Tensile Deformation, *Acta Materialia*, 2015,**100**, 178-190.
- [47] Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja, D., Deformation Mechanisms in Austenitic TRIP/TWIP Steel As a Function of Temperature, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, **47**(1), 49-58.
- [48] Luo L., Li W., Wang L., Zhou S., Jin X., Tensile Behaviors and Deformation Mechanism of a Medium Mn-TRIP Steel at Different Temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 2017,**682**, 698-703.
- [49] Gronostajski Z., Niechajowicz A., Kuziak R., Krawczyk J., Polak S., The Effect of The Strain Rate on The Stress-Strain Curve and Microstructure of AHSS. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, **242**, 246-259.
- [50] Hofmann H., Mattissen D., Schaumann, T.W., Advanced Cold Rolled Steels for Automotive Applications, *Steel Research International*, 2009,**80**(1), 22-28.
- [51] Cai Z.H., Ding H., Misra R.D.K., Ying Z.Y., Austenite Stability and Deformation Behavior in a Cold-Rolled Transformation-Induced Plasticity Steel With Medium Manganese Content, *Acta Materialia*, 2015,**84**, 229-236.
- [52] Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P., Sundman B., Thermo-Calc & DICTRA, Computational Tools for Materials Science, *Calphad*, 2002, **26**(2), 273-312.
- [53] Singh V., Nanda T.G., Kumar B., Effect of Martensite Morphology on the Tensile Deformation Behavior of a DP590 Steel, Doctoral dissertation, Indian Institute of Technology Ropar, 2015
- [54] Tsipouridis P., *Mechanical Properties of Dual-Phase Steels*, Doctoral Dissertation, Technische Universität München, 2006.

- [55] Herring D. *Atmosphere Heat Treatment: Principles, Applications, Equipment*, Volume 1, BNP Media, 2014.
- [56] Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C., Matlock D.K., Partitioning of Carbon From Supersaturated Plates of Ferrite, With Application to Steel Processing and Fundamentals of The Bainite Transformation, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004,**8**(3-4), 219-237.
- [57] Chen H., Appolaire B., van der Zwaag S., Application of Cyclic Partial Phase Transformations for Identifying Kinetic Transitions During Solid-State Phase Transformations: Experiments and Modeling, *Acta Materialia*, 2011, **59**(17), 6751-6760.
- [58] Phelan D., Stanford N., Dippenaar R., In Situ Observations of Widmanstätten Ferrite Formation in a Low-Carbon Steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, **407**(1-2), 127-134.
- [59] Liu Y.C., Sommer F., Mittermeijer E.J., Kinetics of The Abnormal Austenite–Ferrite Transformation Behaviour in Substitutional Fe-Based Alloys, *Acta Materialia*, 2004, **52**(9), 2549-2560.
- [60] Speich G.R., Demarest V.A., Miller R.L., Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1981,**12**(8),1419-1428.
- [61] Urbassek H.M., Sandoval L., *Phase Transformations in Steels, Vol. 2: Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques*, Elsevier Science & Technology, 2012.
- [62] Chen Q., Wu K., Sterner G., Mason P., Modeling Precipitation Kinetics During Heat Treatment With Calphad-Based Tools, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, **23**(12), 4193-4196.
- [63] Mode G.C., Diffusion Module (DICTRA) Quick Start, 2018.

