T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ORTA MANGANLI İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERDE KROM İLAVESİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Fatih DEMİR

Doktora Tezi

METALÜRJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Malzeme Bilim Dalı

HAZİRAN 2022

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

ORTA MANGANLI İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERDE KROM İLAVESİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Tez Yazarı
Fatih DEMİR

Danışman
Prof. Dr. Mehmet EROĞLU

HAZİRAN 2022
ELAZIĞ

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Başlığı: Orta Manganlı İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Krom İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi

Yazarı: Fatih DEMİR

İlk Teslim Tarihi: 06.05.2022

Savunma Tarihi: 10.06.2022

TEZ ONAYI

Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına göre hazırlanan bu tez aşağıda imzaları bulunan jüri üyeleri tarafından değerlendirilmiş ve akademik dinleyicilere açık yapılan savunma sonucunda OYBİRLİĞİ ile kabul edilmiştir.

İmza

Danışman: Prof. Dr. Mehmet EROĞLU — Onayladım
Fırat Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi

Başkan: Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR — Onayladım
Fırat Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi

Üye: Prof. Dr. Latif ÖZLER — Onayladım
Fırat Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi

Üye: Prof. Dr. Gürel ÇAM — Onayladım
İskenderun Teknik Üniversitesi, Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi

Üye: Doç. Dr. Hasan KOTAN — Onayladım
Necmettin Erbakan Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi

Bu tez, Enstitü Yönetim Kurulunun ...../...../20..... tarihli toplantısında tescillenmiştir.

İmza

Prof. Dr. Kürşat Esat ALYAMAÇ
Enstitü Müdürü

BEYAN

Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım "Orta Manganlı İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Krom İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi" Başlıklı Doktora Tezimin içindeki bütün bilgilerin doğru olduğunu, bilgilerin üretilmesi ve sunulmasında bilimsel etik kurallarına uygun davrandığımı, kullandığım bütün kaynakları atıf yaparak belirttiğimi, maddi ve manevi desteği olan tüm kurum/kuruluş ve kişileri belirttiğimi, burada sunduğum veri ve bilgileri unvan almak amacıyla daha önce hiçbir şekilde kullanmadığımı beyan ederim.

10.06.2022

Fatih DEMİR

ÖNSÖZ

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv sektöründeki yeri ve orta manganlı çeliklerin bu sektöre yönelik mevcut potansiyeli göz önünde bulundurularak; bu tez çalışmasında orta manganlı çeliklerin ülkemizin başlıca yer altı kaynaklarından biri olan krom ile alaşımlanması ele alınmıştır.

Bu çalışmada, farklı Cr içeriğine sahip orta manganlı çelik saclar imal edilmiş ve çeşitli ısıl işlem süreçlerinden geçirilmiştir. Farklı koşullar altında tavlanan çok sayıda numuneye bir dizi test ve analiz uygulanarak; Cr ilavelerinin ve ısıl işlem parametrelerinin orta manganlı çeliklerin mikroyapısal özellikleri ve mekanik davranışları üzerindeki etkileri detaylı bir şekilde incelenmiştir.

Tez çalışmam süresince bana yol gösteren, bilgi ve tecrübelerinden destek aldığım çok değerli danışman hocam Sayın Prof. Dr. Mehmet EROĞLU'na en içten teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarım süresince yardımlarını ve fikirlerini esirgemeyen Sayın Dr. Öğr. Üyesi Edip ÇETKİN'e, Sayın Öğr. Gör. Selçuk KARATAŞ'a ve Sayın Arş. Gör. Serkan BATI'ya teşekkür ederim.

Öğrenim hayatım boyunca, bana destek olan babam Mehmet Hikmet DEMİR'e ve annem Mine DEMİR'e teşekkürü borç bilirim.

Son olarak, tez çalışmam süresince manevi olarak her an yanımda olan eşim Serap DEMİR'e ve oğlum Yağız Selim DEMİR'e teşekkür ederim.

Bu tez çalışması, Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (FÜBAP) tarafından **MF.19.49** protokol numaralı proje ile desteklenmiştir. Desteklerinden ötürü FÜBAP birimine teşekkürlerimi sunarım.

Fatih DEMİR
ELAZIĞ, 2022

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ iv
İÇİNDEKİLER v
ÖZET vii
ABSTRACT viii
ŞEKİLLER LİSTESİ ix
TABLOLAR LİSTESİ xix
SİMGELER xxi
KISALTMALAR xxii

1. GİRİŞ 1

2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER 10

2.1. Birinci Nesil AHSS'ler ve Özellikleri 13
2.1.1. Çift Fazlı Çelikler 13
2.1.2. Çok Fazlı Çelikler 15
2.1.3. Ferrit – Beynit Çelikleri 16
2.1.4. Martenzitik Çelikler 16
2.1.5. Sıcak Şekillendirilmiş Çelikler 17
2.1.6. Tavlanmış Çelikler 17
2.1.7. Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) Çelikleri 18
2.2. İkinci Nesil AHSS'ler ve Özellikleri 20
2.2.1. Plastisite Gösteren Hafif Çelikler 20
2.2.2. Östenitik Paslanmaz Çelikler 21
2.2.3. İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP) Çelikleri 22
2.3. Üçüncü Nesil AHSS'ler ve Özellikleri 23
2.3.1. Orta Manganlı Çelikler 24
2.3.2. Q&P Çelikleri 25
2.3.3. Karbürsüz Beynitik Çelikler 26
2.4. AHSS'lerin Şekillendirilebilirliği ve Hasar Oluşumu 27
2.4.1. Şekillendirme Sınırları 27
2.4.2. Delik Genişletme 28
2.4.3. Boyutsal Doğruluk 29
2.4.4. Fırında Sertleşme 29
2.5. AHSS'lerde Isıl İşlem Uygulamalarının Temel Özellikleri 29
2.5.1. Kritik Sıcaklık Aralığında Östenit Oluşumu 31
2.5.2. Kritik Bölgeden Soğutma Sırasında Östenit Dönüşümleri 41
2.6. Otomotiv Uygulamalarında AHSS'ler 48
2.6.1. Bir Otomobil Gövdesinin Yapısı ve Tasarımı 48
2.6.2. Bir Otomobil Gövdesinin Elemanları 50
2.6.3. Otomotiv Elemanlarının Kullanım Özellikleri 51
2.6.4. Malzeme Kullanım Eğilimleri 54
2.6.5. Günümüzdeki ve Gelecekte AHSS'ler 55

3. ORTA MANGANLI ÇELİKLER 57

3.1. Orta Manganlı Çeliklerin Özelliklerini Etkileyen Parametreler 58

3.1.1. Kritik Tavlama Sıcaklığı ve Süresinin Etkileri ... 58
3.1.2. Kalıntı Östenitin Hacim Fraksiyonunun ve Kararlılığının Orta Manganlı Çeliklerin Özellikleri Üzerindeki Etkisi ... 61
3.1.3. Manganezin Etkisi ... 64
3.2. Orta Manganlı Çeliklerde Yerel Deformasyon ve Deformasyon Sertleşmesi ... 64
3.3. Başlangıç Mikroyapısı ve Östenit Geri Dönüşümünün Mikroyapı Gelişimi ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi ... 67
3.4. Orta Manganlı Çeliklerde Alaşımlama ve Mikroalaşımlamanın Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi ... 74
3.5. Orta Manganlı Çeliklerde Kalıntı Östenitin Kararlılığı ... 75
3.5.1. Karbon İçeriğinin Etkisi ... 78
3.5.2. Mangan İçeriğinin Etkisi ... 78
3.5.3. Östenit Tane Boyutunun Etkisi ... 79
4. MATERYAL VE METOT ... 84
4.1. Çelik Sacların İmalatı ... 84
4.2. Numunelerin Hazırlanması ... 87
4.3. Isıl İşlem Uygulamaları ... 89
4.4. Metalografik Karakterizasyon ... 93
4.4.1. Optik Mikroskop (OM) İncelemeleri ... 94
4.4.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri ... 95
4.5. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi ... 96
4.6. X-Işını Difraksiyon (XRD) Analizi ... 97
4.7. Mekanik Testler ... 99
4.7.1. Sertlik Testleri ... 99
4.7.2. Çekme Testleri ... 101
4.8. Teorik Hesaplamalar ... 104
5. BULGULAR VE TARTIŞMA ... 106
5.1. Optik Mikroskop (OM) ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri ... 120
5.2. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi ve X-Işını Difraksiyonu Analizleri ... 159
5.3. Sertlik Testleri ... 192
5.4. Çekme Testleri ... 198
6. SONUÇLAR ... 231
ÖNERİLER ... 237
KAYNAKLAR ... 238
ÖZGEÇMİŞ

