

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**  
**ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**SICAK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNDE FAZ**  
**DÖNÜŞÜMLERİ**

**BURAK BARUTÇUOĞLU**

**KOCAELİ 2021**

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**  
**ANABİLİM DALI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**SICAK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNDE**  
**FAZ DÖNÜŞÜMLERİ**

**BURAK BARUTÇUOĞLU**

**Doç.Dr. Ersoy ERİŞİR**  
**Danışman, Kocaeli Üniv.**

.....

**Prof.Dr. Muzaffer ZEREN**

**Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.**

.....

**Doç.Dr. Caner ŞİMŞİR**

**Jüri Üyesi, Orta Doğu Teknik Üniv.**

.....

**Tezin Savunulduğu Tarih: 14.06.2021**

## ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması, ülkemizin otomotiv sektöründe kullanılan yüksek nitelikli çelik ihtiyacına yönelik olarak sıcak haddelenmiş birinci nesil AHSS grubu DP, CP ve TRIP çeliklerinin araştırılması ve geliştirilmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir.

Tez çalışmam süresince tüm bilgi ve deneyimlerini en ince ayrıntısına kadar titizlikle paylaşan, çalışmalarımın planlanması ve yönetimi ile ilgili konulara yön veren saygıdeğer danışmanım Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Lisans ve yüksek lisans eğitimim süresince bilgi ve birikimlerini her daim aktaran ve yol gösteren, yüksek lisans eğitimim sırasında kaybettiğimiz rahmetli hocam Prof. Dr. Mustafa ÇÖL'ü rahmetle anıyorum.

Tez çalışmalarına 217M288 numaralı 'DP, CP ve TRIP çeliklerinde maliyet-etkin üretim geliştirilmesi' başlıklı proje kapsamında destek sağlayan TÜBİTAK'a teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans öğrenimim boyunca görüşleri ve yardımları ile çalışmalarına katkıda bulunan, destek olan Arş. Gör. Yük. Müh. Özge ARARAT'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamın deneysel aşamalarına katkıda bulunan Arş. Gör. Yük. Müh. Oğuz Gürkan Bilir'e teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamın deneysel aşamalarında katkıda bulunan ve yardım eden arkadaşlarım, Mehmet Can ÇAĞATAY, Mustafa UZUNBOY ve Ayşe KAVRUK'a teşekkür ederim.

Hayatım boyunca bana güç veren, her konuda desteğini esirgemeyen aileme sonsuz teşekkür ederim.

Haziran-2021

Burak BARUTÇUOĞLU

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR .....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	iii
TABLolar DİZİNİ .....	vi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	viii
ÖZET .....	ix
ABSTRACT .....	x
GİRİŞ .....	1
1. GENEL BİLGİLER.....	3
1.1. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler .....	9
1.1.1. DP çelikler .....	9
1.1.2. CP çelikleri .....	15
1.1.3. TRIP çelikler .....	22
1.2. TRIP Etkisi.....	28
2. FAZ DÖNÜŞÜMLERİ .....	33
2.1. Östenitleme .....	33
2.2. Ferrit Morfolojileri .....	37
2.3. Beynitik Dönüşüm.....	38
2.3.1. Beynitik dönüşüm kinetiği ve morfolojisi .....	41
2.3.2. Üst ve alt beynit .....	45
2.4. Kalıntı Östenit .....	46
2.5. Martenzitik Dönüşüm .....	48
3. MALZEME VE YÖNTEM .....	51
3.1. Malzeme.....	52
3.2. Termodinamik ve Kinetik Modelleme .....	52
3.2.1. Thermo-Calc.....	52
3.2.2. DICTRA .....	53
3.3. Döküm ve Ön Haddeme.....	54
3.4. Isıl İşlem Deneyleri .....	58
3.5. Dilatometre Deneyleri .....	58
3.6. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş sac üretimi .....	63
3.7. Mikroyapısal Karakterizasyon .....	66
3.8. Mekanik Testler.....	66
4. BULGULAR VE TARTIŞMA .....	68
4.1. Döküm, Ön Haddeme ve Normalizasyon Sonrası Mikroyapılar .....	68
4.2. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar .....	72
4.3. Dilatometre Deneyleri .....	81



4.4. Ms ve Bs Sıcaklıkları Hesaplanması .....	85
4.5. Mikroyapısal Karakterizasyon .....	85
4.5.1. Isıl işlem deneyleri.....	86
4.5.2. Dilatometre testleri .....	93
4.5.3. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş DP, CP ve TRIP çelikleri.....	98
4.5.4. Sıcak haddelenmiş DP, CP ve TRIP çeliklerinin kırılma yüzeyi incelemeleri.....	111
4.6. Mekanik Testler.....	114
4.6.1. Sertlik.....	114
4.6.2. Çekme Testi.....	121
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	125
KAYNAKLAR.....	129
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER.....	139
ÖZGEÇMİŞ.....	140

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	AHSS çelikleri uzama-çekme mukavemeti diyagramı.....	7
Şekil 1.2.	DP çeliğin tipik SEM mikroyapısı, F: Ferrit, M: Martenzit.....	9
Şekil 1.3.	Farklı DP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği.....	10
Şekil 1.4.	DP çeliklerin sıcak haddeleme ile üretimi prosesi .....	11
Şekil 1.5.	Alaşım elementlerinin kritik sıcaklıkları üzerinde etkisi .....	12
Şekil 1.6.	CP800 çeliğine ait SEM görüntüsü. F: Ferrit; B: Beynit; M: Martenzit; TM: Temper Martenzit .....	15
Şekil 1.7.	Martenzit hacim fraksiyonunun delik genişletme özelliğine etkisi.....	16
Şekil 1.8.	Ferrit hacim fraksiyonunun delik genişletme özelliğine etkisi .....	16
Şekil 1.9.	CP çeliklerinin sıcak haddeleme prosesi ile üretimi.....	18
Şekil 1.10.	Farklı CP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği .....	18
Şekil 1.11.	Tipik TRIP çeliği SEM görüntüsü. B: Beynit; M/RA: Martenzit/Kalıntı Östenit; F: Ferrit.....	23
Şekil 1.12.	Farklı TRIP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği .....	24
Şekil 1.13.	TRIP çeliğinin sıcak haddeleme ile üretiminin şematik gösterimi .....	25
Şekil 1.14.	Gerilim katkılı ve gerinim katkılı dönüşüm arasındaki karşılıklı ilişkilerin şematik gösterimi.....	29
Şekil 1.15.	TRIP etkisinin şematik gösterimi .....	30
Şekil 1.16.	Oda sıcaklığında kalıntı östenitin stabilizasyonunun şematik gösterimi.....	31
Şekil 1.17.	Yumuşak, DP ve TRIP çeliklerde dislokasyon yoğunluğunun evrimini açıklayan şematik gösterim .....	32
Şekil 2.1.	a) T sıcaklığında ( $A_{e3}$ 'ün altında) şematik serbest enerji kompozisyon diyagramı, b) Fe-C faz diyagramının karşılık gelen bölümü .....	33
Şekil 2.2.	Dönüşüm mekanizmalarının şematik gösterimi .....	34
Şekil 2.3.	a) Martenzit hacim oranı-sıcaklık diyagramı, b) Ms-östenit tane boyutu diyagramı.....	35
Şekil 2.4.	Farklı ısıl işlemlerin şematik gösterimi .....	36
Şekil 2.5.	Dube morfoloji sınıflandırma sistemi (1962) .....	38
Şekil 2.6.	Ötektoid çelik mikroyapısı: a) perlit, 720 °C'de; b) beynit, 290°C'de izotermal dönüşüm ile; c) beynit, 180°C izotermal dönüşüm ile; d) martenzit .....	40
Şekil 2.7.	Perlit ve beynit dönüşümleri için C eğrileri (a) 'da olduğu gibi çakıştığında veya (b)' de olduğu gibi tamamen ayrı olduklarında TTT diyagramının şematik gösterimi .....	41
Şekil 2.8.	Faz diyagramında $T_0$ eğrisinin şematik gösterimi .....	42
Şekil 2.9.	Östenit tane sınırlarında beynitik alt birimlerin çekirdeklenmesi .....	44
Şekil 2.10.	Beynit morfolojilerinin sınıflandırılması .....	44
Şekil 2.11.	Üst ve alt beynit dönüşümünün şematik gösterimi.....	45

Şekil 2.12. Beynit morfolojilerinin TEM görüntüsü a) üst beynit, b) alt beynit .....	46
Şekil 2.13. TRIP çeliğinin tipik mikroyapısı, ferrit: gri, beynit: siyah, östenit: beyaz, A: İğne benzeri östenit, B: Granüler, ferrit ile çevrili östenit, C: Granüler, beynit ile çevrelenmiş östenit, D: Granüler, beynit ve ferrit ile temas halinde östenit .....	47
Şekil 2.14. Lata martenzitin farklı Fe-C alaşımlarındaki optik mikroskop görüntüsü; a) 0,0026 C, b) 0,18 C, c) 0,38 C, d) 0,61 C .....	49
Şekil 2.15. Fe-C alaşımlarında $M_s$ sıcaklığının ve martenzit morfolojilerinin karbon konsantrasyonuna bağlı oluşumu .....	50
Şekil 3.1. Tez kapsamında deneysel çalışmaların akışı.....	51
Şekil 3.2. Hareketli sınır örneğinin kurulumu .....	54
Şekil 3.3. Hareketli sınır örneğinde östenit fazından ferrit fazına dönüşüm sırasında karbon dağılım profilinin şematik gösterimi .....	54
Şekil 3.4. a) Deneysel çelik malzemelerin üretiminde kullanılan indüksiyon ergitme fırını ve b) kokil kalıp .....	55
Şekil 3.5. İngotlara ait makro görüntüler.....	56
Şekil 3.6. a) Isıl işlem fırını, b) ön haddeleme işlemi .....	56
Şekil 3.7. Ön hadde sonrası plakaların makro görüntüleri .....	57
Şekil 3.8. Deformasyonlu dilatometre test numunesi.....	59
Şekil 3.9. DP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimleri a) 780°C, b) 800°C ve c) 800°C-çevrimli.....	60
Şekil 3.10. CP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimleri, a) 200°C, b) 300°C ve c) 500°C.....	61
Şekil 3.11. TRIP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimi .....	63
Şekil 3.12. DP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde a) çevrimsiz, b) çevrimli sıcaklık ve zaman değişimi ısıl işlem çevrimi .....	64
Şekil 3.13. CP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde sıcaklık ve zaman değişimi.....	65
Şekil 3.14. TRIP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde sıcaklık ve zaman değişimi .....	65
Şekil 3.15. Çekme testi için hazırlanan numune boyutları; R:6mm; A:32mm; B:32mm; C:10; L:100mm; T:1.7mm [98] .....	67
Şekil 4.1. Döküm konumundaki DP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital) .....	69
Şekil 4.2. Döküm konumundaki CP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital) .....	69
Şekil 4.3. Döküm konumundaki TRIP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital).....	69
Şekil 4.4. Sıcak haddeleme sonrası a) DP, b) CP ve c) TRIP alaşımlarına ait dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri (dağlama:15s-%3Nital).....	70
Şekil 4.5. 1000 °C'de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası DP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital) .....	71

Şekil 4.6.	1000 °C’de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası TRIP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital).....	71
Şekil 4.7.	1100 °C’de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası CP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital).....	71
Şekil 4.8.	DP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram. ....	74
Şekil 4.9.	CP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram.....	75
Şekil 4.10.	TRIP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram.....	76
Şekil 4.11.	Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 780°C sıcaklıkta DP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları.....	78
Şekil 4.12.	Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 800°C sıcaklıkta DP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları.....	79
Şekil 4.13.	Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 790°C sıcaklıkta TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları.....	80
Şekil 4.14.	Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 830°C sıcaklıkta TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları.....	81
Şekil 4.15.	DP çeliklerine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri.....	82
Şekil 4.16.	CP çeliklerine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri.....	82
Şekil 4.17.	TRIP çeliğine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri.....	83
Şekil 4.18.	DP, CP ve TRIP çeliklerine ait gerilme-gerinme eğrileri.....	83
Şekil 4.19.	DP, CP ve TRIP çeliklerine ait sıcaklık-%uzama değişimi dilatometre eğrileri.....	84
Şekil 4.20.	DP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde interkritik tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital).....	87
Şekil 4.21.	DP çeliğine ait sıcaklık-martenzit hacim miktarı grafiği.....	86
Şekil 4.22.	DP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde çevrimli interkritik tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital).....	88
Şekil 4.23.	CP çeliğine ait farklı izotermal tavlama sıcaklığı ve süresi uygulanmış ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I).....	89
Şekil 4.24.	TRIP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde interkritik ve izotermal tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I).....	90
Şekil 4.25.	TRIP çeliğine ait interkritik sıcaklık-ferrit hacim miktarı grafiği.....	91
Şekil 4.26.	Farklı sıcaklıklarda 30 dakika izotermal tavlama yapılmış numunelerin SEM görüntüleri.....	92

Şekil 4.27. Farklı sıcaklıklarda 60 dakika izotermal tavlama yapılmış numunelerin SEM görüntüleri.....	92
Şekil 4.28. Dilatometre testi sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital) .....	93
Şekil 4.29. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I).....	94
Şekil 4.30. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I).....	94
Şekil 4.31. Dilatometre testi sonrası DP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M/A: Martenzit/Östenit, B: Beynit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit) .....	95
Şekil 4.32. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M: Martenzit, B: Beynit, TM: Temper Martenzit).....	96
Şekil 4.33. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, PF: Poligonal Ferrit, B: Beynit, M/A: Martenzit/Östenit).....	97
Şekil 4.34. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri, %3 Nital ve %6 Nital + Klemm I .....	98
Şekil 4.35. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliğine ait ışık mikroskobu görüntüleri, %3 Nital ve %6 Nital + Klemm I .....	100
Şekil 4.36. DP çeliklerine ait faz hacim oranları .....	101
Şekil 4.37. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri .....	102
Şekil 4.38. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri .....	103
Şekil 4.39. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait faz hacim oranları .....	104
Şekil 4.40. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, PF: Poligonal Ferrit, B: Beynit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit, BF: Beynitik Ferrit, M: Martenzit) .....	105
Şekil 4.41. Yüksek süneklığe sahip DP ve düşük karbonlu DP için şematize edilmiş mikroyapı görseli, beyaz: ferrit, siyah: martenzit, gri: beynit, yeşil: kalıntı östenit .....	106
Şekil 4.42. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliklerine ait SEM görüntüleri (F: Ferrit, NF: Yeni Ferrit, B: Beynit, M: Martenzit, M/A: Martenzit/Östenit).....	107
Şekil 4.43. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, B: Beynit, M/A: Martenzit/Östenit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit).....	108
Şekil 4.44. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, B: Beynit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit, BRA: Blokvari Kalıntı Östenit, RA: Kalıntı Östenit) .....	110
Şekil 4.45. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü.....	111
Şekil 4.46. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü.....	112
Şekil 4.47. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü.....	113
Şekil 4.48. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü.....	114
Şekil 4.49. DP çeliği ısıl işlem deneyleri sertlik grafiği.....	115

Şekil 4.50. DP çeliği çevrimli ısıtım işlem deneyleri sertlik grafiği .....	115
Şekil 4.51. CP çeliği ısıtım işlem deneyleri sertlik grafiği .....	116
Şekil 4.52. TRIP çeliği ısıtım işlem deneyleri sertlik grafiği .....	116
Şekil 4.53. Dilatometre testi sonrası DP çeliklerine ait sertlik değerleri .....	117
Şekil 4.54. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait sertlik değerleri .....	117
Şekil 4.55. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait sertlik değerleri .....	118
Şekil 4.56. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri .....	119
Şekil 4.57. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri .....	119
Şekil 4.58. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri .....	120
Şekil 4.59. DP çeliklerinin ısıtım işlem, dilatometre ve sıcak haddelenme sonrası sertlik değerlerinin kıyaslanması .....	120
Şekil 4.60. CP çeliklerinin ısıtım işlem, dilatometre ve sıcak haddelenme sonrası sertlik değerlerinin kıyaslanması .....	121
Şekil 4.61. TRIP çeliklerinin ısıtım işlem, dilatometre ve sıcak haddelenme sonrası sertlik değerlerinin kıyaslanması .....	121
Şekil 4.62. Tez kapsamında elde edilen DP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması .....	123
Şekil 4.63. Tez kapsamında elde edilen CP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması .....	124
Şekil 4.64. Tez kapsamında elde edilen TRIP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması .....	124
Şekil 5.1. Tez kapsamında üretilen çeliklerin mukavemet-uzama diyagramında gösterimi .....	127

## TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari DP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu .....	13
Tablo 1.2. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari DP çeliklerinin mekanik özellikleri .....	14
Tablo 1.3. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari CP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu .....	20
Tablo 1.4. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari CP çeliklerinin mekanik özellikleri .....	21
Tablo 1.5. TRIP, TRIP katkı ve CP çeliklerin mikroyapı bileşenleri .....	22
Tablo 1.6. TRIP, TRIP katkı ve CP çeliklerin kimyasal kompozisyonları .....	22
Tablo 1.7. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari TRIP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri .....	27
Tablo 1.8. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri .....	27
Tablo 3.1. Deneysel çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları (kütle-%).....	52
Tablo 3.2. Ön haddeleme parametreleri .....	57
Tablo 3.3. DP, CP ve TRIP çelikleri ısı işlem deneylerine ait parametreler .....	58
Tablo 3.4. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş saclara ait boyutlar ve deformasyon miktarları.....	63
Tablo 4.1. DP çeliğine ait kritik sıcaklıklar .....	73
Tablo 4.2. Seçilen interkritik sıcaklıklar için fazlara ait % hacim oranı .....	73
Tablo 4.3. CP çeliğine ait kritik sıcaklıklar .....	76
Tablo 4.4. TRIP çeliğine ait kritik sıcaklıklar.....	76
Tablo 4.5. TRIP çeliğine ait seçilen interkritik sıcaklıklar için fazlara ait % hacim oranı .....	76
Tablo 4.6. Dilatometre testi sonrası DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kritik sıcaklıklar .....	84
Tablo 4.7. DP, CP ve TRIP çeliğine ait hesaplanmış Bs sıcaklıkları.....	85
Tablo 4.8. DP, CP ve TRIP çeliğine ait hesaplanmış Ms sıcaklıkları.....	85
Tablo 4.9. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait faz oranları.....	100
Tablo 4.10. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait faz oranları.....	104
Tablo 4.11. Sıcak Haddelenmiş DP, CP ve TRIP çeliklerinin çekme testi sonuçları, ( $R_{p0,2}$ : Akma Mukavemeti, $R_m$ : Çekme Mukavemeti, $A_g$ : Eşdeğer Uzama, $A_x$ : Kopma Uzaması, n: pekleşme katsayısı, Z: Kesit daralması) .....	122

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

$A_{c1}$	: Isıtma Sırasında Östenitin Oluştığı Sıcaklık (°C)
$A_{c3}$	: Isıtma Sırasında Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Sıcaklık (°C)
$A_{e3}$	: Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Denge Sıcaklığı (°C)
$B_s$	: Beynit Başlama Sıcaklığı
$M_s$	: Martenzit Başlama Sıcaklığı
$M_f$	: Martenzit Bitiş Sıcaklığı
$M\sigma$	: Gerinme Katkılı Martenzit Dönüşümünün Başladığı Sıcaklık (°C)
Ppm	: Parts Per Million (Milyonda bir)
T	: Temperature (Sıcaklık)
$T_0$	: Beynitik Dönüşüm için Gerekli Olan Geçiş Sıcaklığı (°C)
$T'_0$	: Beynitik Dönüşümün Tamamlandığı Sıcaklık (°C)
$\sigma$	: Mukavemet
$\mu\text{m}$	: Mikrometre
$\alpha$	: Ferrit
$\alpha'$	: Martenzit
$\alpha_B$	: Beynit
$\gamma$	: Östenit
$\gamma_r$	: Kalıntı Östenit
$\phi$	: Deformasyon Miktarı

### Kısaltmalar

Al	: Alüminyum
AUST.SS	: Austenitic Stainless Steels (Östenitik Paslanmaz Çelikler)
B	: Bor
BEV	: Battery Electric Vehicle (Akülü Elektrikli Araç)
BIW	: Body in White (Beyaz Gövde)
C	: Karbon
CCT	: Continous Cooling Transformation (Sürekli Soğuma-Dönüşüm)
CP	: Complex Phase (Kompleks Faz)
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
DP	: Dual Phase (Çift Fazlı)
F	: Ferrit
FCEV	: Fuel Cell Electric Vehicle (Yakıt Hücreli Araçlar)
Fe	: Demir
$Fe_3C$	: Sementit



FSV	: Future Steel Vehicle (Gelecek Araç Konsepti)
GPa	: Gigapascal
HEV	: Hybrid Electric Vehicle (Elektrikli Hibrit Araçlar)
Hmk	: Hacim merkezli kübik
Hmt	: Hacim merkezli tetragonal
HSS	: High Strength Steels (Yüksek Mukavemetli Çelikler)
HV	: Vickers Sertlik Birimi
M	: Martenzit
M/A	: Martensite/Austenite (Martenzit/Östenit)
MART	: Martensitic Steels (Martenzitik Çelikler)
Mn	: Mangan
Mm	: Milimetre
MPa	: Megapaskal
Mo	: Molibden
Nb	: Niobyum
OES	: Optik Emisyon Spektrometresi
Q&P	: Quenching and Partitioning (Su Verme ve Paylaşırma)
P	: Fosfor
PAGS	: Prior Austenite Grain Size (Önceki Östenit Tane Boyutu)
PHEV	: Plug-In Hybrid Electric Vehicle (Şarjlı Elektrikli Hibrit Araçlar)
RA	: Retained Austenite (Kalıntı Östenit)
RT	: Room Temperature (Oda Sıcaklığı)
S	: Kükürt
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
Si	: Silisyum
TBF	: TRIP-aided Bainitic-Ferritic Steel (TRIP Katkılı Beynitik-Ferritik Çelik)
TEM	: Transmission Electron Microscope (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
Ti	: Titanyum
TM	: Temper Martenzit
TRIP	: Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Katkılı Plastisite)
TS	: Tensile Strength (Çekme Mukavemeti)
TTT	: Time-Temperature-Transformation (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm)
TWIP	: Twinning Induced Plasticity (İkizlenme Katkılı Plastisite)
V	: Vanadyum
YS	: Yield Strength (Akma Mukavemeti)

## SICAK HADDELENMİŞ DP, CP VE TRIP ÇELİKLERİNDE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

### ÖZET

Bu tez çalışmasının amacı ülkemizde üretimi olmayan sıcak haddelenmiş geliştirilmiş yüksek mukavemetli (AHSS) yassı çeliklerin üretiminin geliştirilmesidir. Sıcak haddelenmiş AHSS birçok şasi bileşeni için beklenen özelliklerdeki ihtiyacı karşılamaktadır. Sıcak haddelenmiş çeliğin soğuk haddelenmiş çelikten daha uygun olduğu bir aralıkta bulunan tasarım özellikleri taşır. Bunun en önemli nedenlerinden biri kalınlıktır. Soğuk haddelenmiş çelikler genellikle sadece 0,5-2,1 mm aralığında sunulurken, sıcak haddelenmiş çelik ürünler bunun ötesine geçerek 2,0-6,0 mm aralığını sunar. Sıcak haddelenmiş AHSS sayesinde performans artırma, parçayı hafifletme ve maliyetleri düşürme gibi üstün özellikler elde etmelerini sağlayacak yenilikçi tasarım ve süreç çözümleri bulabilir. Sıcak haddelenmiş saclar kaplamasız olarak beyaz eşya sektöründe kullanımı bulunmaktadır. Düşük kalınlık ve yüksek mukavemet özelliklerin dolayı sıcak haddelenmiş AHSS beyaz eşya, demir yolu araçları gibi sektörlerde tercih sebebi olmaktadır.

AHSS çeliklerinin üretimi bilgi yoğun bir prosestir. Entegre tesiste üretim aşamalarının gözetilmesinin gerektirmektedir. Tez kapsamında çalışılan birinci nesil AHSS çelikleri, otomotiv endüstrisi pazarında yoğun talep görmektedir. Tez çalışması kapsamında otomotiv sektörünün hafif ve geliştirilmiş çelik ihtiyacını karşılamaya yönelik olarak, DP (Çift Fazlı), CP (Kompleks Fazlı) ve TRIP (Dönüşüm Katkılı Plastisite) çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretimi araştırılmıştır.

Tez kapsamı boyunca çalışılan bu çelikler, çok fazlı mikroyapıya sahip olup ferrit, martenzit, beynit ve kalıntı östenit gibi mikroyapıları çeşitli oranlarda içermektedir. Sıcak hadde sonrası istenen faz hacim oranı elde etmek zordur. Sıcak hadde bitiş sıcaklığının yapılacak ısı işlem sıcaklıklarının üzerinde olması gerekmektedir. Sıcak hadde sonrasında bu sıcaklığın kontrolü ve istenen sıcaklıklara gelinmesinin kontrolü en büyük sorunlardandır. Bu çelikler, termomekanik haddeleme sonrası interkritik tavlama ve izotermal beynitik tutma gibi ısı işlem adımları sonrası nihai yapıları elde edilmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** AHSS, CP Çelik, DP Çelik, Faz Dönüşümleri, TRIP Çelik.

## **PHASE TRANSFORMATIONS IN HOT-ROLLED DP, CP AND TRIP STEELS**

### **ABSTRACT**

The aim of this thesis study is to improve the production of hot rolled developed high strength (AHSS) flat steels that are not produced in our country. Hot rolled AHSS meets the expected properties for many chassis components. It has design features that fall within a range where hot rolled steel is more suitable than cold rolled steel. One of the most important reasons for this is the thickness. While cold rolled steels are generally only offered in the range of 0,5-2,1mm, hot rolled steel products go beyond this to offer the range of 2,0-6,0mm. With hot rolled AHSS, they can find innovative design and process solutions that enable them to achieve superior features such as performance enhancement, part lightening and cost reduction. Hot rolled sheets are also used uncoated in the white goods sector. Due to its low thickness and high strength properties, hot rolled AHSS is preferred in sectors such as white goods and railway vehicles.

The production of AHSS steels is a knowledge-intensive process. It requires the observance of the production stages in the integrated facility. The first generation AHSS steels studied within the scope of the thesis are in high demand in the automotive industry market. Within the scope of the thesis study, production of DP (Dual Phase), CP (Complex Phase) and TRIP (Transformation Induced Plasticity) steels by hot rolling was investigated in order to meet the light and improved steel needs of the automotive industry.

These steels studied throughout the thesis have a multiphase microstructure and contain microstructures such as ferrite, martensite, bainite and retained austenite in various proportions. It is difficult to obtain the desired phase volume ratio after hot rolling. The hot rolling finish temperature must be above the heat treatment temperatures to be made. Control of this temperature after hot rolling and control of reaching the desired temperatures are among the biggest problems. The final structures of these steels were obtained after heat treatment steps such as intercritical annealing and isothermal bainitic treatment after thermomechanical rolling.

**Keywords:** AHSS, CP Steel, DP Steel, Phase Transformation, TRIP Steel.

## GİRİŞ

Otomotiv sanayinde Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (Advanced High Strength Steels-AHSS) payı giderek artmaktadır. Yüksek Mukavemetli Çelikler (high strength steels-HSS) ve AHSS gelişimi otomotiv ve demir-çelik üreticilerini buluşturan büyük projeler ile sağlanmıştır. 1998’de ULSAB projesi ile başlamış ve daha sonra ULSAC (2000), ULSAS (2000), ULSAB-AVC (2001) ve FSV (2011) projeleri ile devam etmiştir. Bu çalışmalar ile otomobillerde beyaz gövdede kullanılan HSS ve AHSS miktarı %97’ye kadar çıkmıştır. 2015-2020 yılları arasında üretilen araçlarda FutureSteelVehicle (FSV) konseptine uygun üretim yapılmaktadır ve yapılacaktır. FSV projesi 2013 yılında tamamlandıktan sonra proje sonuçlarına uygun üretilen otomobillerde beyaz gövdede kullanılan alaşımların %50’si GPa seviyesinde mukavemet değerlerine sahiptir. Bu seviyelere ulaşılırken otomobillerin maliyeti de değişmemektedir ve yapısal hafifleme sağlanmaktadır. Yine güvenlik açısından da FSV projesi sonuçlarına göre üretilen otomobiller EURO-NCAP’e göre 5 yıldız güvenlik göstermektedirler [1, 2].

İlk nesil AHSS genel olarak ferrit ağırlıklı mikroyapıya sahip dual fazlı (DP) çelikler, dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) çelikleri, kompleks fazlı (CP) çelikler ve martenzitik (MART) çeliklerden oluşur. İkinci nesil AHSS grubu ise östenitik mikroyapıya sahip ikizlenme katkılı plastisite çelikleri (TWIP), alüminyum alaşımlı hafifletilmiş katkılı plastisite çelikleri (L-IP), kayma bandı ile sertleşen (SIP) ve östenitik paslanmaz (AUST.SS) çeliklerini içermektedir. L-IP çelikleri haricinde bu malzeme grubu diğer çeliklerden hafif olmamalarına rağmen, mukavemetleri nedeniyle ince kesit kullanımına olanak sağlayarak otomobilleri hafifletebilmektedirler. Güncel çalışma konuları ise bu iki grup arasında kalan mekanik özelliklere sahip üçüncü nesil AHSS türleridir. Mikroyapısal olarak genelde çok fazlı yapıya sahiptirler. Mukavemeti yüksek olan ultra ince ferrit, beynit ve martenzit fazları ile birlikte sünek ve pekleşebilir östenit fazları içerirler. İlk nesil AHSS türlerine kıyasla bu çeliklerden beklenen iyileştirme daha fazla uzama elde edilmesi yönündedir [3-6]

Şasi ve Beyaz Gövde (Body-in-White-BIW) bileşenleri için gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) kullanımı, giderek artan güvenlik ve yakıt tüketimi gereksinimlerini karşılamayı amaçlayan otomotiv endüstrisinde son yirmi yılda katlanarak artmıştır. AHSS, yolcuların güvenliğinden ödün vermeden toplam araç kütlesini azaltmaya olanak tanıyan yüksek mukavemet ve yüksek enerji absorpsiyon kapasitesini birleştiren bir malzeme grubu olması nedeniyle özellikle çarpışmaya dayanıklı otomobil parçaları için uygundur. Bu nedenle, AHSS çarpışmalara karşı dayanımının karakterizasyonu çelik üreticileri ve otomotiv parça üreticileri için ana konulardan biri haline gelmiştir [7, 8]. Bazı AHSS kaliteleri şekillendirilebilirliği düşük olması sebebiyle otomobil parçalarında kolayca kullanılamaz. Bu amaçla çelikte toplam uzama arttırılırsa, yaka açılabilirliği (stretch flangeability) ve bükülebilirlik (bendability) gibi lokal uzamayla yönetilen özellikler düşer. Yüksek bir toplam uzama sağlamak için, mikroyapının süneklik açısından uygun olan ferritin yanı sıra takviye amaçlı ikinci bir sert faz olarak beynit ve/veya martenzit içermesi istenir. Mikroyapıda kalıntı östenitin varlığı sayesinde TRIP etkisi ile toplam uzama daha da arttırılabilmektedir. Diğer yandan, yüksek bir delik genişletilebilirliği ve bükülebilirlik için mikroyapı oldukça homojen olmalıdır. Aksi takdirde, sert fazın yakınındaki yumuşak fazda lokal gerilme konsantrasyonu meydana gelir ve bunun sonucunda şekillendirilebilirlik zayıflar [2]. AHSS türleri arasında en çok uygulama bulanlar dual fazlı çelikler (DP) çelikler, kompleks fazlı (CP) çelikler ve dönüşüm katkılı plastisite (TRIP) çelikleri, aynı çekme mukavemetine sahip geleneksel yüksek mukavemetli çelik (HSS) türlerine kıyasla daha yüksek mukavemet/süneklik özellikleri ve pekleşme sağlamaktadır. Bu nedenle tanım olarak AHSS grubuna dahildirler ve çok-fazlı çelikler (multi-phase steel) olarak da adlandırılmaktadır. Çok fazlı çelikler adlarını bir ya da daha fazla sert fazın düşük sertlikteki ferritik matrikste dağılmasından almaktadır [9, 10].

Bu tez çalışması kapsamında otomotiv sektöründe birçok uygulama alanı bulunan DP, CP ve TRIP çeliklerinin sıcak haddeleme prosesi ile üretimi araştırılmıştır. Gerçekleştirilen dökümler sonrası Thermo-Calc yazılımı kullanılarak kritik sıcaklıklar hesaplanmıştır. Çok fazlı mikroyapıya sahip bu çeliklerin termomekanik haddeleme sonrası interkritik tavlama ve izotermal beynitik bekleme sırasında oluşan faz dönüşümleri ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

## 1. GENEL BİLGİLER

Günümüz küresel otomobil endüstrisi hibrit ve pilli elektrikli araçlar dahil olmak üzere temiz bir ulaşım çözümlerine odaklanmaktadır. Günümüzde binek araçlar büyük ölçüde kişisel ulaşımın bir parçasıdır, ancak otomobillerin pratikte kullanılma şekli ortak hareketliliğe ve otonom araçlara dönüşmektedir. Bir yandan küresel olarak etkili mega trendler olan sürdürülebilirlik, kentleşme, bireyselleşme ve dijitalleşme otomotiv endüstrisini zor durumda bırakırken diğer yandan tamamen yeni mobilite konseptlerine yol açan teknolojik ve sosyal yenilikleri de mümkün kılıyor. Ortaya çıkan yenilik baskısı, önemli ölçüde daha yüksek bir model ve varyant çeşitliliğine yol açarken, model döngüleri ve geliştirme süreleri azalır. Daha sonra, birbirini takip eden seri rampaların sayısı da artar ve bu da otomobil üreticileri için teknik ve ekonomik zorlukları beraberinde getirir [11, 12].

Otomotiv endüstrisi yıkıcı bir değişim çağıyla karşı karşıyadır. Sektörün önümüzdeki on yılda son 20 yılda olduğundan daha fazla değişiklik yaşaması muhtemeldir. Yoğun rekabet ve yapısal değişiklikler sektörü karakterize etmektedir. Şirketler ana işlerini dönüştürmek zorundadır. Otomotiv sektöründe önemli mega trendler; mobilite, otonom sürüş, dijitalleşme, elektrifikasyon, hizmetler ve paylaşımlı olarak tanımlanmaktadır. Bu mega trendler tüm şirket fonksiyonlarını etkileyecek şekilde önümüzdeki yıllarda otomotiv endüstrisi üzerinde büyük bir etkiye sahip olmaya devam edecektir. Otonom sürüş, büyük veri analitiği ve nesnelerin interneti, yenilikçi hizmetler, ürünler ve dolayısıyla iş modelleri için yeni fırsatlar yaratırken, inovasyona olduğu kadar esnekliğe de odaklanıyor. Günümüz arabaları, bağlantılı hizmetleri ve sürüş asistanları ile zaten dört tekerlek üzerinde dönen bilgisayarlara benziyor. Orijinal ekipman üreticileri (OEM'ler) kendilerini "donanım" üreticilerinden bağlı mobilite çözümleri sağlayıcılarına dönüştürmek zorundadır [11, 13-15].

Otomotiv endüstrisinde genel üretim felsefesi Tam Zamanında-Just-in-Time (JIT)'dir. Bu felsefede genel olarak müşterinin talep ettiği miktarda üretim yapılmalıdır ve kayıp minimum düzeyde tutulur. JIT (Just-in-time) yönetimi, süreç entegrasyonunu ve

maliyet azaltmayı göz önünde bulundurarak verimliliğe odaklanabilen bir stratejidir. Bir JIT tedarik zinciri, maliyetlerin düşürülmesi, envanterin düşürülmesi, iyileştirilmiş ürün kalitesi, daha kısa teslim süresi, artan yanıt süresi, artırılmış müşteri memnuniyeti ve üstün rekabet avantajları dahil olmak üzere firmalara sayısız avantaj sağlar. JIT'in felsefesi, malzemelerin veya bileşenlerin doğru zamanda ve doğru yere doğru miktarla ulaştığını savunur [16-18].

2020 yılında görülen Covid-19 pandemisi, yıkıcı sosyal etkilerine ek olarak, kısa ve küresel tedarik zincirleri de dahil olmak üzere yerel ve küresel ekonomik durumu büyük ölçüde etkilemiştir. Salgın, otomotiv üretim ve tedarik zincirleri üzerinde büyük yıkıcı bir etki bırakmıştır. Salgın ile birlikte tedarik zincirlerinde oluşan bu aksaklıklar üretim, işsizlik ve ekonomik açıdan olumsuzluklar doğurmuştur. Hükümetler tarafından uygulanan kısıtlamalar, çalışma ortamlarının eve taşınması, üretim yapan firmalarda gerçekleştirilen ateş ölçümleri ve mesafe kuralları üretimde aksaklıklara sebep olmuştur. Potansiyel otomobil alıcıları bu pandemi döneminde evde kilitlendiğinden alımlarda azalma gerçekleşmiş ve üretim kapasiteleri düşürülmüştür. Salgın, büyük otomobil şirketlerini ezici bir durma noktasına getirmiştir. Bu, 1,6 milyar dolarlık Mazda-Toyota ortak girişim projesinin durdurulmasını, Fiat Chrysler Automobiles'in Detroit'teki birden çok projesinin yapımını ve Ford Motor Co.'nun eski bir Detroit tren istasyonunu yenilemek için yaptığı 740 milyon dolarlık projeyi iptal etmesine neden olmuştur. Covid-19 pandemisi, otomotiv endüstrisindeki üretim felsefesi üzerinde değişime, daha yenilikçi bir yaklaşımın oluşmasının şart olduğunu ortaya koymuştur [19-21].

Artan petrol fiyatları, karbon ayak izi oranı ve enerji tasarrufu göz önünde bulundurulduğunda elektrikli araçlar (EV), hibrit araçlar (HEV), akülü elektrik araçlar (BEV) ve yakıt hücreli araçlara (FCEV) yönelim artmıştır. Otomotiv üreticileri, içten yanmalı motorlu araçlarda yakıt tüketimi düşürmek ve alternatif araçlarda menzil artırmak için önemli bir teknoloji olarak ağırlık azaltmaya odaklanmaktadır. Bu hedef doğrultusunda yapılan araştırmalar, gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) üzerinde yoğunlaşmıştır. Bu çeliklerin geliştirilmesinin temel amacı düşük maliyet oluşturmak, hafifletme sağlamak ve en uygun mekanik özelliklere ulaşmaktır. Mekanik özellikler açısından en uygun durumda süneklik kaybı olmaksızın

mukavemet artışı hedeflenmektedir. Geleneksel mikroalaşımli ferritik çeliklerle karşılaştırıldığında AHSS türleri genellikle ferrit, martenzit, beynit ve kalıntı östenit gibi farklı mikroyapı bileşenlerinin karışımını içeren çok fazlı çeliklerdir. Bu mikroyapı yüksek akma ve çekme dayanımı sağlamaktadır [22-27].

1990'lı yıllarda dünya çelik endüstrisi, hafif bir çelik otomobil gövde yapısı tasarlamak ve çeliğin potansiyelini göstermek için uluslararası çelik üreticileri ile ortak bir program başlatmıştır. 1998 yılında Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi (ULSAB) programı tamamlanmıştır. Bir araba gövdesinin ağırlığının önceki duruma göre dörtte biri oranında azaltılabildiği, aynı zamanda gövde yapısının burulma ve eğme dayanımı artarken performansının da arttığı görüşmüştür. Bu hedeflere ulaşılırken HSS ve ultra yüksek mukavemetli (UHSS) kaliteleri toplam %90 oranında kullanılmıştır. AHSS olarak genellikle 550 MPa'yı aşan akma mukavemeti seviyesine sahip çelikler anlaşılırken, UHSS ise çekme mukavemeti minimum 780 MPa seviyelerine sahip AHSS'nin özel bir alt grubudur. İlk ULSAB (1998) programından sonra ULSAB-AVC (Gelişmiş Araç Konsepti) adlı bir program başlatılmış ve 2001 yılında tamamlanmıştır. Bu programda, en yeni AHSS grupları, özel işlenmiş boşluklar (tailored blanks), hidroforming ve lazer kaynağı gibi gelişmiş şekillendirme ve birleştirme teknikleri uygulanmıştır. ULSAB-AVC yumuşak çeliklerin gövde yapısı için artık kullanılmadığını göstermiştir. Geleneksel HSS yüzdesi yaklaşık %15'e düşürülmüştür. AHSS kaliteleri araç gövde yapı kütlelerinin yaklaşık %82'sini oluşturmaktadır [28].

IISI çatısı altında 1997 yılında dünya çapında büyük çelik üreticilerinden oluşan bir konsorsiyum Ultra Hafif Çelik Oto Süspansiyon (ULSAS) programını başlatmıştır. Bu girişim bu türden üçüncü hafif çelik projesidir. Konsorsiyum tarafından finanse edilen diğer programların başarısına da yanan Ultra Hafif Çelik Oto Süspansiyon faaliyetleri, kitlesel olarak optimize edilmiş ve geri dönüştürülebilir ürünlerin geliştirilmesi ve müşterilerinin rekabet gücüne yardımcı olunması yoluyla yakıt verimliliği için çevresel talebi karşılayan otomobil üreticileri, hafif, uygun maliyetli mühendislik çözümleri sağlayarak, küresel çelik endüstrisi stratejisinin bir parçasını oluşturmaktadır. Daha düşük kütleyle olan talep, araç tüketicisinin artan çevre bilincinden kaynaklanmaktadır. Yakıt verimliliğindeki iyileştirme, doğal kaynakların

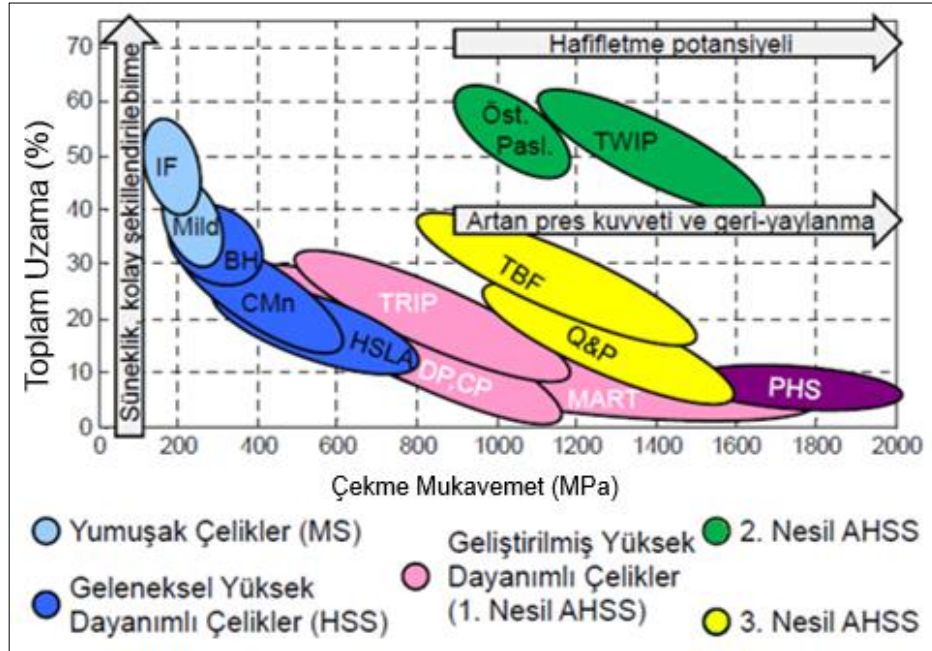


sorumlu kullanımıyla birlikte birincil hedeftir ve çevre üzerinde 'yaşam boyu' etkisinin sonucudur. Otomotiv endüstrisinin maliyet düşürme talebi, küresel pazarın rekabetçi doğasının bir fonksiyonudur. Araç üreticilerinin ve tedarikçi tabanının hedeflerini uygun maliyetli ve rekabetçi bir şekilde gerçekleştirebilmesi için bu zorluğa yanıt vermek Çelik Endüstrisinin sorumluluğundadır. Tipik bir seri üretim binek otomobilinin toplam kütesine gövde yapısı (%20) hakimdir, bunu güç ünitesi (%18) ve ardından süspansiyon sistemleri (%12) izlemektedir. ULSAS programı boyunca kullanılan malzemeler 3 kategoriye ayrılmıştır. İlk grup sac malzemelerdir. Bu sac malzemeler, 200-550 MPa aralığında akma dayanımına sahip 1 ila 4 mm kalınlıktaki yüksek mukavemetli çelikler olarak tanımlanmaktadır. İkinci grup, tüp malzemelerdir, bu malzemeler 150-600 MPa aralığında akma dayanımına sahip 13-70 mm arasında çaplarda, 1-3,5 mm kalınlıklarda yüksek mukavemetli çelik borular olarak tanımlanmaktadır. Üçüncü grup çubuk ve dövme malzemeleridir, 600-1300 MPa akma dayanımına sahip 8,5-12,5 mm çaplarda ultra yüksek mukavemetli çelik çubuklar olarak tanımlanmaktadır [29].

Küresel çelik endüstrisinin en son girişimi FutureSteelVehicle (FSV) programı olmuştur. Geometri ve şekil optimizasyonu açısından günümüzün gelişmiş AHSS konseptleri FSV projesinde otomobil gövdesinin optimize edilmiş modern tasarımı ile kullanılmış ve özellikle EV araç tasarımlarında ağırlık azaltma sağlanmıştır [28]. FSV, bir kıyaslama aracı üzerinde kütleli %35'ten fazla azaltan ve toplam yaşam döngüsü emisyonlarını yaklaşık %70 oranında azaltan çelik gövde yapısı tasarımlarına sahiptir. FSV programı, 2015-2020 teknoloji ufkunda ticari olarak piyasada bulunması beklenen malzemeleri temsil eden AHSS sınıfı da dahil olmak üzere 20'den fazla çelik malzeme portföyü geliştirmiştir. FSV programı, önerilen 2015-2020 model yılı dört araç için optimize edilmiş AHSS gövde yapıları geliştirmiştir: Akü Elektrikli (BEV) ve Şarjlı Hibrit Elektrikli (PHEV) A- / B- Sınıfı araçlar ve PHEV ve Yakıt Hücreli (FCEV) C- / D- Sınıfı araçlar. FSV projesinde tasarım esnekliği, yüksek mukavemeti ve şekillendirilebilirliği, nispeten düşük maliyetli üretimi ve düşük üretim emisyonları gibi çeliğe ait avantajlar kullanılmıştır. FSV, elektrikli motorlara odaklanmasına rağmen, her türlü otomobil için kütle ve yaşam döngüsü emisyonlarını azaltmak için kullanılacak geniş bir çelik bant genişliğine sahiptir. FSV'nin BEV konsepti 188

kg ağırlığında, A- / B/ Sınıfı PHEV20 aracı 175 kg ve daha büyük C- / D- Sınıfı araç versiyonları 201 kg'dır [30].

Şekil 1.1'de gösterildiği üzere AHSS türleri üç nesilde sınıflandırılır. Birinci nesil AHSS tipik olarak çok fazlı mikroyapıya sahip DP-çelikleri (ferrit ve martenzit), TRIP-çelikleri (ferrit, beynit ve kalıntı östenit) ve CP-çelikleri (martenzit, beynit ve ferrit) ve MART çelikleri (martenzitik) içermektedir. AHSS türlerinde karmaşık mikroyapı morfolojileri ve farklı fazlar arasındaki etkileşimden faydalanılarak üstün mekanik özelliklere ulaşılmaktadır. İkinci nesil AHSS, östenitik paslanmaz çelikler (AUST.SS) ve ikizlenme katkılı plastisite (TWIP) çelikleridir. Bu çelikler içeriğindeki yüksek Mn oranı sayesinde östenitik mikroyapıya sahiptir. TWIP çelikleri yüksek şekillendirilebilirlik özelliği gösterir, ancak yüksek alaşımlı ve yüksek maliyetli olmaları sebebiyle kullanımları sınırlıdır. Bu nedenle, birinci ve ikinci nesil AHSS arasındaki boşluğu doldurmak amacıyla son yıllarda üçüncü nesil AHSS gelişimine olan ilgi artmıştır. Üçüncü nesil AHSS, birinci nesil AHSS'ten daha yüksek mukavemet-süneklik kombinasyonlarına sahiptir ve ikinci nesil AHSS çeliklerinden de daha düşük maliyetlerle üretilebilmektedir [23, 31].



Şekil 1.1. AHSS çelikleri uzama-çekme mukavemeti diyagramı [32]

Q&P (Quenching and Partitioning) ve TRIP katkılı beynitik-ferritik (TBF) çelikleri son yıllarda araştırma konusu olan üçüncü nesil AHSS türleridir. Speer vd. ilk olarak

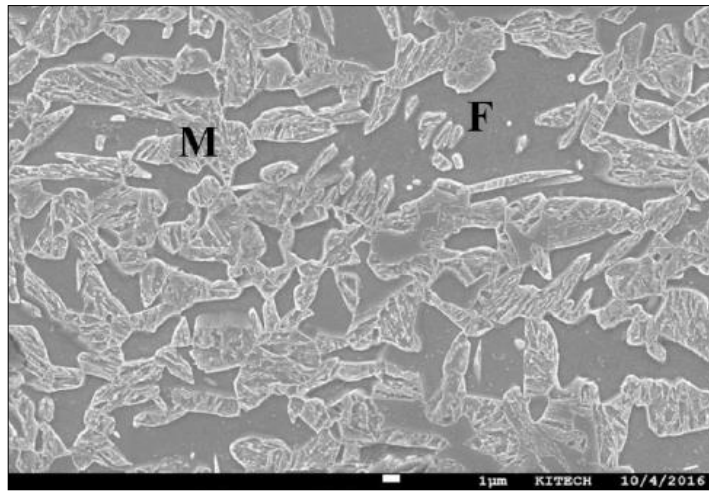
2003 yılında, “Su verme ve Paylaştırma” (Q&P) süreci olarak adlandırılan martenzitten kalıntı östenite yeni bir karbon difüzyonu anlayışına dayanan östenit içeren çeliklerin üretimi için geliştirilen bir ısıl işlem prosesi önermiştir. Q&P çelikleri işlemin ilk adımı olan Q (quenching=su verme) aşamasında martenzit ve östenit miktarlarını kontrollü bir şekilde oluşturmak için  $M_s$  sıcaklığı ve  $M_f$  sıcaklığı arasında bir sıcaklığa hızlı bir şekilde soğutulur. Bu kademeyi östenit kararlılığını arttırmak için karbonun martenzitten östenite geçtiği bir izotermal işlem kademesi olan P (partition=paylaştırma) aşaması izler. P aşaması ile sağlanan karbon paylaşımı sonucunda oda sıcaklığında yüksek hacimsel miktarda ve metastabil olan bir östenit elde edilir. Q&P işleminde östenit kararlı hale getirilirken demir karbürlerin oluşumları da engellenir. Q&P işleminin alaşım içeriğine ve işlem sıcaklıklarına duyarlılığı araştırılmış ve bu işlemin üçüncü nesil AHSS üretimi için uygun bir yöntem olduğu gösterilmiştir [22, 31-34].

TBF çelikleri, aşamalı bir ısıl işlem yolu kullanılarak östenitleme ve daha sonra beynit başlangıç ( $B_s$ ) ve martenzit başlangıç sıcaklığı ( $M_s$ ) arasındaki sıcaklıklarda izotermal beynitik tutma işlemi (veya östemperleme) kullanılarak üretilebilir. İzotermal beynitik tutma işlemi sırasında, östenitin herhangi bir karbür içermeyen beynitik ferrite dönüşümü ve östenite karbon zenginleştirilmesi aynı anda gerçekleşir. TBF çeliklerinin tipik kimyasal bileşimleri, ana alaşım elementleri olarak C, Si ve Mn içerir. Alaşım modifikasyonları Al, Nb ve Cr içeriğinin varyasyonlarını içerir. Si genellikle kütle-%1.5 kadar kullanılır ve beynitik dönüşüm sırasında sementit oluşumunu baskılar. Bu sayede C içeriği artan östenit daha kararlı bir hale gelir ve oda sıcaklığında dönüşmeyerek kalır. Q&P ve TBF çelikleri, düşük kenar çatlak özelliği ile yüksek toplam uzamalar arasındaki mükemmel denge ile karakterize edilir. TBF çeliklerinin delik genişletme özelliği ve bükülebilirliği Q&P çeliklerinden biraz daha düşük olmakla birlikte, kalıntı östenitin varlığıyla oluşan TRIP etkisinden dolayı yüksek uzama değerlerine sahiptirler [35-37].

## 1.1. Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler

### 1.1.1. DP çelikler

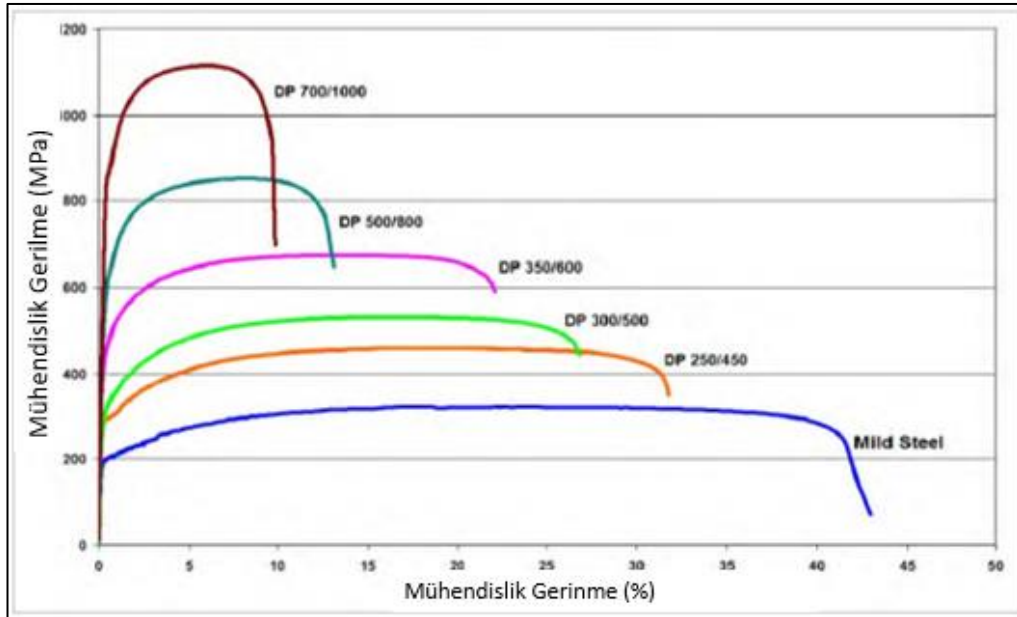
Dual fazlı (DP) çelikler, AHSS kaliteleri arasında otomotiv endüstrisinde en gelişmiş ve en çok kullanılan çeliklerdendir. Endüstriyel üretimleri 1990'lı yıllarda başlamıştır. DP çelikleri ferrit ve martenzit fazlarının kombinasyonundan oluşmaktadır. Yumuşak bir ferrit matrisi içine gömülmüş sert martenzit adalarından oluşan bu çelikler, yüksek uzama ve yüksek çekme mukavemeti sağlamaktadır. DP çeliklerinin mekanik özelliklerini cazip kılan ana neden, yapılarında tamamen farklı iki mikroyapısal bileşen barındırmalarıdır. Faz hacim oranının, tane boyutunu, morfolojisini, deformasyon miktarını ve mikroyapısal bileşenlerinin dağılımını ayarlayarak DP çelikleri için çok çeşitli mekanik özellikler uyarlanabilir. Geleneksel DP çeliklerinde yumuşak ferrit fazına gömülü sert martenzit fazının hacim oranı %10-50 arasında değişmektedir. Günümüzde DP1200 ve DP1400 gibi yüksek mukavemetli ticari çeliklerin martenzit hacim oranı %50'den fazladır. Özellikle yüksek mukavemet, martenzit miktarına bağlıdır. DP çeliğinin tipik bir mikroyapısı Şekil 1.2'de gösterilmiştir. Ferrit yumuşak bir fazdır ve Vickers sertliği tipik olarak 100 ila 150 HV arasındadır. Martenzit ise sert bir fazdır ve sertliği karbon içeriğinin artmasıyla artar. Öte yandan, DP çeliklerde ferrit ve martenzit arasındaki sertlikteki büyük fark, otomotiv sanayisinin temel isterlerinden biri olan delik genişletme kabiliyetinde azalmaya neden olur [38-44].



Şekil 1.2. DP çeliğinin tipik SEM mikroyapısı, F: Ferrit, M: Martenzit [45]

Özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın kullanılan DP çelikler araç gövde panelleri, tamponlar ve jant gibi otomobil bileşenlerinin ağırlığını azaltmak ya da dayanımını artırmak için kullanılabilir. Böylece yüksek yakıt verimliliği ve daha yüksek çarpışma dayanımı sağlanır. Dinamik sönümlenme olarak ifade edilen çarpışma enerjisi değeri, eğer martenzit homojen bir şekilde yapıda dağılırsa artar. DP çelikleri çarpma veya çarpışma olayları sırasında enerjiyi sönümlenmesi için tipik olarak motor bölmesinde ve arka raylarda enerji emici olarak kullanılır [28, 41].

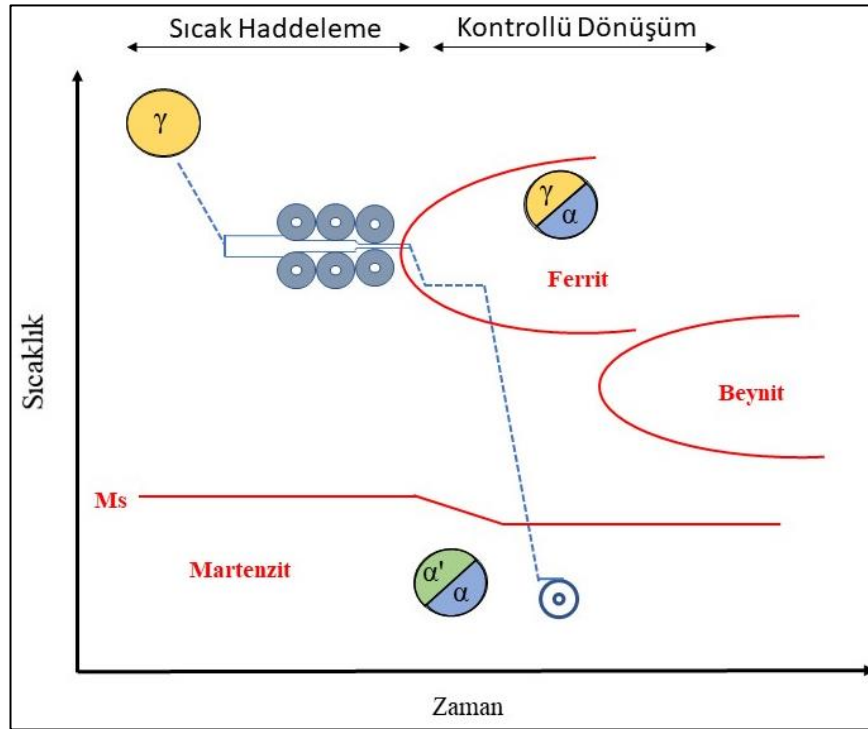
DP çeliklerinin pekleşme oranı ve uzama değerleri, karşılaştırılabilir akma mukavemetine sahip geleneksel çeliklerden daha yüksektir. DP çelik kaliteleri için gerilme-gerinme eğrileri Şekil 1.3'te verilmiştir. Örneğin eşdeğer akma mukavemetine sahip bir DP çeliği bir yumuşak (mild) çelikten daha yüksek pekleşme oranına sahipken, daha yüksek çekme mukavemeti ve daha düşük YS/TS oranı sergiler. DP ve diğer AHSS çelikleri, geleneksel yüksek mukavemetli çeliklere kıyasla yüksek bir fırın sertleştirme (Bake Hardening) etkisine sahiptir [46].



Şekil 1.3. Farklı DP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği [46]

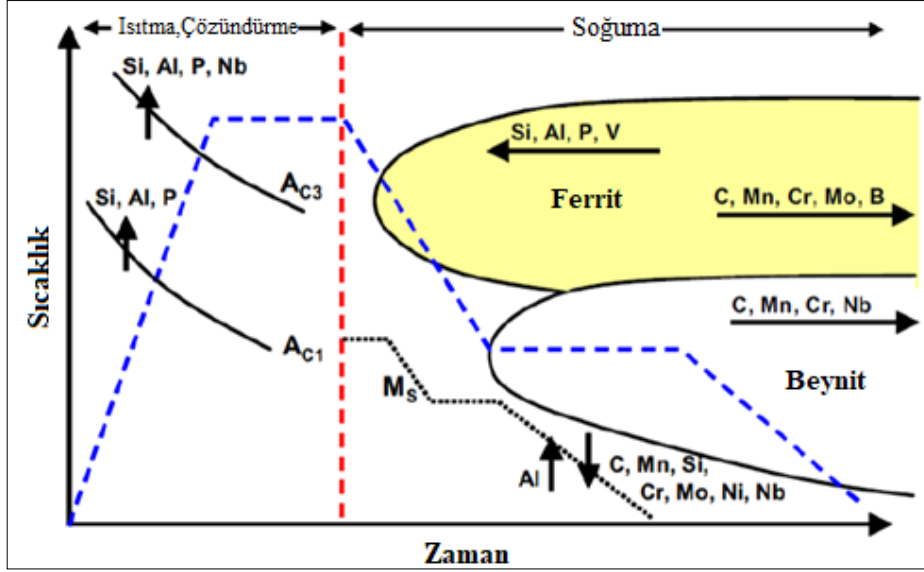
DP çelikleri, sıcak veya soğuk haddeleme yoluyla üretilebilir. DP çeliklerinin soğuk haddeleme ile üretimi, ferrit/perlit veya ferrit/beynit mikroyapısı üzerinde soğuk haddeleme işleminin yapılması ardından sürekli tavlama veya sıcak daldırma ile galvanizleme yöntemleri ile interkritik tavlama işleminin uygulanmasını içerir. DP

çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretimi soğuk haddelemeye göre daha zordur. Şekil 1.4'te DP çeliklerine ait sıcak haddeleme ile üretim şeması sıcaklık-zaman grafiği olarak verilmiştir. Sıcak bant, nihai haddeden çıktıktan hemen sonra  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları arasında çift fazlı alanda yani östenit ve ferrit alanında bir süre ferrit dönüşümü için bekletilir. Daha sonra östenitin martenzite dönüşmesi için interkritik tavlama sıcaklığından su verme işlemi yapılır. Soğutma hızına bağlı olarak nihai mikroyapı ferrit/martenzit veya ferrit/beynit oluşabilir [40, 41, 47].