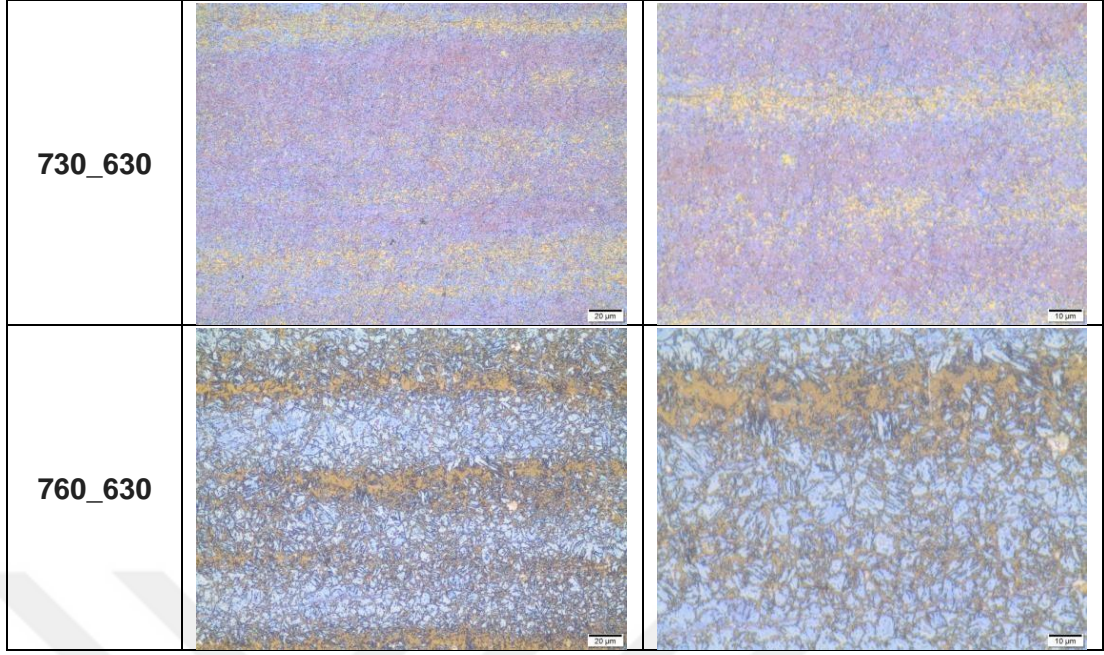


EKLER

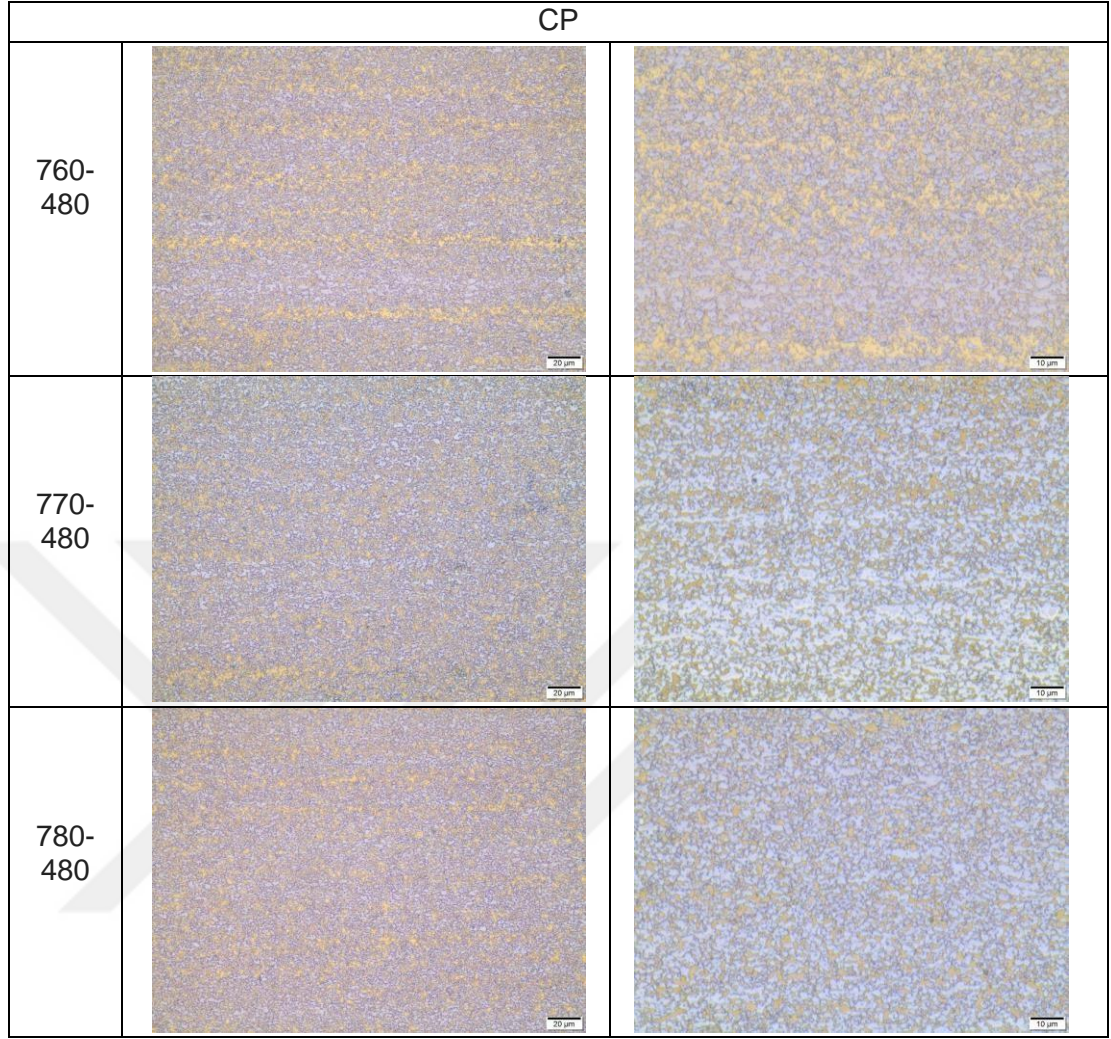
EK-A



Şekil A.1. DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

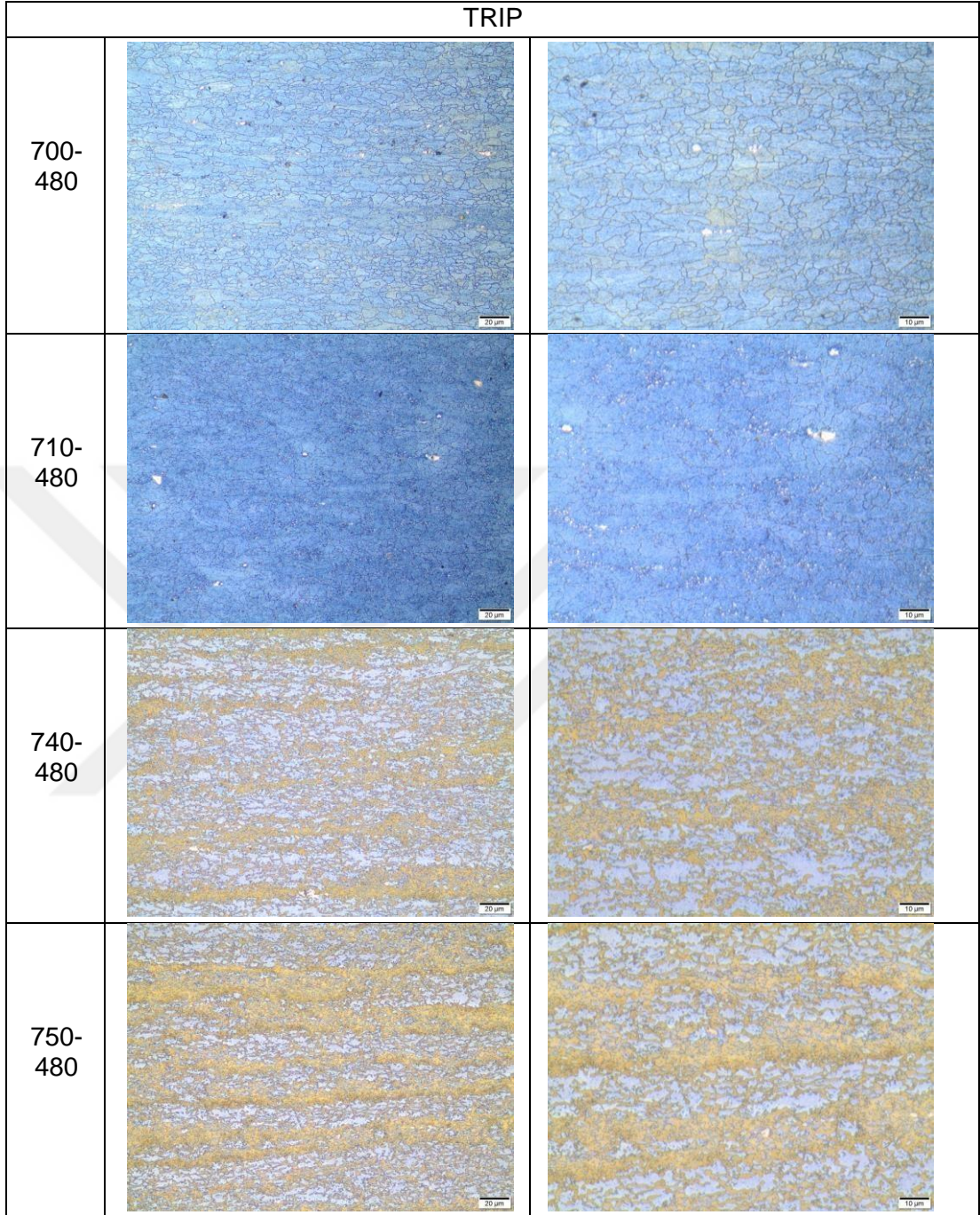


Şekil A.1. (Devam) DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