ÖZET

Orta Manganlı İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Krom İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi

Fatih DEMİR

Doktora Tezi

FIRAT ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Haziran 2022, Sayfa: xxiii + 255

Yirminci yüzyılın sonlarından itibaren otomotiv sektörünün öncelikleri değişmiş, yakıt tüketimi ve yolcu güvenliği gibi etkenler otomobillerin tasarımında belirleyici rol oynamıştır. Bu faktörler, yeni çelik türlerinin geliştirilmesini mecbur kılmış ve yüksek mukavemet ve gelişmiş uzama kabiliyeti gösteren ileri yüksek mukavemetli çelikler geliştirilmiştir. Sektörün artan talepleri ve katı güvenlik kuralları, zaman içerisinde yeni AHSS türlerine olan gereksinimi arttırmış ve çelik endüstrisini yeni nesil AHSS türlerini üretmenin yollarını bulmaya itmiştir. Geliştirilen bazı çelik türleri, sektörün taleplerine karşılık vermiştir. Yeni nesil AHSS olabilecek bu çelik türlerinden biri de, orta manganlı çeliklerdir.

Bu çalışma orta manganlı çeliklerde krom (Cr) ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini belirlemek amacı ile gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, farklı oranlarda Cr içeren (ağırlıkça % 0, 0.4, 0.8, 1.2) dört ayrı orta manganlı çelik plaka dökülmüş, bu plakalar sıcak dövme yöntemi ile sac formuna getirilmiştir. Bu saclardan alınan numunelere farklı ısıl işlem prosesleri uygulanmış, kritik tavlama sıcaklığı (650, 675, 700 ve 800 °C), kritik tavlama süresi (30, 60 dakika), soğutma ortamı (su ve hava), temperleme sıcaklığı (200, 250, 300 °C) ve temperleme süresi (20, 40, 60 dakika) gibi ısıl işlem parametreleri ile bu prosesler geniş bir şekilde ele alınmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri ile numunelerdeki mikroyapısal farklılıklar incelenmiş, X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizlerinden elde edilen veriler kullanılarak kalıntı östenit fazının bileşimi ve hacimsel oranları hesaplanmıştır. Çekme ve sertlik testleri ile belirlenen mekanik özellikler, numunelerin mikroyapıları ile ilişkilendirilerek yorumlanmıştır. Son olarak çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinden alınan SEM mikrografları ve makro görüntüler ile kırılma davranışları incelenmiştir.

Elde edilen bulgular, düşük oranlardaki Cr ilavelerinin orta manganlı çeliklerde kalıntı östenit fazının termal kararlılığını arttırdığını ve mukavemet-uzama kombinasyonunu geliştirdiğini ortaya koymuştur. Ayrıca, kritik tavlama işleminin gelişmiş özellik kombinasyonu için oldukça belirleyici olduğu görülmüş, en iyi mekanik özellik kombinasyonları 650 °C'de tavlanan %1.2 Cr ilaveli numunelerde elde edilmiştir (~ 32 GPa.%). Kırılma yüzeylerinden alınan görüntülerde ise soğutma ortamının kırılma davranışı üzerinde etkili olduğu görülmüştür. Bu kapsamda, hava ortamında soğutulan numunelerde kırılmanın karma formda gerçekleştiği gözlemlenmiş ve suda soğutulan numunelerde gevrek kırılma mekanizmasının daha etkin olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: AHSS, Orta manganlı çelikler, Cr, Mikroyapı, Mekanik özellikler

ABSTRACT

The Effect of Chromium Addition On Microstructure and Mechanical Properties of Medium Manganese Advanced High Strength Steels

Fatih DEMİR

Ph.D. Thesis

FIRAT UNIVERSITY
Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

June 2022, Pages: xxiii + 255

Since the end of the twentieth century, the priorities of the automotive industry have changed, and factors such as fuel consumption and passenger safety have played a decisive role in the design of automobiles. These factors compelled the development of new types of steels, and advanced high-strength steels were developed that showed high strength and improved elongation. Increasing demands of the industry and strict safety rules have increased the need for new types of AHSS over time and have pushed the steel industry to find ways to produce the next generation of AHSS types. Some types of steel developed have responded to the demands of the industry. One of these steel types, which can be the new generation AHSS, is medium manganese steels.

This study was carried out to determine the effect of chromium (Cr) addition on microstructure and mechanical properties in medium manganese steels. For this purpose, four different medium manganese steel plates containing different amounts of Cr (0, 0.4, 0.8, 1.2 wt.%) were cast, and these plates were formed into sheet metal by the hot forging method. Different heat treatment processes have been applied to the samples taken from these sheets, and these processes have been extensively discussed with heat treatment parameters such as intercritical annealing temperature (650, 675, 700 and 800 °C), intercritical annealing time (30, 60 min.), quenching medium (water and air), tempering temperature (200, 250, 300 °C) and tempering time (20, 40, 60 min.). Microstructural differences in the samples were examined with optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) micrographs, and the composition and volume fractions of the retained austenite phase were calculated using the data obtained from energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD) analyzes. The mechanical properties determined by tensile and hardness tests were interpreted in relation to the microstructures of the samples. Finally, the fracture behavior of the tensile specimens was investigated with SEM micrographs and macro images taken from the fracture surfaces.

The results revealed that low Cr additions increased the thermal stability of the retained austenite phase and improved the strength-elongation combination in medium manganese steels. In addition, it was seen that the intercritical annealing process was quite decisive for the advanced property combination, and the best mechanical property combinations were obtained in the 1.2% Cr added samples annealed at 650 °C (~ 32 GPa.%). In the images taken from the fracture surfaces, it was seen that the quenching medium was effective on the fracture behavior. In this respect, it was observed that the fracture occurred as the mixed-type in air-cooled samples, and it was determined that the brittle fracture mechanism was more effective at the water quenched samples.

Keywords: AHSS, Medium Mn steels, Cr, Microstructure, Mechanical properties

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Geleneksel HSS ve AHSS türleri için mukavemet–uzama ilişkisi 11

Şekil 2.2. DP ve TRIP çeliklerinin tipik üretim döngüleri; a) DP, b) TRIP (α: Ferrit, α_M: Martenzit ve γ: östenit) 12

Şekil 2.3. Tipik bir DP çeliği mikroyapısının SEM görüntüsü (F: Ferrit, M: Martenzit) 14

Şekil 2.4. DP, IF ve HSLA 350 çeliklerinin pekleşme oranları 14

Şekil 2.5. Çift fazlı çeliklerde martenzit fazı hacim fraksiyonunun akma ve çekme mukavemeti üzerindeki etkisi 15

Şekil 2.6. Martenzitik bir mikroyapının (M1200) SEM görüntüsü 17

Şekil 2.7. Tipik bir TRIP çeliği mikroyapısının SEM görüntüsü (F: Ferrit, B: Beynit, M: Martenzit ve KÖ: Kalıntı östenit) 18

Şekil 2.8. HSLA, TRIP ve DP çelikleri için gerçek uzama değerine karşılık gelen anlık pekleşme üssünün (n değeri) karşılaştırması 19

Şekil 2.9. Tipik bir L-IP çeliğine ait optik mikrograf; östenit matrisi, ikizleri ortaya çıkarır ve α-ferrit, parlak faz olarak görünür. TEM (karanlık alan) görüntüsü ise, nano boyutlu κ-karbür çökeltilerini temsil etmektedir 21

Şekil 2.10. Tavlanmış östenitik paslanmaz tip 302 çeliğine ait mikroyapı görüntüsü 22

Şekil 2.11. TWIP çelikleri için mukavemet ve süneklik aralıkları (AM: Akma mukavemeti, ÇM: Çekme Mukavemeti) 23

Şekil 2.12. 0.17C-6.5Mn orta manganlı çeliğine ait SEM görüntüsü 24

Şekil 2.13. Q&P çeliğine ait TEM görüntüleri; a) Aydınlık alan (α'), b) Karanlık alan (γ) 25