Şekil 1.4. DP çeliklerin sıcak haddeleme ile üretimi süreci

Genel olarak alaşım elementleri fazların termodinamik kararlılığını ve faz dönüşümünün kinetiğini etkileyecek şekilde rol oynarlar. Şekil 1.5'te şematik olarak gösterildiği gibi alaşım elementleri dönüşüm sıcaklıklarında ve faz dönüşümlerinde farklı değişimlere yol açarlar. DP çelikleri için geliştirilen alaşımlama konseptlerinin neredeyse tümü C, Si ve Mn üzerinden tasarlanmıştır. Bununla birlikte, sıcak haddeleme ve devamında kaplama sırasında yüksek Si oranından kaynaklanabilecek problemler nedeniyle bazen Cr ile beraber P ve Al kullanılabilir. Mikroyapı ve mekanik özellikleri kontrol etmek için Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementleri kullanılabilir [40].



Şekil 1.5. Alaşım elementlerinin kritik sıcaklıkları üzerinde etkisi [40]

Genel olarak, DP çeliklerinin tokluğu ve kırılma davranışı martenzitin hacimsel-miktarı, morfolojisi (şekil, boyut, dağılım) ve karbon içeriğine bağlıdır. Bununla birlikte, yüksek mukavemetli çelikler genellikle hidrojen gevrekleşmesine karşı hassastır. Hidrojen özellikle ısıl işlem süreçlerinde ortamda bulunması nedeniyle daha sonra çelikte gecikmeli kırılmaya neden olabilmektedir. İnce ferrit tane boyutuna sahip DP çeliklerinde hidrojen gevrekliği hassasiyeti yüksektir [48].

Sıcak haddeme prosesi ile üretilen ticari DP çeliklerinin kimyasal kompozisyonları ve mekanik özellikleri sırasıyla Tablo 1.1 ve Tablo 1.2’de gösterilmiştir. Tablo 1.1’de görüldüğü gibi sıcak haddelenmiş DP çeliklerinin temel kimyasal bileşimlerinden C %0,08-0,23, Mn %1,4-3,3 ve Si %0,15-2,0 olduğu görülmektedir. Tablo 1.2’de görüldüğü gibi toplam uzama değeri minimum %14 seviyelerinde iken, çekme mukavemeti 780 MPa seviyelerine ulaşmaktadır. Sıcak haddelenmiş dual fazlı çelikler, yüksek mukavemet, düşük akma noktası ve iyi yorulma mukavemeti ile karakterize edilir. Özellikle daha kalın levha segmentinde mükemmel şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik ve iyi yüzey kalitesine sahiptirler. Sıcak haddelenmiş DP çelikleri, profiller, gövde takviyeleri, şasi parçaları, jantlar gibi bileşenlerin ağırlıktan tasarruf sağlayan üretimi için daha kalın sac metal segmentinde özel avantajlar sunar [49, 50].

Tablo 1.1. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari DP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu

Firma	Çelik	Adı	C (max)	Si (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Al	Cu (max)	B (max)	Ti+Nb (max)	Cr+Mo (max)	V (max)
ThyssenKrupp [49]	DP	300Y530T	0,10	0,8	1,5	0,08	0,01	0,015-1,0	-	0,005	0,15	1	0,2
ThyssenKrupp [49]	DP	330Y580T	0,11	0,8	1,5	0,085	0,01	0,015-0,1	-	0,005	0,15	1	0,2
ThyssenKrupp [49]	DP	300Y580T	0,11	0,8	1,5	0,085	0,01	0,015-1,0	-	0,005	0,15	1	0,2
ArcelorMittal [50]	DP	HR DP600	0,14	1,0	2,2	0,06	0,01	0,015-1,2	0,2	0,005	0,15	1.4	-
ArcelorMittal [50]	DP	HR DP780	0,14	1,0	2,2	0,06	0,01	0,015-1,2	0,2	0,005	0,15	1.4	-
Nippon [51]	DP	NSHA540D	0,12	1,0	1,8	0,035	0,02	-	-	-	-	-	-
Nippon [51]	DP	NSHA590D	0,12	1,5	2,0	0,035	0,02	-	-	-	-	-	-
Nippon [51]	DP	NSHA590DH	0,12	1,5	2,0	0,035	0,02	-	-	-	-	-	-
Nippon [51]	DP	NSHA690D	0,14	1,5	2,5	0,035	0,02	-	-	-	-	-	-
Nippon [51]	DP	NSHA780D	0,15	1,5	3,0	0,035	0,02	-	-	-	-	-	-
POSCO [52]	DP	590DP	0,08	0,8	1,5	0,100	0,08	-	-	-	-	-	-
POSCO [52]	DP	780DP	0,12	1,6	1,6	0,100	0,08	-	-	-	-	-	-
Salzgitter [53]	DP	DP550	0,10	0,15	1,4	0,07	0,008	0,02-0,06	-	-	-	1	-
Salzgitter [53]	DP	DP600	0,10	0,15	1,4	0,07	0,008	0,02-0,06	-	-	-	1	-
BaoSteel [54]	DP	BR380/580DP	0,23	2,0	3,3	-	-	-	-	-	0,1	-	-
BaoSteel [54]	DP	BR450/780DP	0,23	2,0	3,0	-	-	-	-	-	0,1	-	-



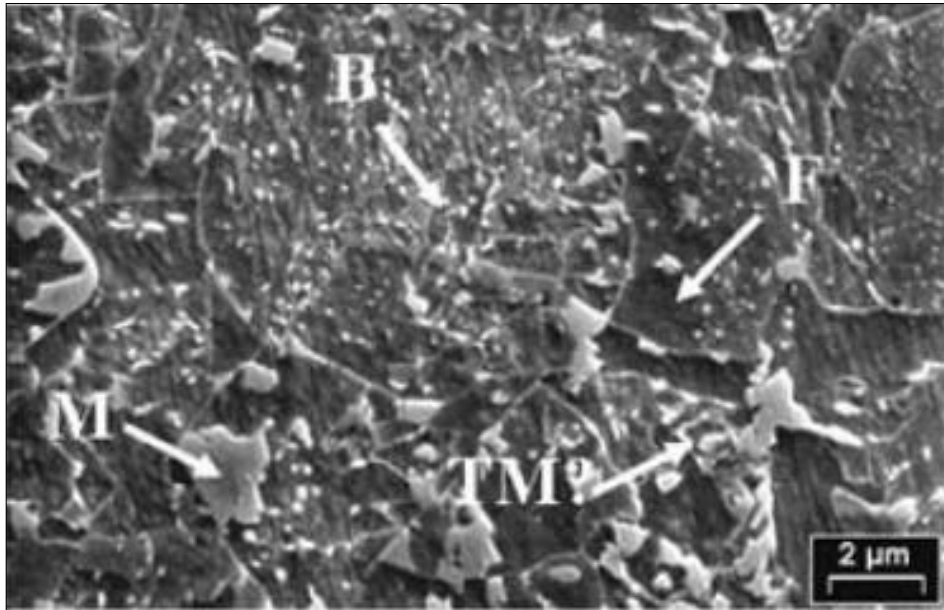
Tablo 1.2. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari DP çeliklerinin mekanik özellikleri

Firma	Çelik	Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama Min (%)
ThyssenKrupp [49]	DP	300Y530T	300-450	530	25
ThyssenKrupp [49]	DP	330Y580T	330-450	580-680	23
ThyssenKrupp [49]	DP	300Y580T	300-470	580	24
ArcelorMittal [50]	DP	HR DP600	330-450	580-680	23
ArcelorMittal [50]	DP	HR DP780	>450	>750	18
Nippon [51]	DP	NSHA540D	295	540	25
Nippon [51]	DP	NSHA590D	325	590	24
Nippon [51]	DP	NSHA590DH	440	590	20
Nippon [51]	DP	NSHA690D	355	690	19
Nippon [51]	DP	NSHA780D	380	780	16
POSCO [52]	DP	590DP	305	590	20
POSCO [52]	DP	780DP	440	780	16
Salzgitter [53]	DP	DP550	300-400	530-620	24
Salzgitter [53]	DP	DP600	330-470	580-670	24
BaoSteel [54]	DP	BR380/580DP	330-470	580	19
BaoSteel [54]	DP	BR450/780DP	450-610	780	14

### 1.1.2. CP çelikleri

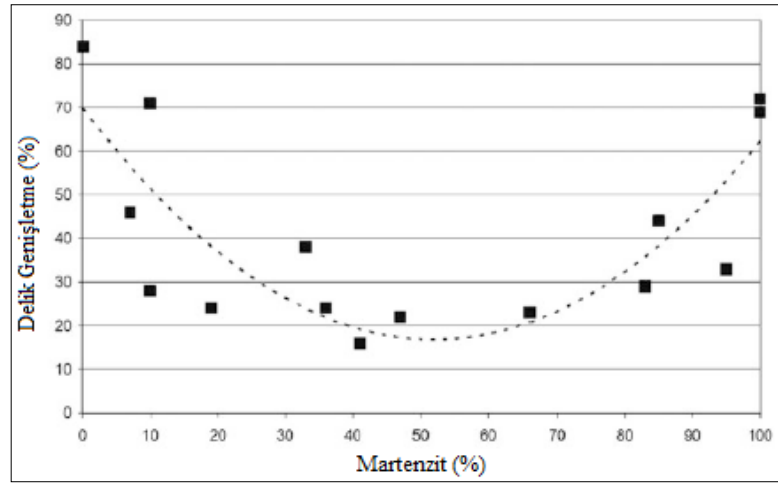
Ağırlık kazancı ve güvenlik gibi amaçlarla otomotiv çeliklerinin çekme dayanımını artırma yönünde genel eğilim sonucunda AHSS kalitelerinin yetersiz kaldığı görülmüştür. DP çelikleri yüksek dayanım ve uzama kombinasyonuna ulaşabilir. Bununla birlikte, dayanım arttıkça kenar kırılmasına karşı duyarlılık artar. Bunun sonucu olarak delik genişlemesi miktarında düşmeye bağlı olarak parça tasarımı ve şekillendirme zorlaşır. DP ve TRIP çeliklerinde sert-yumuşak faz kontrastında oluşturulan yüksek mukavemet ve uzama dengesi sonucunda yüksek bir gerinme sertleşmesi oranı elde edilir. Bu yüksek oran nedeniyle delik delme sırasında kenarlara yakın yörelerde hasar oluşumu gözlenir. Buna çözüm olarak ferrit, beynit, martenzit ve bir miktar kalıntı östenit karışımından ortaya çıkan CP çelikleri konsepti geliştirilmiştir. Ayrıca, güvenlik açısından kritik parçaların yüksek akma mukavemeti olması çok önemli olması sebebiyle, CP çeliğinin mikroyapı tasarımının düşük YS/TS (akma dayanımı/çekme dayanımı) oranı gibi mevcut AHSS çeliklerinin bir başka dezavantajını iyileştirmesi beklenir [55-58].

CP çeliği “karmaşık faz çeliği” olarak tanımlanmaktadır. Bunun nedeni matris ile ikincil fazları ayırt etmek zordur. CP800 çeliğine ait tipik bir mikroyapı görüntüsü Şekil 1.6’da gösterilmiştir [48].

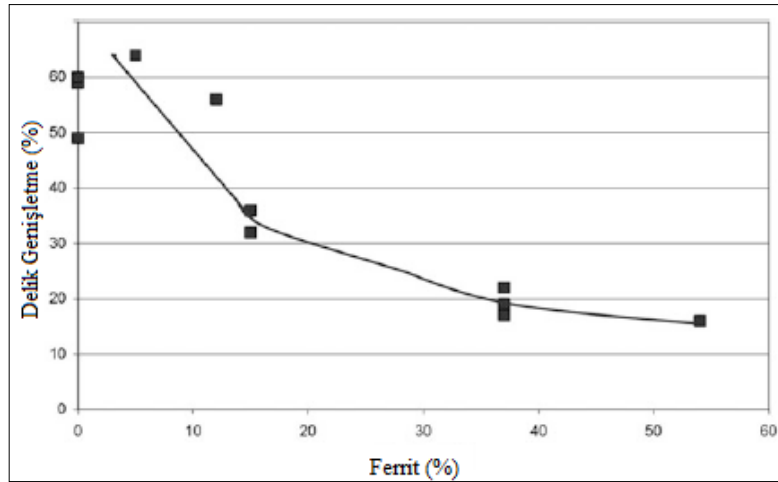


Şekil 1.6. CP800 çeliğine ait SEM görüntüsü. F: Ferrit; B: Beynit; M: Martenzit; TM: Temper Martenzit [48]

CP çeliklerinde oluşan bir miktar kalıntı östenit genel olarak istenmez. Bunun nedeni, deformasyonla birlikte kalıntı östenitin martenzite dönüşümünün başlamasıdır. Martenzit kırılkan bir faz olduğu için delik delme işlemi sırasında kenar çatlağı oluşmasına neden olabilir. Bu nedenle, CP çeliklerinde martenzit yerine yüksek oranlarda beynit fazının bulunması delik genişletme özelliğini artırır. Şekil 1.7 ve Şekil 1.8’de de görüldüğü gibi genel olarak martenzit ve ferrit hacim oranının artması ile delik genişletme özelliği azalmaktadır. Bu sonuç, mikroyapı homojenliğin kritik bir rolünün olduğunu göstermektedir. Bu nedenle, uygun kimyasal bileşim seçimi ile uygun işleme parametreleri için martenzit ve ferrit miktarlarını olabildiğince azaltmayı ve aynı zamanda kalıntı östenitin oluşumunun engellenmesi hedeflemektedir [55-58].



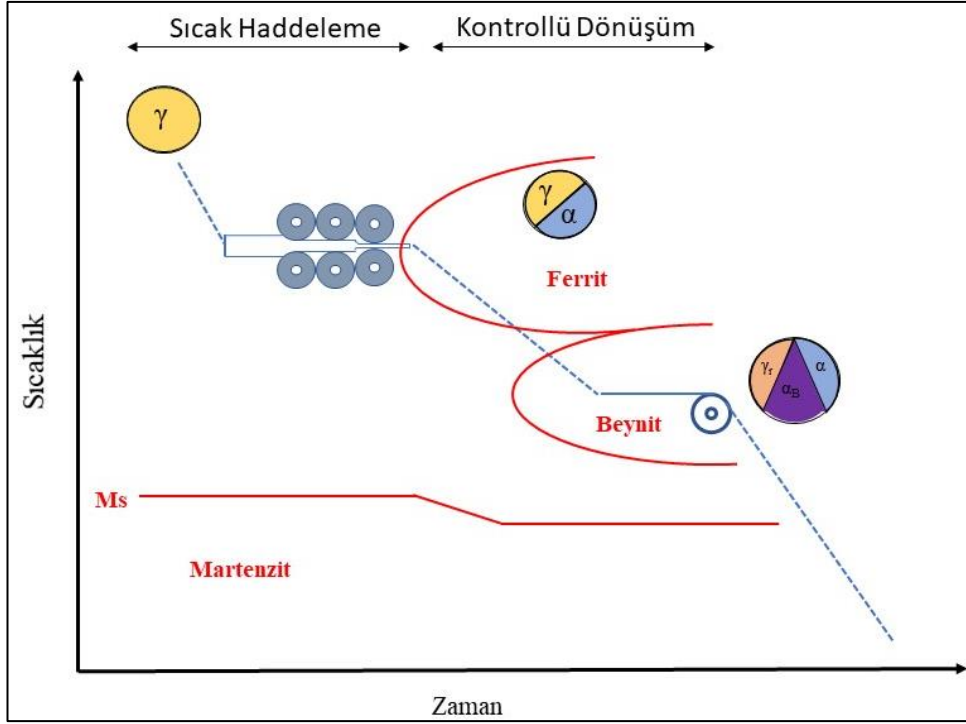
Şekil 1.7. Martenzit hacim fraksiyonunun delik genişletme özelliğine etkisi [56]



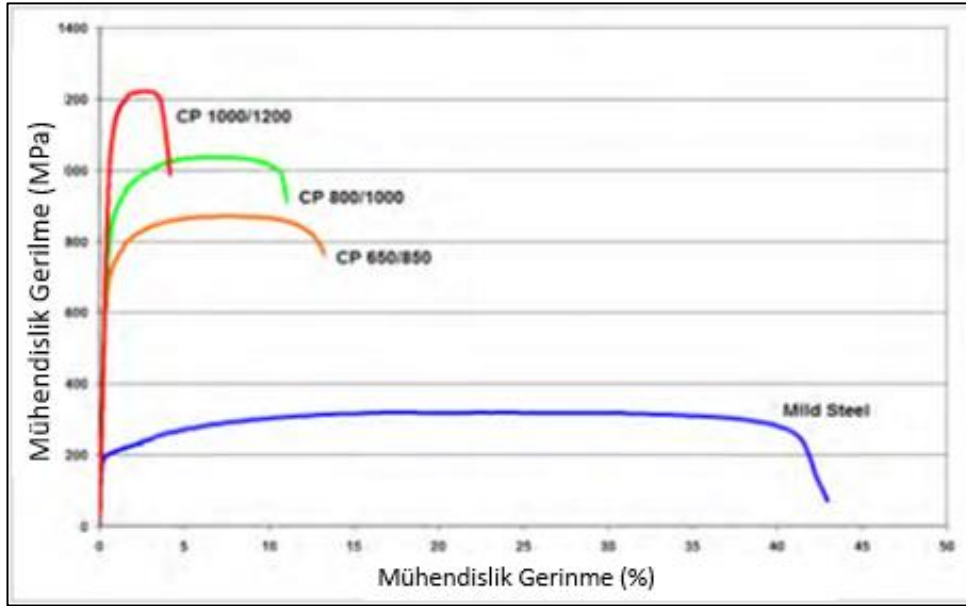
Şekil 1.8. Ferrit hacim fraksiyonunun delik genişletme özelliğine etkisi [56]

CP çelikleri, TRIP katkılı çeliklerin aksine nispeten düşük bir östenit hacim fraksiyonuna (<%10) ve yüksek miktarda beynit hacim fraksiyonuna sahiptir. TRIP katkılı çelikler çökelti sertleşmesi için bir miktar V, Nb ve / veya Ti içerir. CP çeliklerinde ise V, Nb ve Ti karbürler/karbonitrürler oluşumu sonucunda hem çökelti sertleşmesi hem de ince tane sertleşmesi gösterir. Bu sertleşme mekanizmaları CP çeliklerinde sırasıyla mukavemetin %30 ve %40'ına katkıda bulunur. CP çeliklerinin üretim yolu TRIP çeliklerine benzer bir prosestir. Soğuk haddelenmiş CP çelikleri, interkritik tavlama için soğuk haddelenmiş sacların yeniden ısıtılmasıyla üretilir ve sonrasında izotermal beynitik tutma ile beynitik dönüşümü sağlanır. Sıcak haddelenmiş CP çelikleri için sıcak bant sıcak haddeleme ardından kontrollü bir şekilde izotermal beynitik tutma sıcaklığına soğutulur. CP çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretim prosesi Şekil 1.9'da gösterilmiştir. İzotermal beynitik tutma sıcaklığı iki açıdan dikkatlice seçilir. Bir yandan alt beynit oluşumuna ve etkili bir ince tane boyutuna sahip olması için yeterince düşük sıcaklıkta olmalıdır. Öte yandan beynitik dönüşümü hızlandırmak için yeterince yüksek bir sıcaklıkta olmalıdır. Martenzit, son soğutma basamağında dönüşmemiş östenit hacminin martenzite dönüşmesiyle oluşur. CP çeliklerinin eşsiz çok fazlı mikroyapıları yüksek enerji absorpsiyon kapasitesi ve yüksek yorulma mukavemeti sağlayarak, CP çeliklerini özellikle otomotiv süspansiyon sistemlerindeki uygulamalar ve yüksek darbe dayanımı gerektiren güvenlik bileşenleri için uygun kılar [48, 55]

CP çelikleri tipik olarak 800-1000 MPa gibi yüksek bir dayanımı gösterirler. Yüksek dayanımlı çelikler olması sebebiyle mikroyapıdaki martenzit miktarını azaltmak ve dayanımı için yüksek dayanımlı beynit ile ikame etmek gerekir. Beynit, martenzitten daha düşük mukavemet sağlar. Bu nedenle, DP çelikleri (800-1000 MPa) ile aynı mukavemete ulaşmak için diğer sertleştirme mekanizmaları kullanılmalıdır. CP çeliklerinin mukavemetinin bir kısmı tavlama süresine ve kimyasal bileşimine bağlı olarak martenzitten gelir [44]. DP çelikleri ile karşılaştırıldığında, CP çelikleri 800 MPa ve daha yüksek eşit çekme mukavemetlerinde önemli ölçüde daha yüksek akma mukavemeti gösterir. CP çelikleri yüksek enerji sönümlenmesi ve delik genişletme özellikleri ile karakterize edilir. CP çelik kaliteleri için gerilme-gerinme eğrileri Şekil 1.10'da yer almaktadır [46].



Şekil 1.9. CP çeliklerinin sıcak haddeleme prosesi ile üretimi



Şekil 1.10. Farklı CP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği [46]

Mo, östenitten ferrite dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde düşürmese de, özellikle 600-700°C sıcaklık bölgesinde dönüşüm kinetiğini ciddi şekilde geciktirir. Aslında perlit oluşumunu baskılamada Cr'den daha etkilidir. Grossman sertleşebilirlik hesaplamalarına göre Mo, diğer birçok alaşım elementinden daha fazla sertleşebilirliği

artırma potansiyeline sahiptir. Karmaşık fazlı çeliklerde, genellikle bir Cr+Mo kombinasyonu eklenir. Mo'nun ağırlıkça %0,1-0,2 aralığında eklenmesi özellikle galvaniz tavlı çeliklerin üretimi için faydalıdır. Galvaniz tavlama genellikle 500-520°C gibi nispeten yüksek sıcaklıklarda tavlamaı içerir. Beynit başlangıç sıcaklığına yakın olan bu sıcaklık aralığında Bs, Mo ilavesi perlit ve/veya beynit dönüşümünün baskılanmasında çok etkilidir. Karbür oluşumunun bu yüksek sıcaklıklarda bile baskılanması, diğer alaşım elementleri kullanıldığında mümkün olmayan son mikroyapıda yeterli stabilite ile yarı kararlı östenitin tutulmasını sağlar. Beynit dönüşüm sıcaklığı 450-600°C aralığında olduğunda ve Mo ile alaşımlama yapıldığında mukavemet artar [36]. Alaşım elementi olarak B genel olarak çeliklerde sertleşebilirliği artırmaktadır. Nb ve V gibi mikroalaşım elementleri CP çeliklerinin mukavemetini arttırmaktadır. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerinin mukavemeti Mo veya Cr ilavesiyle ve yüksek (%0,1'in üzerinde) V veya Ti ile belirlenir. Ti ve V çökeltilerinin oluşum sıcaklıkları bununla birlikte sıcak haddeleme sonrası sarma sıcaklıklarına uygun değildir. En uygun beynitik morfolojiyi ve en yüksek mukavemeti elde etmek için gereken optimum sarma sıcaklığı Ti ve V çökeltilerinin oluşum sıcaklıklarına göre düşüktür. Bu nedenle, mekanik özellikleri ve delik genişletme için belirlenmiş gereksinimlere göre bir sarma sıcaklığı seçilmelidir [56].

Sıcak haddeleme ile üretilen ticari CP çeliklerinin kimyasal kompozisyonları ve mekanik özellikleri sırasıyla Tablo 1.3 ve Tablo 1.4'te verilmiştir. Tablo 1.3'te verilen sıcak haddelenmiş CP çeliklerinin kimyasal bileşimleri temel olarak C %0,14-0,25, Mn %1,4-2,2 ve Si %0,3-1,0 olduğu görülmektedir. Alaşım elementi olarak Ti + Nb %0,25, V %0,20, Cr + Mo %1,0 ve B 50 ppm'e kadar eklendiği görülmektedir. Tablo 2.4'te görüldüğü gibi toplam uzama değeri minimum %9 seviyelerinde iken, çekme mukavemeti 960 MPa seviyelerine ulaşmaktadır.

Sıcak haddelenmiş karmaşık fazlı çelikler, çok yüksek mukavemet ve akma noktası değerleri sunar ve ağırlığı optimize edilmiş şasi parçaları için en uygun şekilde uygundur. Sadece küçük deformasyon kuvvetleriyle bile güçlü pekleşme ile karakterize edilirler. Sıcak haddelenmiş CP çelikleri kolayca soğuk şekillendirilebilir ve kaynaklanabilir. Sıcak haddelenmiş CP çelikleri tampon kirişleri, süspansiyon kolu ve B sütunu gibi parçalarda kullanılmaktadır [49, 50].

Tablo 1.3. Sıcak haddeme ile üretilen ticari CP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu

Firma	Çelik	Adı	C (max)	Si (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Al	Cu (max)	B (max)	Ti+Nb (max)	V (max)	Cr+Mo (max)
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W660Y760T	0,14	1,0	2,2	0,08	0,015	0,015-2,0	-	0,005	0,25	0,20	1,0
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W 800	0,14	1,0	2,2	0,08	0,015	0,015-2,0	-	0,005	0,25	0,20	1,0
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W 1000	0,19	1,0	2,2	0,08	0,015	0,015-2,0	-	0,005	0,25	0,20	1,0
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP750	0,25	0,4	1,4	-	-	-	-	-	-	-	-
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP800	0,18	1,0	2,2	-	0,01	0,015-1,2	0,2	0,005	0,25	-	1,0
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP1000	0,14	0,3	1,7	-	-	-	-	-	-	-	-
Salzgitter [53]	CP	SZBS800	0,18	1,0	2,2	0,05	0,01	0,015-1,2	0,2	0,005	-	-	-
BAOSTEEL [54]	CP	CP800	0,18	0,8	2,2	0,08	0,015	2,0	-	-	0,15	-	1,0
Voeestalpine [59]	CP	HR660Y760T	0,18	1,0	2,2	0,05	0,01	0,015-1,2	0,2	0,005	0,25	-	1,0
DOCOL [60]	CP	HR660Y760T	0,18	1,0	2,2	0,05	0,01	0,015-1,0	0,2	0,005	0,25	-	1,0

Tablo 1.4. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari CP çeliklerinin mekanik özellikleri

Firma	Çelik	Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama Min. (%)
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W 660Y760T	660-830	760	12
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W 800	680-830	780	10
ThyssenKrupp [49]	CP	CP-W 1000	720-920	950	9
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP750	620-750	750	13
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP800	660-820	760-960	13
ArcelorMittal [50]	CP	HR CP1000	>800	>950	9
Salzgitter [53]	CP	SZBS800	680-840	800-980	11
BAOSTEEL [54]	CP	CP800	680-830	>780	10
Voestalpine [59]	CP	HR660Y760T	660-820	760-960	10
DOCOL [60]	CP	HR660Y760T	660-820	760-960	10



### 1.1.3. TRIP çelikler

TRIP çelikleri, otomotiv uygulamalarında en yaygın kullanılan diğer bir AHSS kalitesidir. TRIP çeliklerinin ortaya çıkışı 1967'de Zackay vd. tarafından östenitin martenzit dönüşümüne neden olduğu plastiklik gösteren bir Cr-Ni alaşımlı çelik geliştirilmesi ile gerçekleşmiştir. Ancak faz dönüşümü ile yüksek uzama elde edilebilmesi Fe-Ni alaşımları ile Wassermann'ın 1937'deki çalışmasına kadar dayanmaktadır. İlk TRIP çelikleri yüksek Ni ve Cr içeriğinden faydalanan tamamen östenitik bir mikroyapıya sahiptir. Bu iki element östeniti oda sıcaklığında kararlı hale getirmektedir. Ancak bu yaklaşım TRIP çeliklerinin endüstriyel ölçekli üretimi için uygun maliyetli değildir. Tamamen östenitik TRIP çeliklerinden farklı olarak TRIP katkı çelikler, Tablo 1.5'de görüldüğü gibi benzer çeliklerden farklı olarak ferrit ve beynit ile birlikte %5-20 kalıntı östenit içerir. Tablo 1.6'da çeliklerin kimyasal bileşimler arasında fark gösterilmiştir. TRIP katkı çelikler 1980'lerde yoğun araştırmaların bir sonucu olarak otomotiv uygulamaları için muhtemel malzemeler ortaya çıkmıştır. Otomobil endüstrisinin artan yakıt ekonomisi ve yüksek çarpışma güvenliği kapasitesine olan talep bu sayede karşılanmıştır. Bunun yanı sıra, yüksek dayanımlı çeliklerden üretilen parça sayısını artırma niyeti ile yeni çeliklerin geliştirilmesinde süreklilik arzusu doğmuştur [55, 56, 61-64]

Tablo 1.5. TRIP, TRIP katkı ve CP çeliklerin mikroyapı bileşenleri [55]

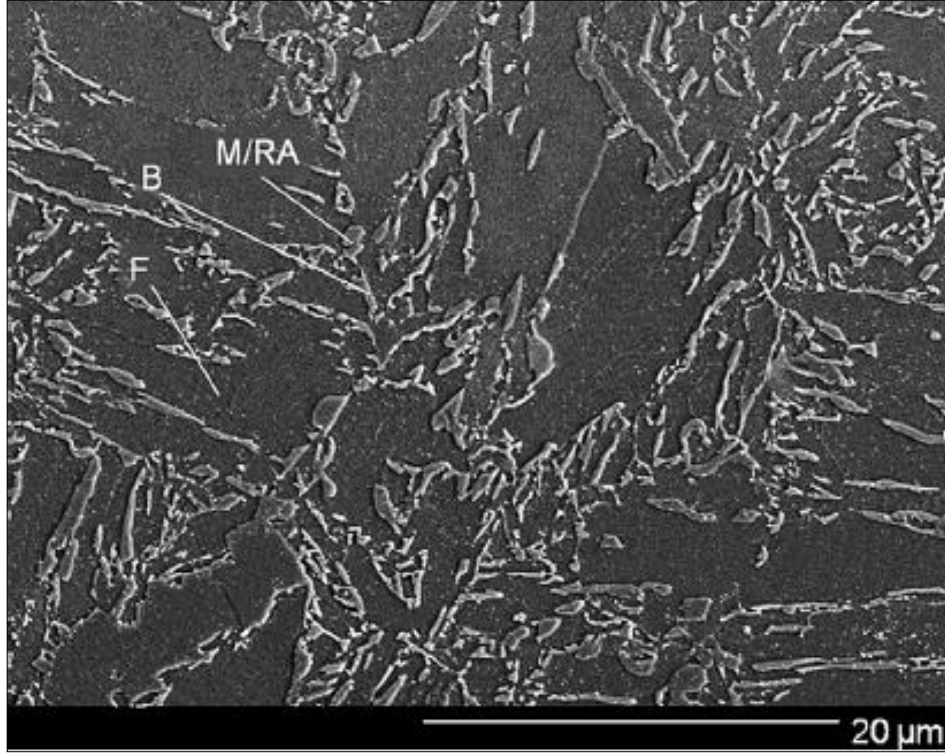
1. Nesil AHSS	Ferrit	Martenzit	Beynit	Kalıntı Östenit
TRIP	-	-	-	100
TRIP-katkı	55-65	-	25-35	5-20
CP	5-10	5-10	75-85	5-10

Tablo 1.6. TRIP, TRIP katkı ve CP çeliklerin kimyasal kompozisyonları [55]

1. Nesil AHSS	C	Mn	Si/Al	Ni	Cr	Mo	Nb/Ti/V	Fe
TRIP	0,2-0,26	2,0	2,0	8,0-9,0	9,0-13,5	2,0-5,5	<0,06	Kalan
TRIP- katkı	0,1-0,3	1,0-2,0	1,0-2,0	-	-	-	-	Kalan
CP	<0,2	1,5-2,5	1,0-2,0	<0,25	-	<1,0	<0,25	Kalan

TRIP çeliklerinin mikroyapısı temel olarak Şekil 1.11'de de gösterildiği gibi ferrit (F), kalıntı östenit (RA), beynit (B) ve bir miktar martenzitten (M) oluşur. Kalıntı östenit, TRIP çeliklerinin önemli bir bileşenidir. Deformasyon sırasında kalıntı östenit, dönüşüm katkı bir plastiklik etkisi (TRIP etkisi) üreterek martenzite dönüşür. TRIP

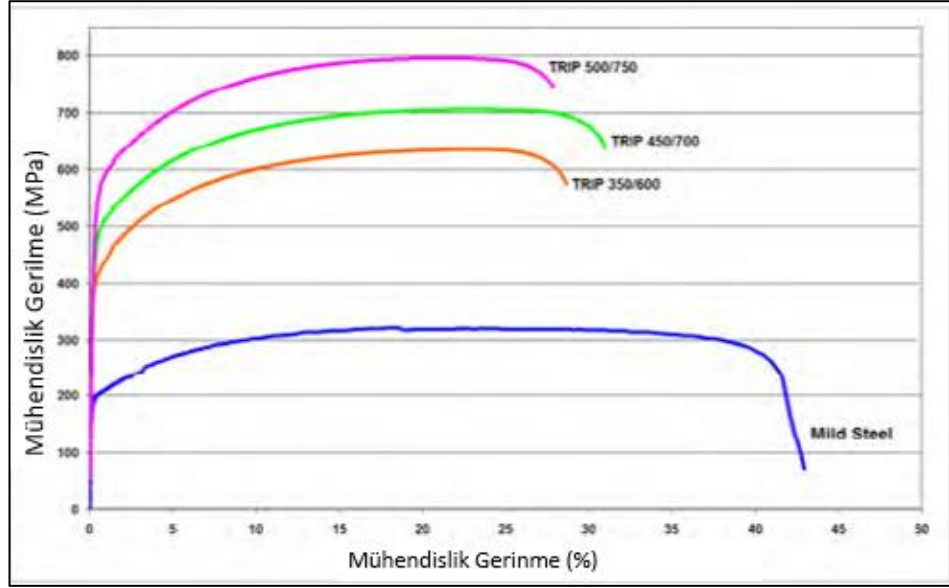
etkisi boyun vermeyi geciktirir ve çeliğin mukavemetini artırır. Dolayısıyla, uygun bir mekanik kararlılığa sahip yeterli bir kalıntı östenit miktarı, TRIP çeliklerinin mekanik özelliklerini düzenleyen anahtar faktördür [61].



Şekil 1.11. Tipik TRIP çeliği SEM görüntüsü. B: Beynit; M/RA: Martenzit/Kalıntı Östenit; F: Ferrit [65]

Deformasyon sırasında sert ikinci fazların yumuşak ferrit içinde dispersiyonu, DP çeliklerinde gözlemlendiği gibi yüksek bir pekleşme oranı oluşturur. Bununla birlikte, TRIP çeliklerinde kalıntı östenit ayrıca artan gerilme ile kademeli olarak martenzite dönüşür. Bu sayede TRIP çeliklerinde daha yüksek gerilme seviyelerinde pekleşme oranı artar. TRIP çeliği, pekleşme oranının DP çeliğinden daha düşük olmasına rağmen, sertleşme oranı, DP çeliğinin pekleşme oranının azalmaya başladığı yüksek gerilmelerde devam eder. TRIP çelik kaliteleri için gerilme-gerinme eğrileri Şekil 1.12’de sunulmuştur. TRIP çeliklerinin pekleşme oranları, geleneksel HSS kalitelerine göre önemli ölçüde daha yüksektir. Yüksek pekleşme oranı, TRIP çeliklerinde daha yüksek gerilmelere kadar devam eder ve yüksek miktarda germe ile şekillendirme uygulamalarında DP çeliğine karşı bir avantaj sağlar. Kalıntı östenitin martenzite dönüşmeye başladığı gerilme seviyesi, karbon içeriği ayarlanarak kontrol edilir. Düşük karbon seviyelerinde, kalıntı östenit hemen hemen deformasyondan hemen sonra

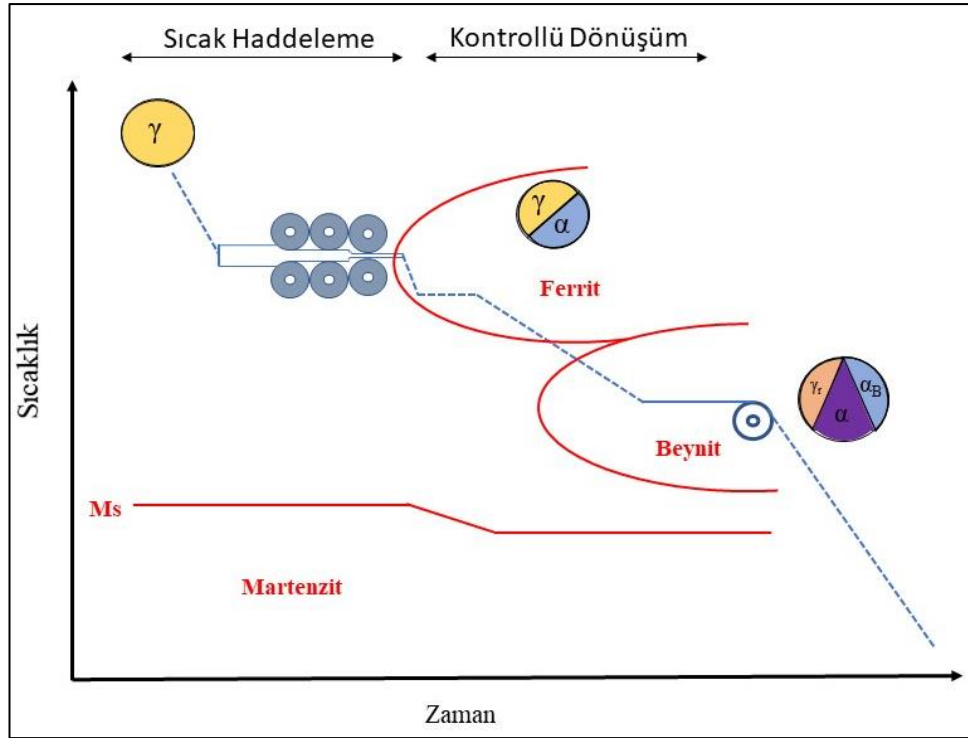
dönüşmeye başlar ve parça şekillendirme sırasında pekleşme oranını ve şekillendirilebilirliği artırır. Bu nedenle, TRIP çelikleri karmaşık AHSS parçalarının üretimi için yüksek bir şekillendirilebilirlik ve çarpışma enerjisi sönümlenme sağlamak amacıyla çarpışma deformasyonu sırasında yüksek sertleşme sergilemek üzere tasarlanabilir. TRIP çeliklerinin ek alaşım gereksinimleri direnç nokta ile kaynak kabiliyetlerini azaltır [46].



Şekil 1.12. Farklı TRIP çelik kalitelerine ait gerilme-gerinme grafiği [46]

TRIP çeliklerinin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini optimize etmek için uygun alaşım ve proses tasarımı önemlidir. TRIP çeliklerinin çok fazlı mikroyapısı, interkritik tavlama ve izotermal beynitik dönüşüm işlemlerinden oluşan iki aşamalı bir işlem ile elde edilir. Son yıllarda sıcak haddelenmiş TRIP çeliğine artan bir ilgi olup, bu çeliklerde yüksek bir çekme mukavemeti ve toplam uzama kombinasyonu elde edilebilmektedir. Sıcak haddeleme işleminde yeniden ısıtma işlemi gerekli olmadığı için soğuk haddelenmiş TRIP çeliklerin üretimine göre daha az enerji harcanmaktadır. TRIP çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretiminin şematik gösterimi Şekil 1.13'de gösterilmiştir. Ferrit matrisi interkritik tavlama işlemi sırasında oluşturulur. İnterkritik tavlama sırasında ayrıca karbür çökmesi ve ferrit çekirdeklenme/büyümesi gözlenir. Ferrit miktarının kontrolü bekletme süresi, bekletme sıcaklığı ve soğuma hızı gibi parametrelere bağlıdır. Ferrit oluşumu sonrasında geriye kalan östenitik yapıdan beynit oluşumu amacıyla Bs sıcaklığının altında bir sıcaklıkta bekleme yapılarak su

verilir. İzotermal beynitik dönüşüm sırasında kalıntı östenit miktarını ve kararlılığını ayarlamak için izotermal beynit tutma sıcaklığı ve süresi kontrol edilir. İnterkritik sıcaklık, izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığı ve süresi gibi işlem parametrelerinin optimizasyonu, mekanik özellikler için büyük önem taşır. DP çeliklerin aksine, TRIP çeliklerinin üretimi her çelik üreticisi tarafından sağlanmadığı gibi her otomobil üreticisi tarafından da kullanılmamaktadır. Üretiminde ve uygulanmasında bazı zorluklar yaşanmaktadır. İlk olarak, TRIP çelikleri tipik olarak kaynakla bobinlerin veya parçaların birleştirilmesini zorlaştıran oldukça yüksek karbon içeriğine (yaklaşık %0,20) sahiptir. İkincisi, bu çeliklerin mekanik davranışlarına, özellikle kırılmaya ilişkin bazı çelişkiler hala devam etmektedir [55, 56, 61, 66, 67].



Şekil 1.13. TRIP çeliğinin sıcak haddeleme ile üretiminin şematik gösterimi

Son on yılda, çoğunlukla 590, 690 ve 780 MPa çekme mukavemetine sahip TRIP çelikleri geliştirilmiştir. Bu çeliklere ait mekanik ve fiziksel özellikler Tablo 1.7 ve Tablo 1.8'de gösterilmiştir. Düşük alaşımlı TRIP çeliklerinde östenit kararlılığı sağlamak için gerekli olan tipik Mn ve C içerikleri sırasıyla yaklaşık kütle-%1,5 ve %0,2'dir. Birinci nesil AHSS olarak adlandırılan TRIP çelikleri mikroyapısında beynit (%25-35), metastabil kalıntı östenit (%5-20) ile birlikte ferrit matrisi (%55-65)

bulunmaktadır. Bu çelikler yüksek bir mukavemet ve süneklik dengesi gösterir, ancak ticari TRIP kaliteleri çoğunlukla 800 MPa çekme mukavemeti ile sınırlıdır [56, 62].

Karbon (C), en düşük maliyetli östenit yapıcı ve mukavemet arttırmada en etkili elementlerden biridir. TRIP çeliklerinde C içeriğindeki artış  $B_s$  sıcaklığını düşürür ve beynit dönüşümünü geciktirir. Bununla birlikte, C miktarı kaynaklanabilirliği etkilediği için genellikle kütle-%0,3 ile sınırlıdır. TRIP çeliklerinde Mn diğer bir östenit yapıcı bir elementtir. Mn perlit oluşumunu geciktirerek tavlama sıcaklıklarından yavaş soğumaya izin verir. Mangan östenit yapıcı olması sebebiyle  $M_s$  sıcaklığını düşürür, fakat beynit oluşumunu da geciktirir. Isıl işlem prosesleri sırasında karbür çökmesini engellemek için TRIP çeliklerine Si ve Al elementleri ilave edilir. Bununla birlikte, Si sıcak haddeme sonrası oksit oluşumu ile yüzey kalitesini ve galvanizlenebilirliği olumsuz yönde etkiler. Karbür çökmesini geciktirme amaçlı Si ilavesi yerine kullanılabilen Al  $M_s$  sıcaklığını arttırarak östenit kararlılığını düşürür. Ancak, Al çelik yüzeyinde bir inhibisyon tabakası oluşturarak kaplama kabiliyetini arttırır. TRIP çeliklerinde Si ve/veya Al konsantrasyonu genel olarak ağırlıkça %1,0-2,0 aralığındadır [55, 68].

Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerinin ticari olarak üretimi dünya genelinde yapan Nippon ve BaoSteel gibi birkaç firma vardır. Daha önceden ThyssenKrupp sıcak haddelenmiş TRIP çeliği RA-W'ı üretmekteydi. Son yıllarda sıcak haddelenmiş TRIP çeliğine ait üretim bir hayli azalmıştır. Sıcak haddelenmiş TRIP çelikleri yüksek enerji absorpsiyon kabiliyetine sahip otomobil yapısal parçalarında, süspansiyonlar ve kolay şekillendirilebilir parçalarda kullanılmaktadır [51, 54, 69].

Tablo 1.7. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari TRIP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri

Firma	Çelik	Adı	C (max)	Si (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	Al	Cu (max)	B (max)	Ti+Nb (max)	Cr+Mo (max)
Nippon [51]	TRIP	NSHA590T	0,21	2,20	1,8	0,025	0,01	-	-	-	-	-
Nippon [51]	TRIP	NSHA690T	0,23	2,20	2,0	0,025	0,01	-	-	-	-	-
Nippon [51]	TRIP	NSHA780T	0,25	2,20	2,2	0,025	0,01	-	-	-	-	-
BaoSteel [54]	TRIP	BR400/590TR	0,30	2,20	2,5	-	-	-	-	-	0,1	-
BaoSteel [54]	TRIP	BR450/780TR	0,30	2,20	2,5	-	-	-	-	-	0,1	-

Tablo 1.8. Sıcak haddeleme ile üretilen ticari TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri

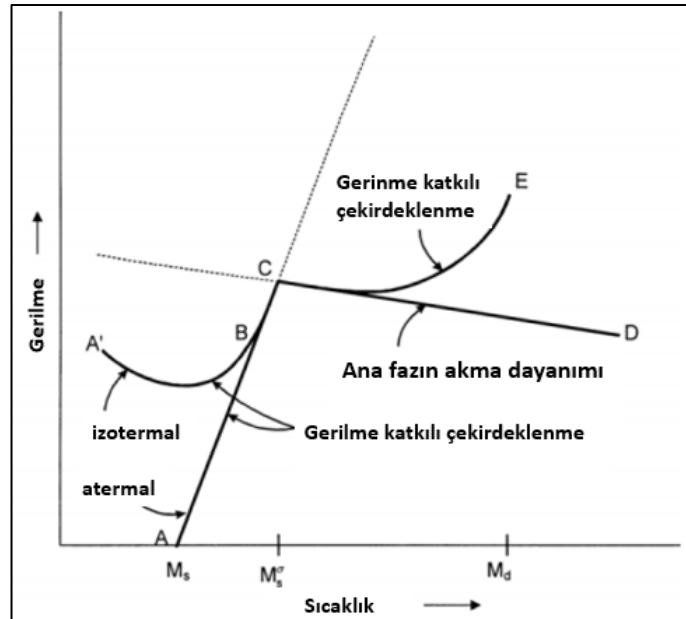
Firma	Çelik	Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama Min (%)
Nippon [51]	TRIP	NSHA590T	390	590<	25
Nippon [51]	TRIP	NSHA690T	440	690<	22
Nippon [51]	TRIP	NSHA780T	490	780<	20
BaoSteel [54]	TRIP	BR400/590TR	>400	>590	24
BaoSteel [54]	TRIP	BR450/780TR	>450	>780	20

## 1.2. TRIP Etkisi

Yüksek mukavemet ve sünekliğe sahip AHSS çeliklerini geliştirmek için muhtemel alaşım tasarım stratejilerinden biri deformasyon sırasında metastabil östenitin martenzite dönüşümünden kaynaklanan TRIP etkisinin kullanılmasıdır. Çekme deformasyonu sırasında TRIP etkisi artması ile birlikte homojen uzama ve gerilme mukavemetini arttırabilir. TRIP etkisi ilk kez 1924 yılında yüksek sıcaklıkta burulma testi sırasında gözlenmiştir [55]. Demir,  $\alpha$ - $\gamma$  dönüşümüne uğradığında  $\gamma$  demirin plastisiteni önemli ölçüde aşan geçici bir plastisite elde edildiği bildirilmiştir. Genel olarak deformasyona bağlı martenzitik dönüşüm sırasında iki önemli etki meydana gelir: Greenwood-Johnson etkisi (1965) ve Magee etkisi (1969). Birincisi, bir faz geçişi sırasında sert olan fazın yumuşak olan fazı deforme etmesi ve akmaya neden olmasını ifade eder. Böylelikle, oluşan yük plastisite için yeterli olmamasına rağmen bir plastik akışa neden olur. İkincisi ise bir malzemeye dışarıdan uygulanan bir yükün martenzit oluşumunu tetikleyebileceğini ileri sürmüştür. TRIP etkisinin ticari AHSS'lere uygulamada ilk başarılı girişim 1990'larda, Nippon Steel Corporation'ın (NSC) ağırlıkça Fe-0,4C-1,5Si-0,8Mn bileşimini interkritik tavlama ve izotermal beynitik tavlama sonrasında çok fazlı TRIP ve CP çeliklerin geliştirmesiyle başlamıştır [55, 70].

TRIP çeliklerinin benzersiz özellikleri, TRIP etkisi olarak bilinen bir fenomen olan kalıntı östenit dönüşümüne bağlanır. Yarı kararlı östenitik fazın sert ve kırılğan martenzitik faza dönüşümü, TRIP çeliğinin gerilme sırasında mekanik davranışını ayarlayarak benzersiz bir akıllı malzeme türü gibi davranmasını sağlayan uygulanan gerilme veya gerilmenin bir sonucudur. Burada, elastik gerilmeler veya plastik gerilmeler altında martenzitik çekirdeklenme sürecini etkileyen koşulları açıklamak yararlıdır. Şekil 1.14'te şematik olarak belirtildiği gibi,  $M_s$ 'nin çok üzerinde olmayan ve  $M_s\sigma$  sıcaklığının altındaki gerilimin uygulanması, gerilme östenitik fazın normal akma mukavemetinin çok altında olsa bile martenzitik çekirdeklenmeyi içerebilir. Bu dönüşüme gerilme katkılı denir çünkü mevcut çekirdeklenme bölgeleri, uygulanan gerilimin termodinamik katkısıyla mekanik olarak basitçe desteklenir. Başka bir deyişle,  $M_s$ 'de herhangi bir dış gerilim olmadan normal olarak çalışan bölgelerin çekirdeklenmesi için kritik itici kuvvet,  $M_s$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda elde edilebilir,

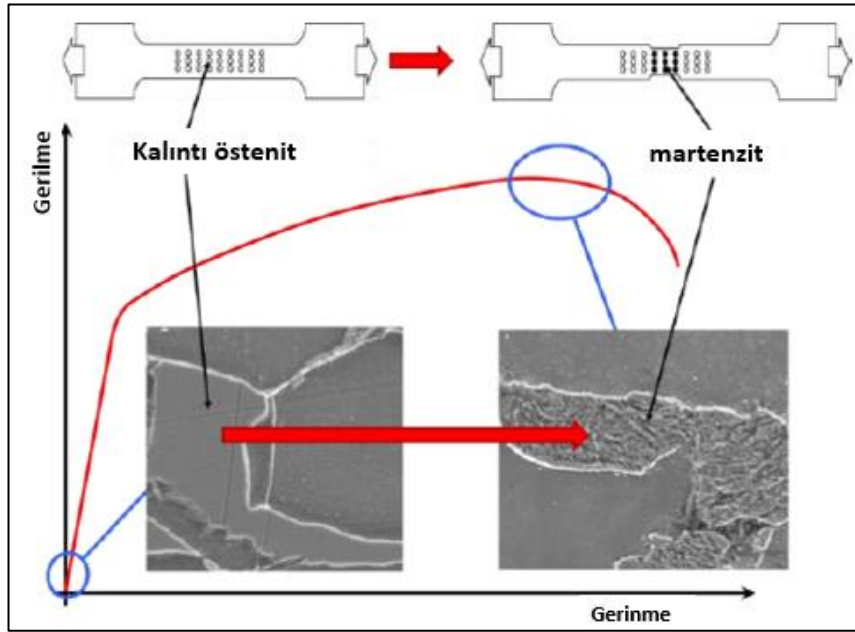
çünkü mekanik tahrik kuvveti, çok daha yüksek sıcaklıklarda azaltılmış kimyasal tahrik kuvvetini oluşturur. Bu karşılıklı ilişki nedeniyle, Şekil 2.14'teki AC çizgisinin eğimine göre, sıcaklık gerilmenin neden olduğu çekirdeklenme ne kadar yüksek olursa, daha yüksek gerilimler gerektirir. Yukarıda açıklanan dönüşümsel-mekanik etkileşimlerin atermal kinetiğin temsilcisi olduğu belirtilebilir. İzotermal kinetik için, elastik gerilim ve plastik gerilmenin karşılık gelen etkileri A'B çizgisi ile açıklanmaktadır.  $M_s\sigma$  olarak belirlenen bir sıcaklıkta, çekirdeklenme için gerekli gerilim, östenitik fazın akma dayanımına ulaşır.  $M_s\sigma$  üzerinde önemli plastik akışı dönüşümden önce gelir ve dönüşüme ek bir katkı, plastik deformasyonun eşlik ettiği yeni ve daha güçlü çekirdeklenme alanlarının yaratılmasından kaynaklanabilir. Bu dönüşüm, gerinim kaynaklı olarak tanımlanır. Bu koşullar altında,  $M_s\sigma$  üzerindeki sıcaklıklarda çekirdeklenme gerilmeleri AC hattının uzantısına değil, CD hattı boyunca düşmektedir. Bu nedenle,  $M_s\sigma$  sıcaklığı, iki çekirdeklenme modunun baskın olduğu sıcaklık rejimleri arasında yaklaşık bir sınır tanımlar,  $M_s\sigma$ 'ya yakın her iki mod da çalışacaktır.  $M_d$  üzerinde kimyasal itici kuvvetin, plastik gerinim rejiminde bile mekanik olarak indüklenemeyecek kadar küçük hale geldiği sıcaklıktır. Sıklıkla, gerinim katkılı ve gerilim kaynaklı sıcaklık aralıkları arasında bir örtüşme vardır ve bu nedenle sıcaklık keskin bir şekilde tanımlanamayabilir. ACE hattı, TRIP fenomeninin meydana geldiği gerilim sıcaklığı koşullarını belirtir [71, 72].



Şekil 1.14. Gerilim katkılı ve gerinim katkılı dönüşüm arasındaki karşılıklı ilişkilerin şematik gösterimi [71]

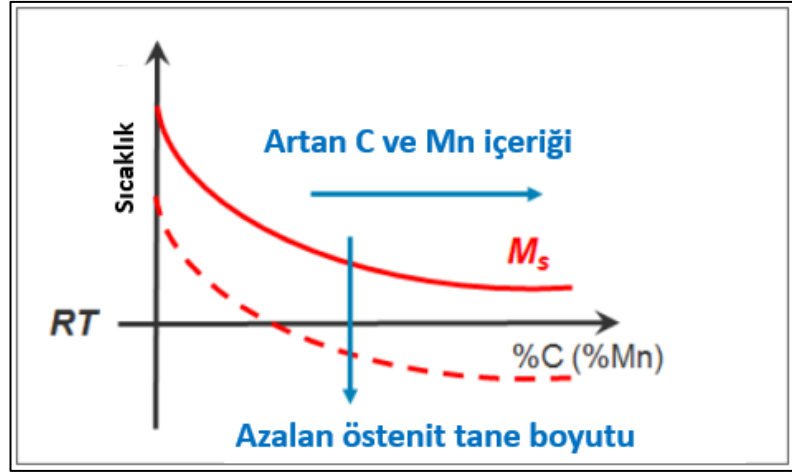


TRIP çelikleri ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluşan bir mikroyapıya sahiptir.  $M_s$  ve  $M_\sigma$  arasında, dönüşüm elastik bir mekanik yükleme ile oluşur.  $M_\sigma$  ve  $M_f$  arasında dönüşüm, plastik deformasyon tarafından tetiklenir ve dönüşüm plastisitesi olarak adlandırılır. Östenit fazından martenzit çekirdeklenmesi ve büyümesi plastik deformasyonla sağlanır. Bu nedenle, TRIP etkisi sertleşme sırasında ek bir plastik akma ile karakterize edilir [73]. Otomotiv endüstrisi için beyaz gövde (BIW) uygulamalarında, gerilme sırasında martenzite dönüşen yarı kararlı kalıntı östenit içeren AHSS, son teknoloji gelişmeyi temsil eder. Mekanik özellikler, yani mukavemet ve süneklik aynı anda geliştirilebilir. Mekanik özelliklerde istenen iyileştirmeyi sağlamak için çelik işleme sırasında kalıntı östenitin iyi ayarlanması ve kontrol edilmesi gerektiği açıktır [74]. Şekil 1.15'te çekme deformasyonu sırasında oluşan TRIP etkisi şematik olarak gösterilmiştir.



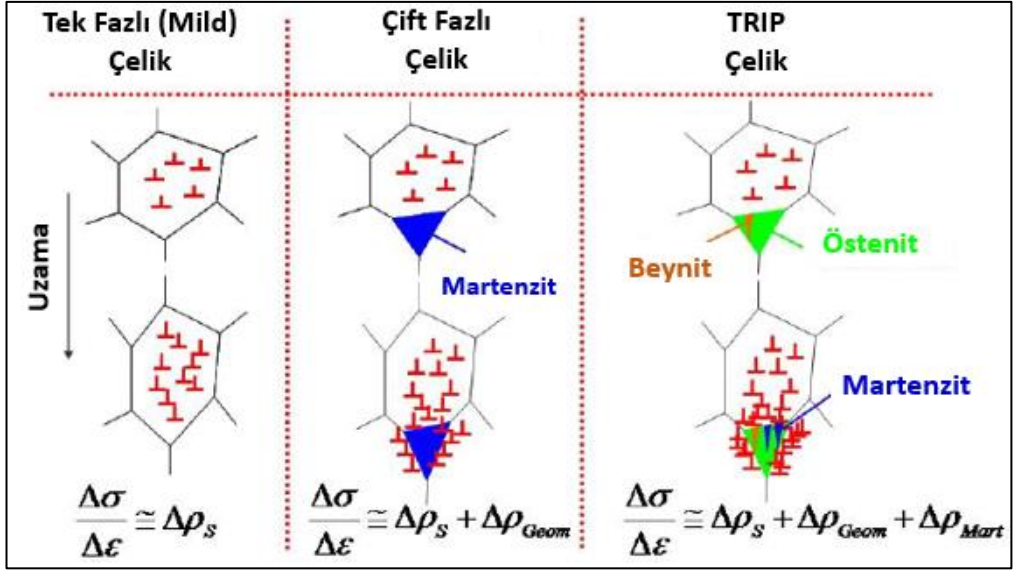
Şekil 1.15. TRIP etkisinin şematik gösterimi [74]

Kalıntı östenit C ile zenginleştirilerek ve optimum tane boyutunu ayarlayarak martenzit başlangıç sıcaklığı ( $M_s$ ), soğutma sırasında martenzit oluşumunu önleyerek oda sıcaklığının altına düşürülür. Bu nedenle, kalıntı östenitin yeterli stabilitesi, oda sıcaklığında elde edilebilir (Şekil 1.16) [74].



Şekil 1.16. Oda sıcaklığında kalıntı östenitin stabilizasyonunun şematik gösterimi [74]

TRIP etkisinin çeliğin mekanik özelliklerini nasıl iyileştirdiğine dair birçok açıklama vardır. En çok kabul gören, gerilme katkılı oluşan martenzit çevresinde ferritte ek hareketli dislokasyonların (mobile dislocations) oluşmasıyla ilgilidir. Şekil 1.17’de tek fazlı çelik, DP çelik ve TRIP çeliği sınıflarında dislokasyon yoğunluğunun gelişimine açıklayan bir şematigi temsil etmektedir. Geleneksel tek fazlı yumuşak çelik sınıflarında, genel dislokasyon yoğunluğu temel olarak istatistiksel olarak depolanan dislokasyona bağlıdır. Yumuşak ferritik matrisli ve sert martenzit adalarına sahip DP çelik kalitelerinde, çok sayıda geometrik olarak gerekli dislokasyonlar esas olarak plastik deformasyonun başlangıcında üretilir. Matris ile ikinci faz arasındaki mukavemet farkı ne kadar büyükse, geometrik-olarak-gerekli-dislokasyonların (Geometric Necessary Dislocations-GND) sayısı o kadar yüksek olur. Bu nedenle, DP çeliklerinin pekleşme (work hardening) davranışı iyileştirilir. TRIP katkılı çeliklerde, gerilme kaynaklı martenzit dönüşümü sırasında daha fazla dislokasyonlar üretilir. Eşlik eden hacim değişikliği nedeniyle, kayma gerilimi dislokasyon yoğunluğunda ek bir artışa yol açar. Daha fazla gerilme, gerilme katkılı yeni oluşan martenzitin daha fazla sayıda GND oluşturmasına yol açar. Üretilen GND miktarı, martenzite dönüştürülen östenit fraksiyonuna bağlı olduğundan, TRIP çeliklerinin pekleşme (work hardening) çok çeşitli gerilmelere uyarlanabilir. Buna benzer şekilde, TRIP etkisi ile ek hareketli dislokasyonların (mobile dislocations) oluşumu hem mukavemet hem de süneklik iyileştirmesi için gerekli olan TRIP çeliklerinin şekillendirilmesini daha da iyileştirir [74].

