KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ULTRA İNCE TANELİ VE MİKROALAŞIMLI TRIP KATKILI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE ÇOK FAZLI MİKROYAPI TASARIMI

YUNUS EMRE SÖZER

KOCAELİ 2019

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ULTRA İNCE TANELİ VE MİKROALAŞIMLI TRIP KATKILI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE ÇOK FAZLI MİKROYAPI TASARIMI

YUNUS EMRE SÖZER

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

Prof.Dr.Muzaffer ZEREN
Jüri Üyesi, **Kocaeli Üniversitesi** .....

Dr.Öğr.Üyesi Ekrem ALTUNCU
Jüri Üyesi, **Sakarya Uyg. Bil. Üniversitesi** .....

Tezin Savunulduğu Tarih: 01.07.2019

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması, ülkemizin yüksek nitelikli çelik ihtiyacına yönelik olarak ultra ince tane yapısına sahip sıcak haddelenmiş üçüncü nesil AHSS gurubu TBF çeliklerinin araştırılması ve geliştirilmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir.

Tez çalışmamda desteğini esirgemeyen, çalışmalarıma yön veren, bana güvenen ve yüreklendiren danışmanım Doç. Dr. Ersoy ERİŞİR' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarıma 216M447 numaralı proje kapsamında destek sağlayan TÜBİTAK'a ve Kocaeli Üniversitesi BAP birimine teşekkür ediyorum.

Yüksek lisans öğrenimim boyunca görüşleri ile çalışmalarıma katkıda bulunan, karşılaştığım her zorlukta desteğini ve zamanını esirgemeyen değerli arkadaşım ve iyi bir dost Arş. Gör. Yük. Müh. Oğuz Gürkan BİLİR' e teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamın deneysel aşamalarında katkıda bulunan Dr. Öğr. Üyesi Caner ŞİMŞİR, Arş. Gör. Yük. Müh. Özge ARARAT ve Ayşe KAVRUK'a teşekkür ediyorum.

Tez çalışmalarıma verdikleri destek için ERDEMİR Satınalma Yöneticisi Sn. Halit ARMAĞAN' a ve değerli arkadaşlarım ERDEMİR AR-GE Proje Yöneticileri Sn. Zafer ÇETİN ve Sn. Selda DALDAL' a teşekkürlerimi sunarım.

Eğitim hayatım boyunca bana güç veren en büyük destekçilerim, her aşamada sıkıntılarımı ve mutluluklarımı paylaşan sevgili babam Yusuf SÖZER, annem Sevla SÖZER ve ağabeyim Celaleddin SÖZER' e teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışmamı hayatımdaki en değerli varlıklarım, sevgili eşim Nagihan SÖZER ve biricik oğlum Alperen SÖZER' e ithaf ediyorum.

Temmuz – 2019 Yunus Emre SÖZER

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ iv
TABLOLAR DİZİNİ x
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ xi
ÖZET xii
ABSTRACT xiii
GİRİŞ 1
1. ÜÇÜNCÜ NESİL AHSS ÇELİKLERİ 3
1.1. Çok Fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumu 6
1.1.1. Termomekanik işlemin östenite etkisi 9
1.1.2. Sıcak haddelemede faz dönüşümleri 12
1.2. TBF Çelikleri 14
1.2.1. TBF çeliklerinin mekanik özellikleri 22
1.2.2. TBF çeliklerinde diğer uygulamalar 26
1.3. Q&P Çelikleri 30
2. ÜÇÜNCÜ NESİL AHSS ÇELİKLERİNİN FİZİKSEL METALURJİSİ 37
2.1. Ferrit 38
2.2. Beynit 38
2.3. Martenzit 41
2.4. Kalıntı Östenit 43
2.5. Ultra İnce Tane Prosesi 47
3. MALZEME VE YÖNTEM 52
3.1. Malzeme Seçimi 52
3.2. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar 53
3.2.1. Thermo-Calc® hesaplamaları 54
3.2.2. JMatPro® hesaplamaları 54
3.3. Döküm ve Sıcak Haddeleme 55
3.4. Dilatometre 56
3.5. Sıcak Basma Testi 56
3.6. Isıl İşlem 59
3.7. Mikroyapısal Karakterizasyon 60
3.7.1. Işık mikroskobu 60
3.7.2. Elektron mikroskobu 60
3.7.3. X-ışını difraksiyonu 61
3.8. Mekanik Testler 62
4. BULGULAR VE TARTIŞMA 64
4.1. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar 64
4.1.1. Thermo-Calc® hesaplamaları 64
4.1.2. JMatPro® hesaplamaları 65
4.2. Dilatometre 69
4.3. Mikroyapısal Karakterizasyon 71
4.3.1. Işık mikroskobu 71

4.3.2. Elektron mikroskobu 75
4.3.2.1. İnterkritik tavlama sıcaklığının etkisi 75
4.3.2.2. İnterkritik tavlama sonrası izotermal bekleme ile mikroyapı oluşumu 78
4.3.3. X-ışını difraksiyonu 79
4.4. Mekanik Testler 82
4.4.1. Vickers sertlik testi 82
4.4.2. Çekme testi 84
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 85
5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon 85
5.2. Mekanik Testler 87
5.3. Öneriler 89
KAYNAKLAR 91
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 97
ÖZGEÇMİŞ 98

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. 2016 model Mazda marka aracın tasarımında kullanılan çeliklerde bir önceki model ile karşılaştırma 3
Şekil 1.2. AHSS türlerinin çekme mukavemetleri ve kopma uzaması değerleri 4
Şekil 1.3. TRIP ve DP çeliklerinin üretim metodu ve mikroyapıları 6
Şekil 1.4. Soğuk haddenmiş bir DP çeliğinin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Klemm 7
Şekil 1.5. DP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesi uygulama bölgeleri 7
Şekil 1.6. Soğuk haddenmiş bir TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Klemm 8
Şekil 1.7. TRIP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesi uygulama bölgeleri 8
Şekil 1.8. Haddeleme sürecinde yeniden kristallenmeye bağlı olarak tane boyutlarının değişimi 9
Şekil 1.9. Yeniden kristallenme için gereken r_{cs} oranının sıcak ve başlangıç östenit tane boyutuna göre değişimi 10
Şekil 1.10. T_{nr} üstünde (kaba hadde) ve altında (nihai hadde) yapılan haddeleme sonucunda oluşan tane yapıları 11
Şekil 1.11. Termomekanik işlem sonrası pankek yapıdaki östenit içerisinde çekirdeklenen ferrit tanecikleri 11
Şekil 1.12. Kaba ve nihai haddeleme sıcaklıkları ve oluşan tane yapıları 12
Şekil 1.13. TRIP ve DP çeliklerinin sıcak haddeleme kademeleri ve bu kademelerde oluşan faz ve fiziksel metalurjik oluşumlar 14
Şekil 1.14. Sıcak haddeleme ile üretilen TRIP ve TBF çeliklerinin ısıl çevrimi 15
Şekil 1.15. Soğuk haddeleme ile üretilen, a) TRIP çeliklerinin ve b) TBF çeliklerinin ısıl çevirimi 15
Şekil 1.16. TRIP katkılı çeliklerde östenit - martenzit dönüşümünün gerilme/gerinme ve sıcaklık ilişkisi şematik gösterimi 16
Şekil 1.17. TBF çeliklerinin diğer çelik sınıfları ile karşılaştırmalı olarak mekanik özellikleri değer aralıkları 17
Şekil 1.18. Bükme yarıçapının mikroyapısal homojenite ile olan ilişkisi 18
Şekil 1.19. Nb miktarının, a) mukavemet-uzama b) mukavemet-delik genişletme oranı üzerine etkisi 19
Şekil 1.20. NXGTM 1200 çeliğine ait nano boyutta ferrit ve çökelti TEM mikroyapı görüntüleri 20
Şekil 1.21. NXGTM 1200 çeliğine ait mikron boyutunda östenit ve nano boyutta çökelti TEM mikroyapı görüntüleri 20
Şekil 1.22. POSCO tarafından geliştirilen SB-TRIP çeliğinin TEM mikroyapı görüntüsü 21

Şekil 1.23. Farklı oranlarda Nb içeren TBF çeliklerinin yaşandırma sıcaklığına göre delik genişletme % uzama grafiği 22
Şekil 1.24. Nb ve Ti mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri 22
Şekil 1.25. a) Beynit hacim miktarının delik genişletme oranına etkisi, b) Martenzit hacim miktarının delik genişletme oranına etkisi 23
Şekil 1.26. Farklı TRIP katkılı çeliklerin ısıl çevrimleri a) TPF b) TAM c) TBF 24
Şekil 1.27. TPF, TBF ve TAM çeliklerine ait mühendislik gerilmesi-gerinmesi diyagramı 24
Şekil 1.28. Geliştirilmiş soğuk haddelenmiş TBF çeliğinin mekanik değerleri 25
Şekil 1.29. a) Geliştirilmiş TBF çeliği SEM mikroyapı görüntüsü b) Geleneksel TBF çeliği SEM mikroyapı görüntüsü 25
Şekil 1.30. Dövme izotermal dönüşüm prosesi ile izotermal dönüşüm prosesinin bekleme sıcaklıklarına göre, a) kalıntı östenit oranı değişimi b) kalıntı östenit karbon oranı değişimi c) tokluk değişimi 26
Şekil 1.31. 34MnSiCrAlNiMo çeliğine ait TTT diyagramı, UB: üst beynit, LB: alt beynit, LTB: düşük sıcaklık beynit, M: martenzit, Ms: martenzit başlangıç sıcaklığı 27
Şekil 1.32. 34MnSiCrAlNiMo çeliğinde farklı beynit morfolojileri için mukavemet-tokluk dağılımları 28
Şekil 1.33. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çelikler için ısıl işlem çevrim diyagramı 28
Şekil 1.34. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin mikroyapı görüntüleri, a) % 1,5 Mn içeren numune, b) % 5 Mn içeren numune, yeşil bölgeler temper martenzit, kırmızı bölgeler kalıntı östenit ve gri bölgeler deformasyon sonrası dönüşmüş martenzit 29
Şekil 1.35. % 5 Mn ve % 1,5 Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin farklı deformasyon sıcaklarındaki akma mukavemeti ve akma oranları değişim grafikleri, a) akma mukavemeti b) akma oranı 29
Şekil 1.36. Q&P çeliklerine ait ısıl çevrim proses basamakları ve oluşan fazlar 31
Şekil 1.37. Q&P çeliklerinin diğer çelik sınıfları ile karşılaştırmalı olarak mekanik özellikleri değer aralıkları 31
Şekil 1.38. Q&P çeliğine ait farklı su verme ve paylaştırma sıcaklıklarındaki kalıntı östenit oranı 32
Şekil 1.39. Optimum su verme sıcaklığının kalıntı östenit hacmine göre değişim grafiği, PM: Su verme sıcaklığındaki martenzit, RA: Su verme sıcakığındaki kalıntı östenit, FM: Oda sıcaklığındaki yeni (fresh) martenzit 33
Şekil 1.40. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin mikroyapı görüntüleri, a) Q&P metodu ile üretilen çelik ve b) Q&Q-P metodu ile üretilen çelik 34
Şekil 1.41. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin paylaştırma zamanına göre kalıntı östenit hacim miktarı değişim grafiği 34

Şekil 1.42. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin paylaştırma zamanına göre mekanik değerleri, a) çekme mukavemeti ve b) % uzama değişimi 35
Şekil 1.43. BaoSteel tarafından ticari olarak üretilen ve geliştirilmekte olan Q&P 980 ve Q&P 1180 çeliklerinin mekanik özellikleri 36
Şekil 2.1. Alt beynit ve üst beynit yapılarının oluşumu şematik gösterimi 39
Şekil 2.2. Veri bir çelikte, a) alt beynit ve b) üst beynit SEM mikroyapı görüntüsü 40
Şekil 2.3. M_s ve M_f sıcaklıklarının, a) karbon miktarına göre, b) diğer alaşım elementi miktarlarına göre değişimi 42
Şekil 2.4. Fe-0.2C tipi bir çeliğin, a) lata martenzit aydınlık alan TEM görüntüsü, b) lataların daha belirgin olarak görüldüğü aydınlık alan TEM görüntüsü 42
Şekil 2.5. a) Plaka tipi martenzitin mikroyapı şematik görüntüsü, b) Fe-1,6Cr-1C tipi çeliğin 1050 °C sıcaklıkta 15 dk tavlandıktan sonra su verilme neticesinde oluşan plaka tipi martenzit SEM görüntüsü 43
Şekil 2.6. Kalıntı östenit hacim oranının veri bir çeliğin mekanik özelliklerine olan etkisi 44
Şekil 2.7. 370 ℃ ( ), 400 ℃ ( ), 425 ℃ ( ) izotermal bekleme sıcaklıklarında ve farklı bekleme sürelerine göre veri bir çeliğin, a) kalıntı östenit hacim oranı, b) östenit – martenzit dönüşüm oranı değişim grafikleri 45
Şekil 2.8. Kalıntı östenitin mikroyapıda morfoloji çeşitleri ve karbon içerikleri karşılaştırması şematik gösterimi 46
Şekil 2.9. Ferritik matriksli veri bir çelikte, a) İzole/bloksu kalıntı östenit yapısı, b) Beynitik ferrit ve iğnesel/film kalıntı östenit yapısı TEM görüntüsü 47
Şekil 2.10. Mikroalaşım elementlerinin sıcaklığa bağlı olarak östenit tane büyüklüğüne olan etkisi 48
Şekil 2.11. Çeliklerde mukavemet artırma mekanizmaları 49
Şekil 2.12. Düşük karbonlu DP çeliğine uygulanan deformasyon ve ısıl işlem çevrimleri, a) Kaba tane, b) İnce tane, c) Ultra ince tane 49
Şekil 2.13. Düşük karbonlu DP çeliğine uygulanan deformasyon ve ısıl işlem çevrimleri sonucunda elde edilen SEM mikroyapı görüntüleri, a) Kaba tane, b) İnce tane, b) Ultra ince tane 50
Şekil 2.14. Nano beynitik bir çeliğe ait TEM mikro yapı görüntüleri, a) 220 °C / 22 saat, b) 250 °C / 16 saat 50
Şekil 3.1. Deneysel çalışmaların süreç akışı şematik gösterimi 52
Şekil 3.2. Malzeme Şekillendirme ve Proses Geliştirme Lablaboratuvarı, a) 4 kg döküm kapasiteli ergitme ocağı ve b) sıcak haddeleme tezgahı 55
Şekil 3.3. Baehr DIL 805 deformasyon dilatometresi 56
Şekil 3.4. Yüksek sıcaklık simülatörü 57
Şekil 3.5. Sıcak basma numuneleri 57
Şekil 3.6. Silindirik Rastagaev numunelerin ölçü detayları 58
Şekil 3.7. Test numunelerine termomekanik haddeleme simülasyonu için uygulanan sıcaklık – deformasyon – zaman proses çevrimi 58
Şekil 3.8. Isıl işlem fırınları, a) Nabatherm ve b) Protherm 59

Şekil 3.9. 770 °C, 730 °C ve 800 °C interkritik tavlama sonrası su verme ısıl işlem çevirimi şematik gösterimi 59
Şekil 3.10. 730 °C, 770 °C ve 800 °C interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme ısıl işlem çevirimi şematik gösterimi 60
Şekil 3.11. ERDEMİR AR-GE Merkezi Jeol JSM 7100F (FE-SEM) 61
Şekil 3.12. Panalytical Empyrean model XRD cihazı (ERDEMİR AR-GE Merkezi) 62
Şekil 3.13. Mekanik test cihazları, a) Qness sertlik ölçüm cihazı ve b) Zwick/Roell Z250 çekme test cihazı 62
Şekil 4.1. 0,2C-1,7Mn-1,0Si-0,5Al-0,05Nb (TBF) alaşımına ait farklı sıcaklık ve karbon miktar aralıklarında pseudo denge diyagramları; a) 600-1600 ℃ ile % 0-2.5C ve b) 600-900 ℃ ile % 0-0.8C aralıkları 64
Şekil 4.2. TBF alaşımına ait katılaşma aralığında hesaplanmış pseudo denge diyagramı 65
Şekil 4.3. 800 ℃'de interkritik tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları 66
Şekil 4.4. 770 ℃'de interkritik tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları 67
Şekil 4.5. 730 ℃'de interkritik tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları 68
Şekil 4.6. İnterktirik sıcaklıkların a) Ms ve b) Bs sıcaklıkları üzerine etkisi 68
Şekil 4.7. TBF çeliğinin sürekli ısıtma sırasında boyut değişimi (Isıtma hızı 5 K/sn) 69
Şekil 4.8. TBF çeliğinin 770 ℃'de interkritik tavlama ve 350 ℃'de 30 dk sarma sıcaklığında uzama eğrisi 70
Şekil 4.9. TBF çeliğine ait a) döküm sonrası, b) sıcak haddeleme sonrası ve c) 890 ℃ sonrası su verme mikroyapı görüntüleri 71
Şekil 4.10. TBF çeliğinin 730 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk, b) 5 dk ve c) 15 dk bekletilmiş ve sonrasıda su verilmiş mikroyapı görüntüleri 72
Şekil 4.11. TBF çeliğinin 770 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk ve b) 5 dk bekletilmiş ve sonrasıda su verilmiş mikroyapı görüntüleri 73
Şekil 4.12. TBF çeliğinin 800 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk ve b) 5 dk bekletilmiş ve sonrasında su verilmiş mikroyapı görüntüleri 73
Şekil 4.13. TBF çeliğinin 730 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 15 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü 73
Şekil 4.14. TBF çeliğinin 770 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 5 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü 74
Şekil 4.15. TBF çeliğinin 800 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 5 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü 74
Şekil 4.16. 730 ℃'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 75

Şekil 4.17. 730 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 75
Şekil 4.18. 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 76
Şekil 4.19. 770 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 76
Şekil 4.20. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 77
Şekil 4.21. 800 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 77
Şekil 4.22. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 78
Şekil 4.23. 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 78
Şekil 4.24. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 79
Şekil 4.25. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi 79
Şekil 4.26. 730 °C, 770 °C ve 800 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit Reitveld analiz sonuçları grafiği 80
Şekil 4.27. Isıl işlem şematik gösterimi a) F-TRIP çeliği, b) M-TRIP çeliği ve c) F-TRIP ve M-TRIP çeliklerine ait kalıntı östenit ölçüm grafiği 81
Şekil 4.28. 730 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi 81
Şekil 4.29. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi 82
Şekil 4.30. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi 82
Şekil 4.31. 730 °C, 770 °C ve 800 °C interkritik tavlama sıcaklıklarında 5 dk ve 15 dk bekleme yapılan ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait Vickers sertlik sonuçları 83
Şekil 4.32. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait gerilme – gerinme diyagramı 84
Şekil 5.1. 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme öncesinde, 730 °C/15 dk interkritik tavlama a) LaPera ve b) SEM, 770 °C/5 dk interkritik tavlama c) LaPera ve d) SEM, 800 °C/5 dk interkritik tavlama e) LaPera ve f) SEM mikroyapıları görüntüleri 86
Şekil 5.3. 730 °C/15 dk, 770 °C/5 dk ve 800 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait sertlik ve kalıntı östenit ölçüm grafiği 87
Şekil 5.4. 770 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunenin mekanik özelliklerinin muz diyagramındaki konumu 88
Şekil 5.5. Araç ön şasesinde kullanılan çelik türleri 90

Şekil 5.6. Araç arka şasesinde kullanılan çelik türleri..... 90

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Geliştirilmiş ve geleneksel TBF çeliğinin mekanik özellikleri 26
Tablo 1.2. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çeliklere ait ısıl çevrim sıcaklık ve zaman verileri 28
Tablo 3.1. TBF çeliklerinin literaturde karşılaşılan tipik kimyasal bileşimleri 52
Tablo 3.2. Malzemenin kütlece kimyasal bileşimi 53
Tablo 4.1. İnterkritik tavlama sıcaklıklarında denge durumunda oluşan faz hacmi (%) ve kimyasal bileşimleri kütle (%) 65
Tablo 4.2. İnterkritik tavlama sıcaklıklarında JMatPro® yazılım programından elde edilen A_1, A_3, B_s ve M_s sıcaklık değerleri 66
Tablo 4.3. JMatPro®, Thermocalc® ve Dilatometre'den elde edilen A_1, A_3, B_s ve M_s sıcaklık değerleri 70
Tablo 4.4. 730 ℃, 770 ℃ ve 800 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit Reitveld analiz sonuçları 80
Tablo 4.5. Yin ve arkadaşları tarafından araştırılan TRIP çeliğine ait kimyasal kompozisyon ve kritik dönüşüm sıcaklıkları 81
Tablo 4.6. 730 ℃, 770 ℃ ve 800 ℃ interkritik tavlama (IT) sıcaklıklarında 5 dk bekleme yapılan ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme (IB) yapılan numunelere ait Vickers sertlik sonuçları 83
Tablo 4.7. 770 ℃'de 5 dk interkritik tavlama ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme (IB) yapılan numuneye ait çekme testi verileri 84
Tablo 5.1. 730 ℃/15 dk, 770 ℃/5 dk ve 800 ℃/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit (γ_R) ve sertlik sonuçları 87
Tablo 5.2. Ticari olarak üretilen AHSS'lerin mekanik değerlerinin 770 ℃/5 dk/350 numunesin mekanik değerleri ile karşılaştırması 89

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α_b : Beynit
B_s : Beynitik dönüşümün başladığı sıcaklık
A_{1b} : Denge durumunda östenit dönüşümünün başladığı sıcaklık
A_{1e} : Denge durumunda östenit dönüşümünün bittiği sıcaklık
α : Ferrit
Ac_{1b} : Isıtma sırasında östenit dönüşümünün başladığı sıcaklık
Ac_{1e} : Isıtma sırasında östenit dönüşümünün bittiği sıcaklık
γ_R : Kalıntı Östenit
θ : Karbür
α_m : Martenzit
M/A : Martenzit/Kalıntı Östenit
M_s : Martenzitik dönüşümün başladığı sıcaklık
M_f : Martenzitik dönüşümün bittiği sıcaklık
γ : Östenit

Kısaltmalar

AHSS : Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik
CP : Kompleks Fazlı Çelikler
DP : Çift Fazlı Çelikler
Q&P : Su verme ve Paylaştırma Çelikleri
TBF : Dönüşüm Plastisite Katkılı Beynitik Ferritik Çelikler
TRIP : Dönüşüm Katkılı Plastisite Çelikler

ULTRA İNCE TANELİ VE MİKROALAŞIMLI TRIP KATKILI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE ÇOK FAZLI MİKROYAPI TASARIMI

ÖZET

Bu tez çalışmasında, otomotiv sektörünün hafif ve geliştirimiş çelik ihtiyacını karşılamaya yönelik olarak, TBF (TRIP katkılı Beynitik-Ferritik) çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretimi araştırılmıştır. Min.700 MPa üzerinde çekme mukavemetine sahip sıcak haddelenmiş TBF çeliklerinin otomotiv ve hafif ticari araçların şasilerinde kullanılabilme potansiyeli olduğu değerlendirilmektedir.

Tez çalışması kapsamında, beynit ve kalıntı östenitten oluşan bir mikroyapı yerine ferrit ile birlikte beynit ve kalıntı östenit içeren bir mikroyapı hedeflenmiştir. Bu şekilde, oluşan ferrit ile birlikte C ve Mn'ca zengin ve dolayısıyla daha kararlı östenitin oluşumu sağlanmıştır. Ayrıca termomekanik işlem ve Nb ile mikroalaşımlama yapılarak daha ince östenit taneleri oluşturulmuş ve böylece kalıntı östenitin kararlılığı artırılarak, kalıntı östenitin çeliğin eşdeğer uzama değerinde mekanik olarak dönüşüm gösterme etkisinin artması sağlanmıştır.

Anahtar kelimeler: Mikroalaşımlama, TBF, TRIP, Ultra İnce Tane.

ULTRA FINE GRAINED MICROALLOYED TRIP ASSISTED STEELS PRODUCTION AND MULTIPHASE MICROSTRUCTURE DESIGN

ABSTRACT

In this thesis work, production of TBF(TRIP assisted Bainitic Ferritic Steel) steel via hot milling has been researched regarding the light and developed steel requirement of automotive industry. Hot rolled TBF steels with tensile strength of min. 700 MPa and above are evaluated to be potentially useful in the chassis of light commercial vehicles.

Within the scope of thesis work, microstructure with ferrite, bainite and retained austenite is aimed in lieu of microstructure with bainite and retained austenite. Thus with the formation of ferrite, rich with C and Mn hence more stable austenite texture has been obtained. In additon by microalloying Nb and thermomechanical process more refined austenite grains are produced and in this way by increasing the retained austenite stability, increase in mechanical transformation effect indication of retained austenite on steel in equivalent strain value has been obtained.

Keywords: Microallying, TBF, TRIP, Ultra Fine Grain.

GİRİŞ

Demir çelik sektörü ülke ekonomisi ve sanayileşmesinde lokomotif sektör olma özelliğine sahiptir. Bu sektörün önemi başta otomotiv endüstrisi olmak üzere tüm endüstriyel alanlara girdi vermesinden kaynaklanmaktadır. 2016 yılında 33,2 milyon ton ham çelik üreten sektörümüz, 2017 yılında Çin'in kapasite azaltma kararınında etkisiyle üretimini % 13,1 oranında artırarak 37,5 milyon ton ham çelik üretimi gerçekleştirmiş ve üretimde son yılların rekor seviyesine ulaşmıştır. Türk Demir-Çelik sektörünün ithalatı, ihracattan daha fazladır. Bunun başlıca nedeni sektördeki hammadde ve yassı mamul üretiminin yetersiz olmasıdır. Türk Demir-Çelik sanayi yıllık yaklaşık 5 milyon ton yassı mamul açığını ithalatla kapatmaya çalışmaktadır [1].

Ülkemizde ve dünyada yassı çelik kullanıcılarının başında yer alan otomotiv sektörü, 2016 yılı itibarıyla 4 trilyon dolar ile dünya ekonomisinin yaklaşık % 5'ini oluşturmakta ve dünyanın en büyük 4. ekonomisine tekabül etmektedir. Otomotiv sektöründeki zorlayıcı koşullar, yönetmelikler, sektördeki güvenlik standartlarının artması ve daha düşük emisyon oranına sahip daha hafif araçların üretilmek istenmesi gibi nedenlerle uzun yıllardır Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (Advanced High Strength Steels / AHSS) konusu araştırılmaktadır. Çelik üreticisi firmaların hem yüksek mukavemetli hem de şekil verilebilirliği yüksek malzemeler geliştirmek üzerine yaptıkları Ar-Ge çalışmalarını kesintisiz olarak sürdürdükleri söylenebilir [2, 3].

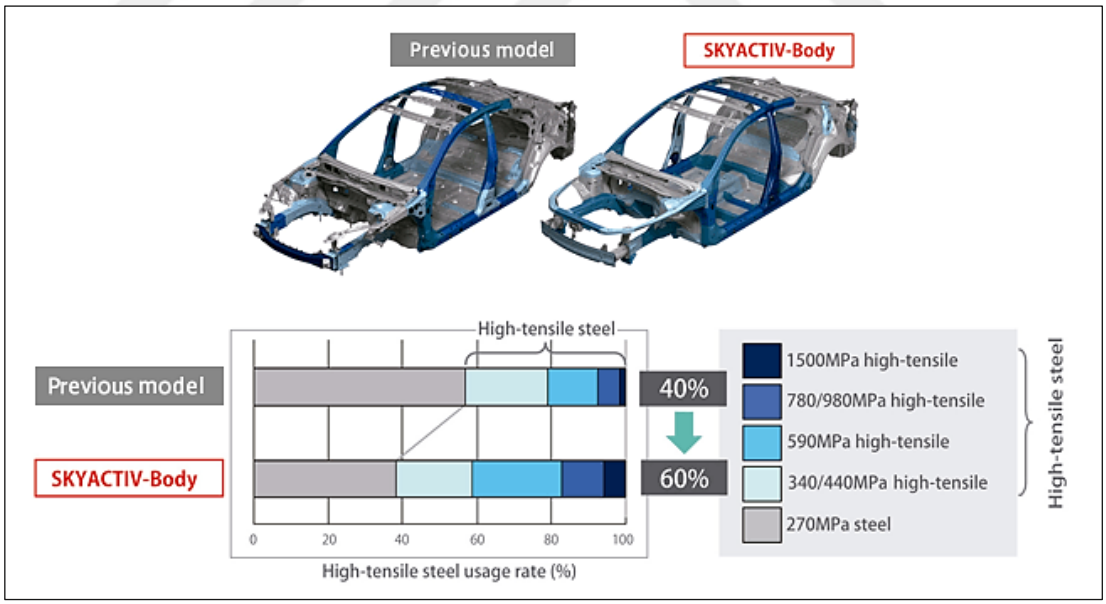
Bu tez çalışmasında, Türk demir-çelik sektörünün yassı çelik ihtiyacına yönelik olarak, düşük alaşımlı TBF (TRIP katkılı Beynitik-Ferritik) çeliklerinin sıcak haddeleme ile üretimi amaçlanmıştır. TRIP katkılı (assisted) çeliklerde minimum % 5 kalıntı östenit sayesinde plastik deformasyon sırasında martenzite dönüşüm sağlanarak diğer AHSS türlerine göre daha yüksek süneklik değerine ulaşılabilmektedir. Bu nedenle, TRIP etkisi gösteren çeliklerin özellikle otomobillerin çarpışma ile ilgili parçalarında kullanımı tercih edilmektedir. Ancak bu

konudaki en büyük sorun TRIP çeliklerinin delik genişletme ve bükme gibi şekillendirme işlemleri esnasında çatlak oluşumu gösterebilmesidir. Bu sorun Japon çelik üreticisi Kobe Steel Co. tarafından TBF ve Güney Kore çelik üreticisi Posco tarafından süper beynit (SB)-TRIP gibi TRIP etkisi gösteren beynitik çelik kalitelerinin geliştirilmesi ile aşılmıştır. Bu tip çeliklerde 1000 MPa çekme mukavemeti ve % 11 kopma uzaması ile birlikte % 30 delik genişletme sağlanabilmektedir. Güncel olarak bu konuda birçok demir-çelik üreticisi ile birlikte üniversite araştırma grupları çalışmakta ve patent başvuruları yapmaktadır.

Bu tez çalışması kapsamında, beynit ve kalıntı östenitten oluşan bir mikroyapı yerine ferrit ile birlikte beynit ve kalıntı östenit içeren bir mikroyapı hedeflenmektedir. Böylece, oluşacak ferrit ile birlikte C ve Mn'ca zengin ve dolayısıyla daha kararlı östenitin oluşumu amaçlanmaktadır. Ayrıca termomekanik işlem ve Nb ile mikroalaşımlama yapılarak daha ince östenit taneleri oluşturulması ve neticesinde kalıntı östenitin kararlılığının artması hedeflenmiştir. Sonuç olarak, kalıntı östenitin çeliğin eşdeğer uzama değerinde mekanik olarak dönüşüm göstermesi (TRIP etkisi) sonucunda soğuk şekillendirme hatalarının azalması hedeflenmiştir.

1. ÜÇÜNCÜ NESİL AHSS ÇELİKLERİ

Günümüzde enerji tasarrufu özellikle otomotiv uygulamaları için giderek önem kazanmaktadır. Çelik endüstrisi için otomotiv sektörünün ihtiyaç duyduğu yolcu güvenliği ve düşük araç malzeme ağırlığı ile yakıt tasarrufu amaçlı yeni malzemeler geliştirmek en önemli konu durumundadır. Halen bu amaçla sektörde kullanılan geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) içerisinde, dual fazlı (DP) çelikler, transformation induced plasticity (TRIP) çelikleri, kompleks fazlı (CP) çelikler ve martenzitik fazlı (MART) çelikler en yaygın uygulama bulanlardır. Bu çelikler geleneksel perlitik çeliklere kıyasla yüksek şekillendirilebilme, mukavemet ve tokluk özellikleri ile dikkat çekmektedir. Günümüzde AHSS, otomotiv uygulamalarında yüksek kullanım yüzdesine sahiptir [4, 5]. Örneğin, Şekil 1.1'de gösterildiği gibi 2016 model Mazda 6'da AHSS kullanım oranı % 60'a çıkmıştır [6].

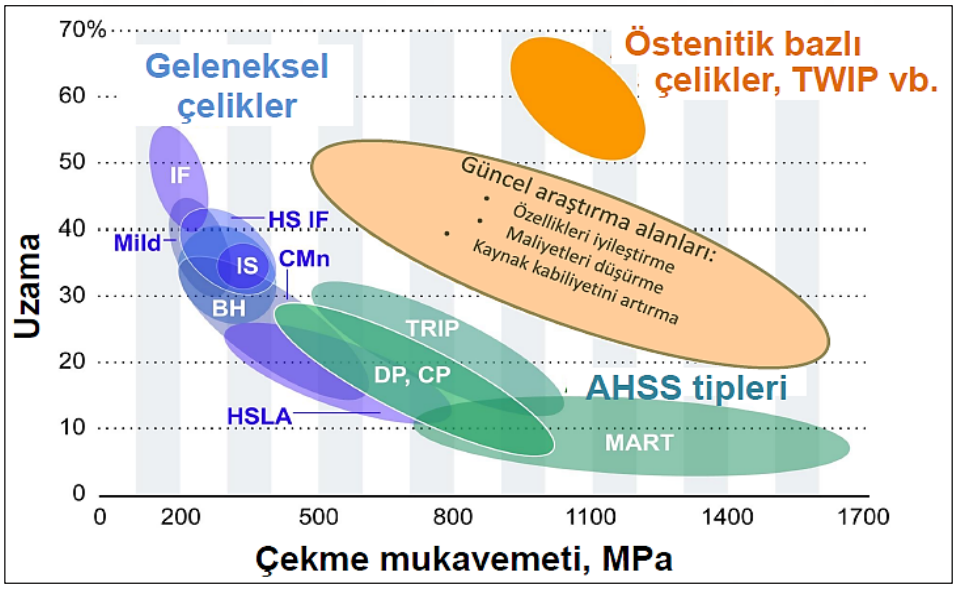


Şekil 1.1. 2016 model Mazda marka aracın tasarımında kullanılan çeliklerde bir önceki model ile karşılaştırma [6]

Amerikalı otomobil üreticisi General Motor 2016 model Opel Astra marka araçta, beyaz gövdede AHSS kullanımı ile araç ağırlığını 77 kg azaltmıştır. Güney Koreli otomobil üreticisi KIA Motor Co. ise 2017 model Kia Sportage ve Kia Optima'da AHSS kullanımını % 51'e yükseltmiş ve araç güvenliğinde bir önceki modele

göre % 39 iyileşme sağlamıştır. Bu şekilde yeni Kia Sportgae, Insurance Institute for Highway Safety (IIHS) tarafından mümkün olan en yüksek güvenlik (Top Safety Pick Plus) etiketini kazanmıştır [7].

AHSS gelişimi, çeliklerde yüksek mukavemet ve yüksek şekillendirilebilirlik kombinasyonu arayışı ile başlamıştır. Bu motivasyon ile geliştirilen DP çeliklerinin görece düşük kenar çatlak direnci malzemenin şekillendirilmesi esnasında çatlaklara yol açabilmekte ve araçların çarpışma performansını düşürmektedir. AHSS çarpışma davranışları üzerine yapılan araştırmalarda, bükülebilirlik ve delik genişletme özelliklerinin çarpışma performanslarını büyük oranda belirlediği tespit edilmiştir. CP çeliklerinin kullanılmaya başlanmasıyla beraber AHSS üzerindeki araştırmalar derin çekilebilirlik ve delik genişletmeden kenar çatlak hassasiyeti ve çarpışma performanslarına yoğunlaşmıştır. Beynitik matriks içerisinde az miktarda bulunan martenzit, kaltıntı östenit ve bazen ferrit akma mukavemetinde ve delik genişletme özelliğinde yüksek oranda iyileşme sağlamaktadır [8, 10, 11, 12]. Şekil 1.2'de AHSS türlerinin çekme mukavemeti ve uzama değerlerine göre sınıflandırmaları gösterilmiştir.



Şekil 1.2. AHSS türlerinin çekme mukavemetleri ve kopma uzaması değerleri [9]

Yüksek mukavemet-süneklik kombinasyonundaki olumlu bir diğer gelişme kütlece % 12-30 arasında Mn içeren tamamen östenitik matriksli TWIP (Twinning induced plasticity) çeliklerinin geliştirilmesidir. TWIP, Dupleks ve Tripleks çelikleri

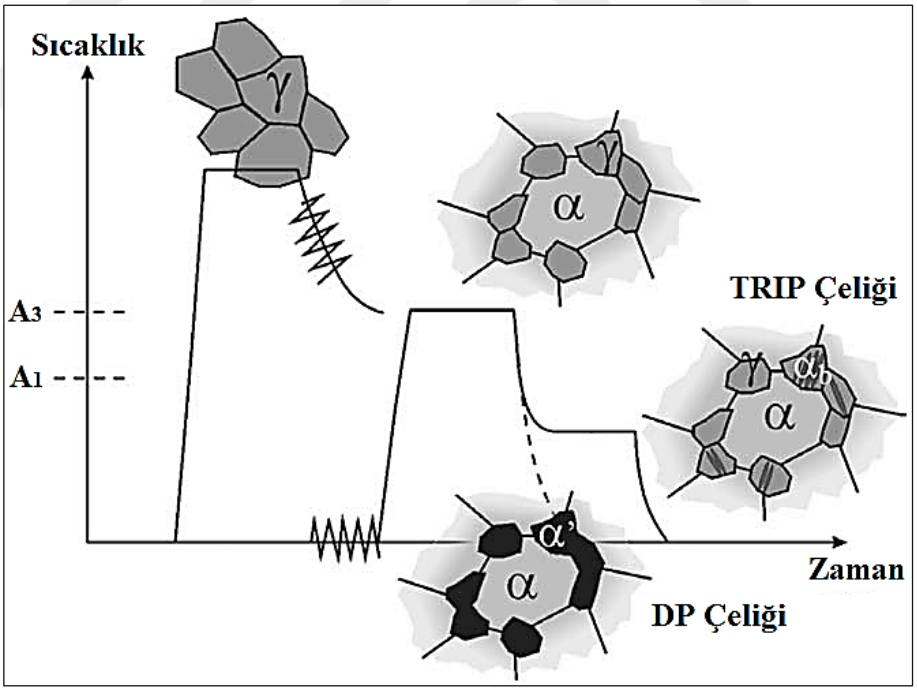
ikinci nesil AHSS ailesini oluşturmakta ve bu çelikler birinci nesil çeliklerden çok daha yüksek mukavemet ve süneklik özelliği göstermektedir. Ancak bu tip çelikler yüksek maliyeti ve üretim zorluğu nedeniyle otomotiv endüstrisinden beklenen ilgiliyi görmemiştir. Bu nedenle hem Avrupa Birliği hem de ABD üçüncü nesil çeliklerin geliştirilmesini istemekte ve bu konudaki araştırmaları fonlamaktadır. Üçüncü nesil çelikler için hedeflenen, birinci nesil çeliklerden daha yüksek mukavemet ve ikinci nesil çeliklerden daha düşük maliyettir. Amerikan Enerji Bakanlığı, çelik üreticilerinden "soğuk şekillendirilebilir", 1000 MPa çekme mukavemetinde % 30 kopma uzamasına sahip ve 1500 MPa çekme mukavemetinde % 20 kopma uzamasına sahip çelikler geliştirmelerini istemiştir [13, 14].

AHSS üzerinde yapılan en son araştırmalar neticesinde, TBF (TRIP katkılı Beynitik-Ferritik) ve Q&P (Quench and Partitioning) çelikleri üçüncü nesil AHSS olarak sektör kullanımına kazandırılmıştır. Bu çeliklerde TRIP etkisi elde etmek için kalıntı östenitten yararlanılmakta ve öncekiler ile karşılaştırıldığında daha sert bir matriks yapısı oluşmaktadır [15, 16].

Bu çeliklerdeki yüksek delik genişletme ve derin çekme kabiliyeti sayesinde kalıpta şekillendirme ile üretilen karmaşık otomotiv parçalarının üretimi kolaylaşmaktadır. Geleneksel TRIP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu 0,2C–1,5Mn–1,5Si veya 0,2C–1,5Mn–1,5Al şeklindedir. Mikroyapısal olarak ferritik matriks içerisinde kalıntı östenit ve beynit adalarından oluşmaktadır. Burada Si ve Al ile alaşımlama yapılmasının nedeni beynit oluşumu sırasında sementit oluşumunun engellenmesidir. Böylece kalıntı östenit, ferrit ve beynit içeren TRIP çelikleri üretilebilmektedir. Otomotiv sektöründe karmaşık şekilli parçalarda ihtiyaç duyulan delik genişletme kabiliyeti geleneksel TRIP çeliklerinde yetersiz kalırken, TRIP ailesinin yeni üyesi TBF çelikleri maksimum 1330 MPa çekme mukavemeti ve minimum %13 kopma uzaması ile bu probleme çözüm olmuştur. Bu amaçla kullanılan diğer bir alternatif olan Q&P çeliği Çinli BaoSteel ve AnSteel firmaları tarafından seri olarak üretilmektedir. Mevcut durumda Q&P çelikleri 980-1180 MPa aralığında tedarik edilebilmektedir. Yine Çinli otomobil üreticisi Great Wall, bir modelinde QP 980'den üretilmiş çarpışma komponentleri kullanmıştır. BaoSteel, 2013'den bugüne QP 1300 üzerinde çalışmaktadır [17-19].

1.1. Çok Fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumu

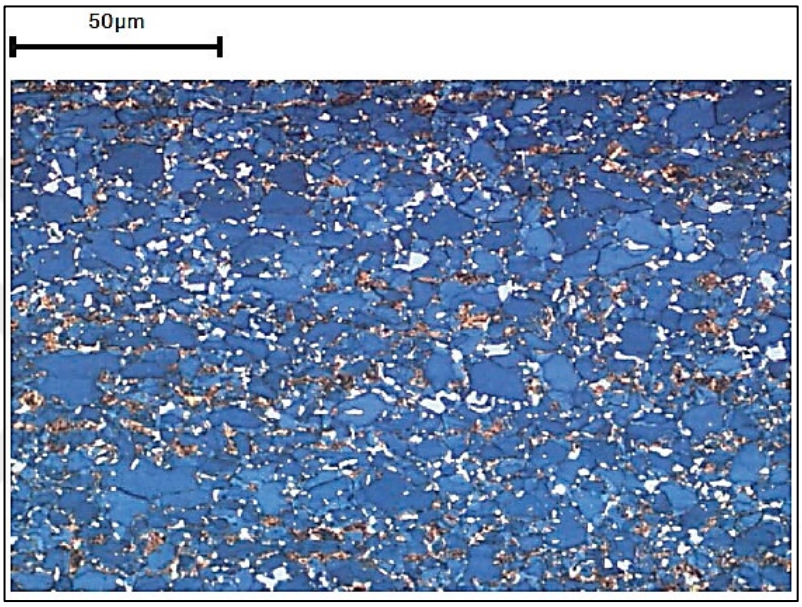
Çok fazlı çelikler kendi içerisinde çok sayıda tür barındıran çelik grubudur ve herbir grubun kendine has özellikleri vardır. Çok fazlı çelikler, düşük karbon (% 0,05 - % 0,25) içeriğinin yanı sıra mangan, bakır, nikel, krom, molibden, vanadyum, niyobyum, titanyum ve azot gibi alaşım elementleri içerebilmektedir. Sahip oldukları sıra dışı mekanik özellikleri ile ön plana çıkan çok fazlı çelikler, özel ısıl işlem koşulları neticesinde klasik ferritik-perlitik mikroyapıdan farklı olarak iki veya daha çok faz yapısı içeren çeliklerdir. Çok fazlı çelikler kazandırdığı yakıt tasarrufu, sağladığı CO_2 emisyonu, çarpışma dayanımı ve kaynak kabiliyeti gibi üstün özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisi tarafından yoğun ilgi görmektedir. Otomotiv endüstrisindeki yakıt tasarrufu üzerine yapılan çalışmalar için geliştirilmiş ve kullanımı en yaygın olan çok fazlı çeliklerin başında çift fazlı (DP) ve üç fazlı (TRIP) çelikleri gelmektedir. Şekil 1.3'te TRIP ve DP çeliklerinin sıcak ve soğuk haddeleme metodu ile üretimi ve mikroyapıları şematik olarak gösterilmiştir [20, 21].