Şekil 2.14. Q&P çelikleri için ısıl işlem döngüsü ve gerçekleşen faz dönüşümlerinin şematik gösterimi. (QT: Su verme sıcaklığı, PT: Ayrıştırma sıcaklığı) 26

Şekil 2.15. Karbür içermeyen beynitik çeliğe ait (a) SEM ve (b) TEM görüntüsü (M/A: martenzit/kalıntı östenit, B: Beynit; α_b: beynitik ferrit ve γ: Kalıntı östenit) 27

Şekil 2.16. Çift fazlı (DP), dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren (TRIP) ve yüksek mukavemetli, düşük alaşımlı (HSLA) çelikler için biçimlendirme sınır diyagramı (BSD) 28

Şekil 2.17. Kritik bölge için tasarlanan ikili Fe (Me) – C diyagramı 30

Şekil 2.18. Sürekli tavlama proseslerinin ana termal profilleri; (a) su verme, (b) doğrudan soğutma 31

Şekil 2.19. 0.12C-1.5Mn çeliği için sıcaklığa ve zamana bağlı olarak östenitleşme evrelerini gösteren diyagram 32

Şekil 2.20. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak östenit fazı oluşum hızı (tx: ısıtma hızı) 34

Şekil 2.21. Tavlama süresinin bir fonksiyonu olarak östenit fazı büyümesi; a) 0 dakika, b) 2 dakika, c) 1 saat, d) 24 saat 35

Şekil 2.22. Düşük kritik tavlama sıcaklığında tavlanmış bir çelikte karbür oluşumu 36

Şekil 2.23. (a) 740°C ve (b) 760°C'de tavlanmış 0.1C-0.5Mn çeliğinin mikroyapı görüntüsü 37

Şekil 2.24. Birincil östenit fazında mevcut olan çözünmeyen karbürler 38

Şekil 2.25. Farklı birincil mikroyapıların büyüyen östenitin morfolojisi üzerindeki etkisini gösteren mikrograflar; a) 950 °C'den su verme sonrası birincil martenzit mikroyapısı, b) 1150 °C'den su verme sonrası birincil martenzit mikroyapısı, c) Birincil ferrit-perlit mikroyapısı, d) Küresel karbürlü ferrit mikroyapısı 39

Şekil 2.26. Isıtma hızı ile kritik sıcaklığın, kritik tavlama sırasında zamana bağlı olarak oluşan östenit fazının fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) Isıtma hızı, b) Kritik sıcaklık 41

Şekil 2.27. 0.14C-1.0Mn-0.5Cr-0.003B çeliğinin kritik sıcaklık aralığından (mavi çizgiler) ve östenit bölgesinden (kesikli çizgiler) soğutulması sonrası CCT diyagramları 42

Şekil 2.28. Tamamen östenitik olan bölgeden (a) ve kritik bölgeden (b) soğutulmuş 0.08C-1.8Mn çeliğinin CCT diyagramları 43

Şekil 2.29. 800 °C (a) ve 780 °C (b) 'den soğutulmuş 0.06C-1.2Mn-0.5Si-0.5Cr çeliği (düz çizgiler) ile tamamen östenitlenmiş %0.18 (a) ve %0.3 (b) C'li Mn-Cr-Si çeliklerinin (kesikli çizgiler) CCT diyagramları 44

Şekil 2.30. İki fazlı bölgedeki tavlama sıcaklığının, 30 °C/s soğutma hızında 0.06C-Mn-Cr-B çeliği için östenit fraksiyonu, karbon içeriği ve M_S sıcaklığı üzerindeki etkisi 45

Şekil 2.31. İki fazlı bölgede bekleme süresinin östenit kararlılığı üzerindeki etkisini gösteren CCT diyagramı; 1 dakika (mavi çizgiler) ve 10 dakika (kesikli siyah çizgiler) 46

Şekil 2.32. Soğutma hızına bağlı olarak tavlama sıcaklığının oluşan östenit ve martenzit fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) 0.08C-1.35Mn-0.35Si-0.08V çeliği, soğutma hızı 30 °C/s; b) 0.065C-1.21Mn-0.6Si-0.003B çeliği, soğutma hızı 10 °C/s, c) 0.065C-1.2Mn-0.2Cr-0.1Mo çeliği, soğutma hızı 10 °C/s 47

Şekil 2.33. Farklı otomobil gövde tasarımları; a) Şasi üzerine gövde, b) Uzay kafes gövde, c) Merkezi tünel yapısı ve d) Monokok yapı 49

Şekil 2.34. Bazı önemli gövde yapı elemanları 51

Şekil 2.35. Bir dizi farklı çelik için artan çekme mukavemeti ile gerinme hızındaki artışın bir sonucu olarak gerilme mukavemetindeki artışın azalması 52

Şekil 2.36. TRIP ve DP çelikleri için gerinme oranının boyun verme (a) ve %10 uzama miktarı (b) sırasında enerji emilimi üzerindeki etkisi 53

Şekil 3.1. Tavlama sıcaklığının gerilme-uzama davranışı ve kalıntı östenitin hacim fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) akma/çekme mukavemeti, b) üniform/toplam uzama ve kalıntı östenit hacmi 59

Şekil 3.2. Farklı sıcaklıklarda tavlanan 0.15-4Mn çeliğine ait numunelerin mikroyapısını gösteren SEM mikrografları; Tavlama sıcaklığı, (a) 650, (b) 675, (c) 700, (d) 725 ve (e) 750 °C 60

Şekil 3.3. Tavlama sıcaklığının genleşme eğrileri üzerindeki etkisi; T_A = 650 ve 675 °C'de hiçbir martenzit dönüşümü gözlenmemiştir, T_A = 700, 725, 750 °C'de soğutma sırasında martenzit dönüşümü gerçekleşmiştir 60

Şekil 3.4. 0.1C-7.1Mn-0.12Si çeliğinde tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit hacim fraksiyonunda meydana gelen değişim 61

Şekil 3.5. Kalıntı östenit fraksiyonunun üniform uzama üzerindeki etkisi 62

Şekil 3.6. Farklı sıcaklıklarda tavlanmış 0.3C-6Mn çeliği numunelerinin gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri; a) 620 °C, b) 640 °C, c) 660 ve 680°C (Pasta grafiği, kritik tavlamadan sonra numunelerdeki faz içeriğini göstermektedir) 65

Şekil 3.7. Farklı sıcaklıklarda 1 hafta süresince tavlanmış 0.1C-7.1Mn çeliği numuneleri için gerilme-uzama eğrileri 66

Şekil 3.8. %4 ve %6.7 Mn'li sıcak haddelenmiş ve yığın halinde tavlanmış çeliklerin mikroyapısı; a) %4 Mn - Sıcak haddelenmiş, b) %4 Mn - 550°C'de tavlama, c) %4 Mn - 650°C'de tavlama, (d) %6.7 Mn - Sıcak haddelenmiş, e) %6.7 Mn - 550°C'de tavlama 69

Şekil 3.9. %6.7 Mn'li çeliğin EBSD analizi; a) Haddelenmiş, b) 550 °C'de yığın halinde tavlanmış, c) Aynı numunelerde mikroyapı elemanlarının yanlış yönelim dağılımı 70

Şekil 3.10. %4 Mn'li bir çelikte birincil mikroyapının ve tavlama sıcaklığının çekme özellikleri ile kalıntı östenit miktarına etkisi 70

Şekil 3.11. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip %4 Mn'li çeliğe ait SEM görüntüleri; a) sıcak haddeleme + 675 °C, b) 550 °C + 675 °C, c) 650 °C + 675 °C, d) sıcak haddeleme + 700 °C, e) 550 °C + 700 °C, f) 650 °C + 700 °C 71

Şekil 3.12. %6.7 Mn'li çeliğin başlangıçtaki mikroyapısının, farklı sıcaklıklardaki kritik tavlama sonrasında çekme özellikleri ve kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi 72

Şekil 3.13. %6.7 Mn çeliğinin EBSD faz haritaları; a) sıcak haddelenmiş, b) yığın halinde 550 °C'de toplu tavlanmış (kırmızı: HMK yapılı fazlar, yeşil: YMK yapılı östenit) 73