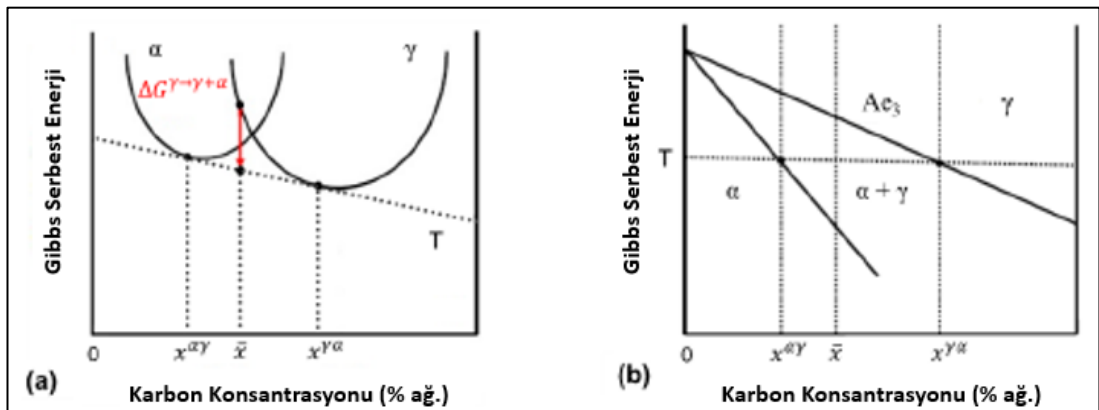


Şekil 1.17. Yumuşak, DP ve TRIP çeliklerde dislokasyon yoğunluğunun evrimini açıklayan şematik gösterim [74]

## 2. FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

### 2.1. Östenitleme

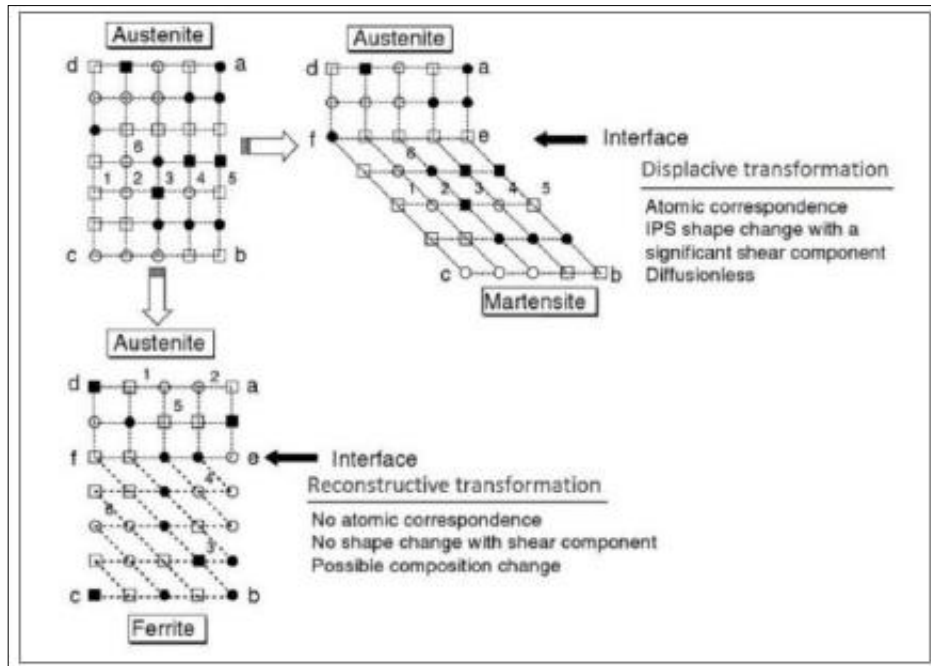
Mikroyapının tasarımı östenitleme işlemi ile başlar. Bu nedenle, ısıtma hızı, sıcaklık ve östenitleme süresi gibi östenitleme parametreleri önem arz eder. Soğuma ile birlikte östenit, her biri farklı mekanizmalar yoluyla oluşan çeşitli faz dönüşüm ürünlerine ayrılarak farklı tipte mikroyapılara yol açabilir. Genel olarak aynı ana fazdan (östenit) başlayarak aynı anda birkaç faz dönüşümü meydana gelir. Bu dönüşümler farklı oranlarda meydana gelebilir. Kritik  $A_{e3}$  sıcaklığın hemen altında düşük soğuma hızı sağlanırsa östenit ilk olarak ferrite ayrışır. Bu dönüşümde itici güç sistemin toplam serbest enerjisindeki azalmadır. Bunun nedeni, östenit kafesinin nispeten daha kararlı bir östenit ve ferrit yapısına dönüşmesidir. Serbest enerji değişimi Şekil 2.1'de gösterilmiştir. Östenit, ferrit tanelerinin büyümesi sırasında karbon paylaşımı yoluyla zenginleştirilir. Denge koşullara altında ötektoid dönüşümün başladığı  $A_{e1}$  sıcaklığına ulaşana kadar, östenit bileşimi  $A_{e3}$  çizgisini takip eder. Östenit bu sıcaklıkta lamelli ferrit ve sementit fazlarından meydana gelen perlitte dönüşür. İdeal olarak perlit, östenit tane sınırlarında nodüller olarak çekirdeklenir [23]



Şekil 2.1. a) T sıcaklığında ( $A_{e3}$ 'ün altında) şematik serbest enerji kompozisyon diyagramı, b) Fe-C faz diyagramının karşılık gelen bölümü [23]

Östenitten ferrit ve perlitte kadar bu tür ayrışma “difüzyon” dönüşüm mekanizması vasıtasıyla meydana gelir. Bu durumda dönüşüm, atomların yeniden düzenlenmesi

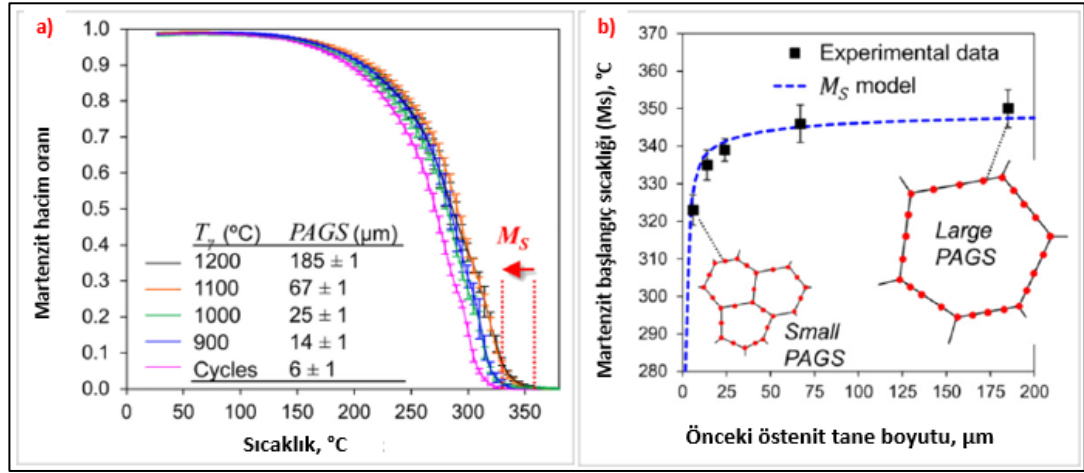
yoluyla gerçekleşir ve yeni faz oluşumu fazlar arası sınırdaki difüzyon ile meydana gelir. Diğer taraftan, hızlı soğuma ile östenit fazından dönüşüm 300-500°C arasındaki sıcaklıklarda östenit ayrışmasının en karmaşık ürünlerinden biri olarak kabul edilen beynit dönüşümü şeklinde gözlenir. Beynitik mikroyapılar tipik olarak karbürlerin ve plaka şeklindeki ferritin lamel olmayan agregatları olarak tarif edilir. Östenit yüksek soğuma hızları (su verme gibi) uygulandığında, martenzite yani ferritik demirde karbonca aşırı doymuş bulunduğu bir katı ergiyiğe dönüşür. Martenzit hacim merkezli tetragonal yapıya sahiptir ve belirli bir bileşim için ilk olarak martenzit başlangıç (Ms) sıcaklığında oluşturulur. Bu oluşum “displacive (kayma)” mekanizması tarafından yönetilen atermal bir süreçtir ve bu nedenle dönüşüm karbon difüzyonu olmadan gerçekleşir. Ferrit ve martenzite ayrılan östenitin şematik bir çizimi Şekil 2.2’de gösterilmektedir [23]. Kalıntı östenit, östenit fazının izotermal beynitik tutma aşamasında beynite dönüşümü sırasında oda sıcaklığında karbonca doymun olarak metastabil şekilde oluşan fazdır [8].



Şekil 2.2. Dönüşüm mekanizmalarının şematik gösterimi [23]

Östenitleme işleminde iki temel amacı vardır. Bunlardan ilki tam östenitlemedir, böylece su vermeden önce mikroyapıda ferrit kalmaz. Diğer amaç ise bileşimde karbon seviyelerinin homojenliği sağlamaktır. Karbonun eşit olmayan dağılımları karbon bakımından zengin bölgelerde martenzit dönüşümüne neden olurken, karbon

bakımından fakir bölgelerde beynit oluşumu teşvik edilmektedir. Bu nedenle östenitleme işleminde bu ikinci amaç çok önemlidir. Mikroyapıda bu homojen olmama durumu çeliğin mekanik özellikleri üzerinde istenmeyen bir etkiye sahiptir. Östenitte karbonun eşit dağılımı için yeterli zaman gerekli olmasına rağmen, dikkate alınması gereken bir diğer faktör östenit tanelerinin büyümesidir. Literatürde östenit tane boyutunun martenzit başlangıç sıcaklığını ve mekanik özellikleri etkilediği bildirilmiştir [75]. Casero vd. yaptığı çalışmada, ağırlıkça (%) 0.2C-3.5Mn-1.5Si-0.5Mo çeliğinde önceki östenit tane boyutunun martenzit başlangıç sıcaklığına etkisi incelenmiştir. Şekil 2.3.'te gösterildiği gibi farklı sıcaklıklarda dilatometre eğrileri gösterilmektedir. Artan östenitleme sıcaklığı ile östenit tane boyutu artmış ve bu artan tane boyutu ile martenzit başlangıç sıcaklığı arttığı görülmüştür [76, 77].

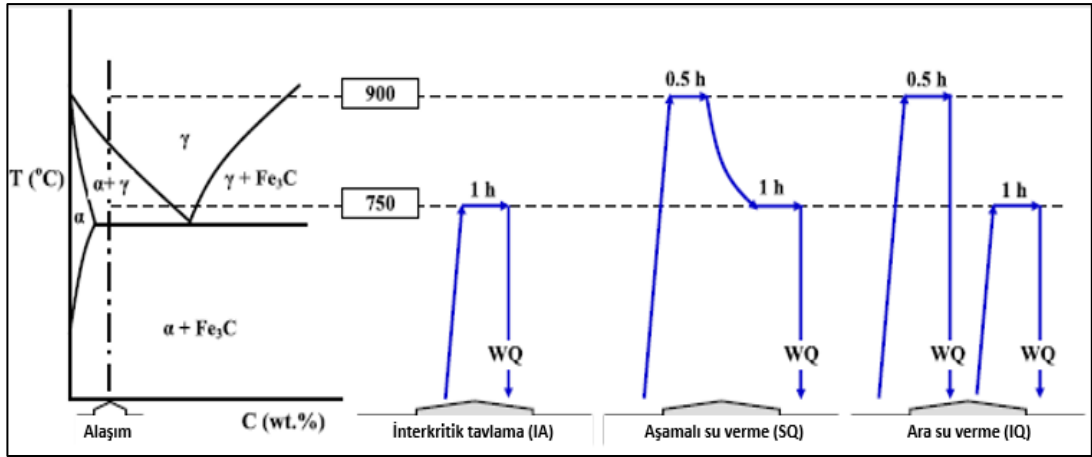


Şekil 2.3. a) Martenzit hacim oranı-sıcaklık diyagramı, b) Ms-östenit tane boyutu diyagramı [76]

Tipik olarak östenitleme işlemi çekirdeklenme, büyüme ve homojenleştirme şeklinde üç aşamaya ayrılabilir. Östenit oluşumu büyük ölçüde ısıtma öncesi ana faza bağlıdır. Tane büyümesi ve homojenleştirme, önemli ölçüde mikroyapıya, kimyasal bileşime, ısıtılan sıcaklığa ve ısıtma süresine bağlı olan bir karbon difüzyon kontrollü işlemdir [78].

Östenitleme sonrası, interkritik tavlama (intercritical annealing), aşamalı su verme (step quenching) ve ara su verme (intermediate quenching) gibi ısı işlem ve üretim aşamaları bulunmaktadır. Bu farklı ısı işlemlerin şematik gösterimi Şekil 3.4'te gösterilmiştir. İnterkritik tavlama, düşük alaşımlı çeliklerden çift fazlı bir mikroyapı

üretmenin en basit yoludur. İnterkritik tavlamada ilk mikroyapı ferrit+perlittir. İki fazlı bölgede perlitik bölgeler östenite dönüşür. Daha sonrasında su verme işlemi ile östenit martenzite dönüşür. Kademeli su verme (step quenching) ısıl işlemi, tek fazlı östenit iki fazlı bölgeye soğutulur. Sıcak haddelemede tipik olarak bu yaklaşım uygulanmaktadır. Burada ferrit, östenit tane sınırlarında çekirdeklenir. Bu tür bir ferrit+östenit yapısının kritik sıcaklıklardan su verilmesi ile nihai ferrit+martenzit mikroyapısı oluşur. Ara su verme işleminde, yapı östenitten su verilerek tamamen martenzitik bir yapı elde edilir. Sonrasında interkritik tavlama gerçekleştirilir. Bunun sonucunda ferrit ve martenzit, martenzit fazından çekirdeklenmesi ince bir yapı oluşturmaktadır [41, 79].



Şekil 2.4. Farklı ısıl işlemlerin şematik gösterimi [79]

Her ne kadar interkritik tavlamadan sonra DP çeliğindeki kısmi östenitin dönüşümü, tam östenitlemeden sonra östenitin dönüşümüne benzer olsa da iki özellik bu dönüşüm sürecini benzersiz kılar: Birincisi, kademeli su verme metodunda östenitin karbon içeriği interkritik sıcaklık ile sabitlendiğinden, östenit fazının sertleşebilirliği interkritik sıcaklığa göre değişir. Böylece, östenitin karbon içeriğinin yüksek olduğu düşük sıcaklıklarda, östenitin sertleşebilirliği yüksektir. İkincisi, ferrit önceden mevcut olduğundan östenitten ferrite dönüşüm, ferritin epitaksiyel büyümesi ile çekirdeklenme aşamasında gerek kalmadan östenite ilerleyebilir. Kritik tavlama sonrası tavlama sıcaklığına, zamana ve soğuma hızına bağlı olarak bir dizi morfoloji ve dönüşüm ürünü oluşturulabilir [80].

## 2.2. Ferrit Morfolojileri

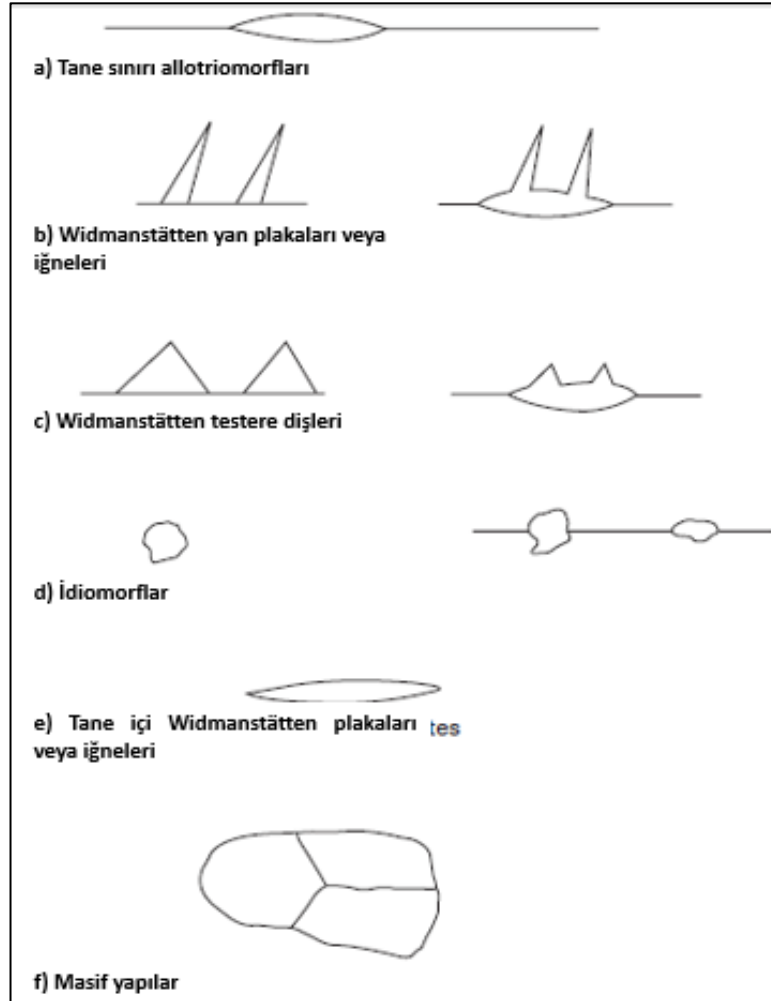
Orta ve yüksek karbonlu çeliklerde ferritin 19. ve 20. yüzyılın başlarındaki teknik önemi, bunun dönüşüm davranışları ve mekanizmaları ayrıntılı olarak incelenen ilk aşamalardan biridir. Sorby'nin 19. yüzyılın ikinci yarısındaki ilk gelişmelerden (Hammond, 1989) bu fazı optik olarak ayırt etme ve karakterize etmesi ile faz dönüşüm çalışmalarının büyük bir kısmının çekirdeklenmesi ve büyümesi ile ilişkili olmasına yön vermiştir. Ferritin difüzyon ile oluşumu, bileşime ve soğutma hızına bağlı olarak 910°C ila yaklaşık 600°C arasında değişir. Alaşım elementi ilave ile bu sıcaklıklar değişmektedir [81].

Dube, izotermal olarak dönüştürülmüş alaşımlı çeliklerde proötektoid ferrit tanelerinin metalografik gözlemine dayanarak birkaç farklı morfolojiye sahip olduğu görülmüştür. Dube gözlemlere dayanarak alaşımlı çeliklerde bir morfolojik sınıflandırma (1948) geliştirilmiştir. Aaronson (1962) daha sonradan tane sınırlarında büyüyen, diğerlerinden çekirdeklenen ve büyümekte olan Widmanstätten çökeltileri ve tane sınırında oluşan çökeltiler arasında ayırım yapmak için Dube'nin sınıflandırmasına değiştirmiştir. Şekil 2.5'te bu sınıflandırma gösterilmiştir. Bu difüzyon dönüşüm ürünleri, tane sınırı allotriomorfları, intergranüler idiormorflar, Widmanstätten ferrit ve masifleri içermektedir. Bu morfolojiler,  $A_{e3}$  sıcaklığının altındaki düşük soğuma hızları durumunda, tane boyunca ve önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklenmektedir [81].

Tane sınırı allotriomorfları (Şekil 2.5 (a)), östenit tane sınırlarında bulunur ve genellikle iki bitişik Küresel kapak olarak tanımlanır. Mineralojik 'allotriomorphic' terimi, kendi kristal yapıları tarafından değil, bitişik kristaller tarafından dikte edilen şekillere sahip kristalleri ifade eder. Widmanstätten yan plakaları veya iğneleri (Şekil 2.5 (b)), doğrudan tane sınırlarında veya tane sınırlarında oluşmuş çökeltiler üzerinde çekirdeklendikten sonra östenit tanelerine uzanır. Widmanstätten testere dişleri (Şekil 2.5 (c)), yan plakalara benzer ancak daha büyük bir tepe açısına sahiptir. İdiomorflar (Şekil 2.5 (d)), genellikle tane içinde büyük oranda inklüzyonlarda oluşan, ancak bazen tane sınırlarında bulunan eşeksenli kristallerdir. Mineralojik 'idiomorph' terimi, kendi kristal yapıları tarafından dikte edilen ve bitişik kristallerden etkilenmeyen şekillere sahip kristalleri ifade eder. Tane içi Widmanstätten plakaları veya iğneleri (Şekil 2.5



(e)) tamamen matris içinde bulunur. Masif yapılar (Şekil 2.5. (f)), matris içinde birbirine çarptığından büyümesi sonlanan çökelti kristallerinin agregatlarıdır [81].



Şekil 2.5. Dube morfoloji sınıflandırma sistemi (1962) [81]

### 2.3. Beynitik Dönüşüm

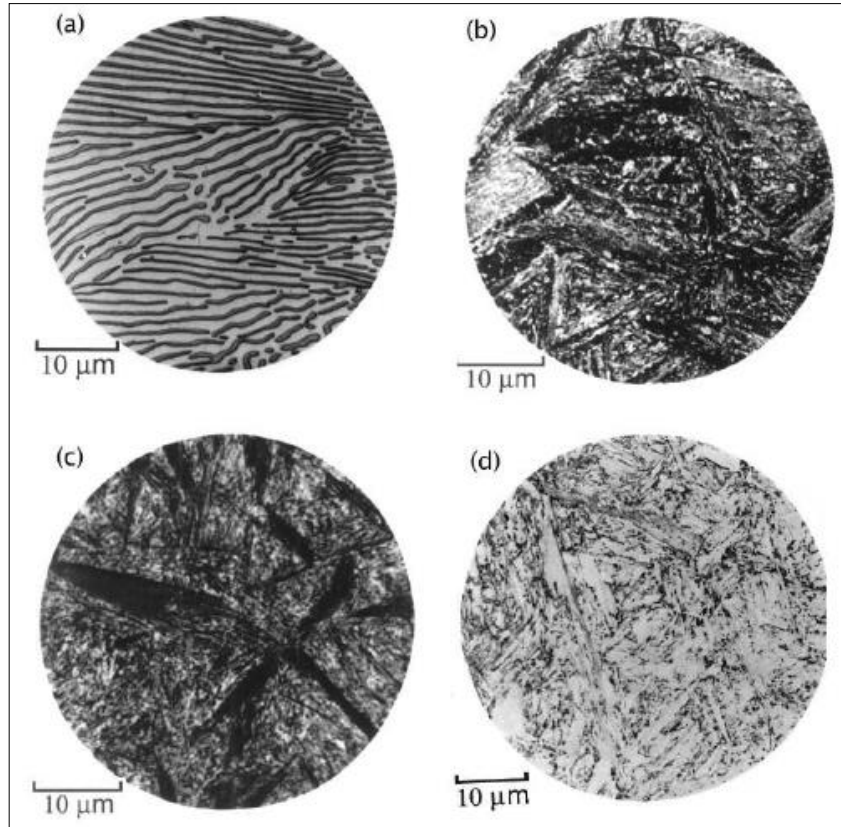
Beynit, çeliklerde östenit ayrışmasının bir ürünüdür [82]. Beynit ilk olarak 1920'lerin sonlarında keşfedilmiştir. İlgili çalışmada beynitik dönüşüm martenzitin oluşmaya başladığı sıcaklığın üzerinde, östenitin izotermal dönüşümünü incelerken ince perlitin bulunduğu sıcaklıkların altında gözlenmiştir [78]. Robertson, Davenport ve Bain, martenzit ve perlitten oldukça farklı, iğnesel, koyu dağlanmış topluluktan meydana gelen yeni bir mikroyapı gözlemlemiştir (1930). Bu yapı, karbür çökelmiş temper martenzite benzediğinden dolayı 'martenzit-troostit' olarak adlandırılmıştır. Yapının martenzite göre hızlı, fakat troostite (ince perlit) göre daha yavaş dağlanmakta olduğu

görülmüştür. Ms sıcaklığının üstünde düşük sıcaklık aralığında oluşan martenzit-troostit ve yüksek sıcaklık aralığında oluşan martenzit-troostit fazının görüntüsü farklılık göstermiştir. Bu mikroyapılar sıra dışı özellikler sergilemiştir. Örneğin aynı sertlikteki temper martenzitten daha tok davranış gözlenmiştir. Bu mikroyapıya 1934 yılında, E.C. Bain anısına 'Beynit' adı verilmiştir [83, 84]. Hehmann, beyniti ferrit bileşeni tarafından dikte edilen asiküler (iğnemsî) morfolojiye sahip, ferrit ve karbürün lamel olmayan bir agregası olarak tanımlamıştır [82].

Beynit ismi hemen kullanılmaya başlanmamıştır. Önceleri Vilella, Guellich ve Bain (1936) 'isimsiz, koyu dağlanmış, martenzite benzeyen iğnemsî topluluk' olarak beynitten bahsetmişlerdir. Davenport (1939) 'hızlı dağlanan iğnemsî yapı' olarak, Greninger ve Troiano (1940) 'östemperlenmiş yapı' olarak bahsetmiştir. Bugün hala kullanılan 'üst beynit' ve 'alt beynit' Mehl (1939) tarafından terminolojiye girmiştir. Şekil 2.6'da mikroyapılardaki farklılık gösterilmiştir. Smith ve Mehl (1942), yüksek reaksiyon sıcaklıklarında östenit tane sınırlarında ve plaka demet topluluklarına üst beynit yerine 'kuştüyümsü beynit' adını kullanmışlardır. Aaronson ve Wells (1956) paralel plaka topluluklarından oluşan alt ve üst beyniti tanımlamıştır [84].

Yapılan çalışmalarda Bhadeshia (1980), çekirdeklenme ve büyümenin kinetik bir teorisini geliştirmeye devam etti. Bhadeshia, Widmanstätten kristalografisini karşılıklı olarak uyumlu ferrit plakaların arka arkaya yer değiştiren büyümesinin göstergesi olarak yorumladı. Hem Widmanstätten ferrit hem de beynitik ferritin çekirdeklenmede karbon bölünmesine uğradığı, ancak dönüşüm tamamlandıktan sonra östenite karbonu reddetmek yerine yalnızca beynitik ferrit difüzyon olmadan büyüdüğü kinetik bir çekirdeklenme ve büyüme teorisi geliştirmeye devam etti. Bu çekirdeklenme sırasında iki formun aynı olduğunu ve beynit oluşumunun, büyüme sırasında süper doymunluğu sürdürmek için yeterli bir itici gücün mevcudiyetine bağlı olduğunu ima etti. Beynitik ferrit, Widmanstätten ferrit ile hemen hemen aynı görünse de, beynitin depolanan enerjisinin önemli ölçüde daha yüksek olması bekleniyordu. Beynit çekirdeğinin denge karbon içeriğinin, aşırı doymuş martenzit çekirdeğinin aksine, bu iki mikroyapı arasındaki kristalografideki farklılıkları açıkladığı düşünülüyordu. Granüler beynit, sürekli bir soğutma işleminden elde edilen (kısmen) beynitik mikroyapıyı tanımlamak için yaygın olarak kullanılan üçünün en doğru terimidir. Görünüş, martenzit ve östenit

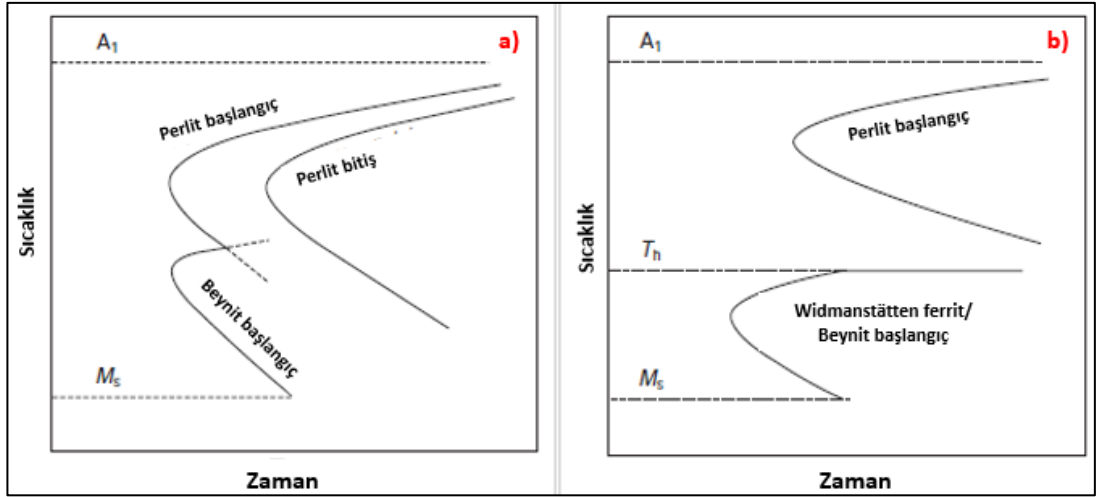
adaları içeren kaba bir ferrit matrisine aittir, ancak gerçekte ferrit bölgesi, ince östenit bölgeleri ile ayrılan beynitik ferrit kasnaklardan oluşur. Granüler görünüm, sürekli soğutma sırasında meydana gelen kademeli dönüşümden kaynaklanır ve bu da kaba beynit kasnaklarının oluşmasına neden olur. Optik ölçekte, sıradan beynitten farklı görünür; elektron mikroskopunda iki yapı birbirine benzer. Ters (inverse) beynit, hiperötektoid çelikte oluşur; önce sementit çökeler ve buna bağlı olarak çökelmiş sementit plakalarda ferrit oluşur. Bununla birlikte, bu yapının beynitik olduğu ve dönüşüm mekanizmasının iyi anlaşılmadığı iddiasını desteklemek için çok az kanıt sağlanmıştır. Sütunsal beynit, hiperötektoid bileşimlerle ilişkili başka bir yapıdır. Morfoloji, düzensiz ve hafifçe uzamış bir koloni şeklindeki sementit ve ferritin lameller olmayan bir düzenlemesidir, ancak oluşum mekanizması rekonstrüktiftir. Bu son iki yapıyı beynit olarak adlandırmanın, farklı dönüşüm mekanizmaları nedeniyle yanlış bir isim olduğu ileri sürülmüştür, ancak genelleştirilmiş mikroyapısal tanıma göre, açıklama doğrudur [85].



Şekil 2.6. Ötektoid çelik mikroyapısı: a) perlit, 720 °C’de; b) beynit, 290°C’de izotermal dönüşüm ile; c) beynit, 180°C izotermal dönüşüm ile; d) martenzit [84]

### 2.3.1. Beynitik dönüşüm kinetiği ve morfolojisi

Beynit, izotermal olarak veya sürekli soğutma sırasında, östenit-perlit reaksiyonunun tipik olarak altında ve martenzit oluşumu için  $M_s$  sıcaklığının üzerinde bir sıcaklık aralığında sürekli olarak dönüşür [68]. Östenitin dönüşümünün kinetiği zaman-sıcaklık-dönüşüm (TTT) diyagramlarında temsil edilir. Genel olarak, çeliklerin TTT diyagramı biri östenitin ferrit, perlit ve/veya karbürlere dönüşümü ve diğeri de beynit dönüşümü için olmak üzere iki 'C eğrisi' setinden oluşur. Şekil 2.7'de gösterildiği üzere çeliklerdeki üst ve alt C eğrileri, östenit dönüşümünün henüz gerçekleşmediği bir bölge ile ayrılır [81].

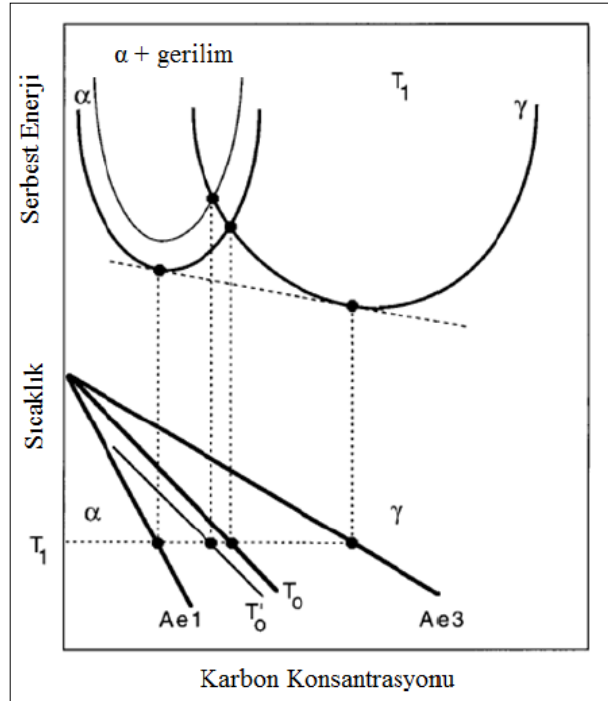


Şekil 2.7. Perlit ve beynit dönüşümleri için C eğrileri (a) 'da olduğu gibi çakıştığında veya (b) 'de olduğu gibi tamamen ayrı olduklarında TTT diyagramının şematik gösterimi [81]

Beynit oluşumunun kinetiği zaman-sıcaklık dönüşümü (TTT) diyagramında bir C-eğrisine sahiptir. Bunun nedeni, dönüşümün reaksiyon hızı yüksek ve düşük sıcaklıklarda yavaştır. Düşük sıcaklıklarda atomların difüzyonu zorlaşırken, sıcaklık yükseldikçe dönüşüm için itici güç azalır. Tüm östenit ayrışmadan önce beynit reaksiyonu tamamen durur ve bu tamamlanmamış dönüşüm olgusu olarak tanımlanır. Tamamlanmamış dönüşüm olgusu, Bhadeshia tarafından beynit dönüşümünün yer değiştirmeyen bir dönüşüm olarak düşünülmesi ve ardından karbonun kalıntı östenit içine ötelenmesi olarak açıklanmaktadır [68]. Bhadeshia hem beynitik ferritin hem de östenitin benzer serbest enerjiye sahip olduğu sıcaklık olan  $T_0$  kavramını Şekil 2.8'de gösterildiği gibi açıklanmıştır. Şekil 2.8 incelendiğinde östenitin karbon içeriği

artmaya devam ederken, beynitik ferrite dönüşüm için mevcut serbest enerji  $T_0$  eğrisine ulaşana kadar sifıra düşecek ve bundan sonra östenit dönüşmeyecektir. Tamamlanmamış dönüşüm olgusundan bunun sorumlu olduğu ileri sürülmüştür. Karbür çökmesi durumunda beynitin etrafındaki karbür filmi oluşumunun dönüşümün zamanından önce durduğu varsayılmıştır. Bundan dolayı, östenitin  $A_{e3}$  eğrisi ile işaretlenmiş bir denge bileşimine ulaşmasından önce gerçekleşmesi difüzyonsuz, yer değiştirme dönüşümünün göstergesidir [23, 82, 86].

Sürekli soğuma dönüşüm (CCT) diyagramlarından bilindiği gibi, çeşitli soğuma hızlarında karmaşık mikroyapılar oluşturulur. Bunlar karbürler, martenzit ve/veya östenitten oluşabilen ikincil bir bileşenli ilişkili asiküler ferrit fazının büyümesinden kaynaklanmaktadır [23]. Beynit, asiküler veya demetler halinde belirli bir morfolojiye sahip karmaşık bir ferrit ve karbür agregasıdır [47].



Şekil 2.8. Faz diyagramında  $T_0$  eğrisinin şematik gösterimi [82]

Beynit morfolojisi, dönüşmemiş östenitten oluşan artık fazların veya beynitik-ferritik bölgelerin büyümesini takiben oluşan martenzit veya sementit gibi fazlardan ayrılan veya ferrit çıtalarından oluşur. Şekil 2.9'da beynitin östenitten çekirdeklenmesi

şematik olarak gösterilmiştir [60]. Beynit oluşumundaki difüzyonsuz dönüşüm mekanizması hakkında 1982 yılında Bhadeshia'nın aktardığı tez şu şekildedir [87]:

- Beynit oluşumu sırasında değişmeyen, seviyeli bir gerilme durumu meydana gelir;
- Beynitin büyümesi, şekil değişikliğinden kaynaklanan dönüşüm arayüzünün tutarlılığını kaybetmesi nedeniyle durur;
- Difüzyon yoktur ve bu nedenle ikame elemanlarının yeniden dağıtımı yoktur;
- Dönüşüm, difüzyonsuz büyümenin termodinamik olarak imkansız hale geldiği bir noktada karbür çökmesinin bastırıldığı çeliklerde durur;
- Şekil değişikliğinden kaynaklanan deformasyon enerjisini en aza indirmek için ürün aşaması ince plakalar şeklinde gelişir.

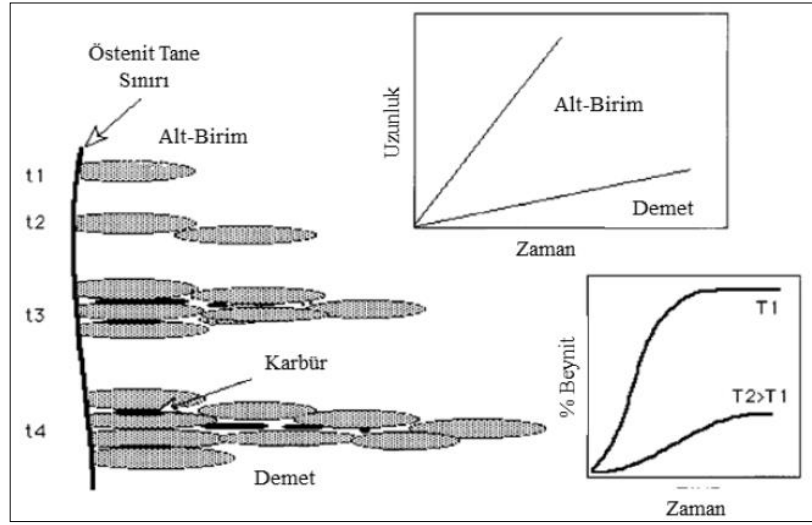
Ferrit plaka kümeleri “demetler” olarak bilinir. Her demet makroskopik ölçekte kama şeklinde bir plaka biçimindedir. Demeler kaçınılmaz olarak östenit tane yüzeylerinde heterojen bir şekilde çekirdeklenir. Her ferrit alt biriminin büyümesi büyük bir kayma bileşeniyle şekil değişikliği eşlik eder. Bu şekil türü, her bir alt birimin genellikle ana östenit tane boyutundan daha küçük sınırlı bir boyuta ulaşmasından sorumlu olan östenitin plastik deformasyonuna neden olur. Sonuç olarak, bir bütün olarak demet, yerel C içeriğinin en düşük olduğu ve dolayısıyla Ms sıcaklığının en yüksek olduğu, zaten mevcut olan alt birimlerin uçlarına yakın çekirdek oluşturan yeni alt birimlerin tekrarlanan görünümü ile büyür. Karbür çökmesinin meydana geldiği yere bağlı olarak genellikle üst beynit ve alt beynit arasında bir ayırım yapılır. Beynit dönüşümüne beynitik ferrit oluşumunu takiben bir karbon yeniden dağılımı eşlik eder [57, 88].

Zajac vd. tarafından hem düşük karbonlu hem de yüksek karbonlu beynitlerin mikroyapıları için oluşturulan sınıflandırma Şekil 2.10'da verilmiştir. Çeliklerde beyniti östenit dönüşüm reaksiyonunun lata olmayan iki fazlı bir ürünü olarak kabul eden genel bir mikroyapı olarak tanımlamışlardır. Granül beynit (GB), üst beynit (UB), dejenere üst beynit (DUB), alt (lata) beynit (LLB) ve alt (plaka) beynit (LB) şeklinde beş beynit morfolojisine ayırmıştır [90, 91]. Bu sınıflandırmada beynit, ferrit morfolojisine ve ikinci fazların türüne ve dağılımına bağlı olarak üç ana gruba ayrılır:

I. Düzensiz ferritli granül beynit.

II. Çıta benzeri ferritli üst beynit ve çıta sınırları üzerinde ikinci fazlar.

III. Alt beyнит, çıta benzeri veya levha benzeri, ferrit levhalar veya çıtalar içindeki sementit.



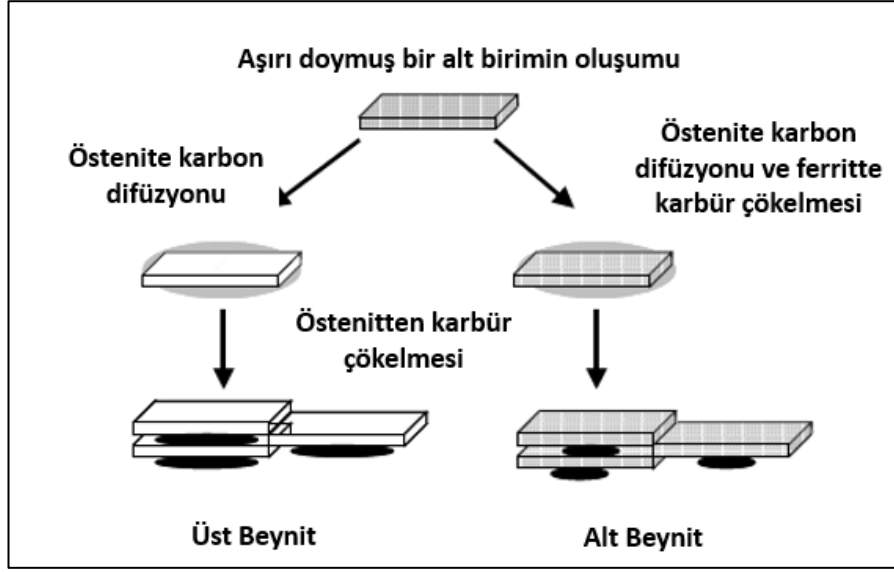
Şekil 2.9. Östenit tane sınırlarında beynitik alt birimlerin çekirdeklenmesi [89]

Beynit	Diğer isimleri	Morfolojisi	Beynit açıklaması
Granüler Beynit (GB)	Karbon içermeyen beynit	Ferrit ile M/A; ikincil faz perlit ya da beynit de olabilir.	
Üst Beynit (UB)	Düşük C çeliklerinde B II Beynit B <sub>2</sub>	Tane sınırlarında sementit ile ferrit lataları	
Dejenere Üst Beynit (DUB)	Düşük C çeliklerinde B I Beynit B <sub>1</sub>	Tane sınırlarında M/A ile ferrit lataları; ikincil faz perlit veya beynitte olabilir	
Alt Lata Beynit (LLB)	Düşük C çeliklerinde B III Beynit	Tane içinde sementit olan ferrit lataları	
Alt Beynit (LB) Alt Plaka Beynit (LPB)		Ferrit plakaları içinde sementit ile ferrit lataları	
Lata Martenzit		Temperlenmiş martenzit	

Şekil 2.10. Beynit morfolojilerinin sınıflandırılması [91]

### 2.3.2. Üst ve alt beynit

Morfolojisine göre beynit, alt ve üst beynit olarak sınıflandırılır [78]. Bu iki morfoloji arasındaki geçiş her zaman keskin değildir [23]. İki morfoloji arasındaki fark aşırı doymuş ferritten karbür çökeltme hızı ile aşırı doymuş ferritten östenite karbon paylaşım hızı arasındaki rekabetten kaynaklanmaktadır [81]. Bu iki morfoloji Şekil 2.11’de şematik olarak gösterilmiştir.



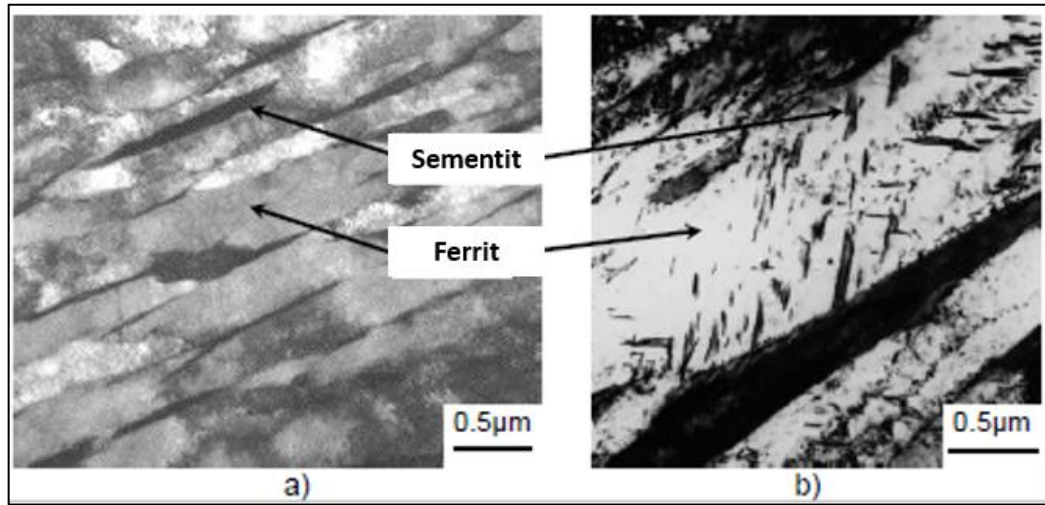
Şekil 2.11. Üst ve alt beynit dönüşümünün şematik gösterimi [83]

Üst beynit, genellikle 550 °C – 400°C arasında değişen sıcaklıklarda ve demetler olarak adlandırılan kümelenmiş ince beynitik ferrit plakalarından oluşur. Bu demetler içinde büyüdükleri ana östenit fazı ile ilişkili olan aynı kristalografik yönelime sahiptir. Üst beynit oluşumu, östenit tane sınırlarında ferrit plakalarının çekirdeklenmesi ile başlar. Her plakanın büyümesine dönüştürülmüş bölgenin şeklindeki bir değişiklik eşlik eder ve ortaya çıkan büyük gerilme östenit tarafından sürdürülemez. Bu gerilmeler bitişik östenitin plastik deformasyonu ile azaltılır. Sonuç olarak, beynitik ferrit plakanın büyümesi kesintiye uğrar. Böylece, östenit tanesinden önemli ölçüde daha küçük olan alt birimler ortaya çıkar. Beynitik ferrit oluşumu sırasında geri kalan karbonca zenginleştirilmiş östenit kalıntı östenit olarak kalır. Karbürler, ferritik alt birimler arasındaki bölgelerde çökebilir. Sementit en yaygın olarak oluşan karbürdür ve uzun sementit partikülleri beynitik ferrit plakaların sınırında gözlenir. Sementit tabakasının boyutu ve sürekliliği çeliğin karbon konsantrasyonuna göre değişir. Bu



nedenle, çelikte yeterli konsantrasyonda alaşım elementleri mevcutsa sementit çökmesi engellenebilir [23].

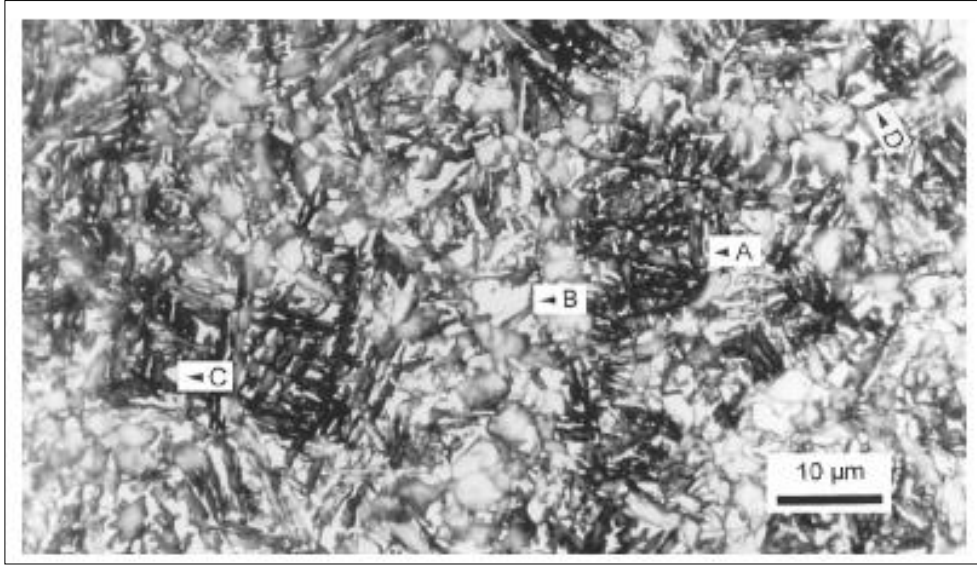
Alt beynit, üst beynite kıyasla daha düşük bir dönüşüm sıcaklığı aralığında (400°C-250°C) oluşur. Alt beynitte sementit çökmesi hem karbonca zenginleştirilmiş östenitten hem de aşırı doymuş ferritten gerçekleşir. Östenitten çökme beynitik ferrit plakalarının arasındadır. Ferritten çökme ise beynitik ferrit plakalarının içinde görülür ve en çok karşılaşılan çökme tipidir. Üst beynit durumunda olduğu gibi sementit, alt beynitte görülebilen olası birçok çökelti tipinden sadece birini oluşturur. Sementit çökeltisi yüksek silisyum içeren çeliklerde (ağırlıkça>%1) ve epsilon karbür gibi geçiş karbürlerinde engellenebilir. Ek olarak beynitik ferritte sementit çökmesi yönlenme ilişkisi bakımından kendine özgüdür. Bu çökelti beynitik plakaların eksenine 60°'lik bir açıyla paralel diziler halinde oluşur [23]. Şekil 2.12'de alt ve üst beynitin TEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 2.12. Beynit morfolojilerinin TEM görüntüsü a) üst beynit, b) alt beynit [78]

#### 2.4. Kalıntı Östenit

Basuki vd. kalıntı östenitin morfolojisini granüler tip ve iğne benzeri tipler olarak sınıflandırmıştır. Film şeklinde kalıntı östenit beynitik ferritlerin arası bölgelerdedir [82]. Farklı morfolojiler Şekil 2.13'te gösterilmiştir.



Şekil 2.13. TRIP çeliğinin tipik mikroyapısı, ferrit: gri, beynit: siyah, östenit: beyaz, A: İğne benzeri östenit, B: Granüler, ferrit ile çevrili östenit, C: Granüler, beynit ile çevrelenmiş östenit, D: Granüler, beynit ve ferrit ile temas halinde östenit [82]

Kalıntı östenit blokvari olarak da görülebilir. Film şeklindeki östenit ile karşılaştırıldığında blokvari kalıntı östenit daha düşük kararlılıktadır. Bu nedenle içerisinde kısmen martenzit oluşabildiğinden, bu bölgeler genelde martenzit/östenit (M/A) olarak nitelenirler. Östenit gerilme etkisi altında dönüşüme uğrarsa, sonuçta ortaya çıkan yüksek karbonlu martenzitin kırılgan olması beklendiğinden mekanik özellikler açısından istenmeyen bir durum ortaya çıkar. Kalıntı östenitin mekanik kararlılığı bu nedenle beynitik çeliklerde yüksek tokluk elde etmede önemlidir. Kalıntı östenitin mekanik kararlılığını etkileyen ve TRIP davranışını doğuran parametreler partikül boyutu, morfoloji ve çözünen elementleri zenginleştirmedir [82].

a- Partikül büyüklüğü: Küçük östenit partikülleri büyük partiküllerden daha karardır. Bu, yeterince küçük bir partikülün etkili bir martenzit çekirdeklenme yöresi içermeyebileceği ile açıklanmıştır.

b- Morfoloji: Kalıntı östenit morfolojisinin ve konumunun sınıflandırmasına göre (Şekil 3.13), kalıntı östenitin kararlılığı da sınıflandırılabilir. Ferrit “tip B” ile çevrelenen granül tip kararsızdır ve ilk gerilme aşamasında kolayca martenzite dönüşebilir. Bu nedenle, mekanik özelliklerin artırılması üzerinde küçük bir etkisi vardır. İğneye benzer tip A tipi, çevreleyen sert faz tarafından uygulanan gerilmelerden korunur. Böylece, deformasyonu ve dönüşümü neredeyse hiç gerçekleşmez. Öte

yandan, kalıntı diğerk tanecikli tip D östenit kalıntı östenitin TRIP etkisini üretecek kadar stabildir.

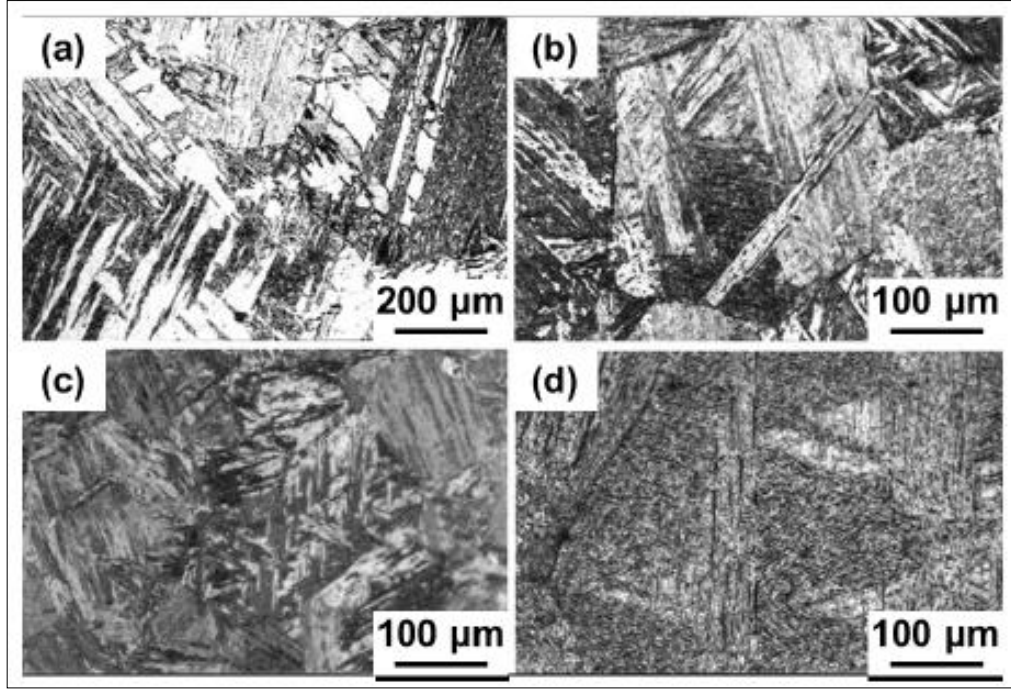
c- Çözünen elementleri zenginleştirme: Kalıntı östenitin kararlılığı, östenitte C ve Mn'nin zenginleştirilmesi ile güçlü bir şekilde ilişkilidir. Başka bir deyişle, çözünen elementleri zenginleştirme ne kadar yüksekse kararlılık da o kadar fazladır. Çelik üretimi sırasında, kalıntı östenitteki karbon içeriği artar. Bunun nedeni, ferrite ve östemperleme sırasında beynite dönüşüm ile östenite karbon difüzyonu gerçekleşmesidir. Dolayısıyla, çelik alaşım elementleri ile birlikte proses parametreleri aynı zamanda kalıntı östenit kararlılığını belirleyen önemli bir faktördür [82].

## 2.5. Martenzitik Dönüşüm

Martenzit östenitin soğuma ile oluşan mikroyapılardan bir tanesidir. Çeliklerdeki martenzit dönüşümü katı halde bir faz dönüşümünün en bilinen ilk örneklerinden biridir. Martenzit dönüşümü düşük sıcaklıklarda karbonla aşırı doymun hale gelen ferritin difüzyonsuz büyümesini içerir. Düşük sıcaklıklarda hacim merkezli kübik (hmk) yapı olan ferrit görülür, ancak oktahedral arayer boşluklarına yerleşmiş olan karbon atomlarının varlığı aşırı doymun sonucunda tetragonaliteye neden olur. Bu nedenle, su verilmiş martenzit hacim merkezli tetragonal (hmt) bir yapıya sahiptir [75, 92, 93].

Martenzitik dönüşüm için su verme işlemi çok önemlidir, çünkü perlit oluşumunu önlemek ve ototemperleme miktarını en aza indirmek için soğuma hızının yeterince yüksek olması gerekir. Su verilmiş martenzit, önceki östenit fazına göre Kurdjumov-Sachs yönelimi ilişkisinin takiben oluştuğu bildirilen plaka veya lata benzeri yapılardan oluşan farklı bir mikroyapıya sahiptir [75, 92]. Şekil 2.14'te farklı karbon oranlarında martenzit mikroyapıları gösterilmektedir.

Martenzit, karbon çeliklerinde lata ve plaka olmak üzere iki ana morfolojiye sahiptir. Şekil 2.15,  $M_s$  sıcaklığını karbon konsantrasyonunun bir fonksiyonu olarak göstermektedir. Lata ve plaka tip morfolojiler belirtilen konsantrasyon aralıklarında oluşur [23].

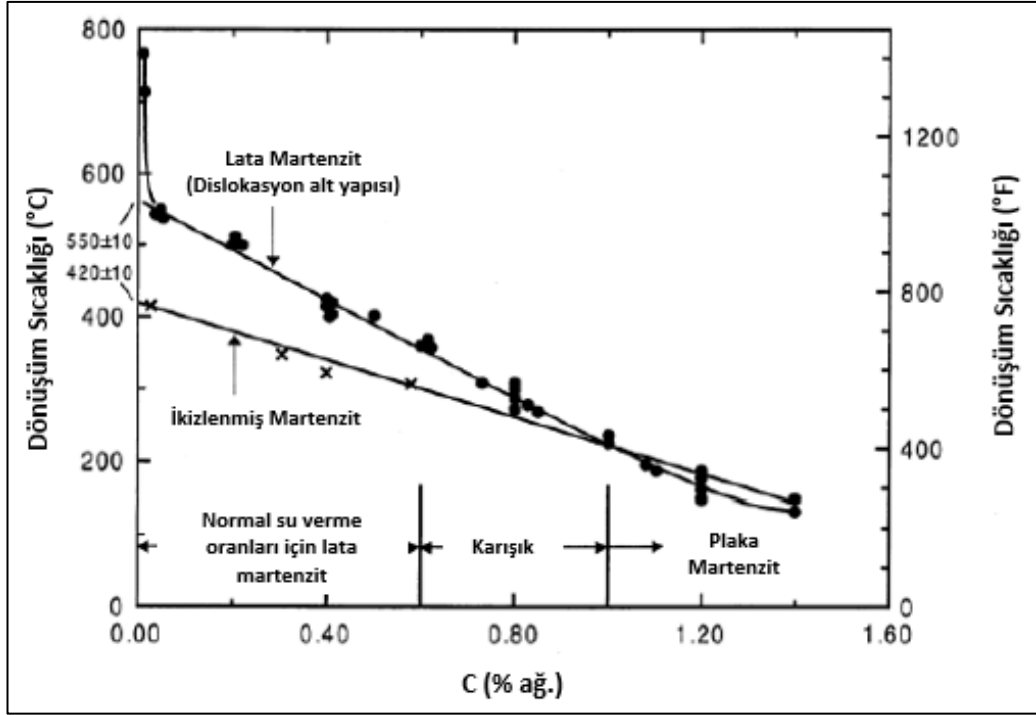


Şekil 2.14. Lata martenzitin farklı Fe-C alaşımlarındaki optik mikroskop görüntüsü; a) 0,0026 C, b) 0,18 C, c) 0,38 C, d) 0,61 C [75].

-Düşük karbonlu martenzit (lata martenzit): Bu tip morfoloji, ağırlıkça %0,5'e kadar karbon konsantrasyonuna sahip karbon çeliklerinde ve düşük alaşımlı çeliklerde bulunur. Latalar paraleldir ve yaklaşık aynı boyuta ( $0.5 \mu\text{m}$ ) sahiptir.

-Orta karbon martenzit (asiküler martenzit): Bu tip martenzit lentiküler (mercekvari) plakalar halinde oluşur. Başlangıçta ağırlıkça %0,5 karbon konsantrasyonuna sahip çeliklerde oluşur ve ağırlıkça %0,5-1,0 arasında değişen konsantrasyonlarda, lata tip martenzit ile eşzamanlı olarak oluşabilir.

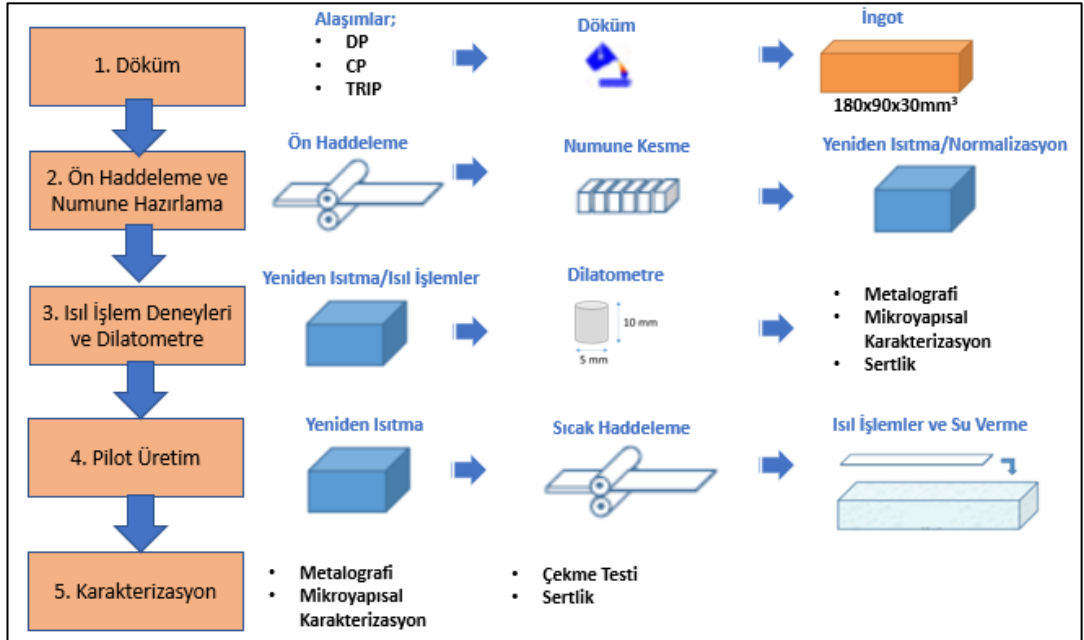
-Yüksek karbonlu martenzit (lentiküler plaka): Bu tip morfoloji, plakaların paralel olmayan hizalaması ile kanıtlandığı gibi lata martenzitten farklıdır. Oluşturulan ilk plakalar ana östenit tanelerini yayma eğilimindedir, böylece östeniti bölümlere ayırır. Bu nedenle, daha sonra oluşan plakalar son derece küçüktür. Bununla birlikte, bu plakaların boyutu önemli ölçüde değişir ve ikizlenme gerçekleşir [23, 92, 94].