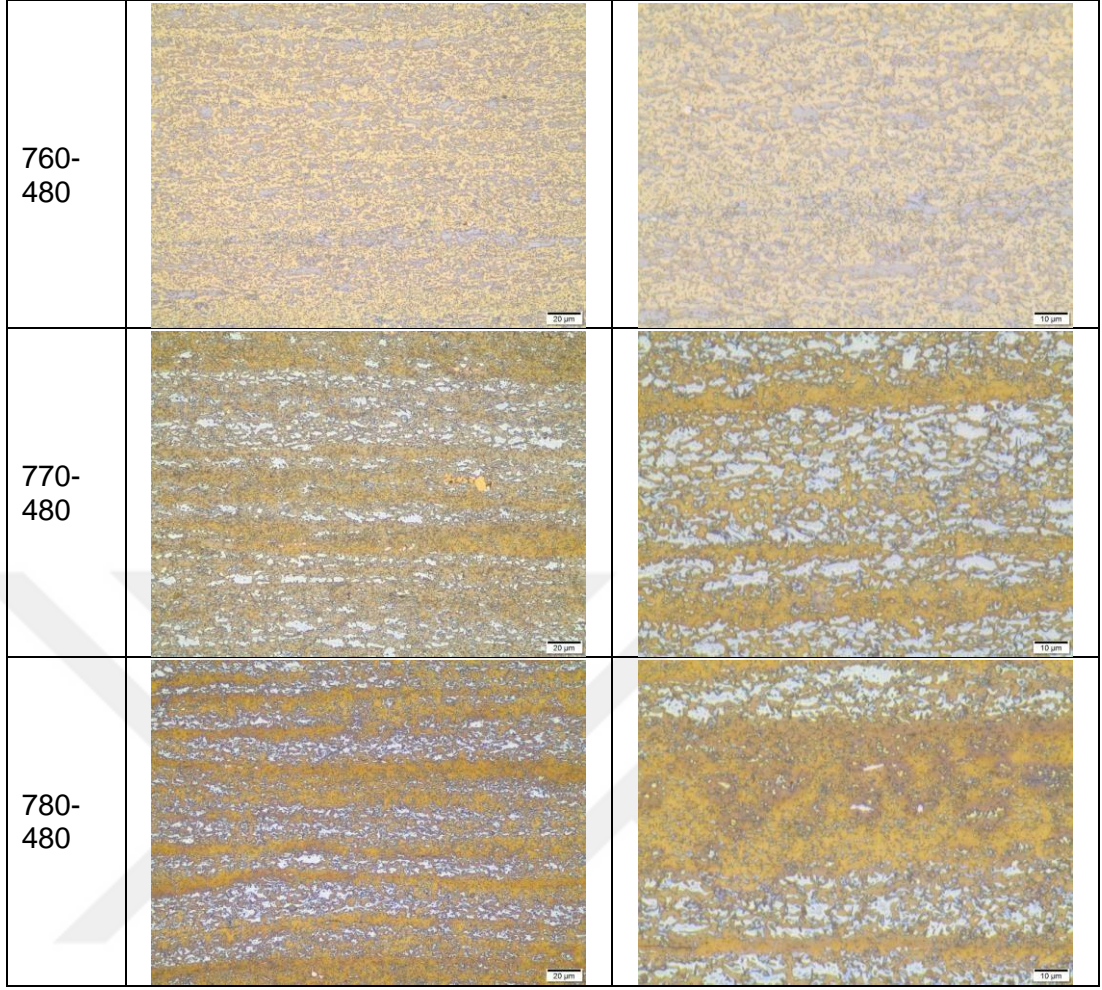
EK-B

Şekil B.1. CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera.