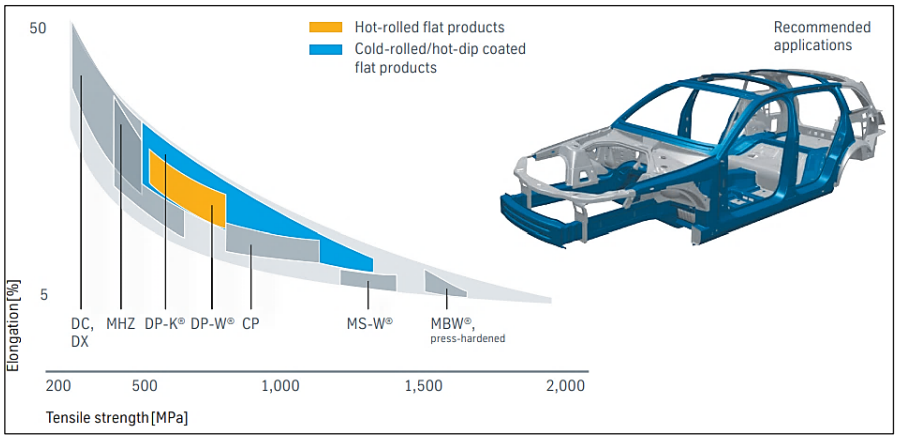
Şekil 1.3. TRIP ve DP çeliklerinin üretim metodu ve mikroyapıları [21]

DP çelikleri mikroyapısında yumuşak ferrit (α) ve sert martenzit (α') fazlarını içeren düşük karbonlu çeliklerdir. DP çeliğinin sünekliği yumuşak ferritik matriks tarafından sağlanırken, mukavemeti martenzit ile elde edilir. Ek olarak, mikroyapıda

az miktarda kalıntı östenit fazı da bulunabilmektedir [20, 21]. Şekil 1.4'de soğuk haddelenmiş bir DP çeliğinin Klemm ile dağlanmış mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Mikroyapıda mavi alanlar ferrit fazını, kahverengi alanlar martenzit fazını, beyaz alanlar ise martenzit ve/veya kalıntı östenit (M/A) adalarınıı göstermektedir. Günümüzde DP çeliği özellikle otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmakta ve tercih edilmektedir. Şekil 1.5'de DP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesinde uygulama alanları gösterilmiştir.



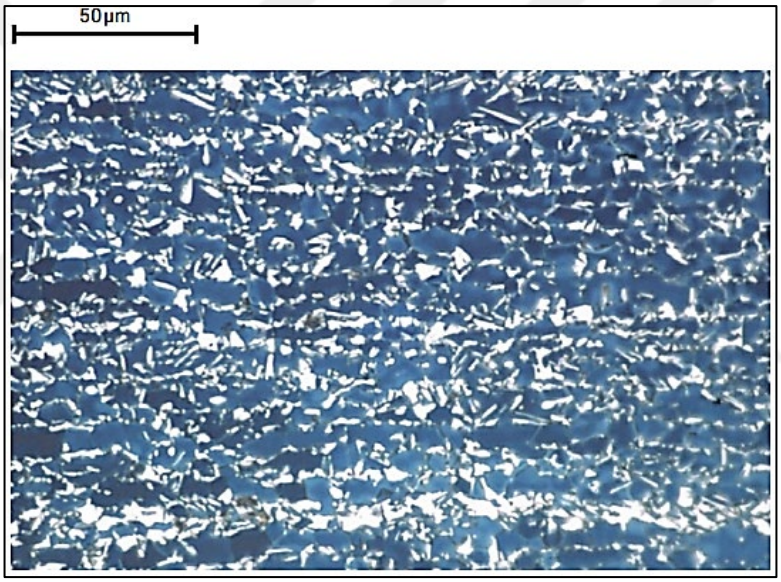
Şekil 1.4. Soğuk haddenmiş bir DP çeliğinin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Klemm [22]



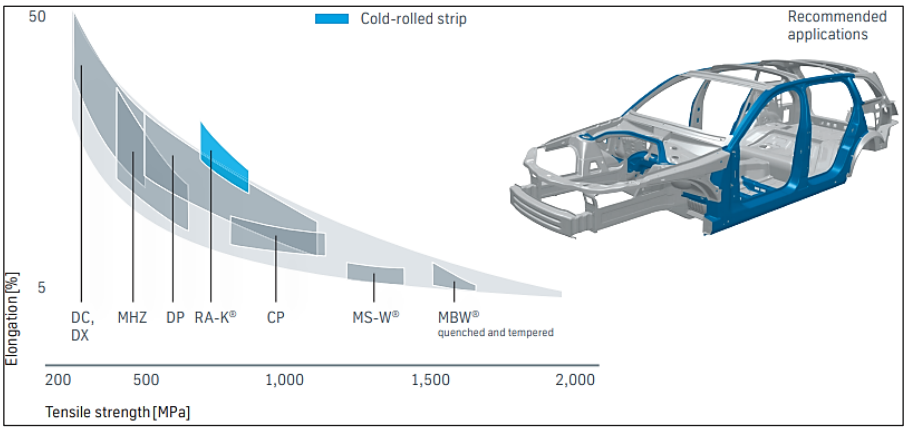
Şekil 1.5. DP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesi uygulama bölgeleri [22]

Çok fazlı çelik ailesinin diğer bir üyesi olan TRIP çelikleri hacimce % 50-60 ferrit (α), % 20-30 beynit (α_β) ve % 10-30 kalıntı östenitten (γ_R) oluşmaktadır. Soğuk

haddelenmiş bir TRIP çeliğinin Klemm ile dağlanmış bir mikroyapı örneği Şekil 1.6' da verilmiştir. Mikroyapıda bulunan kalıntı östenit deformasyon esnasında martenzite dönüşerek yüksek uzama değerlerinde uygulama açısından yeterli şekillendirilebilirlik ve enerji absorblama özelliği kazandırmaktadır. İlgili dönüşüm mekanizması sonraki konu başlıklarında detaylı olarak tartışılacaktır. Bu çelik gurubu otomotiv sektörü tarafından özellikle darbe riski altında olan bölgelerde tercih edilmektedir [20, 21]. TRIP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesinde uygulama bölgeleri Şekil 1.7'de gösterilmiştir. Mikroyapıda mavi alanlar ferrit fazını, beyaz alanlar martenzit ve/veya kalıntı östenit (M/A) adalarını göstermektedir.



Şekil 1.6. Soğuk haddenmiş bir TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüsü, dağlayıcı Klemm [22]

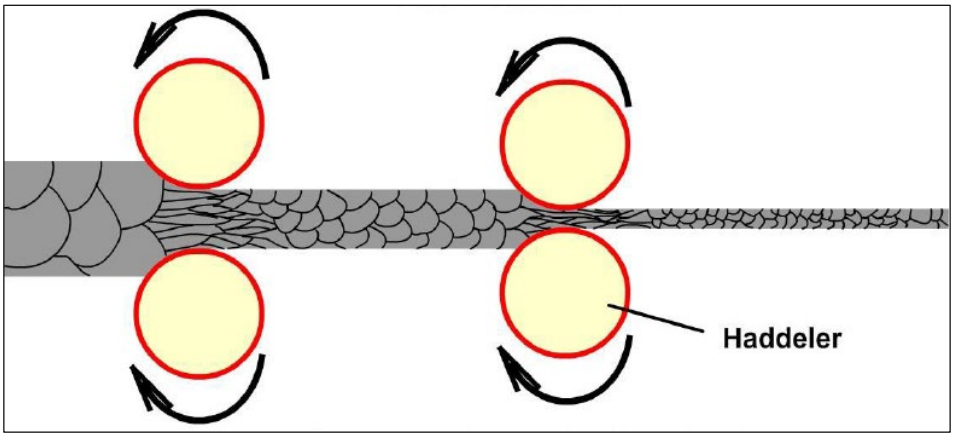


Şekil 1.7. TRIP çeliğinin mekanik değer aralıkları ve araç beyaz gövdesi uygulama bölgeleri [22]

1.1.1. Termomekanik işlemin östenite etkisi

Termomekanik işlemler (TMİ) çelik üretiminde enerji tasarrufuna yönelik spesifik işlemlerden biridir. TMİ kavramından çok genel olarak, plastik şekil verme ile ısıl işlemin uyumlu bir kombinasyonu anlaşılmalıdır. TMİ ile üretilen ürünlerin hem kalitesini yükseltmek hem de üretim safhalarını kısaltmak mümkün olmaktadır. TMİ uygulamalarının temeli, yüksek sıcaklıklarda plastik şekil verme prosesinde meydana gelen yeniden kristallenme ve çökelti oluşumu gibi fiziksel metalurjik olaylardan yararlanma esasına dayanmaktadır. Geleneksel ısıl işlem ve mekanik işlemlerin ayrı ayrı uygulanmasıyla elde edilemeyen mikroyapı ve özellikler TMİ ile mümkün olabilmektedir. TMİ sırasında temel hedef ince tane yapısı elde etmektir. Bunun için yeniden kristallenme evresinin kontrol altına alınması ve yeniden kristallenme sonrası oluşan tanelerin büyümesinin engellenmesi gereklidir [23].

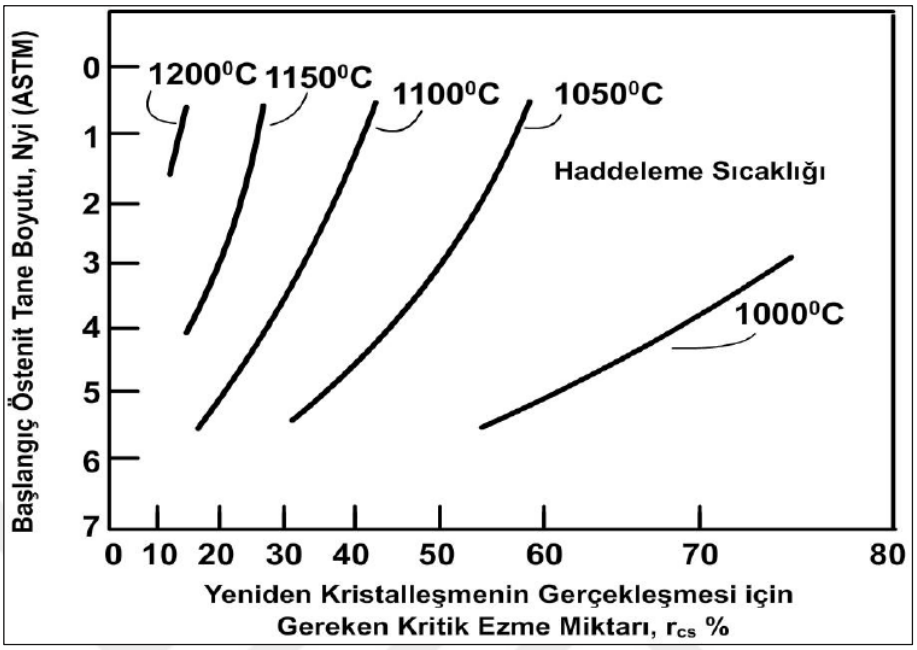
TMİ sürecinde en önemli parametrelerden birisi işlem sıcaklığıdır. T_{nr} sıcaklığı üzerinde yapılan sıcak haddeleme sırasında ezme ve yeniden kristallenme peş peşe meydana gelmektedir. Malzemenin sıcaklığı haddeleme sırasında düşmekte olup, T_{nr} sıcaklığının altına inildiği zaman yeniden kristallenme gerçekleşmemektedir [24]. Şekil 1.8'de sıcak haddeleme işlemi sırasında yeniden kristallenmeye bağlı olarak tane büyüklükleri görülmektedir.



Şekil 1.8. Haddeleme sürecinde yeniden kristallenmeye bağlı olarak tane boyutlarının değişimi [24]

TMİ sırasında yeniden kristallenme için önemli bir diğer parametre kritik ezme oranıdır (r_{cs}). Kritik ezme oranı sıcaklığa bağlı olarak değişmekte olup bu değerin altında ezme yapılır ise sıcaklıktan bağımsız olarak yeniden kristallenme işlemi

gerçekleşmemektedir [24]. Şekil 1.9'da r_{cs}'nin sıcaklık ve tane boyutuna bağlı olarak değişimi görülmektedir.



Şekil 1.9. Yeniden kristallenme için gereken r_{cs} oranının sıcak ve başlangıç östenit tane boyutuna göre değişimi [24]

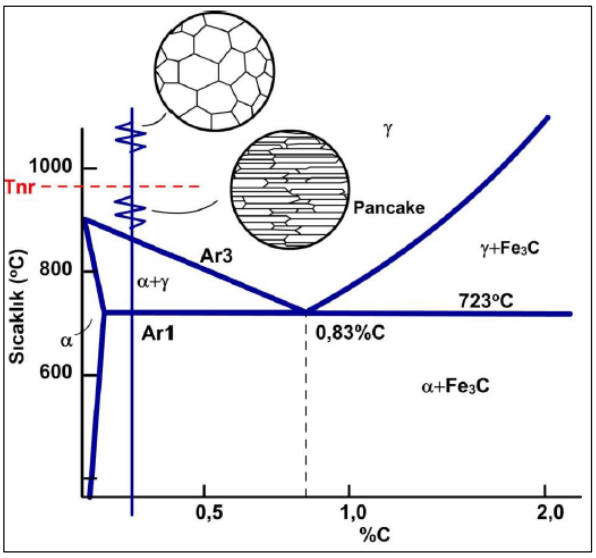
TMİ ile üretime yönelik farklı yöntemler kullanılabilmekte olup en temel iki metot aşağıda verilmektedir.

1. T_{nr} sıcaklığının altında yapılan TMİ

2. İki fazlı bölgede yapılan TMİ

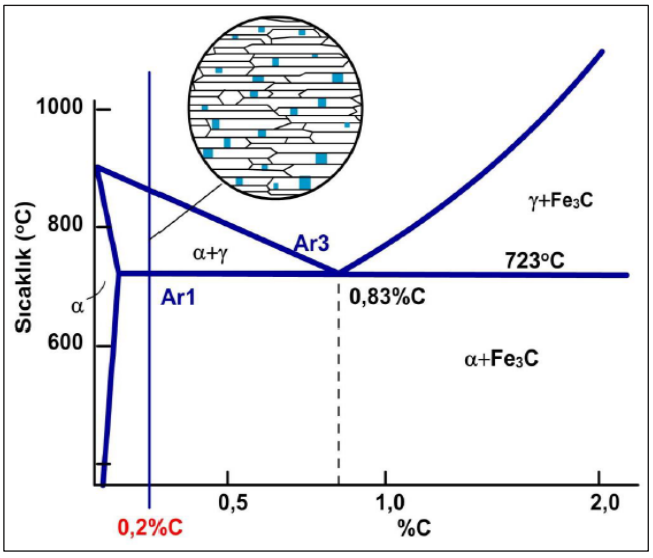
TMİ kaba haddeleme ile T_{nr} sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda başlar ve bu aşamada yeniden kristallenme meydana gelir. Bir sonraki aşama olan nihai (şerit) haddeleme ise T_{nr} sıcaklığının altında ve A_{r3} sıcaklığının üzerinde bir sıcaklık aralığında yapılır. T_{nr} sıcaklığı altında yapılan haddelemede yeniden kristallenme gerçekleşmemekte ve östenit taneleri deformasyon sonucunda haddeleme yönünde uzamaktadır. Uzamış bu morfolojiye pankek yapısı denilmektedir [24]. Şekil 1.10'da yukarıda anlatıldığı gibi T_{nr} üstündeki kaba haddede ve T_{nr} altındaki nihai (şerit) haddede oluşan tane yapıları gösterilmektedir.

Yeniden kristallenme sıcaklığı altında yapılan haddeleme işlemi tamamlandıktan sonra A_{r3} sıcaklığı altında östenit taneleri içerisinde ferrit taneleri oluşmaya başlar.



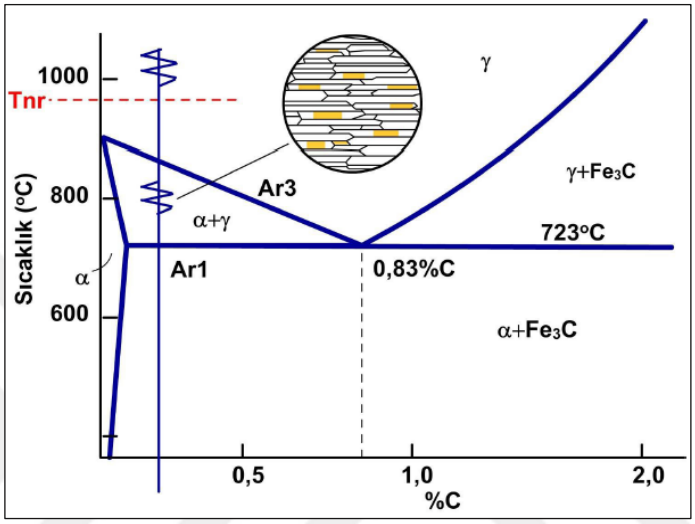
Şekil 1.10. T_{nr} üstünde (kaba hadde) ve altında (nihai hadde) yapılan haddeleme sonucunda oluşan tane yapıları [24]

Östenit taneleri pankek yapısında olduğunda eş eksenli morfolojiye göre daha fazla tane sınırı ve hata barındırır. Bu yörelerde çekirdeklenen ferrit taneleri daha ince boyutta olacaktır. Pankek morfolojisinin başarılı olabilmesi adına $T_{nr} - A_{r3}$ arasındaki deformasyon miktarının toplam deformasyonun en az % 80'ni oluşturması gerekmektedir. Bu durum TMİ prosesinde T_{nr} sıcaklığının önemini vurgulamakta olup pankek morfolojisine ulaşabilmek adına T_{nr} sıcaklığının yüksek olması gerektiği anlaşılmaktadır [24].



Şekil 1.11. Termomekanik işlem sonrası pankek yapıdaki östenit içerisinde çekirdeklenen ferrit tanecikleri [24]

Şekil 1.11'de östenit içerisinde çekirdeklenen ferrit taneleri gösterilmektedir. İki fazlı bölgede yapılan TMİ prosesinde ise kaba haddeleme işlemi benzer şekilde T_{nr} üzerindeki sıcaklıklarda yapılmakta olup, nihai (şerit) haddeleme işlemi östenit (γ) + ferrit (α) bölgesinde yani A_{r3} ile A_{r1} sıcaklık aralığında yapılmaktadır. Bu yüzden östenit ve ferrit taneleri deformasyona uğramakta olup bu durum Şekil 1.12'de görülmektedir [24].



Şekil 1.12. Kaba ve nihai haddeleme sıcaklıkları ve oluşan tane yapıları [24]

İki fazlı bölgede yapılan nihai haddeleme işleminde östenit taneleri ince yapılı ferrit tanelerine dönüşür iken, deforme olan ferrit tanelerinde de yeniden kristallenmeye bağlı olarak tane incelmesi sağlanır. Bu işlemin düşük sıcaklıklarda yapılması gerektiği için haddeleme ekipmanları zorlanmaktadır. Bu sebeple endüstriyel olarak çok fazla tercih edilmemektedir [24].

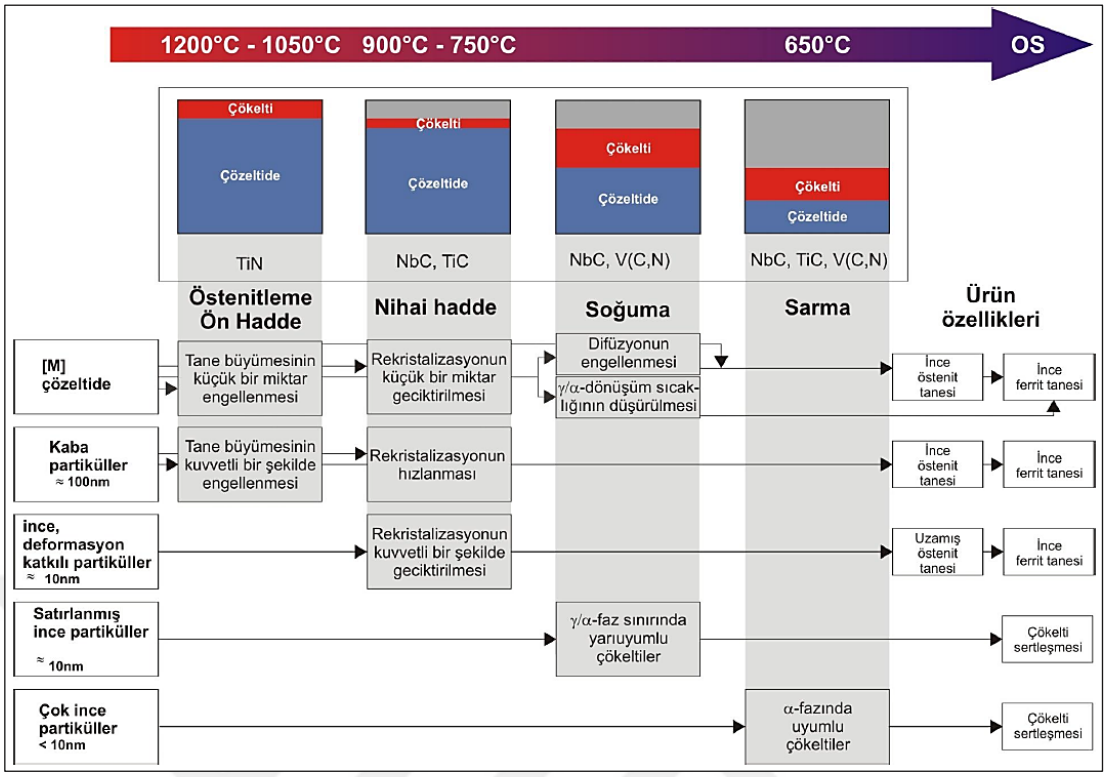
1.1.2. Sıcak haddelemede faz dönüşümleri

Haddeleme prosesi sıcak ve soğuk haddeleme olarak işlemin yapıldığı sıcaklığa göre ikiye ayrılmaktadır. Haddeleme işlemi metalin yeniden kristallenme sıcaklığının üzerinde ise sıcak, altında ise soğuk haddeleme olarak tanımlanmaktadır. Sıcak haddeleme prosesi sürekli dökümden gelen kimyasal kompozisyonu ve ebatları bilinen slabların hedeflenen kalite ve ebatlara getirilmesi sürecidir [24].

Çok fazlı çeliklerin sıcak haddelenmesinde nihai mikroyapıları ve mekanik özellikleri için en önemli parametreler aşağıda verilmiştir.

- Östenitleme sıcaklığı
- Deformasyon sıcaklığı
- Toplam deformasyon oranı
- Deformasyon hızı
- Pasolar arası bekleme süresi
- Son deformasyon sıcaklığı ve oranı
- Soğutma hızı
- Sarma sıcaklığı

Sıcak haddelemede süreç genel olarak slab ısıtma fırınları ile başlayarak kaba hadde, nihai hadde, duşlu masa ve bobin sarma ile son bulmaktadır. Slab fırınlarında östenitik faza getirilen slablara genellikle 4-6 paso haddeleme işlemi yapılarak slab kalınlığı 200 mm-300 mm arasından 30 mm-50 mm aralığına kadar inceltilir. Kaba haddedeki slab sıcaklığı malzemenin eş eksenli tane yapısında yeniden kristallenmesi için yeterlidir. Kaba haddede her bir pasoda yeniden kristallenme gerçekleşir. Nihai haddeleme işlemi ise genel olarak 5, 6 veya 7 adet kademeden oluşmaktadır. Her kademede ne kadar deformasyon yapılacağı, nihai haddeye giriş ve çıkış sıcaklıklarının ne olması gerektiği, kademelerdeki deformasyon hızlarının ne olması gerektiği gibi birçok parametre mekanik ve metalurjik özellikler göz önünde bulundurularak bir matematiksel model tarafından hesaplanır ve bu değerlere göre haddeleme işlemleri gerçekleştirilir. Nihai haddede son ebatlarına erişmiş olan yassı ürün 980 °C ile 800 °C arasındaki sıcaklıklarda nihai haddeden çıkar ve mekanik özelliklerin kazandırılması amaçlı duşlu masa ünitesine geçer. Duşlu masa uzunlukları değişken olmakla birlikte genel olarak toplam 100 m-200 m arasındadır. Üretilen yassı ürünün mekanik özelliklerinin sağlanabilmesi için soğutma hızı çok önemlidir. Soğutma hızının belirlenmesinde nihai hadde çıkış sıcaklığı ve sarma sıcaklığı önemlidir. Sıcak haddelenmiş çok fazlı DP, CP ve TRIP katklı çeliklerin üretim sürecinde, mikroyapılarında bulunan martenzit ve beynit fazı dönüşüm reaksiyonları izotermal bekleme sıcaklığını temsil eden sarma prosesinde gerçekleştirilmektedir. Dolayısıyla sarma sıcaklığı hedef mikroyapı ile doğrudan ilişkilidir [20, 21, 22, 23, 24]. Şekil 1.13'de sıcak haddeleme kademeleri ve bu kademelerde oluşan faz ve fiziksel metalurjik oluşumlar gösterilmiştir.



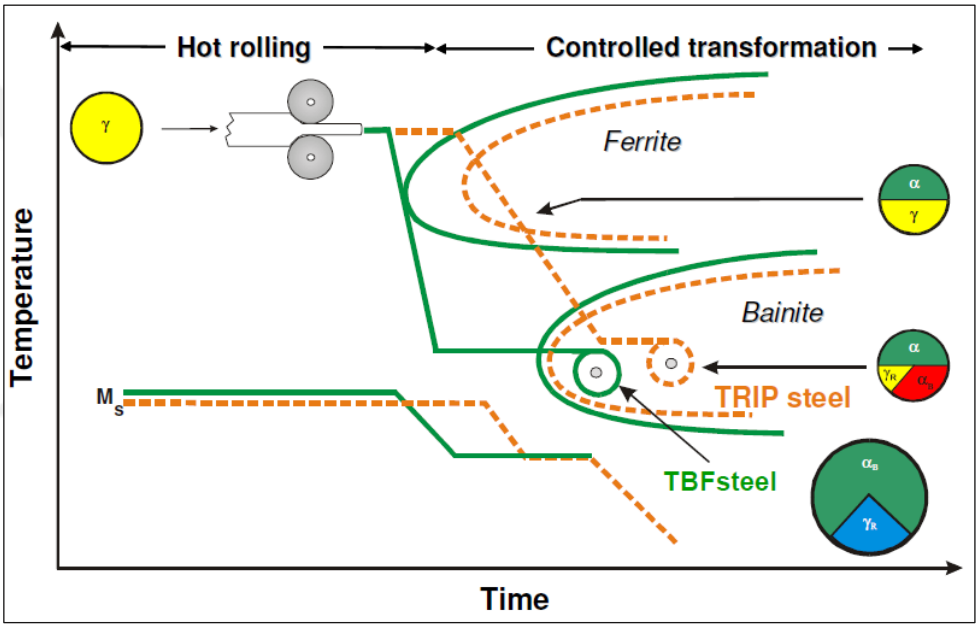
Şekil 1.13. TRIP ve DP çeliklerinin sıcak haddeleme kademeleri ve bu kademelerde oluşan faz ve fiziksel metalurjik oluşumlar [27]

1.2. TBF Çelikleri

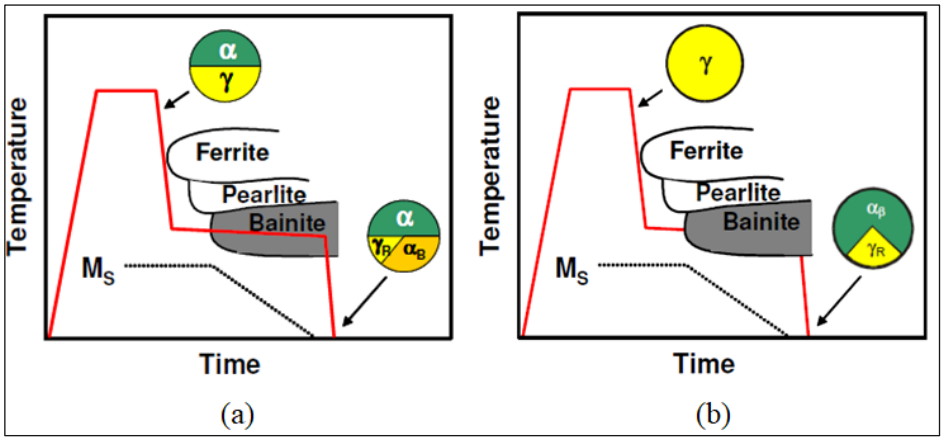
İlk üretimi Japon çelik üreticisi Kobe Steel tarafından gerçekleştirilen ve Sugimoto tarafından geliştirimiş üçüncü nesil AHSS ailesinin üyesi TBF (TRIP katkılı Beynitik-Ferritik) çeliklerini daha iyi anlayabilmek için öncelikle TRIP çeliklerinin bir takım özelliklerinin açıklanması faydalı olacaktır.

TRIP çelikleri, 1.nesil yüksek mukavemetli (AHSS) çelik türlerinden birisidir ve TBF çeliklerin geliştirilmesinde temel çıkış noktasını oluşturmaktadır. TRIP çelikleri ile ilgili ilk uygulama Zackay ve arkadaşları tarafından yapılmıştır. TRIP çeliklerinde mikroyapıda % 10-30 oranında kalıntı östenit bulunmaktadır. Kalıntı östenitte, M_s sıcaklığı üzerindeki kritik M_d deformasyon sıcaklığında deformasyon sonucu şekil değiştirmeye bağlı olarak martenzitik dönüşüm elde edilmektedir. TRIP çelikleri Şekil 1.14 ve Şekil 1.15a'da gösterildiği gibi sıcak ve soğuk haddelenerek üretilmektedirler. Sıcak veya soğuk haddeden üretildiklerinde bazı aşamalar değişmektedir. Sıcak haddelemede rekristalizasyon sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta daha ince bir kesit alana indirilerek çeliklerin ortalama tane boyutu

düşürülmektedir. Bu noktadan sonra, çeliğin soğutma hızı ayarlanarak östenit fazının ferrite ve daha sonrada beynit fazlarına dönüşümü kontrollü bir şekilde sağlanmaktadır. Soğuk haddelenmiş TRIP çeliklerinde ise istenilen mikroyapının elde edilmesi için iki kademeli sürekli tavlama işlemi uygulanmaktadır. Malzeme ilk olarak ferrit ve östenit fazlarının birlikte bulunduğu çift faz alanına kadar ısıtılmakta daha sonra beynitik dönüşümün başladığı sıcaklığa kadar soğutulmaktadır. Bu noktada bir süre izotermal bekleme işlemi yapıldıktan sonra oda sıcaklığında çevrim tamamlanır. Böylelikle mikroyapıda ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazları oluşmaktadır [25, 26, 27].



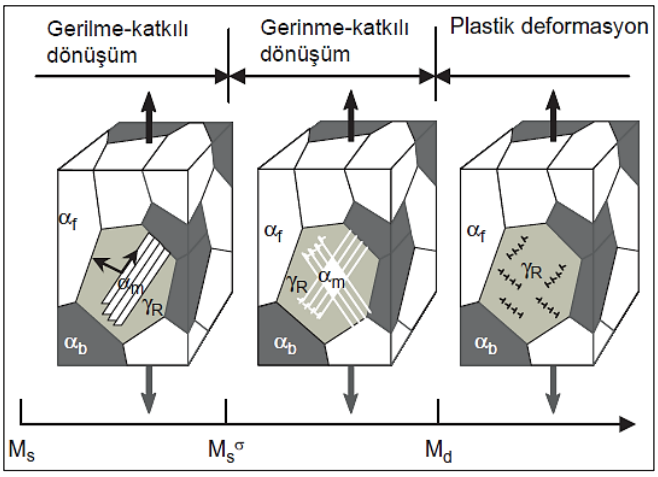
Şekil 1.14. Sıcak haddeleme ile üretilen TRIP ve TBF çeliklerinin ısıl çevrimi [27]



Şekil 1.15. Soğuk haddeleme ile üretilen, a) TRIP çeliklerinin ve b) TBF çeliklerinin ısıl çevirimi [27]

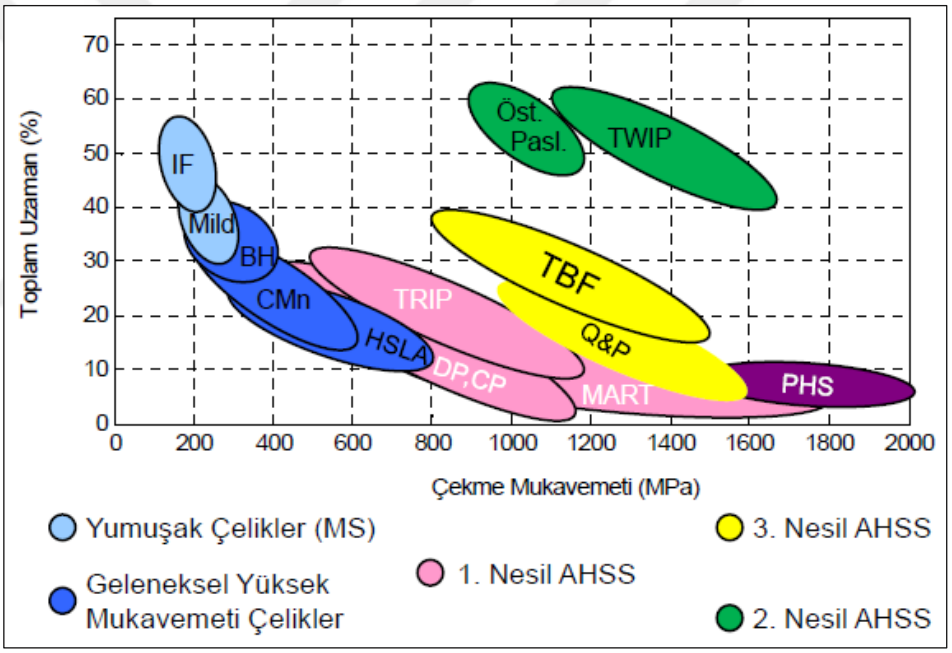
TBF çeliklerinde ise sıcak ve soğuk haddeleme ısıl çevrimleri, Şekil 1.14 ve Şekil 1.15b'de görülebileceği gibi geleneksel TRIP çeliklerinden farklılık göstermektedir. TBF çeliklerinin sıcak ve soğuk haddeleme ile üretiminde ferrit faz dönüşüm alanına girilmeksizin bütünüyle östenit yapısından izotermal bekleme sıcaklığına kontrollü soğutma yapılarak beynit dönüşümü sağlanmaktadır. Bu şekilde her iki üretim metodunda da nihai mikroyapı beynit ve kalıntı östenit olarak gerçekleşmektedir.

TRIP katkılı çeliklerde östenit - martenzit dönüşümünün gerilme/gerinme ve sıcaklık ilişkisi şematik olarak Şekil 1.16'da gösterilmiştir. Bu çeliklerde TRIP etkisini kullanabilmek için gereken anahtar özelliklerden birisi deformasyon sırasında östenitten martenzite dönüşümün kontrol edilebilmesidir. Östenit kararlılığını tanımlamak için üç farklı sıcaklık (M_s, M_s^{σ} ve M_{d30}) tanımlanır. M_s, atermal martenzit dönüşümünün başladığı sıcaklığı, M_s^{σ}, gerinme katkılı martenzit dönüşümünün başladığı sıcaklığı ve M_{d30}, % 30 çekme deformasyonun östenitten % 50 martenzit oluşmasına neden olduğu sıcaklığı ifade eder. M_s sıcaklığının üzerinde, deformasyon ile östenitten martenzite dönüşüm sağlanabilir. M_s^{σ} sıcaklığı ise kalıntı östenitten martenzite dönüşüm modunun gerilme katkılıdan gerinme katkılıya geçtiği sıcaklıktır. Bu sıcaklıkta martenzite dönüşümü başlatacak gerilme miktarı östenitin akma sınırına eşittir. M_s^{σ} sıcaklığı üzerinde östenitte gerinme meydana gelir ve martenzit çekirdeklenmesi plastik gerinme ile sağlanır. Eğer sıcaklık yükselmeye devam ederse M_d sıcaklığına ulaşılır ve bu sıcaklığın üzerinde östenit plastik gerinme durumunda bile kararlıdır. Martenzit dönüşümü gerçekleşmez [28].



Şekil 1.16. TRIP katkılı çeliklerde östenit - martenzit dönüşümünün gerilme/gerinme ve sıcaklık ilişkisi şematik gösterimi [20]

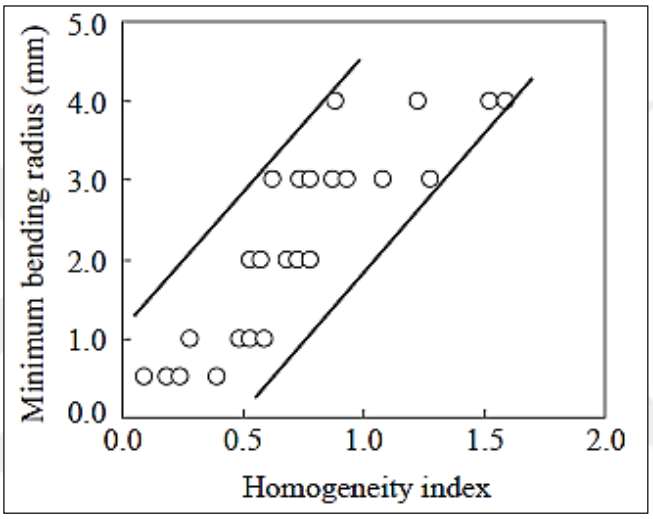
TBF (TRIP katkılı Beynitik-Ferritik) çeliklerinin kimyasal kompozisyonu TRIP çelikleri ile temelde aynı olsada ısıl çevrimlerindeki değişiklik sonucunda nihai mikroyapıları farklıdır. Geleneksel TRIP çeliklerinde mikroyapı, poligonal ferritik matriks içerisinde % 20-30 beynit ve % 10-30 kalıntı östenitten oluşur. TBF çeliklerinde ise beynitik matriks içerisinde kalıntı östenit adaları ile birlikte bazen ferrit içermektedir. TBF çeliklerinin kimyasal kompozisyonu çoğunlukla geleneksel TRIP çeliklerine benzer şekilde 0,2C–1,5Mn–1,5Si veya 0,2C–1,5Mn–1,5Al şeklinde olabilmektedir. Buradaki Al ve Si kullanımındaki farklılık Si ile alaşımlamada soğuk haddeleme sonrası galvanizleme sürecinde karşılaşılan problemdir [29]. TBF çeliklerinin tipik mekanik özellikleri diğer AHSS türleri ile karşılaştırmalı olarak Şekil 1.17'de verilmiştir.



Şekil 1.17. TBF çeliklerinin diğer çelik sınıfları ile karşılaştırmalı olarak mekanik özellikleri değer aralıkları [19]

TBF çeliklerinin gelişimi TRIP çeliklerinde karşılaşılan bazı problemlerden doğmuştur. Ferritik matriksli geleneksel TRIP çeliklerinde lokal sünekliğin (local ductility) düşük olmasına bağlı olarak düşük delik genişletme (stretch flangeability) ve bükülebilirlik (bendability) özellikleri ile karşılaşılmaktadır. Takahashi, lokal süneklik üzerine yaptığı araştırmada, lokal sünekliğin mikroyapıya bağlı olduğunu ve homojenliğin artması ile arttığını tespit etmiştir. Şekil 1.18'de homojenite indeksinin minimum bükme yarıçapı ile doğru orantılı ilişkisi gösterilmiştir. Mikroyapısal

homojenite, yapısal bileşenlerdeki sertlik farklılıklarının azaltılması ile geliştirilebilmektedir. Homojeniteyi ve lokal sünekliği geliştirmek için bir diğer yöntem; ferritik matriks yerine beynit veya temper martenzit matriks oluşturulmasıdır. Bunun nedeni, beynit sertlik değeri temper martenzit veya dönüşüm sonrası oluşan (dönüşüm katkılı) martenzit ile oldukça benzerlik göstermektedir. Bu tip çelikler, blok vari östenit miktarının (blocky austenite) azalması ile mikroyapıda lata tipi beynit ve kalıntı östenit bulunması sayesinde çok iyi delik genişletme özelliği gösterirler. [29, 30, 31].



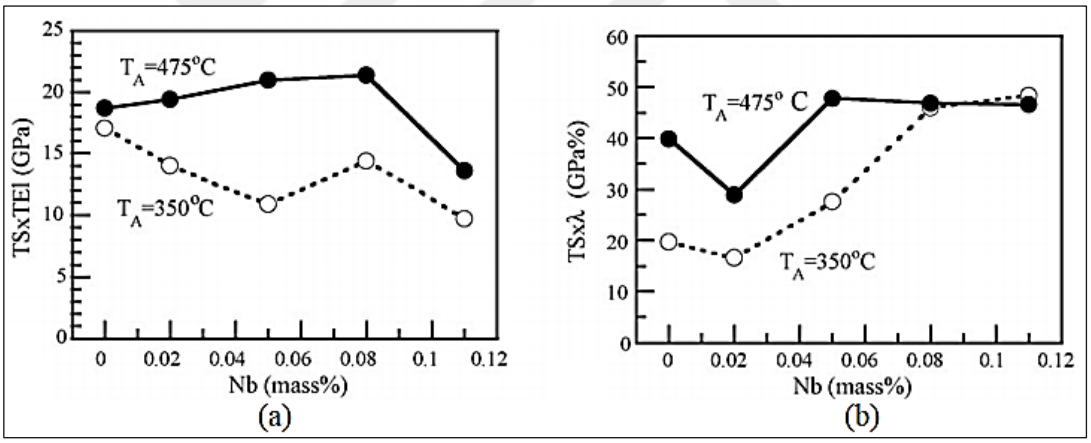
Şekil 1.18. Bükme yarıçapının mikroyapısal homojenite ile olan ilişkisi [30]

Al ilavesi, lata tipi beynitik ferrit ve kalıntı östenit oluşturma sürecine katkı sağlıyor olsa da aynı anda kalıntı östenit hacimsel miktarını azaltmaktadır. Bu durum, TBF çeliklerindeki TRIP etkisini olumsuz etkilemekte ve ayrıca mukavemetini azaltmaktadır. Bu nedenle ekstra mukavemet kazandırmak için karbon miktarını yükseltmenin yanında çökelme sertleşmesi sağlayacak mikroalaşımlama yapılmaktadır. Beynitik çeliklerdeki kalıntı östenit oranı artan karbon oranı ile artırılabilir. Ancak buradaki sınırlayıcı unsur bu çeliklerin kaynak kabiliyeti de artan karbon ile ters orantılı olarak azalmaktadır [32].