Şekil 2.15. Fe-C alaşımlarında  $M_s$  sıcaklığının ve martenzit morfolojilerinin karbon konsantrasyonuna bağlı olarak oluşumu [23]

### 3. MALZEME VE YÖNTEM

Tez kapsamında deneysel çalışmaların uygulama akışı Şekil 3.1’de gösterilmiştir. Belirlenen alaşım dizaynları sonrası şarj hesaplamaları yapıлып çeşitli dökümler alınmıştır. Döküm sonrası ingotların yüzeyleri temizlenmiştir. Yüzeyi temizlenen ingotlara ilk olarak ön haddeleme ve normalizasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir. Normalizasyon sonrası ingotlardan alınan numuneler ile laboratuvarında ısıl işlem deneyleri ve dilatometre testleri gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem denemeleri ve dilatometre testleri sonrası numuneler metalografik olarak hazırlanıp mikroyapısal ve mekanik incelemeler gerçekleştirilmiştir. İncelemeler sonrası nihai ısıl işlem sıcaklık ve süreleri belirlenip sıcak haddeleme sonrası bu sıcaklık ve sürelerde üretimler gerçekleştirilmiştir. Üretimi gerçekleştirilen sıcak haddelenmiş saclar metalografik olarak hazırlanmış mikroyapısal Karakterizasyonu ve mekanik testleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.1. Tez kapsamında deneysel çalışmaların akışı

### 3.1. Malzeme

Bu tez kapsamında malzeme olarak literatür taraması sonucu 3 farklı alaşım belirlenmiş ve laboratuvar ölçeğinde ingot (180mmx90mmx30mm) dökümleri gerçekleştirilmiştir. Deneysel çelik malzemelerin döküm sonrası Optik Emisyon Spektrometresi (OES) kullanılarak alınan kimyasal analizleri Tablo 3.1’de verilmektedir.

Tablo 3.1. Deneysel çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları (kütle-%).

Çelik	C	Si	Mn	Al	P	Cr	Mo	Nb, ppm	Ti, ppm	V, ppm	B, ppm
DP	0,085	0,225	1,680	0,034	0,070	0,022	-	49	-	-	7
CP	0,128	0,656	3,680	0,637	0,070	0,798	0,202	47	50	2020	62
TRIP	0,166	1,530	1,470	0,012	0,010	0,038	-	64	20	-	10

### 3.2. Termodinamik ve Kinetik Modelleme

Termodinamik ve kinetik modelleme çalışmaları için gerçekleştirilen hesaplamalar Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Simülasyon ve Modelleme Laboratuvarında bulunan Dell Precision Tower 3620 iş istasyonu kullanılarak Thermo-Calc 2017a yazılım paketi içerisindeki POLY-3 ve DICTRA modülleri ile yapılmıştır.

#### 3.2.1. Thermo-Calc

Tez kapsamında kullanılan malzemeler için yapılan hesaplamalardaki temel amaç, deneysel çalışmalara başlamadan önce kritik dönüşüm sıcaklıklarına, faz oranlarının ve buna bağlı olarak da interkritik tavlama için ısıl işlem parametrelerinin öngörülebilmesi olmuştur. Termodinamik hesaplamalar denge konumunda sıcaklığın fonksiyonu olarak fazların oluşması hakkında bilgi vermektedir. Thermo-Calc, CALPHAD yöntemini kullanarak faz dengesi, faz diyagramları ve faz dönüşümlerini termodinamik olarak modelleyen bir yazılımdır. Bu yöntemde termodinamik olarak bir sistem tanımlanmaktadır. CALPHAD yönteminde istenen sıcaklık, basınç ve kompozisyonda sistemin toplam Gibbs enerjisini minimize edilerek oluşabilecek en kararlı enerji durumu (denge durumu) belirlenmektedir. Böylece belirli kompozisyon için dengede oluşabilen faz dönüşümleri hesaplanabilir. Ancak Fe-C alaşımlarında

kararlı (stabil) denge ve yarı kararlı (metastabil) denge durumları oluşabilmektedir. Bu nedenle, tez kapsamındaki hesaplamalarda pratikte görülmeyen ancak termodinamik olarak mümkün olabilecek grafit, elmas ve gaz gibi fazlar sistemden çıkartılarak yarı kararlı denge durumunda faz dönüşümleri öngörülmüştür. Termodinamik hesaplamalar çelik alaşımlarına ait TCFE9 veri tabanı kullanılarak POLY-3 modülünde yapılmıştır [73, 95, 96].

### 3.2.2. DICTRA

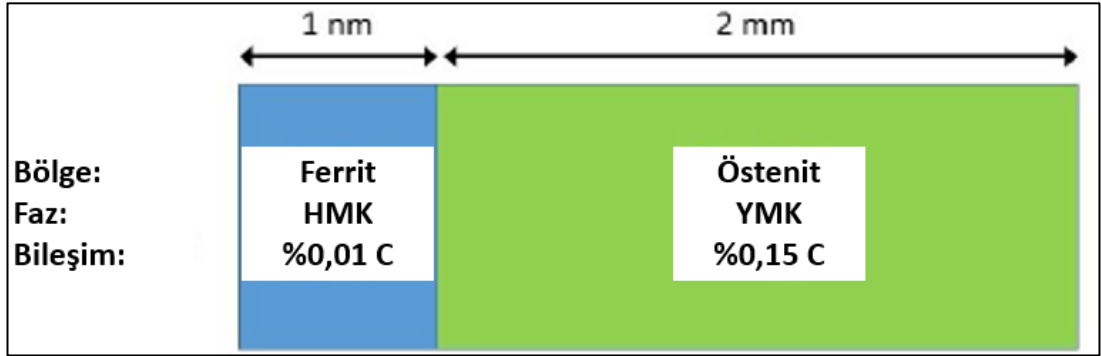
Difüzyon kontrollü faz dönüşümleri zamana bağlı olarak gerçekleşmektedir. Böyle bir durumda termodinamik dengenin dışına çıkılmaktadır. Bu nedenle, ThermoCalc yazılım paketi içerisinde bulunan DICTRA (**D**iffusion-**C**ontrolled **T**Ransformations) modülü ve çelikler alaşımları ile ilgili MOBFE4 veri tabanı kullanılmıştır. Böylece, interkritik tavlama sırasında östenit fazının oluşumu öngörülmüştür.

DICTRA, çok bileşenli sistemlerde difüzyon kontrollü dönüşümlerin simülasyonu için geliştirilmiş ve Thermo-Calc yazılım paketinde bulunan bir modüldür. Hesaplamalar DICTRA'da hem zamana hem de alana bağlıdır. DICTRA modülü, termodinamik ve yerel/kısmi denge hesaplamalarının tamamında Thermo-Calc motorunu kullanırken, difüzyon ve dönüşümle ilgili kinetik problemleri de ele alacak biçimde genişletilmiştir. Çözüm sırasında termodinamik dengenin tüm fazda yerel olarak geçerli olduğu varsayımı yapılarak çözülür. Böylece, hesaplama yapılan malzemenin çeşitli bölgelerindeki çok bileşenli difüzyon denklemleri hesaplanabilmektedir. Hesaplama sırasında problemler tek boyutta ele alınmaktadır. Sonuç olarak, Fick kanuna göre çok bileşenli bir sistemde difüzyon sonucu oluşan konsantrasyon profillerini hesaplayabilmektedir.

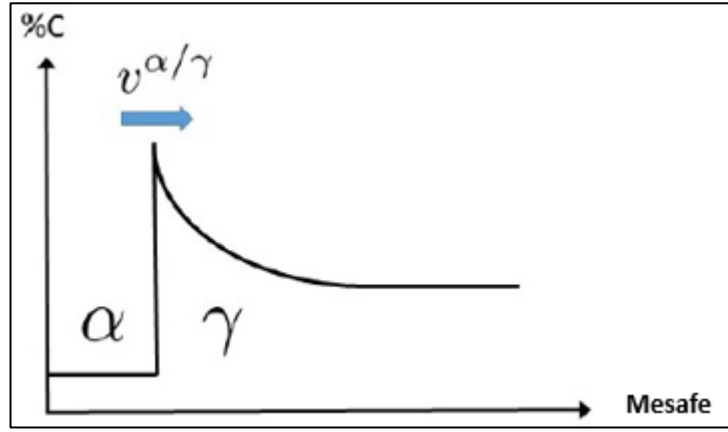
Özellikle, hareketli bir sınır içeren difüzyon problemleri (Stefan problemleri olarak da bilinir) DICTRA ile çözülebilmektedir. Şekil 3.1'de ferrit (BCC) fazının östenite (FCC) doğru sınır hareketi ile ilerleyerek gelişmesini gösteren bir model verilmiştir. Modelde ferrit fazı için başlangıç boyutu olarak 1 nm gibi küçük bir hücre boyutu ferrit fazını sisteme tanıtmak için girilmiştir. Östenitin başlangıç boyutu ise 2 mm olarak tanımlanmıştır. Şekil 3.2'de hareketli sınır örneğinde östenit fazından ferrit fazına



dönüşüm sırasında hesaplanmış karbon dağılım profilinin şematik gösterimi verilmektedir [97].



Şekil 3.2. Hareketli sınır örneğinin kurulumu [97]



Şekil 3.3. Hareketli sınır örneğinde östenit fazından ferrit fazına dönüşüm sırasında karbon dağılım profilinin şematik gösterimi [97]

### 3.3. Döküm ve Ön Haddeme

DP, CP ve TRIP çelik malzemelerin laboratuvar ölçeğinde üretimi Şekil 3.3'te gösterilen Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Döküm Laboratuvarında bulunan Inductoterm marka 25kg kapasiteli 35kW indüksiyon fırınında gerçekleştirilmiştir. Ar atmosferinde ergitme ve alaşımlama işleminden sonra deneysel çelik alaşımları kokil kalıba dökülmüştür. Kokil kalıp katılaşma sonrası kalıptan çıkarmayı kolaylaştırma ve ısıl genleşme etkisi ile çarpılmayı azaltmak amacıyla 5 modüler parçadan oluşmaktadır. Kalıp 180x90x30 mm<sup>3</sup> ölçülerindedir ve en fazla 6 kg ingot kapasitesine sahiptir.



a)

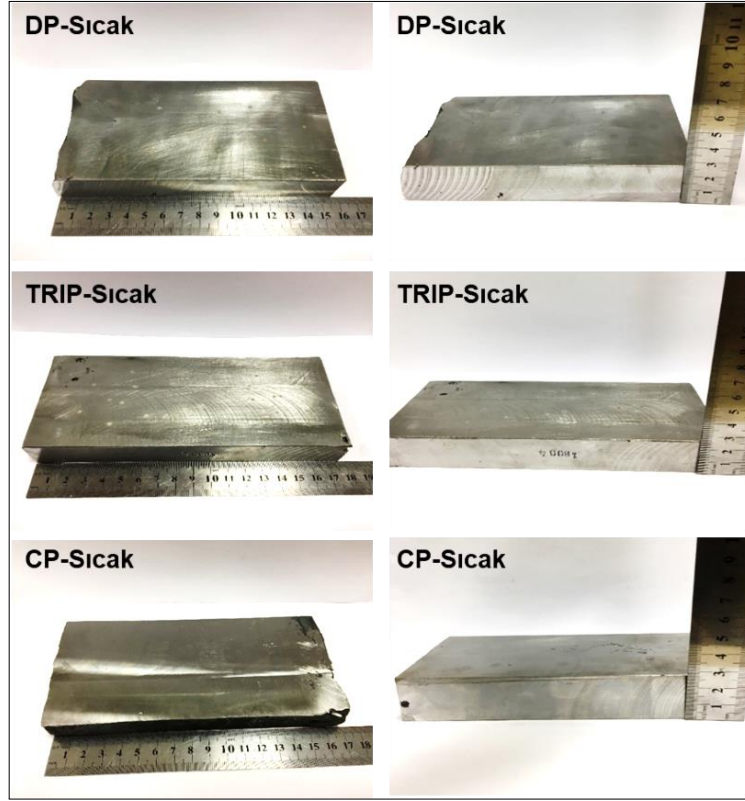


b)

Şekil 3.4. a) Deneysel çelik malzemelerin üretiminde kullanılan induksiyon ergitme fırını ve b) kokil kalıp

Kalıba üstten döküm yöntemi ile döküm sırasında sıvı çelik soğuk kalıp yüzeyine sıçramakta burada farklı kalınlıkta hatalara neden olmaktadır. Bu hatalar sıcak haddeleme sırasında çatlakların oluşmasına neden olabilir. Bu nedenle, döküm sonrası elde edilen ingotlar talaşlı işleme tabi tutulmuştur. Böylece, döküm sonrası hatalar yüzeyden giderilmiştir. Ayrıca, ingotun baş ve alt kısmında makro lunker ve gaz boşlukları bulunmakta olduğundan ve bu boşluklar haddeleme ile kapanmadığından bu kısımlar kesme işlemi ile ayrılmışlardır. Talaşlı işlemler sonrasında makro görüntüleri Şekil 4.4'te sunulan ingotların kalınlıkları 19,1-27,4 mm arasındadır. Talaşlı işlemler sonrası ingotlarda hala bazı makro hatalar bulunmaktadır. Bu hatalar lokal olarak ısıl işlemler öncesi giderilmiştir. Sıcak haddeleme öncesinde ingotlar homojenizasyon amacıyla 1150°C'de 40 dakika östenitleme sonrasında ön haddeleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ön haddeleme sonrası ingotların kalınlığı 14,5-15,1 mm'ye düşürülmüştür. Isıl işlem fırını ve ön haddeleme işlemine ait görseller Şekil 3.5'te verilmektedir. Sıcak haddeleme adımlarına ait veriler Tablo 3.2'de sunulmuştur. Ön haddeleme sonrası gerçek gerinme miktarı DP ve TRIP çelikleri için  $\phi$  değerleri sırası ile -0,864 ve -0,814 iken, CP çeliğinde döküm sonrası talaşlı işlem sonucu malzeme kaybı nedeniyle  $\phi=-0,265$  olmuştur.

Sıcak haddeleme sonrası elde edilen plakaların makro görüntüleri Şekil 3.6'da verilmektedir. Ön haddeleme sonrası plakalarda bir miktar dalgalı kenar hatası olduğu görülmektedir. Kalınlığının fazla olmasına bağlı oluşan bu hata sonraki aşamalarda nihai sıcak haddeleme ile giderilmiştir.



Şekil 3.5. İngötlere ait makro görüntüler



a)

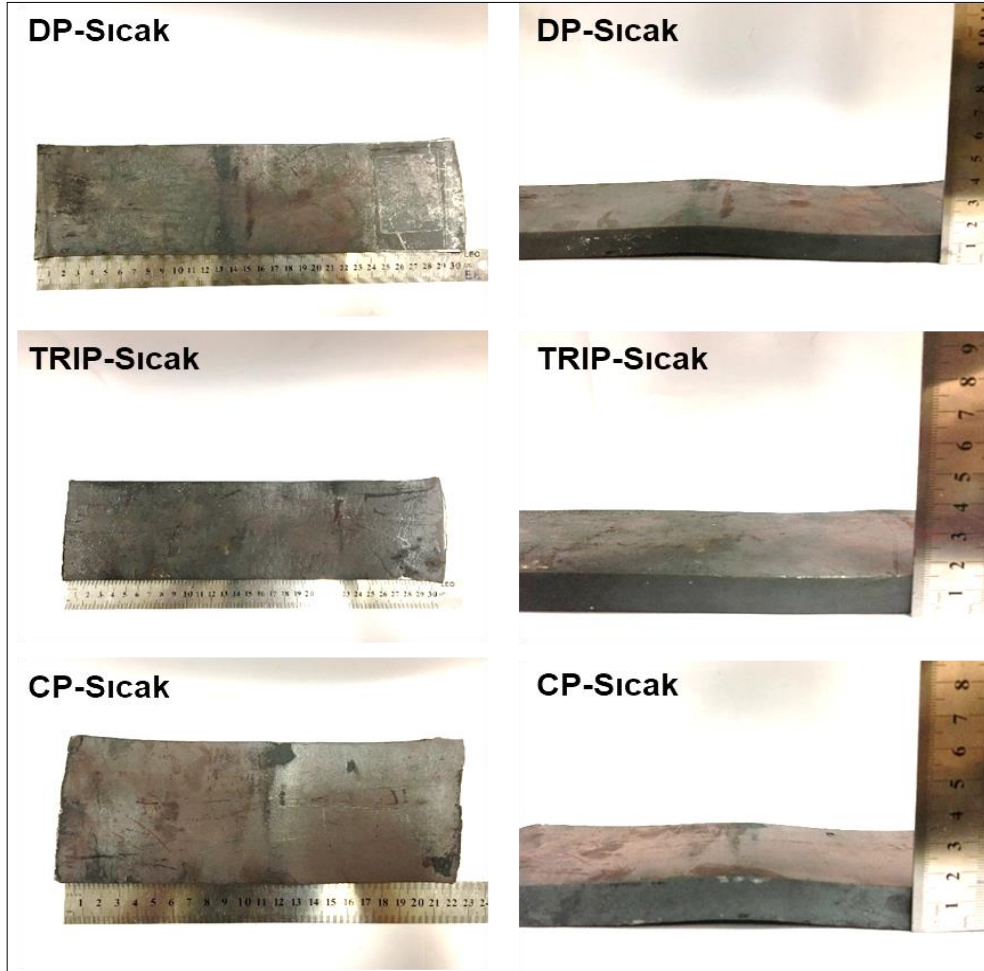


b)

Şekil 3.6. a) Isıl işlem fırını, b) ön haddeleme işlemi

Tablo 3.2. Ön haddeleme parametreleri

Çelik	Hadde bitiş sıcaklığı (°C)	Isıtma Hızı (°C/s)	Hadde başlangıç/bitiş		$\Phi_{\text{toplam}}$
			T (mm)	L (mm)	
DP	689	0,72	27,4/14,7	155/300	-0,864
TRIP	690	0,77	26,3/14,5	175/290	-0,814
CP	683	1,01	19,1/15,1	155/210	-0,265



Şekil 3.7. Ön hadde sonrası plakaların makro görüntüleri

### 3.4. Isıl İşlem Deneyleri

Ön haddeleme sonrasında nihai haddeleme adımı ile ilgili çalışmalara geçmeden önce farklı östenitleme, interkritik ve izotermal tavlama sıcaklıklarında ısıl işlemler gerçekleştirilmiştir. DP, CP ve TRIP çeliklerine uygulanan ısıl işlem deneylerine ait parametreler Tablo 3.3'te verilmiştir. Bu ısıl işlemler sonrasında numunelerde mikroyapısal incelemeler ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikroyapısal karakterizasyon çalışmalarında DP, CP ve TRIP çeliklerindeki farklı mikroyapılar incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar ölçülen sertlik değerleri desteklenmiştir.

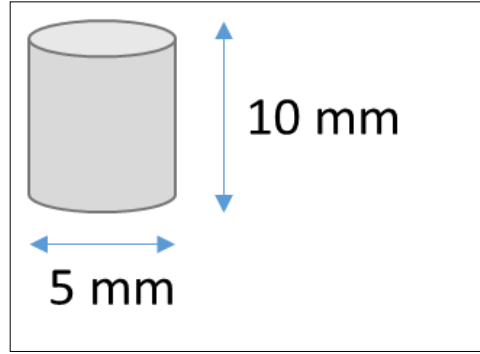
Tablo 3.3. DP, CP ve TRIP çelikleri ısıl işlem deneylerine ait parametreler

Çelik	İnterkritik Sıcaklık	t (dk)	İzotermal Sıcaklık	t (dk)	Çevrim Sıcaklığı	t(dk)	Soğuma
DP	780°C	1/10					Su
DP	800°C						Su
DP	820°C						Su
DP	840°C						Su
DP	780°C	1/3			400°C	1dk	Su
DP	800°C						Su
DP	900°C						Su
TRIP	790°C	1/10	450°C (Çinko Banyosu)	30dk			Su
TRIP	810°C	1/10	450°C (Çinko Banyosu)	30dk			Su
TRIP	830°C	1/10	450°C (Çinko Banyosu)	30dk			Su
CP			425°C (Çinko Banyosu)	30dk/60dk			Su
CP			450°C (Çinko Banyosu)	30dk/60dk			Su
CP			500°C (Çinko Banyosu)	30dk/60dk			Su

### 3.5. Dilatometre Deneyleri

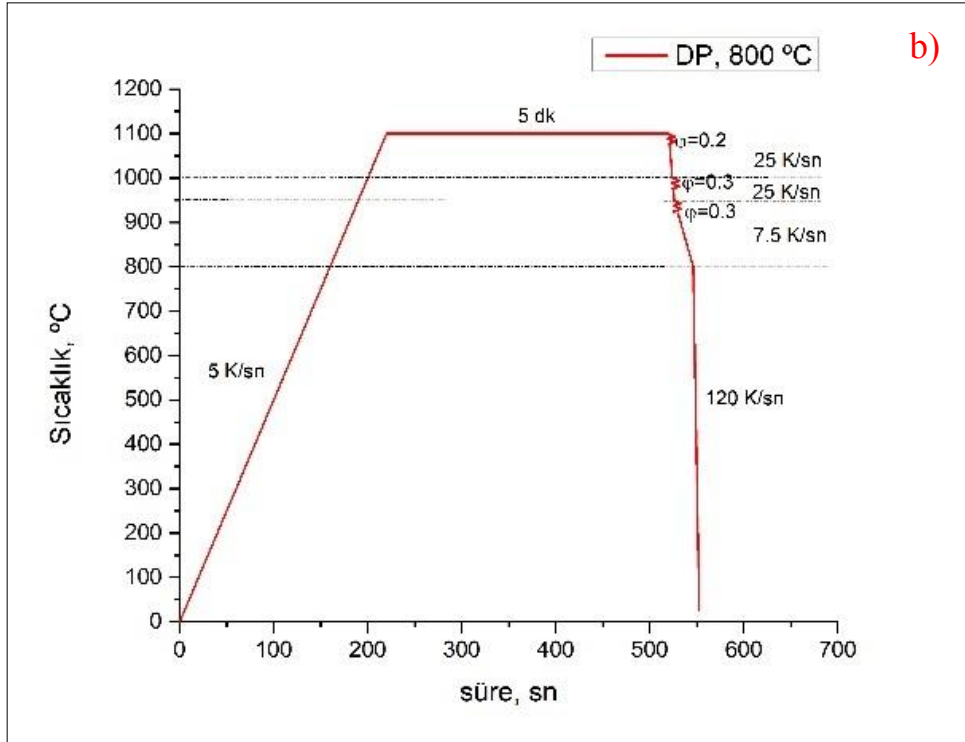
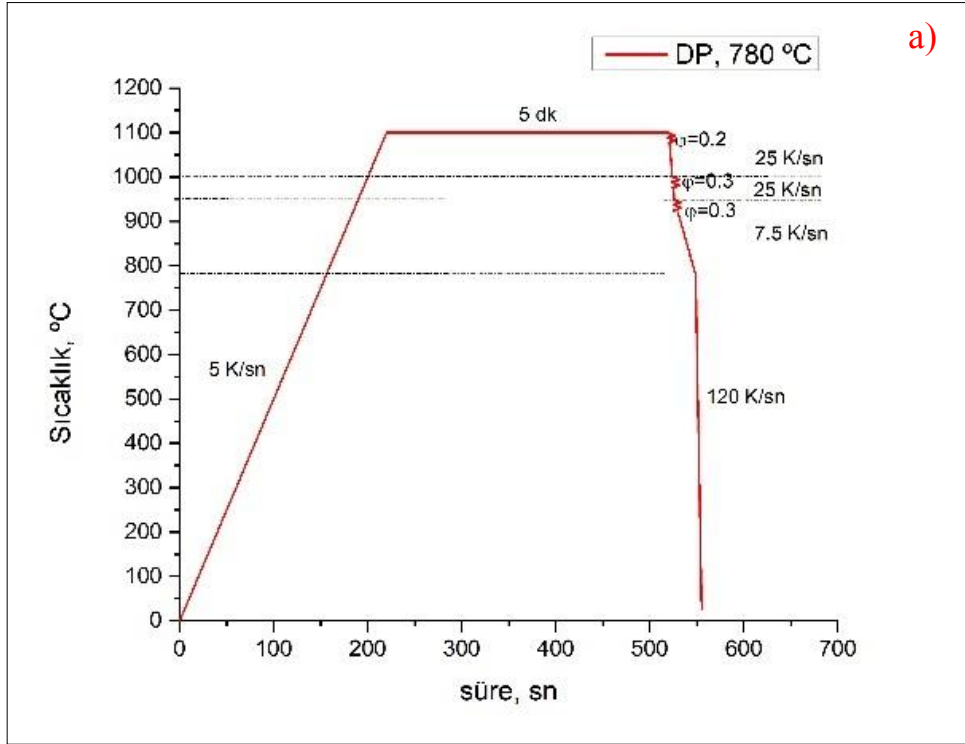
Ön haddeleme ve ısıl işlem deneyleri sonrasında deformasyonlu dilatometre deneyleri gerçekleştirilmiştir. Böylece termomekanik bir işlem olan sıcak haddeleme prosesi ve ısıl çevriminin fiziksel simülasyonu sağlanmıştır. Deformasyonlu dilatometre testleri Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezi'nde bulunan

Baehr Termoanaliz GmbH, DIL 805 A/D cihazında gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.7’de şematik olarak gösterilen dilatometre numuneleri ön haddelenmiş plakalardan haddeleme doğrultusunda hazırlanmıştır. Test sonrasında numuneler metalografik olarak hazırlanmış ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır. Ayrıca, test sırasında kaydedilen sıcaklık-uzunluk değişimi eğrilerinden kritik sıcaklıklar ( $A_1$ ,  $A_3$ ) belirlenmiştir.



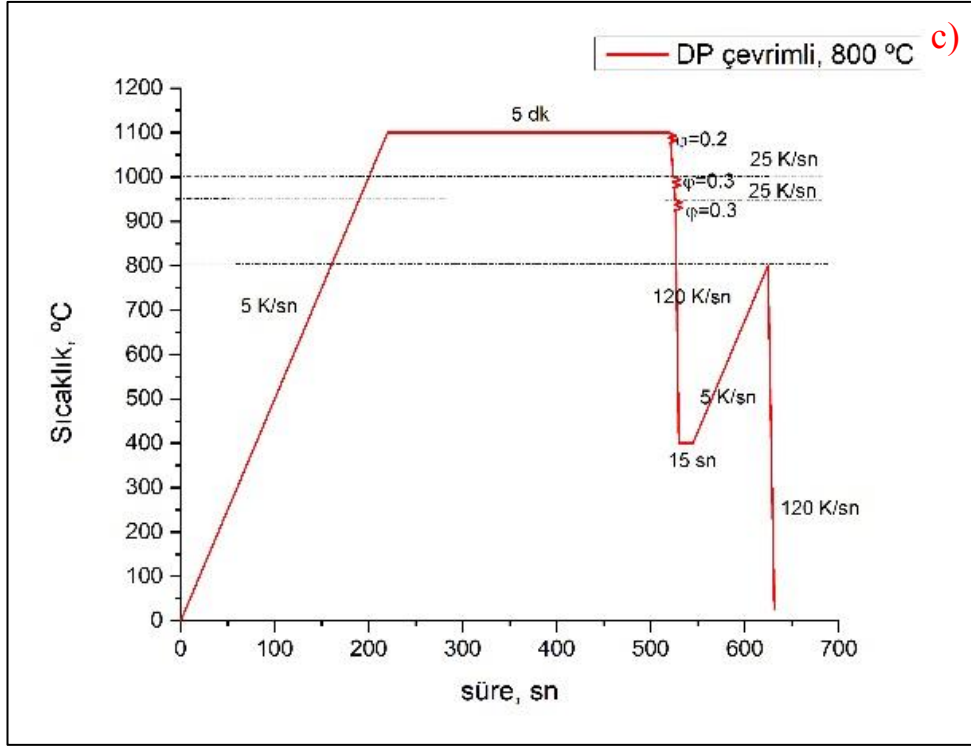
Şekil 3.8. Deformasyonlu dilatometre test numunesi.

Şekil 3.9-Şekil 3.11’de sıcak haddelenmiş DP, TRIP ve CP çeliklerinin üretimi için kullanılan ısıtım çevrimlerinin şematik gösterimi verilmiştir. Sıcaklıklar belirlenirken ThermoCalc ile hesaplanan denge diyagramlarından ve ısıtım deney sonuçlarından faydalanılmıştır. DP çeliğinde, interkritik tavlama sıcaklığının değişimine bağlı olarak farklı miktarlarda martenzit ve ferrit oranlarına ulaşılacak olması nedeniyle 2 farklı ısıtım sıcaklığının uygulanması öngörülmüştür. DP çeliğinde ayrıca daha ince taneli bir yapı elde etmek için çevrimli ısıtım işlemi öngörülmüştür. TRIP çeliğinde, interkritik tavlama sıcaklığının değişimine bağlı olarak farklı miktarlarda östenit ve ferrit oranlarına ulaşılacak olması nedeniyle 2 farklı ısıtım sıcaklığının uygulanması öngörülmüştür. Bu interkritik işlem sonrası izotermal bekleme sıcaklığı ve süresi sabit tutulmuştur. CP çeliğinde, endüstriyel sarma sıcaklığı düşünülecek 3 farklı izotermal bekleme sıcaklığı öngörülmüştür.

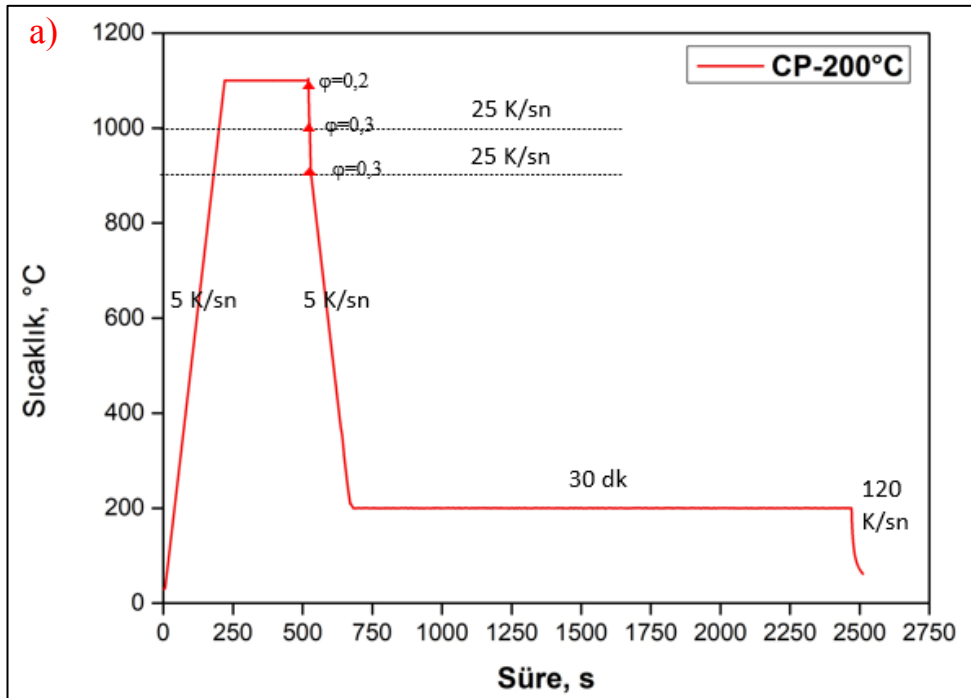


Şekil 3.9. DP çeliğinin deformatiyonlu dilatometre çevrimleri a) 780°C, b) 800°C ve c) 800°C-çevrimli



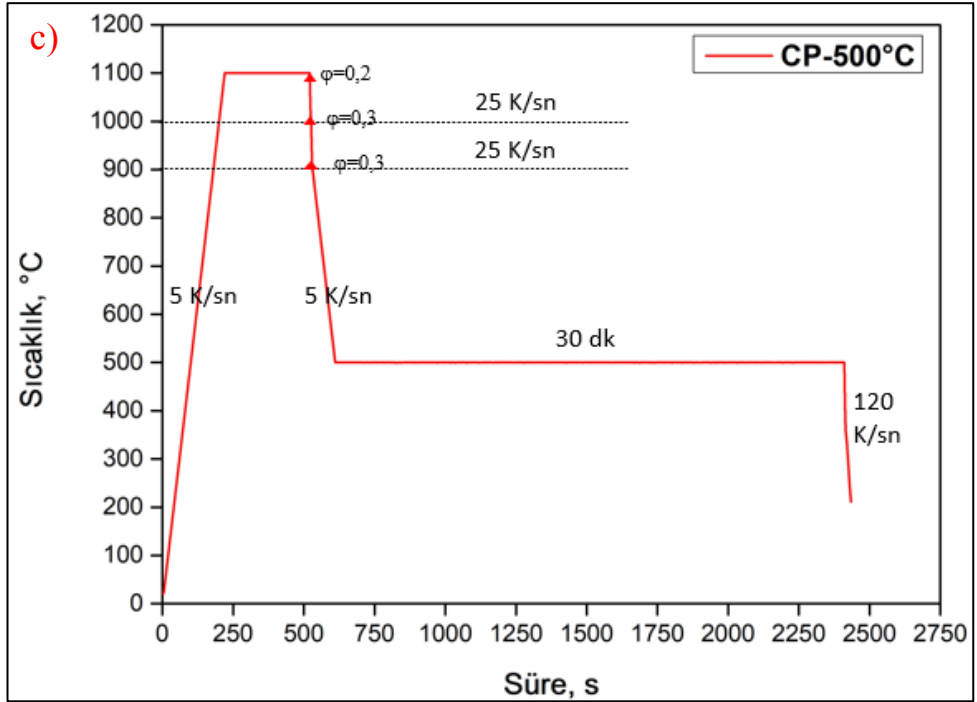
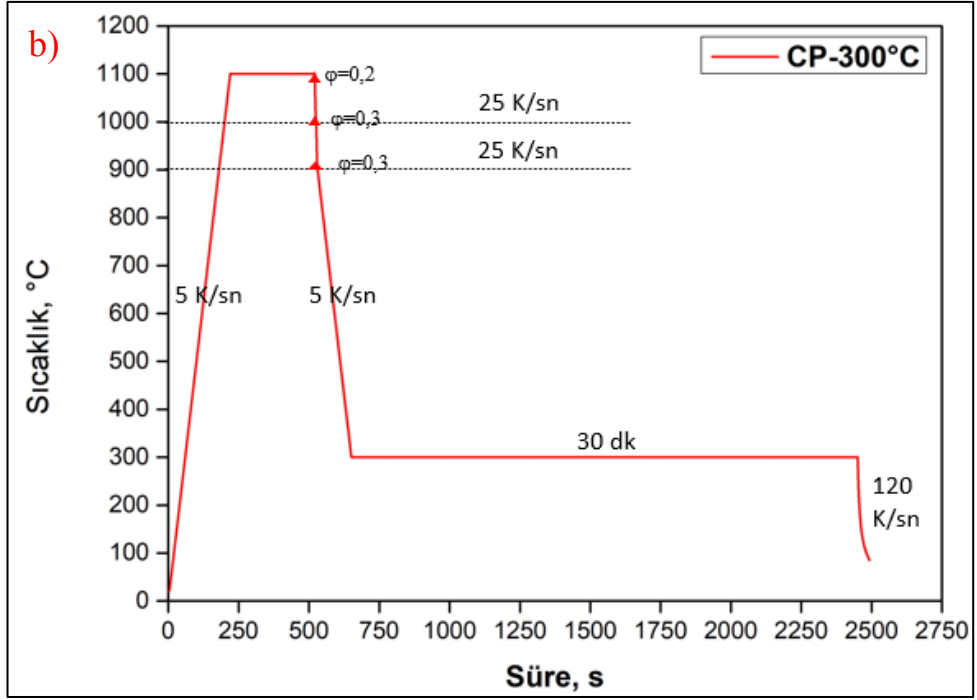


Şekil 3.9. (Devam) DP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimleri a) 780°C, b) 800°C ve c) 800°C-çevrimli

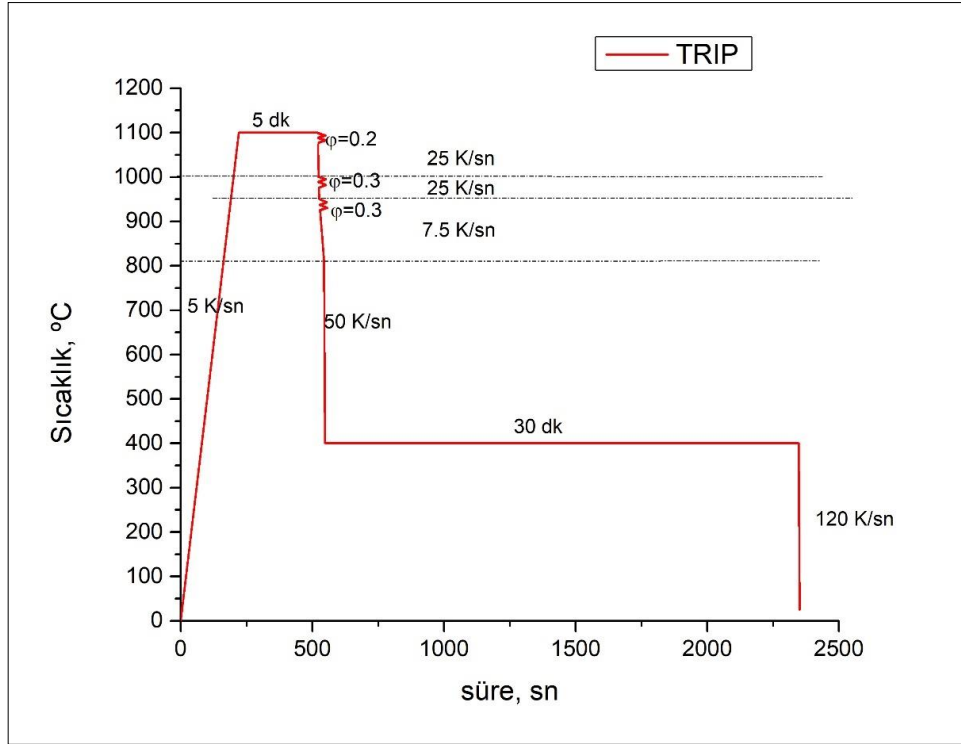


Şekil 3.10. CP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimleri, a) 200°C, b) 300°C ve c) 500°C





Şekil 3.10. (Devam) CP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimleri, a) 200°C, b) 300°C ve c) 500°C



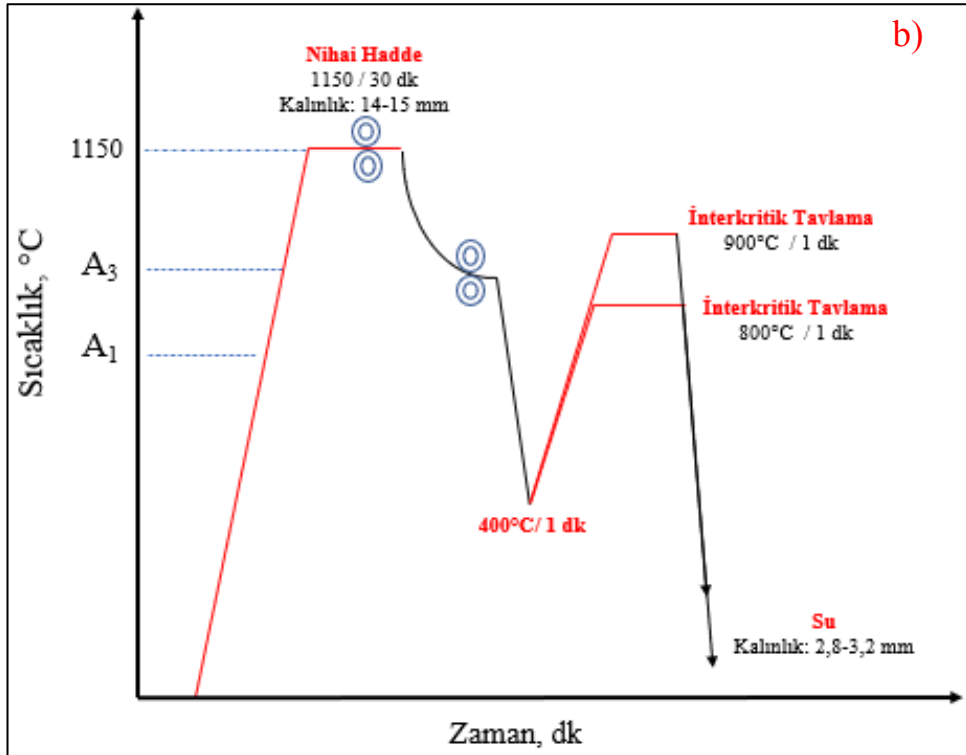
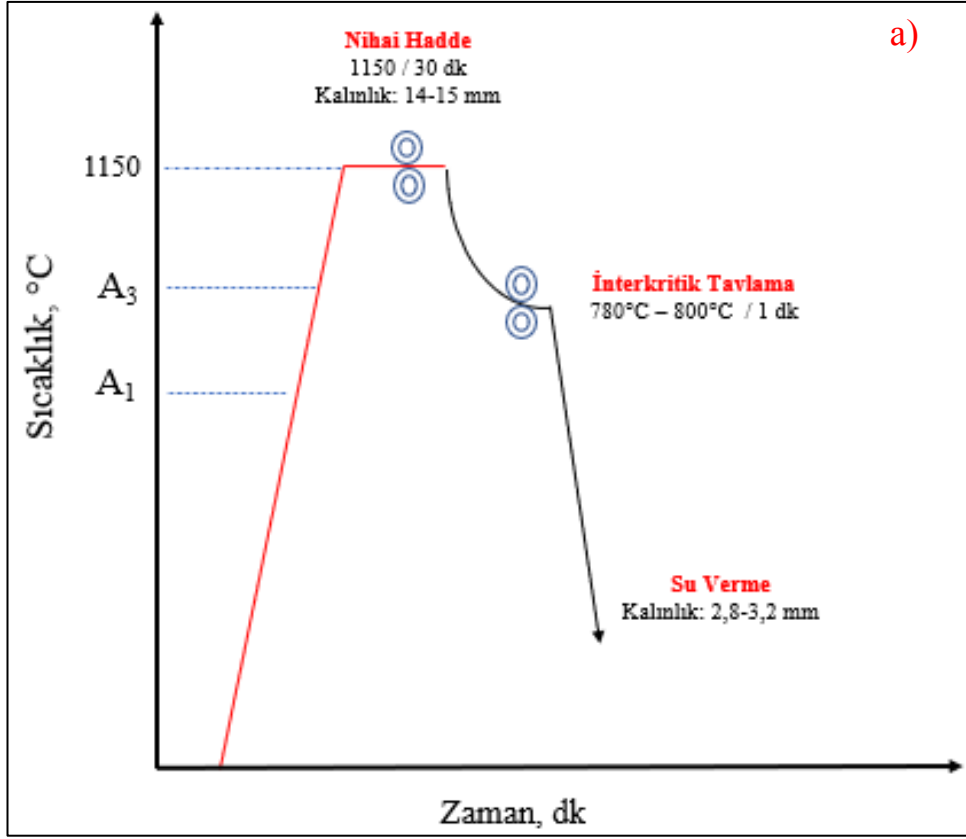
Şekil 3.11. TRIP çeliğinin deformasyonlu dilatometre çevrimi

### 3.6. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş sac üretimi

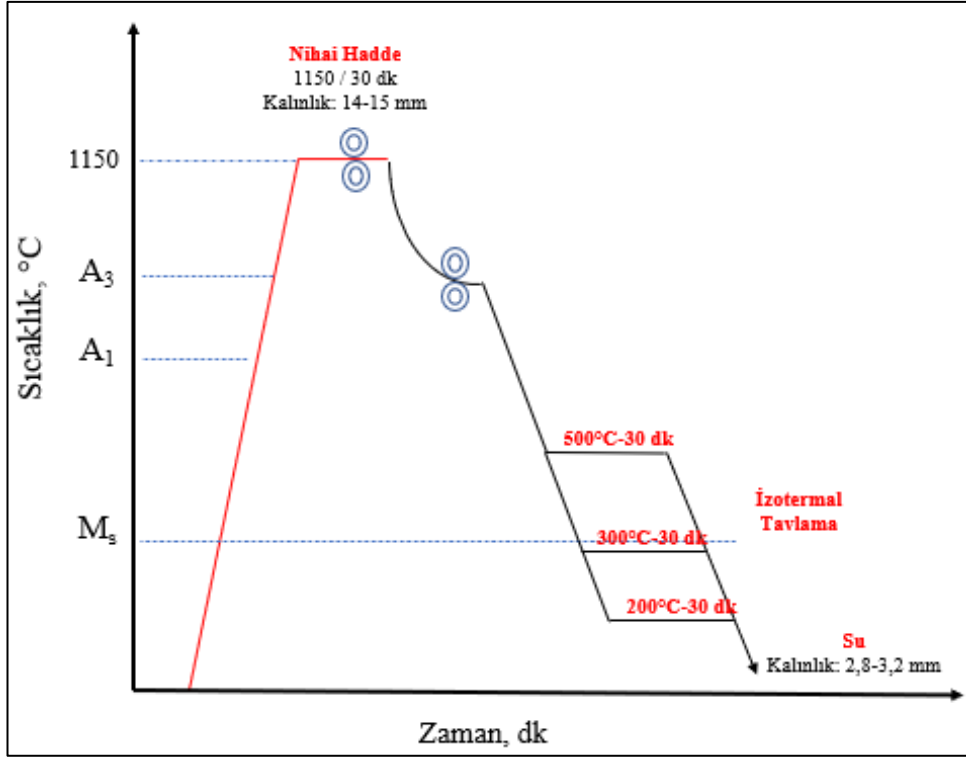
Hesaplamalar ve deneysel çalışmalar sonrasında elde edilen sonuçlara göre seçilen parametreler kullanılarak pilot ölçekte sıcak haddelenmiş 3 mm kalınlıkta saclar üretilmiştir. DP, CP ve TRIP çeliklerine ait çevrimler Şekil 3.12-Şekil 3.14'te gösterilmiştir. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş saclara ait tüm proses adımlarındaki boyutlar ve sıcak haddedelediği deformasyon miktarları Tablo 3.4'te sunulmuştur. Böylece, bu saclardan alınan numunelerde mikroyapısal karakterizasyon ve mekanik testler yapılmıştır.

Tablo 3.4. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş saclara ait boyutlar ve deformasyon miktarları

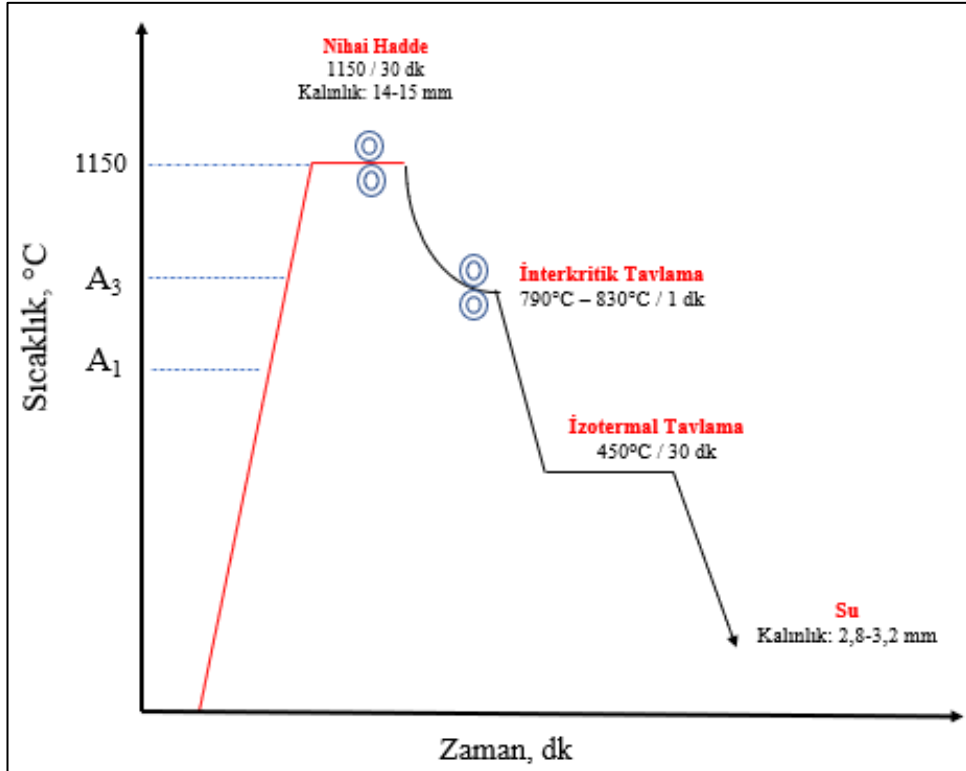
Çelik	Döküm sonrası		Ön hadde sonrası		Sıcak haddeleme başlangıç/bitiş		$\Phi_{\text{toplam}}$
	T (mm)	L (mm)	T (mm)	L (mm)	T (mm)	L (mm)	
DP	30	172	14,7	300	12,6/2,9	66,2/18,2	-8,448
TRIP	30	181	14,5	290	13,5/3,1	85,8/17,1	-7,484
CP	30	167	15,1	210	13,9/3,0	82,3/32,6	-5,366



Şekil 3.12. DP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde a) çevrimsiz, b) çevrimli sıcaklık ve zaman değişimi ısıl işlem çevrimi



Şekil 3.13. CP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde sıcaklık ve zaman değişimi



Şekil 3.14. TRIP çeliğinin pilot ölçekte sıcak haddeleme prosesinde sıcaklık ve zaman değişimi

### **3.7. Mikroyapısal Karakterizasyon**

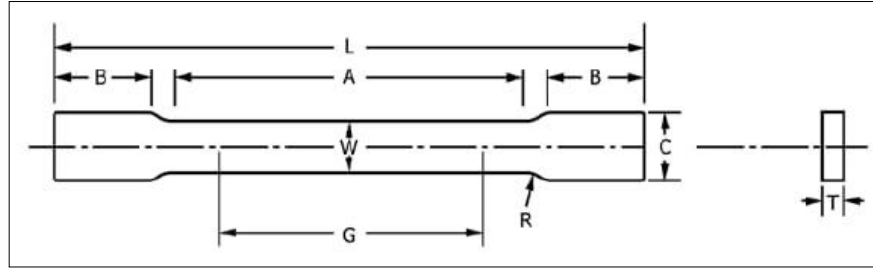
Mikroyapısal karakterizasyon ilk olarak döküm ile başlamıştır. Metalografik olarak numuneler sırasıyla 120, 320, 600, 1000, 2000 mesh numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanmış ve sonrasında 3 µm elmas solüsyon ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Parlatılmış konumdaki numuneler etkin bir faz karakterizasyonu için farklı dağılayıcılar kullanılarak dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Dökümleri yapılan ingotlardan alınan numuneler metalografik olarak hazırlanmış %3 Nital ile dağlanıp ışık mikroskobunda incelenmiştir. Homojenizasyon ve normalizasyon işlemleri gerçekleştirildikten sonra numuneler metalografik olarak hazırlanmış %3 Nital ile dağlanıp ışık mikroskobunda incelenmiştir. Pilot üretim öncesi interkritik ve izotermal bekleme ısıl işlem deneyleri yapılan numuneler metalografik olarak hazırlanmıştır. DP çeliklerine ait numuneler %3 Nital ile, TRIP ve CP çeliklerine ait numuneler %6 Nital + Klemm I ile dağlanmış ve ışık mikroskobunda incelenmiştir. CP çeliğine ait ısıl işlem deneyleri gerçekleştirilen numuneler yapının ince olması dolayısıyla SEM incelemesi de gerçekleştirilmiştir. Dilatometre deneyleri gerçekleştirilen numuneler metalografik olarak hazırlanıp çeşitli dağılayıcılar ile dağlanmıştır. Sıcak haddeleme sonrası yapılan interkritik tavlama ve izotermal bekleme işlemlerinden sonra numuneler ışık mikroskobu incelemeleri için %6 Nital ile 5-15 saniye arasında Klemm I dağılayıcısı ile 1-5 dakika arasında dağlanmıştır. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri için metalografik olarak hazırlanan numuneler %3 Nital ile 5-15 saniye arasında dağlanmıştır. Işık mikroskobu incelemeleri OLYMPUS marka BX41M-LED model ışık mikroskobuyla ve SEM incelemeleri JEOL JSM-6060 model taramalı elektron mikroskobunda yapılmıştır.

### **3.8. Mekanik Testler**

Isıl işlem deneyleri, dilatometre deneyleri ve pilot üretim sonrası metalografik olarak hazırlanan ve mikroyapısal karakterizasyonu gerçekleştirilen numunelerde sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Pilot sıcak haddeleme sonrasında malzemelerde, Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Mekanik Laboratuvarında çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri, Future-Tech FV-700 Vickers sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Parlatılmış konumdaki numunelere uygulanan

sertlik ölçümleri 10 kgf yük altında yapılmış ve her numuneden 5 ölçüm alınarak her numuneye ait ortalama sertlik değeri ve standart sapmaları hesaplanmıştır.

Pilot ölçekte sıcak haddeleme sonrasında elde edilen DP, CP ve TRIP çeliklerine ait saclarda çekme testleri Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan INSTRON 300LXJ9626 Universal Çekme Cihazında gerçekleştirilmiştir. Çekme testi sonrasında malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve %-uzama değerleri elde edilmiştir. Çekme test numuneleri testi EN ISO 6892-1:2009 standardına göre subsizede olarak hazırlanmıştır. Şekil 3.15'te çekme testi numunesinin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 3.15. Çekme testi için hazırlanan numune boyutları; R:6mm; A:32mm; B:32mm; C:10; L:100m; T:1.7mm [98]

#### **4. BULGULAR VE TARTIŞMA**

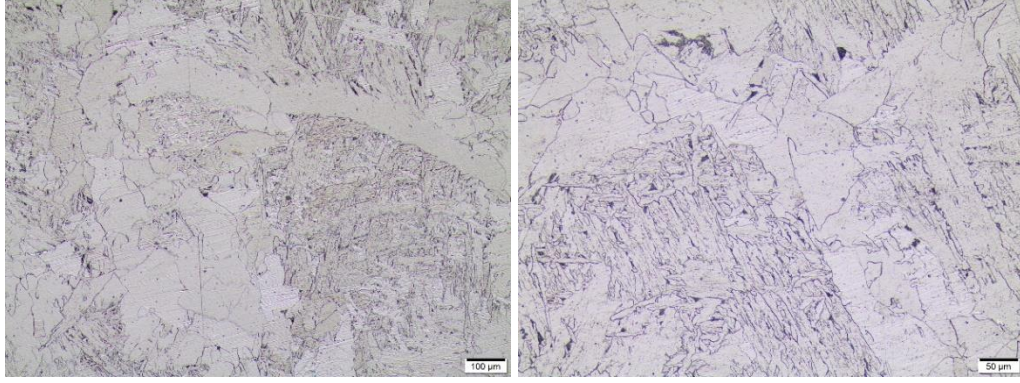
Bu bölümde tez kapsamında yazılım ile gerçekleştirilen hesaplamaların ve deneysel çalışmaların sonuçları sunulmuştur. Termodinamik ve kinetik hesaplamalar yardımıyla proses parametreleri öngörüsü sağlanmıştır. Deneysel çalışmalarda malzeme üretimine ait döküm, ön haddeleme, normalizasyon ve nihai sıcak haddeleme aşamaları gerçekleştirilmiştir. Üretim aşamalarına paralel olarak faz dönüşümlerinin anlaşılması için dilatometre ve ısıl işlem deneyleri sürdürülmüştür. Deneysel çalışmalarda mikroyapısal karakterizasyon için ışık mikroskobu ve taramalı elektron mikroskopunda incelemeleri yapılmıştır. Mikroyapısal karakterizasyon sonrasında sertlik ölçümleri ve mekanik testler gerçekleştirilmiş olup sonuçlar incelenmiş ve tartışılmıştır.

##### **4.1. Döküm, Ön Haddeleme ve Normalizasyon Sonrası Mikroyapılar**

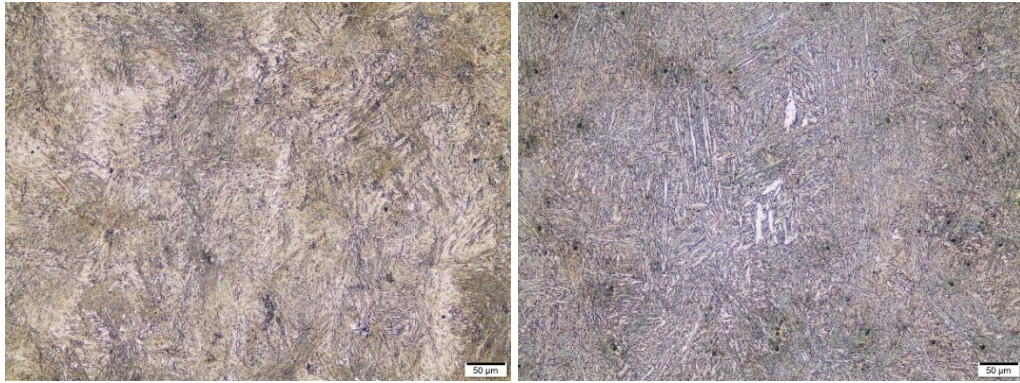
Döküm sonrası gözlenebilen inklüzyon, gözenek ve segregasyon gibi oluşumların varlığının incelenmesi amacıyla ingotlardan alınan numuneler metalografik olarak hazırlanmıştır. Elde edilen ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.1-Şekil 4.3'de sunulmuştur. DP, CP ve TRIP çeliklerin kimyasal bileşim farkından dolayı katılaşma sonrası farklı mikroyapıların oluşumu gözlenmiştir.

Şekil 4.1'de döküm konumundaki DP çeliğinin ingotundan alınan numunelerin ışık mikroskobu görüntüleri görülmektedir. %3 Nital ile dağlama sonrası genel olarak eşeksenli masif ferrit taneleri ve Widmanstätten ferrit yapısı gözlenmiştir. Şekil 4.2'de CP çeliğinin ingotundan alınan numunelerin döküm konumundaki görüntüleri sunulmaktadır. Bu çelikte diğer iki çeliğe göre daha yüksek miktarda alaşım elementi (yaklaşık %3,7 Mn ile birlikte %0,8 Cr) bulunmaktadır. Bu nedenle, oluşan yüksek sertleşebilirlikten dolayı katılaşma sonrası soğuma ile beynitik bir mikroyapı oluşumu gerçekleşmiştir. TRIP çeliğinin ingotundan döküm konumunda alınan numunelerin görüntüleri Şekil 4.3'te verilmiştir. Burada görüldüğü gibi mikroyapı genel olarak ferrit-perlit yapısından oluşmaktadır.