Şekil 3.14. %1.1 Al ve %3.1 Al içeren 0.12C-Mn çelikleri için normalize edilmiş östenit fraksiyonunun yüzde uzamaya göre değişimi 75

Şekil 3.15. 0.12C-5.1Mn çeliğinin farklı bekleme süreleri için 650 ºC'ye ısıtılması ve soğutulması sonrasındaki genleşme eğrileri 77

Şekil 3.16. (0.15-0.6)C-4Mn çeliği için tam östenizasyon sonrasındaki soğutma sırasında (10 °C/s) martenzit dönüşümünü gösteren genleşme eğrileri 78

Şekil 3.17. 675°C'de farklı sürelerde tavlanan numunelerin SEM görüntüleri; a) 3 dakika, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 26 saat 80

Şekil 3.18. Tavlama süresine bağlı olarak çekme özellikleri ve kalıntı östenitin hacim fraksiyonunda meydana gelen değişim 81

Şekil 3.19. Farklı tavlama sürelerine ait gerilme-uzama eğrileri (a) ve anlık n değerleri (b) 81

Şekil 3.20. Deformasyon miktarının bir fonksiyonu olarak kalıntı östenitin hacim fraksiyonunda (a) ve kalan kalıntı östenitin bağıl fraksiyonunda meydana gelen değişim (b) 82

Şekil 4.1. İndüksiyon Ocağı 85

Şekil 4.2. Döküm sonrası çelik plakalar (a) ve plaka ölçüleri (b) 85

Şekil 4.3. Sıcak dövme işleminin uygulanması 86

Şekil 4.4. Sıcak dövme işleminin şematik gösterimi 87

Şekil 4.5. Dövme işlemi sonrası çelik saclara ait görüntüler; a) 15 mm, b) 5 mm 87

Şekil 4.6. Numune hazırlama işlemleri sırasında kullanılan cihazlar; a) Plazma kesim makinesi, b)Freze tezgâhı, c) Numune kesme cihazı 88

Şekil 4.7. Çelik sacların üretim aşamalarının ve numune hazırlama sürecinin şematik gösterimi 88
Şekil 4.8. Kritik tavlama işlemine ait termal döngülerin şematik gösterimi 89
Şekil 4.9. Temperleme işlemine ait termal döngülerin şematik gösterimi 90
Şekil 4.10. Diferansiyel termal analiz (DTA) cihazı 90
Şekil 4.11. Laboratuvar tipi ısıl işlem fırını 91
Şekil 4.12. Parlatma Cihazı (a) ve parlatma işleminden geçen numuneler (b) 94
Şekil 4.13. Optik Mikroskop (OM) 95
Şekil 4.14. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) 95
Şekil 4.15. X-ışını difraksiyonu (XRD) cihazı 97
Şekil 4.16. Sertlik ölçüm cihazı 100
Şekil 4.17. Çekme testi cihazı 101
Şekil 4.18. ASTM E8 Çekme numunesi ve standart ölçüleri 102
Şekil 4.19. Çekme testi numuneleri; a) Test öncesi, b) Test sonrası 102
Şekil 4.20. Pekleşme üssünün (n değeri) tespiti 103
Şekil 4.21. JMatPro yazılımı arayüzü 104
Şekil 4.22. Thermo-Calc yazılımı arayüzü 105
Şekil 4.23. Argenit Kameram Dijital Mikroskop Görüntü Analizi yazılımı arayüzü 105
Şekil 5.1. Fe-Mn-C denge diyagramı 106
Şekil 5.2. Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları 107
Şekil 5.3. DTA analiz sonuçları 107
Şekil 5.4. Cr ilavesinin kritik sıcaklık aralığını üzerindeki etkisi 108
Şekil 5.5. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait CCT eğrileri; a) 800 °C, b) 700 °C, c) 675 °C, d) 650 °C 109
Şekil 5.6. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait TTT eğrileri; a) 800 °C, b) 700 °C, c) 675 °C, d) 650 °C 109
Şekil 5.7. Farklı oranlarda Cr içeren Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait CCT diyagramları; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr 110
Şekil 5.8. Farklı oranlarda Cr içeren Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait TTT diyagramları; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr 111
Şekil 5.9. Cr oranı %0 (Düz çizgiler) ve %1,2 (Kesikli çizgiler) olan Fe-0.16C-5.5Mn çelikleri için dönüşüm eğrileri; a) CCT eğrileri, b) TTT eğrileri 112
Şekil 5.10. Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için faz miktarlarının sıcaklığa göre değişimi 112
Şekil 5.11. Farklı oranlardaki Cr ilavesinin faz miktarları üzerindeki etkisi; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr 113
Şekil 5.12. Farklı oranlardaki Cr ilavesinin karbür oluşumları üzerindeki etkisi; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr 114
Şekil 5.13. Cr ilavesinin östenit fazı miktarı üzerindeki etkisi 115

Şekil 5.14. Kritik bölgedeki tavlama sıcaklıkları için östenit fazı oranları 115
Şekil 5.15. Östenit fazındaki C ve Mn konsantrasyonlarının değişimi 116
Şekil 5.16. Cr ilavesinin östenit fazı bileşimi üzerindeki etkisi 117
Şekil 5.17. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinde görülen fazlara ait C ve Mn dağılımları 118
Şekil 5.18. %1,2 Cr ilaveli Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinde görülen fazlara ait C, Mn ve Cr dağılımları 118
Şekil 5.19. Cr oranındaki artışın M_S sıcaklığı üzerindeki etkisi 120
Şekil 5.20. N_0 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 121
Şekil 5.21. $N_{0.4}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 121
Şekil 5.22. $N_{0.8}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 122
Şekil 5.23. $N_{1.2}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 122
Şekil 5.24. $H650_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 123
Şekil 5.25. $H675_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 124
Şekil 5.26. $H700_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 124
Şekil 5.27. $H800_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 125
Şekil 5.28. $H650_0 30$, $H675_0 30$, $H700_0 30$ ve $H800_0 30$ numunelerine ait renklendirilmiş OM görüntüleri, Yeşil: Martenzit, Sarı: Beynit, Kırmızı: Ferrit 126
Şekil 5.29. $H650_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 127
Şekil 5.30. $H675_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 127
Şekil 5.31. $H700_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 128
Şekil 5.32. $H800_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 128
Şekil 5.33. $S650_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 129
Şekil 5.34. $S675_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 130
Şekil 5.35. $S700_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 130
Şekil 5.36. $S800_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 131
Şekil 5.37. $S650_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 132
Şekil 5.38. $S675_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 132
Şekil 5.39. $S700_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 133
Şekil 5.40. $S800_{1.2} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 133
Şekil 5.41. Renklendirilmiş SEM görüntüleri üzerinde kalıntı östenit fazının (kırmızı) gösterimi 134
Şekil 5.42. 600 °C' deki tavlama işlemi sonrası elde edilen OM görüntüleri; a) 40x, b) 63x 135
Şekil 5.43. $H650_0 60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 136
Şekil 5.44. $H650_{0.4} 60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 137
Şekil 5.45. $H650_{0.8} 60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 137
Şekil 5.46. $H650_{1.2} 60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 138

Şekil 5.47. Farklı sürelerde tavlanmış numunelere ait renklendirilmiş SEM görüntüleri; a) $H650_{0}30$, b) $H650_{0}60$ 139

Şekil 5.48. $S800_{0}30$ (t_A: 30 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 140

Şekil 5.49. $S800_{0}60$ (t_A: 60 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 140

Şekil 5.50. $S800_{1.2}30$ (t_A: 30 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 141

Şekil 5.51. $S800_{1.2}60$ (t_A: 60 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 141

Şekil 5.52. Cr ilavesiz $H650_{0}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 142

Şekil 5.53. %0.4 Cr ilaveli $H650_{0.4}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 143

Şekil 5.54. %0.8 Cr ilaveli $H650_{0.8}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 143

Şekil 5.55. %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 144

Şekil 5.56. Cr ilavesi ile karbür oluşumunda meydana gelen artış; a) $H650_{0}30$, b) $H650_{1.2}30$ 144

Şekil 5.57. Farklı oranlarda Cr içeren numunelere ait renklendirilmiş OM görüntüleri 145

Şekil 5.58. Cr ilavesiz $S650_{0}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 147