Mikroalaşımlama ve termomekanik işlem neticesinde ferrit mukavemetinin artması çökelti sertleşmesi ve ince tane sertleşmesi sonucu sağlanır. Böylece mikroyapıdaki sertlik farklılığı minimize edilebilir. Bu yaklaşımla, ince yapılı beynitik matriks içerisinde nano ölçekte kalıntı östenit içeren plakalar üretmeyi başaran Garcia-Mateo

vd. ve Caballero vd. yaptıkları çalışmada çekme mukavemetinde 2,2 GPa ve kopma uzamasında % 30 değerlerine ulaşmışlardır [33, 34, 35].

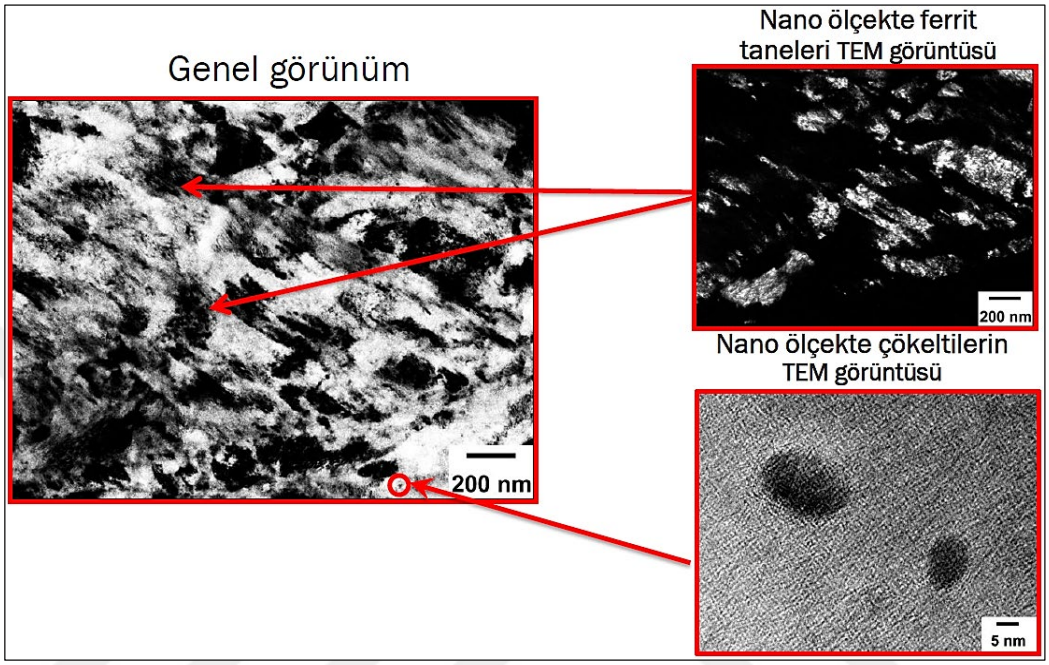
TBF çeliklerinin üretiminde mikroalaşımlama ve termomekanik işlem, elde edilecek başlangıç ince taneli östenit yapısı açısından çok önemli yer tutmaktadır. TBF çeliklerinin beynitik matirkse sahip olabilmesi için beynit bölgesinde geleneksel TRIP çeliklerine göre çok daha uzun süreler bekletilmesi gerekmektedir. Ancak bu durum endüstriyel olarak TBF çeliklerinin üretim maliyetlerini artıracağından, bu sorunun çözümü Nb ile mikroalaşımlama yanı sıra termomekanik işlem ile başlangıç östenit tane boyutunun inceltilerek kinetik olarak daha hızlı beynit dönüşümünün sağlanmasıdır. Sugimoto ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, farklı oranlarda Nb içeren çelikleri mikroyapı ve mekanik özellikleri açısından araştırmıştır. Şekil 1.19' da görüleceği gibi toplam uzama ve delik genişletme oranı gibi mekanik özellikler açısından en uygun Nb oranının % 0,08 olduğunu tespit etmişlerdir [36].



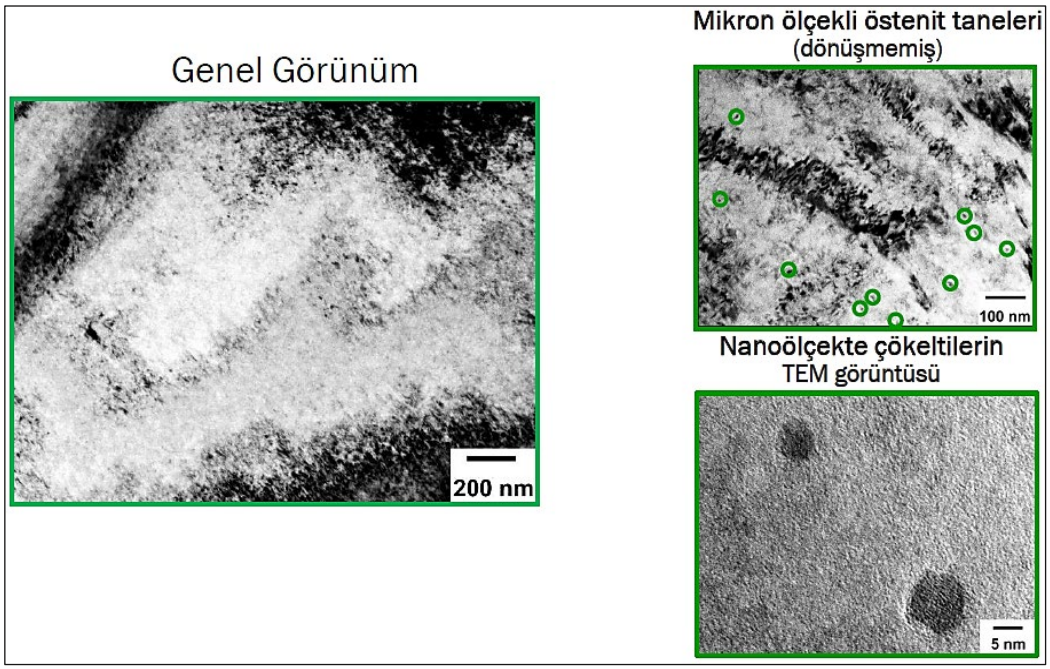
Şekil 1.19. Nb miktarının, a) mukavemet-uzama b) mukavemet-delik genişletme oranı üzerine etkisi [36]

Süneklik ve mukavemet değerlerinin eş zamanlı artırılmasının en temel yöntemi tane yapısının inceltilmesidir. Bu nedenle birçok çelik üreticisi ultra ince tane yapısına sahip çelikler üzerine araştırmalar yürütmektedir. Bu konudaki en güncel çalışma D.J. Branagan tarafından üretilmiş ancak henüz ticarileşmemiş nano tane yapısına sahip NanoSteel® çeliğidir. NanoSteel® firması 2016 yılında Great Designs in Steel isimli seminerde, prototip olarak üretilen soğuk haddelenmiş NXG™ 1200 isimli çeliğin mekanik değerlerini 1188 MPa çekme mukavemeti ve % 54,6 kopma uzaması olarak paylaşmıştır. Telif hakları patentle koruma altında olan ve üretim süreci hakkında

detay bilgi bulunmayan NXG^{TM} 1200 çeliğinin, Şekil 1.20 ve Şekil 1.21'de görüleceği gibi mikroalaşım takviyeli nano/mikron boyutta ferrit + östenit yapıda olduğu bilinmektedir. Plastik deformasyon sürecinde gerinim etkili nanoboyutlarda faz dönüşümü ek mukavemet artışı sağlamaktadır [37, 38].



Şekil 1.20. NXGTM 1200 çeliğine ait nano boyutta ferrit ve çökelti TEM mikroyapı görüntüleri [37]

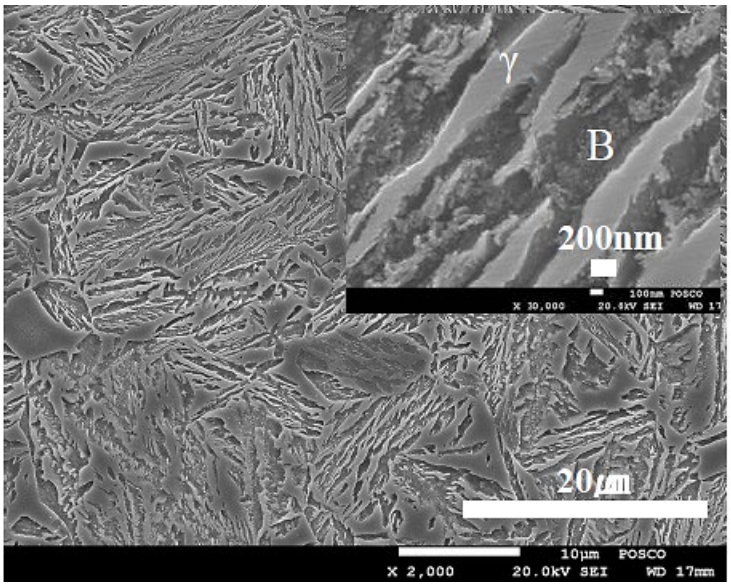


Şekil 1.21. NXGTM 1200 çeliğine ait mikron boyutunda östenit ve nano boyutta çökelti TEM mikroyapı görüntüleri [37]

Üçüncü nesil AHSS ailesinin üyesi TBF çeliği üzerinde yapılan son çalışmalar neticesinde TBF 1180 çeliği üretimi gerçekleştirilmiştir. Fransız otomotiv üreticisi Renault-Nissan, TBF çeliğinin gurubun mühendislik stratejelieri açısından gelecek hedeflerinde olduğunu bildirmiştir. Nitekim 2013 yılında Infiniti Q50 modelinin çarpışma kompenentlerinde ve 2015 yılında Murano'da TBF 1180 çeliği kullanılmıştır. 2016 yılında ise, Nissan Maxima modelinde TBF 1180 çeliği kullanımı % 6'nın üzerinde gerçekleşmiştir [19, 38].

Bu gelişmelerden sonra KobeSteel 1470 MPa seviyesinde çekme mukavemetine sahip TBF çeliği üretebildiğini açıklamıştır. 2014 Eylül itibari ile dünyanın en büyük çelik üreticisi ArcelorMittal ürün gamına TBF çeliğini dâhil etmiştir. Mevcut durumda ArcelorMittal ürün gamında FortiForm® 1050 ticari ismi ile bulunmaktadır. Ayrıca ArcelorMittal firmasının FortiForm® 980 ve FortiForm® 1180 üzerine çalışmaları devam etmektedir [19, 38].

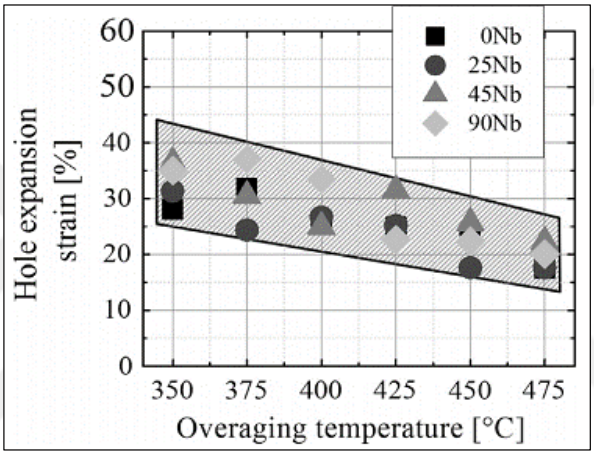
TRIP katkılı beynitik çelikler üzerine çalışmalarını sürdüren Güney Koreli çelik üreticisi POSCO ise 2010 yılında, 1187 MPa çekme mukavemeti ve % 39 kopma uzaması değerine sahip Süper Beynitik TRIP (SB-TRIP) çeliğini geliştirdiğini açıklamıştır. POSCO tarafından geliştirilen SB-TRIP çeliği Şekil 1.22'de görülebileceği gibi nano yapılı beynitik matriks ve kalıntı östenitten oluşmaktadır [39].



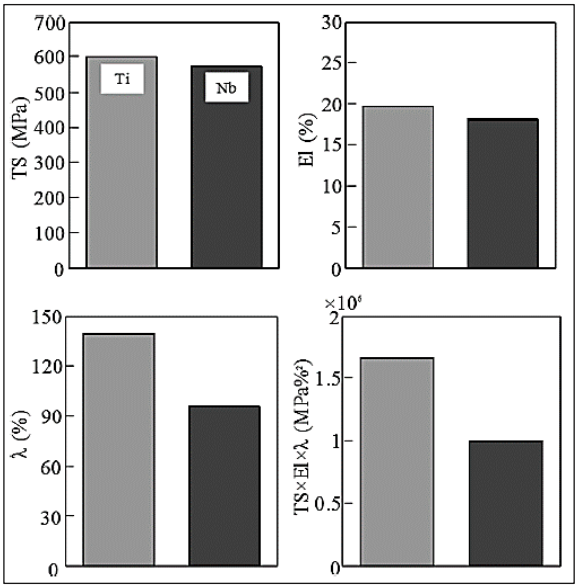
Şekil 1.22. POSCO tarafından geliştirilen SB-TRIP çeliğinin TEM mikroyapı görüntüsü [39]

1.2.1. TBF çeliklerinin mekanik özellikleri

Otomotiv üreticilerinin şekillendirilebilirliğe verdikleri önem, araştırmacıları AHSS gurubu çeliklerdeki delik genişletme kabiliyeti hususunda araştırmalara özendirmektedir. Hausmann ve arkadaşları yaptıkları çalışmada farklı oranlarda Nb ile mikroalaşımlandırılmış TBF çeliklerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak delik genişletme performanslarını incelemişlerdir. Şekil 1.23'de görüleceği gibi yaşlandırma sıcaklığındaki artışın farklı oranlarda yapılan mikroalaşımlamanın etkisini azalttığını ve delik genişletme oranını düşürdüğünü tespit etmişlerdir [40].



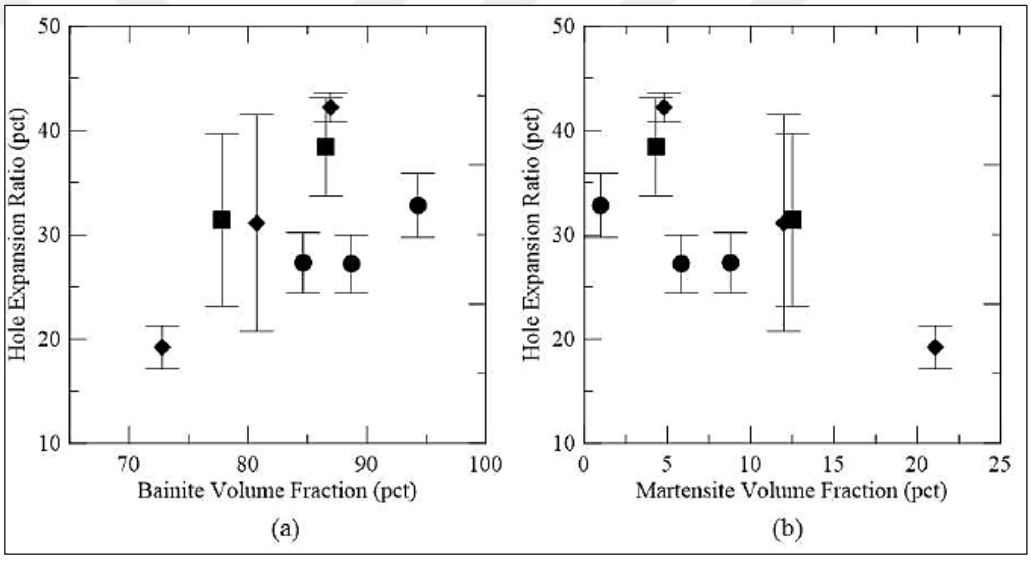
Şekil 1.23. Farklı oranlarda Nb içeren TBF çeliklerinin yaşandırma sıcaklığına göre delik genişletme % uzama grafiği [40]



Şekil 1.24. Nb ve Ti mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri [41]

Kamibayashi ve arkadaşları yaptıkları çalışmada ise düşük karbonlu bir AHSS çeliğinde Ti ve Nb ile mikroalaşımlamanın delik genişletme kabiliyetine olan etkisini araştırmıştır. Sonuç olarak, Şekil 1.24'de görüleceği gibi Ti ile alaşımlamanın Nb ile alaşımlamaya göre daha etkili sonuç verdiğini tespit etmişlerdir [41].

Syammach yaptığı doktora çalışmasında beynit, martenzit ve kalıntı östenit faz oranlarının mekanik özelliklere olan etkisini araştırmıştır. Sonuç olarak; Şekil 1.25'de görülebileceği gibi artan beynit ve kalıntı östenit oranı ile mukavemet değerinin azaldığını, ancak delik genişletme oranının arttığını belirlemiştir. Diğer taraftan artan martenzit faz oranı ile mukavemet değerinin yükseldiğini, ancak delik genişletme oranının azaldığını tespit etmiştir [42].

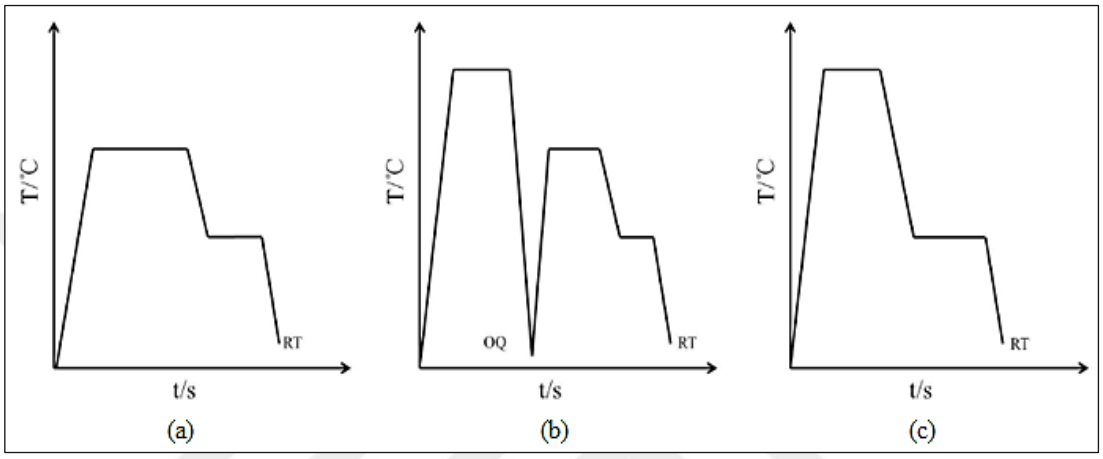


Şekil 1.25. a) Beynit hacim miktarının delik genişletme oranına etkisi, b) Martenzit hacim miktarının delik genişletme oranına etkisi [42]

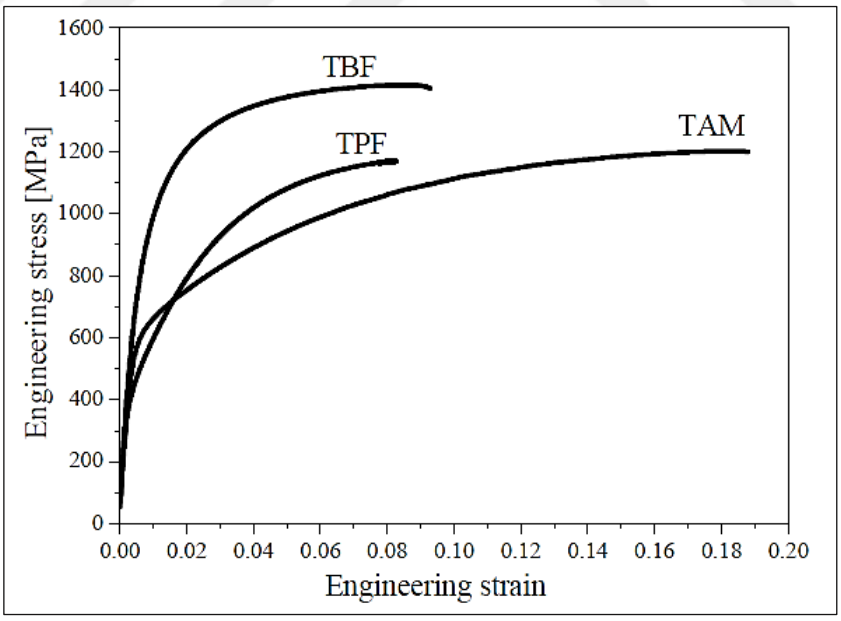
Otomotiv üreticileri son yıllarda araçların çarpışma ile ilgili komponent özelliklerinin iyileştirilmesi üzerine çalışmalar yürütmektedir. Bu konuda birçok üniversite ve araştırma kurumunda bir taraftan TBF çeliklerinin geliştirilmesi üzerine çalışmalar sürdürülürken diğer bir taraftan TBF çeliklerine alternatif daha yüksek özelliklere sahip farklı mikroyapılarda TRIP çelikleri üzerine araştırmalar yürütmektedir.

Dong ve arkadaşları tarafından yapılan güncel bir çalışmada, aynı kompozisyona sahip üç çelik tipi için Şekil 1.26'da verildiği gibi farklı ısıl işlem prosedürü uygulanarak farklı üç tipte TRIP katkılı çelik geliştirilmiş ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Bu üç çelik tipinde matriks, TRIP katkılı polygonal ferritik (TPF),

TRIP katkılı temper martenzit (TAM) ve TRIP katkılı beynitik ferrit (TBF) şeklindedir. Sonuç olarak, geliştirilen üç farklı çelik tipinde Şekil 1.27'da görüleceği gibi en yüksek kalıntı östenit ve süneklik oranı TAM çeliğinde tespit edilirken, en yüksek mukavemet değerine sahip çelik tipi TBF olarak tespit edilmiştir. Yapılan çalışmada TAM çeliğinin mekanik özellikleri açısından otomotiv sektörü için gelecek vaat eden bir çelik olarak değerlendirilebileceği sonucuna ulaşılmıştır [43].



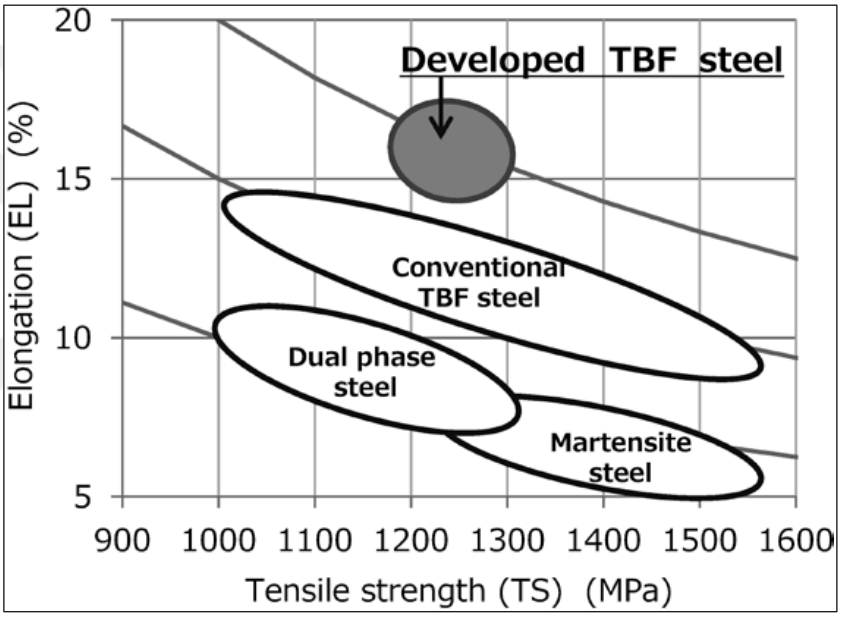
Şekil 1.26. Farklı TRIP katkılı çeliklerin ısıl çevrimleri a) TPF b) TAM c) TBF [43]



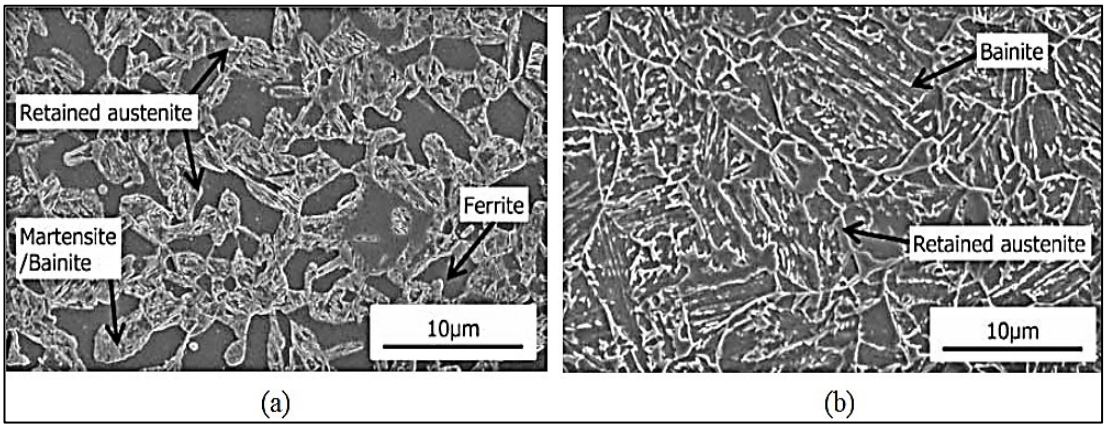
Şekil 1.27. TPF, TBF ve TAM çeliklerine ait mühendislik gerilmesi-gerinmesi diyagramı [43]

Murato ve arkadaşları yaptıkları güncel bir çalışmada Kobe Steel tarafından üretilen geleneksel TBF çeliğinde yüksek C ve Si ile alaşımlama sonucunda Şekil 1.28'de verilen hedef mekanik değerelere sahip geliştirilmiş TBF çeliği üretimini

gerçekleştirmişlerdir. Geliştirilmiş TBF çeliğinde C ve Si hacim oranını arttırarak kalıntı östenit hacim oranını ve buna bağlı olarak yüzde uzama oranını iyileştirmeyi hedeflemişlerdir. Ayrıca artan C ve Si miktarı ile beynit ve martenzit hacim oranını arttırmayı hedeflemişlerdir. Ek olarak bu çalışmada hedef mikroyapılarını geleneksel TBF çeliğinden farklı olarak Şekil 1.29'da görülebileceği gibi beynit/martenzit, ferrit ve kalıntı östenit olarak belirlemişlerdir. Sonuç olarak geleneksel TBF çeliğine göre Tablo 1.1'de verildiği gibi daha yüksek akma, çekme ve uzama değerlerine sahip bir çelik geliştirmiş olsalarda delik genişletme performansı açısından geleneksel TBF çeliğinin gerisinde kalmışlardır [44].



Şekil 1.28. Geliştirilmiş soğuk haddelenmiş TBF çeliğinin mekanik değerleri [44]



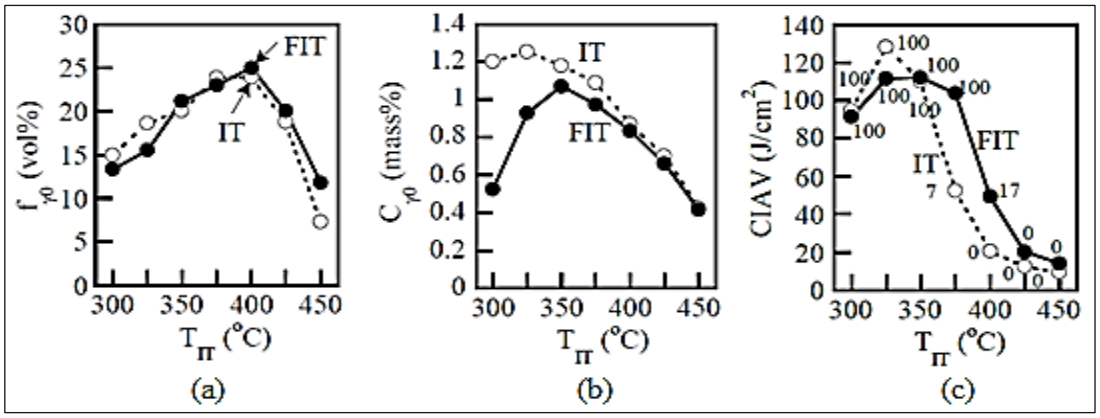
Şekil 1.29. a) Geliştirilmiş TBF çeliği SEM mikroyapı görüntüsü b) Geleneksel TBF çeliği SEM mikroyapı görüntüsü [44]

Tablo 1.1. Geliştirilmiş ve geleneksel TBF çeliğinin mekanik özellikleri [44]

Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Delik Genişletme Oranı (%)
Geliştirilmiş TBF	946	1222	18	40
Geleneksel TBF	910	1185	10	51

1.2.2. TBF çeliklerinde diğer uygulamalar

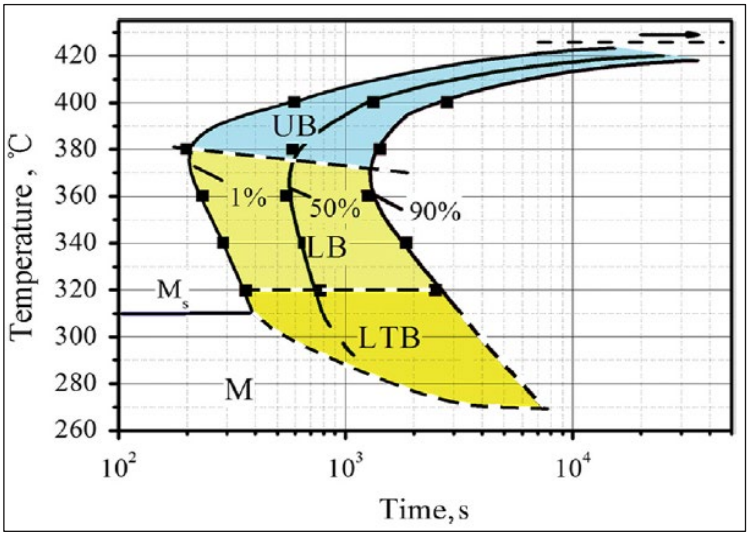
TBF çelikleri üzerine yapılan araştırmalar yalnızca sac veya levha ürünleri ile sınırlı değildir. TBF çeliklerinde elde edilen üstün mekanik özellikler nedeniyle araçların hareketli parçalarında kullanılabilecek sıcak dövme ürünler üzerinde de araştırmalar yapılmaktadır. Bu konuda Sugimoto ve arkadaşları yaptıkları çalışmada Cr, Mo ve Nb ile takviye edilmiş çeliğe, dövme izotermal dönüşüm prosesi (forging isothermal transformation, FIT process) uygulamış ve çelikteki mekanik özelliklerin gelişimini sadece izotermal dönüşüm prosesi (isothermal transformation, IT process) uygulanan numune ile karşılaştırarak araştırmışlardır. Sonuç olarak, dövme prosesinin dislokasyon yoğunluğunu artırarak dövme sonrası meydana gelen dinamik yeniden kristallenme nedeniyle östenit tane yapısında incelme tespit etmişlerdir. Diğer taraftan, Şekil 1.30'da görülebileceği gibi dövme izotermal dönüşüm prosesinin çelikteki kalıntı östenit karbon içeriğini düşürdüğünü tespit etmişlerdir [45].



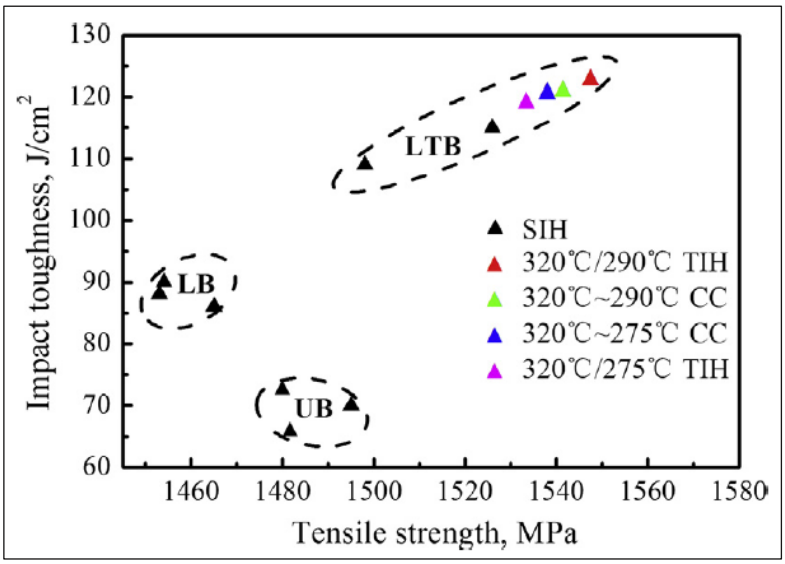
Şekil 1.30. Dövme izotermal dönüşüm prosesi ile izotermal dönüşüm prosesinin bekleme sıcaklıklarına göre, a) kalıntı östenit oranı değişimi b) kalıntı östenit karbon oranı değişimi c) tokluk değişimi [45]

Ayrıca izotermal bekleme sıcaklığına bağlı olarak mukavemet ve tokluk değerlerinin geliştirilebildiğini ve Cr, Mo takviyesi ile sertleşebilirliği yüksek üstün mekanik özelliklere sahip malzeme elde edilebileceği sonucuna ulaşmışlardır [45].

TRIP katkılı çelikler üzerine yapılan güncel araştırmaların izotermal bekleme sıcaklığı ve süresi ile Mn oranı üzerinde yoğunlaştığı görülmektedir. Bunun en temel nedeni özellikle TBF ve TAM tipi çeliklerin endüstriyel olarak maliyetlerinin düşürülmek istenilmesidir. Bu konuda Long ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, 34MnSiCrAlNiMo çeliği için üç farklı izotermal bekleme sıcaklığında, oluşan beynit yapılarının morfolojileri ile bu yapıların mekanik özelliklere olan etkisini incelemişlerdir. Sonuç olarak, Şekil 1.31 ve Şekil 1.32'de görüleceği gibi M_s+75 °C sıcaklığında yapılan izotermal beklemede üst beynit matriks yapısı ve kalıntı östenit adaları oluşumu gözlemlenmiştir. M_s+10 °C ile M_s+75 °C sıcaklık aralığındaki bir T sıcaklığında yapılan izotermal beklemede alt beynit matriks yapısı ve kalıntı östenit oluşmaktadır. M_s+10 °C sıcaklığında yapılan izotermal beklemede ise, oldukça ince yapılı düşük sıcaklık beynit matriks yapısı ile ince film yapısında kalıntı östenit tespit etmişlerdir. Yapılan inceleme sonucunda elde edilen önemli diğer bir veri, düşük dönüşüm sıcaklıklarının mekanik özelliklerde daha iyi sonuç verdiğidir. Burada, düşük sıcaklık beynit yapısı yüksek mukavemet ve yüksek tokluk değerlerine sahip iken, alt beynit yapısı yüksek tokluk düşük mukavemet değerlerine ve üst beynit yapısı ise yüksek mukavemet düşük tokluk değerlerine sahip olmaktadır [46].



Şekil 1.31. 34MnSiCrAlNiMo çeliğine ait TTT diyagramı, UB: üst beynit, LB: alt beynit, LTB: düşük sıcaklık beynit, M: martenzit, Ms: martenzit başlangıç sıcaklığı [46]

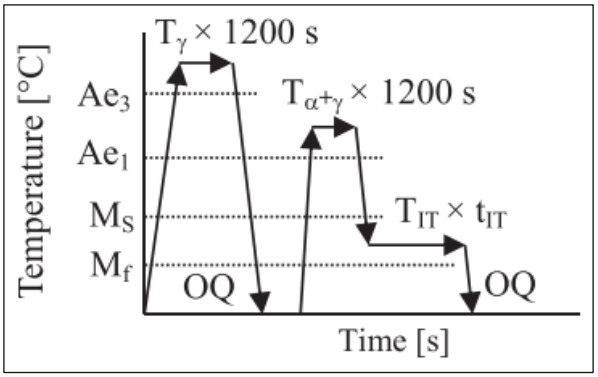


Şekil 1.32. 34MnSiCrAlNiMo çeliğinde farklı beynit morfolojileri için mukavemet-tokluk dağılımları [46]

Sugimoto ve arkadaşları yaptıkları güncel bir çalışmada farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin özelliklerini incelemişlerdir. Çalışmada kullandıkları % 1,5 Mn ve % 5 Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin özellikleri ve uygulama sıcaklıkları Tablo 1.2'de verilmiştir.

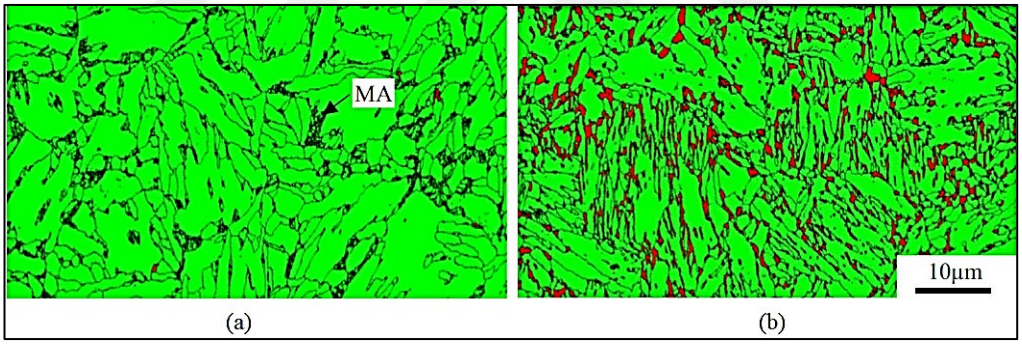
Tablo 1.2. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çeliklere ait ısıl çevrim sıcaklık ve zaman verileri [47]

Çelik	T_{γ} (°C)	$T_{\alpha+\gamma}$ (°C)	T_{IT} (°C)	T_{IT} (s)
% 1.5 Mn	900	780	320	500
% 5 Mn	800	680	180	5000

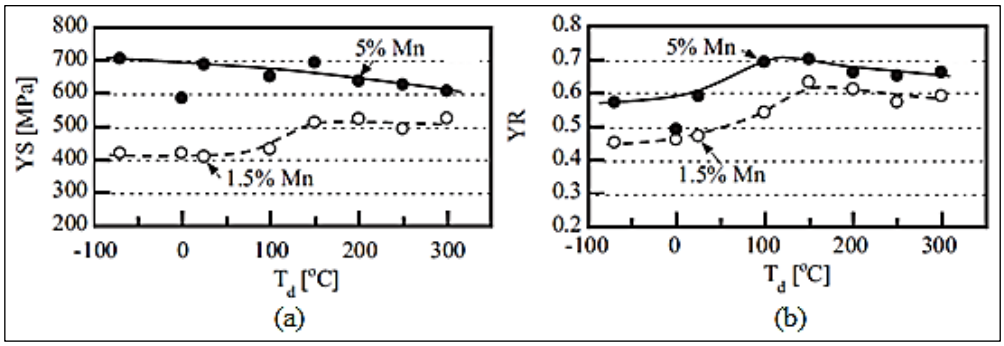


Şekil 1.33. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çelikler için ısıl işlem çevrim diyagramı [47]

Şekil 1.33'de verilen ısıl çevrim esaslarına göre ürettikleri TRIP katkılı martenzitik (TAM) çeliklerini -70 ℃ ile 300 ℃ arasındaki sıcaklıklarda deforme ederek çeliklerdeki mekanik özellikleri, kalıntı östenit oranını ve kalıntı östenit karbon oranını incelemişlerdir. Sonuç olarak, Şekil 1.34'de verilen mikroyapı incelemelerinde % 5 Mn içeren numunenin, % 1,5 Mn içeren numuneye göre daha fazla oranda kalıntı östenit içerdiğini ve her iki numunenin temper martenzit matriks yapısında olduğunu tespit etmişlerdir. Şekil 1.35'de görülebileceği gibi farklı sıcaklıklarda yapılan deformasyon neticesinde % 5 Mn içeren TRIP katkılı çelikte, artan deformasyon sıcaklığı ile akma mukavemetinin düzenli olarak azaldığını ve akma oranındaki en yüksek değere 100 ℃ ve 150 ℃ sıcaklıklarda yapılan deformasyon ile ulaşıldığını tespit etmişlerdir. % 1,5 Mn içeren TRIP katkılı çelik için artan deformasyon sıcaklığı ile akma mukavemetinin düzenli olarak arttığını ve akma oranındaki en yüksek değere 150 ℃ ve 250 ℃ sıcaklıklarda yapılan deformasyon ile ulaşıldığını tespit etmişlerdir [47].