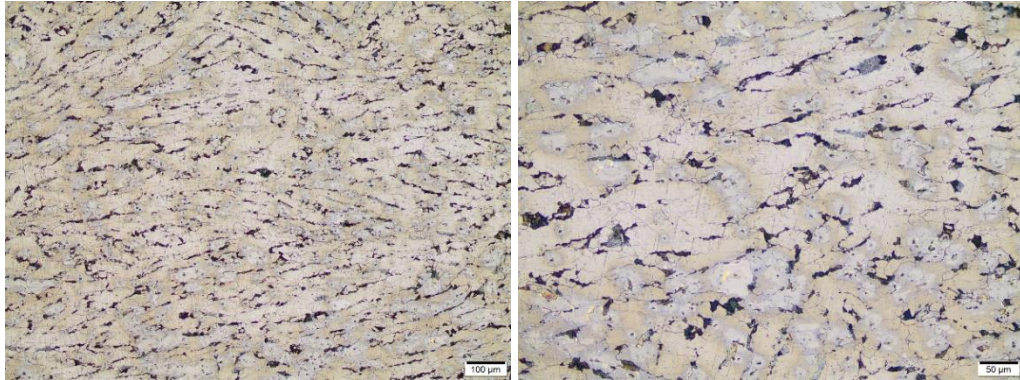




Şekil 4.1. Döküm konumundaki DP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital)



Şekil 4.2. Döküm konumundaki CP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital)

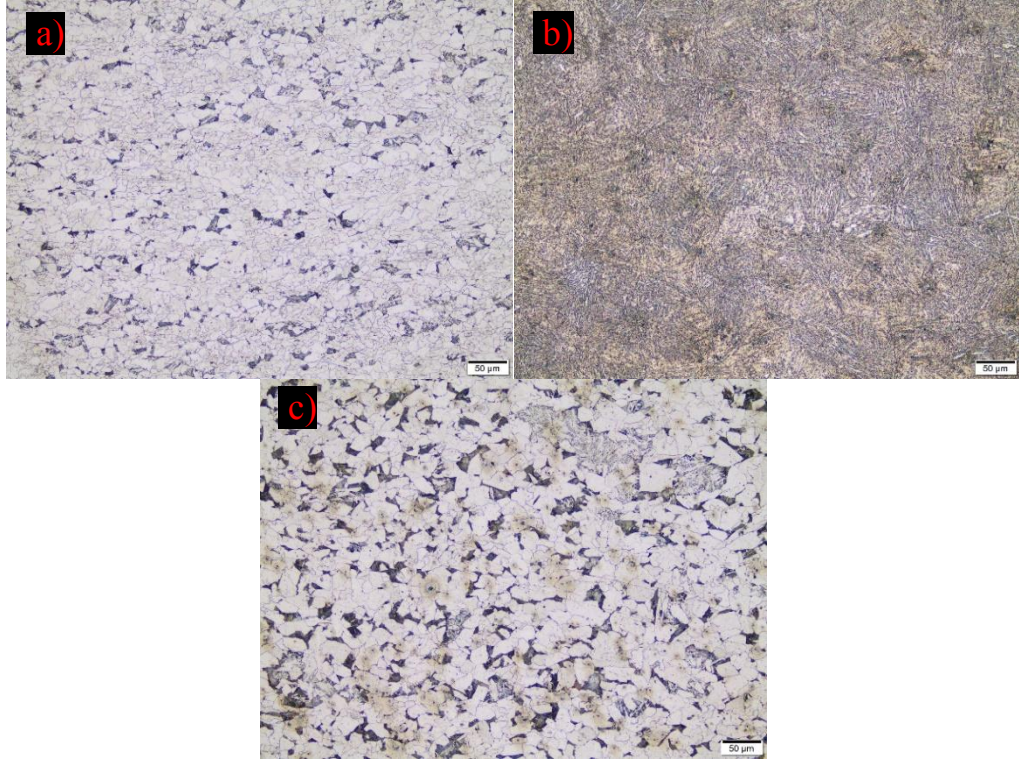


Şekil 4.3. Döküm konumundaki TRIP çeliğine ait dağlanmış ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15sn-%3Nital)

Ön haddeleme sonrası DP, CP ve TRIP çeliklerinden numuneler alınarak metalografik olarak hazırlanmıştır. Bu aşamada, daha sonra yapılacak olan dilatometre, ısıl işlem ve sıcak haddeleme çalışmaları öncesinde döküm yapısının homojenizasyonu amaçlanmıştır. Nital ile dağlanan numuneler ışık mikroskobunda görüntülenmiş ve



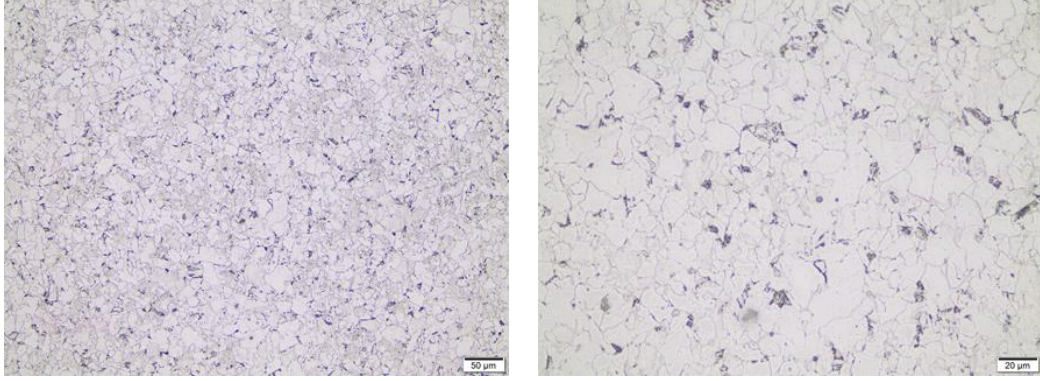
mikroyapıları Şekil 4.4'te sunulmuştur. Ön haddeleme sonrası mikroyapıda haddeleme doğrultusunda yönlenme gözlenmiştir. Numunelerde haddeleme kaynaklı herhangi bir çatlak oluşumu görülmemiştir. Haddeleme sonrası ışık mikroskobu görüntülerinde de görüldüğü gibi genel olarak homojen bir yapı elde edilmiştir. Şekil 4.4a'da DP çeliğinde Widmanstätten ferrit yapısı giderilmiş olup yapı genel olarak ferrit ve perlitten oluşmaktadır. CP çeliği Şekil 4.4b'de görüldüğü gibi haddeleme sonrasında beynit ve martenzit karışımından oluşan kompleks bir yapıdadır. Ancak döküm yapısına göre daha homojen bir dağılım göstermektedir. TRIP çeliğinde ise Şekil 4.4c'de ferrit ve perlit ile birlikte yer yer beynit oluşumu gözlenmiştir.



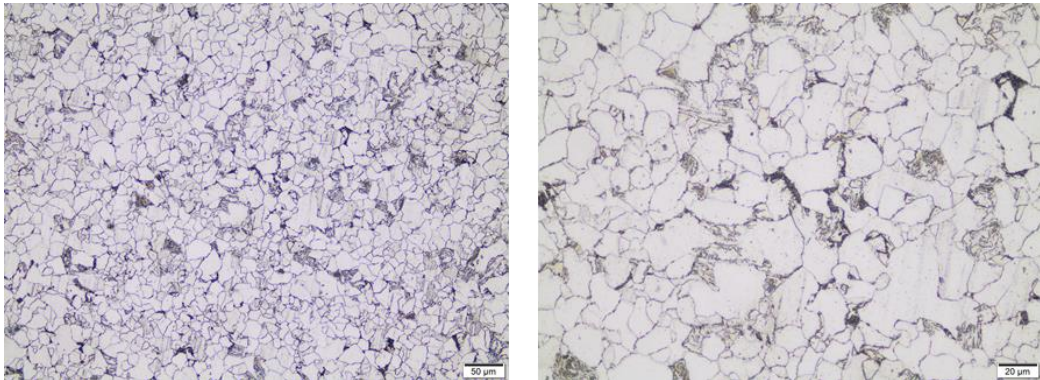
Şekil 4.4. Sıcak haddeleme sonrası a) DP, b) CP ve c) TRIP alaşımlarına ait dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri (dağlama: 15s-%3Nital)

Dilatometre testleri ve nihai haddeleme öncesinde ön haddelenmiş çeliklere ayrıca bir normalizasyon tavlaması uygulanmıştır. Buna göre DP ve TRIP çelik alaşımları için 1000 °C sıcaklıkta 30 dakika süre ile normalizasyon işlemleri yapılmıştır. Şekil 4.5'te DP çeliğine ait normalizasyon sonrası mikroyapı verilmiştir. DP çeliğinde normalizasyon sonrası yine ferrit-perlit yapısı görülmektedir. Şekil 4.6'da CP çeliğinin normalizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Normalizasyon ile oluşan daha homojen yapı sonucunda martenzit miktarı azalmış ve ağırlıklı olarak granüler

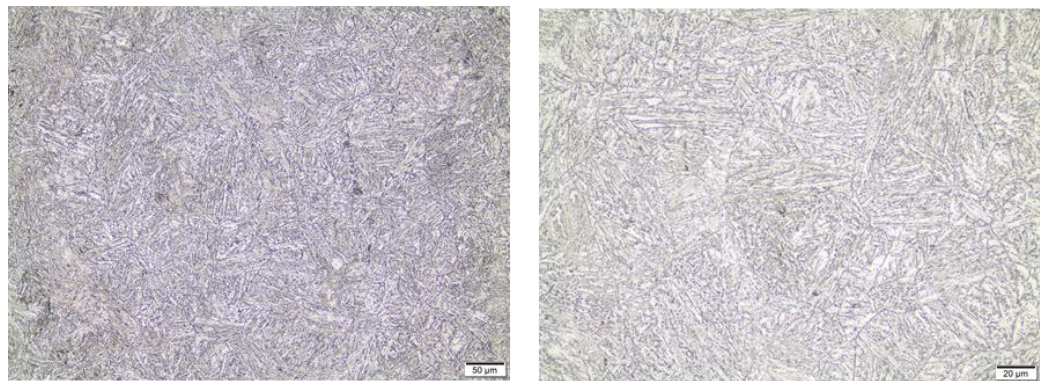
beynitik bir yapı oluşumu görülmüştür. TRIP çeliğinde Şekil 4.7'deki gibi ferrit ile birlikte beynitik ve perlitik yöreler gözlenmiştir. CP çelik alaşımı yüksek oranda alaşım elementleri içermesi sebebiyle normalizasyon işlemi 1100 °C'de 60 dakikalık süre ile yapılmıştır.



Şekil 4.5. 1000 °C'de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası DP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital)



Şekil 4.6. 1000 °C'de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası TRIP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital)



Şekil 4.7. 1100 °C'de gerçekleştirilen normalizasyon işlemi sonrası CP çeliğinin dağlanmış konumda ışık mikroskobu görüntüleri. (dağlama:15s-%3Nital)

## 4.2. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar

### Termodinamik hesaplamalar

Thermo-Calc yazılımı sayesinde faz dengeleri, faz diyagramları ve faz dönüşümleri denge durumunda belirlenebilmektedir. Hesaplamalarda çelik alaşımları için uygun verileri içeren Thermo-Calc TCFE9 veri tabanı kullanılmıştır. Laboratuvar ölçeğinde üretilen DP, TRIP ve CP çeliklerinin Tablo 4.1’de sunulan kimyasal bileşimleri için denge durumunda hesaplanan farklı sıcaklıklardaki faz oranlarına ait eğriler ve alaşımlara ait faz diyagramları hesaplanmıştır. Hesaplamalar yapılırken metastabil (yarı kararlı) durumda oluşumu gözlenmeyen grafit, diamond ve gaz fazları dahil edilmemiştir. Hesaplamaların temel amacı ısıtma işlem deneyleri için interkritik sıcaklıklarının ve faz miktarlarının öngörülebilmesidir.

ThermoCalc ile mapping ve stepping olmak üzere iki şekilde hesaplama yapmak mümkündür. Haritalama (Mapping) yönteminde pseudo (yalancı) ikili diyagramlar üç ve daha fazla bileşenli sistemlerden alınan ikili kesitleri çizilebilmektedir. Haritalama hesaplamalarında serbestlik derecesi 2 değerinde olup, 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 (basamaklama) yöntemi ile farklı olarak sadece hedeflenen çelik alaşım için faz miktarları hesaplanabilmektedir. Böylece sıcaklığa bağlı olarak faz miktarları değişimi gözlenebilmektedir. Basamaklama yönteminde serbestlik derecesi 1 değerindedir ve sadece sıcaklık değişken olarak alınmaktadır.

Şekil 4.8a’da DP çeliğine ait hesaplanmış pseudo ikili faz diyagramı verilmiştir. Bu durumda alaşım elementlerinin etkisi ile birlikte farklı karbon miktarları için denge nasıl değiştiği gözlenebilmektedir. Stepping ile farklı olarak sadece hedeflenen çelik alaşım için faz miktarları hesaplanabilir. Serbestlik derecesi 1 değerindedir ve sadece sıcaklık değişken olarak alınmıştır. Şekil 4.8b’de basamakla yöntemi ile hesaplanmış farklı sıcaklıklardaki faz oranlarına ait eğriler verilmektedir. Diyagramdan da görüldüğü gibi yaklaşık 1450-842°C sıcaklıkları arasında östenit fazı bulunmaktadır. Nb olduğu için 1170-842°C sıcaklıkları arasında M(C, N) oluşmuş, bu nedenle FCC+M(C, N) alanı var. Bu sıcaklık aralığının altındaki 842-675 °C’de interkritik



sıcaklıklarda östenit ve ferrit fazları bulunabilmektedir. Ancak, bu sıcaklık aralığındaki 697°C ve altındaki sıcaklıklarda östenit ve ferrit ile birlikte sementit oluşumu söz konusudur. Hesaplanan DP alaşımına ait kritik sıcaklıklar ise Tablo 4.1’de sunulmuştur. Buradaki kritik sıcaklıklar arasında seçilen farklı sıcaklıklarda östenit miktarları da hesaplanmış ve özet olarak Tablo 4.2’de belirtilmiştir.

Tablo 4.1. DP çeliğine ait kritik sıcaklıklar

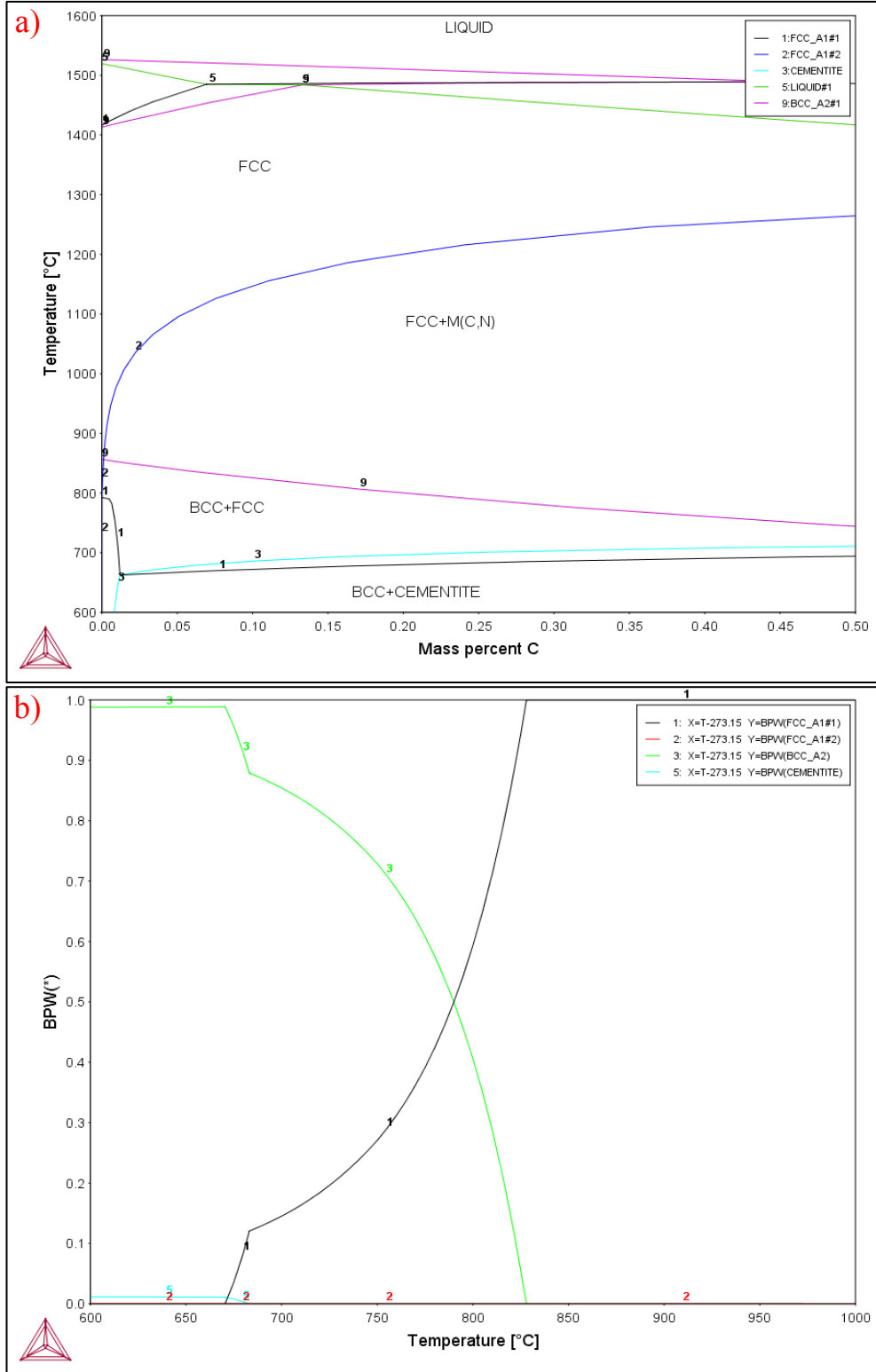
A1b (°C)	A1e (°C)	A3 (°C)
675	697	842

Tablo 4.2. Seçilen interkritik sıcaklıklar için fazlara ait % hacim oranı

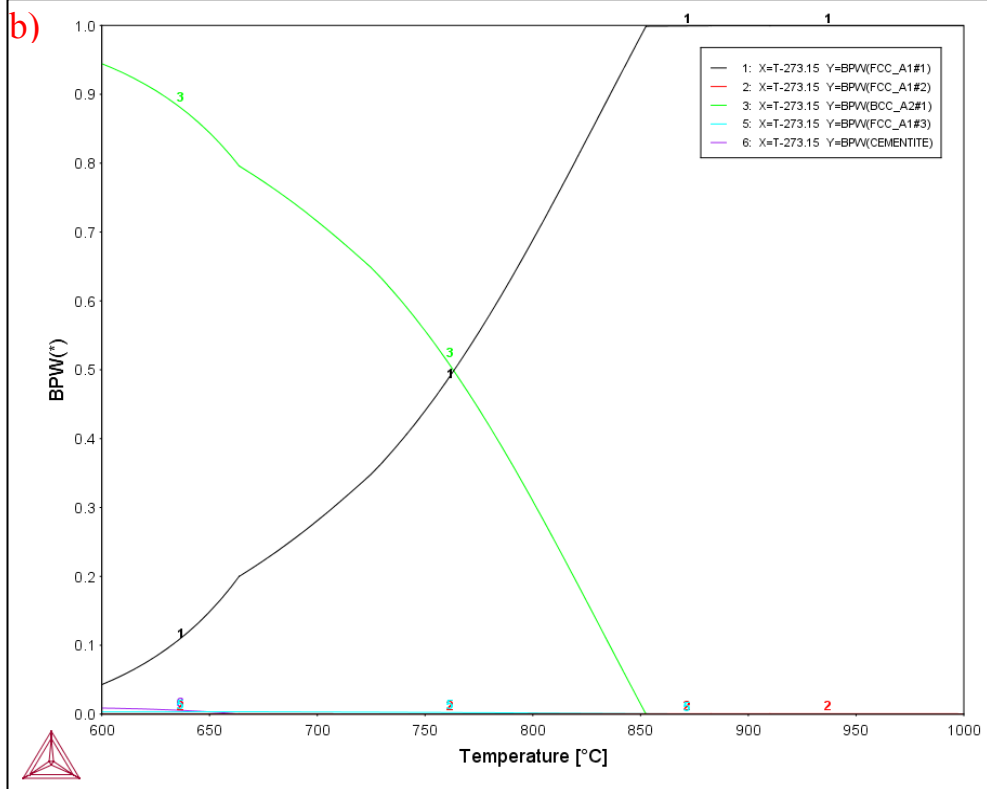
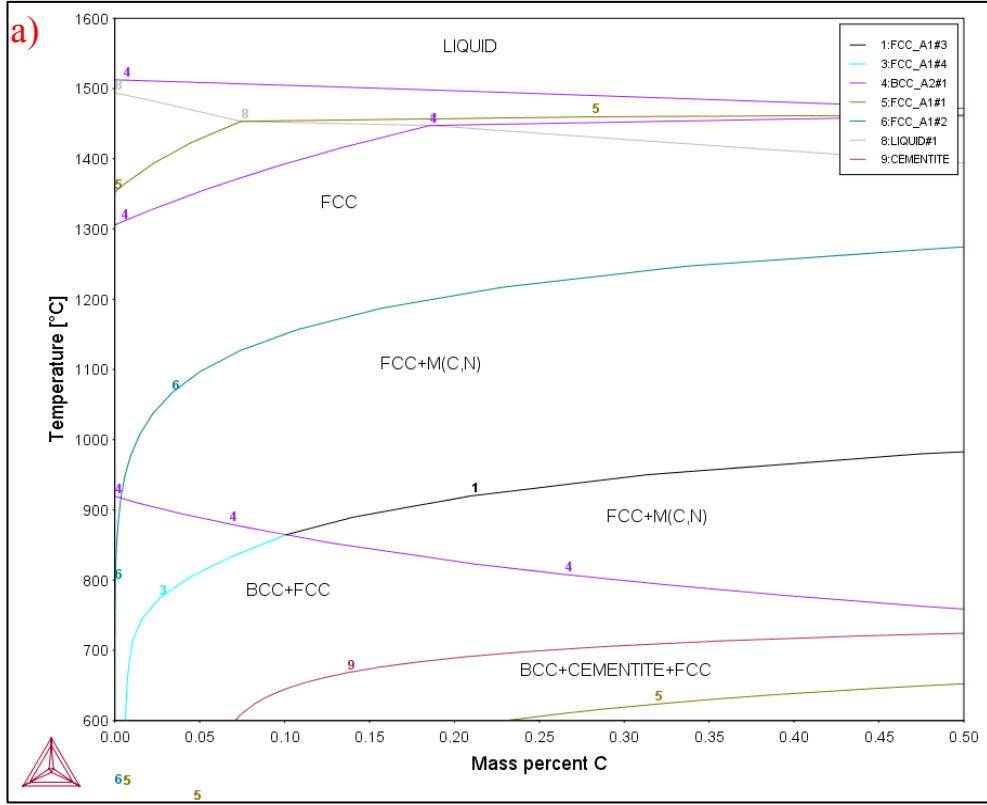
İnterkritik sıcaklık, °C	Ferrit (Bcc)	Östenit (Fcc)
760	65,1	34,9
780	46,2	53,8
800	37,4	62,6
820	13,5	86,5

Şekil 4.9’da CP çeliğine ait faz diyagramı ve farklı sıcaklıklardaki faz oranlarına ait eğriler sunulmuştur. Diğer iki çeliğe göre CP çeliğinde daha düşük sıcaklıklardaki 822 °C ve 574 °C arasında bir interkritik sıcaklık aralığı görülmektedir. Sementit oluşumu 662 °C ve altındaki sıcaklıklarda hesaplanmıştır. CP çeliğine ait kritik sıcaklıklar ise Tablo 4.3’te verilmektedir.

TRIP çeliği için benzer termodinamik hesaplamalar gerçekleştirilmiştir. TRIP çeliklerindeki interkritik tavlama işleminde genel yaklaşım olarak %50 ferrit ve %50 östenit oluşumu hedeflenmiştir. Şekil 4.10’da faz diyagramı ve farklı sıcaklıklardaki faz oranlarına ait eğriler verilmektedir. İnterkritik sıcaklıklar 876 °C ile 704 °C arasında hesaplanmıştır. Ancak 762 °C ve altındaki sıcaklıklarda sementit oluşumu öngörülmüştür. Kimyasal bileşime göre hesaplanan TRIP alaşımına ait kritik sıcaklıklar Tablo 4.4’te verilmektedir. Hesaplanan bu kritik sıcaklıklar için hedeflenen östenit hacim miktarları için sıcaklıklar ise Tablo 4.5’te özet olarak verilmiştir.



Şekil 4.8. DP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram.



Şekil 4.9. CP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram

Tablo 4.3. CP çeliğine ait kritik sıcaklıklar

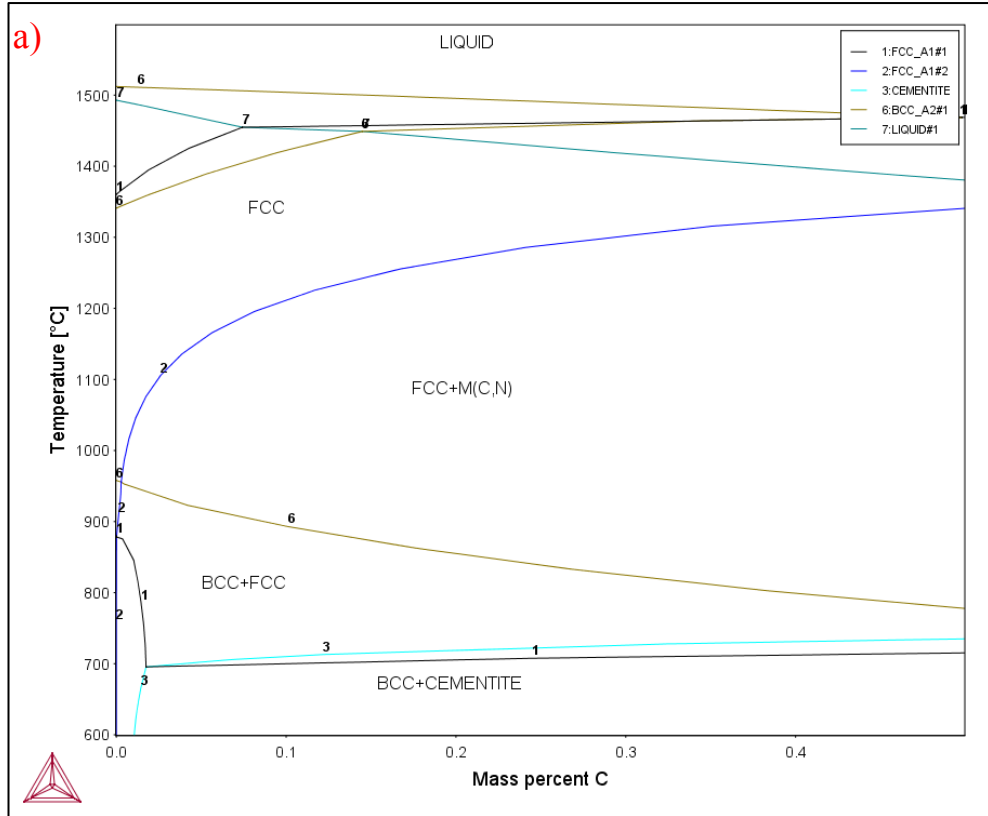
$A_{1b}$ (°C)	$A_{1e}$ (°C)	$A_3$ (°C)	$T_0$ (°C)
574	662	822	226

Tablo 4.4. TRIP çeliğine ait kritik sıcaklıklar.

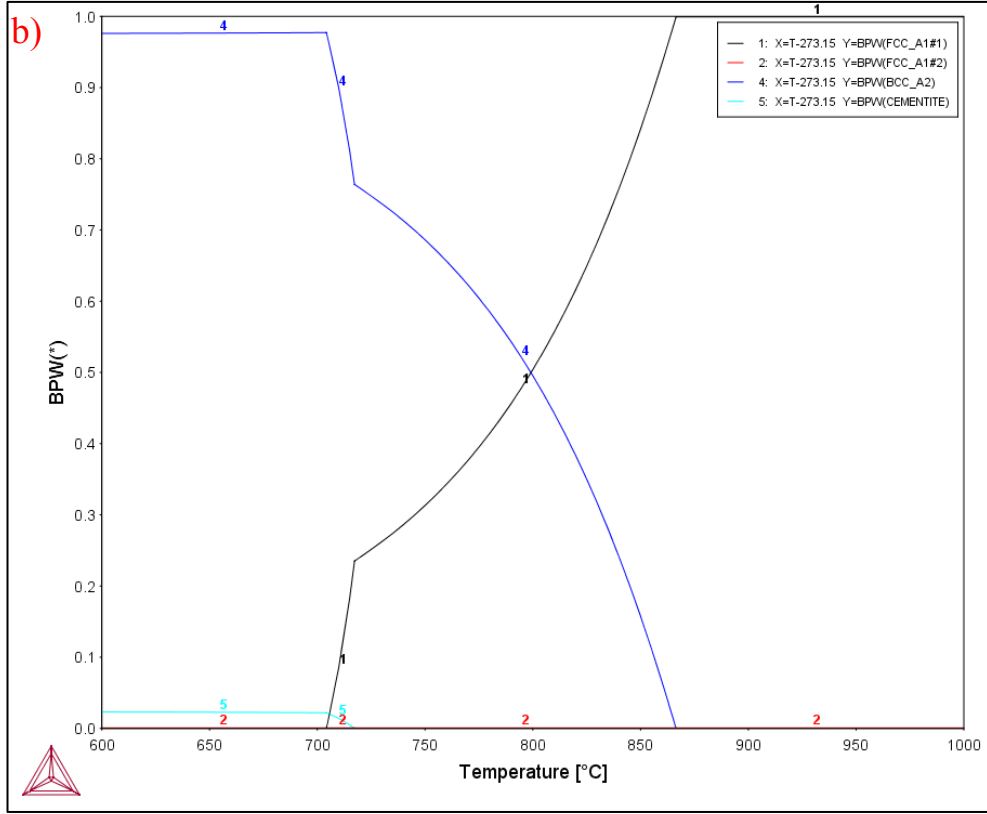
$A_{1b}$ (°C)	$A_{1e}$ (°C)	$A_3$ (°C)
704	723	870

Tablo 4.5. TRIP çeliğine ait seçilen interkritik sıcaklıklar için fazlara ait % hacim oranı.

İnterkritik sıcaklık, °C	Ferrit (Bcc)	Östenit (Fcc)
770	57,2	42,8
790	46,8	53,2
810	33,2	66,8
830	15,6	84,4



Şekil 4.10. TRIP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram

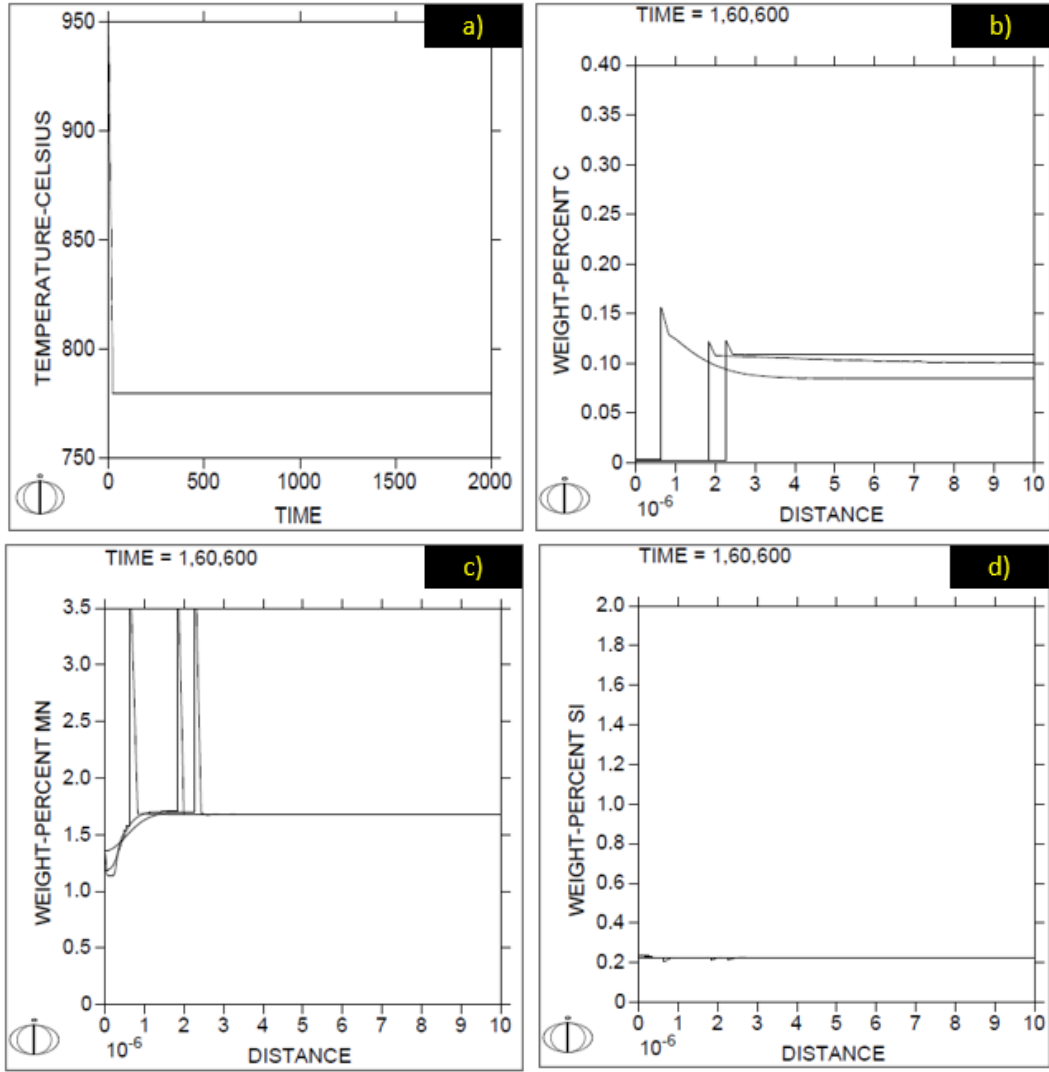


Şekil 4.10. (Devam) TRIP çeliğine ait a) pseudo ikili faz diyagramı ve b) sıcaklığa bağlı olarak kütlece faz miktarlarını gösteren diyagram

### Kinetik Hesaplamalar

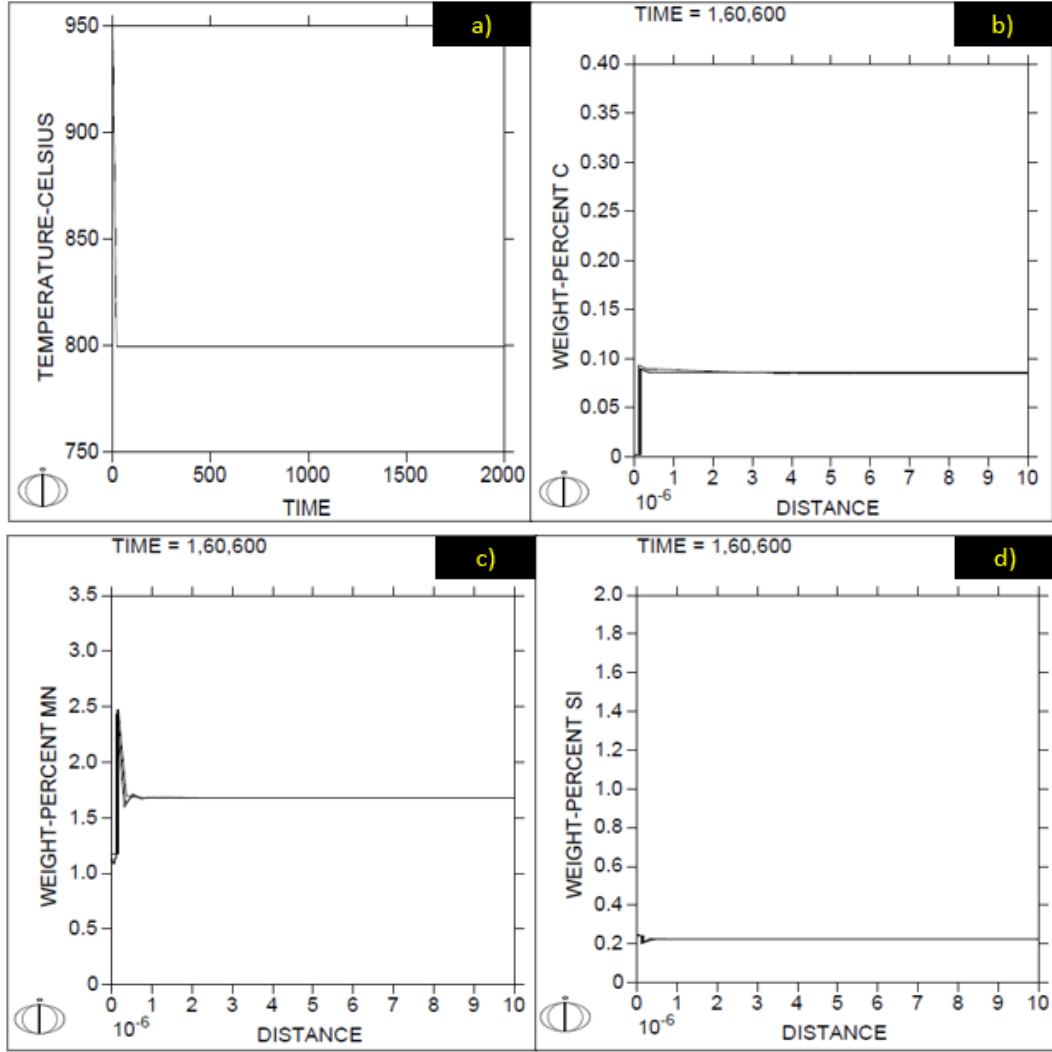
DP alaşımı için kurulan DICTRA modelinde 950°C'den 780°C'ye 7,5 K/sn soğuma hızı ile inilerek bekleme yapıldığında oluşan ferrit miktarı ve fazlar içinde elementlerin dağılımları hesaplanmıştır. Sıcaklığın zamana bağlı değişimini gösteren diyagram Şekil 4.11a'da sunulmuştur. Farklı interkritik tavlama süreleri sonucunda östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum elementlerinin dağılımı Şekil 4.11b-d'de verilmektedir. Östenitte karbon miktarı %0.09 seviyesindeyken mangan sadece arayüzeyde %3.2 seviyelerine artmaktadır. Arayüzeyin ferrit tarafından ise karbon miktarı yaklaşık %0.01 civarındayken, mangan ise %1.4 seviyelerindedir. Silisyum için iki faz arasındaki paylaşım oldukça düşüktür.





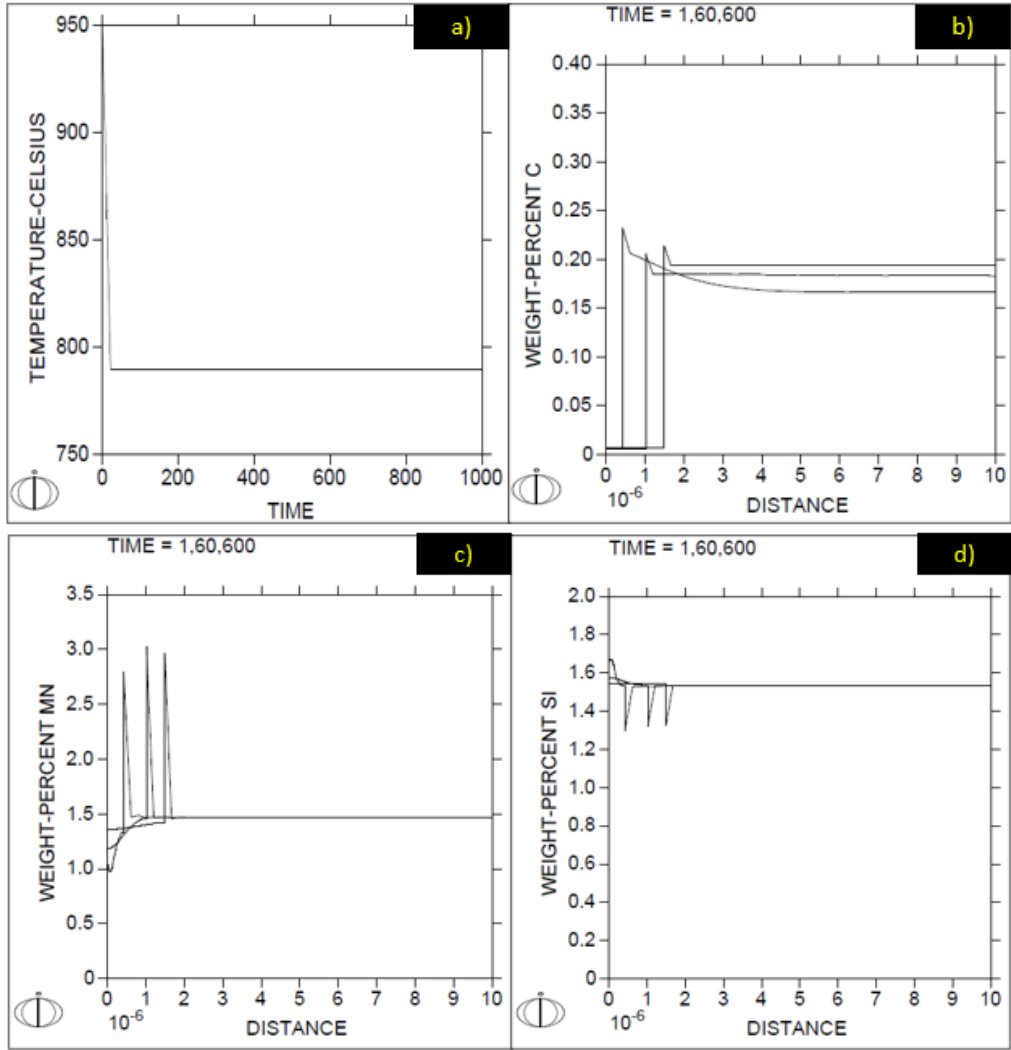
Şekil 4.11. Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 780°C sıcaklıkta DP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları.

DP alaşımı için kurulan DICTRA modelinde 950°C'den 800°C'ye 7,5 K/sn soğuma hızı ile inilerek bekleme yapıldığında oluşan ferrit miktarı ve fazlar içinde elementlerin dağılımları hesaplanmıştır. Sıcaklığın zamana bağlı değişimini gösteren diyagram Şekil 4.12a'da sunulmuştur. Farklı interkritik tavlama süreleri sonucunda östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum elementlerinin dağılımı Şekil 4.12b-d'de verilmektedir. Östenitte karbon miktarı %0.09 seviyesindeyken mangan sadece arayüzeyde %2.5 seviyelerine artmaktadır. Arayüzeyin ferrit tarafından ise karbon miktarı yaklaşık %0.01 civarındayken, mangan ise %1.2 seviyelerindedir. Silisyum için iki faz arasındaki paylaşım oldukça düşüktür.



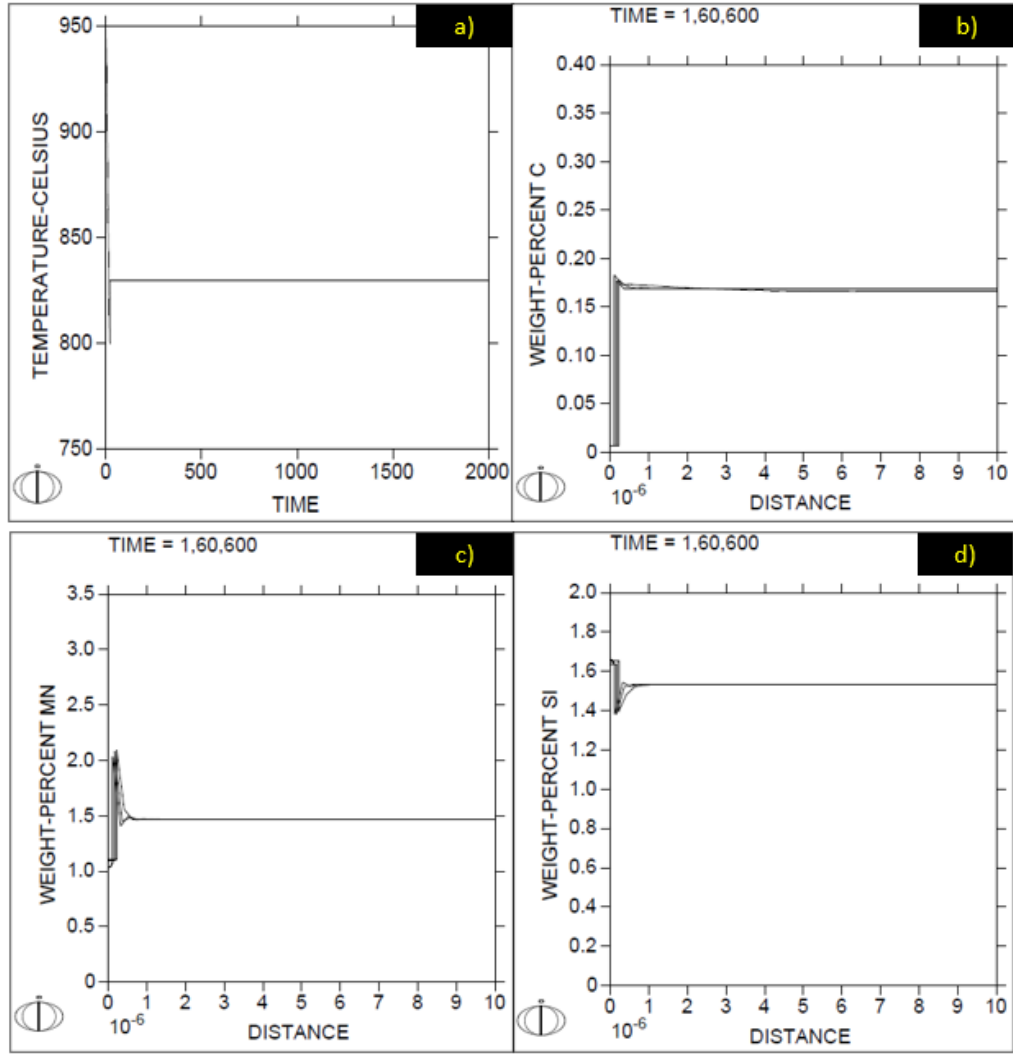
Şekil 4.12. Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 800°C sıcaklıkta DP alaşımı için östenit arayüzündeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

TRIP alaşımı için kurulan DICTRA modelinde 950°C'den 790 °C'ye 7,5 K/sn soğuma hızı ile inilerek bekleme yapıldığında oluşan ferrit miktarı ve fazlar içinde elementlerin dağılımları hesaplanmıştır. Sıcaklığın zamana bağlı değişimini gösteren diyagram Şekil 4.13a'da sunulmuştur. Farklı interkritik tavlama süreleri sonucunda östenit arayüzündeki karbon, mangan ve silisyum elementlerinin dağılımı Şekil 4.13b-d'de verilmektedir. Östenitte karbon miktarı %0.21 seviyesindeyken, mangan sadece arayüzeyde %3.0 seviyelerine artmaktadır. Arayüzeyin ferrit tarafından ise karbon miktarı yaklaşık %0.01 civarındayken, mangan ise %1.4 seviyelerindedir. Silisyum östenit fazında arayüzeyde %1.3 seviyesine düşmektedir, ferritte ise %1.5 civarında Si bulunacağı hesaplanmıştır.



Şekil 4.13. Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 790°C sıcaklıkta TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

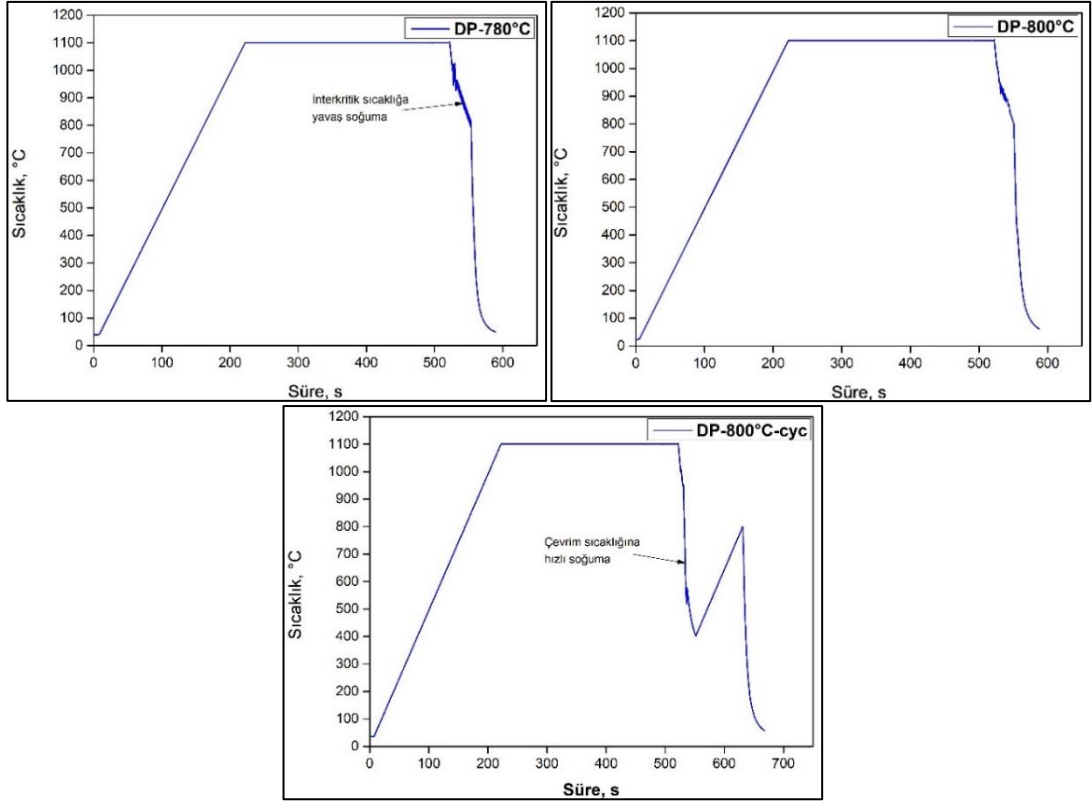
TRIP alaşımı için kurulan DICTRA modelinde 950°C'den 830 °C'ye 7,5 K/sn soğuma hızı ile inilerek bekleme yapıldığında oluşan ferrit miktarı ve fazlar içinde elementlerin dağılımları hesaplanmıştır. Sıcaklığın zamana bağlı değişimini gösteren diyagram Şekil 4.14a'da sunulmuştur. Farklı interkritik tavlama süreleri sonucunda östenit arayüzeyindeki karbon, mangan ve silisyum elementlerinin dağılımı Şekil 4.14b-d'de verilmektedir. Östenitte karbon miktarı %0.17 seviyesindeyken, mangan sadece arayüzeyde %2.1 seviyelerine artmaktadır. Arayüzeyin ferrit tarafından ise karbon miktarı yaklaşık %0.01 civarındayken, mangan ise %1.1 seviyelerindedir. Silisyum östenit fazında arayüzeyde %1.4 seviyesine düşmektedir, ferritte ise %1.7 civarında Si bulunacağı hesaplanmıştır.



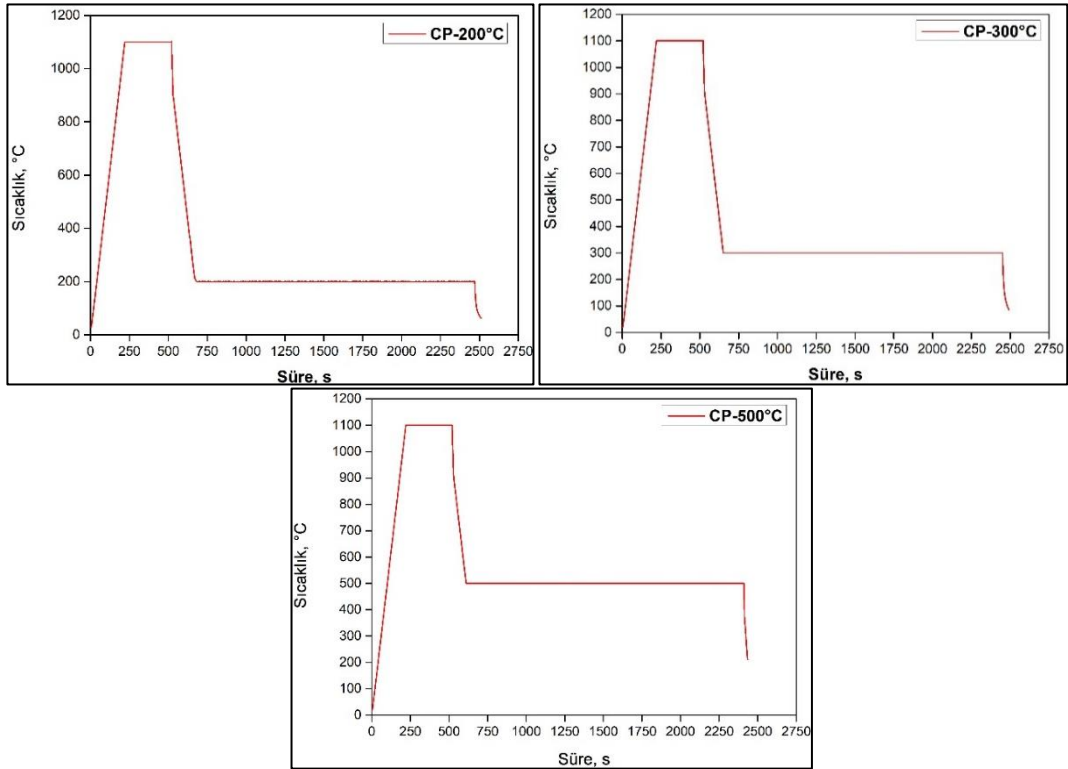
Şekil 4.14. Sıcaklık değişimini gösteren diyagram (a) ve farklı sürelerde 830°C sıcaklıkta TRIP alaşımı için östenit arayüzeyindeki karbon (b), mangan (c) ve silisyum (d) dağılımını gösteren DICTRA hesaplama sonuçları

### 4.3. Dilatometre Deneyleri

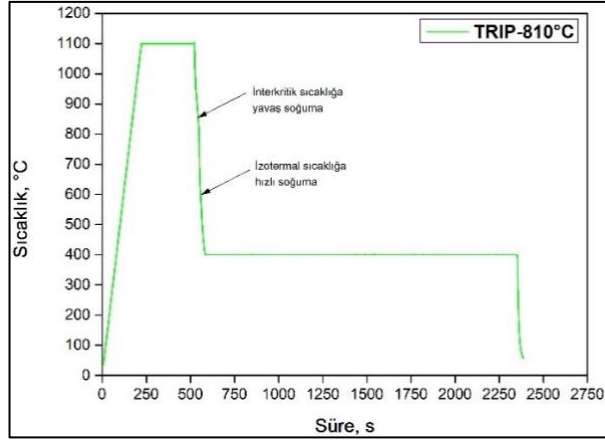
DP, CP ve TRIP çeliklerinin deformasyonlu dilatometre testleri Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezinde gerçekleştirilmiştir. Bu testlerde 3 adımda toplam basma gerilmesi  $\phi=0.8$  değeri uygulanmıştır. Böylece endüstriyel koşullara benzer şartlarda mikroyapı oluşumu sağlanmıştır. Şekil 4.15-Şekil 4.17'de DP, CP ve TRIP çeliklerinin ısıtma işlem çevrimlerinin dilatometre testleri süresince elde edilen sıcaklık-süre grafikleri verilmiştir.



Şekil 4.15. DP çeliklerine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri

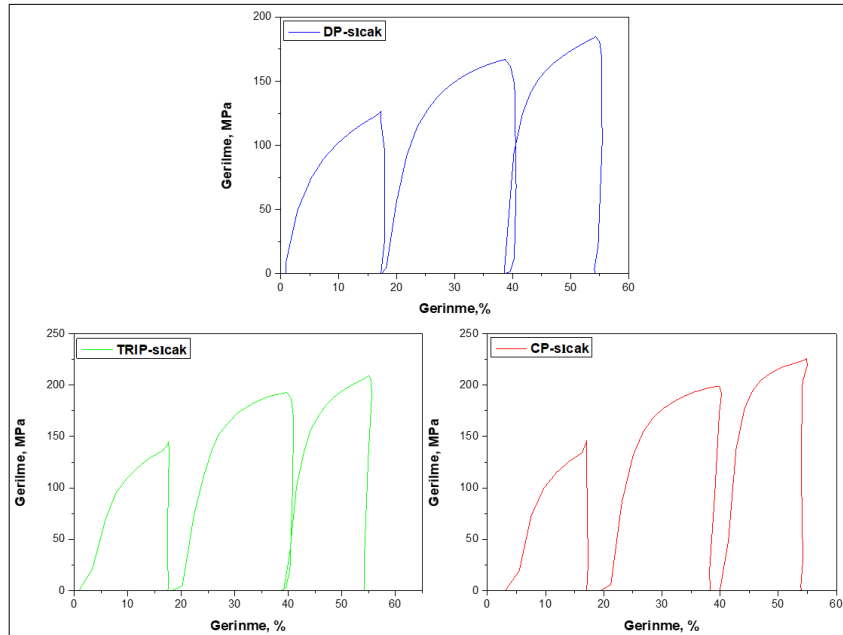


Şekil 4.16. CP çeliklerine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri



Şekil 4.17. TRIP çeliğine ait sıcaklık-süre dilatometre çevrimleri

Şekil 4.18'de DP, CP ve TRIP çeliklerinin ısıtma işlemi çevrimlerinin deformasyonlu dilatometre testleri süresince elde edilen gerilme-gerinme grafikleri verilmiştir. Gerilme-gerinme eğrilerinde sırasıyla 3 farklı sıcaklıkta (1100°C, 1000°C, 950°C) uygulanan deformasyon işlemi sonrasındaki değişim incelendiğinde en düşük akma gerilmesinin 1100°C'de meydana geldiği görülmektedir. Deformasyon sıcaklığındaki düşüğe bağlı olarak beklenildiği gibi akma gerilmesi artmaktadır. Aynı zamanda kimyasal kompozisyonlardaki farklılık DP çeliğinde daha düşük mukavemet oluşumuna neden olmuş ve daha düşük akma gerilmesi değerlerinde şekil değiştirmeye yol açmıştır.

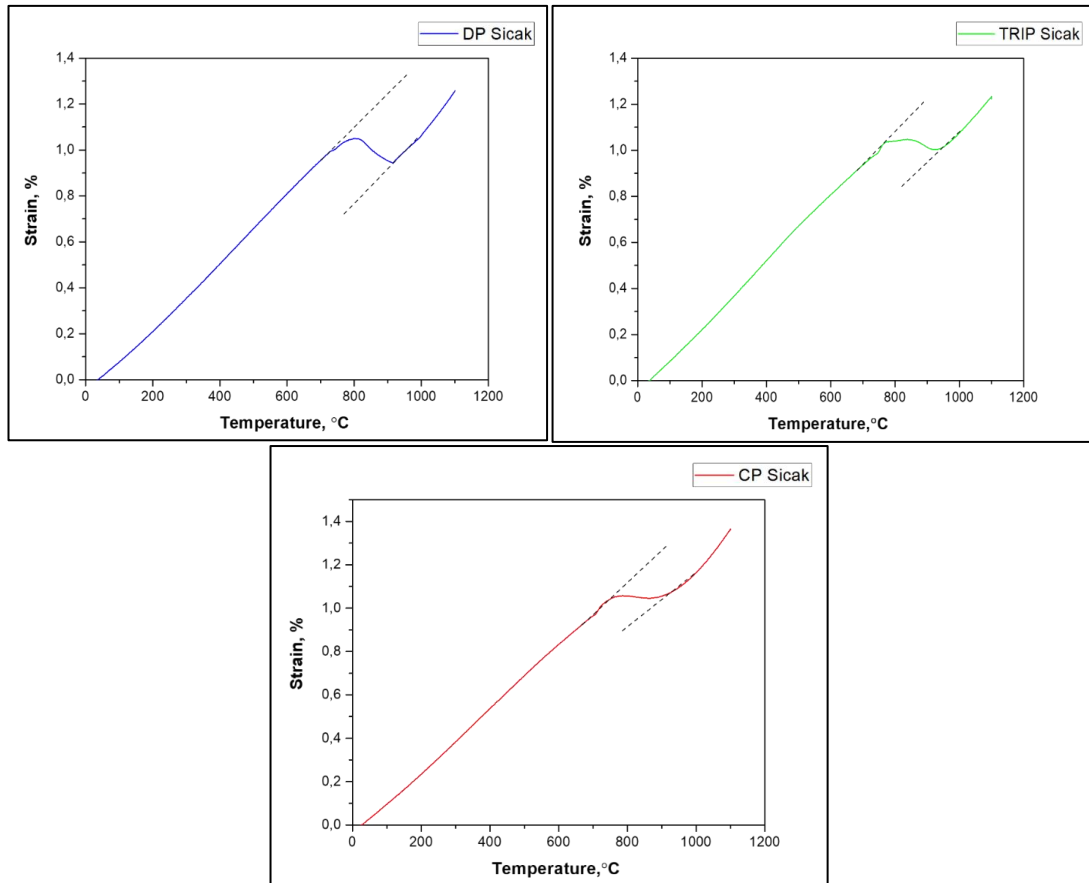


Şekil 4.18. DP, CP ve TRIP çeliklerine ait gerilme-gerinme eğrileri

Offset line methoduna göre eğri üzerinde lineerliğin kaybolduğu nokta faz dönüşümünün başlangıcı/bitişi şeklinde yorumlanmaktadır. Buna göre dilatometre eğrilerinde lineerliğin bittiği noktalar kullanılarak faz dönüşümlerinin gerçekleştiği kritik sıcaklıklar belirlenmiştir. Tablo 4.6'de deformasyonlu dilatometre sonrası DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kritik sıcaklık değerleri verilmiştir. Şekil 4.19'de DP, CP ve TRIP çeliklerinin ısıl işlem çevrimlerinin deformasyonlu dilatometre testleri süresince elde edilen sıcaklık-%uzama grafikleri verilmiştir.

Tablo 4.6. Dilatometre testi sonrası DP, CP ve TRIP çeliklerine ait kritik sıcaklıklar

	$A_{1b}$ (°C)	$A_3$ (°C)
DP	729	914
TRIP	722	941
CP	708	916



Şekil 4.19. DP, CP ve TRIP çeliklerine ait sıcaklık-%uzama değişimi dilatometre eğrileri

#### 4.4. Ms ve Bs Sıcaklıkları Hesaplanması

DP, CP ve TRIP çeliğine ait faz dönüşümlerini tasarlamak için Ms ve Bs sıcaklıkları da önem arz etmektedir. Tablo 4.7 ve Tablo 4.8’de belirtilen ampirik formüller üzerinden Bs ve Ms sıcaklıkları hesaplanmıştır.

Tablo 4.7. DP, CP ve TRIP çeliğine ait hesaplanmış Bs sıcaklıkları

<b>Bs</b>	<b>DP</b>	<b>CP</b>	<b>TRIP</b>
Suehiro <sup>[99]</sup>	610,5	507,2	585,0
Zhao and Zha <sup>[100]</sup>	528,8	393,2	508,6
Kunitake and Okada <sup>[101]</sup>	521,8	205,9	240,6
Lee <sup>[102]</sup>	635,3	466,0	637,9
Kirkaldy <sup>[103]</sup>	574,2	435,0	478,4
Steven and Haynes <sup>[104]</sup>	653,4	391,2	649,3
Zhao <sup>[105]</sup>	545,5	412,2	508,8

Tablo 4.8. DP, CP ve TRIP çeliğine ait hesaplanmış Ms sıcaklıkları.

<b>Ms</b>	<b>DP</b>	<b>CP</b>	<b>TRIP</b>
Payson and Savage <sup>[106]</sup>	412,7	303,9	379,1
Carapella <sup>[107]</sup>	398,9	288,8	382,4
Rowland and Lyle <sup>[108]</sup>	411,3	301,8	376,3
Grange and Stewart <sup>[109]</sup>	440,5	311,6	418,8
Nehrenberg <sup>[110]</sup>	414,2	310,5	382,1
Steven and Haynes <sup>[104]</sup>	520,1	482,7	481,5
Andrews <sup>[111]</sup>	451,5	361,6	423,4

#### 4.5. Mikroyapısal Karakterizasyon

Uygun çalışma sıcaklıklarını belirleyebilmek için dilatometre ve ThermoCalc hesaplamalarından elde edilen sıcaklıklardan faydalanarak her bir alaşım için çeşitli ısı işlem sıcaklıkları belirlenmiştir. Belirlenen bu sıcaklıklarda farklı süreler ile ısı işlem denemeleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan denemeler sonucunda nihai üretim için uygun sıcaklık ve süreler belirlenmiştir. Deneylere ait numuneler ışık mikroskobu ve SEM’de incelenerek alınan mikroyapı görüntüleri incelenmiştir.