EK-C

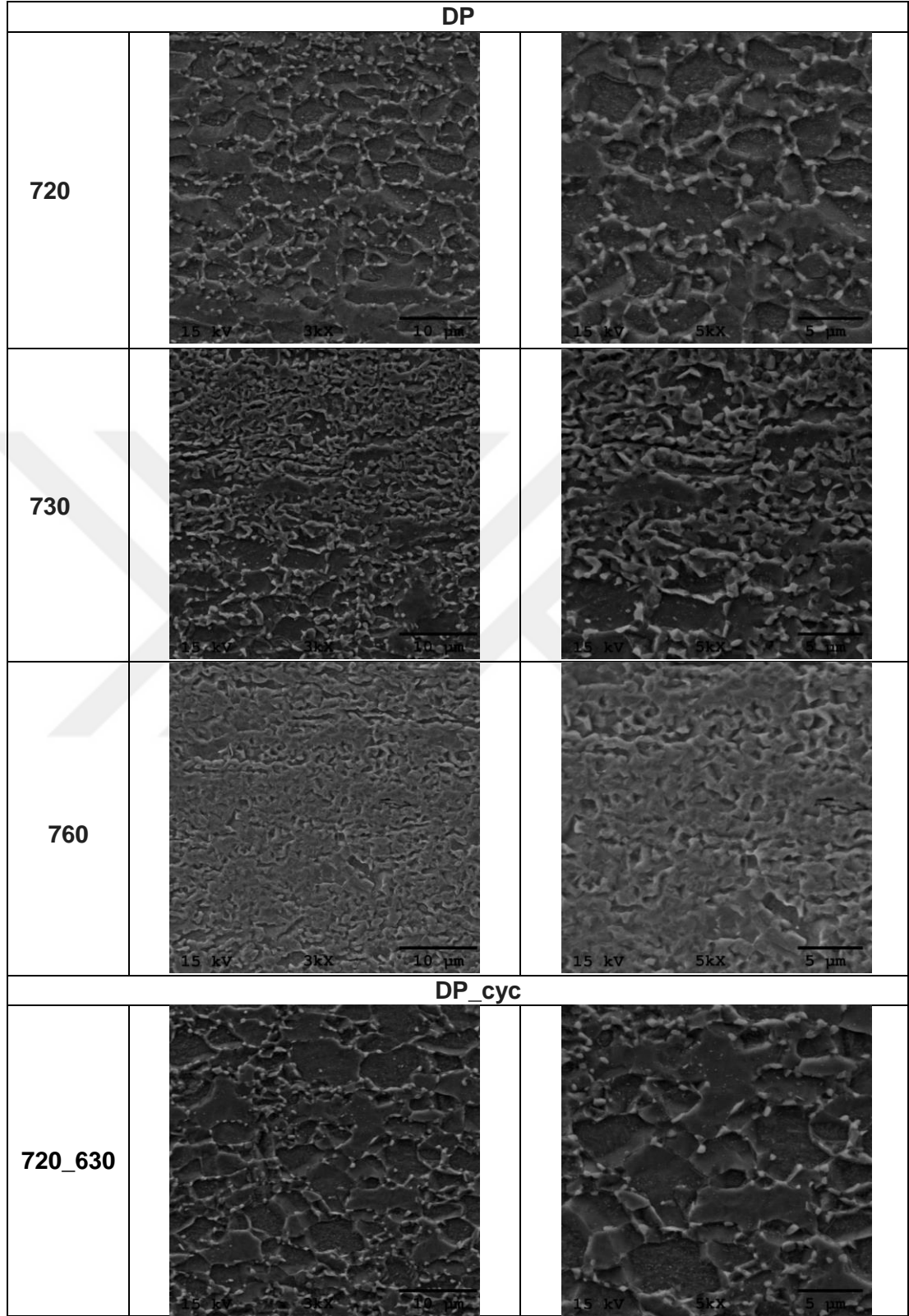


Şekil C.1. TRIP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