Şekil 5.59. %0.4 Cr ilaveli $S650_{0.4}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 147

Şekil 5.60. %0.8 Cr ilaveli $S650_{0.8}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 148

Şekil 5.61. %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 148

Şekil 5.62. Temperlenmemiş $S800_{0}60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 149

Şekil 5.63. $T200_{0}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 150

Şekil 5.64. $T250_{0}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 150

Şekil 5.65. $T300_{0}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 151

Şekil 5.66. $T200_{0}40$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 152

Şekil 5.67. $T200_{0}60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 153

Şekil 5.68. $T250_{0}60$ ve $T300_{0}60$ numunelerine ait SEM görüntüleri; a) $T250_{0}60$, b) $T300_{0}60$ 154

Şekil 5.69. Cr ilavesiz $T200_{0}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 155

Şekil 5.70. %0.4 Cr ilaveli $T200_{0.4}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 155

Şekil 5.71. %0.8 Cr ilaveli $T200_{0.8}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 156

Şekil 5.72. %1.2 Cr ilaveli $T200_{1.2}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri 156

Şekil 5.73. $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinin SEM görüntüleri; a) $T250_{1.2}20$, b) $T300_{1.2}20$ 157

Şekil 5.74. $T200_{1.2}60$, $T250_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinin SEM görüntüleri; a) $T200_{1.2}60$, b) $T250_{1.2}60$, c) $T300_{1.2}60$ 158

Şekil 5.75. N_0 numunesine ait EDS analizi grafiği 159

Şekil 5.76. $N_{1.2}$ numunesine ait EDS analizi grafiği 160

Şekil 5.77. N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 160

Şekil 5.78. $S650_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 161

Şekil 5.79. $S675_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 161
Şekil 5.80. $S700_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 162
Şekil 5.81. $S800_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 162
Şekil 5.82. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişim 163
Şekil 5.83. Teorik ve deneysel verilere göre tavlama sıcaklığındaki değişimin kalıntı östenit bileşimi üzerindeki etkisi; a) Mn konsantrasyonu, b) C konsantrasyonu 163
Şekil 5.84. $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 164
Şekil 5.85. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 165
Şekil 5.86. Tavlama sıcaklığındaki değişimin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi 166
Şekil 5.87. Koistinen – Marburger eşitliğine göre tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit – martenzit dönüşümünde meydana gelen değişim 167
Şekil 5.88. $S650_{0}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 168
Şekil 5.89. $H650_{0}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 168
Şekil 5.90. $H650_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 169
Şekil 5.91. Soğutma hızındaki değişimin kalıntı östenit bileşimi üzerindeki etkisi; a) % Mn, b) % C 169
Şekil 5.92. $S650_{0}30$ ve $H650_{0}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 170
Şekil 5.93. $S650_{1.2}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 171
Şekil 5.94. Farklı soğuma hızlarına ait genleşme eğrileri 171
Şekil 5.95. Hava ve su ortamlarında soğutulmuş numunelerdeki kalıntı östenit fazı oranlarının değişimi; a) 0.16C-5.5Mn, b) 0.16C-5.5Mn-1.2Cr 172
Şekil 5.96. $H650_{0}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği 173
Şekil 5.97. $H650_{1.2}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği 173
Şekil 5.98. $S800_{0}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği 174
Şekil 5.99. $S800_{1.2}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği 174
Şekil 5.100. Tavlama süresine bağlı olarak kalıntı östenit bileşiminde meydana gelen değişimi; a) 0.16C-5.5Mn, b) 0.16C-5.5Mn-1.2Cr 175
Şekil 5.101. $H650_{0}30$ ve $H650_{0}60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 177
Şekil 5.102. $H650_{1.2}30$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 177
Şekil 5.103. $S800_{0}30$ ve $S800_{0}60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 178
Şekil 5.104. $S800_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 178
Şekil 5.105. Tavlama süresinin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi 179
Şekil 5.106. $S650_{0.4}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 180
Şekil 5.107. $S650_{0.8}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği 180
Şekil 5.108. Cr oranına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişim 181

Şekil 5.109. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 182

Şekil 5.110. $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 182

Şekil 5.111. Farklı oranlarda Cr içeren 0.16C-5.5Mn çeliklerine ait genleşme eğrileri; a) Su verme, b) Havada soğutma 183

Şekil 5.112. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi 184

Şekil 5.113. $T200_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 185

Şekil 5.114. $T250_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 185

Şekil 5.115. $T300_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 186

Şekil 5.116. $T200_{1.2}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 186

Şekil 5.117. $T250_{1.2}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 187

Şekil 5.118. $T300_{1.2}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği 187

Şekil 5.119. $T300_{1.2}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği 187

Şekil 5.120. Temperleme sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişimler; a) % Mn, b) % C 188

Şekil 5.121. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 189

Şekil 5.122. $S800_{1.2}60$, $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$, $T300_{1.2}20$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 190

Şekil 5.123. $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği 190

Şekil 5.124. Temperleme sıcaklığının kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi 191

Şekil 5.125. Farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin sertlik grafiği 193

Şekil 5.126. Hava ve su ortamında soğutulan numunelerin sertlik grafiği; a) Havada soğutma, b) Su verme 193

Şekil 5.127. Farklı oranlarda Cr içeren numunelerin sertlik grafiği; a) Normalizasyon, b) Kritik Tavlama 194

Şekil 5.128. 30 ve 60 dakika tavlanan numunelerin sertlik grafiği 195

Şekil 5.129. Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerin sertlik grafiği; a) 20 dk. temperleme, b) 60 dk. temperleme 196

Şekil 5.130. Farklı sürelerde temperlenen numunelerin sertlik grafiği 196

Şekil 5.131. Farklı oranlarda Cr içeren temperlenmiş numunelere ait sertlik grafiği 197

Şekil 5.132. Normalize edilmiş N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 198

Şekil 5.133. $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 199

Şekil 5.134. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 199

Şekil 5.135. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_{0}30$, c) $S675_{0}30$, e) $S700_{0}30$, g) $S800_{0}30$ ile makro görüntüleri; b) $S650_{0}30$, d) $S675_{0}30$, f) $S700_{0}30$, h) $S800_{0}30$ 200

Şekil 5.136. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_{1.2}30$, c) $S675_{1.2}30$, e) $S700_{1.2}30$, g) $S800_{1.2}30$ ile makro görüntüleri; b) $S650_{1.2}30$, d) $S675_{1.2}30$, f) $S700_{1.2}30$, h) $S800_{1.2}30$ 201

Şekil 5.137. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin akma ve çekme mukavemetlerinde meydana gelen değişimler; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr 203

Şekil 5.138. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin üniform ve toplam uzama miktarlarında meydana gelen değişimler; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr 203

Şekil 5.139. $H650_{0}30$, $H675_{0}30$, $H700_{0}30$ ve $H800_{0}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 204

Şekil 5.140. $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 204

Şekil 5.141. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $H650_{0}30$, c) $H675_{0}30$, e) $H700_{0}30$, g) $H800_{0}30$ ile makro görüntüleri; b) $H650_{0}30$, d) $H675_{0}30$, f) $H700_{0}30$, h) $H800_{0}30$ 205

Şekil 5.142. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $H650_{1.2}30$, c) $H675_{1.2}30$, e) $H700_{1.2}30$, g) $H800_{1.2}30$ ile makro görüntüleri; b) $H650_{1.2}30$, d) $H675_{1.2}30$, f) $H700_{1.2}30$, h) $H800_{1.2}30$ 206

Şekil 5.143. Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin akma ve çekme mukavemetleri; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr 207

Şekil 5.144. Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin üniform ve toplam uzama miktarları; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr 208

Şekil 5.145. 650 °C'de farklı sürelerde tavlanan Cr ilavesiz (a) ve %1.2 Cr ilaveli (b) numunelerin gerilme-uzama grafikleri 209

Şekil 5.146. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $H650_{0}60$, c) $H650_{1.2}60$ ile makro görüntüleri; b) $H650_{0}60$, d) $H650_{1.2}60$ 209

Şekil 5.147. 800 °C'de farklı sürelerde tavlanan Cr ilavesiz (a) ve %1.2 Cr ilaveli (b) numunelerin gerilme-uzama grafikleri 211