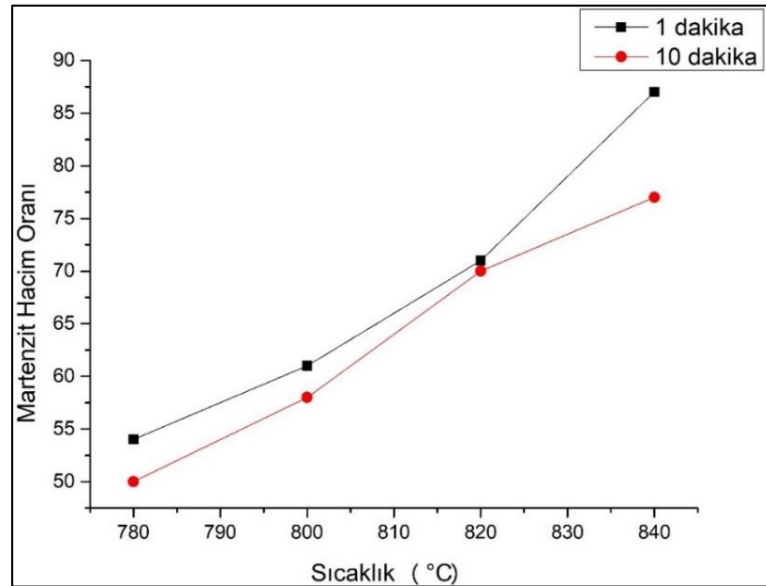


#### 4.5.1. Isıl işlem deneyleri

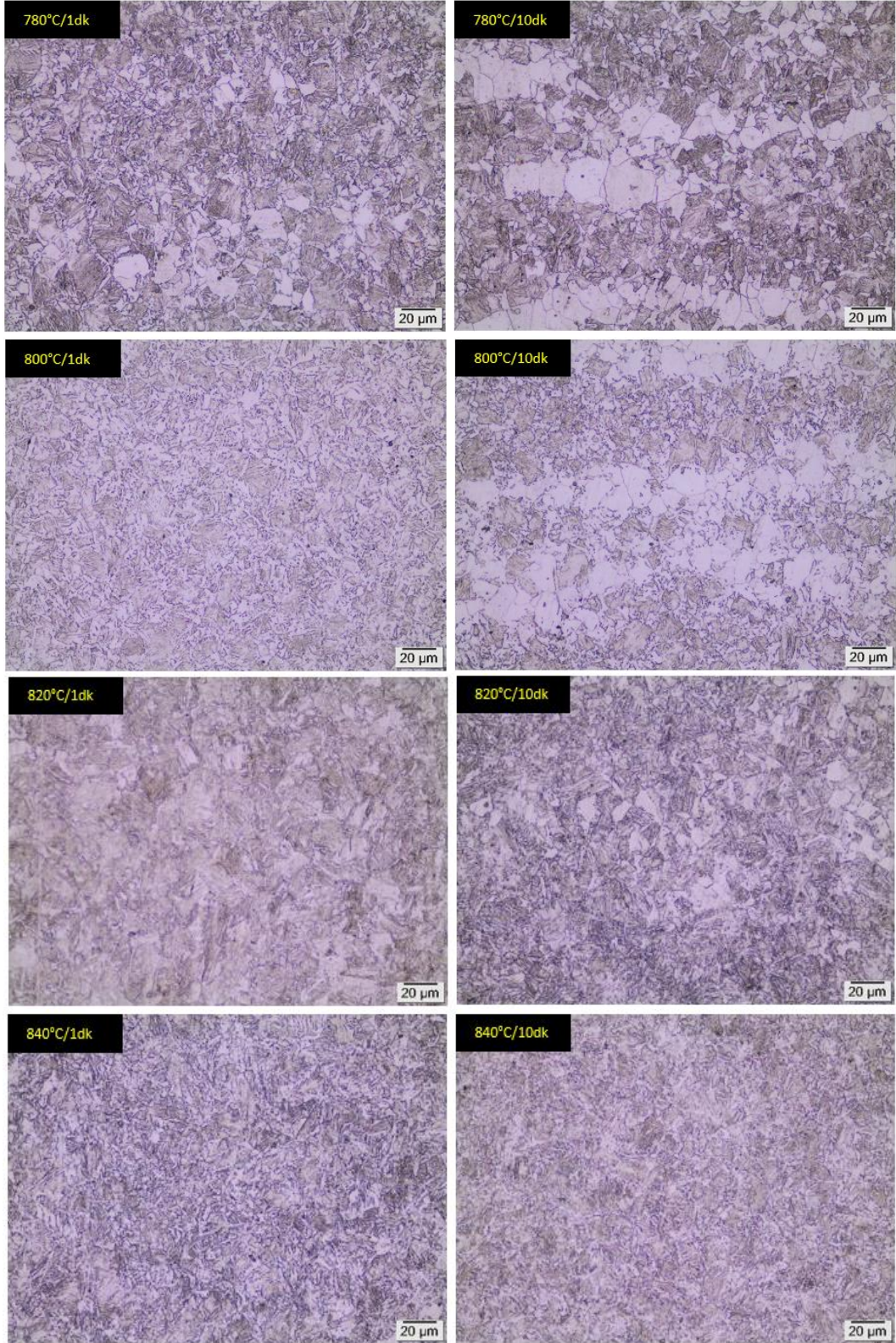
##### Işık Mikroskobu incelemeleri

Dilatometre ve ThermoCalc hesaplamalarından elde edilen sıcaklıklardan faydalanarak her bir alaşım için çeşitli ısıl işlem sıcaklıkları belirlenmiştir. Işık Mikroskobu incelemeleri yapılırken DP, CP ve TRIP çeliklerine ait farklı fazları ayırt edebilmek için farklı dağlayıcılar kullanılmıştır. Dağlayıcı olarak Nital ve Klemm-I dağlayıcıları kullanılmıştır. Laboratuvar ölçekli deneyler için belirlenen farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan deneyler sonucunda elde edilen mikroyapı görüntüleri farklı çelik tipleri için ışık mikroskobunda incelenmiştir.

Şekil 4.20’de DP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan interkritik tavlama sonrası %3 Nital ile dağlanmış mikroyapı görüntüleri verilmiştir. DP çeliğine, 900°C’de 5 dakika östenitleme sonrası 780°C, 800°C, 820°C ve 840°C’de interkritik tavlama sonrası su verme işlemi uygulanmıştır. Şekil 4.20’de verilen DP çeliğine ait mikroyapılardan ışık mikroskobunda faz analizi incelemesi ve ölçümü yapılmıştır. Ölçülen faz miktarları Şekil 4.21’de verilmiştir. Faz miktarları incelendiğinde, interkritik sıcaklık arttıkça östenit faz oranının artması ile birlikte martenzit hacim oranının arttığı gözlemlenmiştir.



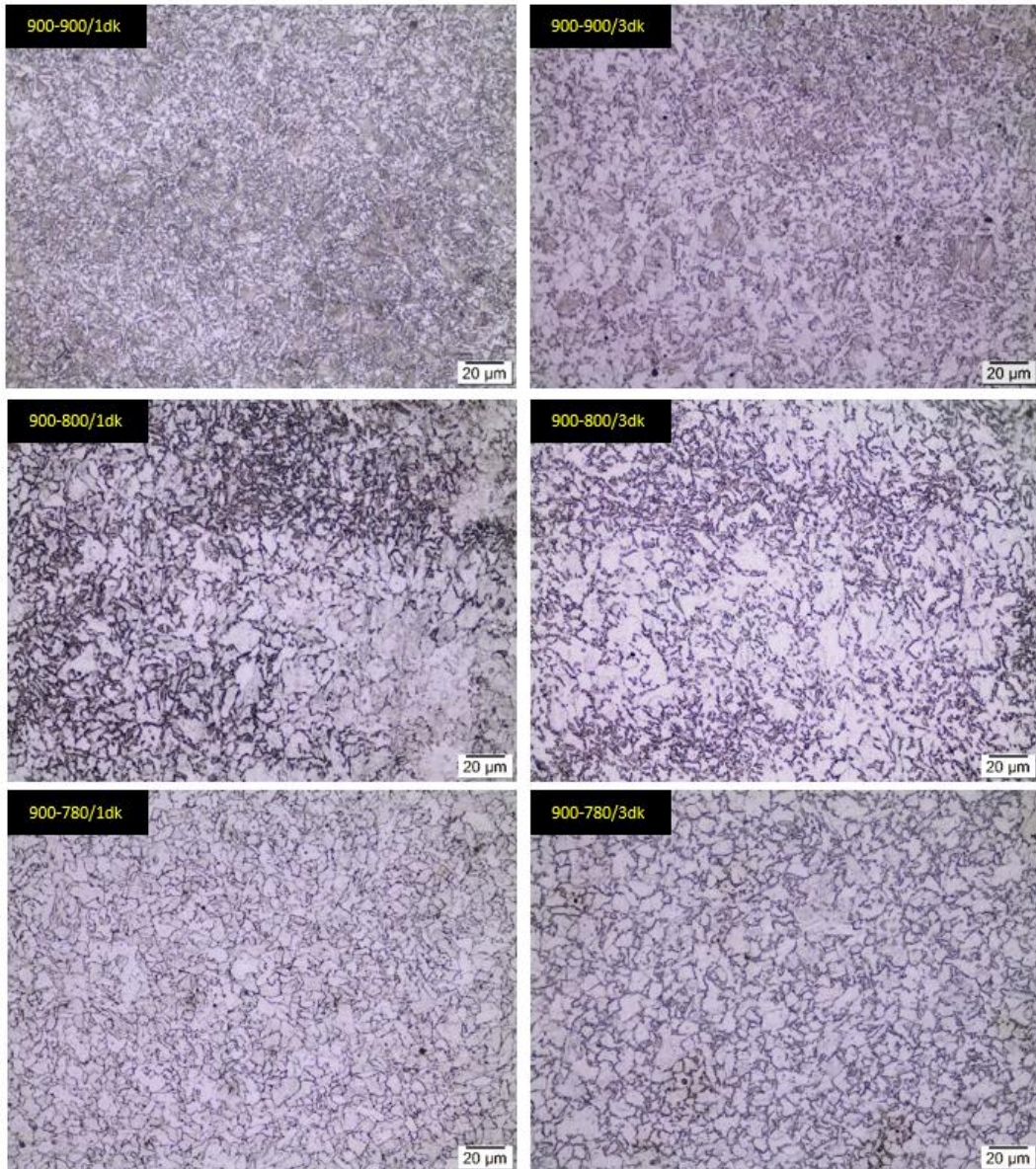
Şekil 4.20. DP çeliğine ait sıcaklık-martenzit hacim miktarı grafiği



Şekil 4.21. DP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde interkritik tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital)



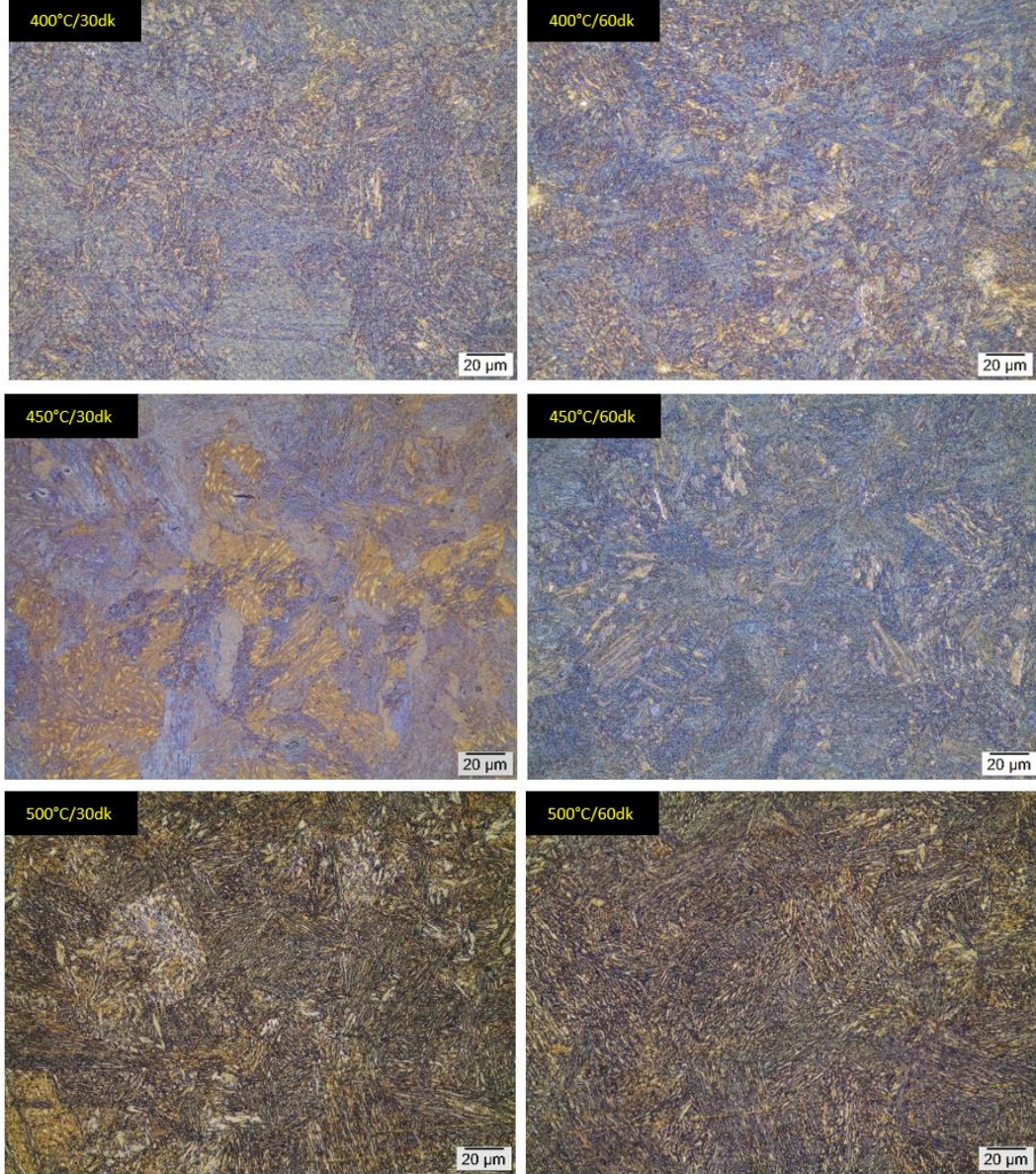
Şekil 4.22’da 900°C’de östenitleme yapıldıktan sonra 400°C’ye soğutulan ve sonrasında 780°C, 800°C ve 900°C’de 1 dakika interkritik tavlama ile çevrimli (cycle) ısıtım işlemi uygulanmıştır. Numunelere ait görüntülerde ferrit ve martenzit fazları görülmektedir. Mikroyapı görüntülerinde açık kontrastlı bölgeler ferrit fazını, koyu kontrastlı bölgeler martenzit fazını belirtmektedir. Şekil 4.22’deki çevrimli ısıtım işlemler sonrası oluşan mikroyapılar incelendiğinde, tane boyutunun 5-20 mikron olduğu ve çekirdeklenmenin tamamlanmadığı görülmektedir.



Şekil 4.22. DP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde çevrimli interkritik tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital)



CP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan izotermal tavlama sonrasında su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. CP çeliğine 400°C, 450°C ve 500°C sıcaklıkta 30 dakika ve 60 dakika gibi farklı sürelerde izotermal tavlama ve sonrasında su verme gerçekleştirilmiş ve mikroyapı görüntüleri Şekil 4.23’de verilmiştir.

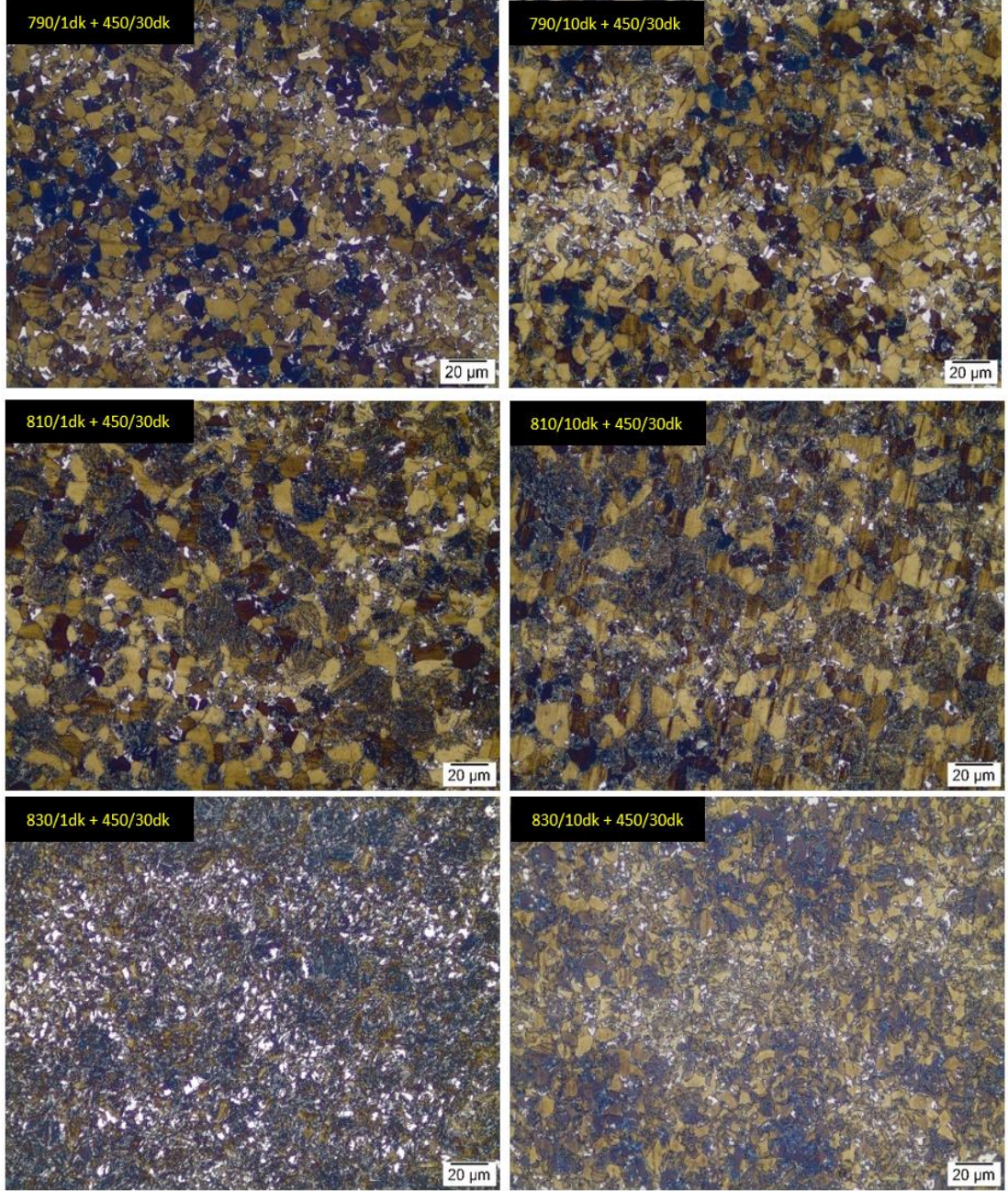


Şekil 4.23. CP çeliğine ait farklı izotermal tavlama sıcaklığı ve süresi uygulanmış ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I)

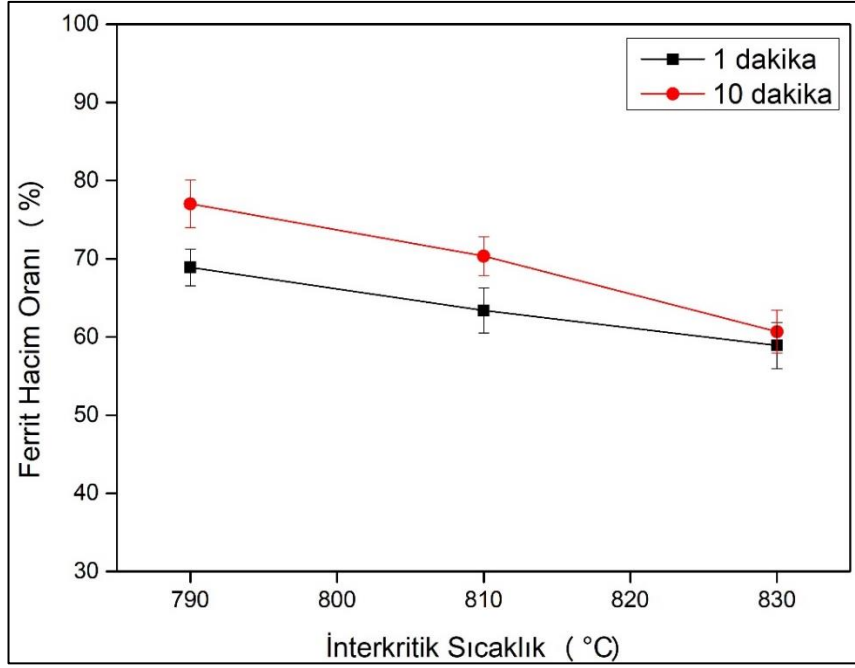
TRIP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan interkritik tavlama ve sonrasında izotermal beynit tavlaması gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu deneyler sonrası %6 Nital + Klemm-I ile dağlanmış mikroyapı görüntüleri Şekil 4.24’te verilmiştir. TRIP çeliğine 950°C’de östenitleme sonrası 790°C, 810°C ve 830°C’de farklı sürelerde



interkritik tavlama sonrası 450°C’de 30 dakika izotermal beynit tavlaması gerçekleştirilmiş ve sonrasında su verme işlemi uygulanmıştır. Yapılan bu işlemler sonrası yapıdaki faz hacim miktarları Şekil 4.25’te verilmiştir.



Şekil 4.24. TRIP çeliğine ait farklı sıcaklık ve sürelerde interkritik ve izotermal tavlama sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I)

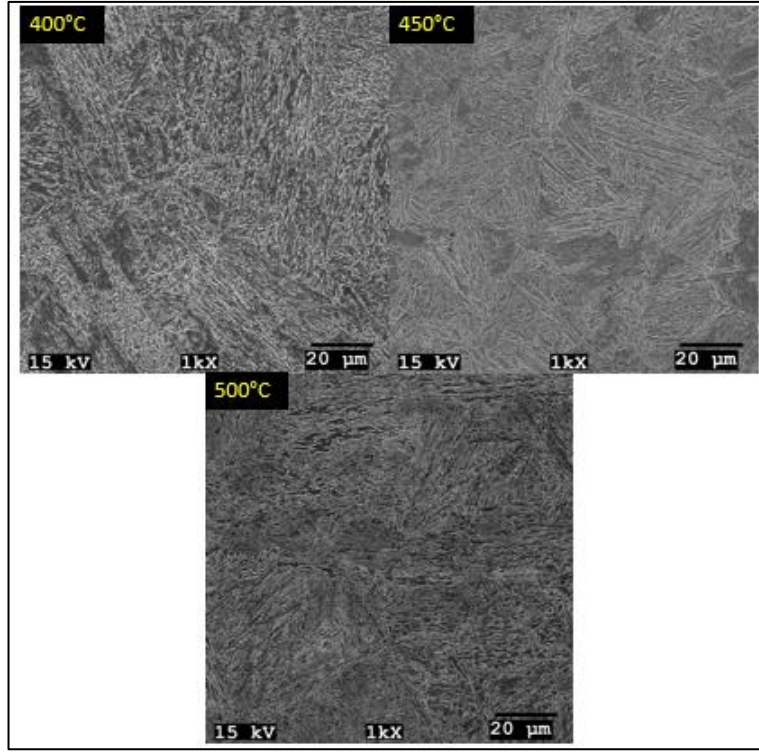


Şekil 4.25. TRIP çeliğine ait interkritik sıcaklık-ferrit hacim miktarı grafiği

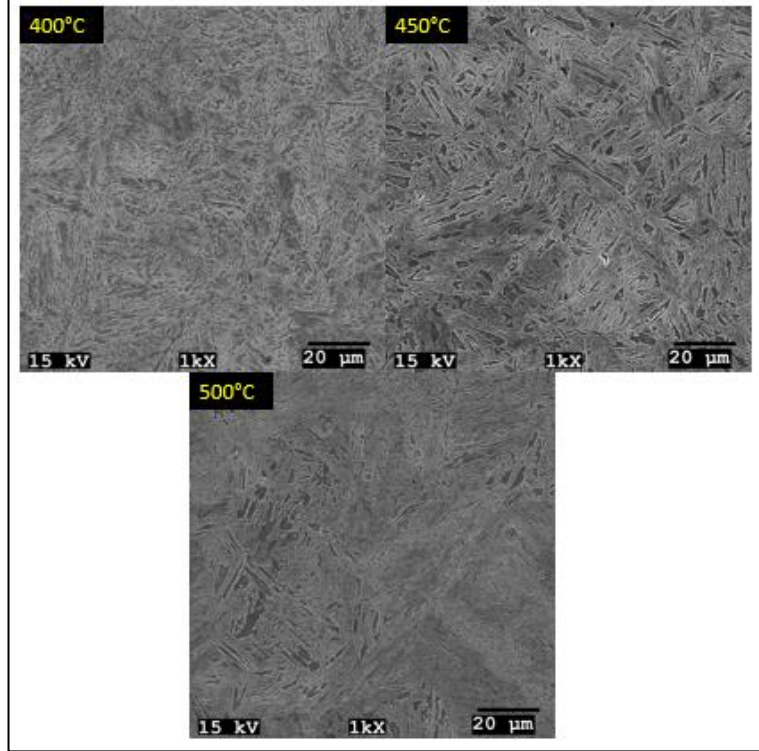
AHSS çelik üretimi için yapılan çevrimli ve çevrimsiz ısıl işlem deneyleri sonrasında ilk olarak ışık mikroskobu incelemeleri gerçekleştirilmiştir. DP ve TRIP çeliğinin mikroyapıları ışık mikroskobunda anlaşılır düzeydedir. CP çeliği daha ince tane yapısına sahip olduğu için yapının anlaşılabilmesi adına SEM incelemesine ihtiyaç duyulmuştur. Şekil 4.26'da verilen SEM görüntülerinde, numuneler ilk olarak 900°C'de 5 dakika östenitlenmiş ve sonrasında farklı izotermal tavlama sıcaklıklarında 30 dakika süreyle izotermal tavlama yapılmıştır. İzotermal tavlama sıcaklığı değiştikçe martenzit, ferrit oranı ve beynit morfolojisinin değiştiği görülmektedir.

Şekil 4.27'de verilen SEM görüntülerinde, numuneler ilk olarak 900°C'de 5 dakika östenitlenmiş ve sonrasında farklı izotermal tavlama sıcaklıklarında 60 dakika süreyle izotermal tavlama yapılmıştır. İzotermal tavlama sıcaklığı değiştikçe martenzit, ferrit oranı ve beynit morfolojisinin değiştiği görülmektedir.





Şekil 4.26. Farklı sıcaklıklarda 30 dakika izotermal tavlama yapılmış numunelerin SEM görüntüleri

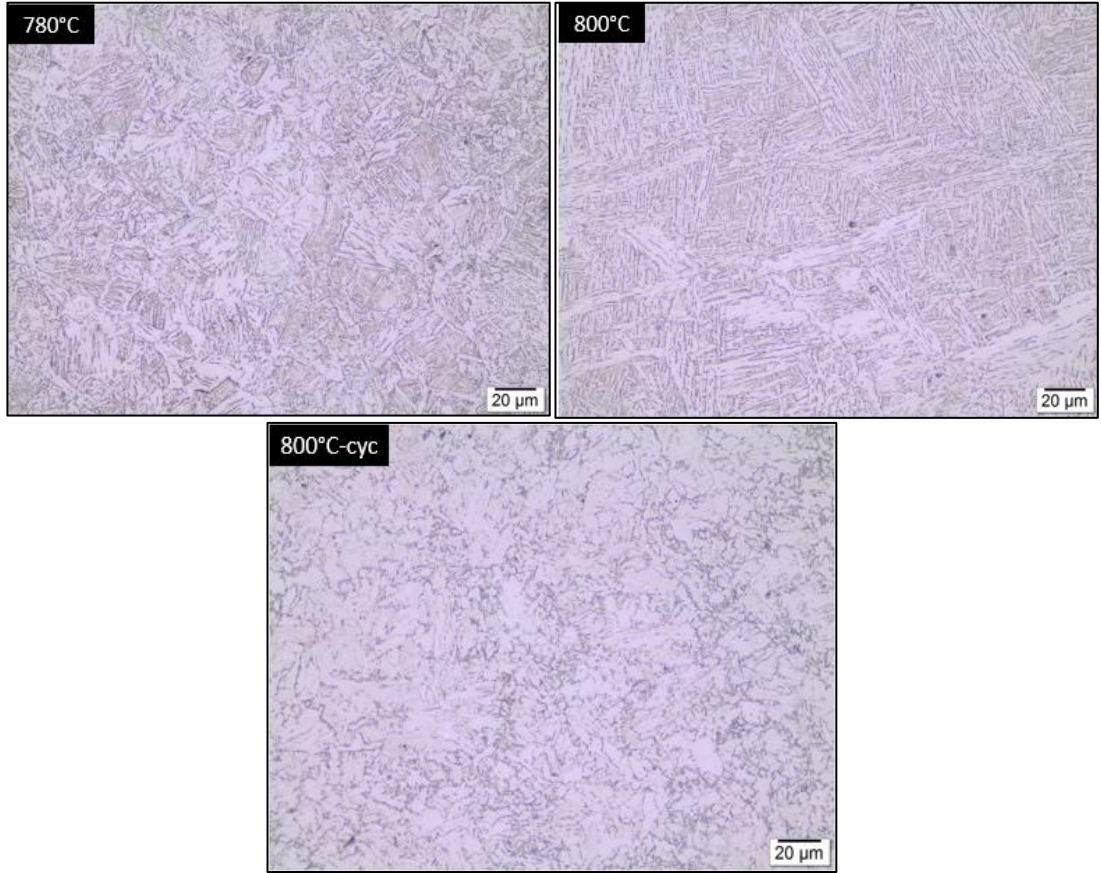


Şekil 4.27. Farklı sıcaklıklarda 60 dakika izotermal tavlama yapılmış numunelerin SEM görüntüleri

#### 4.5.2. Dilatometre testleri

##### Işık mikroskobu incelemeleri

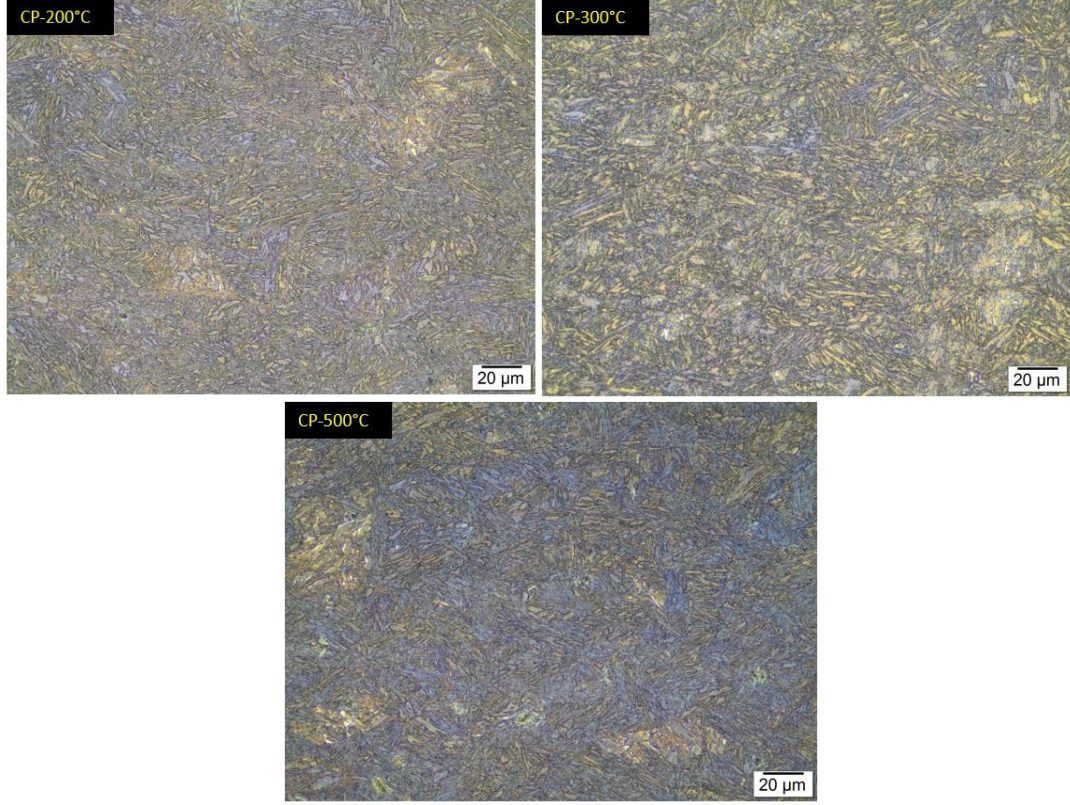
Dilatometre testleri sonrası numuneler metalografik olarak hazırlanmış sonrasında Nital ve Klemm-I dağlayıcıları ile dağlanmışır. Hazırlanan numuneler ışık mikroskobu ve SEM'de incelenmiştir. Dilatometre testi sonrasında incelenen çeliklerin ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.28-Şekil 4.30'da verilmiştir. DP çelikleri incelendiğinde ferrit ve martenzit/beynit yapısı görülmektedir. 780°C'de interkritik tavlama yapılan mikroyapı homojen birçok fazlı yapı olarak görülmektedir. 800°C'de interkritik tavlama mikroyapı ince taneli beynitik bir yapı olarak görülmektedir. 800°C'de çevrimli ısıl işlem yapılan mikroyapı incelendiğinde çevrim sonrası yeni ferrit oluşumu ve tane sınırlarında çekirdeklenen östenit görülmektedir. Östenit dönüşümün tamamlanması için interkritik sürenin yeterli olmadığı gözlemlenmiştir.



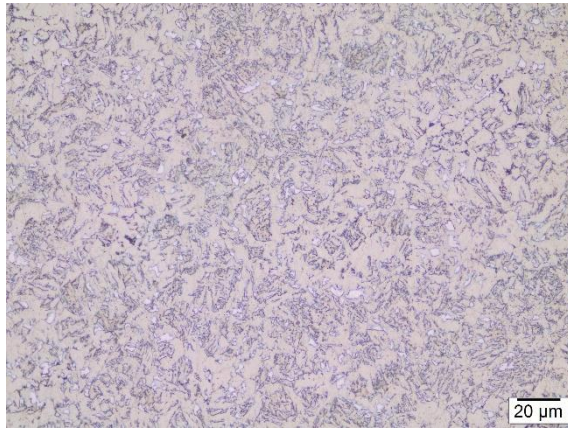
Şekil 4.28. Dilatometre testi sonrası ışık mikroskobu görüntüleri (%3 Nital)



Şekil 4.29’da verilen CP çeliği incelendiğinde ince yapılı beynitik bir yapı olduğu ve bir miktar ferrit ve martenzit bulunduğu görülmektedir. Şekil 4.30’da verilen TRIP mikroyapıları incelendiğinde yapının homojen olarak dağıldığı ve beynit, ferrit ve kalıntı östenitten oluşan bir yapı olduğu görülmektedir.



Şekil 4.29. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I)



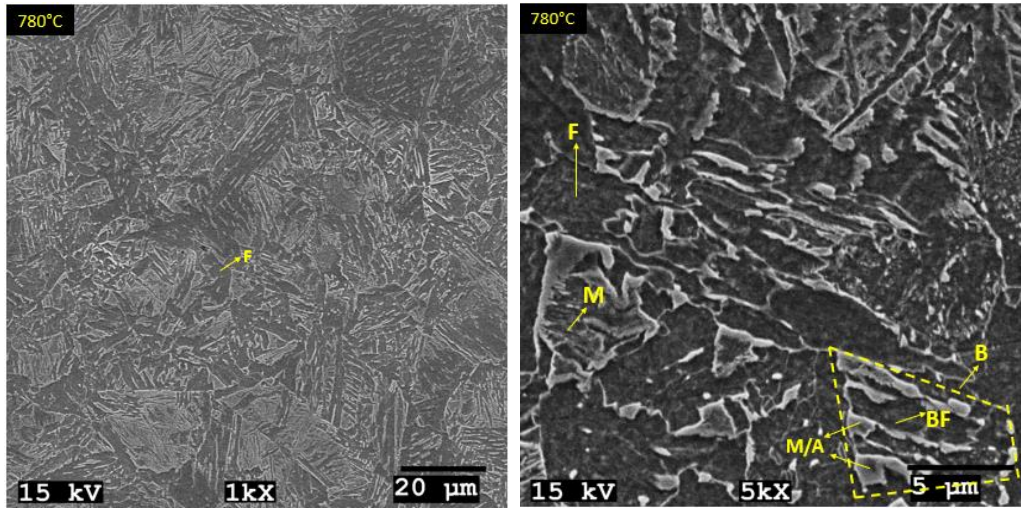
Şekil 4.30. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait ışık mikroskobu görüntüleri (%6 Nital + Klemm I)

## SEM İncelemeleri

Dilatometre testleri sonrası numuneler metalografik olarak hazırlanmış sonrasında %3 Nital ile dağlanmış. Hazırlanan numuneler SEM’de incelenmiştir. Dilatometre testi sonrasında incelenen çeliklerin SEM görüntüleri Şekil 4.31-Şekil 4.33’te verilmiştir. DP çeliğine yapılan 780°C ve 800°C’de interkritik tavlama sonrası yapılar incelendiğinde ferrit + martenzit/beynit yapısının elde edildiği görülmektedir. Çevrimli ısıl işlem yapılan dilatometre numunesi incelendiğinde yapının ferrit + M/A adaları yani martenzit/östenit adaları olduğu görülmektedir.

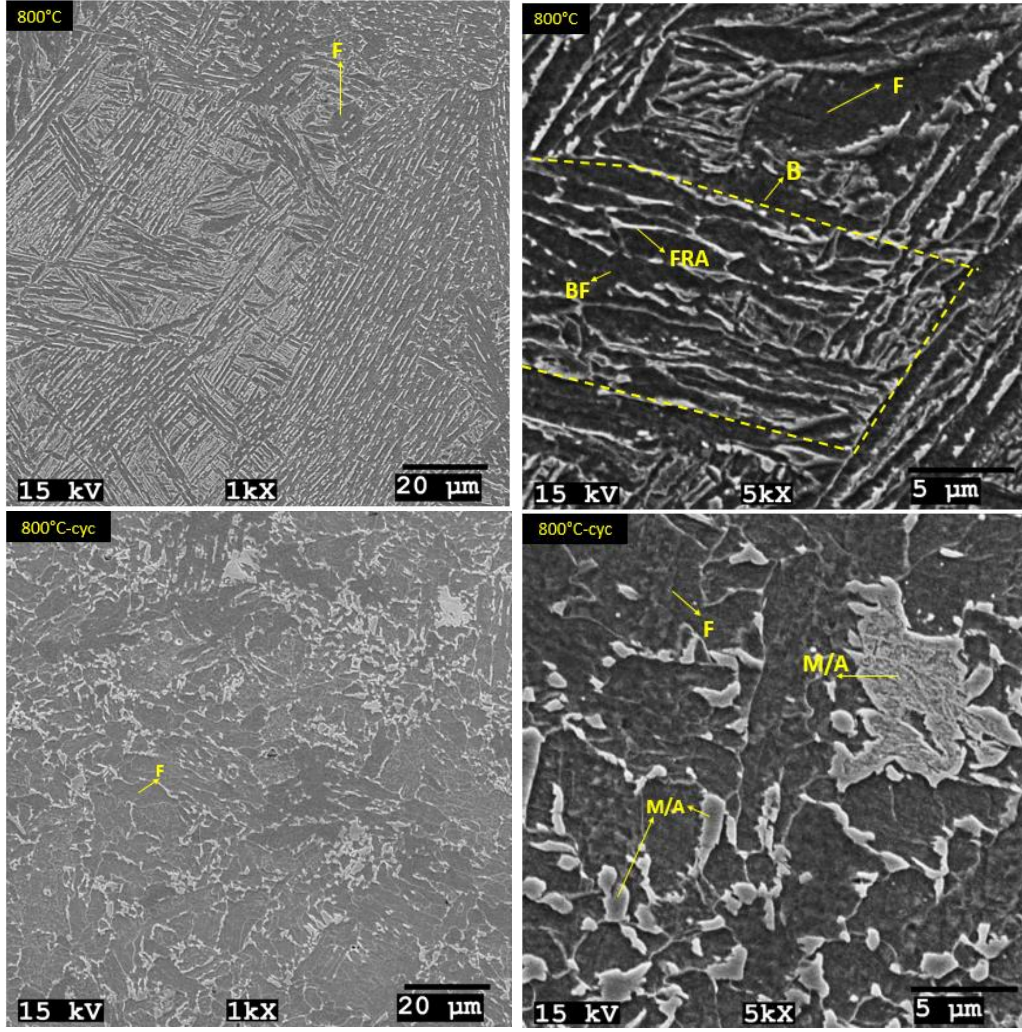
CP çeliğine ait mikroyapılar incelendiğinde 200°C ve 300’de izotermal tavlama yapılan beynit, ferrit ve temper martenzitten oluşan bir yapının olduğu görülmektedir. 500°C’de izotermal tavlama yapılan numunenin mikroyapısı ferrit, beynit ve M/A adalarından oluşan bir yapının olduğu görülmektedir.

TRIP çeliği incelendiğinde ferrit, beynit ve kalıntı östenit yapısının olduğu ticari TRIP çeliği mikroyapısına benzer olduğu ve kalıntı östenit miktarının biraz fazla olduğu görülmektedir.

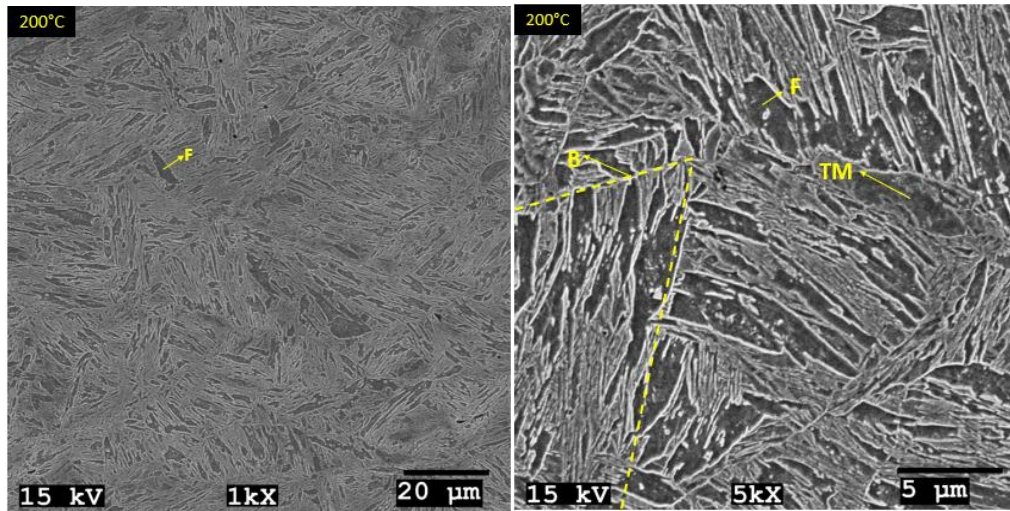


Şekil 4.31. Dilatometre testi sonrası DP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M/A: Martenzit/Östenit, B: Beynit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit)



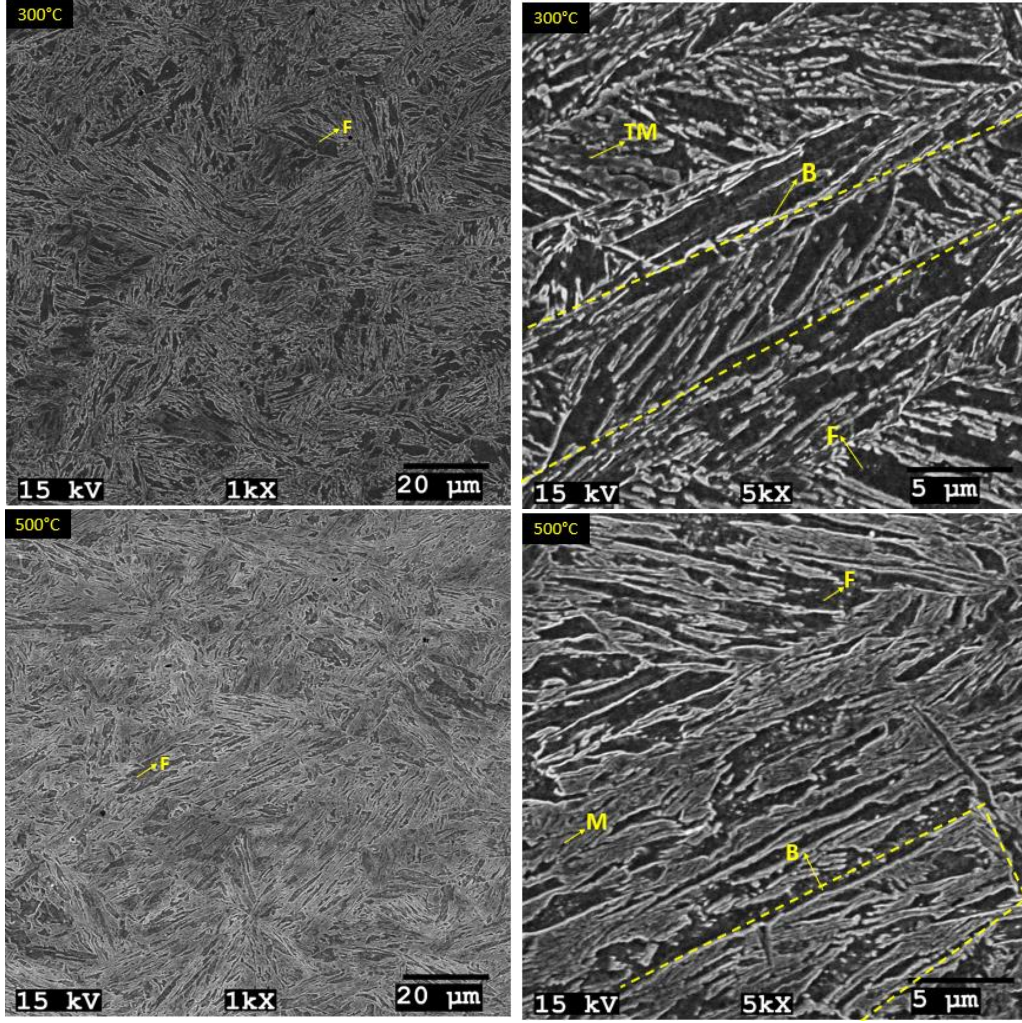


Şekil 4.31. (Devam) Dilatometre testi sonrası DP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M/A: Martenzit/Östenit, B: Beynit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit)

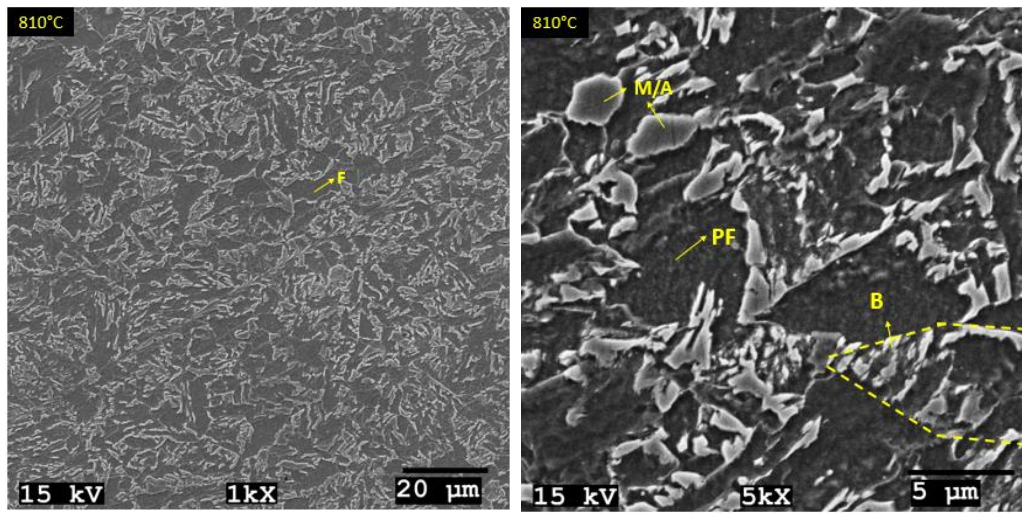


Şekil 4.32. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M: Martenzit, B: Beynit, TM: Temper Martenzit)





Şekil 4.32. (Devam) Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, M: Martenzit, B: Beynit, TM: Temper Martenzit)

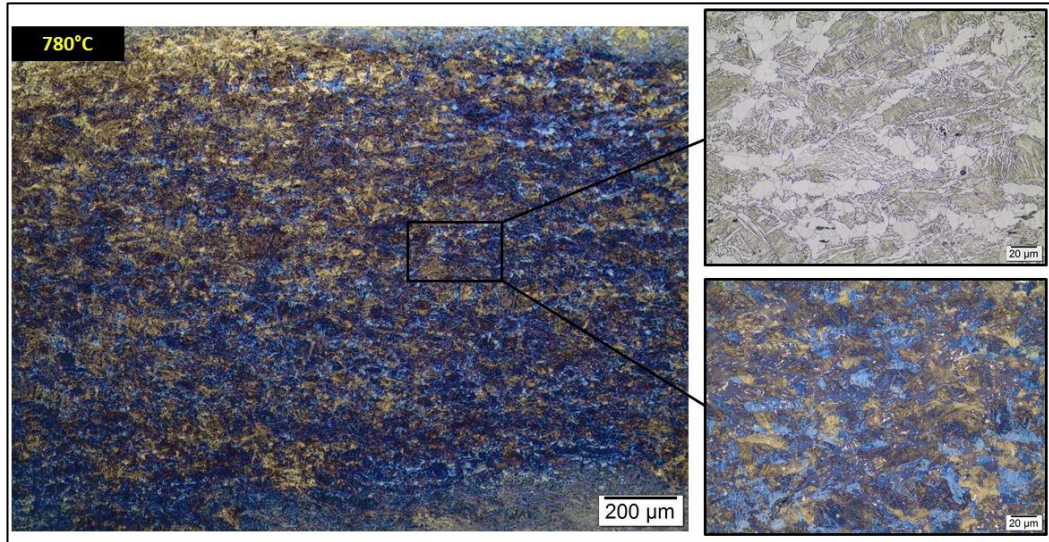


Şekil 4.33. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, PF: Poligonal Ferrit, B: Beynit, M/A: Martenzit/Östenit)

### 4.5.3. Pilot ölçekte sıcak haddelenmiş DP, CP ve TRIP çelikleri

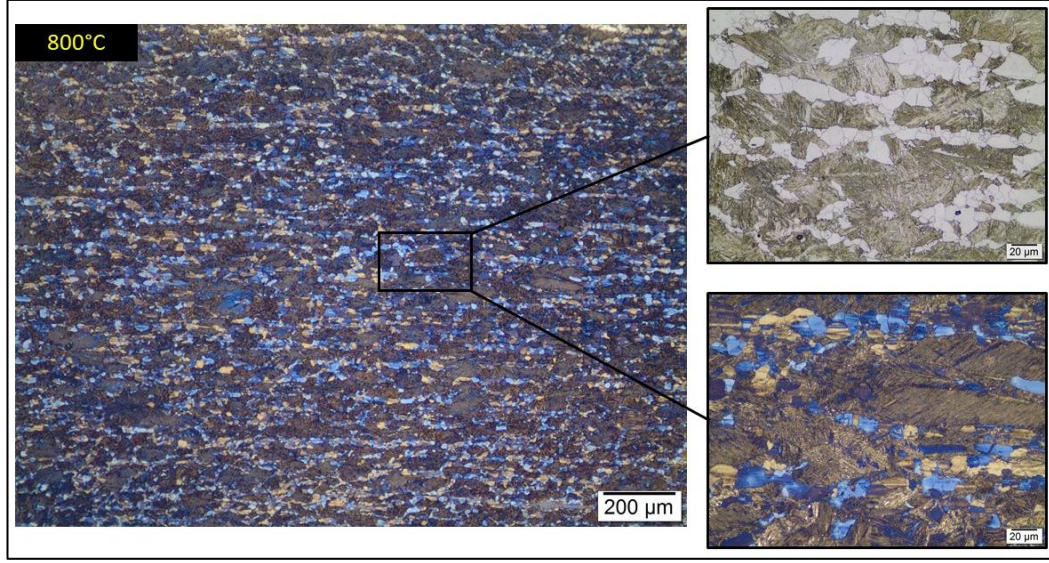
#### Işık Mikroskobu İncelemeleri

Isıl işlem ve dilatometre testleri sonrası nihai parametreler belirlenmiş ve sıcak haddeleme prosesi akabinde bu parametrelerde ısıl işlem işlemler gerçekleştirilmiştir. DP çeliği için 4 farklı ısıl işlem parametresi belirlenmiş ve üretim yapılmıştır. Bu parametreler çevrimli ve çevrimsiz olarak ikiye ayrılmıştır. Sıcak haddeleme prosesi sonrası 780°C ve 800°C’de 1 dakika bekleme sonrası su verme yapılmıştır. Çevrimsiz ısıl işlem sonucu üretilen çeliklere ait ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.34’te verilmiştir. Numuneler ilk olarak %3 Nital ile dağlanmış. Sonrasında fazları daha iyi ayırt edebilmek için %6 Nital + Klemm I ile dağlanmış. %3 Nital ile dağlanan mikroyapıları incelediğimizde beyaz kontrast ferrit fazını, kahverengi kontrast martenzit/beynit fazını belirtmektedir. %6 Nital + Klemm I ile dağlanan mikroyapılar incelendiğinde sarı ve açık mavi kontrast ferrit fazını, koyu mavi kontrast beynit fazını ve kahverengi kontrast martenzit fazını belirtmektedir. İnterkritik sıcaklığı arttıkça yapıda martenzit/beynit oranının arttığı gözlemlenmektedir. Bunun nedeni artan östenit hacim oranıdır.



Şekil 4.34. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri, %3 Nital ve %6 Nital + Klemm I



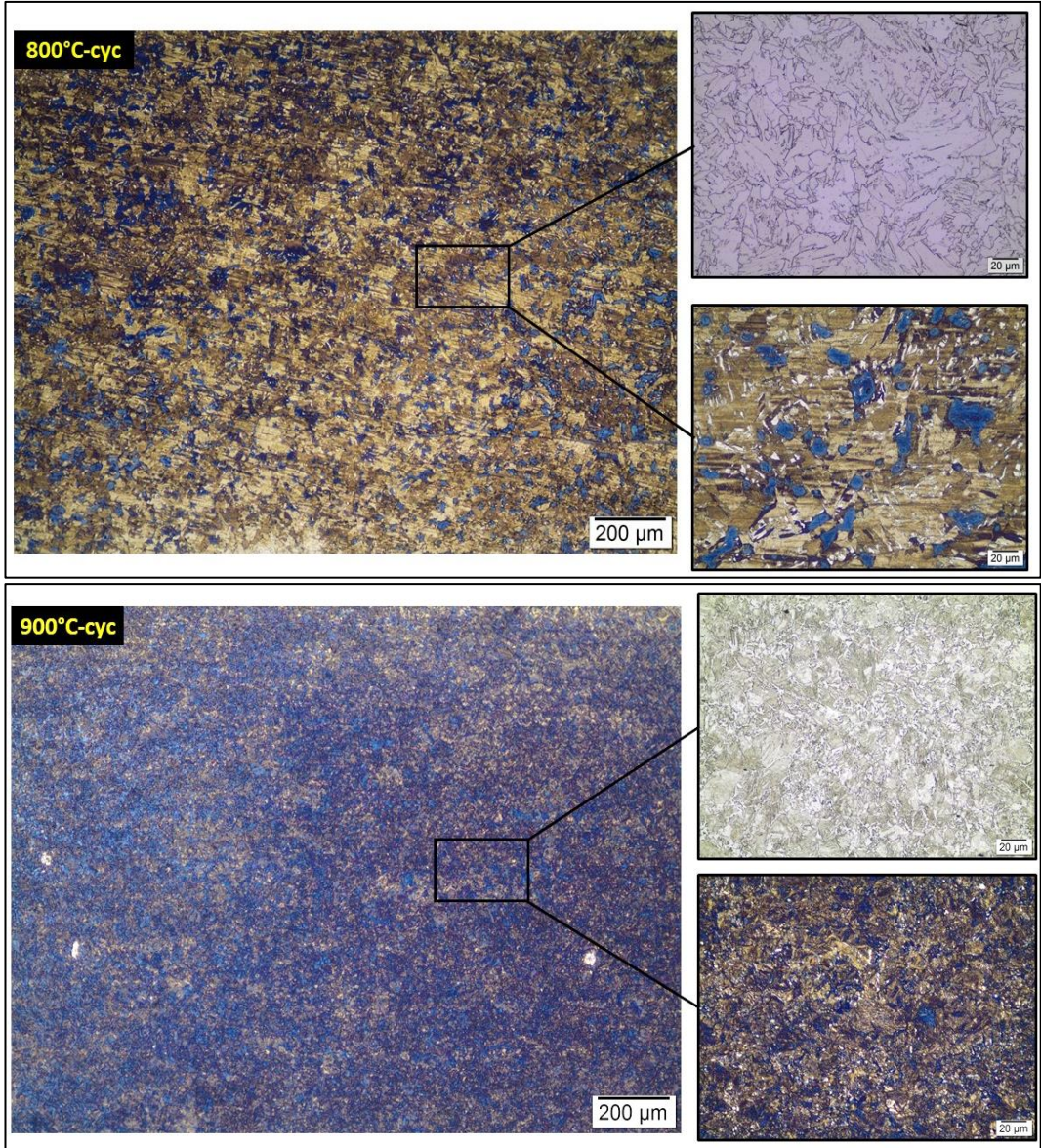


Şekil 4.34. (Devam) Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri, %3 Nital ve %6 Nital + Klemm I

Sıcak haddeleme prosesi sonrası 400°C’de 1 dakika bekledikten sonra 800°C ve 900°C’de 1 dakika interkritik tavlama sonrası su verilmiştir. Çevrimli ısıl işlem sonucu üretilen çeliklere ait ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.35’te verilmiştir. 800°C’de çevrim yapılan çeliğin mikroyapısı incelendiğinde yapının büyük bir oranda ferrit olduğu, çevrim sonrası yeni ferritlerin oluştuğu ve östenitin çekirdeklenmesi için yeterli sürenin olmadığı görülmektedir. Östenit dönüşümü tamamlanmadığı ve sonrasında su verme yapıldığı için tane sınırlarında östenit/martenzit bulunmaktadır. Klemm ile dağlama sonrası mikroyapı incelendiğinde sarı kontrast ferrit fazını, açık mavi kontrast oluşan yeni ferrit fazlarını ve beyaz kontrastta kalıntı östenit fazını göstermektedir. 900°C’de çevrim yapılan çeliğin mikroyapısı incelendiğinde çok fazlı bir yapının olduğu ferrit, martenzit/beynit ve bir miktarda kalıntı östenitin olduğu görülmektedir. Klemm ile dağlama sonrası mikroyapı incelendiğinde sarı ve açık mavi kontrast ferrit fazını, beyaz kontrast kalıntı östeniti ve kahverengi kontrast martenzit fazını göstermektedir.

Üretilen sıcak haddelenmiş DP çelikleri ışık mikroskobu incelemesi sonrası ferrit ve martenzit faz oranları ölçümü yapılmıştır. Yapılan ölçümlerin sonucu Tablo 4.9 ve Şekil 4.36’da verilmiştir. İnterkritik sıcaklığın artması ile birlikte martenzit hacim oranının arttığı görülmektedir.