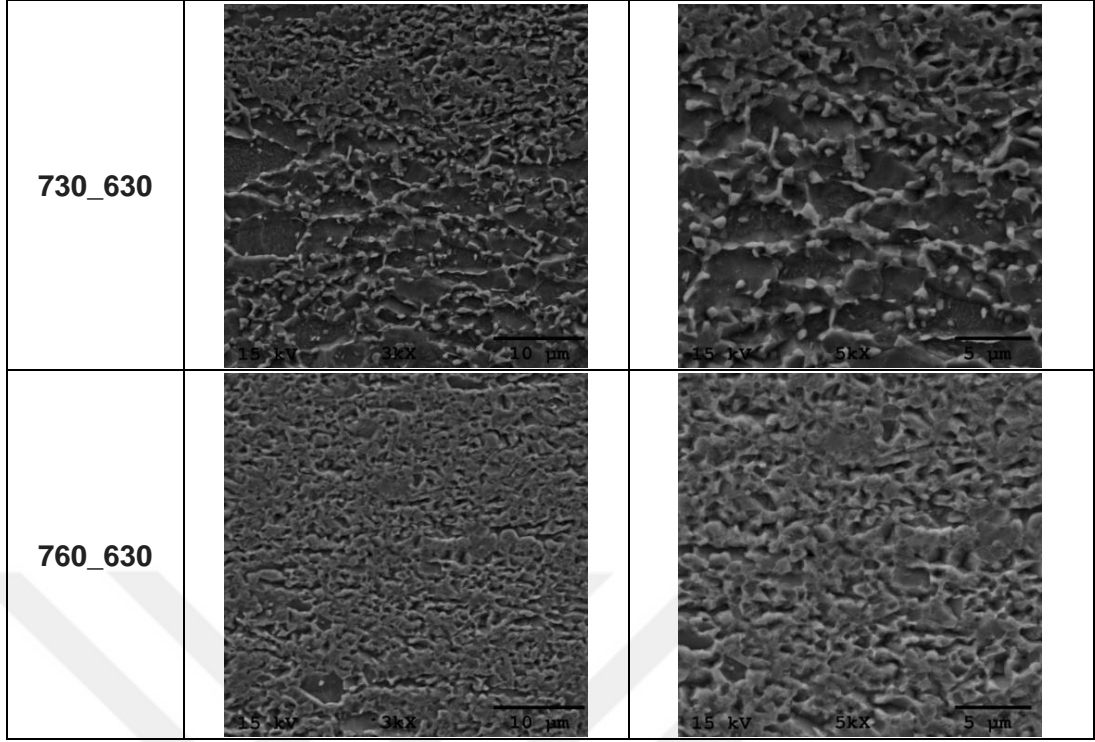


Şekil C.1. (Devam) TRIP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen IM görüntüleri, Le Pera