Şekil 5.148. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S800_{0}60$, c) $S800_{1.2}60$ ile makro görüntüleri; b) $S800_{0}60$, d) $S800_{1.2}60$ 211

Şekil 5.149. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 212

Şekil 5.150. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin pekleşme oranı grafikleri (a) ve pekleşme evreleri (b) 213

Şekil 5.151. Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı 214

Şekil 5.152. Çelik bileşimindeki Cr oranına bağlı olarak pekleşme üssünde meydana gelen değişim 214

Şekil 5.153. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait ÇM x TU değerleri 215

Şekil 5.154. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_{0.4}30$, c) $S650_{0.8}30$ ile makro görüntüleri; b) $S650_{0.4}30$, d) $S650_{0.8}30$ 215

Şekil 5.155. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 216

Şekil 5.156. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_{0}20$, c) $T250_{0}20$, e) $T300_{0}20$ ile makro görüntüleri; b) $T200_{0}20$, d) $T250_{0}20$, f) $T300_{0}20$ 217

Şekil 5.157. Temperleme sıcaklığının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı 218

Şekil 5.158. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T200_{0}40$ ve $T200_{0}60$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 219

Şekil 5.159. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_0$40, c) $T200_0$60 ile makro görüntüleri; b) $T200_0$40, d) $T200_0$60 220

Şekil 5.160. Temperleme süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı 221

Şekil 5.161. Farklı sürelerde temperlenen $T250_0$20 ve $T250_0$60 numuneleri ile $T300_0$20 ve $T300_0$60 numunelerinin gerilme-uzama grafikleri; a) 250 °C, b) 300 °C 222

Şekil 5.162. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T250_0$60, c) $T300_0$60 ile makro görüntüleri; b) $T250_0$60, d) $T300_0$60 222

Şekil 5.163. $T200_0$20, $T200_{0.4}$20, $T200_{0.8}$20 ve $T200_{1.2}$20 numunelerinin gerilme-uzama grafikleri 223

Şekil 5.164. Temperlenen numunelerde Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi; a) Çekme ve akma mukavemeti, b) Üniform ve toplam uzama miktarı 224

Şekil 5.165. $T200_0$20, $T200_{0.4}$20, $T200_{0.8}$20 ve $T200_{1.2}$20 numunelerine ait ÇM x TU değerleri 224

Şekil 5.166. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_{0.4}$20, c) $T200_{0.8}$20, e) $T200_{1.2}$20 ile makro görüntüleri; b) $T200_{0.4}$20, d) $T200_{0.8}$20, f) $T200_{1.2}$20 225

Şekil 5.167. Kritik tavlama parametrelerinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Havada soğutma, b) Su verme 227

Şekil 5.168. Temperleme parametrelerinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Temperleme Sıcaklığı, b) Temperleme Süresi 227

Şekil 5.169. Farklı ısıl işlem proseslerinde Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Kritik tavlama işlemi, b) Temperleme ısıl işlemi 228

Şekil 5.170. Farklı yazarlar tarafından rapor edilen orta manganlı çelik saclara ait çekme mukavemeti ve toplam uzama değerleri 228

Şekil 5.171. Farklı yazarlar tarafından rapor edilen orta manganlı çelik saclara ait çekme mukavemeti – toplam uzama kombinasyonları 229

TABLOLAR LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1. Birinci nesil AHSS türleri için mikroyapı ve mukavemet aralıkları 13

Tablo 2.2. İkinci nesil AHSS türleri için mikroyapı ve mukavemet aralıkları 20

Tablo 3.1. Orta Mn konseptine odaklı bazı çalışmalar 58

Tablo 3.2. Tavlama sıcaklığının çekme özellikleri üzerindeki etkisi ile deformasyon öncesi ve sonrasındaki kalıntı östenitin hacim fraksiyonu 63

Tablo 3.3. 675 °C'de tavlanmış 0,15C-4Mn çeliğinin mikroyapısındaki spesifik bölgelere ait kimyasal bileşimler (at.%) 79

Tablo 4.1. İmal edilen çelik plakaya ait spektrometre analiz sonuçları 84

Tablo 4.2. Üretilen orta manganlı çelik plakalara ait kimyasal bileşimler 86

Tablo 4.3. Tavlama parametreleri ve numune numaraları 91

Tablo 4.4. Temperleme parametreleri ve numune numaraları 93

Tablo 4.5. X-ışını difraksiyonu (XRD) analizi parametreleri 98

Tablo 4.6. Numunelere uygulanan sertlik testleri ve test parametreleri 100

Tablo 5.1. Deneysel ve teorik olarak hesaplanan Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları 111

Tablo 5.2. M_S sıcaklığının tahmini için kullanılan deneysel formüller 119

Tablo 5.3. N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 159

Tablo 5.4. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 161

Tablo 5.5. $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 164

Tablo 5.6. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 164

Tablo 5.7. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait KM denklemi sonuçları 166

Tablo 5.8. $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 168

Tablo 5.9. $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 170

Tablo 5.10. $H650_{0}60$, $H650_{1.2}60$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 173

Tablo 5.11. $H650_{0}60$, $H650_{1.2}60$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 176

Tablo 5.12. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 179

Tablo 5.13. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 181

Tablo 5.14. $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 181

Tablo 5.15. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi 185

Tablo 5.16. $S800_{1.2}60$, $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$, $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerindeki kalıntı östenit bileşimi 186

Tablo 5.17. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı 189

Tablo 5.18. $S800_{1.2}60$, $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$, $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı..... 189

Tablo 5.19. Farklı parametrelere sahip numunelerin faz tane boyutları ve kalıntı östenit oranları 192

Tablo 5.20. Farklı parametrelere sahip numunelerin mekanik özellikleri..... 226

Tablo 5.21. Farklı araştırmacılar tarafından orta Mn çelikleri üzerine gerçekleştirilen bazı çalışmalara ait çelik bileşimi ve tavlama parametreleri 229

SİMGELER

a_γ : Östenit fazı kafes parametresi
Ac_1 : Kritik sıcaklık aralığı alt sınırı
Ac_3 : Kritik sıcaklık aralığı üst sınırı
B_s : Beynitik dönüşüm başlangıcı
B_f : Beynitik dönüşüm bitişi
C_{st} : Çelikteki toplam karbon içeriği
C_α : Ferrit fazı karbon konsantrasyonu
C_γ : Östenit fazı karbon konsantrasyonu
D : Östenit fazındaki karbon difüzyon katsayısı
d_{hkl} : Düzlemler arası boşluk
$d\sigma/d\varepsilon$: Pekleşme oranı
d_γ : Östenit tane boyutu
F_s : Ferrit dönüşümü başlangıcı
F_f : Ferrit dönüşümü bitişi
Mn_γ : Östenit fazı mangan konsantrasyonu
M/KÖ : Martenzit–kalıntı östenit
M_S : Martenzit dönüşüm sıcaklığı
M_s : Martenzitik dönüşüm başlangıcı
M_f : Martenzitik dönüşüm bitişi
n : Pekleşme üssü
P_s : Perlit dönüşümü başlangıcı
P_f : Perlit dönüşümü bitişi
T_A : Tavlama sıcaklığı
t_A : Tavlama süresi
T_T : Temperleme sıcaklığı
t_T : Temperleme süresi
V_γ : Kalıntı östenit hacimsel oranı
$V_{\alpha'}$: Martenzit hacimsel oranı
$V_{\gamma\rightarrow\alpha'}$: Östenitten martenzit dönüşüm oranı
X_C : Kalıntı östenit karbon konsantrasyonu
X_{Mn} : Kalıntı östenit mangan konsantrasyonu
α : Ferrit
α' : Martenzit
γ : Östenit
θ : Sementit
ε : Gerçek uzama
σ : Gerçek gerilme
λ : X-ışını dalga boyu