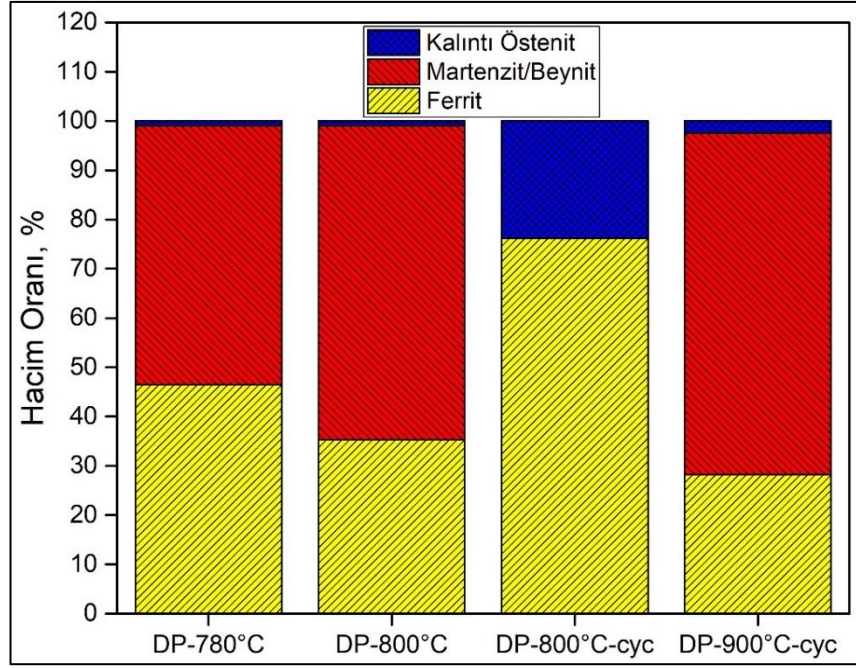




Şekil 4.35. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliğine ait ışık mikroskobu görüntüleri, %3 Nital ve %6 Nital + Klemm I

Tablo 4.9. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait faz oranları

Çelik	İnterkritik Sıcaklık (°C)	Ferrit Hacim Oranı (%)	Martenzit/Beynit Hacim Oranı (%)	Kalıntı Östenit Hacim Oranı (%)
DP	780°C	46,5	53,5	<1,0
DP	800°C	35,3	64,7	<1,0
DP	800°C-cyc	76,2	-	23,8
DP	900°C-cyc	28,2	71,8	<2,0

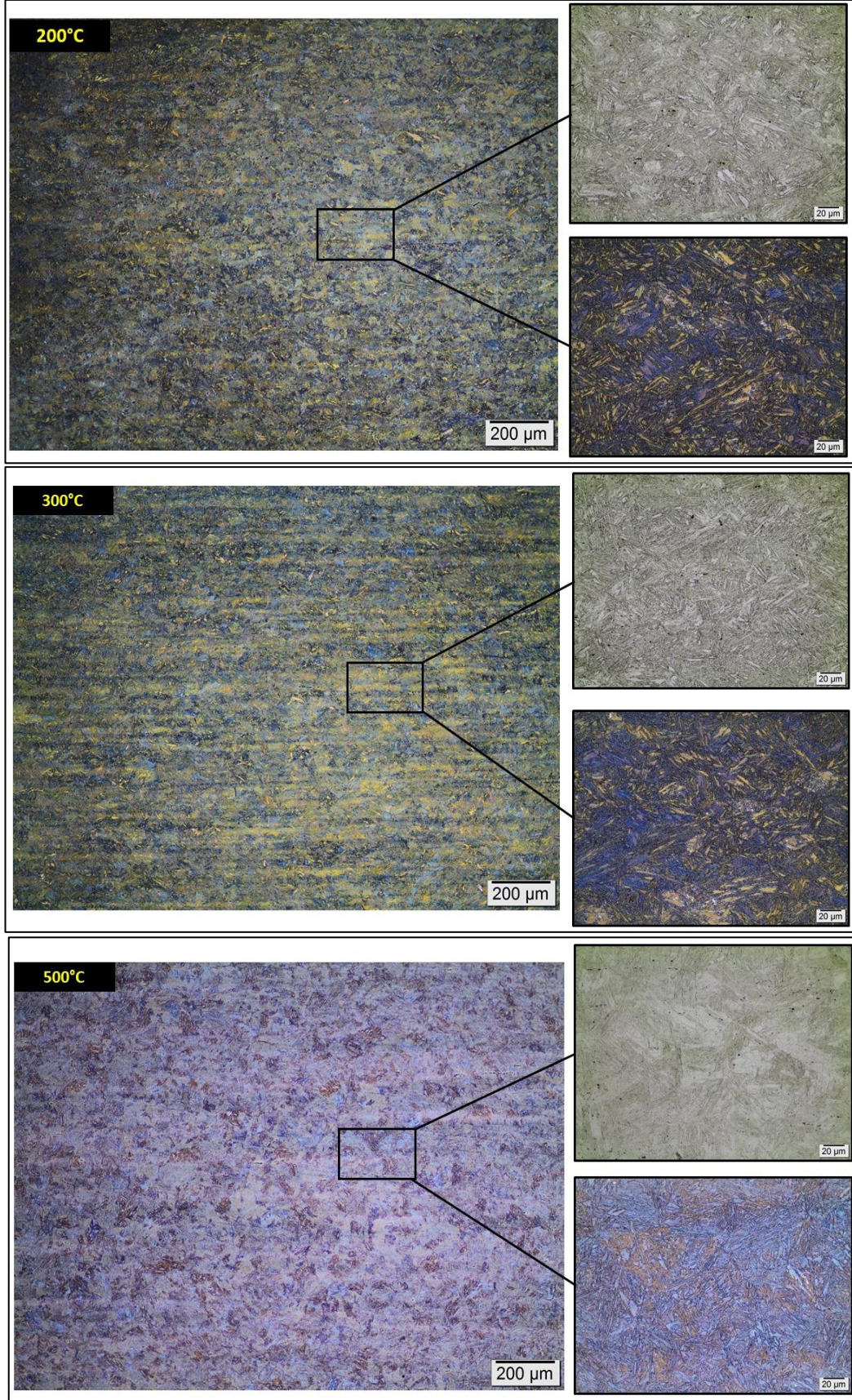


Şekil 4.36. DP çeliklerine ait faz hacim oranları

Isıl işlem ve dilatometre testleri sonrası nihai parametreler belirlenmiş ve sıcak haddeleme prosesi akabinde bu parametrelerde ısıl işlem işlemler gerçekleştirilmiştir. CP çeliği için 3 farklı ısıl işlem parametresi belirlenmiş ve üretim yapılmıştır. Sıcak haddeleme sonrası belirlenen izotermal tavlama sıcaklıklarına havada soğuma yapılmıştır. İzotermal tavlama 200°C, 300°C ve 500°C sıcaklıklarda 30 dakika olarak belirlenmiştir. İzotermal tavlama sonrasında su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Üretilen bu plakalara ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.37’de verilmiştir. Klemm ile dağlanmış mikroyapılar incelendiğinde 200 ve 300°C’de izotermal tavlama yapılan çeliklerde alt bey nit yapısında olduğu fakat 500°C’de izotermal yapılan çelikte bey nit morfolojisinin değiştiği gözlemlenmiştir. CP çeliğinin yapısı ince olduğu ve bey nit fazının karakterizasyonu ışık mikroskopunda zor olduğu için detaylı mikroyapı incelemeleri SEM ile yapılmıştır.

Isıl işlem ve dilatometre testleri sonrası nihai parametreler belirlenmiş ve sıcak haddeleme prosesi akabinde bu parametrelerde ısıl işlem işlemler gerçekleştirilmiştir. TRIP çeliği için 2 farklı nihai ısıl işlem parametresi belirlenmiş ve üretim yapılmıştır. TRIP çeliği DP ve CP çeliğinden farklı olarak 2 ısıl işlem kademesi ile üretilmektedir.

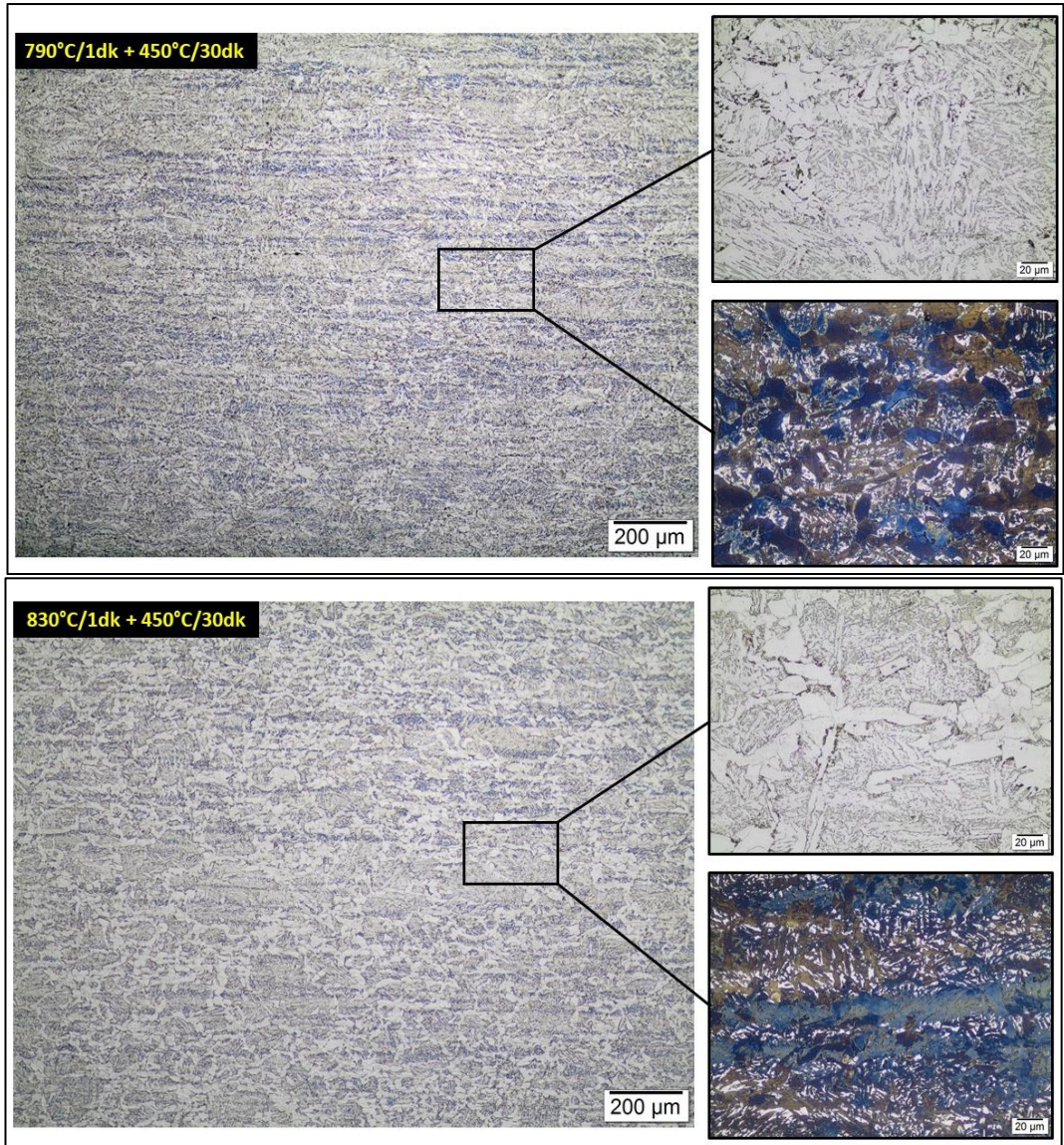




Şekil 4.37. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri



İnterkritik sıcaklık olarak 790°C ve 830°C’de 1 dakika sonrasında izotermal tavlama için 450°C’deki çinko banyosuna koyularak hızlı bir soğuma gerçekleştirilmiştir. İzotermal tavlama süresi olarak 30 dakika gerçekleştirilmiş ve sonrasında su verme işlemi yapılmıştır. Üretilen TRIP çeliklerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.38’de verilmiştir. %3 Nital ile dağlanmış mikroyapıları incelediğimizde ferrit, beynit ve kalıntı östenitten oluşan homojen dağılmış yapıların elde edildiği görülmektedir. %6 Nital sonrasında Klemm I dağlayıcı ile yaklaşık olarak 10 dakika dağlama yapıp faz karakterizasyonu yapılmıştır. Klemm ile dağlanan mikroyapılar incelendiğinde kalıntı östenit fazının beyaz kontrast, ferrit fazının sarı/mavi kontrast ve beynit fazının kahverengi kontrast olarak görülmektedir.

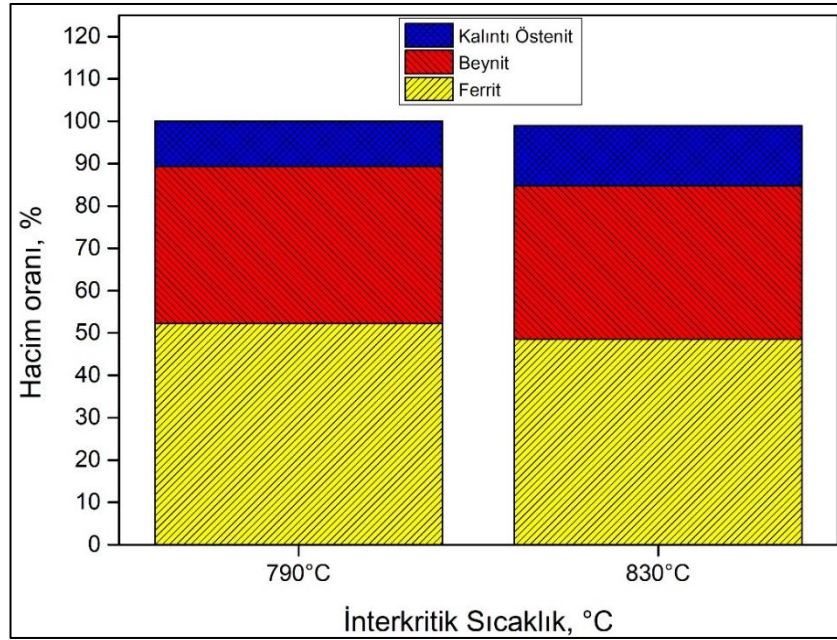


Şekil 4.38. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait ışık mikroskobu görüntüleri

Üretilen sıcak haddelenmiş TRIP çelikleri ışık mikroskobu incelemesi sonrası ferrit, beynit ve kalıntı östenit faz oranları ölçümü yapılmıştır. Yapılan ölçümlerin sonucu Tablo 4.10 ve Şekil 4.39’da verilmiştir. İnterkritik sıcaklığın artması ile birlikte östenit/martenzit oranı arttığı görülmektedir.

Tablo 4.10. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait faz oranları

Çelik	İnterkritik Sıcaklık (°C)	Ferrit Hacim Oranı (%)	Beynit Hacim Oranı (%)	Kalıntı Östenit Hacim Oranı (%)
TRIP	790°C	52,2	37,2	10,6
TRIP	830°C	48,6	36,1	14,3



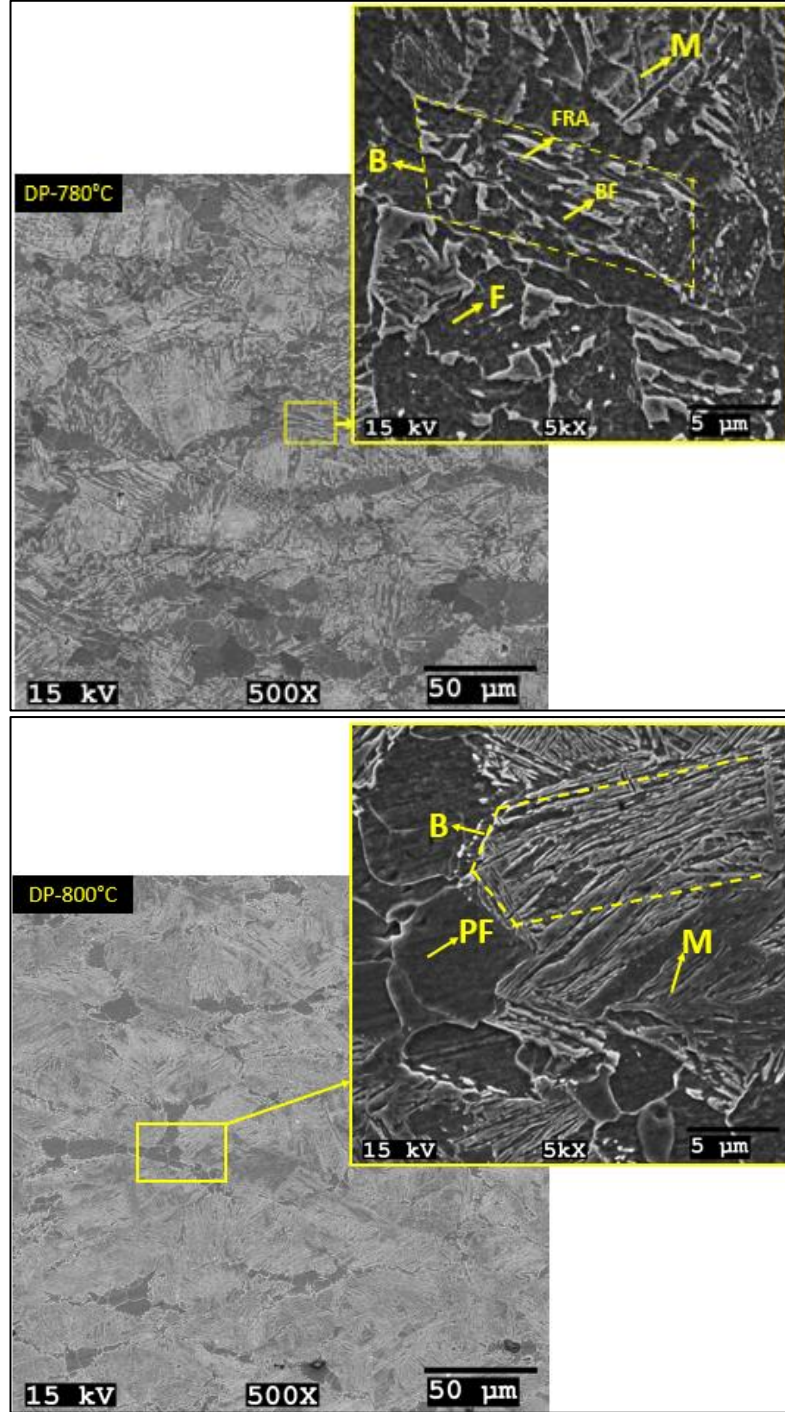
Şekil 4.39. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait faz hacim oranları

### SEM İncelemeleri

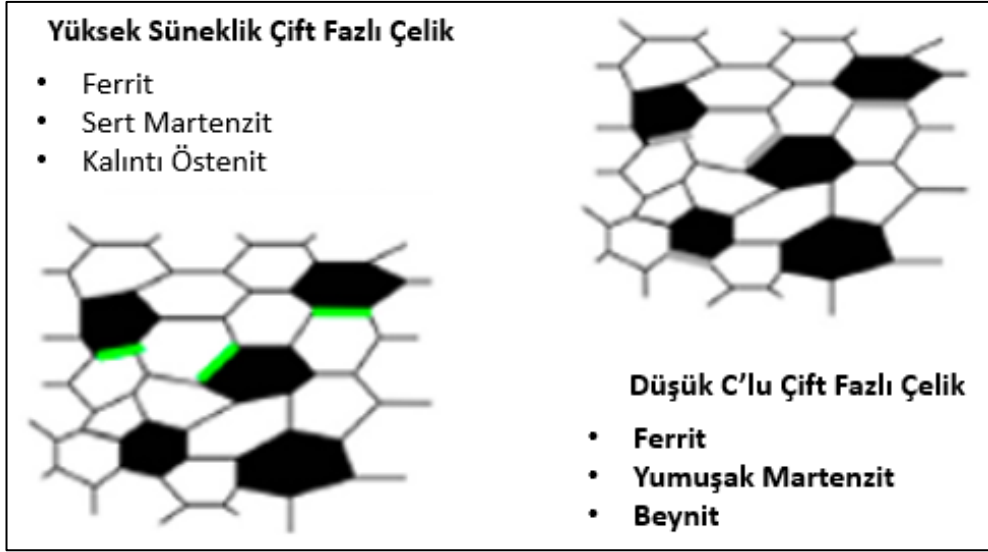
Sıcak haddeleme yöntemi ile üretilen DP, CP ve TRIP çeliklerinin ilk olarak ışık mikroskobu incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Etkin bir faz karakterizasyonu için numuneler %3 Nital ile 10-15 saniye dağlanmış ve SEM’de incelenmiştir. Sıcak haddeleme ile üretilen DP çeliklerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.40’da verilmiştir. 780°C’de ve 800°C’de interkritik tavlama sonrası üretilen çeliklerin mikroyapısı incelendiğinde farklı oranlarda poligonal ferrit, beynit ve martenzitten oluşan bir yapı gözlenmiştir.



Şekil 4.40'da incelenen DP çeliklerine baktığımızda ferrit + martenzit yapısının dışında beynit yapısının da var olduğu gözükmemektedir. Bunun nedeni, düşük karbon oranına bağlı olarak beynit dönüşümünün ötelenememesidir. Şekil 4.41'de Düşük-C DP çelikleri için mikroyapı şematize edilmiştir.

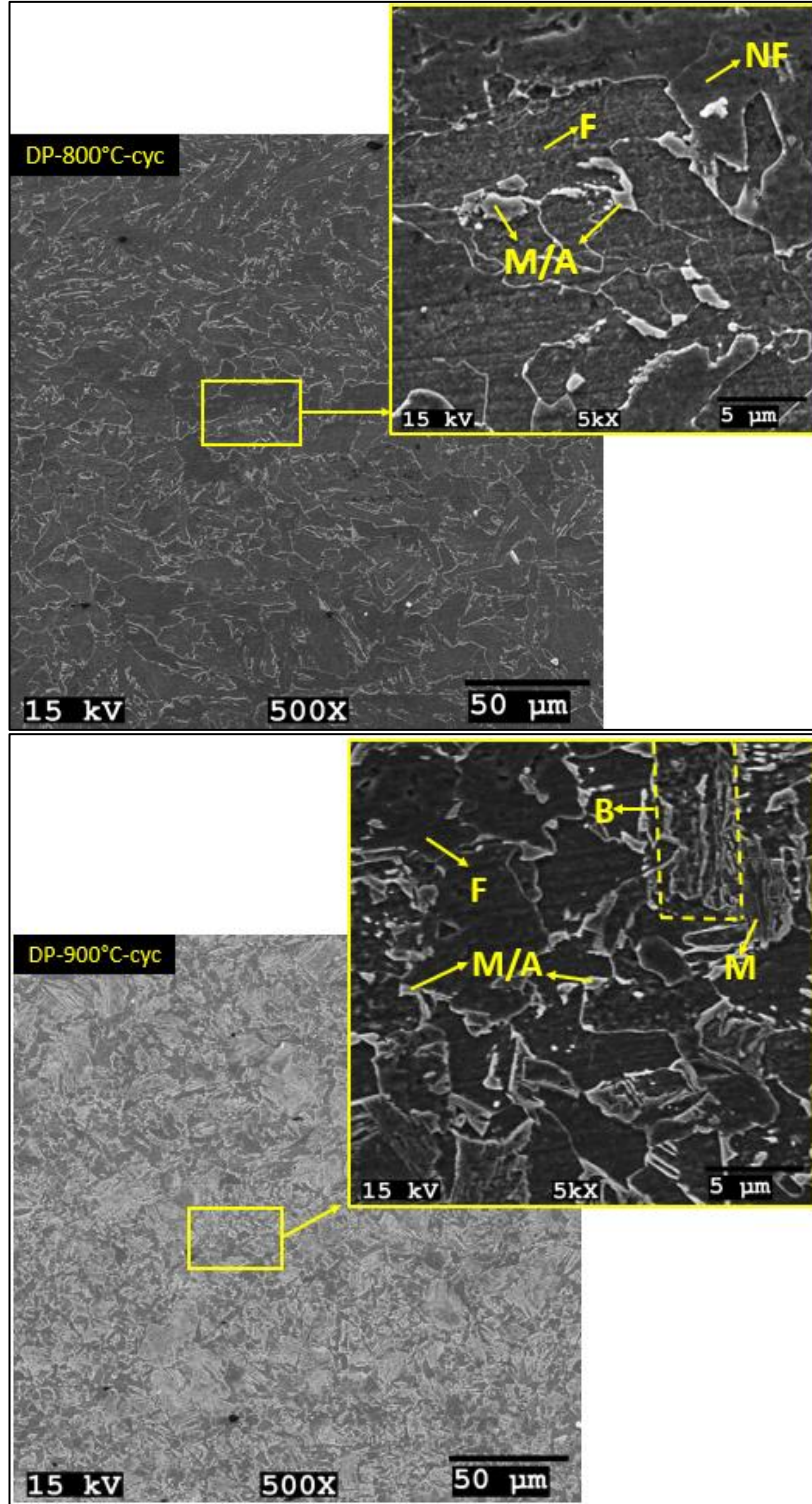


Şekil 4.40. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, PF: Poligonal Ferrit, B: Beynit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit, BF: Beynitik Ferrit, M: Martenzit)



Şekil 4.41. Yüksek süneklığe sahip DP ve düşük karbonlu DP için şematize edilmiş mikroyapı görseli, beyaz: ferrit, siyah: martenzit, gri: beynit, yeşil: kalıntı östenit [112]

Sıcak haddeleme sonrası çevrimli ısıl işlem ile üretilen DP çeliklerine ait SEM görüntüleri Şekil 4.42’de verilmiştir. 800°C’de interkritik tavlama yapılan numune incelendiğinde ferrit (F) ve kalıntı östenit (RA) fazları görülmektedir. A<sub>1</sub>-A<sub>3</sub> alanında yapılan interkritik tavlama sonrası östenit dönüşümü için yeterli sürenin sağlanamadığı bu nedenle kalıntı östenit fazının olduğu belirlenmiştir. Yapılan SEM incelemesinde 2 farklı kontrastta ferrit fazı görülmüştür. Erdoğan [113] ve Gomez vd. [114] çalışmalarında bu fazı yeni ferrit ‘new ferrite’ olarak adlandırılmıştır. Bu yeni ferrit (NF) olarak adlandırılan faz, A<sub>1</sub> altında bir sıcaklıkta yapılan çevrim sonrası A<sub>1</sub> sıcaklığının üstünde interkritik tavlama ile yeniden çekirdeklenme sonucu oluşmuştur. 900°C’de interkritik tavlama ile üretilen DP çeliğine baktığımızda poligonal ferrit (F), martenzit (M), beynit (B) ve bir miktarda kalıntı östenit (RA) fazlarının bulunduğu çok fazlı bir mikroyapı görülmektedir.

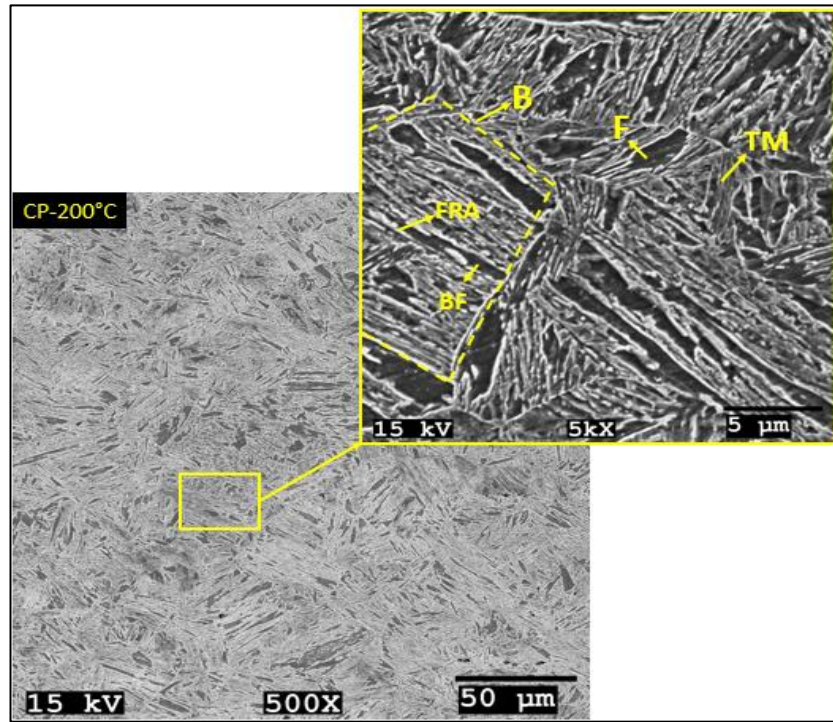


Şekil 4.42. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliklerine ait SEM görüntüleri (F: Ferrit, NF: Yeni Ferrit, B: Beynit, M: Martenzit, M/A: Martenzit/Östenit)

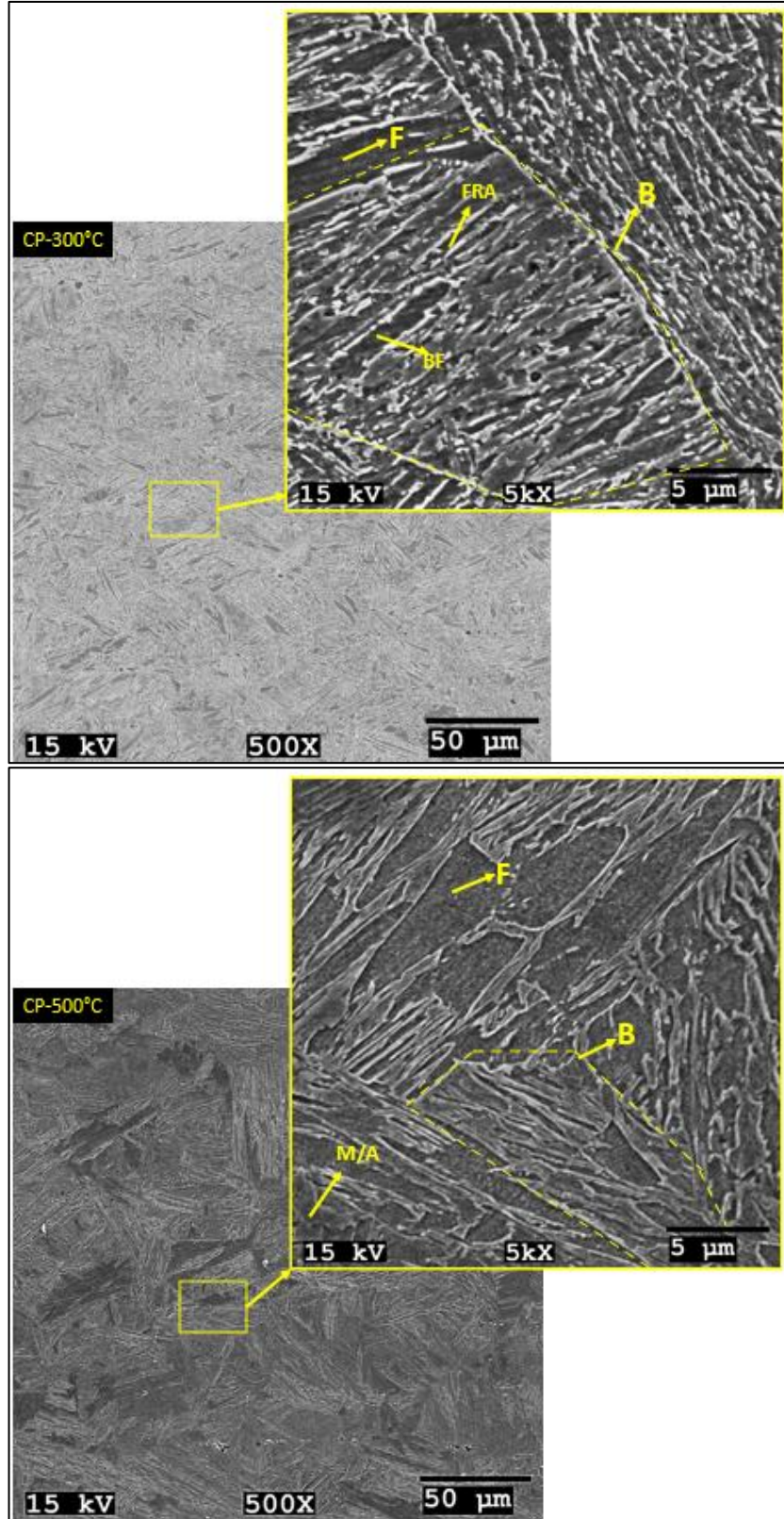


Sıcak haddeleme sonrası 3 farklı sıcaklıkta izotermal beynit tavlaması yapılarak üretilen CP çeliklerinin SEM görüntüleri Şekil 5.44'te verilmiştir. 200°C izotermal beynit tavlama yapılan çeliğin mikroyapıları incelendiğinde ferrit, karbürsüz beynit ve martenzit yapılarını içerdiği gözlemlenmiştir. 300°C'de izotermal beynit tavlama yapılan çeliğin mikroyapıları incelendiğinde ferrit ve alt beynit içerdiği gözlemlenmiştir. 500°C'de izotermal beynit tavlaması yapılan çeliğin mikroyapısı Frometa vd. [115], Zajac vd. [116], Lopez vd. [117] çalışmalarındaki mikroyapılar ile karşılaştırıldığında granüler beynit (GB) ve ferrit yapılarından oluştuğu gözlemlenmektedir.

Sıcak haddeleme prosesi sonrasında interkritik tavlama ve izotermal beynit tavlaması ile iki kademeli olarak üretilen TRIP çeliklerine ait SEM görüntüleri Şekil 4.44'te verilmiştir. Mikroyapılar incelendiğinde Grajcar vd. [118], Xiong [119] vd., McDermid vd. [120], Kasberger [121] çalışmalarında da görüldüğü gibi 790°C'de interkritik tavlama yapılan çeliğin yapısının ferrit, beynit ve kalıntı östenitten oluştuğu görülmektedir. 830°C'de interkritik tavlama yapılan çeliğin yapısının ferrit, beynit, blokvari kalıntı östenit ve filmvari kalıntı östenitten oluştuğu görülmektedir.

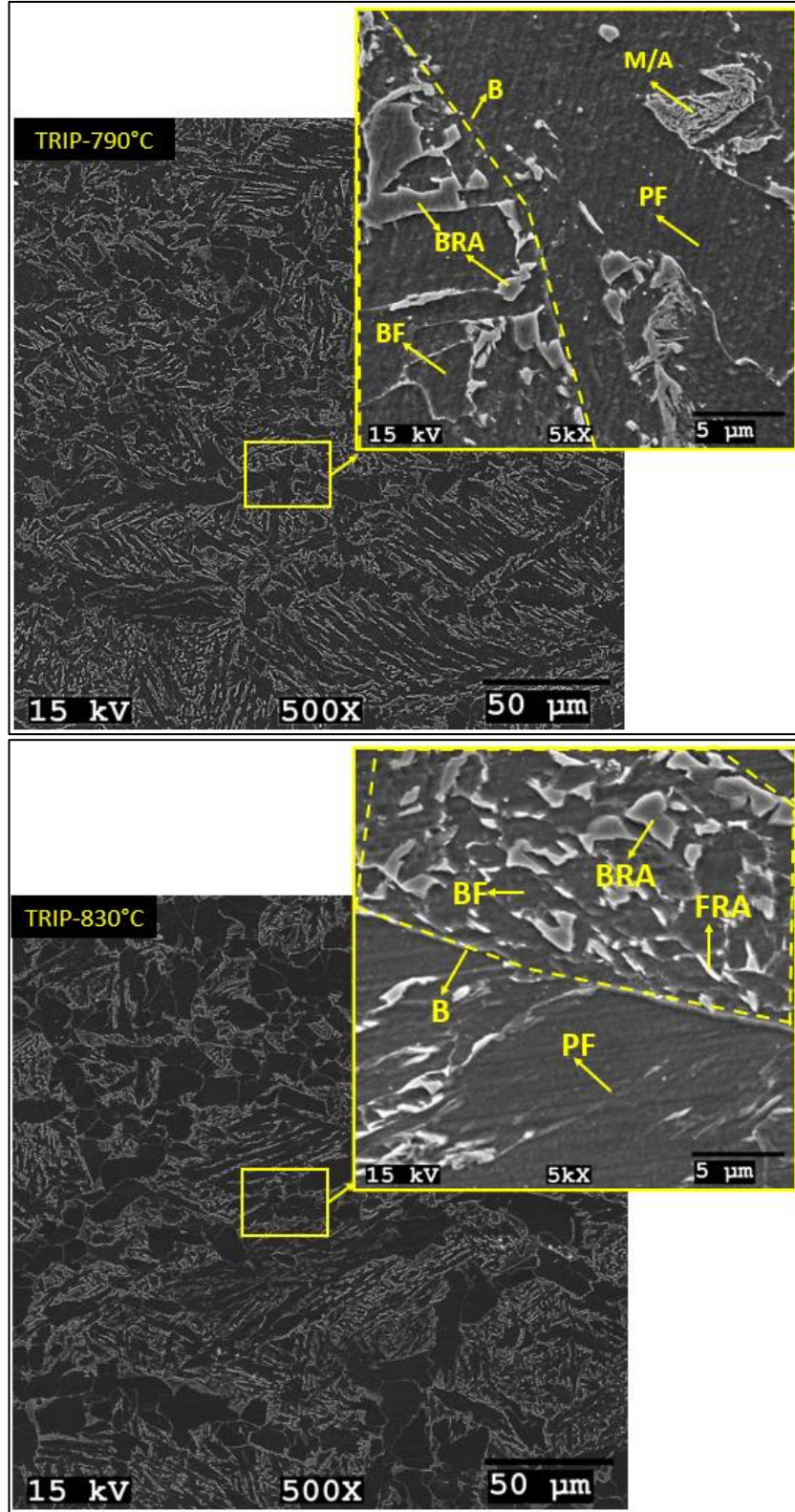


Şekil 4.43. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, B: Beynit, M/A: Martenzit/Östenit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit)



Şekil 4.43. (Devam) Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, B: Beynit, BF: Beynitik Ferrit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit, TM: Temper Martenzit)

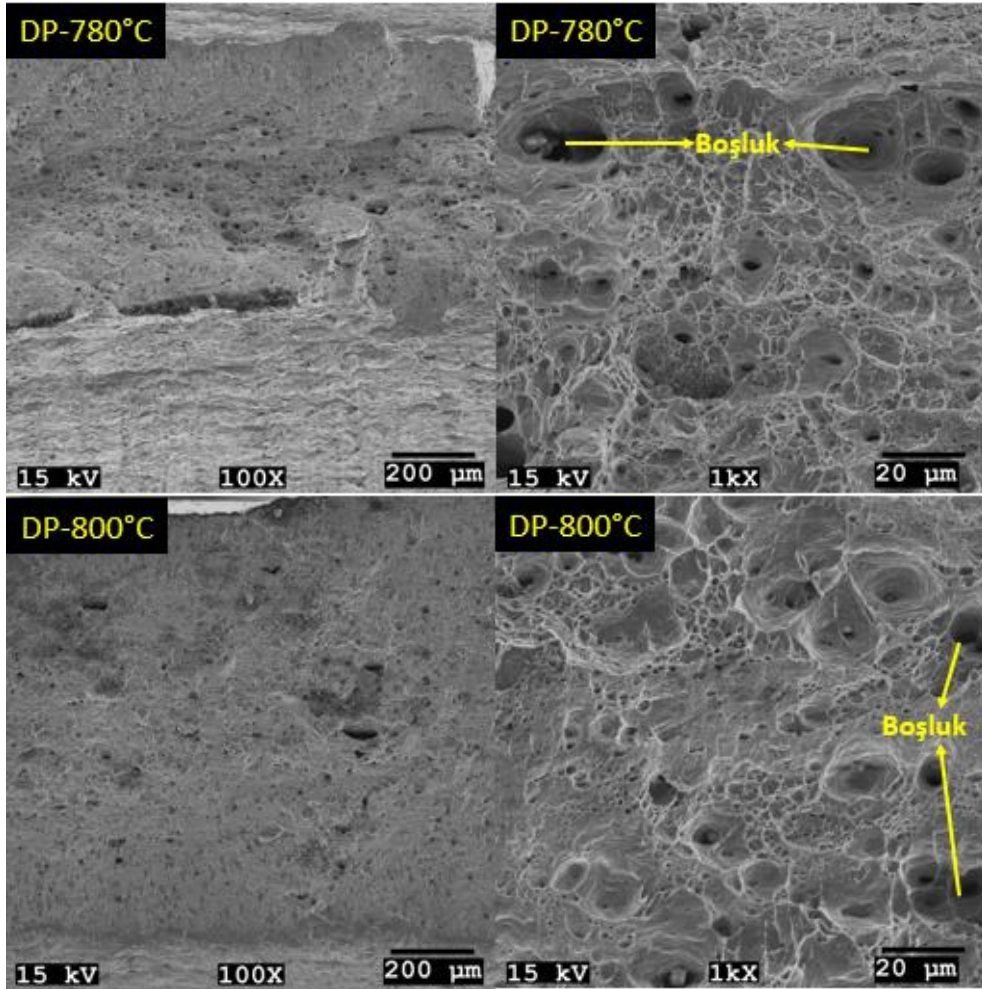




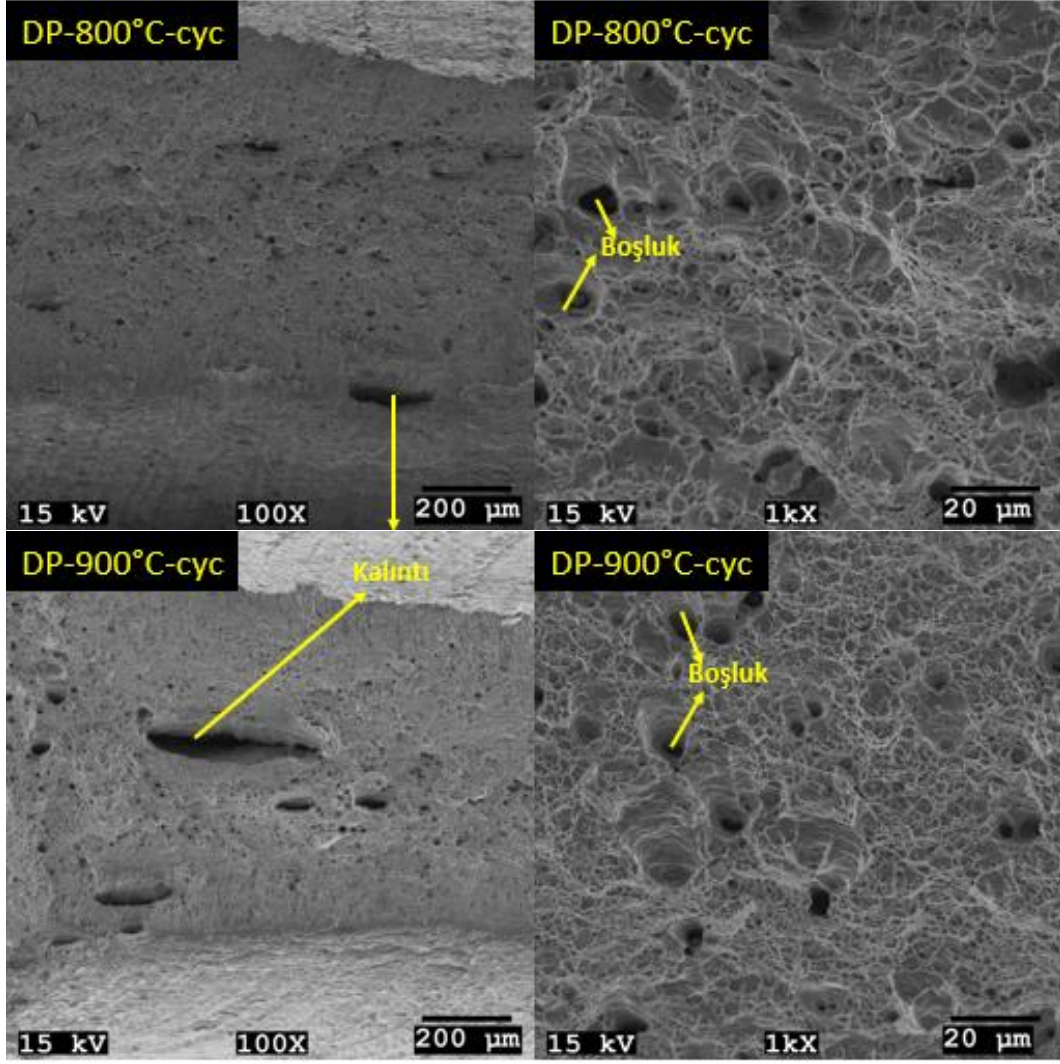
Şekil 4.44. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait SEM görüntüleri, (F: Ferrit, B: Beynit, FRA: Filmvari Kalıntı Östenit, BRA: Blokvari Kalıntı Östenit, RA: Kalıntı Östenit)

#### 4.5.4. Sıcak haddelenmiş DP, CP ve TRIP çeliklerinin kırılma yüzeyi incelemeleri

Sıcak haddelenmiş DP çeliklerinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri SEM görüntüleri Şekil 5.46'da verilmiştir. Sıcak haddelenmiş DP çelikleri incelendiğinde, sünek bir kırılma gerçekleştiği görülmektedir. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliklerinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri SEM görüntüleri Şekil 4.45'te verilmiştir. Oluşan boşluklar ve dökümden kaynaklı kalan kalıntıların oluşturduğu boşluklar gösterilmiştir. Şekil 4.46'da verilen çevrimli DP çeliklerini incelediğimizde sünek bir kırılma gerçekleştiği ve oluşan boşlukların boyutlarının, geleneksel olarak üretilen DP çeliklerine kıyasla daha küçük olduğu görülmektedir. Bunun nedeni, yapılan çevrim işlemi sayesinde yapının daha ince taneli olmasıdır. Bu ince tane yapısı sünekliği arttırmaktadır.



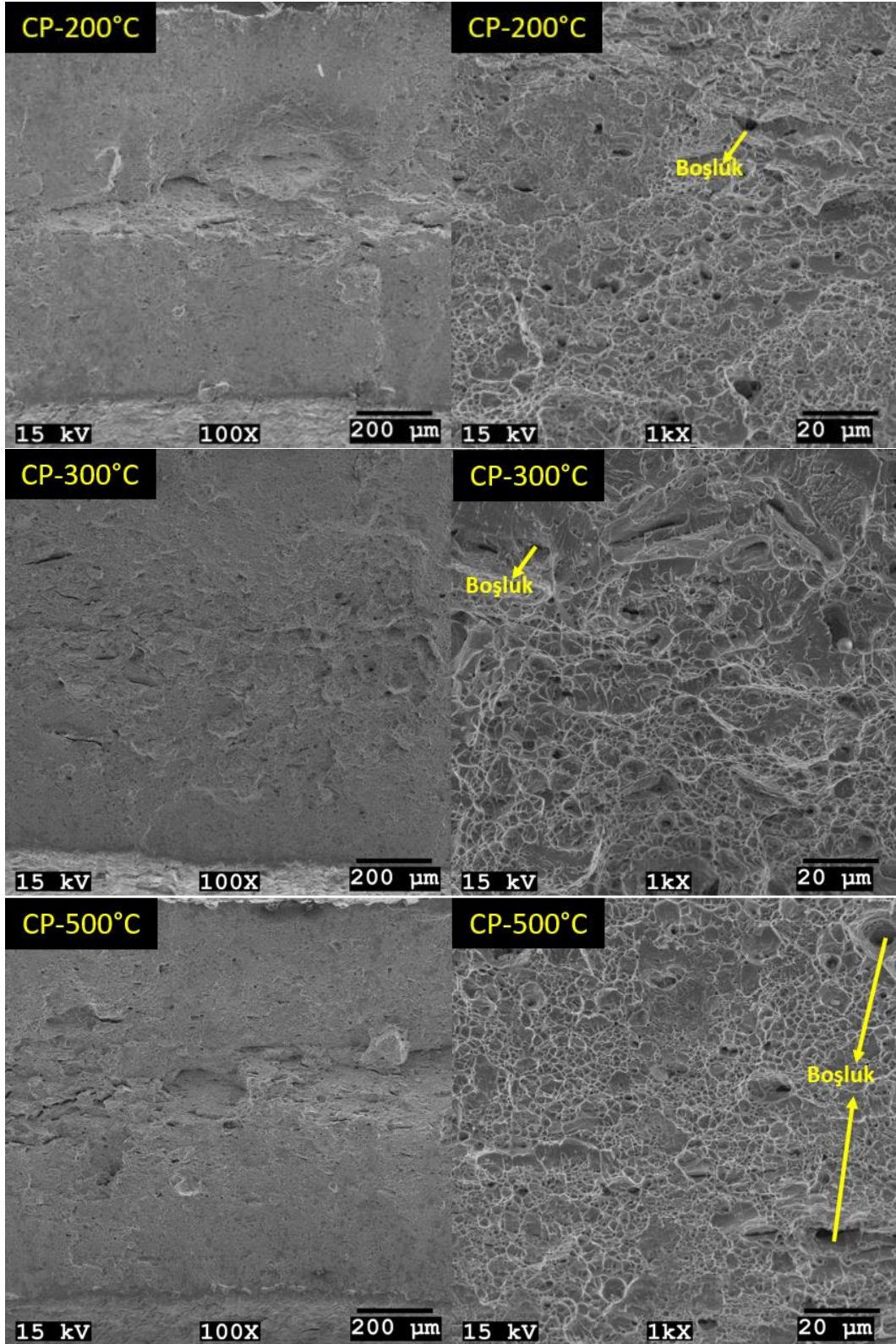
Şekil 4.45. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü



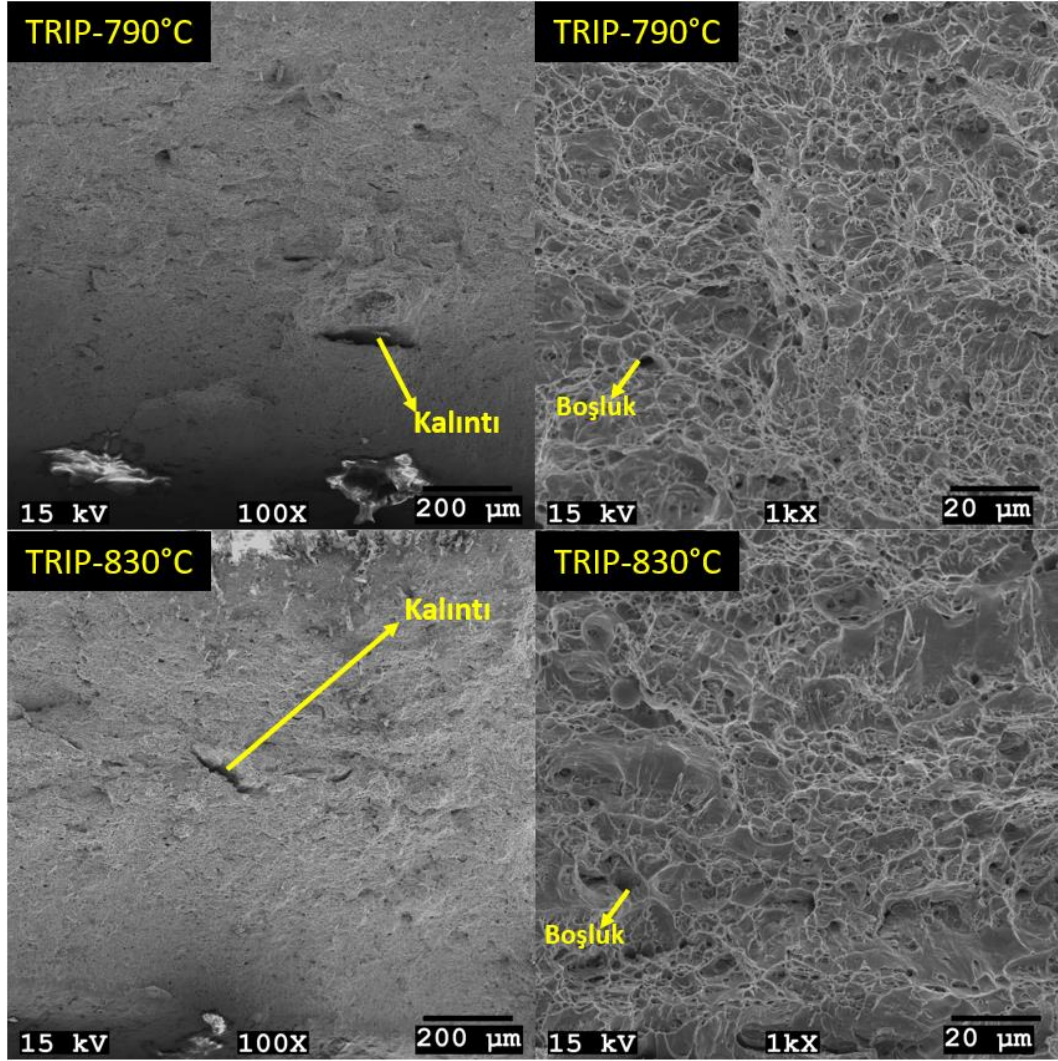
Şekil 4.46. Sıcak haddelenmiş çevrimli DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü

Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 4.47’de verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde sünek bir kırılma gerçekleştiği görülmektedir. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 4.48’de verilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde tipik bir TRIP çeliği olarak sünek kırılma gerçekleştiği görülmektedir.





Şekil 4.47. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü



Şekil 4.48. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin SEM görüntüsü

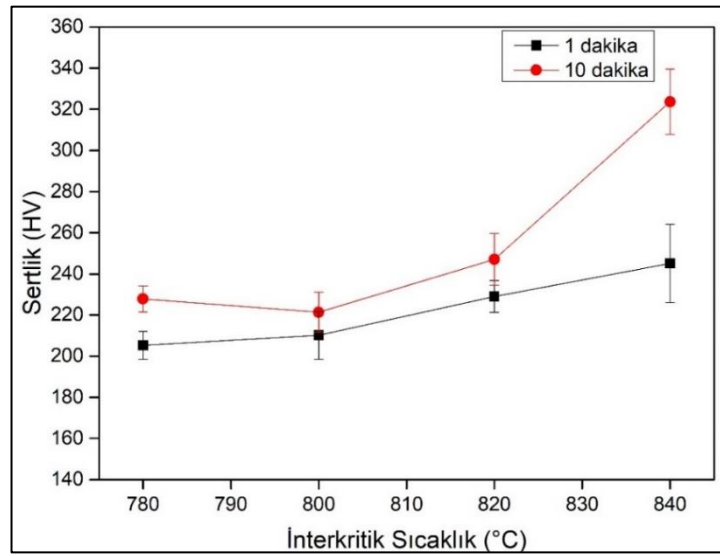
## 4.6. Mekanik Testler

### 4.6.1. Sertlik

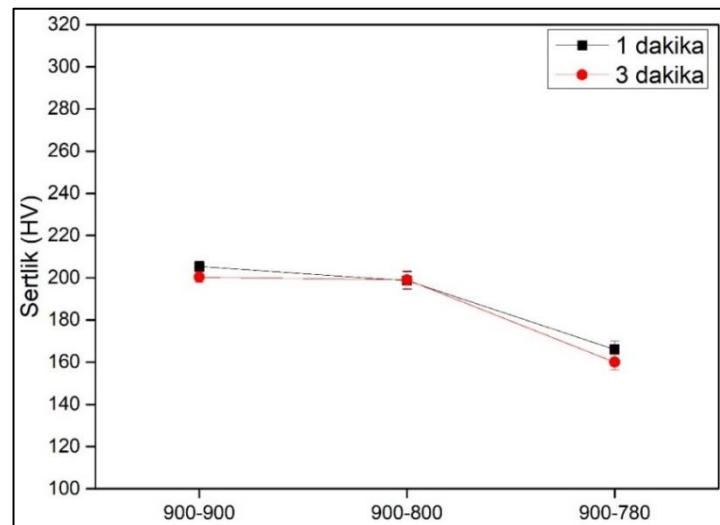
Thermo-Calc hesaplamaları sonrası çeliklerdeki faz dönüşümlerini doğrulamak için belirlenen sıcaklıklarda ısıl işlemler gerçekleştirilmiştir. DP çeliği için çevrimli ve çevrimsiz olarak 2 farklı proses şeklinde deneyler yapılmıştır. DP çeliğine yapılan bu ısıl işlem deneyleri sonrası ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.49 ve Şekil 4.50’te verilmiştir. Ölçülen sertlik değerleri incelendiğinde interkritik sıcaklık arttıkça sertliğin arttığı görülmektedir. Bunun nedeni artan interkritik sıcaklık ile östenit hacim oranının artmasıdır. Östenit su verme sonrası martenzite dönüşüm gerçekleştirdiği için sertlikte martenzit oranına bağlı olarak artmıştır.

CP çeliğine için 4 farklı izotermal tavlama sıcaklıkta yapılan ısı işlemler sonucu ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.52’de verilmiştir. İzotermal tavlama sıcaklığının artması ile sertliğin bir miktar arttığı gözlemlenmektedir.

TRIP çeliği için yapılan ısı işlemlerinde izotermal sıcaklık 400°C olarak sabit tutulmuş, östenit-ferrit faz miktarının değişimi ile faz dönüşümü anlaşılmaya çalışılmıştır. TRIP çeliği için 3 farklı interkritik sıcaklıkta deneyler yapılmıştır. Yapılan deneyler sonucu ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.51’de gösterilmiştir. Artan interkritik sıcaklık ile östenit faz oranının arttığı ve sertliğin arttığı görülmektedir.

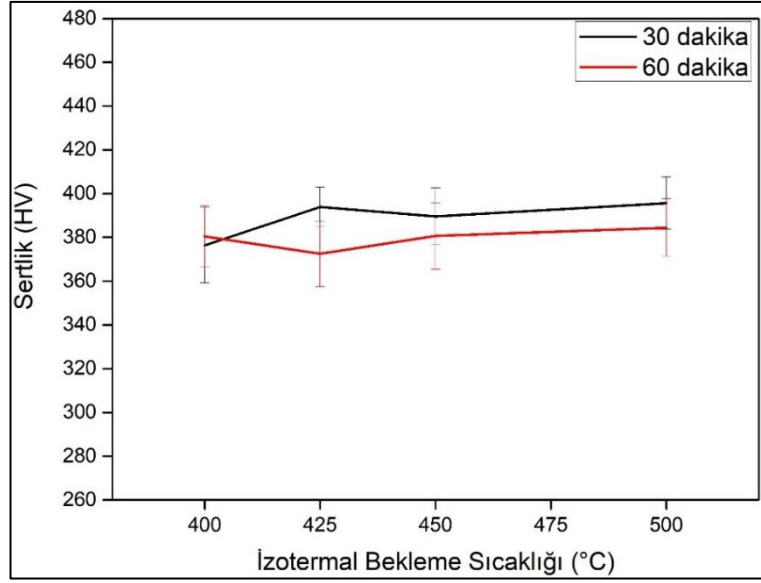


Şekil 4.49. DP çeliği ısı işlemlerinde sertlik grafiği

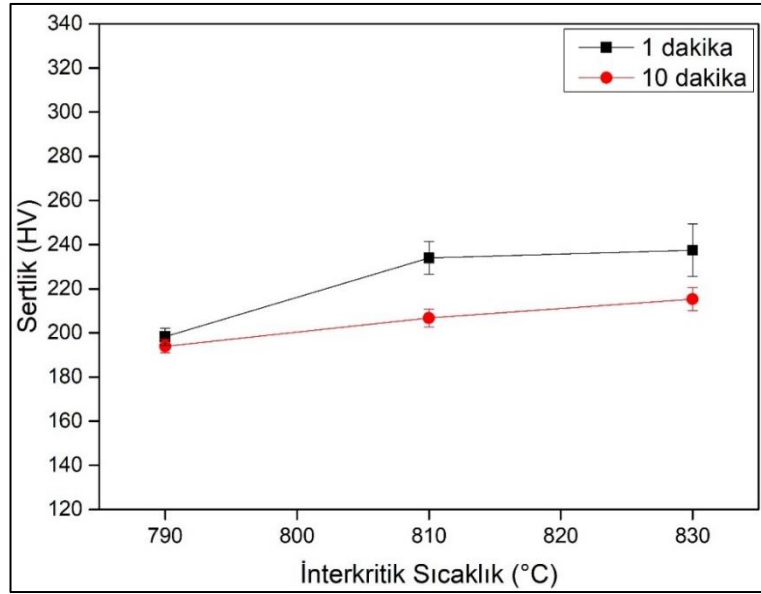


Şekil 4.50. DP çeliği çevrimli ısı işlemlerinde sertlik grafiği





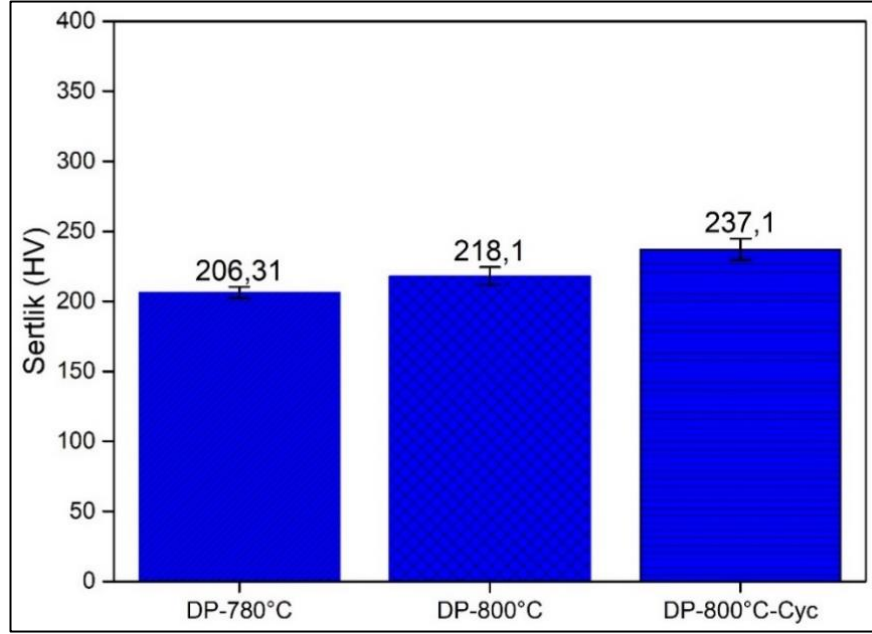
Şekil 4.51. CP çeliği ısıl işlem deneyleri sertlik grafiği



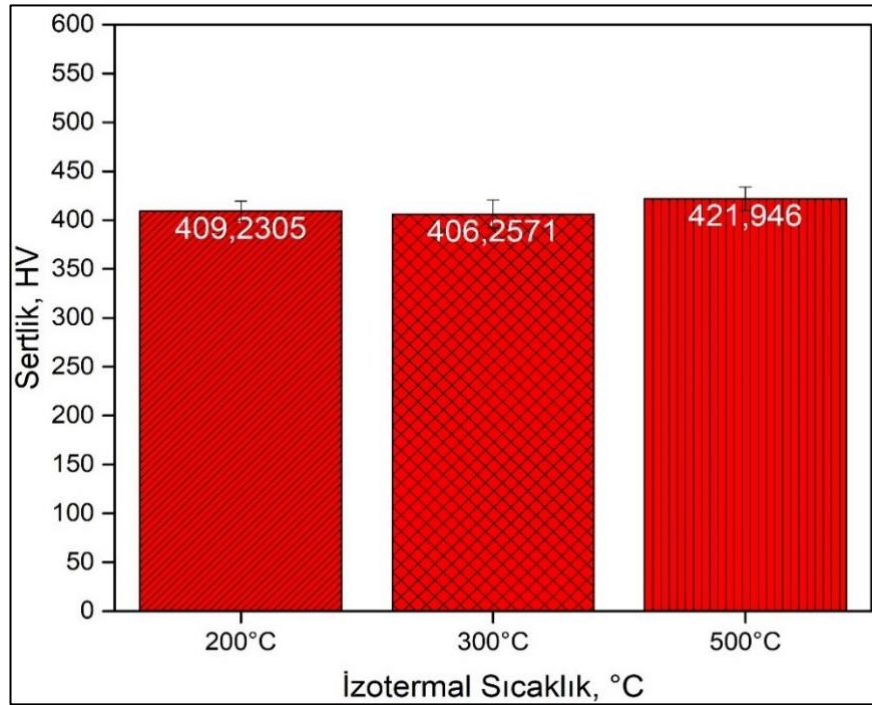
Şekil 4.52. TRIP çeliği ısıl işlem deneyleri sertlik grafiği

Dilatometre testi sonrası numunelere 5 kgf yük altında sertlik testleri yapılmıştır. Farklı parametreler uygulanan DP, CP ve TRIP çeliklerinin ölçülen sertlik değerleri Şekil 4.53-Şekil 4.55’de verilmiştir. Buna göre DP çeliği için interkritik sıcaklık 780°C olduğunda 206,3 HV sertlik değerine, interkritik sıcaklık 800°C olduğunda 218,1 HV, çevrimli ısıl işlem sonrası interkritik sıcaklık 800°C olduğunda sertlik 237,1 HV olarak ölçülmüştür. CP çeliği için izotermal tavlama sıcaklığı 500°C olduğunda sertlik 421,9 HV, izotermal tavlama sıcaklığı 300°C olduğunda 406,2 HV, izotermal

tavlama sıcaklığı 200°C olduğunda 409,2 olarak ölçülmüştür. TRIP çeliği için interkritik sıcaklık 810°C ve sonrasında izotermal tavlama sıcaklığı 450°C olduğunda sertlik 217,1 HV olarak ölçülmüştür.