Şekil 1.34. Farklı oranlarda Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin mikroyapı görüntüleri, a) % 1,5 Mn içeren numune, b) % 5 Mn içeren numune, yeşil bölgeler temper martenzit, kırmızı bölgeler kalıntı östenit ve gri bölgeler deformasyon sonrası dönüşmüş martenzit [47]

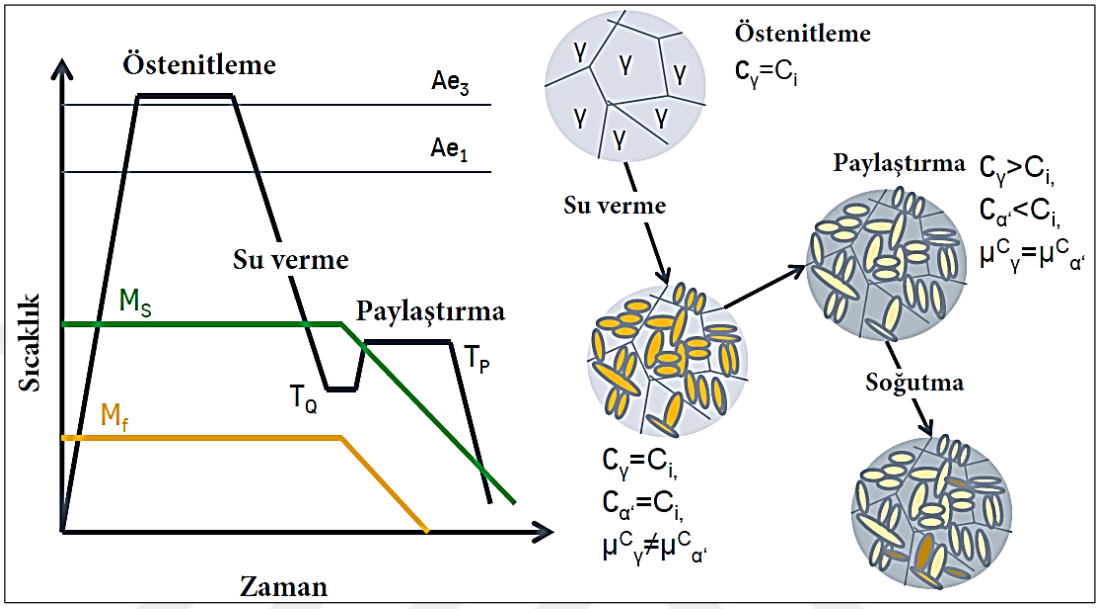


Şekil 1.35. % 5 Mn ve % 1,5 Mn içeren TRIP katkılı çeliklerin farklı deformasyon sıcaklarındaki akma mukavemeti ve akma oranları değişim grafikleri, a) akma mukavemeti b) akma oranı [47]

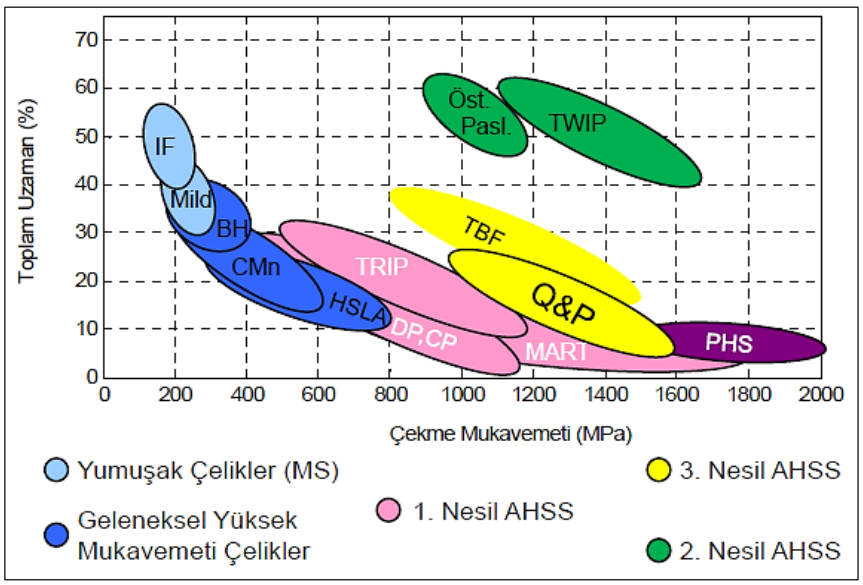
1.3. Q&P Çelikleri

Otomotiv sektröünde TBF çeliklerinin alternatifi olarak Su verme ve Paylaştırma (Quenching and Partitioning, Q&P) çelikleri 2003 yılında J.G. Speer ve arkadaşları tarafından geliştirilmiştir [48]. Q&P çeliklerine ait ısıl çevrim proses basamakları ve oluşan fazlar şematik olarak Şekil 1.36'da verilmiştir. Ac_3 sıcaklığının üzerine yapılan tavlama sonucu mikroyapı bütünü ile östenit yapısındadır. Östenitlemeden sonra daha önce tespit edilen, M_s ve M_f sıcaklıları arasındaki bir sıcaklığa su verme (Quenching) yapılmaktadır. Bu noktada mikroyapı kısmi martenzit ve kalıntı östenit şeklindedir. Bir sonraki aşama olan paylaştırma (Partitioning) prosesi öncesinde, su verme sıcaklığı (T_Q) ile paylaştırma sıcaklığı (T_P) arasındaki bekleme sürecinde herhangi bir faz dönüşümü veya sementit oluşumu beklenmemektedir. Bu nedenle, mikroyapısında bulunan kalıntı östenit ile tipik bir TRIP katkılı çelik olan Q&P çeliği de içeriğinde sementit oluşumunu engelleyen Al ve/veya Si bulundurmaktadır. Geleneksel TRIP çeliklerine göre daha yüksek mukavemet ve uzama değerlerine ulaşabilen Q&P çelikleri buna karşın geleneksel TRIP çeliklerine çok benzer kimyasal kompozisyona sahiptir. TRIP katkılı çeliklerde olduğu gibi Q&P çeliklerinde de Al ve/veya Si alaşımlama ile sementit oluşumu engellenir. Bu aşamadan sonra martenzitin farklı fazlara dönüşmemesi için M_s sıcaklığının altında seçilen bir paylaştırma sıcaklığına (T_P) çıkılarak izotermal bekleme yapılmaktadır. Paylaştırma prosesinde, su verme prosesinden gelen karbonca zengin martenzit fazından, kalıntı östenit fazına karbon difüzyonu gerçekleşmekte ve M_s sıcaklığı aşağı yönlü hareket etmeye başlamaktadır. M_s sıcaklığının oda sıcaklığı seviyesine ulaşması ile karbonca zenginleşen kalıntı östenit termal olarak stabil yapıya kavuşmakta ve artan karbon içeriği sayesinde TRIP etkisi artmaktadır. Karbon difüzyonu veya paylaştırma işleminin itici gücü, karbonca zengin martenzitteki karbonun, östenitten daha büyük kimyasal potansiyelidir. Paylaştırma prosesinin nispeten düşük sıcaklıkta (350 ℃ – 450 ℃) gerçekleştiriliyor olmasından dolayı diğer alaşım elementlerinin martenzit-östenit ara yüzeyindeki difüzyonu ihmal edilebilecek kadar düşüktür. Paylaştırma prosesi sonunda mikroyapıda karbonca fakir martenzit yapısı ile karbonca zengin kalıntı östenit bulunmaktadır. Son olarak, oda sıcaklığına soğutma sürecinde karbonca zengin kalıntı östenitin bir kısmı martenzite dönüşmekte ve bu martenzit yapısı, temper martenzitten ayırt edilmek için

yeni martenzit (fresh martensite) olarak adlandırılmaktadır. Sonuç olarak mikroyapı, karbonca fakir temper martenzit, yeni martenzit ve kalıntı östenit olarak şekillenmektedir [49, 50]. Q&P çeliklerinin diğer çelik sınıfları ile karşılaştırmalı olarak mekanik özellikleri değer aralıkları Şekil 1.37'de gösterilmiştir.



Şekil 1.36. Q&P çeliklerine ait ısıl çevrim proses basamakları ve oluşan fazlar [49]

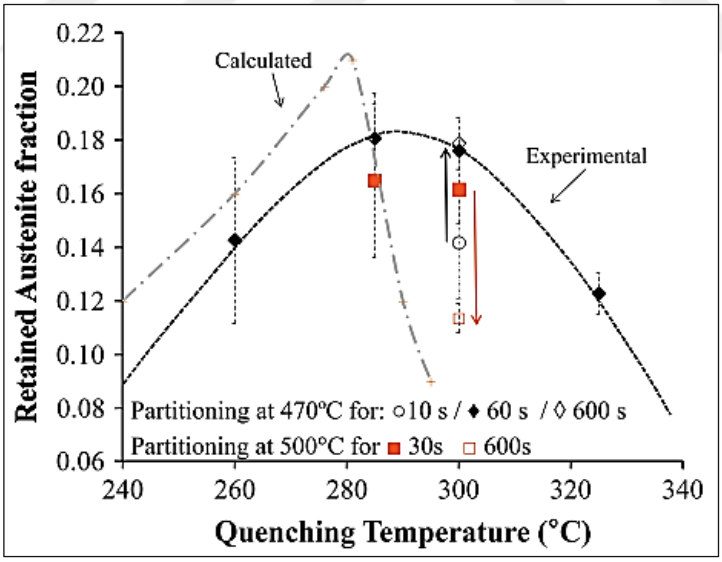


Şekil 1.37. Q&P çeliklerinin diğer çelik sınıfları ile karşılaştırmalı olarak mekanik özellikleri değer aralıkları [19]

M_s ve M_f arasında seçilen su verme sıcaklığı (T_Q), martenzit ve kalıntı östenit hacim oranını doğrudan etkilediğinden oldukça kritik önem taşımaktadır. M_f sıcaklığına yakın seçilen bir su verme sıcaklığına (T_Q) yapılan soğutma, hacimce çok az

miktarda kalıntı östenit oluşumuna yol açarak malzemenin sünekliğinde ve TRIP etkisinde düşüşe sebep olacaktır. Bu durumun aksine, M_s sıcaklığına yakın seçilen bir su verme sıcaklığına yapılan soğutma ise kalıntı östeniti stabilize etmek için karbon kaynağı olan martenzitin hacimce çok az miktarda oluşumuna sebep olacaktır. Sonuçta hacimce yetersiz martenzit miktarı kalıntı östeniti stabilize edemeyecektir. Bu koşullar altında malzemeden beklenen mekanik değerler esas alınarak optimum su verme sıcaklığı seçimi Q&P çelikleri için büyük önem taşımaktadır [51]

Bu konuda, Paravicini ve arkadaşları yaptıkları çalışma ile düşük alaşımlı ve orta karbonlu bir çelikte farklı su verme (T_Q) ve paylaştırma (T_P) sıcaklıklarında Q&P çeliklerinin özelliklerini araştırmıştır. Farklı su verme (T_Q) sıcaklıklarında oluşan kalıntı östenit hacim oranı tespitlerinde Şekil 1.38'de görüleceği gibi en yüksek kalıntı östenit oranının % 18 ile 285 °C - 300 °C arasındaki su verme sıcaklıklarında oluştuğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca farklı paylaştırma sıcaklık (T_P) ve sürelerinde oluşan kalıntı östenit hacim oranı tespitlerinde optimum paylaştırma proses sıcaklık ve süresinin 470 °C ve 60 sn olduğunu tespit etmişlerdir [52].



Şekil 1.38. Q&P çeliğine ait farklı su verme ve paylaştırma sıcaklıklarındaki kalıntı östenit oranı [52]

Optimum su verme sıcaklığının seçimi yöntemine ilişkin iki temal unsur bulunmaktadır. Bunlardan ilki su verme sıcaklığının tespiti ikincisi ise paylaştırma kinetiğinin belirlenmesidir. Oda sıcaklığında kararlı olabilen en yüksek kalıntı östenit miktarına karşılık gelen su verme sıcaklığını tahmin etmek için Koistinen-Marburger

denklemi (Denklem (1.1)) ve Krauss M_s sıcaklık denklemi (Denklem (1.2)) kullanılmaktadır [52];

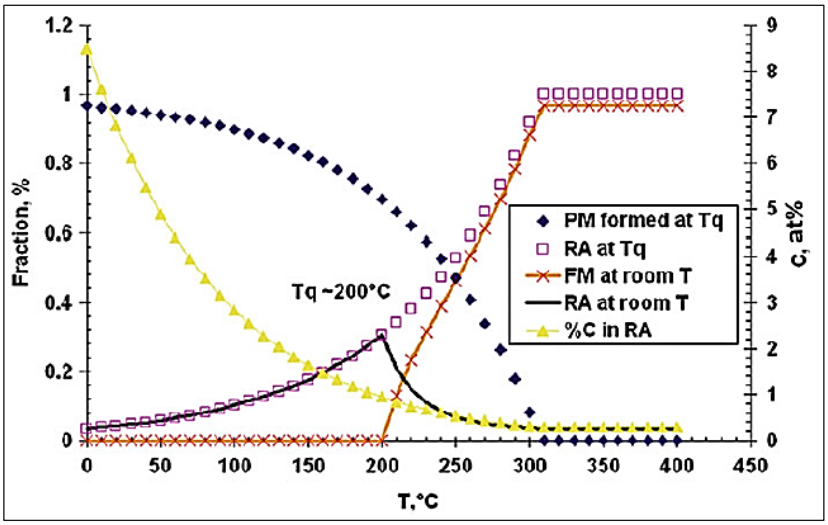
$$f_m = 1\text{-}e^{-0,011(M_s\text{-}QT)} \quad (1.1)$$

$$M_s\,(°C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \quad (1.2)$$

Burada, f_m martenzite dönüşen östenit fraksiyonunu ve M_s Krauss modeline göre hesaplanan martenzit başlangıç sıcaklığını göstermektedir. QT ise optimum su verme sıcaklığını temsil etmektedir.

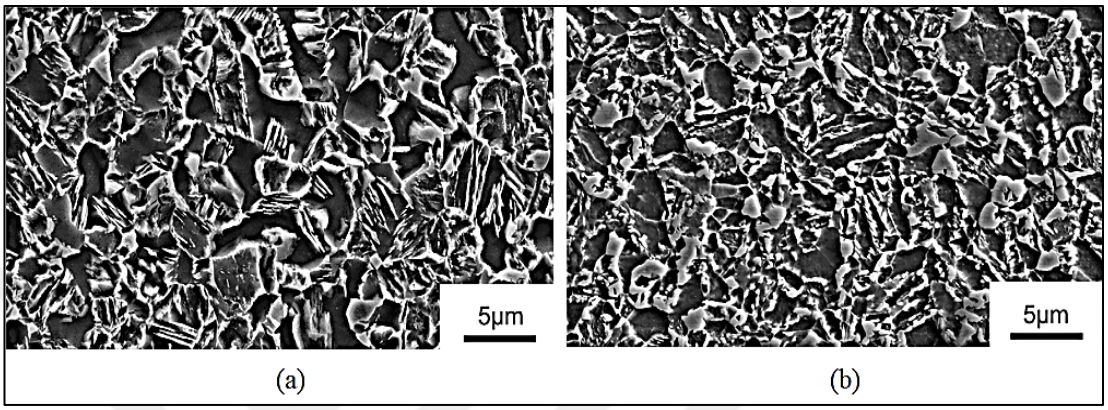
J.G.Speer ve arkadaşları, optimum su verme (QT) sıcaklığı hesabını, kalıntı östenitin fraksiyon tahmini modeline dayandırmaktadır. Bu model, paylaştırma prosesinde martenzitten östenite karbon ayrışması olduğunu ve paylaştırma sürecinde kalıntı östenit hacminin değişmediğini varsaymaktadır. Yani martenzit – östenit ara yüzeyi sabitlenerek karbon dışındaki arayer atomlarının difüzyonunu sınırlandırmakta ve beynit veya karbür çökeltisi oluşumunu engellemektedir. Ayrıca martenzit içerisindeki dislokasyonlara da karbon segregasyonu gerçekleşmediği varsayılmaktadır [52].

Şekil 1.39'da optimum su verme sıcaklığının kalıntı östenit hacmine göre değişim grafiği gösterilmiştir.



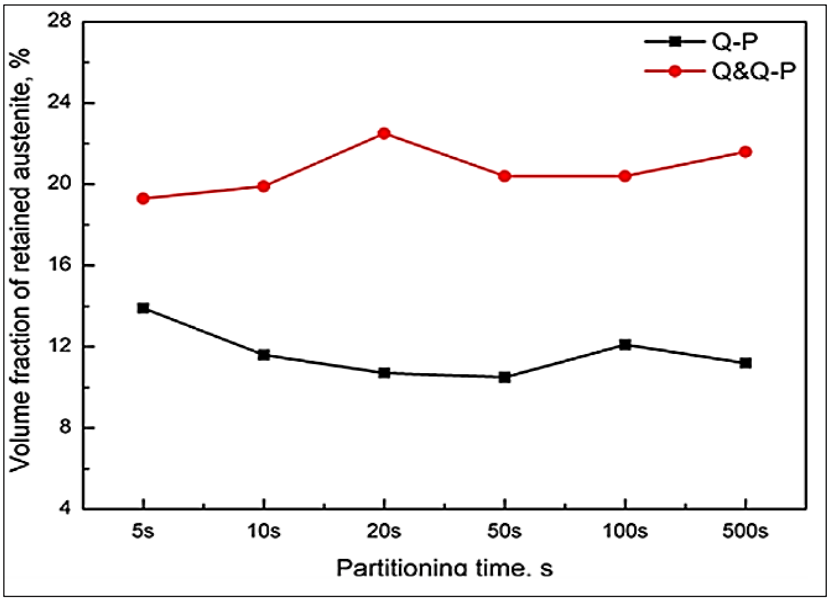
Şekil 1.39. Optimum su verme sıcaklığının kalıntı östenit hacmine göre değişim grafiği, PM: Su verme sıcaklığındaki martenzit, RA: Su verme sıcakığındaki kalıntı östenit, FM: Oda sıcaklığındaki yeni (fresh) martenzit [52]

Zhang ve arkadaşları, paylaştırma zamanını azaltma yönünde yaptıkları çalışmada, iki kademeli su verme ve paylaştırma prosesi uygulamışlardır. Geleneksel Q&P metodu ile üretilen çelik ve burada ortaya atılan yöntem ile üretilen çelik paylaştırma zamanı, kalıntı östenit oranı, mikroyapı ve mekanik özellikleri açısından karşılaştırılmıştır.



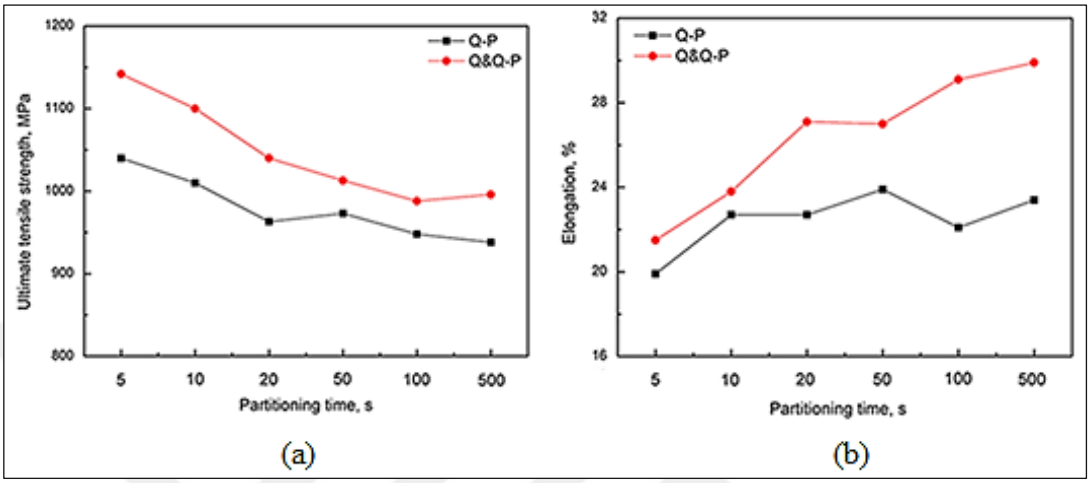
Şekil 1.40. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin mikroyapı görüntüleri, a) Q&P metodu ile üretilen çelik ve b) Q&Q-P metodu ile üretilen çelik [53]

Nb ile mikroalaşımlandırılmış geleneksel TRIP çeliğine uyguladıkları iki farklı ısıl işlem sonucunda iki defa su verilmiş Q&Q-P çeliğinin geleneksel Q&P çeliğine kıyasla Şekil 1.40'da görülebileceği gibi daha ince martenzit yapısına sahip olduğunu tespit etmişlerdir.



Şekil 1.41. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin paylaştırma zamanına göre kalıntı östenit hacim miktarı değişim grafiği [53]

Ayrıca, Şekil 1.41'de görüleceği üzere Q&Q-P çeliğinin aynı hacimde kalıntı östenit oranına daha kısa paylaştırma süresinde eriştiğini tespit etmişlerdir. Ek olarak, Q&Q-P ısıl işlem metodu ile üretilen çelikte Şekil 1.42'de görülebileceği gibi geleneksel Q&P çeliğine kıyasla daha yüksek mekanik değerler elde edilmiştir [53].

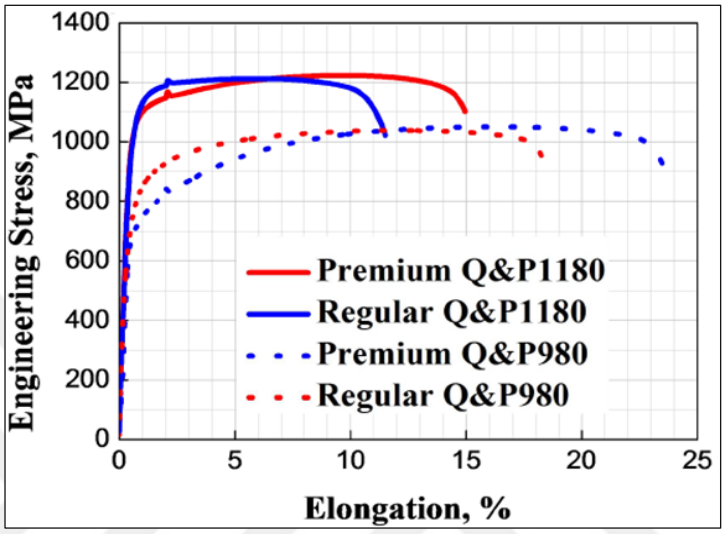


Şekil 1.42. Q&P ve Q&Q-P metodu ile üretilen çeliklerin paylaştırma zamanına göre mekanik değerleri, a) çekme mukavemeti ve b) % uzama değişimi [53]

Paylaştırma proses süresindeki artış, mikroyapıdaki martenzit yapısının temperlenmesi nedeniyle çekme mukavemetinde azalmaya neden olur. Bununla birlikte, akma mukavemeti paylaştırma sıcaklığına bağlı olarak 30 – 100 sn aralığında orantılı olarak artmaktadır. Paylaştırma prosesi esnasında kalıntı östenit hacim oranı başlangıçta bir miktar azalmakta sonrasında ise yaklaşık olarak sabit kalmakta veya artan paylaştırma süresi ile artmaktadır. Kalıntı östenit içeriğindeki karbon oranı ise, paylaştırma prosesi başlangıcında oldukça hızlı artış gösterirken, bu artış uzun paylaştırma sürelerinde yavaşlamaktadır [52].

Günümüzde Q&P çeliklerine ilişkin araştırmaların ve yayınların; paylaştırma (partitioning) mekanizmalarına, proses koşullarının etkilerine, kalıntı östenit ve kalıntı östenit karbon içeriğinin gelişimine odaklandığı görülmektedir. Bu konulardaki araştırmaların temel çıkış noktası yüksek mekanik özelliklerin hangi mikroyapı korelasyonları ile oluşabildiğinin tespit edilmeye çalışılmasıdır. Q&P çeliğinin üretimine ilişkin çalışmalar Çinli çelik üreticisi BaoSteel tarafından 2009 yılında başlamış ve 2011 yılından itibaren seri olarak üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak 980-1180 MPa aralığında soğuk haddelenmiş ve galvanizli sac olarak temin edilebilmektedir. Ayrıca BaoSteel firmasının 1470 MPa mukavemet

değerine sahip Q&P çeliğini yakın bir gelecekte sektör kullanımına sunacağı bilinmektedir. BaoSteel firması tarafından üretilmiş Q&P 980 çeliği, araçların kompleks çarpışma komponentleri olan A ve B sütunu üretimlerinde kullanılmıştır. Örneğin, Çinli otomobil üreticisi Great Wall, bir modelinde Q&P 980'den üretilmiş çarpışma komponentleri kullanmıştır.



Şekil 1.43. BaoSteel tarafından ticari olarak üretilen ve geliştirilmekte olan Q&P 980 ve Q&P 1180 çeliklerinin mekanik özellikleri [54]

BaoSteel firması güncel olarak ürettiği Q&P 980-1180 çeliklerinde sırasıyla maksimum % 12-% 25 arasında kopma uzaması elde edebilmektedir. Şekil 1.43'de BaoSteel firmasının üretimi Q&P çeliklerinin mekanik özelliklerinin kıyaslama grafiği verilmiştir [19, 38, 52, 54].

2. ÜÇÜNCÜ NESİL AHSS ÇELİKLERİNİN FİZİKSEL METALURJİSİ

Günümüzde sanayileşmenin ve kalkınmanın bir göstergesi olarak değerlendirilen çelik endüstrisi, 1970'lerdeki petrol krizinden bugüne çok hızlı bir gelişme göstermektedir. Gelişen teknolojinin özellikle otomotiv sektörü için önemli kazanımlarından birisi üçüncü nesil AHSS grubu çeliklerdir.

Üçüncü nesil AHSS grubu TBF ve Q&P çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapılarında bulunan ferrit, beynit, martenzit ve kalıntı östenit fazları ile yakından ilişkilidir. Bu grup çeliklerde süneklik, ferritik ve östenitik yapılar tarafından, mukavemet ise martenzitik ve/veya beynitik yapılar tarafından sağlanmaktadır. Buna ilaveten, mikroyapıdaki mevcut martenzit ve/veya beynitik yapıların ince veya kaba olmasından özellikle kırılma tokluğu gibi mekanik özellikler son derece etkilenir. Geleneksel çelik gurubuna kıyasla daha yüksek mukavemet, süneklik ve kaynaklanabilirlik özelliği gösteren üçüncü nesil AHSS gubu çeliklerde çok fazlı mikroyapılara ait aşağıdaki bazı kritik metalurjik niceliklerin ölçülmesi gerekmektedir [55].

- Fazların hacimsel miktarları ve tane boyutları
- Sert faz ile yumuşak faz arasındaki sertlik oranı
- Yarı kararlı fazların kimyasal bileşimi ve mekanik stabilitesi

Mekanik özellikleri bütünüyle mikroyapıları tarafından kontrol edilen üçüncü nesil AHSS'lerin üretim sürecindeki önemli diğer bir konu mikroalaşımlama ve ultra ince tane yaklaşımıdır. Üçüncü nesil AHSS grubu TBF ve Q&P çeliklerinin genel esasları, üretim metodları ve uygulama alanları önceki konu başlıklarında detaylı olarak tartışılmıştır.

Üçüncü nesil AHSS grubu TBF çeliklerinin morfolojik farklılıklarının daha iyi anlaşılabilmesi için bu farklılıklara yol açan fiziksel metalurjik esaslara ait bazı kavramların açıklanması faydalı olacaktır. Bu sebeple bu bölümde TBF çeliklerinde ferrit, martenzit, beynit, kalıntı östenit ve ultra ince tane yaklaşımları güncel literatur bilgileri ışığında ele alınacaktır.

2.1. Ferrit

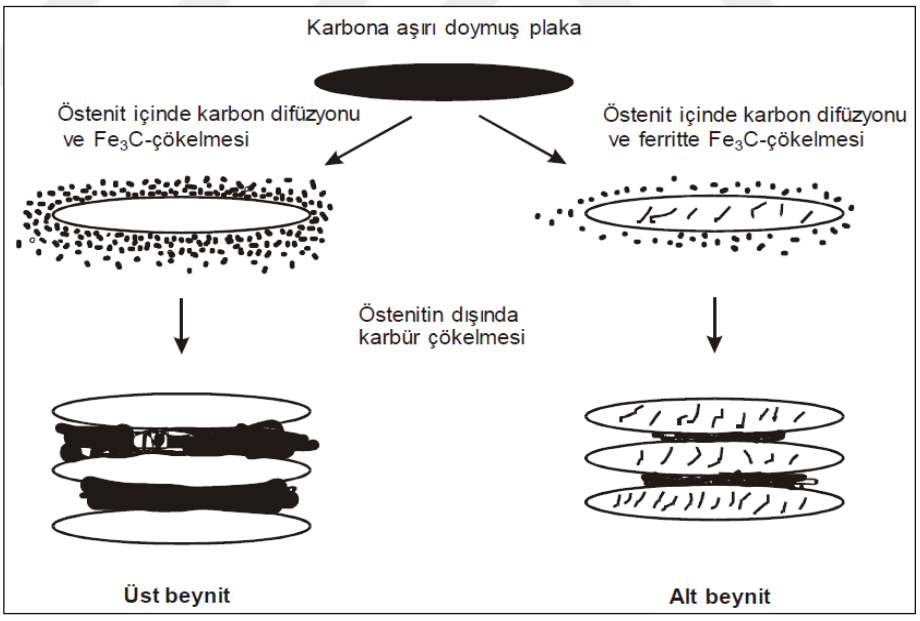
Ferrit fazı, hacim merkezli kübik (HMK) kafes yapısına sahip demir kristalinde, karbonun arayer katı çözeltisidir. Demir-karbon denge diyagramında da görülebileceği gibi yapının karbon çözünürlüğü oldukça düşüktür. Dolayısıyla bu faz içerisinde çok az miktarda karbon çözündürür. 723 °C (A_1) sıcaklıkta % 0,022 karbon çözündürürken bu değer oda sıcaklığında % 0,006 değerine düşmektedir. Ferritin çekme mukavemeti 270 MPa'dır. Kopma uzaması % 40 sertliği ise 150 HB civarındadır. Ferrit fazı bu mekanik özellikleri ile özellikle süneklik değeri yüksek olması istenilen çok fazlı çeliklerde özellikle tercih edilmektedir. Çok fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine ferrit morfolojisi ve ferrit tane boyutu gibi faktörler önemli derecede etki etmektedir. Ferrit tanelerinin eş eksenli olması tercih edilmek ile birlikte para denge şartlarında oluşan iğnesel ferritin mukavemeti artırırdığı fakat sünekliği azalttığı bilinmektedir. TBF çelikleri üzerinde yapılan güncel çalışmalarda mikaroyapıda bulunan ferrit fazının süneklik değerlerini iyileştirmesi yanı sıra kalıntı östenit içeriğindeki karbon maiktarını artırarak TRIP etkisini artırdığı yönünde bilgiler mevcuttur [55].

2.2. Beynit

1920'lerin sonlarında östenitin izotermal sıcaklıklarda dönüşümü araştırılırken, martenzit ve ince perlit oluşumu bilinmekteydi. 1930 yılında Davenport ve Bain yeni bir mikroyapı keşfetmiştir. Martenzit başlama (M_s) sıcaklığının hemen üstünde oluşan ve temperlenmiş martenzitten daha fazla tokluk değerleri veren bu yapı, gelecek vadeden mekanik özellikler sergilemiştir. 1934 yılında çalışma arkadaşları Dr. Edgar Collins Bain onuruna bu mikroyapıya "Bainite" adını verdi. Uzun zaman yapılan araştırmalarda ve basılan kitaplarda farklı terminolojiler kullanılmış olsa da 1939 yılında Mehl tarafından "üst beynit" ve "alt beynit" olarak adlandırılmıştır ve günümüzde halen bu terimler kullanılmaktadır [55, 56].

Beynit tanım olarak, östenit fazından izotermal dönüşüm sonucunda, ferrit ve lamelli olmayan sementitin (Fe_3C) karışımından oluşan oldukça tok ve sünek bir yapıdır. Beynit oluşumu iki ayrı oluşum teorisi ile açıklanmaktadır. İlk oluşum teorisine göre, östenit fazından çekirdeklenen ferrit ve sementit beynit yapısını oluşturur. Lamel yapılı olmayan fazda, ferrit taneleri arasında yer alan sementitler bulunur. Yapının

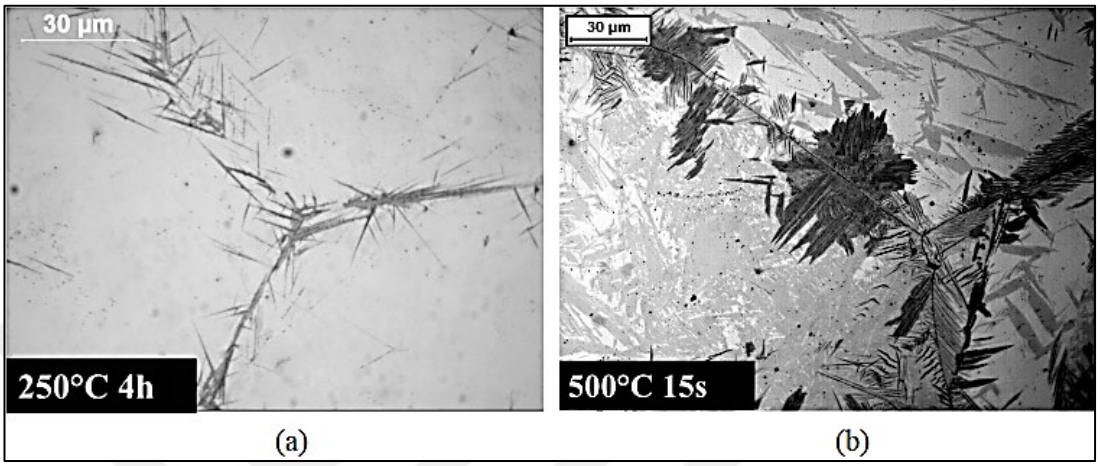
oluşumu ve büyümesi karbon difüzyonu ile gerçekleşir. Diğer oluşum teorisine göre ise, ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile aşırı doygun ferrit kristallerine sahip beynit yapısı oluşur. Beynit oluşumunda, bahse konu oluşum teorilerinin her ikisi birlikte yürümektedir. Perlit oluşum sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda oluşan beynit yapısında, ilk oluşum teorisi baskındır. Bu nedenle üst beynit olarak adlandırılan yapıda, östenit tanelerinden çekirdeklenmiş ferrit ve küresel sementit fazları beynit mikroyapısını oluşturur. Martenzit başlama sıcaklığının (M_s) hemen üzerindeki sıcaklıklarda oluşan alt beynit yapısında ise ikinci oluşum teorisi baskındır. Bu nedenle, oluşan beynit yapısını ikizlenme ve kayma teorisine göre oluşmuş aşırı doygun ferrit kristalleri ve bu kristaller arasında yer alan sementit fazı oluşturur. Alt beynit ve üst beynit yapılarının oluşumu şematik olarak Şekil 2.1'de gösterilmiştir. Beynit fazının sertlik değeri martenzit fazının sertlik değerine oldukça yakın buna karşın tokluk değeri çok daha yüksektir. Bu sebeple üçüncü nesil AHSS grubu TBF çeliklerinin geliştirilme motivasyonu temelinde beynit fazının mekanik değerleri yer almaktadır [56, 57].



Şekil 2.1. Alt beynit ve üst beynit yapılarının oluşumu şematik gösterimi [57]

Yüksek sıcaklıklarda oluşan üst beynit yapısı *Widmannstaetten* dokusuna benzemektedir. Düşük sıcaklıklarda oluşan alt beynit yapısı ise iğnesel dokuya benzemektedir. Yaklaşık 300 ˚C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, rombik sementit (Fe_3C) tipi karbür oluşurken, düşük sıcaklıklarda hekzagonal ε-karbür (Fe_2C)

oluşmaktadır. Beynitin oluşum sıcaklığı ne denli düşükse, karbonun yayınma hızı da o denli düşük olmakta ve böylece ince karbür çökeltileri ortaya çıkmaktadır. Bunun sonucunda da sertlik yükselmektedir [57, 58]. Şekil 2.2'de veri bir çelikte alt beynit ve üst beynit mikroyapıları gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Veri bir çelikte, a) alt beynit ve b) üst beynit SEM mikroyapı görüntüsü [58]

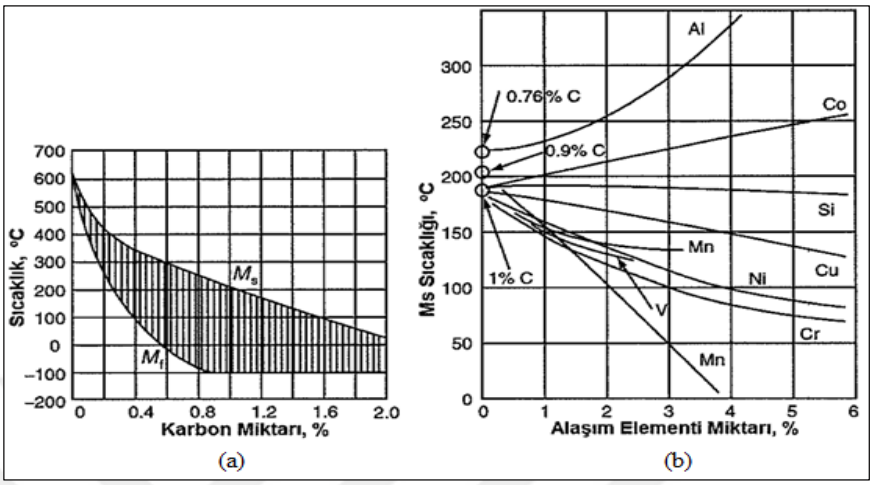
Beynit yapısı temel olarak ferrit fazının meydana getirdiği demetlerden oluşmaktadır. Bu demetler alt birim olarak adlandırılmaktadır ve çekirdeklenme-büyüme evreleri alt birimler üzerinden yürümektedir. Oluşum aşmasına bağlı olarak, oluşan demetler arasında sementit/karbür veya östenit bulunmaktadır. Ferrit ve östenit plaka yapısına sahip beynit yapısı literatürde karbürsüz beynit (CFB) olarak anılmaktadır ve güncel çalışmalarda nano yapılı beynit plakaları olarak ön plana çıkmaktadır. Bu sebeple bu konudaki detay bilgiler Ultra İnce Tane Prosesi konu başlığında ayrıca ele alınacaktır. Beynit dönüşümü, bir TTT diyagramında kendi C eğrisini takip eder. Beynit için hacimsel miktar dönüşüm eğrileri, çekirdekleşme ve büyüme dönüşümlerinin karakteristiklerini gösterir, ancak bazı hususlar martenzitik dönüşümlere benzerdir. Alaşımlı çeliklerde östenit beynit dönüşüm reaksiyonu başlamadan önce spesifik bir sıcaklığın altına su verilmelidir; bu sıcaklık beynit başlangıç sıcaklığı (B_s) olarak adlandırılır. B_s sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda östenitin beynite tamamen dönüşümü uzun süre sonrasında dahi mümkün değildir. Beynit bitiş sıcaklığı (B_f) gibi östenitten beynite komple dönüşümün mümkün olduğu daha düşük bir sıcaklık vardır. Bu B_f sıcaklığı martenzit başlama sıcaklığının üstünde veya altında olabilir, ancak M_s sıcaklığının altında martenzitik dönüşümün başlaması nedeni ile tamamen beynitik bir çeliğin eldesi mümkün değildir [55, 56, 57, 58].

2.3. Martenzit

Martenzit yapısı, östenit fazından kayma ve ikizlenme yapısı ile oluşmuş aşırı doygun bir fazdır. Martenzit fazı, denge dışı hızlı soğuma ile elde edilir. Martenzit başlama sıcaklığında (M_s) başlayan martenzit dönüşümü, martenzit bitiş sıcaklığı (M_f) ile sonlanır. Martenzit oluşumuna ilişkin iki teori bulunmaktadır. İlk teori atermal (ısıl olmayan) teoridir. Bu teoriye göre martenzit oluşumu zamandan bağımsızdır ve oluşum için gerekli aşırı soğuma (ΔT) şartının sağlanması yeterlidir. Diğer teori ise izotermal dönüşüm teorisidir. M_s sıcaklığının, oda sıcaklığının altına düştüğü durumlarda izotermal dönüşüm teorisine göre dönüşüm meydana gelir. Martenzit fazı, difüzyon olmaksızın kayma etkisi ile östenit fazından hızlı soğutma sonucu oluşur. Denge koşullarında, yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip östenit, karbonun difüze olmasıyla hacim merkez kübik (HMK) kafes yapısına sahip ferrit fazına dönüşür. Denge dışı soğuma koşullarında ise, karbonun yapıdan difüze olması için gerekli olan süre yoktur. Bu nedenle, östenit kafesi içerdiği C elementini kafes yapısından atamaz ve yapıda bulunan fazla C'nin ve kafes yapısının dönüşüme zorlanması nedeniyle oluşan gerilmelerin etkisiyle, kafes kaymaya zorlanır ve hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısına sahip martenzit oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan martenzit hacim oranı martenzit başlama sıcaklığına ve hızlı soğuma sonucu inilen son sıcaklığa bağlıdır. Martenzit, çelikler için en yüksek seviyede sertlik ve mukavemet sağlayan bir faz olmakla birlikte oldukça kırılgandır. Dolayısıyla belirli bir sıcaklıkta belirli bir süre tutularak sert ve kırılgan yapısının yumuşatılması (menevişleme/temperleme) sağlanır. Veri bir çeliğin sahip olduğu C oranına göre martenzit başlama ve bitiş sıcaklıkları değişmektedir. Artan C miktarı ile birlikte M_s ve M_f sıcaklıkları düşer. Yaklaşık % 0,6'dan fazla C içeren çeliklerin M_f sıcaklıkları 0 °C'nin altına düşer. Bu nedenle, % 0,6'dan fazla C içeren çeliklerin hızlı soğutulmasında martenzit ile birlikte kalıntı östenit oluşumu kaçınılmazdır. M_s sıcaklığı çelikteki karbon ve alaşım içeriğinin bir fonksiyonudur ve kompozisyona dayanarak çeşitli eşitliklerin kullanımı ile hesaplanan M_s değeri geliştirilebilir [59, 60]. Şekil 2.3'de karbon ve diğer alaşım elementlerine göre M_s ve M_f sıcaklıklarının değişim grafikleri verilmiştir.

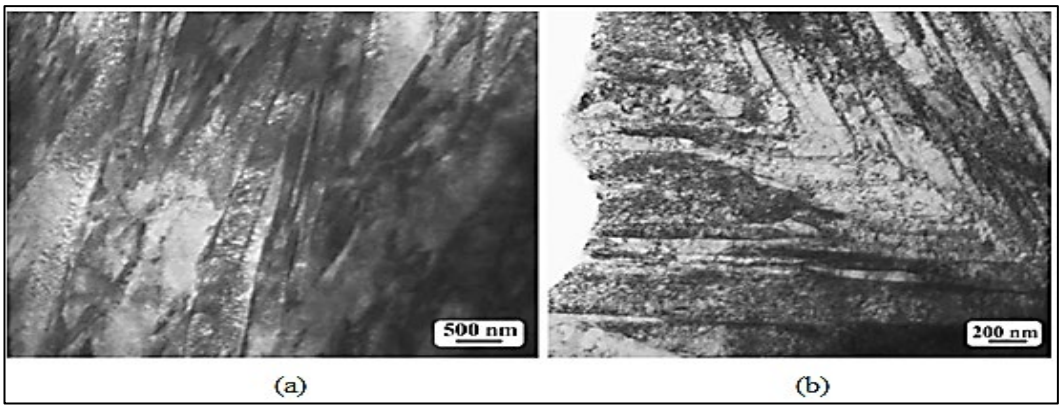
Demir-karbon alaşımlarında ve çeliklerde martenzit yapısının iki morfolojisi oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan martenzit yapısı, malzemenin içerdiği karbon

miktarına bağlıdır. Düşük karbonlu çeliklerde, karbon miktarı yüksek gerilme alanlarının oluşumu için yeterli değildir bu sebeple düşük ve orta karbonlu alaşımlarda lata tipi martenzit oluşur.