KISALTMALAR

AM	: Akma mukavemeti
Ağ.%	: Ağırlıkça yüzde
AHSS	: İleri yüksek mukavemetli çelik
ART	: Östenit ters dönüşümü
ASTM	: Amerikan malzeme testleri kurumu
B	: Beynit
BH	: Fırında sertleşebilen çelikler
BSD	: Biçimlendirme sınır diyagramı
CCT	: Sürekli soğuma dönüşümü
C-F B	: Karbürsüz beynitik çelikler
CP	: Çok fazlı çelikler
CR	: Soğuk hadde
ÇM	: Çekme mukavemeti
DP	: Çift fazlı çelikler
DTA	: Diferansiyel termal analiz
EBSD	: Elektron geri saçınım kırınımı
EDS	: Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi
EU	: Elastik uzama
F	: Ferrit
FB	: Ferrit–beynit çelikleri
HE	: Delik genişletme
HR	: Sıcak haddeleme
HMK	: Hacim merkezli kübik kafes
HMT	: Hacim merkezli tetragonal kafes
HSLA	: Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler
HSS	: Geleneksel yüksek mukavemetli çelikler
HS	: Yüksek mukavemetli çelikler
IF	: Arayersiz çelikler
ISO	: İzotropik çelikler
KM	: Koistinen–Marburger
KÖ	: Kalıntı östenit
L-IP	: Plastisite gösteren hafif çelikler
M	: Martenzit
MART	: Martenzitik çelikler
MBIP	: Mikrobant kaynaklı plastisite
MILD	: Düşük karbonlu (yumuşak) çelikler
OM	: Optik mikroskop
P	: Perlit
PAGS	: Birincil östenit tane boyutu
PHS	: Preste sertleştirilmiş çelikler
Q&P	: Su verme ve çözeltiye alma (karbon ayrıştırma)
Q&T	: Su verme ve temperleme
RD	: Hadde yönü
RT	: Oda sıcaklığı
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu

SFE	: İstifleme hatası enerjisi
TEM	: Geçirimli elektron mikroskobu
TRIP	: Dönüşüm kaynaklı plastisite
TTT	: Zaman sıcaklık dönüşüm
TU	: Toplam uzama
TWIP	: İkizlenme kaynaklı plastisite
UFG	: Ultra ince taneli
UU	: Üniform uzama
WH	: Deformasyon sertleşmesi (Pekleşme)
YMK	: Yüzey merkezli kübik kafes
YPE	: Akma noktası uzaması
XRD	: X-ışını difraksiyonu

1. GİRİŞ

Neredeyse bir asırdır, binek araçlarda kullanılan çelik sac malzemeler büyük değişiklikler geçirmemiştir. Araçların dış panelleri ile yapısal ve işlevsel elemanları, kaynaklanabilirlik, boyanabilirlik vb. dâhil olmak üzere şekillendirilebilirlik, onarılabilirlik vb. sağlamak için mümkün olduğunca yumuşak olması gereken yumuşak çeliklerden yapılmıştır. Şekillendirme işlemleri için en kritik olan parçalar için çeliklerin akma mukavemeti 180 – 200 MPa, çekme mukavemeti buna göre 330 – 350 MPa ile sınırlandırılırken, bazı dış panellerin kalınlığı 1.5 – 2 mm'ye ulaşmıştır. 1975'te dünya çapında patlak veren petrol krizi ile birlikte, otomobillerin yakıt tüketimini azaltma ihtiyacı ortaya çıkmıştır. Otomobillerin ağırlığını azaltarak yakıt tüketimini azaltma hedefi, pres ile şekillendirilen gövde elemanlarının daha ince ölçülerde imal edilebilmesine izin verebilecek mukavemeti arttırılmış çelikler ile mümkün olmuştur. Yakıt verimliliğine yönelik bu gereksinimler, çelik sacların evrimini önemli ölçüde etkilemiş ve hızlandırmıştır.

Otomotiv uygulamaları için yüksek dayanımlı çeliklere yönelik yayınların artması ile birlikte, yaklaşık 450 MPa'lık çekme mukavemetine ve 280 – 300 MPa'nın üzerinde akma mukavemetine sahip toplu tavlanmış mikro alaşımlı yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikler geliştirildi. O zamanlar henüz bilinmeyen çift fazlı (DP) çeliklerin benzersiz bir dayanım ve süneklik kombinasyonundan yeni yeni bahsedilmesi önde gelen metalürjistlerin dikkatini çekti ve bu çeliklere odaklanan çok sayıda sempozyum ve konferans düzenlendi. 1994 yılında dünya çelik endüstrisi, 18 ülkeden 35 şirketten oluşan uluslararası bir sac çelik üreticileri konsorsiyumu kurarak, yüksek mukavemetli çeliklerden yapılmış otomotiv bileşenlerini kullanarak ağırlık tasarrufu sağlamanın yollarını araştırmak için ULSAB (Ultra-Hafif Çelik Oto Gövde) projesini başlattı. Mühendislik çalışmaları sonucunda geliştirilen otomobil gövdesinde (beyaz gövde) yüksek mukavemetli çelikler kullanıldı. Bu araç gövdesi, seleflerine nazaran %14 daha az maliyetli ve %25 daha hafifti. Ayrıyeten, burulma ve eğilme dayanımları sırasıyla %80 ve %52 oranında geliştirildi. Bu proje, ağırlıklı olarak daha yüksek mukavemete ve tatmin edici şekillendirilebilirliğe sahip yeni çelik türlerinin kapsamlı bir şekilde geliştirilmesini teşvik etti. Otomobil üreticilerinden ve rekabetçi malzemelerden kaynaklanan mevcut zorluklar, çift fazlı (DP) çeliklere yönelik yoğun denemelere ve uygulamalara yol açtı. 1995 yılına gelindiğinde DP çelikleri Japonya'da olduğu gibi, ABD ve Avrupa ülkelerinde de ticarileştirildi. Çok yüksek çekme mukavemeti ve uzama, fırında sertleşme ve ayrıca daha yüksek yorulma direnci kombinasyonları, çift fazlı çeliklerin başlıca özellikleri arasındadır [1].

Güvenlik talepleri, daha ince panel kalınlığının öngörülen sertliği sağlama gerekliliği ile birlikte, özel mukavemet ve şekillendirilebilirlik kombinasyonları gerektirmiştir. Bu gereksinimler, iyileştirilmiş şekillendirilebilirlikte genellikle 280 – 300 MPa'nın üzerinde akma dayanımı ve 590 – 600 MPa'nın üzerinde çekme dayanımı anlamına gelen "Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler

(AHSS)" terimi ile özetlenmiştir. AHSS'lerin ana kategorisi DP çelikleri iken, otomotiv sektörünün gereksinimleri, belirli güvenlik koşulları için özel talepleri karşılamak için yüksek mukavemetli çelik saclardan yeni özel mikroyapıların geliştirilmesini beraberinde getirdi. Bunlardan ilki, çarpışmalarda son derece yüksek enerji absorpsiyonunun sağlanmasına yardımcı olabilecek, üniform uzama sınırına kadar son derece yüksek pekleşme oranı ile öne çıkan dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren TRIP çelikleridir [1].

Yeni milenyumda AHSS'ler, araçların hem güvenliğinde hem de araçların daha hafif hale getirilmesinde daha önemli bir rol oynamaya başladı. Çeliklerin yüksek mukavemetine ek olarak, daha geniş çaplı uygulamalar için uygun hale getirilebilmesi amacıyla sünekliğin iyileştirilmesi giderek daha önemli hale geldi. Çelik endüstrisi, yeni AHSS türlerinin geliştirilmesi ile bu gereksinimlere yanıt verdi. Yeni özellik kombinasyonlarının elde edilmesi için yeni mikroyapı/proses yaklaşımları gerekliydi. Katı çözelti güçlendirmesi, tane inceltme, kontrollü dönüşümlerle güçlendirme, çökelmeyle sertleştirme ve dinamik gerinim yaşlanması dahil olmak üzere tüm çelik güçlendirme mekanizmaları, uygun alaşım ve mikroalaşım elementlerinin eşzamanlı ilaveleri ve ısıl işlem uygulamaları ile birlikte tek başına veya kombinasyon halinde kullanılmaktadır. 2000'li yılların başlarında, daha önce görülmemiş çekme mukavemeti (~ 1000 MPa) ve toplam uzama (~ %50–60) kombinasyonu gösteren yüksek oranda Mn içeren östenitik ikizlenme kaynaklı plastisite gösteren (TWIP) çelikler geliştirildi. Dayanıklılık ve süneklik kriterlerinin en yüksek kombinasyonunu sergileyen bu çelik türü, AHSS'lerin "ikinci" nesli olarak kabul gördü. Üretilebilirlik sorunları, maliyet ve hidrojen gevrekleşmesine karşı yüksek hassasiyet göstermeleri, bu çeliklerin ticari uygulamalarına ciddi kısıtlamalar getirdi. TWIP çeliklerindeki gelişim oldukça yavaş gerçekleşmiş ve istenilen düzeyde ticarileşme mümkün olmamıştır. Kalıntı östenit ile karbür içermeyen beynit (C-F B) matrisine dayalı yüksek mukavemetli ve ultra yüksek mukavemetli çeliklerin avantajlarının anlaşılması bir dizi yeni gelişmeyi başlatmıştır. Yüksek süneklik ile kalıntı östenit miktarı ve kararlılığı arasındaki ilişkinin kurulması, martenzit/beynit ve kalıntı östenit karışımı mikroyapının elde edilmesine olanak tanıyan Q&P (su verme ve ayrıştırma) olarak adlandırılan yeni bir ısıl işlem prosesinin geliştirilmesini sağlamıştır [2].