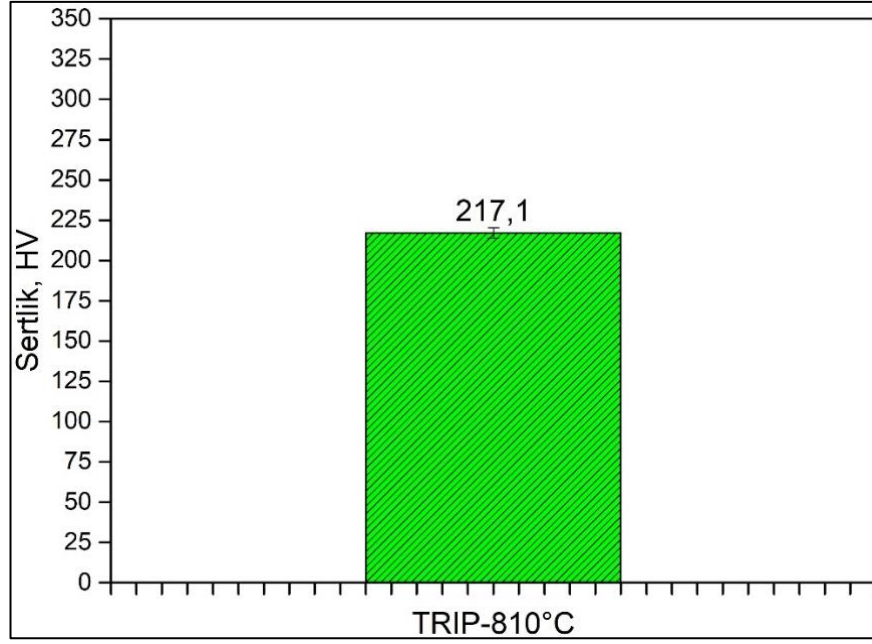


Şekil 4.53. Dilatometre testi sonrası DP çeliklerine ait sertlik değerleri



Şekil 4.54. Dilatometre testi sonrası CP çeliklerine ait sertlik değerleri





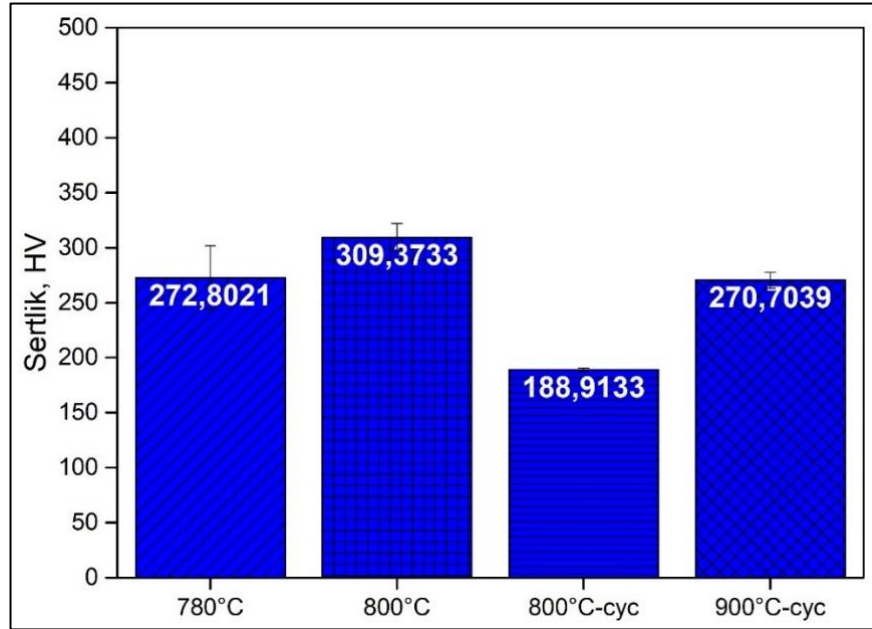
Şekil 4.55. Dilatometre testi sonrası TRIP çeliğine ait sertlik değerleri

Sıcak haddeleme prosesi sonrası yapılan ısı işlemler ile üretilen DP çeliklerine ait sertlik değerleri Şekil 4.56'da verilmiştir. DP çeliği için interkritik sıcaklık 780°C olduğunda sertlik 272,8 HV, interkritik sıcaklık 800°C olduğunda sertlik 309,4 HV olarak ölçülmüştür. Çevrimli ısı işlem sonrası interkritik sıcaklık 800°C olduğunda sertlik 188,9 HV, interkritik sıcaklık 900°C olduğunda sertlik 270,7 olarak ölçülmüştür.

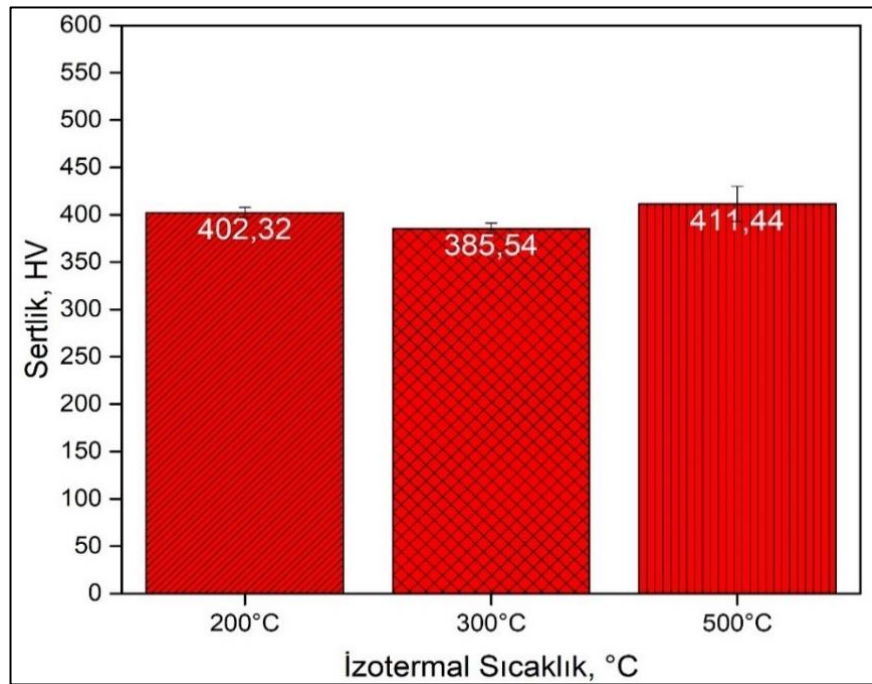
Sıcak haddeleme prosesi sonrası yapılan ısı işlemler ile üretilen CP çeliklerine ait sertlik değerleri Şekil 4.57'de verilmiştir. İzotermal tavlama sıcaklığı 200°C olduğunda sertlik 402,3 HV, izotermal tavlama sıcaklığı 300°C olduğunda 385,5 HV, izotermal tavlama sıcaklığı 400°C olduğunda 415,5 HV, izotermal tavlama sıcaklığı 500°C olduğunda sertlik 411,4 olarak ölçülmüştür.

Sıcak haddeleme prosesi sonrası yapılan ısı işlemler ile üretilen TRIP çeliklerine ait sertlik değerleri Şekil 4.58'de verilmiştir. İzotermal tavlama sıcaklığı 450°C olarak belirlenmiş ve 2 farklı interkritik sıcaklık uygulanmıştır. İnterkritik sıcaklık 790°C olduğunda sertlik 218,5 HV, interkritik sıcaklık 830°C olduğunda sertlik 227,0 HV olarak ölçülmüştür.

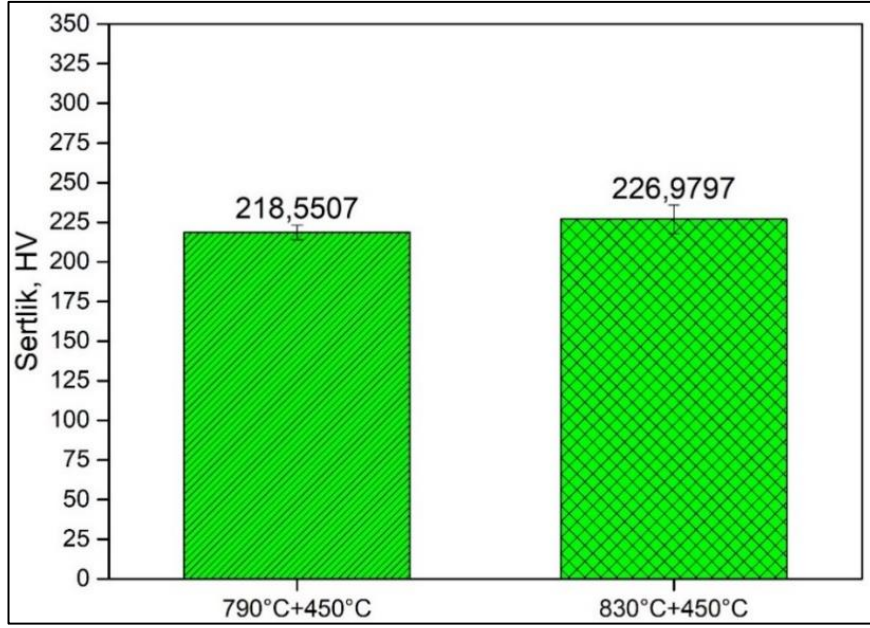
Tez kapsamında üretilen çeliklerin ısıtma işlemi, dilatometre ve sıcak haddelenme sonrası sertlik değerleri DP çeliği için Şekil 4.59’da CP çeliği için Şekil 4.60’ta ve TRIP çeliği için Şekil 4.61’de kıyaslanmıştır.



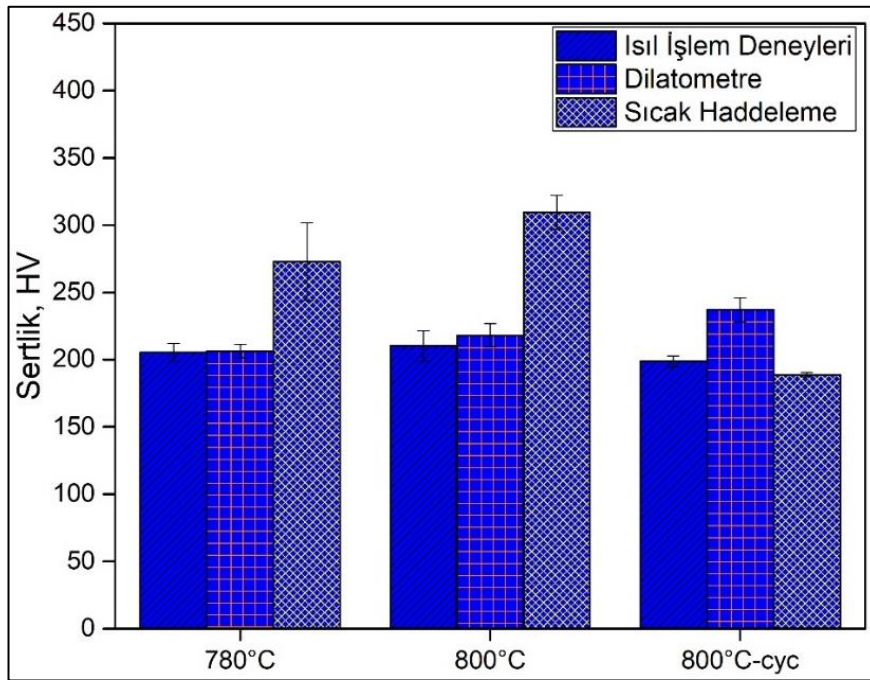
Şekil 4.56. Sıcak haddelenmiş DP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri



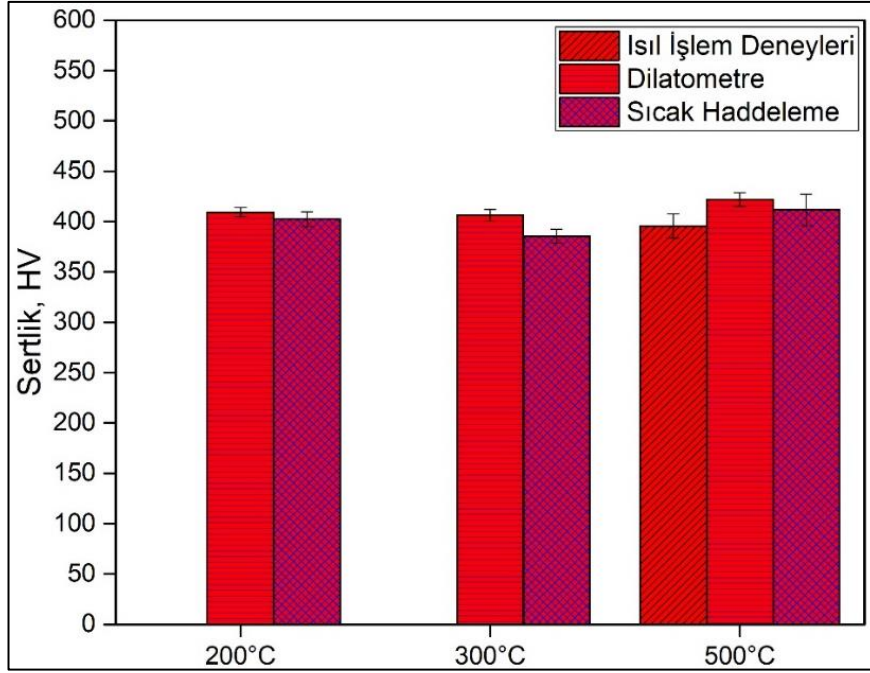
Şekil 4.57. Sıcak haddelenmiş CP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri



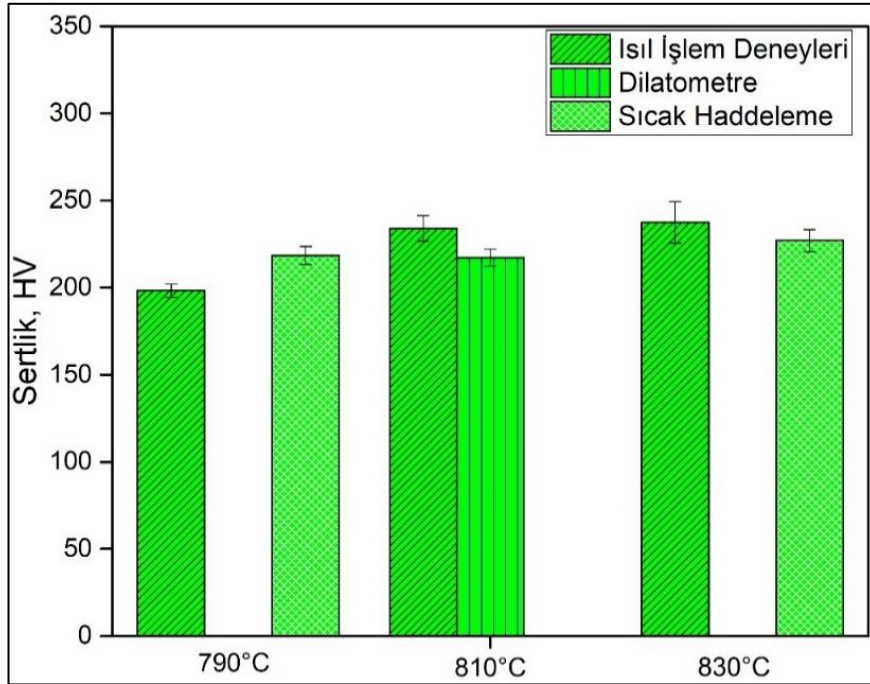
Şekil 4.58. Sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerine ait ölçülen sertlik değerleri



Şekil 4.59. DP çeliklerinin ısıl işlem, dilatometre ve sıcak haddeme sonrası sertlik değerlerinin kıyaslanması



Şekil 4.60. CP çeliklerinin ısıtım işlem, dilatometre ve sıcak haddeme sonrası sertlik değeri kiyaslanması



Şekil 4.61. TRIP çeliklerinin ısıtım işlem, dilatometre ve sıcak haddeme sonrası sertlik değeri kiyaslanması

#### 4.6.2. Çekme Testi

Çekme testi EN ISO 6892-1:2009'e uygun olarak oda sıcaklığında subsizede yassı numunelerde gerçekleştirilmiştir. Sıcak haddelenmiş AHSS üretiminde ısıtım işlem

çevrimleri sıcak haddeleme sonrasındaki sıcaklıklarda, yapıda bulunacak östenit ve ferrit miktarları esas alınarak belirlenmiştir. Buna göre DP çeliği için su verme öncesi son sıcaklık olarak 780 ve 800 °C tercih edilmiştir. DP çeliği için çevrim sonrası interkritik tavlama sıcaklığı olarak 800 ve 900°C tercih edilmiştir. TRIP çeliği için 790 ve 830 °C sıcaklıklardan izotermal tutma işlemine geçilmiştir. CP çeliği için ise sıcak haddeleme işlemi sonrası havada soğutma ve 200, 300 ve 500°C’de izotermal tavlama sonrası su verme ile nihai üretim gerçekleştirilmiştir. Üretilen bu plakalardan her bir parametre için 3 adet numune üzerinden çekme testi yapılmıştır. Yapılan çekme testleri sonrasında eğri ve değerlerin ortalaması alınmıştır. Çekme testi sonrası elde edilen değerler Tablo 4.11’de verilmiştir.

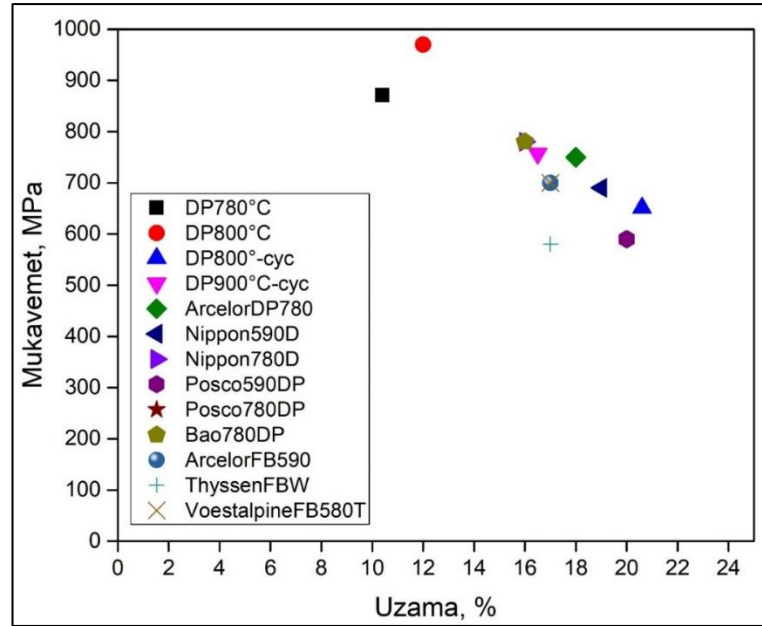
Tablo 4.11. Sıcak Haddelenmiş DP, CP ve TRIP çeliklerinin çekme testi sonuçları, ( $R_{p0,2}$ : Akma Mukavemeti,  $R_m$ : Çekme Mukavemeti,  $A_g$ : Eşdeğer Uzama,  $A_x$ : Kopma Uzaması,  $n$ : pekleşme katsayısı,  $Z$ : Kesit daralması)

Çelik	$R_{p0,2}$ , MPa	$R_m$ , MPa	$A_g$ , %	$A_x$ , %	$R_m \cdot A_x$ (MPa*%)	$n_{4-6}$	$n_{10-Ag}$	$Z$ , %
DP780°C	610±30	871±62	5,8±0,13	10,4±1,11	9.104±1.612	0,080	-	40,94
DP800°C	810±19	970±23	6,4±0,54	12,0±0,53	11.648± 790	0,081	-	41,34
DP800°C-cyc	547±34	651±79	11,5±1,68	20,6±0,86	13.456±2.188	0,132	0,128	49,22
DP900°C-cyc	639±70	757±39	8,3±3,31	16,5±1,24	12.523±1.582	0,124	-	42,49
CP200°C	1015±55	1264±17	8,5±0,75	13,2±1,82	16.706±2.525	0,117	-	42,86
CP300°C	1017±17	1237±14	8,5±10,34	13,8±1,05	17.080±1.492	0,099	-	38,29
CP500°C	976±86	1290±34	6,0±1,05	9,8±0,57	12.655±1.069	0,123	-	30,76
TRIP790°C	674± 6	764± 4	14,4±0,01	22,1±0,68	16.886± 608	0,108	0,136	47,44
TRIP830°C	678±15	793±17	15,8±1,30	24,5±2,06	19.317±1.850	0,106	0,145	53,49

Çekme testi sonuçlarından elde edilen uzama ve mukavemet değerlerine baktığımızda 780°C’de interkritik tavlama yapılan DP çeliğinde >800 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%10 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. 800°C’de interkritik tavlama yapılan DP çeliğinde >950 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%11 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. Gerilme-gerinme diyagramlarında bakıldığında 780°C’de interkritik tavlama ile üretilen çeliğin %uzama değerinin, 800°C’de interkritik tavlama ile üretilen çelikten daha fazla olması gerektiği öngörülebilmektedir. Fakat 800°C’de interkritik tavlama ile üretilen DP çeliğinin mukavemet ve %uzama değerleri daha yüksektir. Bu uzama değerlerinin nedenlerinden biri, Jahanara vd. [122], Mazinani vd. [123] çalışmalarında da

belirtildiği gibi homojen olmayan martenzit/beynit adalarının varlığıdır. Diğer bir nedeni ise açık atmosferde yapılan dökümler sonrası döküm kompozisyonunun P ve S kalıntıları içermesidir. Bu mukavemet ve uzama değerleri DP ve FB çeliklerinin mekanik değerlerine denk gelmektedir.

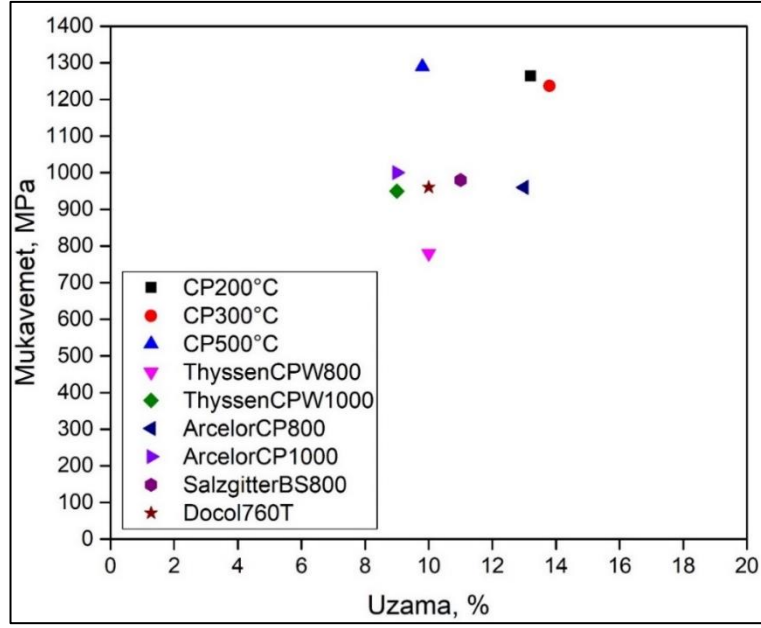
Çevrimli ısı işleme yapılan DP çeliklerini incelediğimizde, 800°C’de interkritik tavlama sonrası >650 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%20 kopma uzaması değerleri, 900°C’de interkritik tavlama sonrası >750 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%16 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. Bu değerler ile ticari FB çeliklerinin mekanik özelliklerine ulaşıldığı tespit edilmiştir. Şekil 4.62’de tez kapsamında elde edilen DP çeliklerinin ticari çelikler ile kıyaslaması verilmiştir.



Şekil 4.62. Tez kapsamında elde edilen DP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması

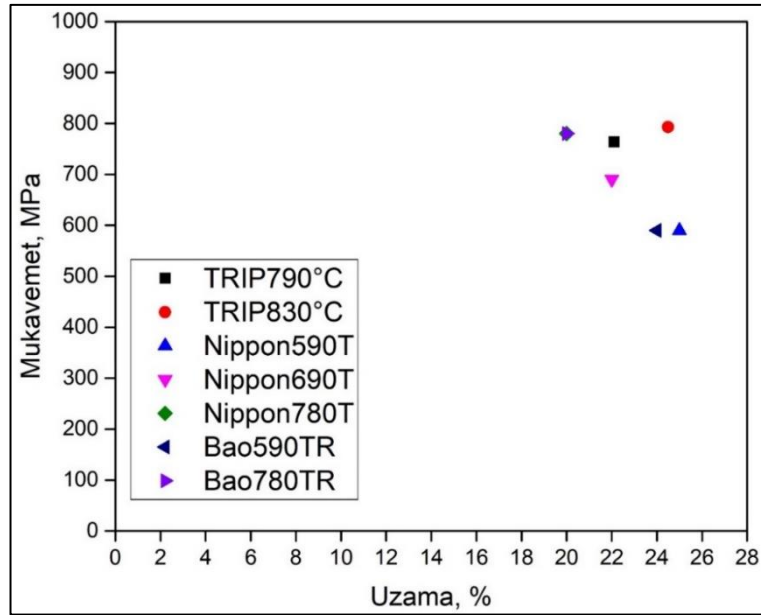
200°C’de izotermal tavlama yapılan CP çeliğinde >1250 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%13 kopma uzaması, 300°C’de izotermal tavlama yapılan CP çeliğinde >1200 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte >%14 kopma uzaması ve 500°C’de izotermal tavlama yapılan CP çeliğinde >1250 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte %10 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. Şekil 4.63’te tez kapsamında elde edilen bu çeliklerin ticari çelikler ile kıyaslaması verilmiştir.





Şekil 4.63. Tez kapsamında elde edilen CP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması

790°C’de interkritik tavlama yapılan TRIP çeliğinde >750 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte %22 kopma uzaması, 830°C’de interkritik tavlama yapılan TRIP çeliğinde >780 MPa seviyesinde çekme mukavemeti ile birlikte %24 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. Elde edilen bu değerler Şekil 4.64’te ticari çelikler ile kıyaslama yapılmıştır.



Şekil 4.64. Tez kapsamında elde edilen TRIP çelikleri ve sıcak haddelenmiş ticari çeliklerin kıyaslanması

## 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez kapsamında kimyasal kompozisyonları tasarlanan ve dökümleri gerçekleştirilen DP, CP ve TRIP çeliklerine uygulanan farklı ısıl işlem parametrelerinin ve sıcak haddeleme simülasyonu olan deformasyonlu dilatometre testlerinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir. Bu ısıl işlem deneyleri ve dilatometre testleri sonrası elde edilen sonuçlar ile sıcak haddeleme sonrası plakalara farklı sıcaklıklarda interkritik tavlama ve izotermal tavlama işlemleri uygulanmıştır.

Isıl işlemlerde amaç DP ve TRIP çeliği için interkritik tavlama işlemi ile poligonal ferrit oluşumunun, CP ve TRIP çeliklerinde izotermal tavlama işlemi ile beynit bölgesinde tutma ile beynit dönüşümünün simüle edilmesidir. Bu amaçla dökümleri yapılan DP, CP ve TRIP çeliklerinde Thermo-Calc ve DICTRA ile kritik sıcaklıklar, fazların hacimsel miktarları ve östenit/ferrit arayüzeyinde gerçekleşen element paylaşımları hesaplanmıştır. 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 780-840°C sıcaklık aralığı ve TRIP çeliği için 790-830 °C sıcaklık aralığı denenmiştir. CP çeliği interkritik tavlama hedefi bulunmamaktadır. 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. Belirlenen bu sıcaklıklar ile sıcak haddeleme simülasyonu yapmak amacıyla deformasyonlu dilatometre testleri gerçekleştirilmiştir.

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 yapılsa bile laboratuvar ölçekte üretim yapıldığından sıcak haddeleme ile ilgili yine başka sorunlar bulunmaktadır. Sıcak haddelemedeki ezme oranları ile laboratuvar ölçekteki ezme oranları aynı olmamaktadır. Endüstride slab kalınlığından nihai kalınlıklara sıcak haddeleme sonucunda ulaşılan deformasyon oranı daha yüksektir.

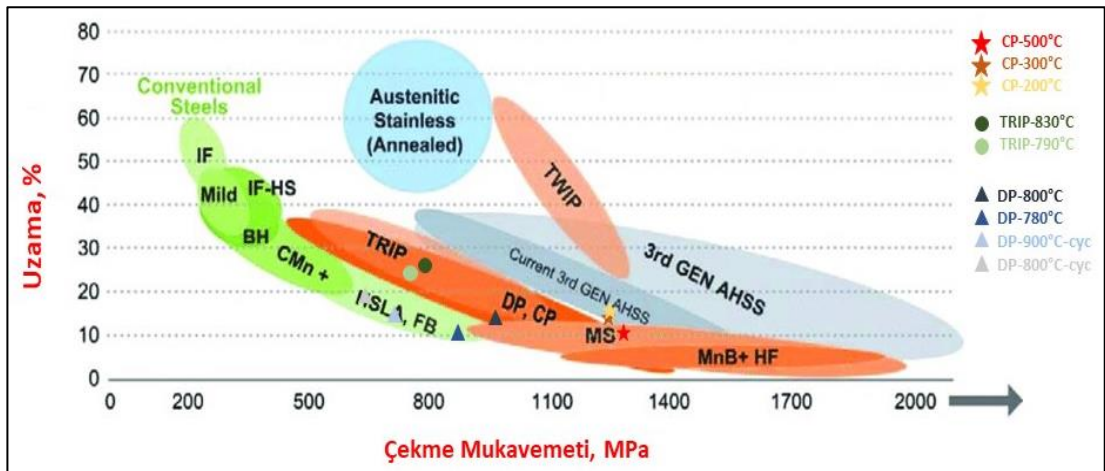
Ancak yine de tüm deneysel çelik tipleri için mekanik özellikler, dilatometre test numuneleri ve çekme testi numunelerine ait mekanik özellikler tablolarında verilen değerlere göre karşılaştırma yapıldığında ticari AHSS kalitelerine benzer mekanik özellikleri sağlamaktadır

Sıcak haddeleme sonrası 780°C ve 800°C'de interkritik tavlama yapılarak iki farklı DP çeliği elde edilmiştir. Elde edilen bu DP çeliklerine baktığımızda ferrit + martenzit yapısının dışında beynit yapısının da var olduğu görülmektedir. Bunun nedeni, düşük karbon oranına bağlı olarak beynit dönüşümünün ötelenememesidir. Tez kapsamında gerçekleştirilen bir diğer özgün taraf ise DP çeliğinde çevrimli bir ısıl işlem ile ince taneli bir mikroyapı eldesi amaçlanmıştır. Çevrimli ısıl işlem ile üretilen DP çeliği ve çevrimsiz ısıl işlem ile üretilen DP çeliklerini kıyasladığımızda çevrimli ısıl işlem ile tane boyutlarının çevrimsiz ısıl işleme göre daha küçük olduğu görülmektedir. 800°C'de çevrimli ısıl işlem ile üretilen DP çeliğinin mikroyapısı incelendiğinde yeniden östenit çekirdeklenmesi için sürelerin kısa olduğu görülmektedir. Mikroyapısının poligonal ferrit ve dönüşmemiş kalıntı östenit-martenzit/östenit bölgelerinden oluştuğu görülmektedir. 900°C'de çevrimli ısıl işlem ile üretilen çeliğin mikroyapısı incelendiğinde A<sub>3</sub> sıcaklığının üzerine çıkıldığı için östenit dönüşümünün kısa sürede gerçekleştiği ve yapının soğutma sonrası ferrit + martenzit yapısına dönüştüğü ve bir miktar kalıntı östenit içerdiği görülmektedir. CP çeliklerinde sıcak haddeleme sonrası A<sub>3</sub> sıcaklığının üzerinden izotermal tavlama sıcaklıklarına havada soğutulmuş olarak izotermal bekleme sonrası nihai mikroyapılar elde edilmiştir. CP çeliği üretimi için 3 farklı izotermal tavlama sıcaklığı belirlenmiş ve bu 3 sıcaklık Ms sıcaklığının üzerinde 500°C'de, yaklaşık Ms sıcaklığında 300°C'de ve Ms sıcaklığının altında 200°C'de olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Mikroyapılarının genel olarak beynitik olmasının yanı sıra, bir miktar soğumaya bağlı olarak ferrit ve malzemenin mangan, krom ve molibden içeriğinden kaynaklı olarak sertleşebilirliğinin fazla olması martenzit dönüşümünü desteklemektedir. TRIP çeliklerinde sıcak haddeleme sonrası interkritik tavlama sıcaklığı olarak 790°C ve 830°C seçilmiş, interkritik tavlama sonrası 450°C'deki çinko banyosunda izotermal tavlama yapılmıştır. DP ve TRIP çeliklerinde sıcak haddeleme bitiş sıcaklığının belirlenen interkritik tavlama sıcaklıklarında olması üretimdeki en büyük sorunlardandır. Buradaki soğuma kontrolü zordur. 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. TRIP çeliklerinin mikroyapıları ve faz oranları incelendiğinde hedef olan %50 ferrit oranlarında olduğu ve yapıların ticari TRIP çeliklerine benzer şekilde poligonal ferrit, beyrit ve kalıntı östenitten oluştuğu görülmektedir.

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. DP çeliklerinde ticari olarak sıcak haddelenmiş en yüksek DP780 kalite olduğu bilinmektedir. Bu tez çalışması kapsamında DP590, DP780 kalite elde edilen DP çelikleri dışında daha yüksek bir kalite olan DP1000 kalite çelikler elde edilmiştir. CP çeliklerinde ticari olarak sıcak haddelenmiş en yüksek CP1000 kalite olduğu bilinmektedir. Bu tez kapsamında 3 farklı mikroyapı ve mekanik özelliğe sahip CP1200 kalite çelikler elde edilmiştir. TRIP çeliklerinde 2 farklı uzamaya sahip TRIP780 kalite çelikler elde edilmiştir. Genel olarak mukavemet seviyeleri ticari çeliklerle benzer veya daha yüksek iken kopma uzaması değerleri ticari çeliklere kıyasla bir miktar düşüktür. Bunun nedeni, atmosferik koşullarda döküm ile gerçekleştirilen üretimde karşılaşılan sorunlardan biri olan kalıntı ve gözenek oluşumudur.

Elde edilen bu mukavemet ve uzama değerleri tipik bir muz eğrisi üzerinde Şekil 5.1'de gösterilmiştir.



Şekil 5.1. Tez kapsamında üretilen çeliklerin mukavemet-uzama diyagramında gösterimi

DP eliklerinde MPa\*% değerleri yaklaşık 8.000-15000 MPa\*% arasında, CP eliklerinde MPa\*% değerleri yaklaşık 11.000-19000 MPa\*% arasında, TRIP eliklerinde MPa\*% değerleri yaklaşık 16.000-21.000 MPa\*% arasında değerler elde edilmiştir.

Bu tez kapsamında deneysel çalışmalar neticesinde elde edilen sonuçlara göre laboratuvar ölçeğinde üretilen DP, CP ve TRIP eliklerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırıldığında ticari elik kaliteleri ile benzer mekanik özellik ve mikroyapıya sahip olduğu görülmektedir. Çalışmada yer alan ve üretimi gerçekleştirilen çelikler, güncel olarak yerli üretimi bulunmayan çeliklerdir. Bu eliklerin ülkemizde güncel olarak üretilen yassı çeliklere kıyasla katma değeri daha yüksektir. Bu nedenle yapılan çalışmaların özellikle otomotiv sektöründe sıcak haddelenmiş çeliklere duyulan ihtiyaı karşılamaya yönelik katkısı olabileceği düşünülmektedir. Sıcak haddelenmiş bu çelikler otomotiv sektörü dışında beyaz eşya sektöründe de kaplamasız olarakta kullanılmaktadır.

## KAYNAKLAR

- [1] Nanda T., Singh V., Chakraborty A., Sharma S., Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties, *Journal of Materials Design and Applications*, 2016, **233**(2), 209-238
- [2] Caballero F., Garcia-Mateo C., Cornide J., Allain S., Puerta J., Crouvizer M., Lindgren L. E., New Advanced Ultra High Strength Bainitic Steels: Ductility and Formability, *Res. Fund Coal Steel Eur. Commision*, 2013, 1-124.
- [3] Li Z. H., Ren J. K., Wang C., Wang X., Misra R. D. K., Wang G. D., Design of a cold-rolled novel advanced high-strength steel: An analysis of microstructural evolution and mechanical properties, *Materials Characterization*, 2020, **163**, 110265.
- [4] Xia P., Palomar M. S., Sabirov I., Adiabatic heating and energy absorption capability of an advanced high strength steel during drop weight impact testing, *Materials Science and Engineering A*, 2020, **785**, 139382.
- [5] Schmitt J. H., Iung T. (2018). New developments of advanced high-strength steels for automotive applications, *Comptes Rendus Physique*, 2018, **19**(8), 641-656.
- [6] Rossini M., Spena P. R., Cortese L., Matteis P., Firrao D., Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry, *Materials Science and Engineering A*, 2015, **628**, 288-296.
- [7] Frómeta D., Lara A., Molas S., Casellas D., Rehrl J., Suppan C., Calvo J., On the correlation between fracture toughness and crash resistance of advanced high strength steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 2019, **205**, 319-332.
- [8] Ennis B. L., Jimenez-Melero E., Atzema E. H., Krugla M., Azeem M. A., Rowley D., Lee P. D., Metastable austenite driven work-hardening behaviour in a TRIP-assisted dual phase steel, *International Journal of Plasticity*, 2017, **88**, 126-139.
- [9] Contreras A., López A., Gutiérrez E. J., Fernández B., Salinas A., Deaquino R., Cruz R., An approach for the design of multiphase advanced high-strength steels based on the behavior of CCT diagrams simulated from the intercritical temperature range, *Materials Science and Engineering: A*, 2020, **772**, 138708



- [10] Ennis B., A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels, *arXiv preprint arXiv:1604.06485*, 2020.
- [11] Khaire M., Role of Bearings in New Generation Automotive Vehicles: Powertrain, *In Automotive System Engineering-New Methods and Optimal Solutions*, IntechOpen, DOI: <http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.94222>.
- [12] Rapp S., Heimicke J., Weber J., Albers A., Development of strategic guidelines for agile Parts Maturity Management of engine subsystems in the automotive industry during series ramp-up. *DS 101: Proceedings of NordDesign*, Denmark, 1-12, 2020.
- [13] Khan A. M., Blackburn T. D., AUTILE Framework: An AUTOSAR Driven Agile Development Methodology to Reduce Automotive Software Defects, *IEEE Systems Journal*, 2020.
- [14] Gonzalez de Oliveira R., Raghupatruni I., Hamman A., Henkel A., Virtual Verification of Cause-Effect Chains in Automotive Cyber-Physical Systems, 21. Internationales Stuttgarter Symposium, 12, Springer.
- [15] Weiß Y., Kamm S., Upskilling for “Purchasing 4.0”. In *The Nature of Purchasing*, 77-88, Springer, 2020.
- [16] Yang J., Xie H., Yu G., Liu M., Achieving a just-in-time supply chain: The role of supply chain intelligence, *International Journal of Production Economics*, 2021, **231**, 107878.
- [17] Chau K. Y., Tang Y. M., Liu X., Ip Y. K., Tao Y., Investigation of critical success factors for improving supply chain quality management in manufacturing, *Enterprise Information Systems*, 2021, 1-20.
- [18] Afolalu S. A., Oladipupo S., Ongbali S. O., Abioye A. A., Abdulkareem A., Udo M. O., Ajayi O. O., Queueing Theory an Index Factor for Production Inventory Control in Automotive Industry—A Review, *Trends in Manufacturing and Engineering Management*, 2021, 853-860.
- [19] Pató B. S. G., Herczeg M., The Effect of the Covid-19 on the Automotive Supply Chains, *Studia Universitatis Babeş-Bolyai Oeconomica*, 2020, **65**(2), 1-11. DOI: 10.2478/subboec-2020-0006.
- [20] Belhadi A., Kamble S., Jabbour C. J. C., Gunasekaran A., Ndubisi N. O., Venkatesh M., Manufacturing and service supply chain resilience to the COVID-19 outbreak: Lessons learned from the automobile and airline industries, *Technological Forecasting and Social Change*, 2021, **163**, 120447.
- [21] Zulkifli N. A., Yazid M. F. M., Shamsudin M. F., How will the market players in the automotive industry strengthen their market positioning during the pandemic Covid-19 outbreak and recession, *Journal of Postgraduate Current Business Research*, 2020, **1**(1).

- [22] Caballero F.G., Allain S., Comide J., Puerta Velasquez J.D., Garcia-Mateo C., Miller M.K., Design of Cold Rolled and Continuous Annealed Carbide-Free Bainitic Steels, *Materials and Design*, 2013, **49**, 667-680.
- [23] Pinto da Silva E., Phase Transformation in Advanced High Strength Steels during Austenite Decomposition at Low Temperatures, *Doktora Tezi, Universiteit Gent, Faculteit Ingenieurswetenschappen en Architectuur, Gent*, 2016.
- [24] Panich S., Uthaisangasuk V., Suranuntchai S., Jirathearanat S., Investigation of Anisotropic Plastic Deformation of Advanced High Strength Steel, *Materials Science & Engineering A*, 2014, **592**, 207-220.
- [25] Xue J., Zhao Z., Bin C., Liu X., Wu H., Li H., Xiong W., Effects of Rolling and Coiling Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled High Strength Complex Phase Steel, *Materials Research Express*, 2019, **6** (9).
- [26] Singh S., Nanda T., A Review: Production of Third Generation Advance High Strength Steels, *International Journal for Scientific Research & Development*, 2014, **2**(9), 388-392.
- [27] Hu J., Du L.X., Wang J.J., Sun Q.Y., Cooling Process and Mechanical Properties Design of Hot-Rolled Low Carbon High Strength Microalloyed Steel for Automotive Wheel Usage, *Materials and Design*, 2014, **53**, 332-337.
- [28] Lesch C., Kwiaton N., Klose F.B., Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments, *Steel Research International*, 2017, **87**, 1-21.
- [29] ULSAS, [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org)
- [30] FutureSteelVehicle, Phase I, [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org)
- [31] Calderon M.I.D., Mechanical Properties of Advanced High-Strength Steels Produced via Quenching and Partitioning, *Doktora Tezi, Universidad Carlos III de Madrid, Departamento de Ciencia e Ingenieria de Materiales e Ingenieria Quimica, Madrid*, 2015.
- [32] Eren B., Barış Ç., Murat G., New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints, *International Journal of Scientific and Technological Research*, 2016, **2**(1), 50-62.
- [33] Wang L., Speer J.G., Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment, *Metallography, Microstructure and Analysis*, 2013, **2**(4), 268-281.
- [34] Speer J., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G., Carbon Partitioning into Austenite After Martensite Transformation, *Acta Materialia*, 2003, **51**, 2611-2622.

- [35] 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.
- [36] Sugimoto K., Hojo T., Kobayashi J., Critical Assessment 29: TRIP-aided Bainitic Ferrite Steels, *Materials Science and Technology*, 2017, **33**(17), 2005-2009.
- [37] Bachmaier A., Hausmann K., Krizan D., Pichler A., Development of TBF Steels with 980 MPa Tensile Strength for Automotive Applications: Microstructure and Mechanical Properties, *International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels*, Colorado, USA, 2013.
- [38] Hausmann K., Krizan D., Spiradek-Hahn K., Pichler A., Werner E., The Influence of Nb on Transformation Behavior and Mechanical Properties of TRIP-assisted Bainitic-Ferritic Sheet Steels, *Materials Science & Engineering A*, 2013, **588**, 142-150.
- [39] Matsuno T., Yoshioka T. Watanabe I., Alves L., Three-Dimensional Finite Element Analysis of Representative Volume Elements for Characterizing the Effects of Martensite Elongation and Banding on Tensile Strength of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, **163**, 105-133.
- [40] Allam T.M.A., Direct Hot Rolled Dual Phase Weathering Steel, *Doktora Tezi*, RWTH Aachen University, Von der Fakultat für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch, Aachen, 2015.
- [41] Balbi M., Alvarez-Armas I., Armas A., Effect of Holding Time at an Intercritical Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of a Ferrite-Martensite Dual Phase Steel, *Materials Science & Engineering A*, 2018, **733**, 1-8.
- [42] Li C.N., Li X.L., Yuan G., Misra R.D.K., Kang J., Wang G.D., Precipitation Behavior and Mechanical Properties of a Hot Rolled Ti-Bearing Dual Phase Steel, *Materials Science & Engineering A*, 2016, **673**, 213-221.
- [43] Li Y., Song R., Jiang L., Zhao Z., Deformation response of 1200 MPa Martensite-Ferrite Dual-Phase Steel Under High Strain Rates, *Materials Science & Engineering A*, 2019, **750**, 40-44.
- [44] Li Y., Song R., Jiang L., Zhao Z., Strength response of 1200 MPa Martensite-Ferrite Dual-Phase Steel Under High Strain Rates, *Scripta Materialia*, 2019, **164**, 21-24.
- [45] Das H., Mondal M., Hong S.T., Lim Y., Lee K.J., Comparison of Microstructural and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Ultra-High Strength Dual Phase and Complex Phase Steel, *Materials Characterization*, 2018, **139**, 428-436.

- [46] Advanced High-Strength Steels-Application Guidelines, WorldAutoSteel, 2017.
- [47] Bleck W., Hömberg D., Prah U., Suwanpinij P., Togobytska N., Optimal Control of a Cooling Line for Production of Hot Rolled Dual Phase Steel, *Steel Research International*, 2014, **85**(9), 1328-1333.
- [48] Rana R., Singh S.B., *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, 1<sup>st</sup> ed., Woodhead Publishing, İngiltere, 2017.
- [49] ThyssenKrupp, Product Information for Dual-Phase Steels, Katalog.
- [50] ArcelorMittal, Hot-Rolled Steel, Katalog.
- [51] Nippon Steel, Hot-Rolled Steel Sheets and Coils, Katalog.
- [52] POSCO, Automotive Steel, Katalog, 2018.
- [53] Salzgitter, Hot-Rolled Products, Katalog.
- [54] BAOSTEEL, Hot-Rolled High Strength Steel for Automobile, Katalog.
- [55] Liu L., He B., Huang M., The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels, *Advanced Engineering Materials*, 2018, **20**(6), 1-17.
- [56] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties*, 1<sup>st</sup> ed., Springer International Publishing, İsviçre, 2015.
- [57] Mesplont C., *Phase Transformations and Microstructure-Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels*, Doktora Tezi, Universiteit Gent, Faculteit Toegepaste Wetenschappen Vakgroep Metallurgie en Materiaalkunde, Gent. 2002.
- [58] Xue J., Zhao Z., Mo Z., Li H., Wu H., Xiong W., Tang D., Effect of Microstructural Evolution and Fractographic Properties on Hole Expandability of Hot Rolling Complex Phase Steel with Different Coiling Temperature, *Materials Research Express*, 2019.
- [59] Voestalpine, Complex-Phase Steels, Katalog.
- [60] DOCOL, CP800 Steel, Katalog.
- [61] Wang H., Kang J., Dou W., Zhang, Y., Yuan G., Cao G., Misra R.D.K., Wang G., Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled and Heat-Treated TRIP Steel with Direct Quenching Process, *Materials Science & Engineering A*, 2017, **702**, 350-359.
- [62] Palma-Elvira E.D., Garnica-Gonzalez P., Pasheco-Cedeno J.S., Cruz Rivera J.J., Ramos-Azpeitia M., Garay-Reyes C.G., Hernandez-Rivera J.L.,

Microstructural Development and Mechanical Properties During Hot Rolling and Annealing of an Automotive Steel Combining TRIP/TWIP effects, *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, **798**, 45-52.

- [63] Wassermann G., Untersuchungen an einer Eisen- Nickel- Legierung über die Verformbarkeit während der  $\gamma$ -  $\alpha$ - Umwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 1937, **10**(7), 321-325
- [64] Zackay V. F., Parker E. R., Fahr D., Busch R., The enhancement of ductility in high-strength steels. *ASM Trans Quart*, 1967, **60**(2), 252-259.
- [65] Hilditch T.B., de Souza T., Hodgson P.D., Properties and Automotive Applications of Advanced High-Strength Steels (AHSS), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, 1<sup>st</sup> ed, Woodhead Publishing, Ingiltere, 9-28, 2015.
- [66] Liu J., Zhang Z., Zhu F., Li Y., Manabe K., Effect of Cooling Method on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled C-Si-Mn TRIP Steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, 2012, **19**(1), 41-46.
- [67] Suwanpinij P., Li X., Prahl U., Bleck W., Modeling Bainite Transformation and Retained Austenite in Hot Rolled TRIP Steel by Instantaneous Carbon Enrichment, *Steel Research International*, 2017, **88**(12), 1-11.
- [68] Shao C., Hui W., Zhang Y., Zhao X., Weng Y., Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Medium-Mn Steel Containing %3 Aluminum, *Materials Science & Engineering A*, 2017, **682**, 45-53.
- [69] Stahl–Automotive, T., High–Strength steel for lightweight auto body manufacture. Thyssen Krupp Stahl AG, 2003.
- [70] Hallberg H., Håkansson P., Ristinmaa M. (2007). A constitutive model for the formation of martensite in austenitic steels under large strain plasticity. *International Journal of Plasticity*, 2007, **23**(7), 1213-1239.
- [71] Christodoulou P. I., Effect of retained austenite transformation on the fatigue behaviour of aluminum containing TRIP steels, Doctoral dissertation, University of Thessaly, 2017.
- [72] Perlade A., Bouaziz O., Furnemont Q., A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour, *Materials Science and Engineering: A*, 2003, **356**(1-2), 145-152.
- [73] Krizan D., Steineder K., Kaar S., Hebesberger T., Development of Third Generation Advanced High Strength Steels for Automotive Applications, 19<sup>th</sup> International Scientific Conference, Vladivostok, Russian Federation, 2-4 October, 2018.
- [74] Thibaud S., Boudeau N., Gelin J.C., TRIP steel: Plastic Behaviour Modelling and Influence on Functional Behaviour, *Journal of Materials Processing*

Technology, 2006, **177**, 433-438.

- [75] Kim B.N., Design and Modelling of Ultra-High Strength Steels: Nanoprecipitation and Plasticity, Doktora Tezi, University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, İngiltere, 2013.
- [76] Celada-Casero C., Sietsma J., Santofimia M.J., The Role of the Austenite Grain Size in the Martensitic Transformation in Low Carbon Steels, Materials and Design, 2019, **167**.
- [77] Lee S.J., Lee Y.K., Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel, Materials Science Forum, 2005, **475-479**, 3169-3172.
- [78] Cai J., Modelling of Phase Transformation in Hot Stamping of Boron Steel, Doktora Tezi, Imperial College London, Department of Mechanical Engineering, UK, 2011.
- [79] Dutta T., Das D., Banerjee S., Saha S.K., Datta S., An Automated Morphological Classification of Ferrite-Martensite Dual-Phase Microstructures, Measurement, 2019, **137**, 595-603
- [80] Pushkareva I., Microstructural Evolution of Dual Phase Steel: Improvement of Damage Resistance, Doktora Tezi, Universite De Lorraine, Institut National Polytechnique de Lorraine, France, 2009.
- [81] Pereloma E., Edmonds D.V., Phase Transformations in Steels Volume 1: Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations, 1<sup>st</sup> ed., Woodhead Publishing, UK, 2012.
- [82] Soliman M., Phase Transformation and Mechanical Properties of New Austenite-Stabilised Bainite Steels, Doktora Tezi, Technischen Universität Clausthal, Institut für Metallurgie, Clausthal-Zellerfeld, 2007.
- [83] Yang Z.G., Fang H.S., An overview on Bainite Formation in Steels, Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2005, **9**, 277-286.
- [84] Bhadeshia H.K.D.H., Bainite in The Steel-Transformation, Microstructure and Properties, 3<sup>rd</sup> ed., University of Cambridge, UK, 2006.
- [85] Fielding L. C. D., The bainite controversy, *Materials Science and Technology*, 2013, **29(4)**, 383-399.
- [86] Ali T., Ultra Yüksek Mukavemetli Beynitik-Östenitik Çelik Alaşımlarının Geliştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2019.
- [87] Wirths V., Prozessführung und Zyklisches Werkstoffverhalten von Karbidfreien Bainitischen Stählen, Doktora Tezi, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Von der Fakultät für Georesourcen und



Materialtechnik, Aachen, 2016.

- [88] Bhadeshia H. K. D. H., Christian, J. W., Bainite in steels, *Metallurgical transactions A*, 1990, **21**(3), 767-797.
- [89] Matsuda H., Bhadeshia H.K.D.H., Kinetics of the Bainite Transformation, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2004, **460**(2046), 1707-1722.
- [90] Suikkanen P., Development and Processing of Low Carbon Bainitic Steel, Doktora Tezi, Universitatis Ouluensis, Faculty of Technology Pohjois-Pohjanmaa, 2009.
- [91] Zajac S., Komenda J., Morris P., Dierickx P., Matera S., Diaz P. F., Quantitative structure-property relationships for complex bainitic steels, ECSC247, Draft Final Report, 2004.
- [92] Pereloma E., Edmonds D.V., Phase Transformations in Steels Volume 2: Diffusionless Transformations High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques, 1<sup>st</sup> ed., Woodhead Publishing, UK, 2012.
- [93] 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**, 219-237.
- [94] Kostorz G., Phase Transformations in Materials, 1<sup>st</sup> ed., WILEY-VCH, Germany, 2001.
- [95] Oğuz G.B., Orta Karbonlu Dual Fazlı Çeliklerde Faz Dönüşümlerinin Termodinamik Modellenmesi ve Mikroyapısal Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2014.
- [96] Cha S.C., Hong S.H., Kim M.Y., Park J., Shim J.H., Jung W.S., Rath M., Kozeschnik E., CALPHAD-based Alloy Design for Advanced Automotive Steels – Part II: Compositional and Microstructural Modification for Advanced Carburizing Steels, *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2016, **54**, 172-180.
- [97] Diffusion Module (DICTRA) Quick Start Guide, 2018.
- [98] TS EN ISO 6892-1, Metalik Malzemeler – Çekme Deneyi-Bölüm 1, Türk Standartı.
- [99] Suehiro M., Senuma T., Yada H., Matsumura Y., Ariyoshi T., A kinetic model for phase transformations of low carbon steels during continuous cooling, *Tetsu-to-Hagané*, 1987, **73**(8), 1026-1033.
- [100] Zhao J., Continuous cooling transformations in steels, *Materials science and technology*, 1992, **8**(11), 997-1003.

- [101] Kunitake T., Okada Y., The estimation of bainite transformation temperatures in steels by the empirical formulas, *Tetsu-to-Hagane*, 1988, **84**(2), 137-141.
- [102] Lee Y. K., Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels, *Journal of materials science letters*, 2002, **21**(16), 1253-1255.
- [103] Kirkaldy J. S., Venugopalan D., Phase transformations in ferrous alloys, In AIME 1988, 125-148.
- [104] Steven W., The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels, some effects of chemical composition, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1956, **183**, 349-359.
- [105] Zhao Z., Liu C., Liu Y., Northwood D. O., A new empirical formula for the bainite upper temperature limit of steel, *Journal of materials science*, 2001, **36**(20), 5045-5056.
- [106] Payson P., Martensite reactions in alloy steels, *Transactions of American Society for Metals*, 1944, **33**, 261-280.
- [107] Carapella L. A., Computing A<sub>1</sub> or Ms (transformation temperature on quenching) from analysis, *Metal Progress*, 1944, **46**(1), 108.
- [108] 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.
- [109] Grange R. A., Stewart H. M., The Temperature Range of Martensite Formation, *Metals Tech*, 1946, **13**(4).
- [110] Nehrenberg A. E., Trans. AIME, 1946, **167**, 494.
- [111] Andrews K. W., Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, 1965, 721-727.
- [112] Mohrbacher H., Yang J. R., Chen Y. W., Rehr J., Hebesberger T., Metallurgical effects of niobium in dual phase steel, *Metals*, 2020, **10**(4), 504.
- [113] Erdoğ an M., The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steels, *Journal of Materials Science*, 2002, **37**(17), 3623-3630.
- [114] Gomez M., Garcia C. I., Deardo A. J., The role of new ferrite on retained austenite stabilization in Al-TRIP steels, *ISIJ international*, 2010, **50**(1), 139-146.
- [115] Frómeta D., Parareda S., Lara A., Molas S., Casellas D., Jonsén P., Calvo J., Identification of fracture toughness parameters to understand the fracture resistance of advanced high strength sheet steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 2020, **229**, 106949.

- [116] Zajac S., Schwinn V., Tacke K. H., Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels, *In Materials Science Forum*, 2005, **500**, 387-394.
- [117] Navarro-López A., Hidalgo, J., Sietsma J., Santofimia M. J., Characterization of bainitic/martensitic structures formed in isothermal treatments below the Ms temperature, *Materials Characterization*, 2017, **128**, 248-256.
- [118] Grajcar A., Krztoń H., Effect of isothermal bainitic transformation temperature on retained austenite fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type steel, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2009, **35(2)**, 169-176.
- [119] Xiong Z. P., Kostryzhev A. G., Saleh A. A., Chen L., Pereloma E. V., Microstructures and mechanical properties of TRIP steel produced by strip casting simulated in the laboratory, *Materials Science and Engineering: A*, 2016, **664**, 26-42.
- [120] McDermid J. R., Dionne S., Dremailova O., Voyzelle B., Essadiqi E., Baril E., Goodwin F. E., The Effect of Continuous Galvanizing Process Parameters on the User Properties of Hot-Rolled Transformation Induced Plasticity Steels, SAE Technical Paper, 2005.
- [121] Kasberger R. 'Lokale Verformungsanalyse an einem TRIP-Stahl', Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, Austria, 2012.
- [122] Jahanara A. H., Mazaheri Y., Sheikhi M., Correlation of ferrite and martensite micromechanical behavior with mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2019, **764**, 138206.
- [123] Mazinani M., Poole W. J., Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel, *Metallurgical and materials transactions A*, 2007, **38(2)**, 328-339.

## KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

- [1] **Barutçuoğlu B.**, Çöl M., Erişir E., Koç F. G., The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties in Dual Phase Steels, 4th International Iron & Steel Symposium (UDCS'19), *Karabük*, Turkey, 4-6 April, 2019.
- [2] **Barutçuoğlu B.**, Bilir O. G., Ararat Ö., Erişir E., A Study on the Microstructural Changes in of Hot Rolled Complex Phase Steels, 3rd International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (IMSMATEC'20), *İstanbul*, Turkey, 24-26 June, 2020.
- [3] **Barutçuoğlu B.**, Koç F.G., Casting and Characterization of High Alloyed White Cast Iron with Cobalt Additives, 5th International Iron & Steel Symposium (UDCS'21), *Karabük*, Turkey, 4-6 April, 2021.

## **ÖZGEÇMİŞ**

İlk, orta ve lise öğrenimini İstanbul'da tamamladı. 2014 yılında başladığı Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2018 yılında Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak mezun oldu. Aynı yıl içerisinde Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimine başladı. 2019 yılından itibaren OBER AR-Ge Teknolojileri İmalat San. ve Tic. Ltd. Şirketinde, Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak görev yapmaktadır.