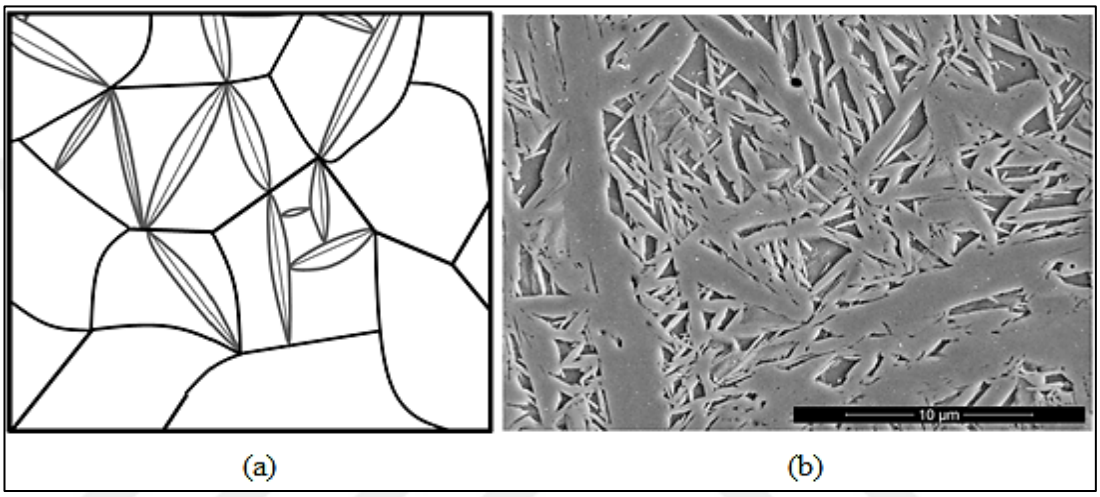
Şekil 2.3. M_s ve M_f sıcaklıklarının, a) karbon miktarına göre, b) diğer alaşım elementi miktarlarına göre değişimi [55]

Lata martenzit % 0,6 C oranına kadar varlığını korur. % 0,6 ile % 1 C arasında ise lata ve plaka (tabaka) martenzit bir arada bulunur. % 1'den fazla C içeren çeliklerde ise lata martenzit yapısı görülmez ve oluşan martenzit yapısı, plaka (tabakalı) martenzittir. Lata tipi martenzit birbirine paralel yapılar veya lata şekilli kristaller ile karakterize edilir. Lataların içyapısında karışık dislokasyonlar mevcuttur ve mikroyapı latalar arası düşük miktarda kalıntı östenit içerir [59, 60]. Şekil 2.4'te Fe-0,2C tipi yalın karbonlu bir çelikte 1100 °C sıcaklıkta 30 dk tavlandıktan sonra suverilme neticesinde mikroyapıda oluşan lata tipi martenzit yapısı verilmiştir.



Şekil 2.4. Fe-0.2C tipi bir çeliğin, a) lata martenzit aydınlık alan TEM görüntüsü, b) lataların daha belirgin olarak görüldüğü aydınlık alan TEM görüntüsü [60]

Yüksek karbonlu çeliklerde ise plaka tipi martenzit oluşur. Martenzit kristalleri plaka şeklindedir ve birbirine yakın konumdaki birimler paralel olmama eğilimindedir. Plakaların ince yapıları genelde ince dönüşüm ikizleri nedeni ile oluşur. Düşük M_s sıcaklığı nedeni ile yüksek miktarda kalıntı östenit yapı içerisinde yer alır [59, 60]. Şekil 2.5a'da plaka tipi martenzitin mikroyapı şematik görüntüsü ve Şekil 2.5b'de Fe-1,6Cr-1C tipi bir çelikte 1050 °C sıcaklıkta 15 dk tavlandıktan sonra suverilme neticesinde oluşan plaka tipi martenzitin SEM görüntüsü verilmiştir.



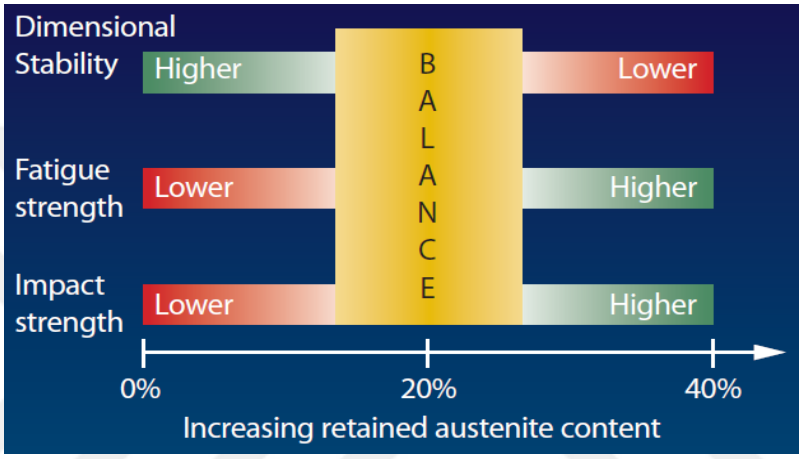
Şekil 2.5. a) Plaka tipi martenzitin mikroyapı şematik görüntüsü, b) Fe-1,6Cr-1C tipi çeliğin 1050 °C sıcaklıkta 15 dk tavlandıktan sonra su verilme neticesinde oluşan plaka tipi martenzit SEM görüntüsü [60]

2.4. Kalıntı Östenit

Sade karbonlu bir çelikte veya içeriğinde yeter miktarda östenit yapıcı (nikel, mangan vs.) bulunmayan bir çelikte östenit oda sıcaklığında termodinamik olarak kararlı değildir ve kararlı yapıda olan ferrit ve/veya perlit fazlarına dönüşme eğilimindedir. Bununla birlikte, yeterli soğutma hızlarında ve/veya yeterli alaşımlandırma ile bir miktar östenitin oda sıcaklığında dönüşümünün engellenmesi mümkün olabilmektedir. Bu sebeple Bhadeshia kalıntı östeniti, oda sıcaklığında dönüşümünü tamamlamamış östenit yapısı olarak tanımlamaktadır. Kalıntı östenitin mikroyapıdaki varlığı, hedeflenen mekanik değerler ve sonuç mikroyapı ile yakından ilişkilidir. Örneğin, takım çelikleri için kalıntı östenit varlığı ulaşılmak istenen nihai sertlik değerini düşürmesi sebebi ile tercih edilmezken, AHSS grubu TRIP, TBF ve Q&P çelikleri için kritik öneme sahiptir ve TRIP etkisi için varlığı özellikle teşvik edilmektedir. Genel bir yaklaşımla östenit yapıcı alaşım elementelerinin (karbon,

nikel, mangan vs.) artması ile M_s / B_s ve M_f / B_f sıcaklıkları aşağı yönlü hareket etmekte ve mikroyapıdaki kalıntı östenit hacim oranı artmaktadır [61].

Çeliğin mikroyapısındaki kalıntı östenit hacim oranı, kimyasal kompozisyonu ve uygulanan çok özel ısıl işlemler ile % 50'nin üzerine çıkarılabilmekte veya sıfıra yaklaştırılabilmektedir. Mikroyapıdaki kalıntı östenit hacim oranı, veri bir çeliğin nihai mekanik özellikleri açısından büyük önem taşımaktadır. Kalıntı östenitin veri bir çeliğin mekanik özelliklerine etkisi Şekil 2.6'da gösterilmiştir.

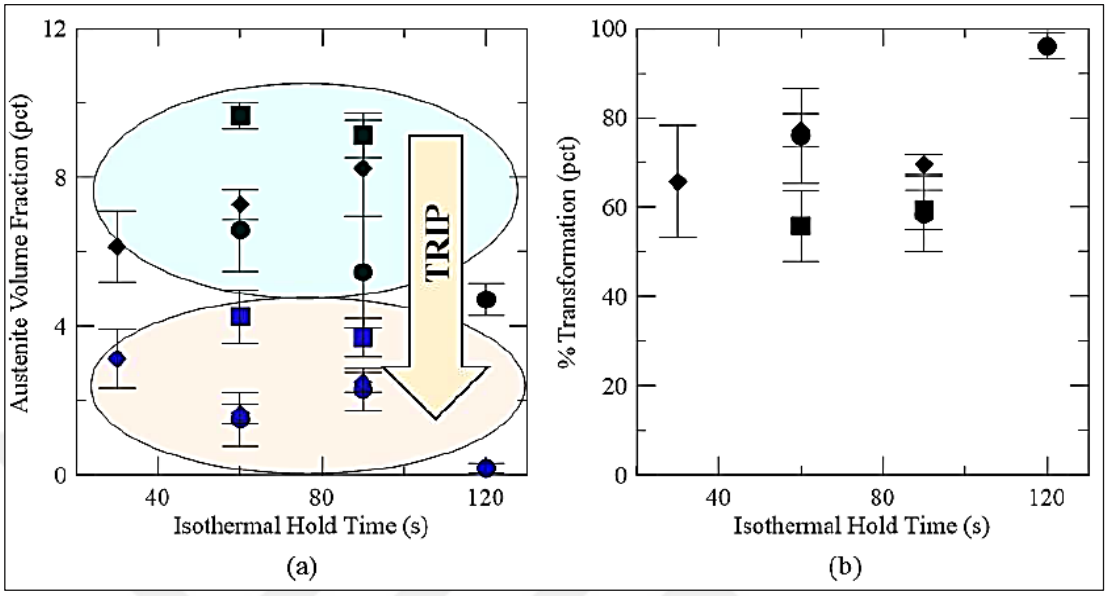


Şekil 2.6. Kalıntı östenit hacim oranının veri bir çeliğin mekanik özelliklerine olan etkisi [62]

Mikroyapıdaki kalıntı östenitin tespiti için farklı karakterizasyon metodları kullanılabilmektedir. Kalıntı östenit hacim oranının % 15'ten fazla olması durumunda optik mikroskop kullanılabilirken bu oranının altında XRD ve/veya EBSD metodları daha sağlıklı sonuç vermektedir [62].

AHSS grubu TRIP katkılı çeliklerin TRIP yetenekleri ve nihai mekanik özellikleri açısından kalıntı östenit hacim oranı, morfolojisi ve kalıntı östenit içeriğindeki karbon yüzdesi büyük önem taşımaktadır. Güncel olarak bu konuda bilimsel veri tabanlarında çok sayıda araştırma ve makale bulunmaktadır. Bu konuda Syammach yaptığı doktora çalışmasında, izotermal bekleme sıcaklığı, süresi ve deformasyona bağlı olarak mikroyapıdaki kalıntı östenit hacim oranı ve östenit – martenzit dönüşüm yüzdesini araştırmıştır. Sonuç olarak, Şekil 2.7'de görülebileceği gibi izotermal bekleme sıcaklığı ve süresinin artması ile kalıntı östenitin hacim oranının azalarak östenit – martenzit dönüşüm yüzdesinin arttığını tespit etmiştir. Ek olarak, deformasyon sonrası (mavi işaretler) kalıntı östenit hacminin, deformasyon öncesi

(siyah işaretler) kalıntı östenit hacmine oranla azaldığını tespit ederek, kalıntı östenitin TRIP etkisini ortaya koymuştur [42].



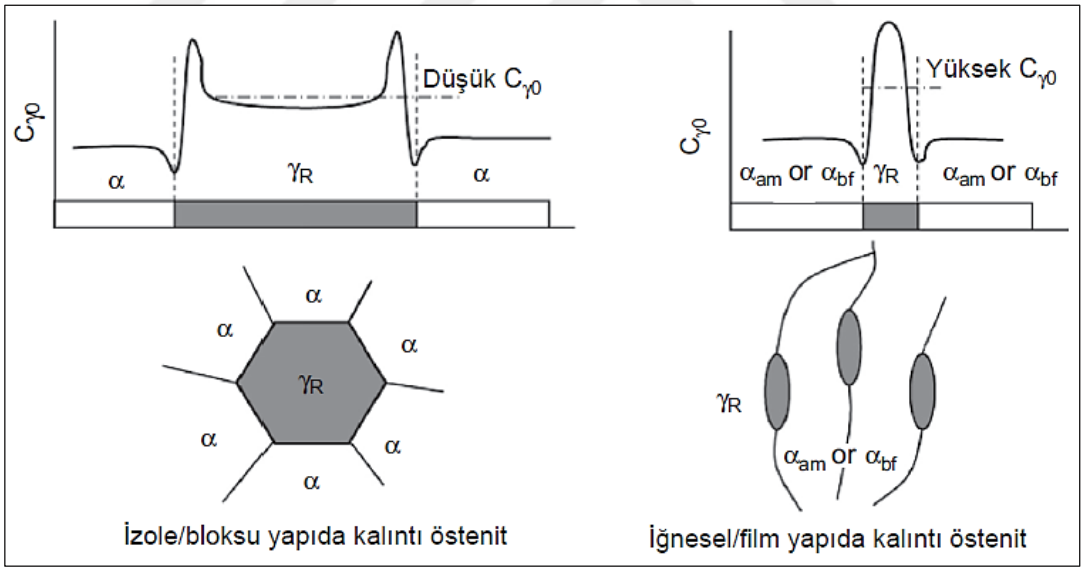
Şekil 2.7. 370 °C (●), 400 °C (■), 425 °C (◆) izotermal bekleme sıcaklıklarında ve farklı bekleme sürelerine göre veri bir çeliğin, a) kalıntı östenit hacim oranı, b) östenit – martenzit dönüşüm oranı değişim grafikleri [42]

TRIP katkılı çeliklerde kalıntı östenitin stabilitesi TRIP kabiliyeti açısından oldukça önemli yere sahiptir. Sıcaklık, gerilme, gerinme oranı gibi deformasyon koşullarının etkisinden ayrı olarak, kalıntı östenitin stabilitesi üzerinde önemli etkiye sahip olan bir dizi başka faktör de vardır. Kimyasal bileşenler arasında, kalıntı östenitin stabilitesini artırmada en güçlü alaşım elementi karbondur. Bununla birlikte, izotermal dönüşüm sonrasındaki kalıntı östenit karbon içeriği sadece ağırlıkça % 1 civarındadır ve buna karşılık gelen M_s sıcaklık değeri oda sıcaklığından daha yüksektir, bu da belirli bir miktarda östenitin son soğutma aşamasında martenzite dönüştüğünü göstermektedir. Bu nedenle, tek başına kimyasal zenginleştirme, nihai mikroyapıdaki kalıntı östenit hacim miktarının % 10 - % 20 olmasını açıklayamaz. Bu durum, başlangıç östenit tane boyutunun büyüklüğü ve çevrelerine göre konumları dikkate alınarak açıklanabilir. Zwaag ve arkadaşları, başlangıç östenit tane büyüklüğünün M_s sıcaklığı ve dolayısıyla kalıntı östenitin stabilitesi üzerindeki etkisini, östenitin martenzite dönüşümündeki toplam enerji değişimi ve ara yüzey enerjisini kullanarak açıklamışlardır. Yaptıkları çalışmada, daha ince östenit tanelerinin daha yüksek ara yüzey enerjisi ile ilişkili olduğunu ve dolayısıyla dönüşüm için daha büyük bir itici güç gerektirdiğini tespit etmişlerdir. Bu yüksek ara

yüzey enerjisi ince taneli östenit yapısının M_s sıcaklığının kaba taneli östenit yapısından daha düşük ve dolayısıyla daha kararlı olduğunu göstermektedir. Bununla birlikte, ara yüzey enerjisindeki artışın sadece östenit tane boyutunun 1 µm'nun altına düştüğünde önemli olduğunu ve bu gibi durumlarda östenitin boyutunun azalmasıyla M_s sıcaklığının düştüğünü tespit etmişlerdir. Bu konudaki en büyük sorun 0.02 µm'dan daha küçük boyuttaki östenit taneleri M_s sıcaklığını büyük ölçüde azalmakta ve dolayısıyla martenzitik dönüşüm gerçekleşmediğinden TRIP kabiliyeti için olumsuz etki yaratmaktadır [20].

Kalıntı östenit için önemli bir diğer parametre morfolojidir. Sugimoto ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, kalıntı östenit morfolojisini, onu çevreleyen fazların türüne göre Şekil 2.8 ve Şekil 2.9'da görülebileceği gibi iki gruba ayırmışlardır [63].

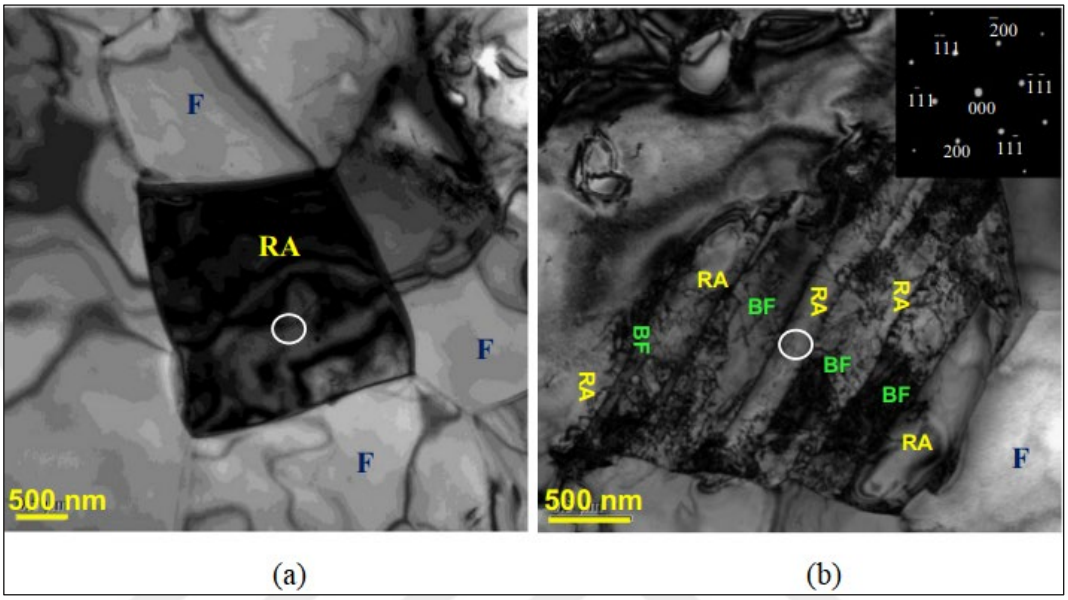
- Yumuşak ferrit matriksinde ya da beynit ve/veya martenzit gibi sert fazlara bitişik tane sınırında yer alan izole edilmiş (blocky) kalıntı östenit
- Martenzit ve/veya beynit lata sınırı boyunca yer alan ince kalıntı östenit filmleri



Şekil 2.8. Kalıntı östenitin mikroyapıda morfoloji çeşitleri ve karbon içerikleri karşılaştırması şematik gösterimi [63]

Matriksin ve diğer ikinci fazların morfolojisi de kalıntı östenitin stabilitesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Şekil 2.8'de görülebileceği gibi beynit ve/veya martenzit fazları arasında oluşan iğnesel/film yapıdaki kalıntı östenit karbonca daha zengindir ve stabilitesi daha yüksektir dolayısıyla bu yapıdaki kalıntı östenitin TRIP etkisine katkısı daha fazladır. Ek olarak, son soğutma aşamasında östenitin dönüşümüne bağlı

olarak mikroyapıda bir miktar martenzite ve/veya beynite sahip olan çeliklerde, mikroyapıda bulunan martenzit ve/veya beynit, deformasyon sırasında östenitin gerilme artışını azaltarak, kalıntı östenit üzerinde koruyucu bir etki yaratır ve TRIP kabiliyetine katkı sağlar [20].

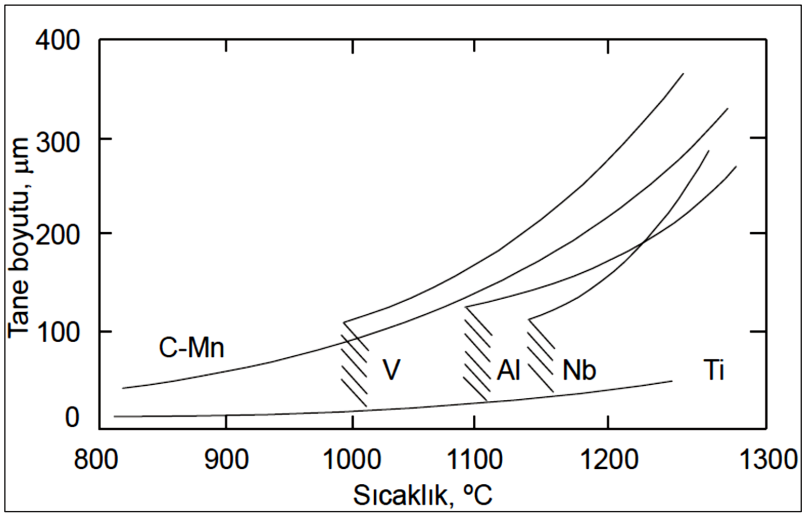


Şekil 2.9. Ferritik matriksli veri bir çelikte, a) İzole/bloksu kalıntı östenit yapısı, b) Beynitik ferrit ve iğnesel/film kalıntı östenit yapısı TEM görüntüsü [64]

2.5. Ultra İnce Tane Prosesi

Veri bir çeliğin mukavemet, süneklik ve tokluk değerlerini eş zamanlı artırmanın en etkili metodu tane büyüklüğünün olabilen maksimum seviyede küçültülmelisidir. Ultra ince tane yapılı çelikler, tane büyüklüğü 1µm altında olan yüksek mukavemet, süneklik ve tokluk özelliklerine sahip yeni nesil çeliklerdir. Bu malzemeler üzerindeki araştırmalara halen dünya çapında büyük çaba harcanmaktadır. Otomotiv sektörünün beklentilerini karşılamak amacıyla özellikle üçüncü nesil AHSS grubu çeliklerde, dünyaki birçok çelik üreticisi ve üniversitenin ultra ve/veya nano tane yapısına sahip çelikler için araştırma projeleri yürüttüğü ve patent çalışmaları yaptığı bilinmektedir. Bu konuda, Amerikan çelik üreticileri NanoSteel® ve AKSteel, Japon çelik üreticisi KobeSteel, Alman çelik üreticisi Thyssenkrupp, Çin çelik üreticisi BaoSteel ve Güney Kore çelik üreticisi POSCO firmalarının endüstriyel ölçekte öncü çalışmalar yürüttüğü güncel literatür bilgileri ışığında söylenebilir. Ülkemizde ise bu konu özelindeki çalışmalar, üniversite ve laboratuvar ölçeği ile sınırlı kalmaktadır. Ultra ince tane yapısına ulaşmak için hedeflenen mekanik özelliklere sahip alaşım

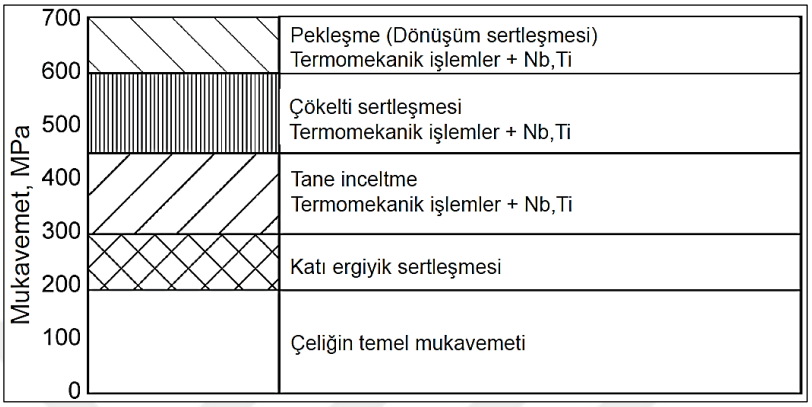
tasarımı ilk düşünülen konulardan birisidir. Çoğu zaman veri bir çelikte istenilen mekanik özelliklere alaşım içeriği ile ulaşılamamaktadır. Bu sebeple üretim prosedürleri, sıcak haddeleme, soğutma rejimleri ve ısıl işlem prametreleri vs. gibi konular hedef mekanik özellikler ve mikroyapı için kritik önem taşımaktadır. Örneğin, aynı kimyasal kompoizyona sahip çelikler farklı proses koşullarında mekanik özellikleri bakımından çok büyük farklılıklar gösterebilmektedirler. Daha açık ifade etmek gerekirse; proses parametreleri ile kimyasal kompozisyon, veri bir çeliğin mekanik özellikleri ve mikroyapısı ile yakından ilişkilidir. Genel bir yaklaşımla çelik, içeriğinde alaşım elementi olarak genellikle C, Mn ve Si bulunduran demir alaşımı olarak tanımlanmaktadır. Nb, Ti, V ve Al gibi mikroalaşım elementlerinin çelikte kütlece toplamda % 0,1 oranda kullanılmasının (bu sebeple mikroalaşım olarak adlandırılmaktadır) mikroyapıyı geliştirmede etkili olduğu bilinmektedir ve UGS (Ultrafine Grained Steel) üretiminde mikroalaşımlama hedef tane büyüklüğü için kullanılmaktadır. Katılaşma esnasında mikroalaşım elementleri ince karbür ve karbonitrür çökeltileri oluşturarak rekristalizasyon bitiş sıcaklığını yükseltirler ve bu şekilde rekristalizasyonu geciktirerek ince taneli yapı oluşumunu teşvik ederler [19, 20, 37, 38, 39]. Şekil 2.10'da C-Mn çeliğinde mikroalaşım elementlerinin sıcaklığa bağlı olarak östenit tane yapısına etkisi gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Mikroalaşım elementlerinin sıcaklığa bağlı olarak östenit tane büyüklüğüne olan etkisi [20]

Mo, Ni, Cr ve Cu gibi yeralan alaşım elementleri ise ilgili fazda mukavemeti belirli bir seviyeye ulaştırmak ve faz dönüşüm sıcaklıklarını değiştirmek amacıyla kullanılmaktadır [27].

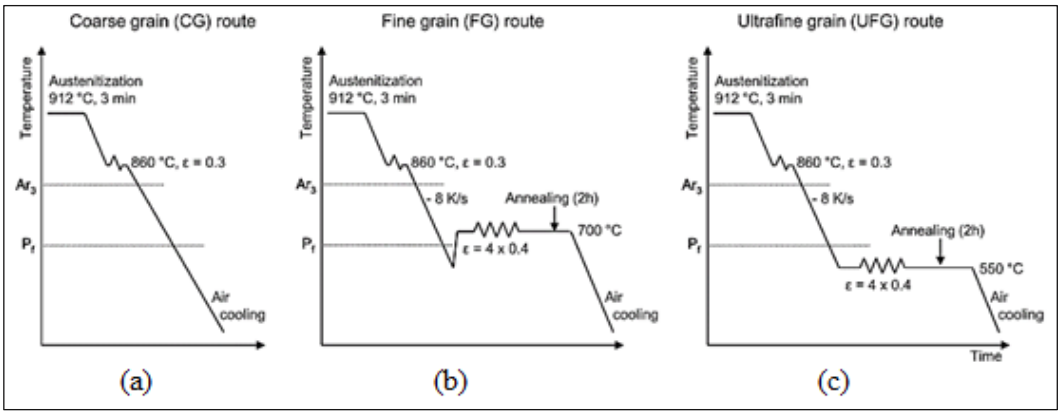
Prensip olarak, çeliklerde mukavemet artırma mekanizmaları Şekil 2.11'de gösterilmiştir. Buradan, 700 MPa üzerinde ultra ince ve/veya nano tane yapısına sahip çelikler için geleneksel sertleştirme mekanizmalarından farklı olarak bir takım özel ve özgün metotolar geliştirmenin bir zorunluluk olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 2.11. Çeliklerde mukavemet artırma mekanizmaları [27]

Ultra ince ve nano tane yapısına ulaşmak için mikroalaşım takviyeli termomekanik işlemlerden farklı olarak literatürde aşağıdaki uygulamalara sıkça rastlanmaktadır.

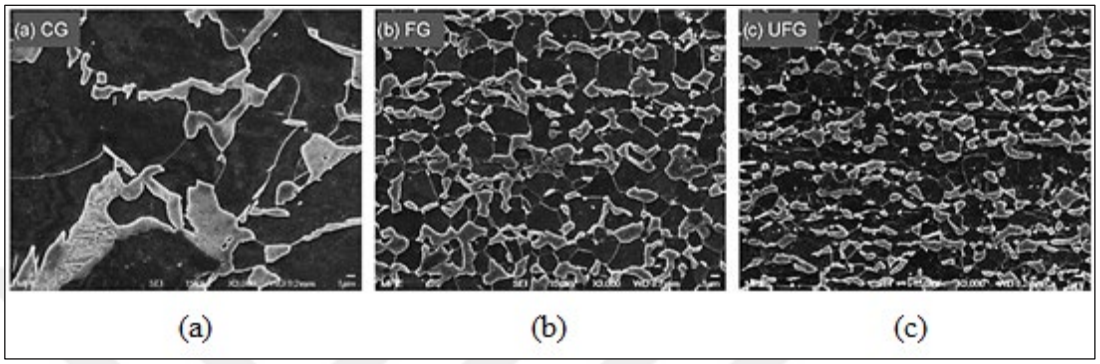
- Ultra hızlı soğutma ve tavlama
- Tekrarlı tavlama ve soğutma
- Aşırı plastik deformasyon
- Düşük sıcaklıklarda tekrarlı plastik deformasyon ve tavlama
- M_s / B_s altı sıcaklıklarda uzun izotermal bekleme



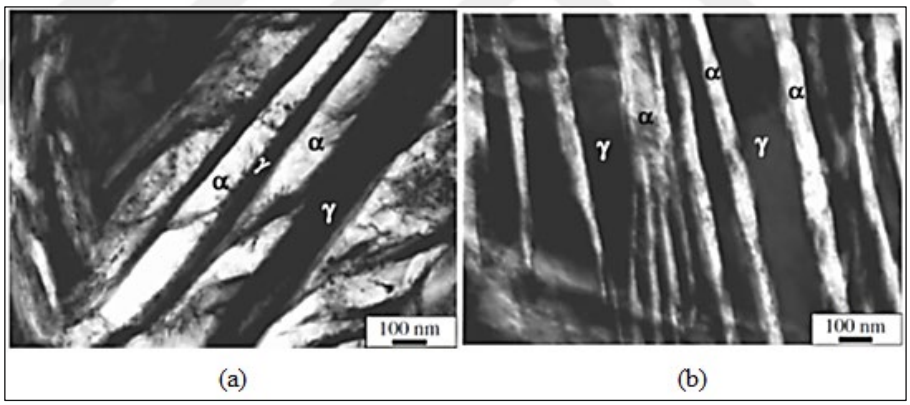
Şekil 2.12. Düşük karbonlu DP çeliğine uygulanan deformasyon ve ısıl işlem çevrimleri, a) Kaba tane, b) İnce tane, c) Ultra ince tane [65]

Marion ve arkadaşları, düşük karbonlu çift fazlı (DP) bir çeliğe Şekil 2.12'de görüldüğü gibi üç farklı proses uygulayarak ferrit fazı tane yapısının gelişimini

incelemişlerdir. Sonuç olarak, yapılan deformasyon - ısıl işlem çevrimleri neticesinde kaba tane (CG) çeviriminde ferrit fazı tane büyüklüğünü 12,4 μ olarak, ince tane (FG) çevriminde ferrit fazı tane büyüklüğünü 2,4 μ olarak ve ultra ince tane (UFG) çevriminde ise ferrit fazı tane büyüklüğünü 1,2 μ olarak tespit etmişlerdir [65]. Çevrimlere ait SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 2.13'de gösterilmiştir.



Şekil 2.13. Düşük karbonlu DP çeliğine uygulanan deformasyon ve ısıl işlem çevrimleri sonucunda elde edilen SEM mikroyapı görüntüleri, a) Kaba tane, b) İnce tane, b) Ultra ince tane [65]



Şekil 2.14. Nano beynitik bir çeliğe ait TEM mikro yapı görüntüleri, a) 220 °C / 22 saat, b) 250 °C / 16 saat [57]

2002 yılında Bhadeshia ve Caballero, "Very strong low temperature bainite" isimli çalışmalarında nano beynitik çelik elde etmişlerdir. Yine Bhadeshia, 2005 yılında yapmış olduğu "Bulk nano crystalline steel" isimli çalışmasında, östenitin kısmi dönüşümü sırasında karbon nanotüpler ile kıyaslanacak kadar ince ferrit plakaları içeren nano beynitik çelik elde ettiğini açıklamıştır. Pahalı alaşım elementleri ve mekanik işlemler gerektirmeden 2500 MPa çekme mukavemeti, % 5 - 30 uzama, 30 - 40 MPa.$m^{1/2}$ kırılma tokluğu ve 700 HV sertlik değeri 950 °C'de östenitleme sonrası

200 ℃'de 10 gün izotermal bekleme ısıl işlem çevrimi ile elde edilmiştir [57]. Nano beynitik bir çeliğe ait TEM mikro yapı görüntüleri Şekil 2.14'de verilmiştir.

3. MALZEME VE YÖNTEM

Tez çalışmasının bu bölümünde, üretilen TBF çeliği numunelerinin üretiminden sonuçlanmaya kadar geçirdiği deney aşamalarının her birinin arka planı ve teknik detayları sunulmaktadır. Bu deneysel çalışmalar Şekil 3.1 gösterilen alt bölümlerde birbirini takip edecek şekilde detaylı verilmiştir.



Şekil 3.1. Deneysel çalışmaların süreç akışı şematik gösterimi

3.1. Malzeme Seçimi

TBF (TRIP katkılı beynitik-ferritik) çelikleri için literatürde karşılaşılan tipik kimyasal bileşimler Tablo 3.1'de verilmiştir. İlgili tablodan da görülebileceği gibi kimyasal bileşimde % 0,2 C ile birlikte Si ve Mn alaşım elementleri öne çıkmaktadır. Bazı çalışmalarda Si miktarı düşürülerek Al ile alaşımlama yapılmıştır. Bunun dışında Cr, Mo ve mikroalaşım elementleri de kullanılabilmektedir.

Tablo 3.1. TBF çeliklerinin literaturde karşılaşılan tipik kimyasal bileşimleri

Yazar/Yıl	% C	% Si	% Al	% Mn	% Cr	% Mo	% Nb	% Ti
Sandra, 2018	0,20	0,5-1,0	-	2,2-2,7	0-0,5	-	-	-

Tablo 3.1.(Devam) TBF çeliklerinin literaturde karşılaşılan tipik kimyasal bileşimleri

Yazar/Yıl	% C	% Si	% Al	% Mn	% Cr	% Mo	% Nb	% Ti
D.Krizan, 2018	0,40	0,30	2,8-5,2	1,1-2,5	-	-	-	-
Sugimoto, 2017	0,20	1,50	0,03	1,5	-	-	0,05	-
Shen, 2015	0,19	0,30	-	1,7	-	-	-	-
Zhao, 2014	0,20	2,0	-	1,8	-	-	-	-
Kobayashi, 2012	0,18	1,48	-	1,4	1,00	0,2	0,05	-
Sugimoto, 2010	0,40	1,50	0,5	1,5	0,50	0,2	0,05	-

Bu tez çalışmasında kullanılan TBF çeliği kimyasal bileşimi Tablo 3.2'de sunulmuştur. Burada, temel bileşimde Si ve Al elementleri kullanılarak izotermal bekleme ile beynit dönüşümü sırasında sementit oluşumunun gecikmesi amaçlanmıştır. Diğer yandan, sıcak haddeleme sonrası ince tane boyutu elde etmek amacıyla mikroalaşımlama yoluna gidilmiştir. Mikroalaşım elementi Nb üzerinden termomekanik işlem etkisi ile oluşan ince tane yapılı ferrit ve kalıntı östenit hedeflenmiştir. C ve Mn miktarı belirlenirken endüstriyel üretilebilirlik, şekillendirme ve kaynak kabiliyeti gibi parametreler göz önüne alınarak sınırlamaya gidilmiştir.

Tablo 3.2. Malzemenin kütlece kimyasal bileşimi

C (%)	Si (%)	Al (%)	Mn (%)	Nb (%)	Fe (%)
0,2	1	0,5	1,7	0,05	96,55

3.2. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar

Termodinamik hesaplamalarda temel olarak Gibbs serbest enerjisinin minimizasyonu yaklaşımı kullanılmaktadır. Demir ve çelik alaşımlarında bu sayede farklı alaşımlar için denge durumlarında hesaplamalar yapılabilmektedir. Termodinamik hesaplama

sonuçları kullanılarak bir alaşımın dengede durumundaki mikroyapısının tahmin edilebilmesine rağmen, denge konumuna ulaşılmasında kinetiğin de rolü büyüktür. Bu nedenle, faz dönüşümleri hem termodinamik hem de kinetik olarak ele alınmalıdır.

Termodinamik hesaplamalar, denge konumunda sıcaklığın fonksiyonu olarak faz dönüşümleri hakkında bilgiler vermektedir. Bu amaçla, Thermo-Calc® yazılımı kullanılmış olup alaşım elementlerinin kimyasal bileşimine dayanan faz oluşum sıcaklıkları ve faz miktarları öngörülmüştür. Kinetik hesaplamalarda JMatPro® kullanılarak ısıl işlem prosesi için kritik olan CCT / TTT diyagramları ile kritik dönüşüm sıcaklıkları hesaplanmıştır.

3.2.1. Thermo-Calc® hesaplamaları

Thermo-Calc® 2018b yazılımı, Fe alaşımları üzerine termodinamik parametreleri içeren TCFE9 çelik ve demir alaşımları veritabanına sahiptir. Özellikle çeliklerde alaşım ve ısıl işlem geliştirme için faz dönüşümü ile ilgili öngörülerden faydalanılmaktadır. Thermo-Calc® yazılımı kullanılarak termodinamik simülasyon ile östenit faz alanı ve bu faz alanına ait sıcaklık aralığındaki faz miktarları hesaplanmıştır. Böylece, TBF (TRIP katkılı beynitik-ferritik) çeliğini üretmek için optimum su verme sıcaklığı ve önceki faz miktarları termodinamik olarak belirlenmiştir. Ayrıca alaşım geliştirme açısından Si, Al ve Nb elementlerinin faz dönüşümlerine etkisi de değerlendirmeye alınmıştır.

3.2.2. JMatPro® hesaplamaları

JMatPro® 10.1 versiyonu alaşımlar için çok çeşitli malzeme özelliklerini CALPHAD metodu ile hesaplayan ve özellikle endüstriyel uygulamalarda kullanılan bir simülasyon yazılımıdır. JMatPro® kullanarak alaşımların kararlı ve yarı kararlı faz denge diyagramları, katılaşma davranışları ve özellikleri, mekanik özellikleri, termo-fiziksel özellikleri, faz dönüşümleri ve kimyasal özellikleri hesaplanabilir. JmatPro® yazılımı ile CCT / TTT diyagramları hesaplanırken kimyasal bileşim, önceki östenit tane boyutu ve östenitleme sıcaklığı etkileri değerlendirilmektedir.

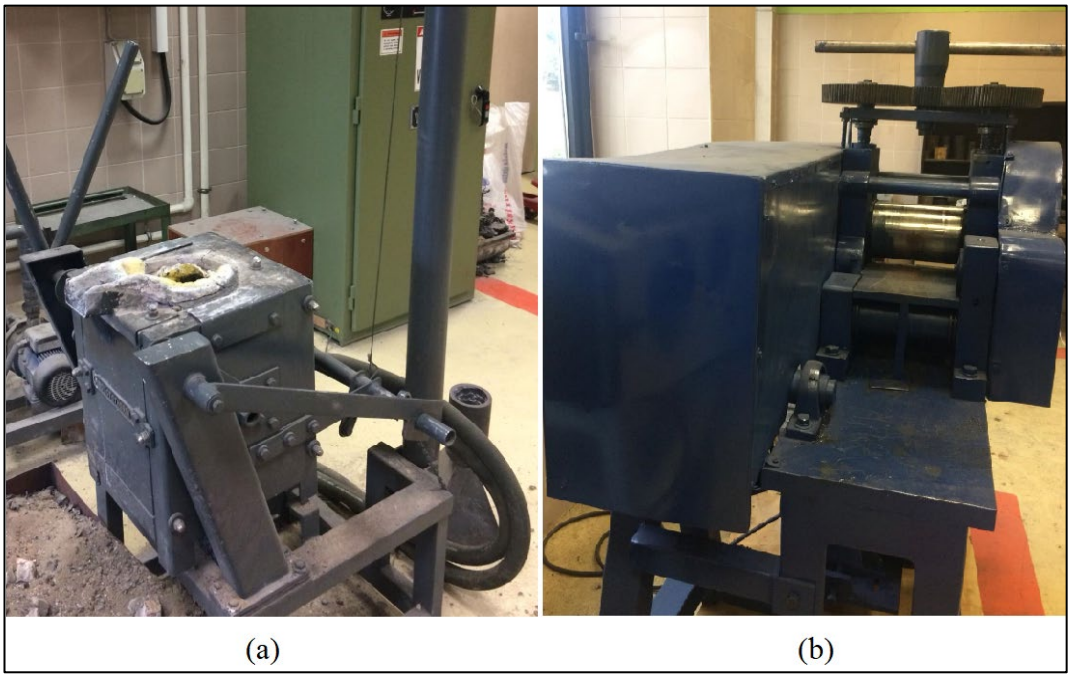
Bu tez çalışması kapsamında, JMatPro® 10.1 versiyonu yazılımı ile TBF çeliklerinin

üretiminde kritik öneme sahip olan CCT / TTT diyagramları hesaplanmıştır. Burada önceki östenit tane boyutu 5 µ ve östenitleme sıcaklıkları 730 ℃, 770 ℃ ve 800 ℃ için diyagramlar oluşturulmuştur. Böylece, soğuma hızlarına bağlı faz dönüşüm sıcaklıkları ve M_s / B_s izotermal dönüşüm sıcaklıklarının tespitine ilişkin faz dönüşümü hesaplama çalışmaları yapılmıştır.

3.3. Döküm ve Sıcak Haddeleme

Döküm ve sıcak haddeleme çalışmaları, Şekil 3.2'de görselleri verilen Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Malzeme Şekillendirme ve Proses Geliştirme Laboratuvarında 4 kg'lık çelik döküm kapasitesine sahip indüksiyon ergitme fırınında Ar atmosfer korumalı potada ve laboratuvar ölçeğinde sıcak haddeleme tezgahında gerçekleştirilmiştir.

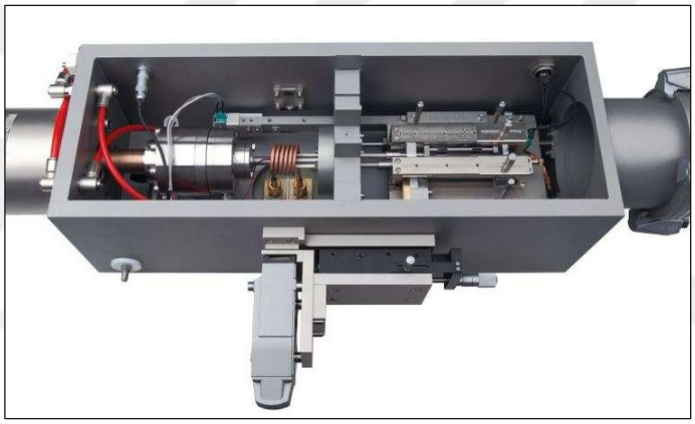
Katılaşmanın hızlı olması ve segregasyonun engellenmesi için metal ingot kalıp kullanılmıştır. İngottan çıkarılan slablar (150 mm × 90 mm × 20 mm) Ar atmosferinde östenitleme işlemine tabi tutularak pilot ölçekli haddeleme tezgahında sıcak haddelenmiş ve kalınlığı 20 mm'den 15 mm'ye indirilmiştir. Havada soğumaya bırakılan sıcak haddelenmiş plakalardan Dilatometre ve Sıcak Basma test numuneleri çıkartılarak diğer deneysel çalışmalar gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.2. Malzeme Şekillendirme ve Proses Geliştirme Lablaboratuvarı, a) 4 kg döküm kapasiteli ergitme ocağı ve b) sıcak haddeleme tezgahı

3.4. Dilatometre

Metal alaşımlarının ısıl işleminde ısıtma hızı, soğuma hızı, izotermal bekleme sıcaklığı ve süresi nihai mikroyapı ile birlikte sonuçta ortaya çıkan fiziksel özellikleri belirleyen önemli parametrelerdir. Bu faz dönüşüm parametreleri, proses simülasyonunda boyutsal değişimin gerçek zamanlı izlenmesi ile belirlenebilir. Dilatometre deneyleri, çeliklerin allotropik yapısından kaynaklı sıcaklığa bağlı boyut değişimlerini belirleyerek katı-katı faz dönüşümlerinin incelenmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu tez çalışması kapsamında, Ac_3, Ac_{1b} ve Ac_{1e} sıcaklıklarının hassas bir şekilde tespit edilebilmesi için Şekil 3.3'de görseli verilen Baehr DIL 805 deformasyon dilatometresi kullanılmıştır.