EK-D

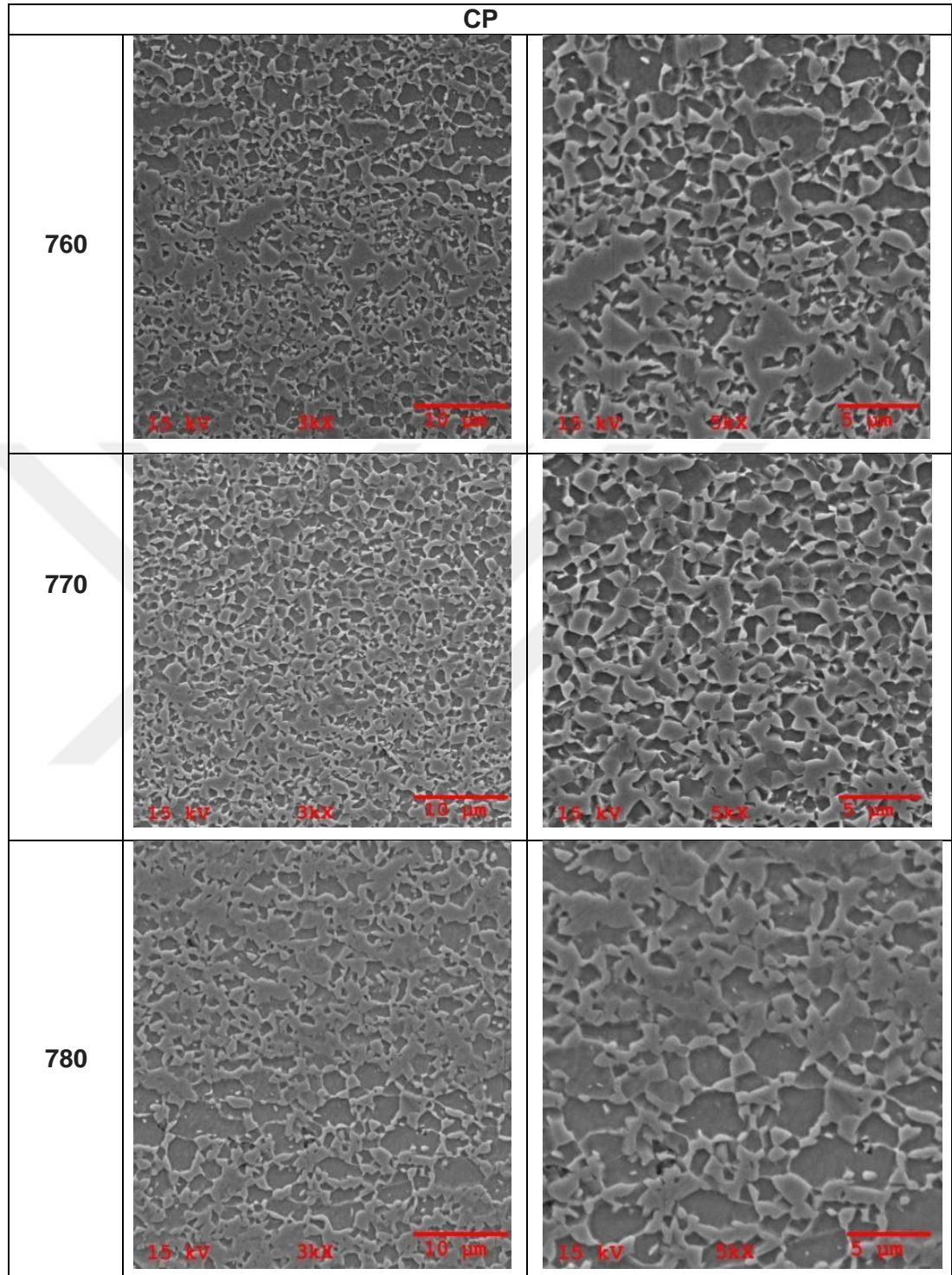


Şekil D.1. DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital



Şekil D.1. (Devam) DP ve DP_Cyc numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital

EK-E



Şekil E.1. CP numunelerine ait farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında elde edilen SEM görüntüleri, %3 Nital

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Kavruk A., Bilir O.G., Ararat Ö., Gezmişoğlu A. E., Erişir E., The Effect of Cyclic Intercritical Annealing on Microstructure of Dual Phase Steels, *4th International Iron & Steel Symposium*, Karabük, Nisan 2019.



ÖZGEÇMİŞ

2011 yılında Düzce Arsal Anadolu Lisesi'nden mezun olmuştur. 2013 yılında Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümüne başlamış ve 2017 yılında mezun olarak lisans eğitimini tamamlamıştır. Yüksek lisans eğitimi kapsamında yeni nesil geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin ısıtılma işlemi, mikroyapısal karakterizasyonu ve mekanik özellikleri üzerine çalışmalarını yürütmüştür. 2019 yılından itibaren Termosan Isıl İşlem San. ve Tic. A.Ş. firmasında üretim müdürü olarak görevine devam etmektedir.