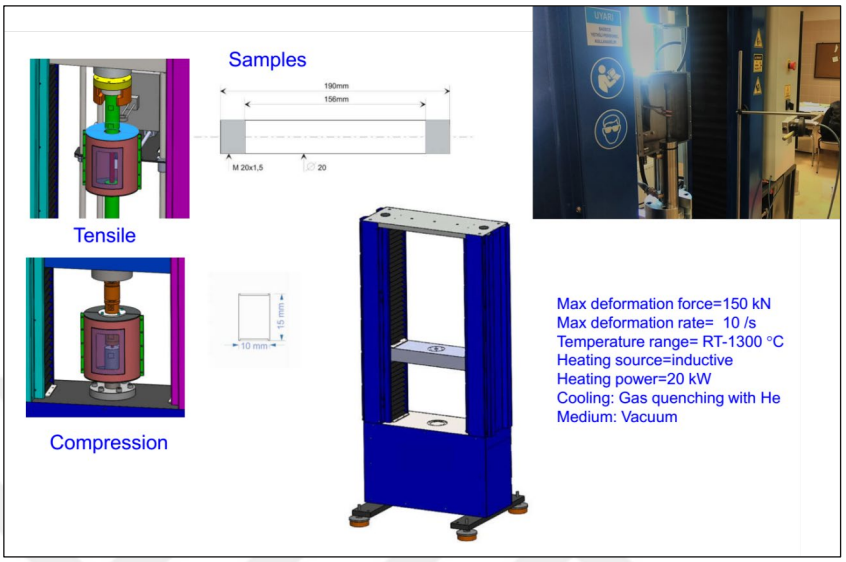
Şekil 3.3. Baehr DIL 805 deformasyon dilatometresi

3.5. Sıcak Basma Testi

Haddeleme koşullarına yakın mekanik testlerden en çok tercih edileni tek eksenli basma testidir. Tek eksenli basma testinde gerilme miktarı ölçülerek akma gerilmesi belirlenebilmektedir. Akma gerilmesinin değeri hem malzemeye (kimyasal bileşim ve mikroyapı) hem de deformasyon parametrelerine (deformasyon hızı, miktarı, sıcaklığı) bağlı olarak değişim göstermektedir. Buna göre deformasyon miktarına bağlı akma gerilmesi ile oluşturulan akma eğrileri bize deformasyon sonrasında malzemenin nasıl davranış göstereceğini tahmin imkânı vermektedir. Termomekanik haddeleme simülasyonu Malzeme Simülasyon ve Modelleme laboratuvarlarında bulunan ve Şekil 3.4'te gösterilen yüksek sıcaklık simülatöründe gerçekleştirilmiştir.

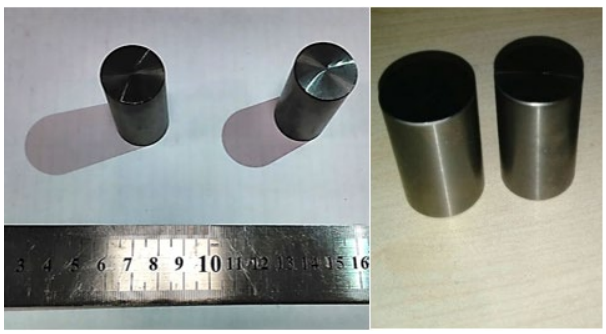
Cihaz, 150 kN deformasyon kuvveti ile basma ve çekme yapabilmektedir. En yüksek

ulaşılabilir deformasyon hızı 10 sn^{-1}'dir. Yüksek sıcaklık simülatöründe oda sıcaklığından indüksiyon ısıtma yardımıyla 1300 ºC'ye kadar test yapılabilmektedir. Cihazda ek olarak gaz soğutma, indüksiyon sistemi ve su soğutma sistemi mevcuttur.

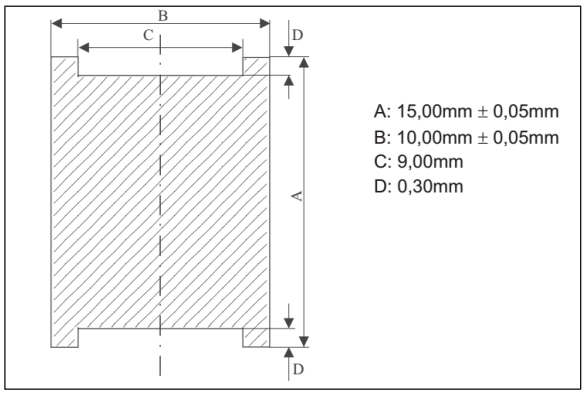


Şekil 3.4. Yüksek sıcaklık simülatörü

Şekil 3.5'de görülen sıcak basma numuneleri 10 mm çapındadır. Basma testinde numune ile basma plakaları arasında sürtünme oluştuğu için özel numune formları gerekmektedir (Rastagaev numuneleri). Plaka ile temas yüzeylerinde yağlayıcı için küçük cepler içeren bu numunelerde, fıçılanma olmadan veya minimum oranda fıçılanma ile homojen deformasyon sağlanarak test tamamlanabilmektedir. Zımba malzemesi olarak WC-% 10Co kullanılmıştır. Bu sayede 1200 ºC'ye kadar sıcak basma testi mümkün olmaktadır. Yüksek sıcaklık yağlayıcısı olarak ticari bir ürün olan Wolfracoat C kullanılmış ve zımba-numune arası sürtünme minimize edilerek numunelerde fıçılanma azaltılmıştır. Numune boyutları detaylı olarak Şekil 3.6'da verilmiştir.

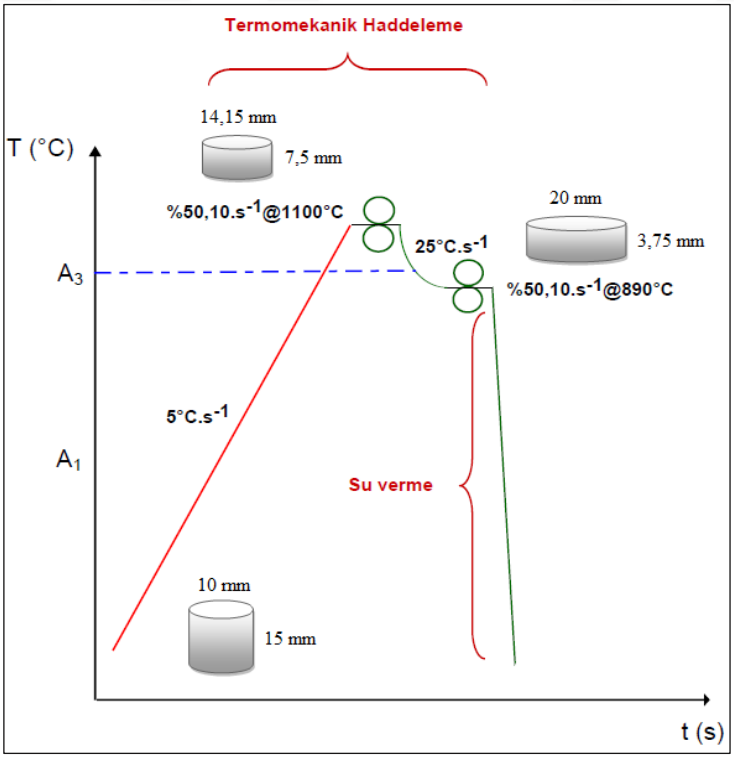


Şekil 3.5. Sıcak basma numuneleri



Şekil 3.6. Silindirik Rastagaev numunelerin ölçü detayları

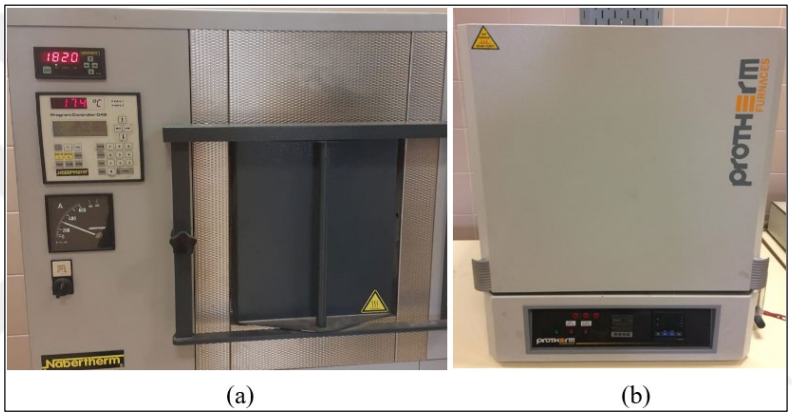
Şekil 3.7'de verilen sıcaklık – deformasyon - zaman çevrim grafiğinde sıcak basma Rastagaev numuneleri öncelikle 5 °C.sn^{-1} hızla 1100 °C sıcaklık değerine ısıtılmıştır. Bu sıcaklık değerinde 10.sn^{-1} deformasyon hızıyla % 50 oranında deforme edilmiş ve sonra 25 °C.sn^{-1} soğutma hızıyla ikinci paso deformasyon sıcaklığı olan 890 °C'ye soğutulmuştur. Bu sıcaklık değerinde de 10.sn^{-1} deformasyon hızıyla % 50 oranında deforme edilen numunelerin termomekanik haddeleme süreci tamamlanmış ve numuneler suda soğutulmuştur.



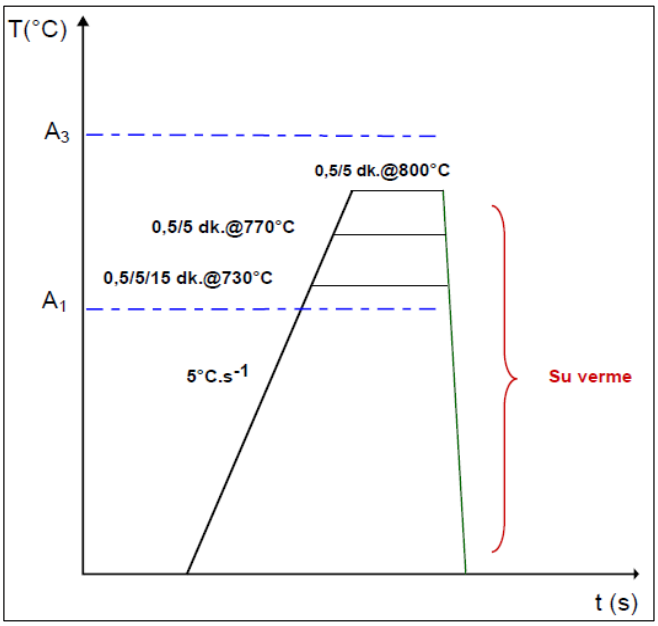
Şekil 3.7. Test numunelerine termomekanik haddeleme simülasyonu için uygulanan sıcaklık – deformasyon – zaman proses çevrimi

3.6. Isıl İşlem

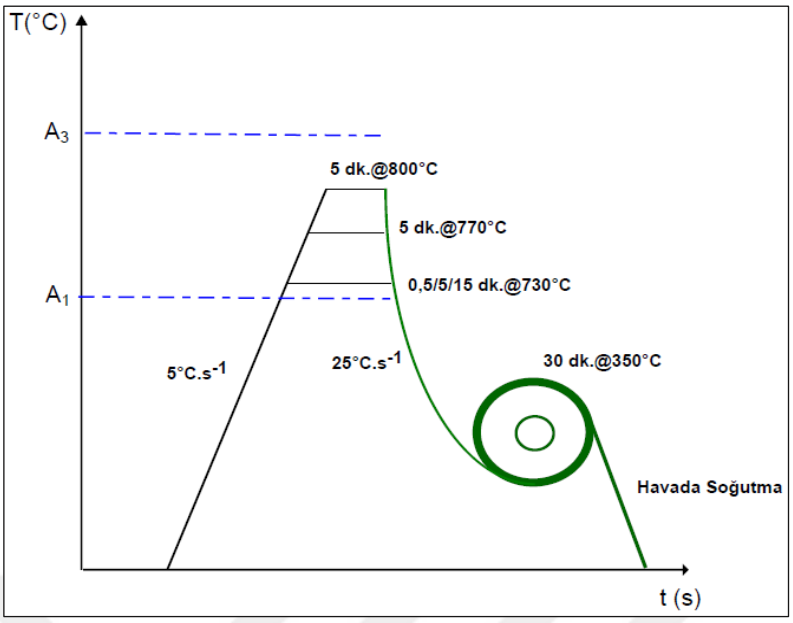
Sıcak basma testi sonrası su verme işlemi yapılan numunelere Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarlarında bulunan ve Şekil 3.8a'da gösterilen Nabertherm marka ısıl işlem fırını ile 730 °C, 770 °C, 800 °C sıcaklık değerlerinde 0,5 dk, 5 dk ve 15 dk bekleme sürelerinde interkritik tavlama yapılmıştır. Sonrasında ise bir seri numunelere interkritik sıcaklıklardan su verilmiş diğer bir seri numunelere ise Şekil 3.8b'de görseli verilen Protherm marka ısıl işlem fırınında 30 dk süre ile 350 °C'de izotermal bekleme yapılmıştır. Şekil 3.9 ve Şekil 3.10'da ısıl işlem çevrim grafikleri ayrıca verilmiştir.



Şekil 3.8. Isıl işlem fırınları, a) Nabatherm ve b) Protherm



Şekil 3.9. 770 °C, 730 °C ve 800 °C interkritik tavlama sonrası su verme ısıl işlem çevirimi şematik gösterimi



Şekil 3.10. 730 °C, 770 °C ve 800 °C interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme ısıl işlem çevirimi şematik gösterimi

3.7. Mikroyapısal Karakterizasyon

Sıcak basma ve ısıl işlem test süreçleri tamamlanan numunelere beynit, ferrit ve kalıntı östenit fazlarının tespiti amacıyla ışık mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM) ile mikroyapısal karakterizasyon yapılmıştır. Ayrıca test numunelerindeki kalıntı östenit faz oranlarının tespiti amacıyla X-ışını difraksiyonu (XRD) analizi yapılmıştır. Metalografik görüntüleme için bakalite alınan test numunelerine sırasıyla 120, 320, 600 ve 1200 mesh boyutundaki zımparalar ile zımparalama yapılmış ve 3µm'luk elmas pasta ile parlatma yapılmıştır. Sonrasında ise numuneler detaylı mikroyapısal incelemeler için % 3'lük Nital dağlayıcıları ile dağlanmıştır.

3.7.1. Işık mikroskobu

Işık mikroskobu incelemeleri için Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarında bulunan ve Olympus BX41RF-LED model ışık mikroskobu kullanılmıştır.

3.7.2. Elektron mikroskobu

FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope) incelemeleri ERDEMİR

AR-GE Merkezi laboratuvarında bulunan ve görseli Şekil 3.11'de verilen Jeol JSM 7100F model elektron mikroskobunda 15 kV ivmelendirme voltajı ile yapılmıştır. FE-SEM incelemelerinde ayrıca EDX analizi çalışmaları yapılmıştır.



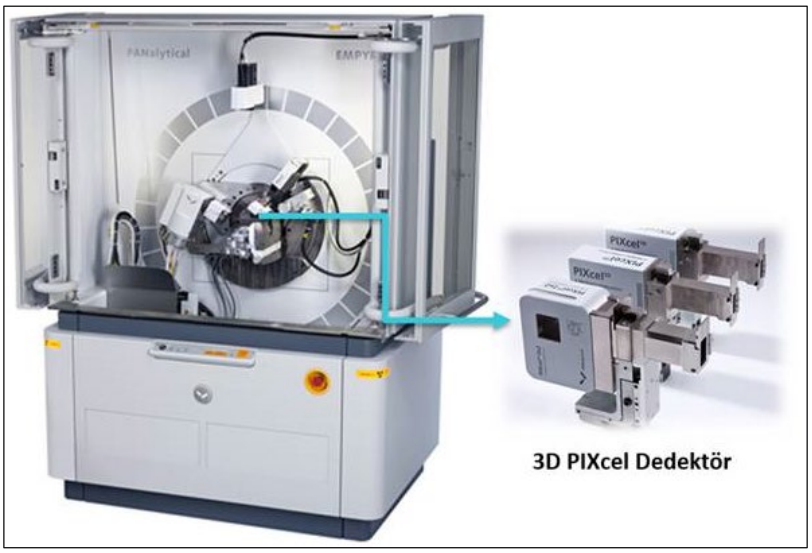
Şekil 3.11. ERDEMİR AR-GE Merkezi Jeol JSM 7100F (FE-SEM)

3.7.3. X-ışını difraksiyonu

Malzemelerin kristal yapılarını belirlemek veya belirlenen yapılara ilişkin kantitatif analizler yapmak için difraksiyon (kırınım) tekniklerini kullanmak gerekir. Metallerin kristal yapılarını incelemek için en sık kullanılan difraksiyon tekniği X-ışını difraksiyonudur.

Bu tez çalışması kapsamında TBF çeliği numunelerine, ERDEMİR AR-GE Merkezi laboratuvarlarında bulunan ve görseli Şekil 3.12'de verilen Panalytical Empyrean model XRD cihazı ile X-ışını difraksiyon analizi yapılmıştır.

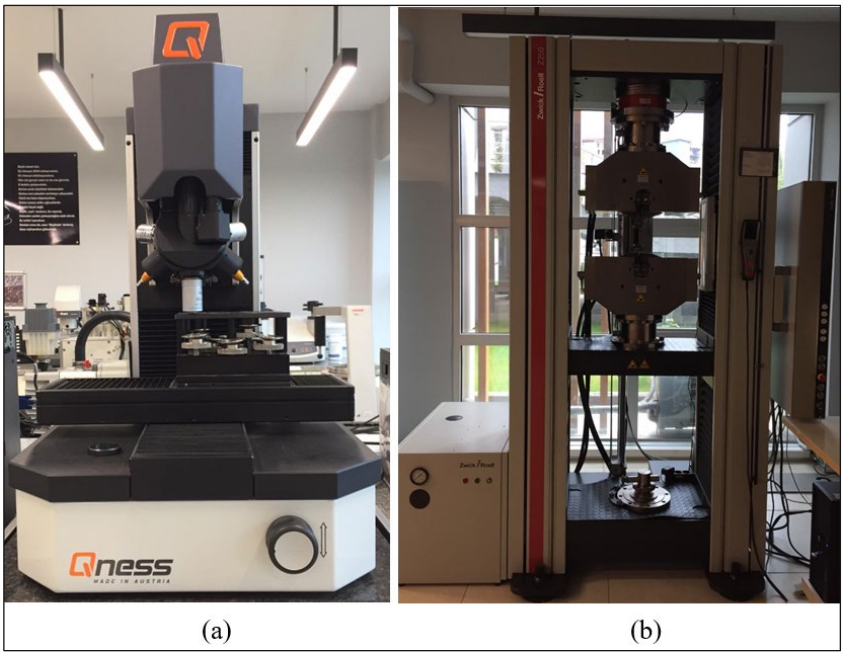
X-ışını difraksiyon analizinde 1,7890 Å dalga boyuna sahip CoKα (Kobalt) radyasyon kaynağı kullanılarak kalıntı östenit fazı için (111, 200, 220, 311, 222) 45°-135° 2θ açıları arasında 43 dakikalık tarama yapılmıştır. Elde edilen difraktogramlara High Score Plus veri analiz programında ve PDF-4 (ICDD) minireloji veri tabanı kullanılarak Rietveld kantitatif analizi yapılmıştır.



Şekil 3.12. Panalytical Empyrean model XRD cihazı (ERDEMİR AR-GE Merkezi)

3.8. Mekanik Testler

Isıl işlem sonucunda numunelerin mekanik özelliklerini tespit etmek amacıyla numunelere ASTM E92 (Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials) standardına uygun olarak Vickers sertlik ölçümleri ve ASTM A370 (Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products) standardına uygun olarak çekme testi uygulanmıştır.



Şekil 3.13. Mekanik test cihazları, a) Qness sertlik ölçüm cihazı ve b) Zwick/Roell Z250 çekme test cihazı

Parlatılmış numuneler üzerinde yapılan sertlik ölçümleri için ERDEMİR AR-GE laboratuvarlarında bulunan ve Şekil 3.13a'da görülen Qness sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Her numuneden 3 ölçüm alınmış olup ortalama sertlik değerleri ve bu sertlik değerlerine göre yaklaşımsal olarak gerçekleşmesi beklenen çekme mukavemet sonuçları "Bulgular ve Tartışma" kısmında sunulmuştur. Çekme testi için ERDEMİR AR-GE laboratuvarlarında bulunan ve Şekil 3.13b'de görülen Zwick/Roell Z250 marka çekme test cihazı kullanılmış olup elde edilen veriler "Bulgular ve Tartışma" kısmında sunulmuştur.

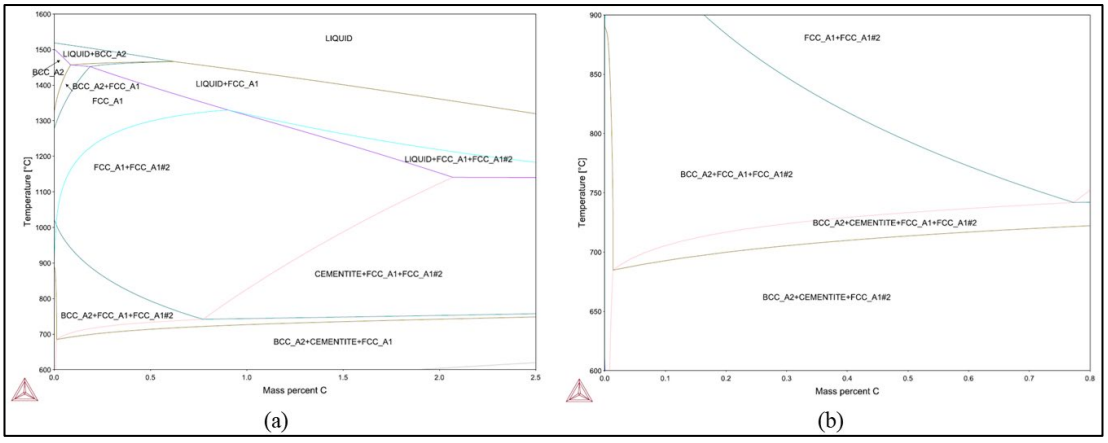
4. BULGULAR VE TARTIŞMA

Tez çalışmasının bu bölümünde, Bölüm 3'te verilen deney aşamalarına ait bulguların teknik detayları sunulmaktadır.

4.1. Termodinamik ve Kinetik Hesaplamalar

4.1.1. Thermo-Calc® hesaplamaları

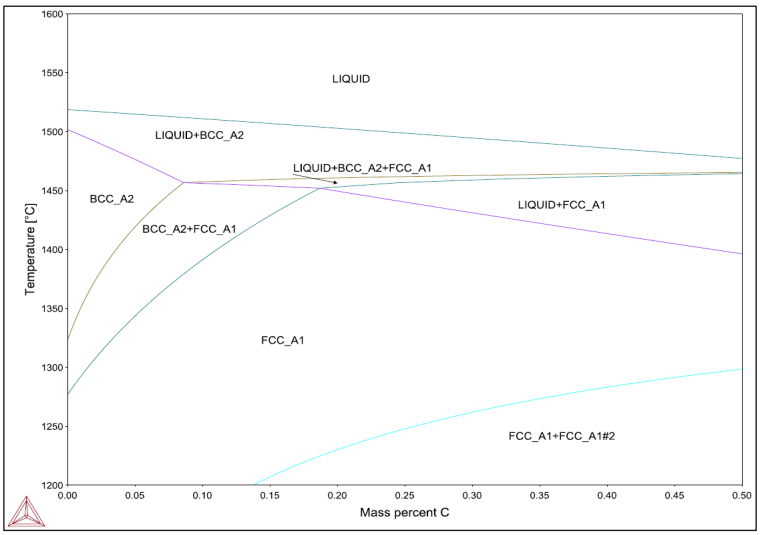
TBF çeliğinde Thermo-Calc® yazılımı ve TCFE9 veritabanı ile hesaplanan Şekil 4.1'deki termodinamik modelleme sonuçlarına göre interkritik sıcaklıklar A_3=894,18 °C, A_{1e}=878,92 °C ve A_{1b}=700,82 °C olarak öngörülmüştür. Nb(C,N) miktarı da hesaplanarak Nb miktarı katkısı da tahmin edilmiştir. Mikroalaşımlama için belirlenen Nb miktarı % 0,05 için Nb(C,N) çökeltilerinin 1222,78 °C'ye kadar kararlı olduğu görülmektedir. Bu sayede, Nb(C,N) çökeltilerinin sıcak haddelemede var olacakları ve rekristalizasyonu engellemede etkili olabilecekleri öngörülebilir.



(a) (b)

Şekil 4.1. 0,2C-1,7Mn-1,0Si-0,5Al-0,05Nb (TBF) alaşımına ait farklı sıcaklık ve karbon miktar aralıklarında pseudo denge diyagramları; a) 600-1600 ℃ ile % 0-2.5C ve b) 600-900 ℃ ile % 0-0.8C aralıkları

TBF çeliğine ait solidus ve likidus sıcaklıklarının belirlenebilmesi için Thermo-Calc® yazılımından faydalanılmıştır. Yapılan hesaplama sonuçlarına göre Şekil 4.2'de görüldüğü gibi TBF çeliğinin katılaşma aralığının 1503,69 °C ile 1451,39 °C arasında olduğu görülmüştür.



Şekil 4.2. TBF alaşımına ait katılaşma aralığında hesaplanmış pseudo denge diyagramı

Thermo-Calc® yazılımından elde edilen A_{1e} ve A_3 sıcaklıklarına göre seçilen interkritik sıcaklıklarda denge durumunda oluşan östenit ve ferrit faz hacim oranları ile kimyasal bileşimleri Tablo 4.1'de verilmiştir.

Tablo 4.1. İnterkritik tavlama sıcaklıklarında denge durumunda oluşan faz hacmi (%) ve kimyasal bileşimleri kütle (%)

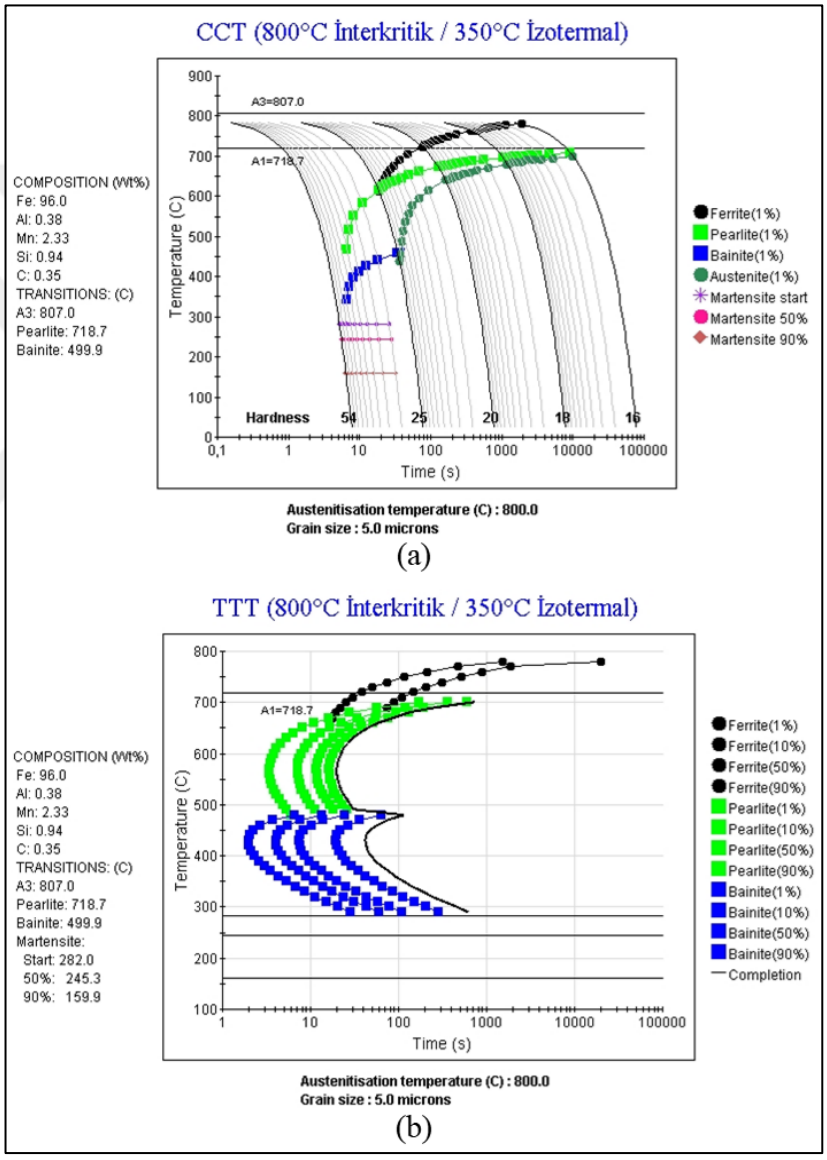
İnterkritik sıcaklık (°C)	Östenit					Ferrit				
	Faz hacmi (%)	Kimyasal bileşim (%)				Faz hacmi (%)	Kimyasal bileşim (%)			
		C	Mn	Si	Al		C	Mn	Si	Al
730 °C	28,9	0,60	3,27	0,9	0,33	71,1	0,01	1,05	1,04	0,57
770 °C	39,6	0,44	2,66	0,91	0,36	60,4	0,01	1,06	1,06	0,59
800 °C	50,7	0,35	2,33	0,94	0,38	49,3	0,01	1,04	1,06	0,62

4.1.2. JMatPro® hesaplamaları

Kritik dönüşüm sıcaklıklarının tespit edilebilmesi için JMatPro® yazılımından faydalanılmıştır. Uygulanan interkritik sıcaklıklara göre Tablo 4.1'de sunulan östenit kimyasal bileşimleri kullanılarak JMatPro® yazılımı ile A_1, A_3, B_s ve M_s sıcaklıkları hesaplanmıştır. Tablo 4.2'de hesaplanan sıcaklıklar ve Şekil 4.3, 4.4 ve 4.5'te ilgili CCT ve TTT diyagramları ayrıca gösterilmiştir.

Tablo 4.2. İnterkritik tavlama sıcaklıklarında JMatPro® yazılım programından elde edilen A_1, A_3, B_s ve M_s sıcaklık değerleri

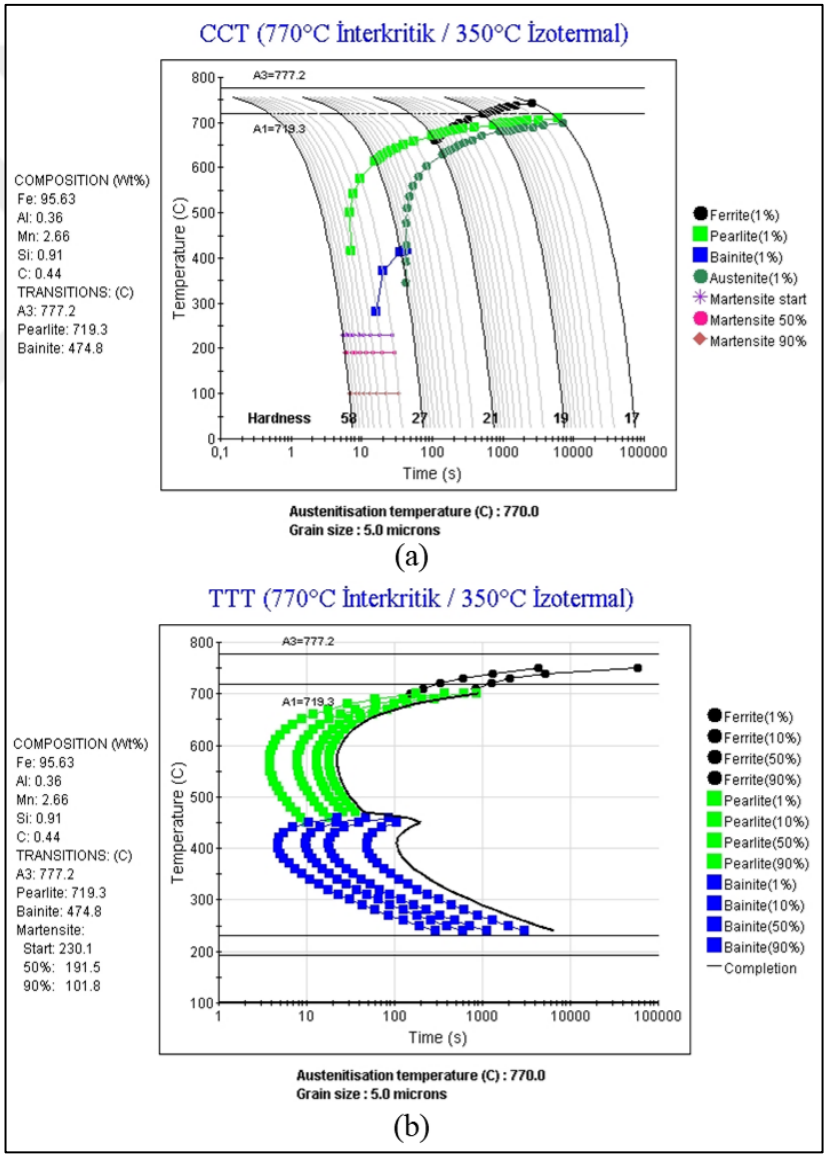
İnterkritik sıcaklık (°C)	A_1	A_3	B_s	M_s
800 °C	718,7 °C	807,0 °C	499,9 °C	282,0 °C
770 °C	719,3 °C	777,2 °C	474,8 °C	230,1 °C
730 °C	720,8 °C	735,9 °C	428,9 °C	141,9 °C



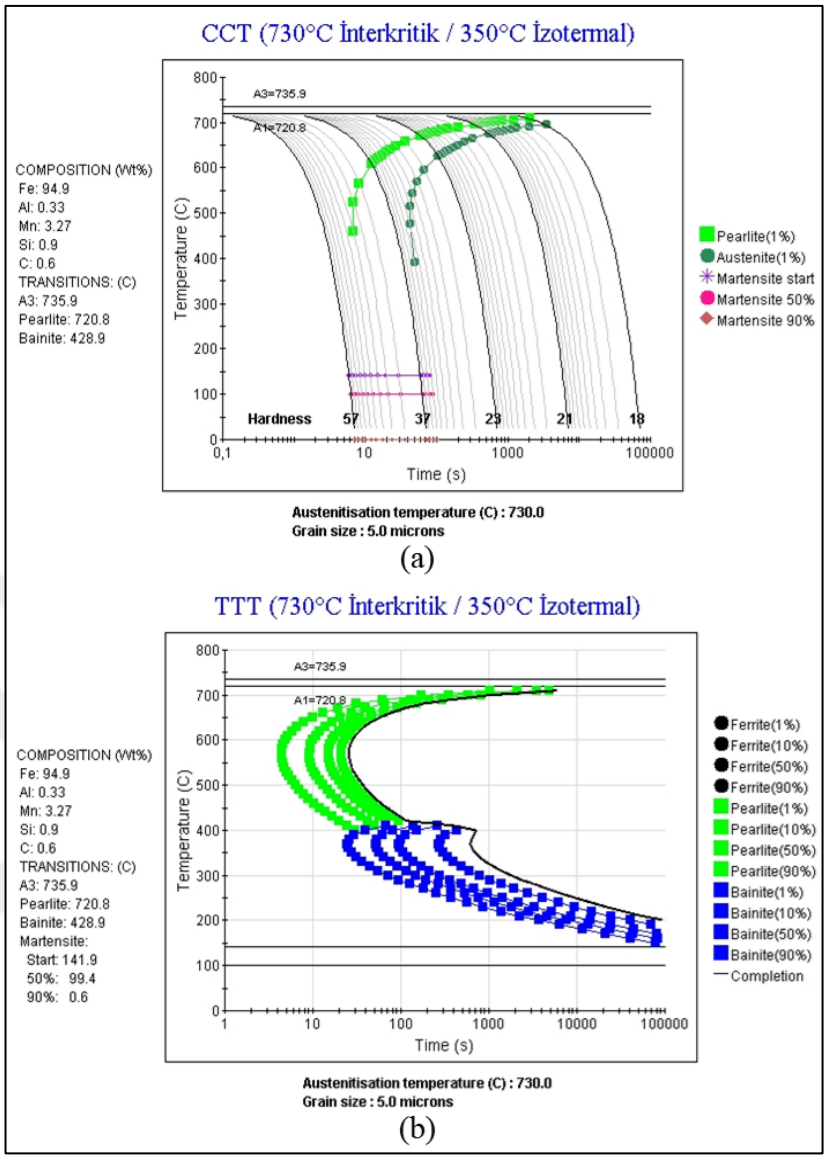
Şekil 4.3. 800 °C'de interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları

JMatPro® üzerinde yapılan çalışmada, interkritik tavlama sıcaklıkları ile B_s ve M_s sıcaklık değerleri arasında orantısal bir ilişki tespit edilmiştir. Artan interkritik

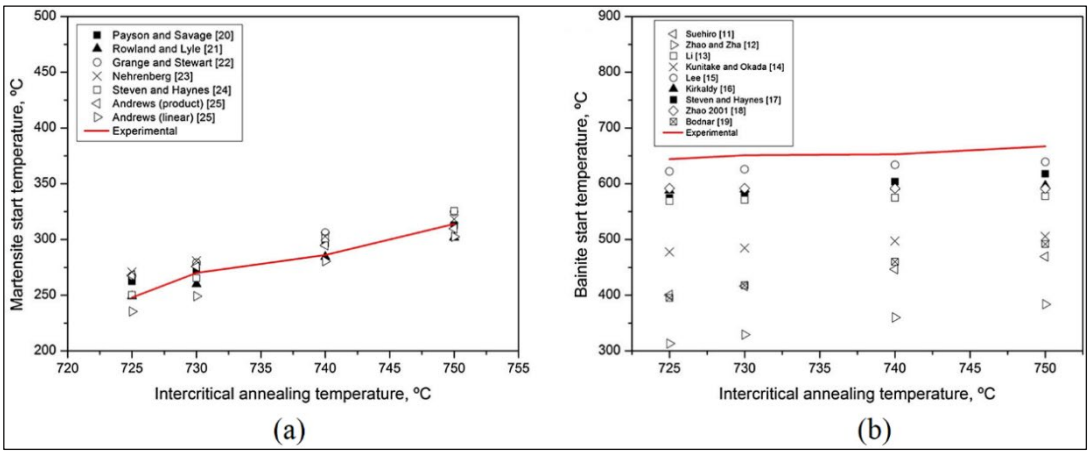
tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak B_s ve M_s sıcaklık değerlerinde artış görülmüştür. Bu konu üzerinde benzer sonuçlar elde eden Erişir ve Bilir, yaptıkları çalışmada B_s ve M_s sıcaklıklarına interkritik tavlama sıcaklığı etkisini incelemişlerdir. İlgili çalışmada, 0,37 C-0,87 Mn çeliğine 1100 °C'de 5 dk östenitleme sonrası su vermiş ve daha sonra sırasıyla 725 °C, 730 °C, 740 °C ve 750 °C sıcaklık değerlerinde 15 dk interktirik tavlayarak ilgili sıcaklıklardan tekrar su vermişlerdir. Sonuç olarak yaptıkları bu çalışmada Şekil 4.6'da görülebileceği gibi artan interkritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak B_s ve M_s sıcaklık değerlerinin artış gösterdiğini tespit etmişlerdir [66].



Şekil 4.4. 770 °C'de interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları



Şekil 4.5. 730 °C'de interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal sarma yapılan TBF çeliğine ait, a) CCT ve b) TTT diyagramları

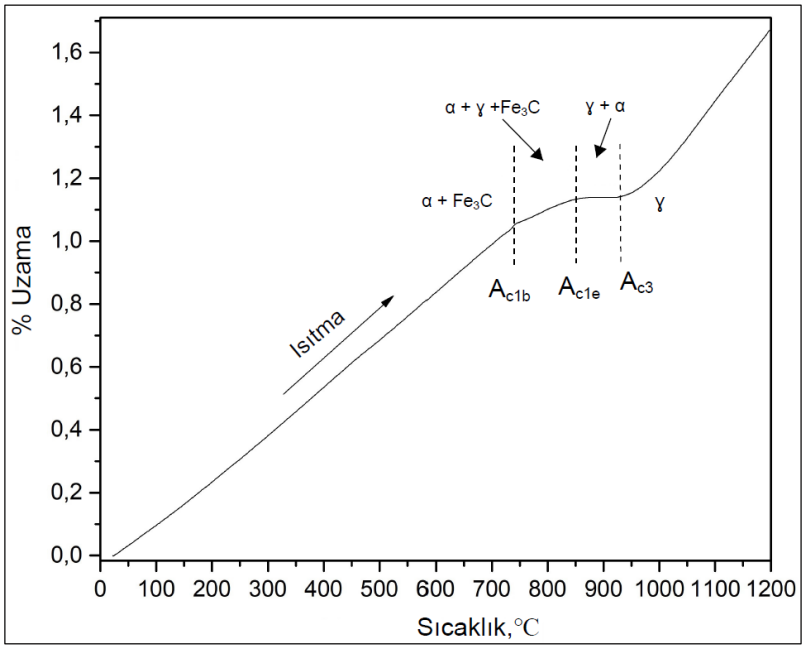


Şekil 4.6. İnterktirik sıcaklıkların a) Ms ve b) Bs sıcaklıkları üzerine etkisi [66]

4.2. Dilatometre

Şekil 4.7'de TBF çeliğinin 5 K/sn hızla ısıtılması sonucu elde edilen sıcaklık-uzama grafiği verilmiştir. İlgili grafiktende görülebileceği gibi Ac_{1b} sıcaklığı ısıtma sürecinde α + Fe_3C → γ faz dönüşümünün başladığı sıcaklıktır ve dilatometre çalışmasında Ac_{1b} sıcaklığı 731,8 ℃ olarak tespit edilmiştir. Ac_{1e} sıcaklığı ısıtma sürecinde Fe_3C dönüşümünün tamamlandığı ve α + γ faz alanının başladığı sıcaklıktır. Dilatometre çalışmasında Ac_{1e} sıcaklık değeri 823,2 ℃ olarak tespit edilmiştir. Ac_3 sıcaklığında ise α faz dönüşümü bütünüyle tamamlanmıştır ve mikroyapıda sadece γ fazı bulunmaktadır. Dilatometre çalışmasında Ac_3 sıcaklık değeri 945,6 ℃ olarak tespit edilmiştir.

Tablo 4.3'te Thermocalc® ve Dilatometre'den elde edilen A_{1b}, A_{1e}, A_3, B_s ve M_s sıcaklık değerleri verilmiştir. Tablo 4.3'de verilen Thermocalc® ve Dilatometre sıcaklık verileri karşılaştırıldığında büyük oranda farklılık olduğu görülmektedir. Thermocalc® yalnızca kararlı fazların geçiş sıcaklıklarını belirlemede kullanılmaktadır. Bu sebeple Thermocalc® ile belirlenmiş B_s ve M_s sıcaklık değeri bulunmamaktadır. Thermocalc® kullanılarak ön görülen A_1 ve A_3 sıcaklık değerlerinin Dilatometre verileri ile +/- % 5 sapma oranı ile benzerlik gösterdiği görülmektedir.

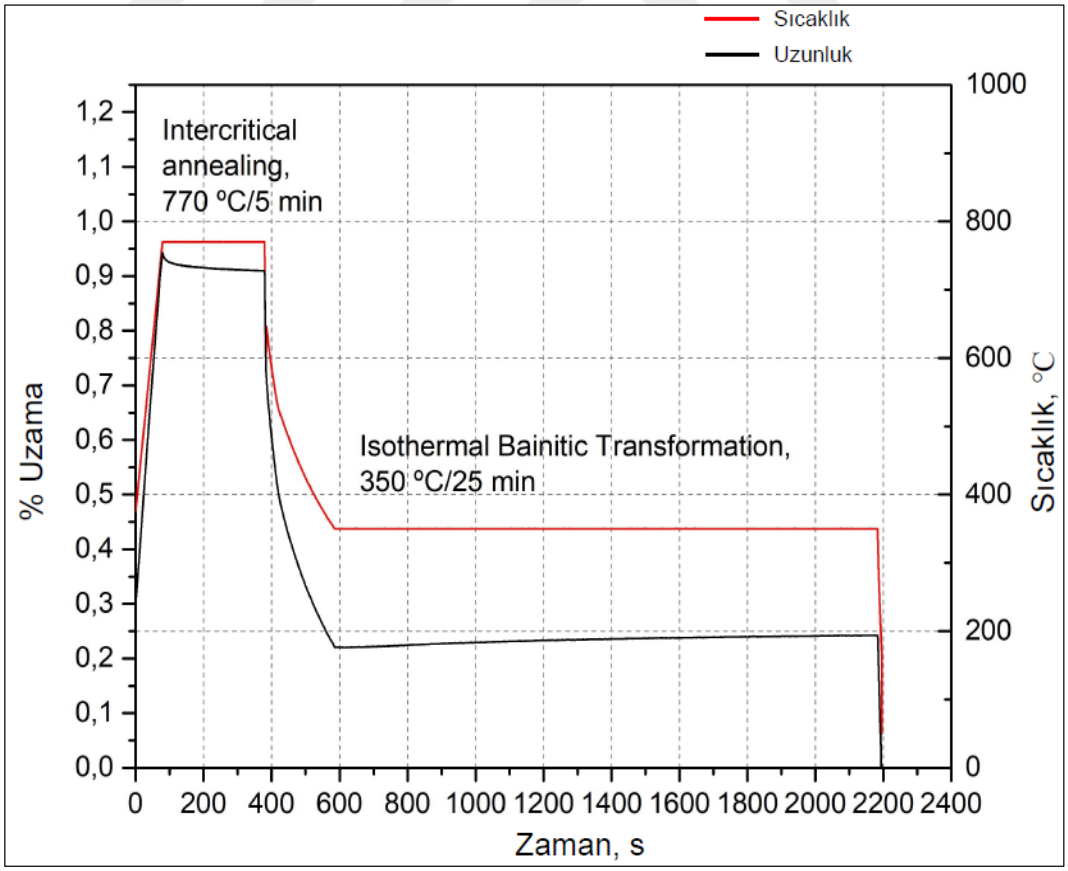


Şekil 4.7. TBF çeliğinin sürekli ısıtma sırasında boyut değişimi (Isıtma hızı 5 K/sn)

Tablo 4.3. JMatPro®, Thermocalc® ve Dilatometre'den elde edilen A_1, A_3, B_s ve M_s sıcaklık değerleri

Metod	A_{1b}	A_{1e}	A_3	B_s	M_s
Thermocalc®	700,8 °C	878,9	894,1 °C	-	-
Dilatometre	731,8 °C	823,2	945,6 °C	-	457,1 °C

Şekil 4.8'de dilatometre deneyinde elde edilen uzunluk değişimi ve sıcaklık zamana bağlı olarak sunulmuştur. Uzama – zaman eğrisi incelendiğinde 770 °C'de 5 dk bekleme sırasında östenit faz dönüşümü nedeniyle daha sıkı paket yapısı YMK kafese geçildiğinden uzama miktarında azalma gerçekleşmektedir. İnterkritik sıcaklıkta bekleme süresinde 5 dk'nın sonunda uzamanın azalma hızı düşmektedir, buna bağlı olarak östenit dönüşümünün yavaşladığı ön görülebilir. 350 °C'de yapılan bekleme sırasında ise kalıntı östenitten beynite dönüşüme bağlı olarak uzama da artış gerçekleştiği görülmüştür. Yine bu artışın hızı bekleme süresi arttıkça azaldığından, beynite dönüşümün yavaşladığı ön görülebilir.



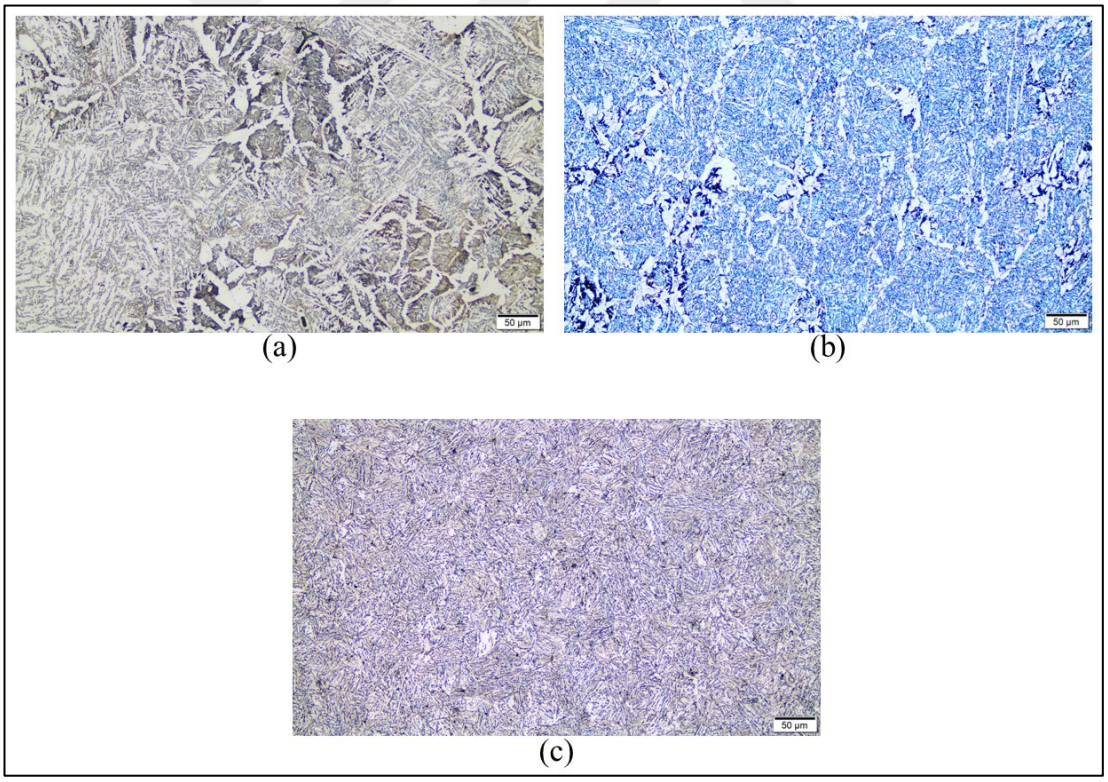
Şekil 4.8. TBF çeliğinin 770 °C'de interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk sarma sıcaklığında uzama eğrisi

4.3. Mikroyapısal Karakterizasyon

Tez çalışmasının bu bölümünde ışık mikroskobu, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve alan emisyon taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM) ile alınan mikroyapı görüntüleri ve EDX kantitatif analizleri sunulmaktadır.

4.3.1. Işık mikroskobu

Şekil 4.9'da döküm ve sıcak haddeleme ile birlikte sıcak basma + 890 °C'den su verme sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.9a'da döküm sonrası mikroyapı tipik bir döküm çelik yapısı olarak görülmektedir. Östenit tane sınırlarında Widmanstatten ferrit yapıları öne çıkmaktadır. Şekil 4.9b'de sıcak haddeleme sonrası mikroyapı döküm yapısına göre daha homojen ve incelmiş olarak görülmektedir. Şekil 4.9c'de ise sıcak basma sonrası 890 °C'den su verme işleminde bütünüyle martenzit yapısının elde edilebildiği görülmektedir.

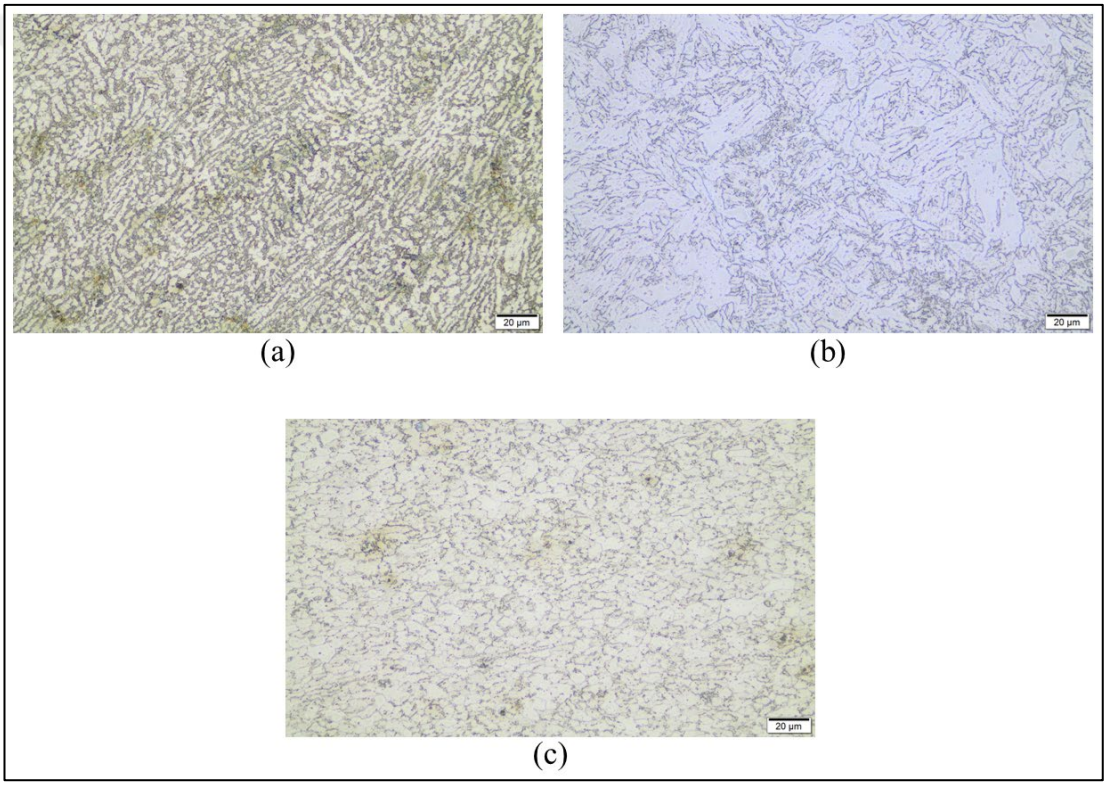


Şekil 4.9. TBF çeliğine ait a) döküm sonrası, b) sıcak haddeleme sonrası ve c) 890 °C sonrası su verme mikroyapı görüntüleri

Sıcak basma ve 890 °C'den su verme uygulanmış numunelere farklı sıcaklıklarda interkritik tavlama işlemi uygulanmıştır. İnterkritik tavlama sıcaklıkları olarak

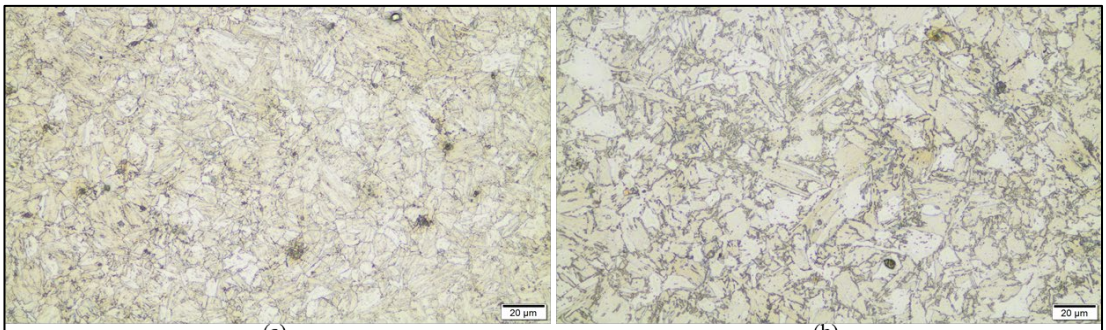
730 ℃, 770 ℃ ve 800 ℃'de 0,5 dk – 15 dk arasında farklı bekleme süreleri sonrasında su verme yapılmıştır.

Şekil 4.10'da 730 ℃'de 0,5 dk, 5 dk ve 15 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapılar sunulmuştur. Mikroyapılardan görüldüğü gibi kısa süreli 0,5 dk tavlama sonrasında dönüşümün tamamlanmadığı ve sementit çözünmesinin sürdüğü görülmektedir. 5 dk sonrasında ise östenit çekirdeklenmesinin başladığı ancak başlangıç yapısına ait sınırların halen korunduğu gözlenmiştir. Sonuç olarak 730 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında eşeksenli ferrit ve ikincil faz olarak östenit oluşumu için 15 dk süre gerektiği anlaşılmaktadır.



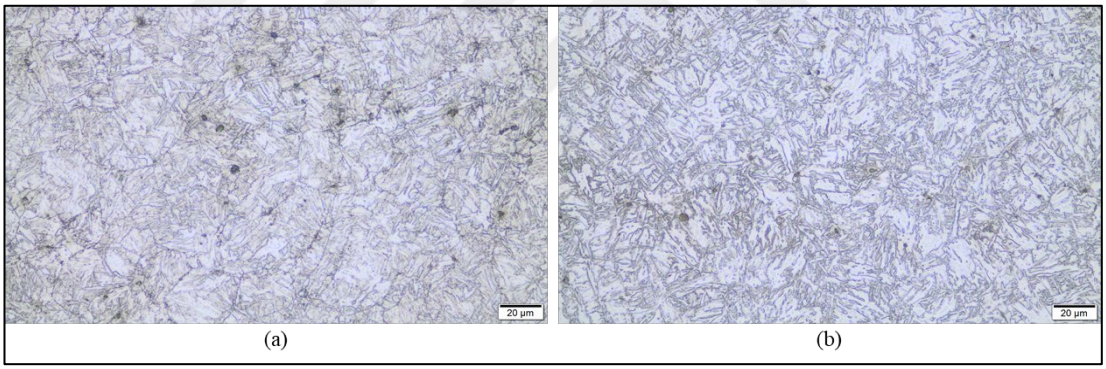
Şekil 4.10. TBF çeliğinin 730 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk, b) 5 dk ve c) 15 dk bekletilmiş ve sonrasıda su verilmiş mikroyapı görüntüleri

770 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 0,5 dk ve 5 dk süreleri için mikroyapısal incelemeler yapılmış ve ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.11'de verilmiştir. Buna göre 0,5 dk sonrası östenit dönüşümünün henüz başladığı görülmektedir. 5 dk sonrasında ise östenit dönüşümünün gerçekleştiği ve ikincil faz oluşumu görülmektedir.

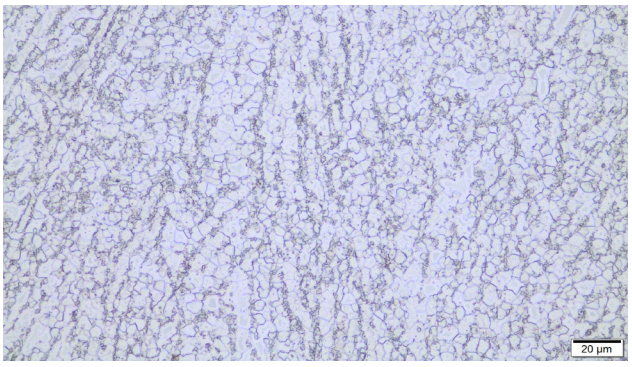


Şekil 4.11. TBF çeliğinin 770 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk ve b) 5 dk bekletilmiş ve sonrasıda su verilmiş mikroyapı görüntüleri

800 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 0,5 dk ve 5 dk süreleri için mikroyapısal incelemeler yapılmış ve ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 4.12'de verilmiştir. Buna göre 0,5 dk sonrası östenit dönüşümünün başladığı ancak kısmen ikincil faz oluşumu görülmektedir. 5 dk sonrasında ise östenit dönüşümünün büyük oranda gerçekleştiği görülmektedir.



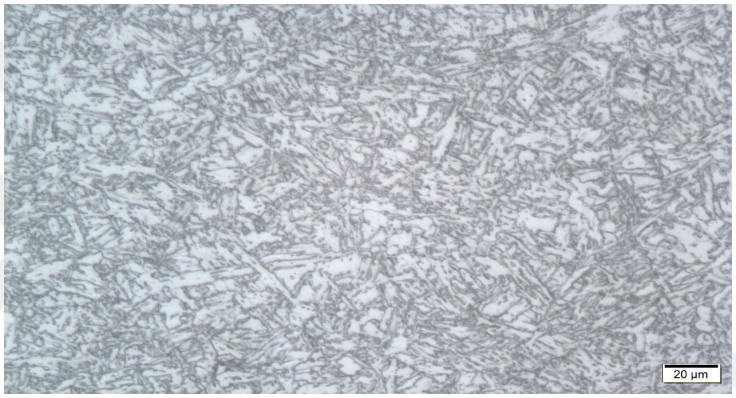
Şekil 4.12. TBF çeliğinin 800 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında a) 0,5 dk ve b) 5 dk bekletilmiş ve sonrasında su verilmiş mikroyapı görüntüleri



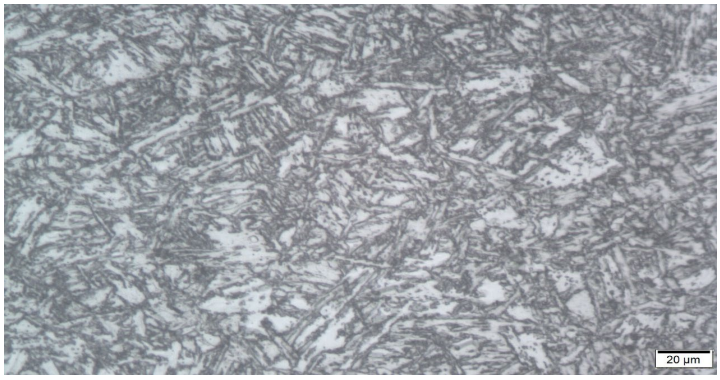
Şekil 4.13. TBF çeliğinin 730 ℃ interkritik tavlama sıcaklığında 15 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü

İnterkritik tavlama sonrası izotermal bekleme işlemi 350 °C'de 30 dk süre ile uygulanmıştır. Şekil 4.13'de 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama sonrasında izotermal bekleme yapılan numune mikroyapısı sunulmuştur. 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme etkisiyle tanelerde eş eksenli görünüm mevcuttur.

Şekil 4.14'de 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunenin mikroyapı görüntüsü sunulmuştur. Beynitik ferrit ile birlikte ikincil fazdan oluşan bir mikroyapı görülmektedir. Oluşan mikroyapının ince olması sebebiyle değerlendirme SEM/FE-SEM ve XRD incelemelerinde ayrıca ele alınacaktır.



Şekil 4.14. TBF çeliğinin 770 °C interkritik tavlama sıcaklığında 5 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü



Şekil 4.15. TBF çeliğinin 800 °C interkritik tavlama sıcaklığında 5 dk bekletilmiş ve sonrasında 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılmış mikroyapı görüntüsü

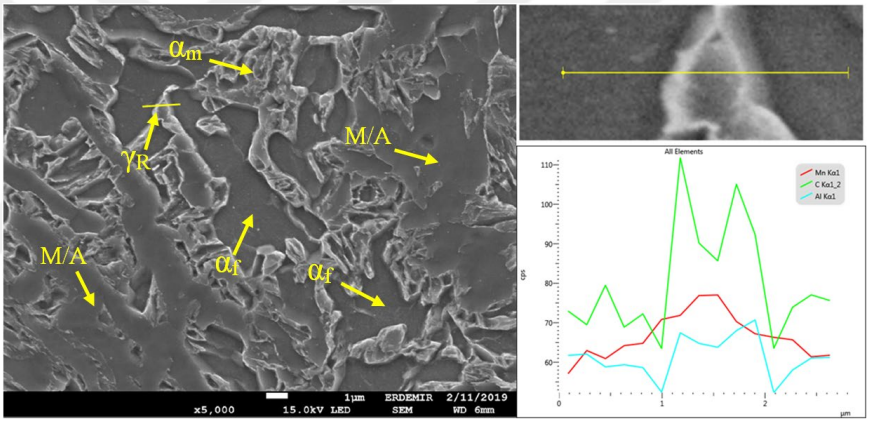
Şekil 4.15'de 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunenin mikroyapı görüntüsü verilmiştir. 770 °C'deki mikroyapıdan farklı olarak daha yoğun şekilde ikincil faz oluşumu gözlenmektedir.

Yine mikroyapını ince olması nedeniyle değerlendirme SEM/FE-SEM ve XRD incelemelerinde ayrıca ele alınacaktır.

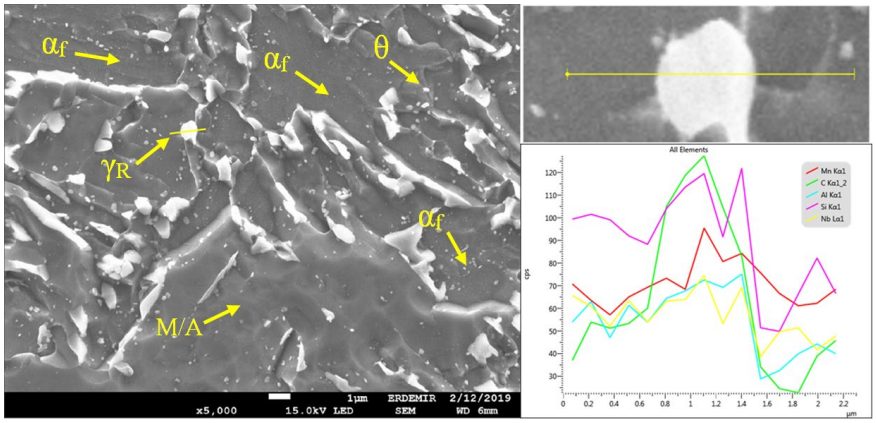
4.3.2. Elektron mikroskobu

4.3.2.1. İnterkritik tavlama sıcaklığının etkisi

730 °C'de 0,5 dk, 5 dk ve 15 dk interkritik tavlama sonrası su verme numunelerine ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 4.16-4.18'de sunulmuştur. Şekil 4.16'da 730 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama süresinde başlangıç martenzit yapısından dönüşümün sınırlı gerçekleştiği ve 0,5 dk sürenin yetersiz olduğu görülmektedir. Genel olarak mikroyapıda poligonal ferrit, martenzit, kalıntı östenit ve M/A adalarına rastlanmaktadır.



Şekil 4.16. 730 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

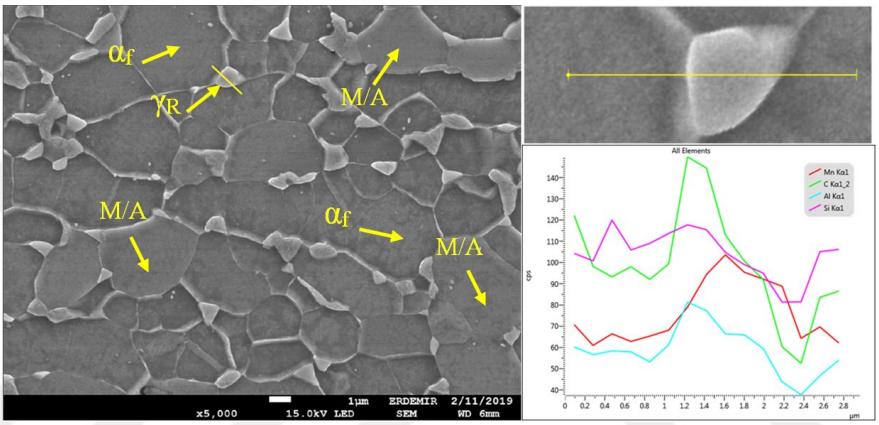


Şekil 4.17. 730 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

İnterkritik tavlama süresi 5 dk olduğunda ise Şekil 4.17'de görüldüğü gibi

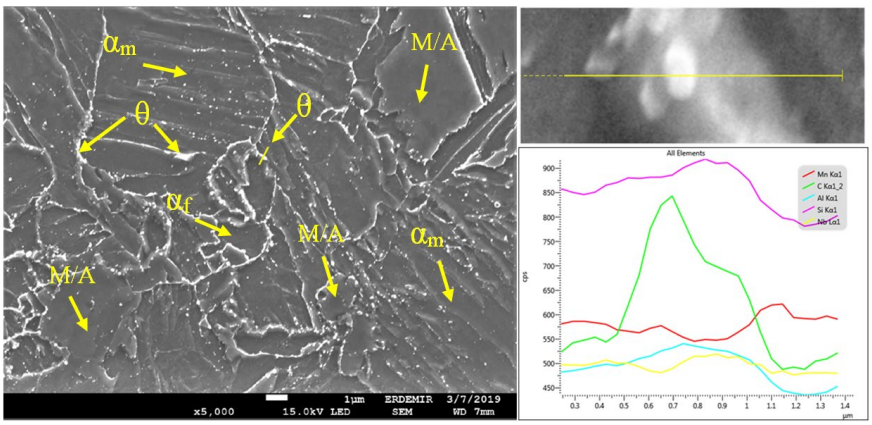
martenzitik ilk yapıdan dönüşümün tamamlandığı ve ayrıca karbür (θ) çökeltileri oluştuğu görülmektedir.

Şekil 4.18'de verilen 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama ve su verme numune mikroyapısında ise uzun bekleme süresine bağlı olarak ferrit tanelerinin eş eksenli olduğu görülmektedir. Ayrıca, karbür yapılarının da büyük oranda çözündüğü gözlenmektedir. Şekil 4.16 - 4.18'de belirli bölgelerde yapılan çizgisel EDS analizlerinde C, Mn ve Al'nin eş zamanlı artış göstermesi ilgili bölgelerin kalıntı östenit (γ_R) olduğunu desteklemektedir.



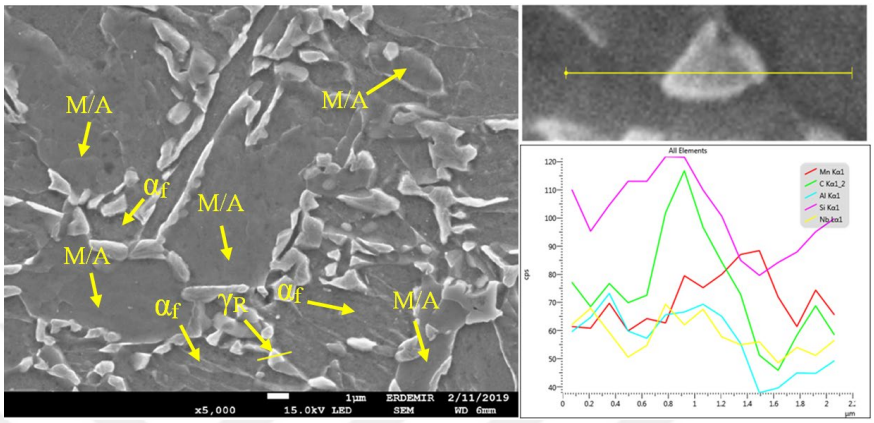
Şekil 4.18. 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.19'da verilen 770 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme numune mikroyapısında ise başlangıç yapısından dönüşümün sınırlı seviyede gerçekleştiği, önceki martenzit yapısına ait sınırların korunduğu ve karbür (θ) çökeltileri oluştuğu görülmüştür.



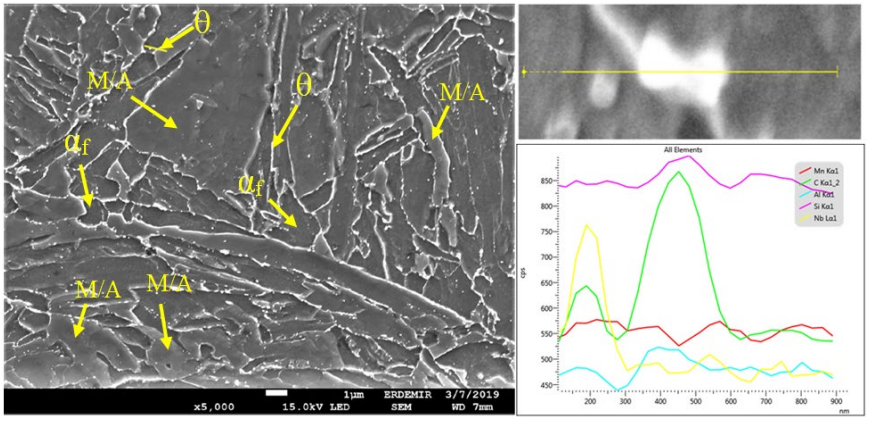
Şekil 4.19. 770 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.20'de verilen 770 °C'de 5 dk tavlama numune mikroyapısında ise başlangıç yapısından dönüşümün tamamlandığı görülmektedir. Seçili alanda yapılan çizgisel EDS analizinde C ve Mn eğrisinde görülen artış ilgili bölgenin kalıntı östenit olabileceğini desteklemektedir.



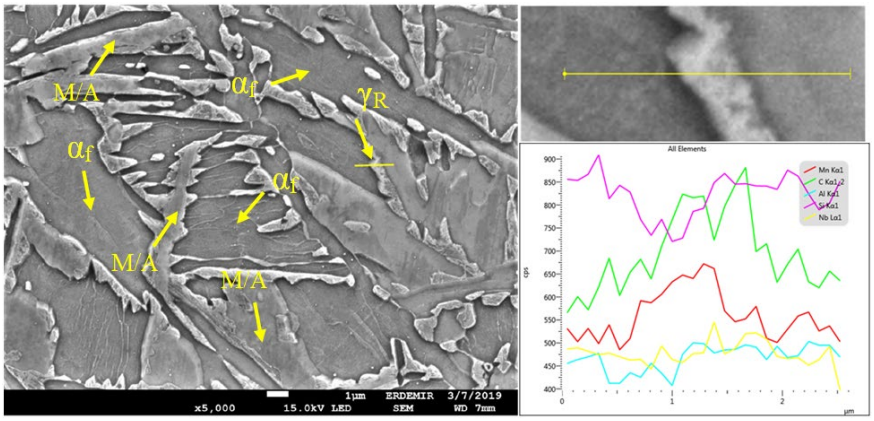
Şekil 4.20. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.21'de verilen 800 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme numunesinin mikroyapısında ise dönüşümün sınırlı kaldığı ve martenzitik ilk yapıya ait sınırların korunduğu gözlenmiştir. Ayrıca, mikroyapıda M/A adalarının ve karbür (θ) yapılarının var olduğu görülmüştür.



Şekil 4.21. 800 °C'de 0,5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

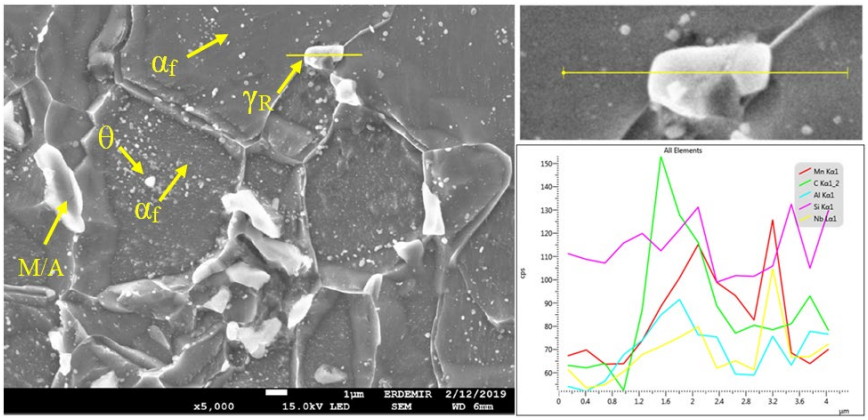
Şekil 4.22'de verilen 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama numunesinde çözünmenin tam olarak gerçekleştiği gözlenmiştir. Seçili alanda yapılan çizgisel EDS analizinde C ve Mn değerlerinde görülen eş zamanlı artış ilgili bölgenin kalıntı östenit olduğunu desteklemektedir.



Şekil 4.22. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve su verme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

4.3.2.2. İnterkritik tavlama sonrası izotermal bekleme ile mikroyapı oluşumu

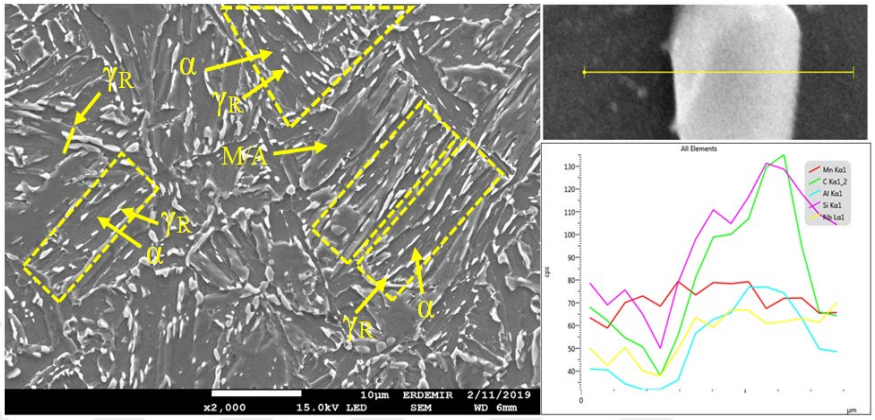
Şekil 4.23'de 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme mikroyapısı verilmiştir. Burada mikroyapıda eşeksenli ferrit tanelerinde dağılmış karbür (θ) çökelti kümeleri ve ferrit tane sınırlarında M/A adaları görülmüştür. Ayrıca seçili bölgede yapılan çizgisel EDS analizinde yapının C ve Mn pikine bağlı olarak kalıntı östenit olduğu değerlendirilmektedir.



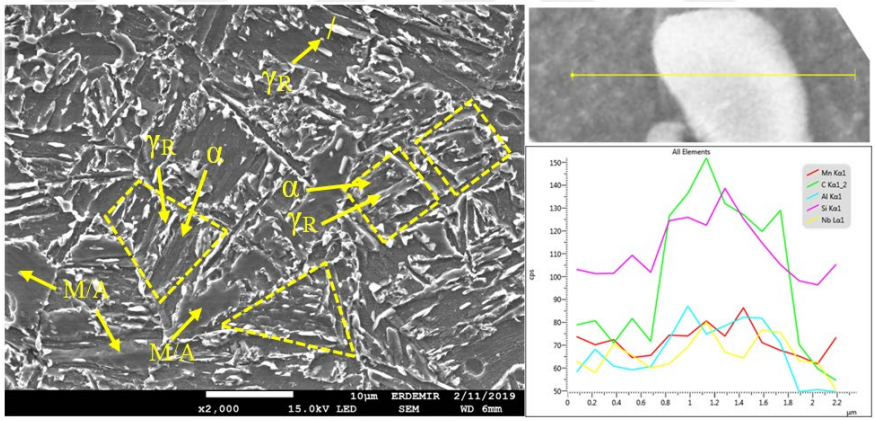
Şekil 4.23. 730 °C'de 15 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

Şekil 4.24 ve 4.25'de 770 °C ve 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Her iki interkritik sıcaklıktan sonra izotermal beklemede de α_b, M/A ve γ_R yapıları görülmektedir. 770 °C'de M/A adalarının daha yoğun olduğu görülmektedir. Buna karşılık 800 °C'de α_b yapılarının daha yoğun olduğu görülmektedir. 770 °C'deki

beynitik bölgelerin daha çok lata α_b ve film şekilde γ_R yapısında, 800 °C'deki beynitik bölgelerde ise daha ince ve granüler morfolojide oluştuğu görülmektedir. Her iki mikroyapıda yapılan çizgisel EDS analizinde C, Si, Al ve Mn değerlerindeki yükseliş bu yapıların γ_R olduğu görüşünü desteklemektedir.



Şekil 4.24. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi



Şekil 4.25. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama ve 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme sonrası mikroyapı SEM görüntüsü ve EDS analizi

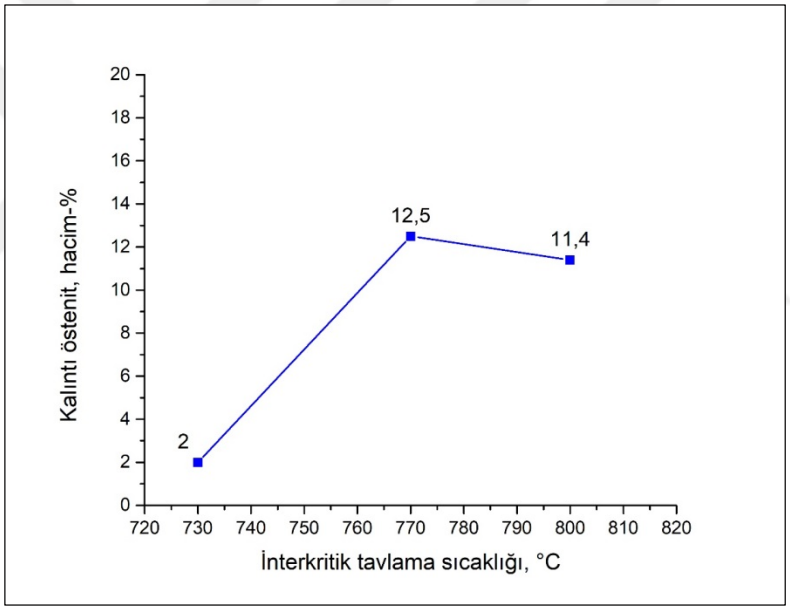
4.3.3. X-ışını difraksiyonu

730 °C, 770 °C ve 800 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin XRD difraktogramları ve kalıntı östenit Reitveld analiz sonuçları Şekil 4.28 – 4.30'da verilmiştir. Tablo 4.4 ve Şekil 4.26'da da ilgili sonuçlar karşılaştırmalı olarak sunulmuştur. Burada görülebileceği gibi interkritik tavlama sıcaklığına bağlı kalıntı östenit oranları arasında lineer olmayan bir ilişki tespit edilmiştir. 730/5/350

numunesinde ölçülen γ_R oranının 770/5/350 numunesine kıyasla daha düşük olmasının, 730 °C için 5 dk interkritik tavlama süresinin çözünme için yetersiz kalması ve önceki yapıdan gelen γ_R'den kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tablo 4.4. 730 °C, 770 °C ve 800 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit Reitveld analiz sonuçları

Numune	IT Sıcaklığı (°C)	IT Süresi (dk)	% γ_R
730/5/350	730 °C	5 dk	% 2,0
770/5/350	770 °C	5 dk	% 12,5
800/5/350	800 °C	5 dk	% 11,4

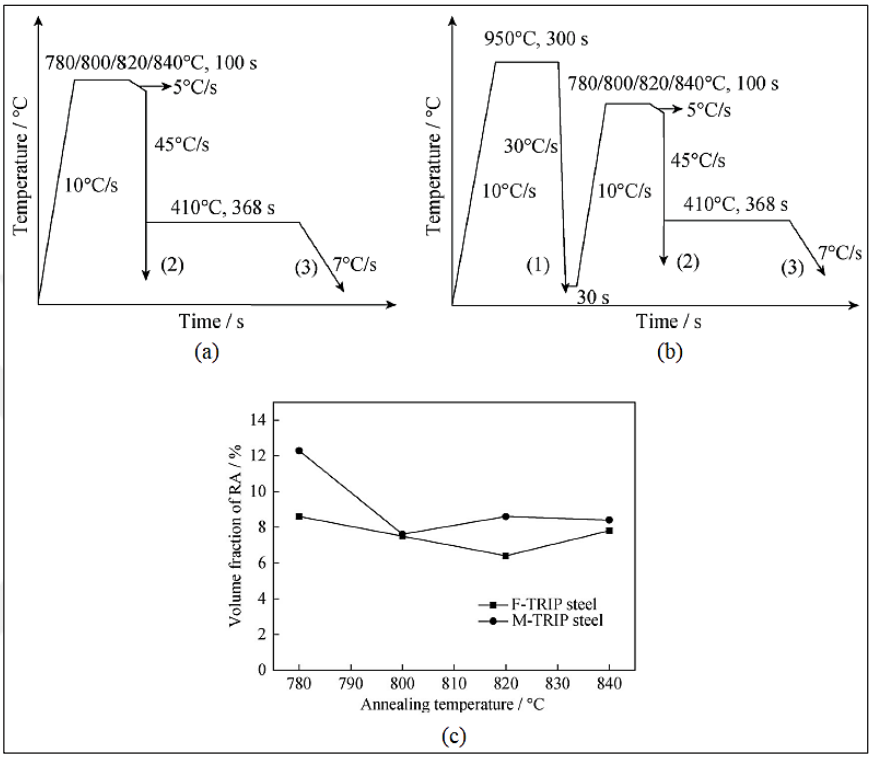


Şekil 4.26. 730 °C, 770 °C ve 800 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit Reitveld analiz sonuçları grafiği

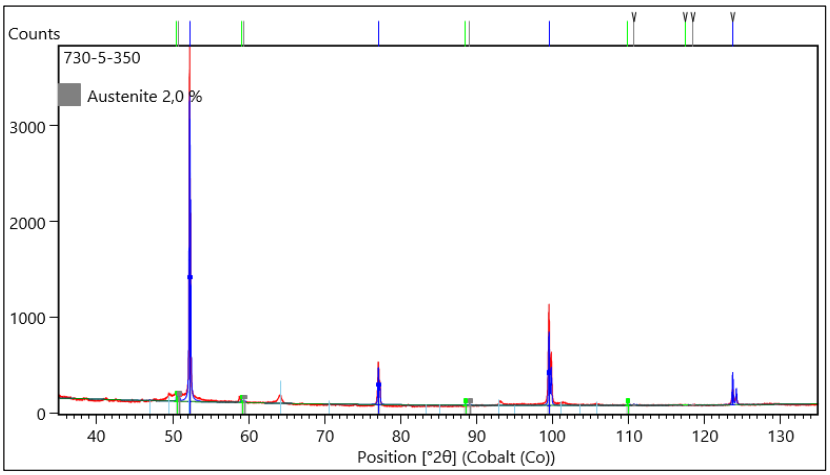
Yin ve arkadaşları, yaptıkları bir çalışmada kimyasal kompozisyonu ve kritik dönüşüm sıcakları Tablo 4.5'te verilen TRIP çeliğine bu tez çalışmasına benzer şekilde iki farklı ısıl işlem çevrimi uygulayarak TRIP çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Isıl çevrimleri ve γ_R bulguları Şekil 4.27'de sunulmuştur [67]. Yin ve arkadaşlarına ait bulguların bu tez çalışmasındaki değerler ile benzerlik gösterdiği görülmektedir. Bu açıdan bu tez çalışması kapsamında elde edilen γ_R değerlerinin literatür ile uyumluluk gösterdiği söylenebilir.

Tablo 4.5. Yin ve arkadaşları tarafından araştırılan TRIP çeliğine ait kimyasal kompozisyon ve kritik dönüşüm sıcaklıkları [67]

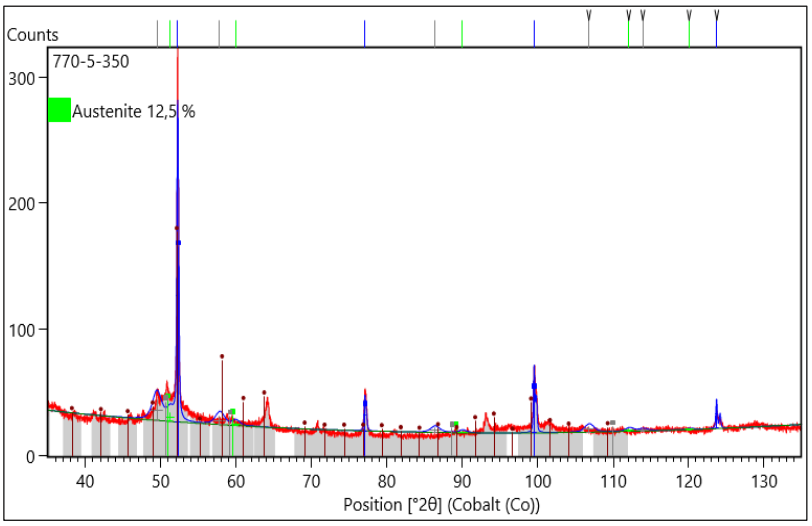
C (%)	Si (%)	Al (%)	Mn (%)	Fe (%)	Ac_1	Ac_3	M_s
0,19	2,07	0,01	1,79	Bal.	721 °C	864 °C	389 °C



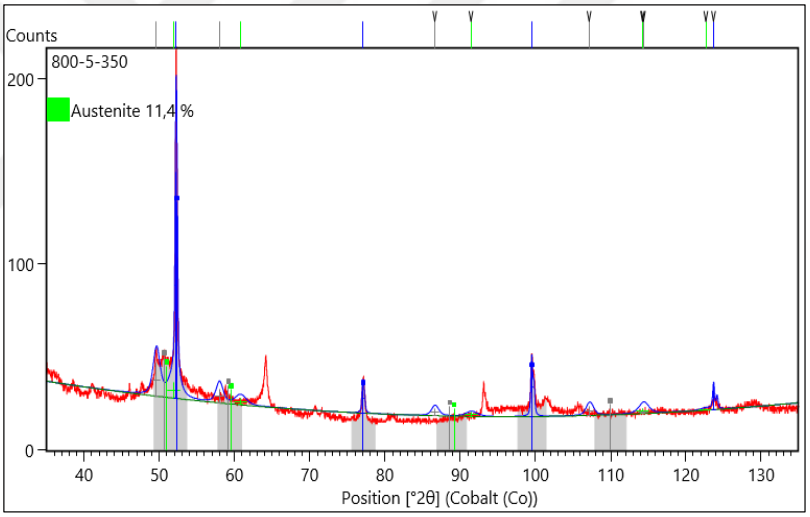
Şekil 4.27. Isıl işlem şematik gösterimi a) F-TRIP çeliği, b) M-TRIP çeliği ve c) F-TRIP ve M-TRIP çeliklerine ait kalıntı östenit ölçüm grafiği [67]



Şekil 4.28. 730 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi



Şekil 4.29. 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi



Şekil 4.30. 800 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait XRD difraktogramı ve rietveld analizi

4.4. Mekanik Testler

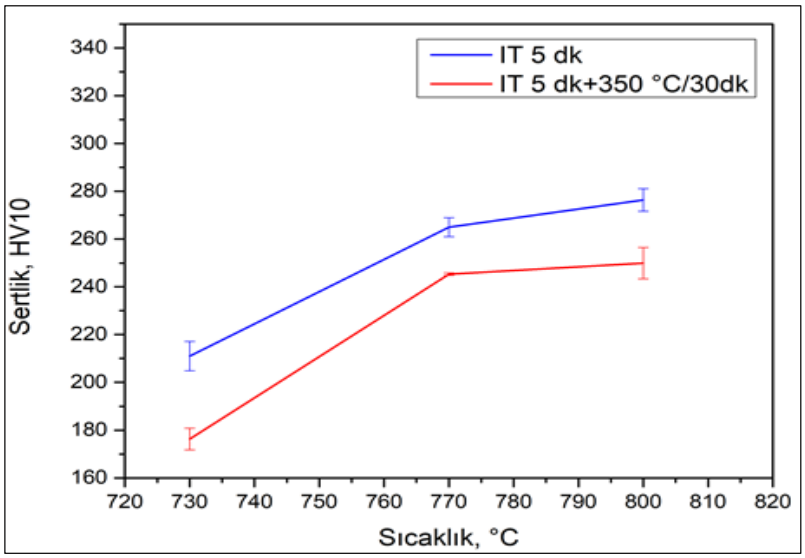
4.4.1. Vickers sertlik testi

730 °C, 770 °C ve 800 °C'de 5 dk süre ile interkritik tavlama sonrası su verme yapılan ve 350 °C'de 30 dk süre ile izotermal bekleme yapılan numunelere ASTM E92 standardına göre 10 kgf yük altında sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik değerlerine ilişkin detaylar Tablo 4.6'da ve karşılaştırmalı olarak Şekil 4.35'de sunulmuştur.

Şekil 4.35'den görülebileceği gibi artan interkritik sıcaklık değerlerine bağlı olarak sertlik değerleri artış göstermektedir. Bunun en temel nedeni artan interkitik sıcaklık değeri ile birlikte oluşan % γ faz hacminin artış göstermesidir. Artan % γ faz hacmi su verme yapılan numunelerde % α_m hacim oranını artırırken, izotermal bekleme yapılan numnelerde % α_b hacminin artışına sebep olmaktadır. Diğer yandan izotermal bekleme ile sertlik değerleri azalmaktadır. 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin sertlik değerlerinin ilgili sıcaklıklardan su verme yapılan numunelere kıyasla düşük olduğu görülmektedir.

Tablo 4.6. 730 °C, 770 °C ve 800 °C interkritik tavlama (IT) sıcaklıklarında 5 dk bekleme yapılan ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme (IB) yapılan numunelere ait Vickers sertlik sonuçları

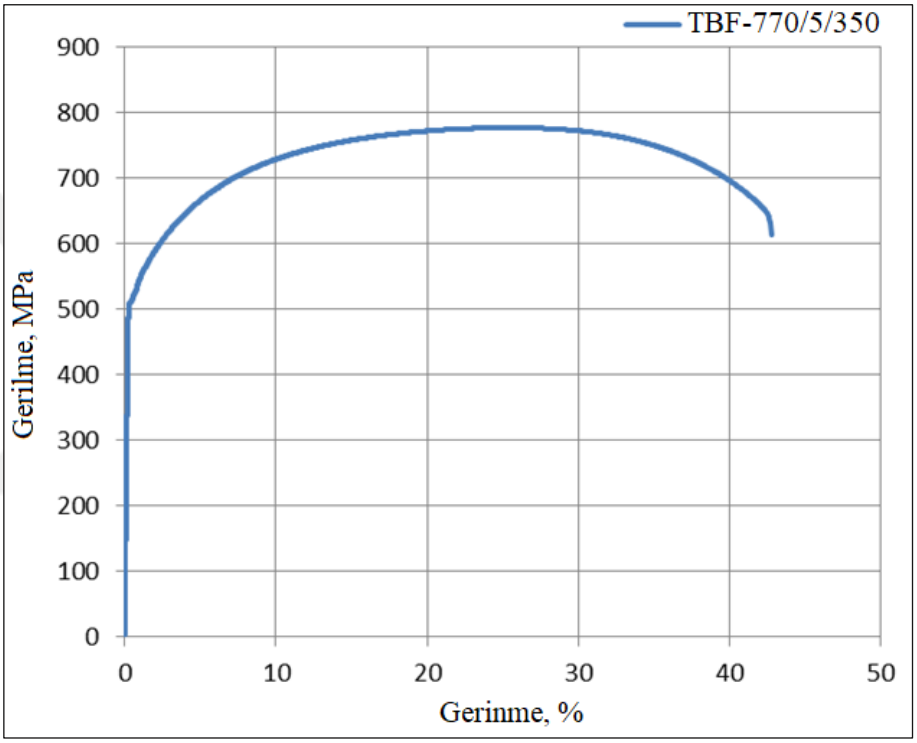
Numune	IT sıcaklığı ve süresi	IB sıcaklığı ve süresi	HV10
730/5	730 °C/5dk	-	211
770/5	770 °C/5dk	-	265
800/5	800 °C/5dk	-	276
730/5/350	730 °C/5dk	350 °C/30dk	176
770/5/350	770 °C/5dk	350 °C/30dk	245
800/5/350	800 °C/5dk	350 °C/30dk	250



Şekil 4.31. 730 °C, 770 °C ve 800 °C interkritik tavlama sıcaklıklarında 5 dk ve 15 dk bekleme yapılan ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait Vickers sertlik sonuçları

4.4.2. Çekme testi

Mikroyapısal olarak lata tipi beynitik ferrit mikroyapısına sahip olduğu değerlendirilen 770 ℃'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numuneye ASTM A370 standardına uygun olarak çekme testi uygulanmış ve gerilme – gerinme diyagramı Şekil 4.36'da ve ilgili veriler Tablo 4.6'da verilmiştir. Burada çekme testi sonrası diyagram süreksiz akma gösteren tipik bir çelik çekme test diyagramı görünümüne sahiptir.



Şekil 4.32. 770 ℃'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme numunesine ait gerilme – gerinme diyagramı

Tablo 4.7. 770 ℃'de 5 dk interkritik tavlama ve sonrasında 30 dk izotermal bekleme (IB) yapılan numuneye ait çekme testi verileri

Numune	Akma Mukavemeti, (MPa)	Çekme Mukavemeti, (MPa)	Kopma Uzaması, (%)	Çekme Muk.*Kopma Uz., (MPa*%)
770/5/350	511,47	776,88	42,46	32.986,32

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

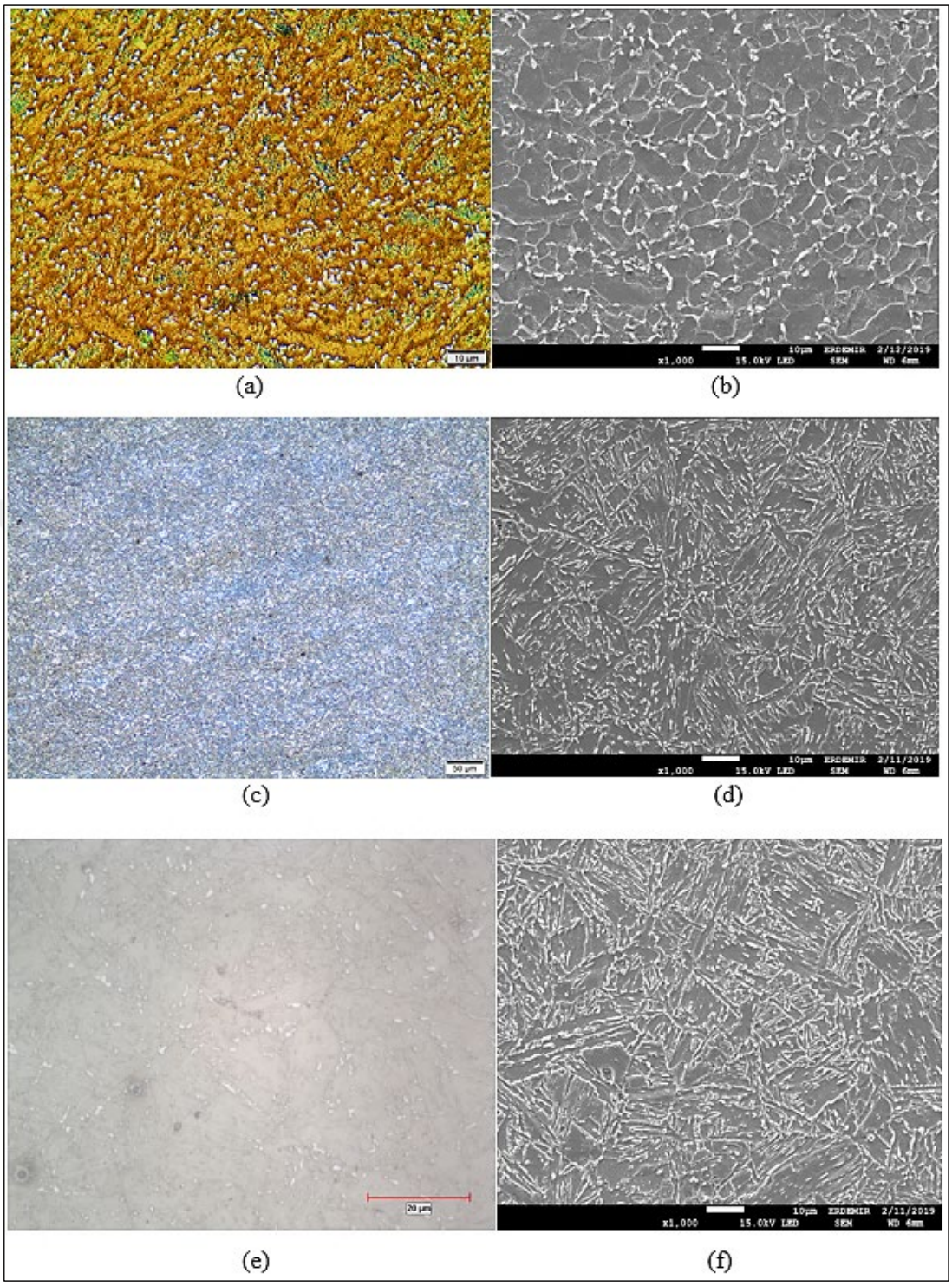
Tez çalışmasının bu bölümünde, yapılan çalışmalara ilişkin sonuçlar; Mikroyapısal Karakterizasyon, Mekanik Testler ve Öneriler alt başlıklarında detaylı olarak verilmiştir.

5.1. Mikroyapısal Karakterizasyon

Mikroyapısal incelemeler neticesinde 730 ℃'de yapılan 0,5 dk ve 5 dk interkritik tavlama sürelerinin başlangıç martenzit (α_m) faz yapısından dönüşüm için kinetik olarak yetersiz kaldığı ve sementit çözünmesinin sürdüğü görülmüştür. 730 ℃'de 15 dk yapılan interkritik tavlama süresinde ise dönüşüm tamamlanmış olup eş eksenli ferrit (α_f) ve kalıntı östenit (γ_R) oluşumu gözlemlenmiştir. Dolayısıyla sonuç olarak, 730 ℃'de uygulanan interkritik tavlama için hedeflenen ara kademe mikroyapıya ulaşmak için 5 dk sürenin yetersiz olduğu anlaşılmaktadır.

770 ℃'de 0,5 dk ve 5 dk sürelerinde interkritik tavlama yapılmıştır. 0,5 dk interkritik tavlama süresinde östenit dönüşümünün henüz başladığı ve sürenin başlangıç α_m yapısının dönüşümünde kinetik olarak yetersiz kaldığı görülmüştür. 5 dk tavlama süresinde ise $\alpha_m \rightarrow \alpha_f + \gamma$ dönüşümü gerçekleştiği görülmüştür. Dolayısıyla sonuç olarak, 770 ℃'de yapılan interkritik tavlamada hedeflenen ara kademe mikroyapıya ulaşmak için 5 dk sürenin yeterli olduğu anlaşılmaktadır. Benzer şekilde 800 ℃ için de 0,5 dk ve 5 dk sürelerinde interkritik tavlama yapılmıştır ve 0,5 dk interkritik tavlama süresinde östenit dönüşümünün henüz başladığı ve sürenin başlangıç α_m faz yapısının dönüşümünde kinetik olarak yetersiz kaldığı görülmüştür. Sonuç olarak, 800 ℃'de yapılan interkritik tavlamada hedeflenen ara kademe mikroyapıya ulaşmak için yine 5 dk sürenin yeterli olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 5.1'de yeterli çözünme gerçekleştiği gözlemlenen 730 ℃/15 dk, 770 ℃/5 dk ve 800 ℃/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme numunelerine ait ışık ve SEM mikroyapıları görüntüleri karşılaştırmalı olarak gösterilmiştir.



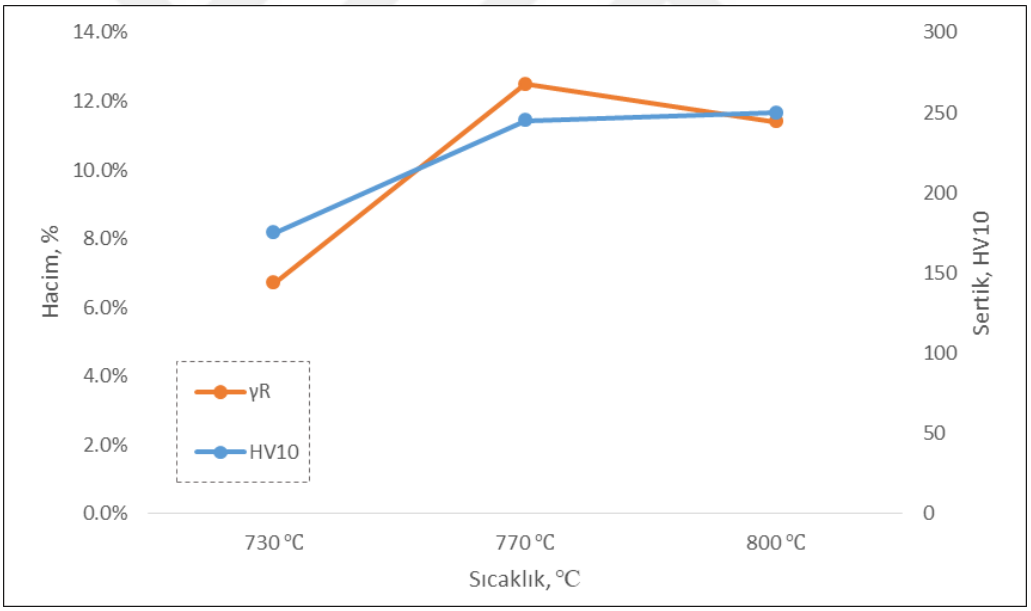
Şekil 5.1. 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme öncesinde, 730 ℃/15 dk interkritik tavlama a) LaPera ve b) SEM, 770 ℃/5 dk interkritik tavlama c) LaPera ve d) SEM, 800 ℃/5 dk interkritik tavlama e) LaPera ve f) SEM mikroyapıları görüntüleri

Tablo 5.1 ve Şekil 5.2'de 730 ℃/15 dk, 770 ℃/5 dk ve 800 ℃/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 ℃'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait sertlik ve kalıntı östenit ölçüm sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.1. 730 °C/15 dk, 770 °C/5 dk ve 800 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelerin kalıntı östenit (γ_R) ve sertlik sonuçları

Numune	IT Sıcaklığı (°C)	IT Süresi (dk)	% γ_R	HV10
730/15/350	730 °C	15 dk	% 6,7	175
770/5/350	770 °C	5 dk	% 12,5	245
800/5/350	800 °C	5 dk	% 11,4	250

Şekil 5.2'de 730 °C/15 dk, 770 °C/5 dk ve 800 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait sertlik ve kalıntı östenit ölçüm grafiği verilmiştir. İlgili şekilden görülebileceği gibi interkritik tavlama sıcaklığı ile kalıntı östenit (γ_R) oranı ve sertlik değerleri arasında sıcaklığa bağlı artış gösteren bir ilişki bulunmaktadır.

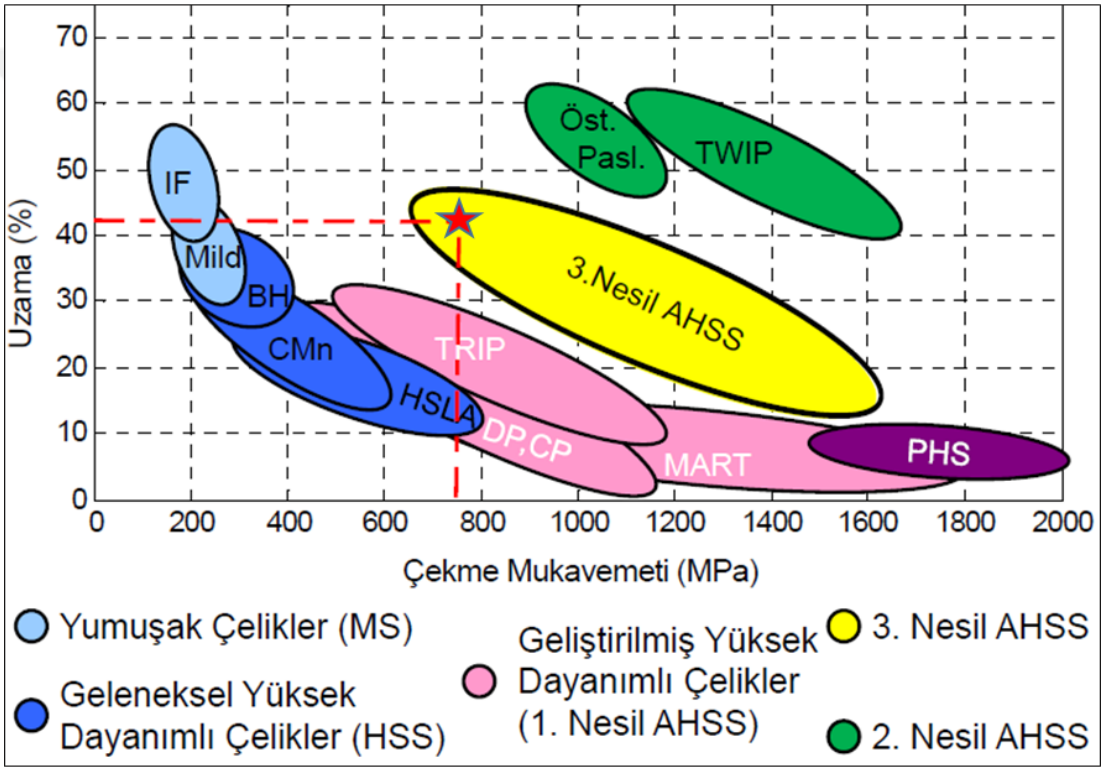


Şekil 5.2. 730 °C/15 dk, 770 °C/5 dk ve 800 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunelere ait sertlik ve kalıntı östenit ölçüm grafiği

5.2. Mekanik Testler

Çekme testi sonucunda ulaşılan % 42,46 kopma uzaması ve 776,88 MPa çekme mukavemeti değerlerine göre malzemenin "muz eğrisi" diyagramındaki konumu Şekil 5.3'te gösterilmiştir. Buna göre 770 °C/5 dk/350 numunesinin, üçüncü nesil AHSS grubunun mekanik değerlerini gösterdiği sonucuna ulaşılmıştır.

Çekme ve akma mukavemeti değerlerinin halen ticari olarak farklı çelik üreticileri tarafından üretimde bulunan TRIP/DP/CP 780 çeliklerine benzer olduğu ancak elde edilen % 42,46 kopma uzama değerinin ilgili ticari çeliklere kıyasla çok daha yüksek olduğu görülmektedir. Elde edilen çekme mukavemeti ve yüksek % kopma uzaması değerinin, JFE Steel/Japonya ve ThyssenKrupp Steel/Almanya firmalarının otomotiv uygulamaları için 2008 yılında ortaklaşa geliştirdikleri yeni nesil NANO® 780 çeliği ile benzerlik gösterdiği söylenebilir. Beynitik ferrit ve kalıntı östenitten oluşan mikroyapıya sahip NANO® 780 çeliği min. 780 MPa çekme mukavemeti ve % 40'ın üzerinde kopma uzaması değeri göstermektedir [68].



Şekil 5.3. 770 °C/5 dk interkiritk tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izotermal bekleme yapılan numunenin mekanik özelliklerinin muz diyagramındaki konumu

TRIP katkılı çeliklerin otomotiv endüstrisindeki uygulamaları yoğun olarak araç beyaz gövdesi, ön güvenlik barı uygulamaları ve A / B / C pillar parçalarıdır. Bu sebeple çelik üreticileri çoğunlukla ticari olarak soğuk haddelenmiş ürünleri satışa sunmaktadır. Bununla birlikte sıcak haddelenmiş TRIP katkılı çelikler için endüstriyel uygulamalar oldukça sınırlı kalmaktadır.

Tablo 5.2'de ticari olarak üretilen bir kısım AHSS'lerin mekanik değerlerinin

770 °C/5 dk/350 numunesinin mekanik değerleri ile karşılatırması verilmiştir. Tablo 5.2'den görülebileceği gibi 770 °C/5 dk/350 numunesi ticari olarak üretilen birçok çelik sınıfından özellikle akma mukavemeti ve % uzama değerleri açısından çok daha üstün mekanik özelliklere sahiptir. Bunun en temel sebebinin 2 µm seviyelerindeki ince tane yapısı yanısıra kalıntı östenit ve beynitik ferrit faz yapısından ileri geldiği değerlendirilmektedir.

Tablo 5.2. Ticari olarak üretilen AHSS'lerin mekanik değerlerinin 770 °C/5 dk/350 numunesin mekanik değerleri ile karşılaştırması

Çelik	Çelik Üreticisi	Ürün Sınıfı	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)
TRIP 700	Arcelor M.	Soğuk	400-520	690-800	26
TRIP 800	Arcelor M.	Soğuk	450-570	780-910	23
FB-W-580	ThyseenK.	Sıcak	460-620	580	17
RA-K-690	ThyseenK.	Soğuk	400-520	690	23
HCT780T	Voestalpine	Soğuk	450-570	780	21
HC690TR	Baosteel	Soğuk	400-520	690	24
HC780TR	Baosteel	Soğuk	420-580	780	20
HC780CP	Baosteel	Soğuk	500-700	780	10
δ-TRIP	Baosteel	Soğuk	500	800	35
770/5/350	**-**	**Sıcak**	**511,5**	**776,9**	**42,5**

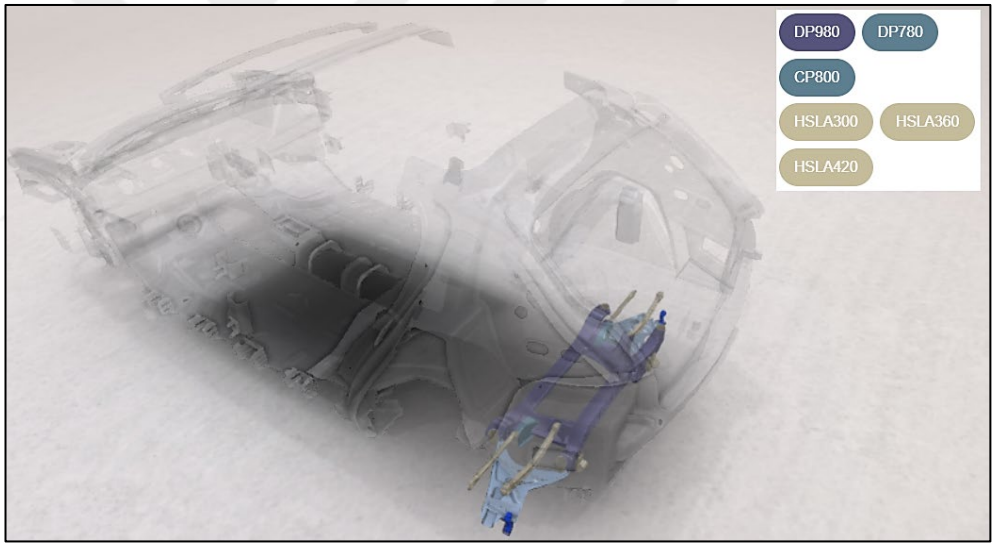
İlgili tabloda Baosteel tarafından 2015 yılında prototip üretimi tamamlanan δ-TRIP çeliği sahip olduğu % 35'lik uzama değeri ile 770 °C/5 dk/350 numunesine en yakın mekanik değerlere sahiptir. Ancak bu çelik, kimyasal kompozisyonunda % 3-5 dolaylarında Al bulundurduğundan henüz ticarileşme sürecini tamamlayamamıştır.

5.3. Öneriler

Bu tez çalışması kapsamındaki deneysel çalışmalar neticesinde 770 °C'de 5 dk interkritik tavlama sonrası 350 °C'de 30 dk izoterma bekleme yapılan numuneden elde edilen mekanik değerlerin ilgili çeliğin ticarileşmesi için umut vaat ettiği düşünülmektedir. Ticari olarak üretilmesi durumunda Şekil 5.4 ve Şekil 5.5'te gösterilen araç ön ve arka şase parçalarında HSLA, DP ve FB çeliklerine alternatif olarak kullanılabileceği önerilmektedir.



Şekil 5.4. Araç ön şasesinde kullanılan çelik türleri



Şekil 5.5. Araç arka şasesinde kullanılan çelik türleri

KAYNAKLAR

[1] İhracat Genel Müdürlüğü, Demir-Çelik ve Demir-Çelikten Eşya Sektör Raporu,*T.C. Ekonomi Bakanlığı*, 67, 2-6, 2018.

[2] Pişkin S, Otomotiv Sektör Raporu, *Türkiye Sınai Kalkınma Bankası*, 7-22, 2017.

[3] http://www.demircelik.com.tr/ (Ziyaret tarihi: 27 Eylül 2018).

[4] Shinar D., Traffic Safety and Human Behavior, 2 ed., Emerald Group Publishing, UK, 2017.

[5] Hobbs C.A., Mc Donough P J., Development of the European New Car Assessment Programme (EURO NCAP), *Transport Research Laoratory*, 98, 1998.

[6] http://www.mazda.com/en/innovation/technology/skyactiv/skyactiv-body/ (Ziyaret tarihi: 05 Şubat 2017).

[7] http://automotive.arcelormittal.com (Ziyaret tarihi: 02 Temmuz 2017).

[8] Konieczny A. A., On the Formability Behavior of Advanced High Strength Steels, *Steel Research International*, 79(1), 47-54, 2008.

[9] http://www.worldautosteel.org/ (Ziyaret tarihi: 05 Şubat 2017).

[10] Larour P., Pauli H., Kurz T., Hebesberger T., Influence of Post Uniform Tensile and Bending Properties on the Crash Behaviour of AHSS and Press-Hardening Steel Grades. na., 2010.

[11] Speer J. G., De Moor E., Findley K. O., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., Edmonds, D. V., Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, **42**(12), 3591-3601.

[12] Clarke A. J., Speer J. G., Miller M. K., Hackenberg R. E., Edmonds, D. V., Matlock, D. K., De Moor, E., Carbon Partitioning to Austenite from Martensite or Bainite During the Quench and Partition (Q&P) Process: A Critical Assessment, *Acta Materialia*, 2008, **56**(1), 16-22.

[13] Sierra R., Nemes J. A., Investigation of the Mechanical Behaviour of Multi-Phase TRIP Steels Using Finite Element Methods, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2008, **50**(4), 649-665.

[14] Speer J., Matlock D., De Moor E., Edmonds D., Quenching and Partitioning: Science and Technology, Adventures in the Physical Metallurgy of Steels, Cambridge University, 2013.

[15] Krizan D., De Cooman B. C., Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, **45**(8), 3481-3492.

[16] Sugimoto K. I., Iida T., Sakaguchi J., Kashima T., Retained Austenite Characteristics and Tensile Properties in a TRIP type Bainitic Sheet Steel, *ISIJ International*, 2000, **40**(9), 902-908.

[17] Clarke A. J., Speer J. G., Miller M. K., Hackenberg R. E., Edmonds D. V., Matlock D. K., De Moor E., Carbon Partitioning to Austenite from Martensite or Bainite during the Quench and Partition (Q&P) process: A Critical Assessment, *Acta materialia*, 2008, **56**(1), 16-22.

[18] Grajcar A., Heat Treatment and Mechanical Stability Behaviour of Medium-Carbon TRIP-Aided Bainitic Steel, *Archives of Materials Science and Engineering*, 2008, **33**(1), 5-12.

[19] Billur E., Baris Ç., and Gürleyik M., New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints, *International Journal of Scientific and Technological Research 2.1*, 2016, 50-62.

[20] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, Springer, Switzerland, 2015.

[21] Jacques P. J., Transformation-Induced Plasticity for High Strength Formable Steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, ***8***(3-4), 259-265.

[22] http://www.thyssenkrupp-steel.com (Ziyaret tarihi: 10 Eylül 2018).

[23] Kundakçı K., Termomekanik Haddeleme Üretim Yöntemi ile Levha Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, GYTE, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2010.

[24] Ulaştı E., Termomekanik Haddeleme ile S700MC Kalite Çeliklerin Üretimi ve Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2018.

[25] Parish C. M., Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels (Doctoral dissertation, University of Pittsburgh), 2003.

[26] Berrahmoune M. R., Berveiller S., Inal K., Moulin A., Patoor E., Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2004, **378**(1), 304-307.

[27] Bleck W., Kriangyut P., Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades, Materials Science Forum. Vol. 500. Trans Tech Publications, 2005.

[28] Katsamas A. I., Vasilakos A. N., Haidemenopoulos G. N., Simulation of Intercritical Annealing in Low-Alloy TRIP Steels, *Steel Research International*, 2000, **71**(9), 351-356.

[29] Sugimoto K. I., Bingzhe Y. U., Mukai Y. I., IKEDA S., Microstructure and Formability of Aluminum Bearing TRIP-Aided Steels with Annealed Martensite Matrix, *ISIJ International*, 2005, **45**(8), 1194-1200.

[30] Takahashi M., Development of High Strength Steels for Automobiles, Shinnittetsu Giho, 2-6, 2003.

[31] Grajcar A., Heat Treatment and Mechanical Stability Behaviour of Medium-Carbon TRIP-Aided Bainitic Steel, *Archives of Materials Science and Engineering*, 2008, **33**(1), 5-12.

[32] Garbarz B., Niżnik–Harańczyk B., Modification of Microstructure to Increase Impact Toughness of Nanostructured Bainite–Austenite Steel, *Materials Science and Technology*, 2015, **31**(7), 773-780.

[33] Adamczyk M., Kuc D., Hadasik E., Modelling of structure changes in TRIP Type Steel during Hot Deformation, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2008, **8**(3), 5-13.

[34] García-Mateo C., Caballero F. G., Ultra-High-Strength Bainitic Steels, *ISIJ International*, 2005, **45**(11), 1736-1740.

[35] Caballero F. G., García-Mateo C., Chao J., Santofimia M. J., Capdevila C., De Andres C. G., Effects of Morphology and Stability of Retained Austenite on the Ductility of TRIP-Aided Bainitic Steels, *ISIJ International*, 2008, **48**(9), 1256-1262.

[36] Sugimoto K. I., Muramatsu T., Hashimoto S. I., Mukai Y., Formability of Nb Bearing Ultra High-Strength TRIP-Aided Sheet Steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, **177**(1), 390-395.

[37] Branagan D., Overview of a New Category of 3rd Generation AHSS. SMDI, Great Designs in Steel, Livonia, Michigan, 2016.

[38] Billur E., Çetin B., Yılmaz M. M., Oğuz A. G., Atay A., Ersoy K., Kaftanoğlu B., Forming of New Generation AHSS Using Servo Presses, *In International Conference on Accuracy in Forming Technologies*, Chemnitz, Germany, November 2015.

[39] Kwon O., Lee K. Y., Kim G. S., Chin K. G., New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application. In *Materials Science Forum*, 2010, 638, 136-141.

[40] 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 and Engineering: A 588*, 2013, 142-150.

[41] Kamibayashi K., Tanabe Y., Takemoto Y., Shimizu I., Senuma T., Influence of Ti and Nb on the Strength–Ductility–Hole Expansion Ratio Balance of Hot-Rolled Low-Carbon High-Strength Steel Sheets, *ISIJ international*, 2012, **52**(1), 151-157.

[42] Syammach Sami M., Mechanical Properties of Steels with a Microstructure of Bainite/Martensite and Austenite Islands, PhD Thesis, Colorado School of Mines, Colorado/USA, 2016.

[43] Dong R., Zhao A. M., Ding R., He J. G., Hu H. J., Microstructure and Mechanical Properties of TRIP-Aided Steels with Different Heat Treatments, *In Materials Science Forum*, 2015, 439-443.

[44] Murata T., Hamamoto S., Utsumi Y., Yamano T., Futamura Y., Kımura T., Characteristics of 1180MPa Grade Cold-Rolled Steel Sheets with Excellent Formability, *Kobelco Technology Review*, 2017, 35.

[45] Sugimoto K., Sato S., Arai G., Hot Forging of Ultra High-Strength TRIP-Aided Steel, In *Materials Science Forum*, 2010, 3074-3079.

[46] Long X. Y., Kang J., Lv B., Zhang, F. C., Carbide-Free Bainite in Medium Carbon Steel, *Materials and Design*, 2014, **64**, 237-245.

[47] Sugimoto K. I., Tanino H., Kobayashi J., Warm Ductility of 0.2% C–1.5% Si–5% Mn TRIP-Aided Steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2017, **688**, 237-243.

[48] Aydın M., *Çelik Malzemeler,* 2. Baskı, Çınar Matbaacılık ve Yayıncılık, İstanbul, 612, 2017.

[49] De Moor E., Speer J. G., Bainitic and Quenching and Partitioning Steels, In *Automotive Steels*, 2017, 289-316.

[50] Paul G., Thiessen R., Modeling and Simulation of Quench and Partitioning Steels, Thyssenkrupp Steel Europe, 4-8, 2016.

[51] Hu Y., Phase Transformations in Steels during Quenching and Partitioning Heat Treatment, Master Thesis, Delft University of Technology, Delft/Netherlands, 2016.

[52] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, Springer, Switzerland, 330-343, 2015.

[53] Zhang J., Ding H., Misra R. D. K., Wang C., Enhanced Stability of Retained Austenite and Consequent Work Hardening Rate Through Pre-Quenching Prior to Quenching and Partitioning in a Q–P Microalloyed Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, **611**, 252-256.

[54] Yong Z., Advanced High Strength Steels in BaoSteel, BaoSteel R&D Center, 16-25, 2014.

[55] Aydın M., *Çelik Malzemeler,* 2. Baskı, Çınar Matbaacılık ve Yayıncılık, İstanbul, 539-554, 2017.

[56] Bhadeshia, H. K. D. H., Christian, J. W., Bainite in Steels, *Metallurgical Transactions A*, 1990, **21**(3), 767-797.

[57] Murathan Ö. F., Kılıçlı V., (2016). Nano Beynitik Çelikler, *Politeknik Dergisi*, 2016, **19**(2), 115-128.

[58] Kolmskog P., Does Bainite Form With or Without Diffusion: The Experimental and Theoretical Evidence, Doctoral Dissertation, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, 2013.

[59] Atapek Ş. H., Zırh Çeliklerinin Fiziksel Metalurjik Esaslar Doğrultusunda Geliştirilmesi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2006.

[60] Löwy S., Formation of Lath Martensite, Doktora Tezi, Universität Stuttgart, MAX-PLANCK-INSTITUT, Stuttgart, 2015.

[61] Podder A. S., Lonardelli I., Molinari A., Bhadeshia H. K. D. H., Thermal Stability of Retained Austenite in Bainitic Steel: an in Situ Study, *Proc. R. Soc. A*, 2011, **467**(2135), 3141-3156.

[62] http://www.heat-treat-doctor.com/documents/RetainedAustenite.pdf (Ziyaret tarihi: 23 Eylül 2018).

[63] Sugimoto K. I., Misu M., Kobayashi M., Shirasawa H., Effects of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-Aided Dual-Phase Steel Sheet, *ISIJ International*, 1993, **33**(7), 775-782.

[64] Shen Y. F., Qiu L. N., Sun X., Zuo L., Liaw P. K., Raabe D., Effects of Retained Austenite Volume Fraction, Morphology, and Carbon Content on Strength and Ductility of Nanostructured TRIP-Assisted Steels, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, **636**, 551-564.

[65] Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D., Deformation and Fracture Mechanisms in Fine-and Ultrafine-Grained Ferrite/Martensite Dual-Phase Steels and the Effect of Aging, *Acta Materialia*, 2011, **59**(2), 658-670.

[66] Erişir E., Bilir O.G., Effect of Intercritical Annealing Temperature on Phase Transformations in Medium Carbon Dual Phase Steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, **23**(3), 1055-1061.

[67] Yin H. X., Zhao A. M., Zhao Z. Z., Li X., Li S. J., Hu H. J., Xia, W. G., Influence of Original Microstructure on the Transformation Behavior and Mechanical Properties of Ultra-High-Strength TRIP-Aided Steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2015, **22**(3), 262-271.

[68] http://www.jfe-steel.co.jp/en/release/2008/080125.html (Ziyaret tarihi: 26 Mayıs 2019).

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

[1] Erişir E., **Sözer Y.E.**, Bilir G.O., Ararat Ö., Kavruk A., Investigation of Producing Ultra Fine Grained and Hot Rolled TRIP Assisted Bainitic-Ferritic Steel, *3. International Conference on Material Science and Technology*, Nevsehir, Turkey, 17-19 September 2018.

ÖZGEÇMİŞ

18.02.1983 tarihinde Sivas'da dünyaya gelmiştir. Lise öğrenimine Ankara Bahçelievler Deneme Lisesi'nde başlamış ve Konya Lisesi'nde tamamlamıştır. 2005 yılında Selçuk Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği bölümündeki öğrenimini bırakarak 2005-2006 yılları arasında Doğu Akdeniz Üniversitesi Yabancı Diller Yüksek Okulu'nda İngilizce eğitimi almıştır. 2007 yılında başladığı Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünden 2011-Ağustos tarihinde başarı ile mezun olmuş olup 2012 yılından itibaren Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları T.A.Ş kurumunda profesyonel çalışma hayatına devam etmektedir.