AHSS'lerin geliştirmesindeki mevcut eğilimler, büyük ölçüde sektörün yeni taleplerinden kaynaklanmaktadır, çünkü otomobil üreticileri hem güvenlik hem de yakıt tüketimine yönelik yenilenen düzenlemeler ile karşı karşıyadır. Örneğin, son on yılda benimsenen Euro-NCAP ve US-NCAP (yeni araç değerlendirme programı) testleri yeni binek araçlarda güvenlik için çok daha ciddi gereksinimler getirmektedir. Ford, GM, Toyota, Honda ve Hyundai gibi önde gelen otomobil üreticileri, tüm katı güvenlik ve emisyon düzenlemelerine karşı her zaman hazırlıklı olma durumundadırlar [1].

Çelik endüstrisinin otomobil üretiminde izlemiş olduğu genel eğilim, mevcut bir yüksek mukavemetli çelik (HSS) veya AHSS türünü aynı düzeyde şekillendirilebilirlik ile daha yüksek

mukavemet değerlerine ulaştırmaktır. Mevcut yüksek ve ultra yüksek mukavemetli şekillendirilebilir çeliklerin evrimi, önemli ölçüde daha yüksek uzamada esasen yüksek mukavemete sahip olan ve yüksek Mn'li TWIP çeliklerinin değerlerine yaklaşan "Üçüncü Nesil" olarak adlandırılan yeni çeliklerin türlerini ortaya çıkarmıştır. Çelik endüstrisinin sürdürülebilirliği ve AHSS'lerin otomotiv sektöründeki yeri, yeni nesil bu çelikleri son derece önemli kılmaktadır. Üçüncü nesil AHSS'lerden beklenen mukavemet ve uzama kabiliyeti kombinasyonlarının, çekme ile birlikte akma dayanımını da mukavemet kriteri olarak gördüğünü belirtmek gerekmektedir. Uzama kabiliyeti ise, toplam uzama ile birlikte üniform uzamayı ve ayrıca delik genişlemesini de kapsamaktadır. Bu parametrelerin son derece yüksek kombinasyonlarını sergileyen ve hem araştırmacıların hem de endüstrinin dikkatini çeken birkaç yeni çelik türü geliştirilmiştir [3].

Üçüncü Nesil'e atfedilebilecek özellik kombinasyonlarına sahip olan umut verici çelik türlerinden biri, nispeten yüksek ancak yine de orta konsantrasyonda Mn içeriğine (%4-10) sahip orta manganlı çeliklerdir. Çok yüksek düzeyde kalıntı östenit ve sünekliğe sahip orta Mn'li çelikler henüz ticarileştirilmemiştir. Düşük karbon içeriğine sahip bu çeliklere, Mn ile alaşımlamanın yanı sıra belirli miktarda Si/Al ve mikro alaşım elementleri de eklenir. Farklı morfolojilerdeki içyapılara ve oldukça geniş bir aralıktaki mukavemet seviyelerine sahip çelik türleri, çeşitli termal prosesler kullanılarak geliştirilebilir [4].

TRIP destekli orta manganlı çeliklerin yüksek çekme mukavemeti ve süneklik kombinasyonu (örneğin ÇM=1200 MPa, TU=%25), çok sayıda araştırmacıyı yeni üçüncü nesil çelik olarak orta Mn çeliklerinin pratik kullanım yollarını bulmaya itmektedir. Bu çeliklerin özellik dengesi optimizasyonu ve imalat olanaklarının arttırılması için uygun bir alaşımlama, başlangıç mikroyapısı ve tavlama parametrelerinin seçilmesi gerekmektedir. İşlenebilirliği geliştirmek için orta manganlı çeliklerin alaşımlanması, ultra yüksek mukavemetli çelikler için kritik bir öneme sahip olan geciktirilmiş kırılma direncini arttırmak için etkili bir yöntem olarak da düşünülebilir. Havada sertleşebilme özelliği olan orta manganlı düşük karbonlu çelikler, martenzitik mikroyapı oluşturan sıcak presleme (pres sertleştirmesi) ya da Q&P yöntemini amaçlayan uygulamaları teşvik etmektedir [5].

Üçüncü nesil AHSS olma potansiyeline sahip orta manganlı çeliklerin göstermiş olduğu özellik kombinasyonlarını etkileyen parametrelerin anlaşılabilmesi amacıyla bu çeliklere yönelik çok sayıda çalışma literatüre girmiştir. Çelik bileşimi, alaşımlama, ön şekillendirme, mikroyapı kontrolü ve ısıl işlem prosesleri gibi parametreler orta Mn'li çeliklerin nihai özelliklerini belirleyen etkenler olarak araştırmacıların ilgisini çekmiş ve araştırma konusu olmuştur.

Arlazarov ve arkadaşları soğuk haddelenmiş orta Mn çeliği üzerine yaptıkları çalışmada iki kademeli bir ısıl işlem prosesi uygulamış ve ikincil tavlamanın hem mekanik özellikleri geliştirdiği hem de ultra ince taneli bir mikroyapının elde edilmesine olanak tanıdığını belirtmişlerdir. Ayrıca,

mukavemet ve süneklik arasındaki dengenin ısıl işlem prosesinin optimizasyonu ile sağlanabileceğini vurgulamışlardır [6].

Cao ve ark. çalışmalarında farklı tavlama sürelerinin Fe-0.2C-5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmıştır. Birincil mikroyapıdaki martenzitin kritik tavlama sırasında östenite dönüşerek tavlama sonrasında ince taneli içyapının elde edildiğini rapor etmişlerdir. Yazarlar nihai mikroyapıda bulunan yüksek orandaki kalıntı östenitin sünekliği geliştirdiğine ve üstün özellik kombinasyonu (ÇM x TU) üzerinde etkin bir rol oynadığına dikkat çekmişlerdir [7].

Seo ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, pres ile sertleştirilen çeliklerin (PHS) sünekliğini iyileştirmek için su verme ve çözeltiye alma (Q&P) işleminin uygulanmasını önerilmektedir. Q&P işlemi, Si ve Cr eklenmiş Q&P uyumlu bir PHS'ye uygulanmış ve karbür içermeyen beynit ile kalıntı östenit içeren temperlenmiş martenzit matrisinden oluşan bir mikroyapının elde edilmesi ile sonuçlanmıştır. Yazarlar, Si ve Cr ilavelerinin Q&P prosesi ile uyumlu PHS'de kalıntı östenit hacimsel oranını arttırmak için kullanılabileceğini belirtmişlerdir [8].

Du ve diğerleri orta Mn'li TRIP çeliklerinde iki aşamalı tavlama ile östenitin karbon ve mangan bakımından zenginleştirilmesini önermişlerdir. Mn ve C konsantrasyonu artan östenitin, tavlama sonrasında oda sıcaklığındaki kalıntı östenit fazının hem miktarını hem de kararlılığını geliştirdiğini söylemişlerdir. Elde edilen mikroyapı ile mekanik özellikleri birbirleri ile ilişkilendirmişlerdir [9].

Yang ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen bir çalışmada, 7.2Mn-0.22C-2.4Al orta Mn çeliğinde kritik tavlama sıcaklığı ve süresinin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. İki tip (granüler ve çıta tipi) soğuk haddelenmiş ferritik mikroyapı, müteakip kritik tavlama sırasında sırasıyla granüler ve katmanlı östenit tanelerine dönüşebilir. Hem kritik tavlama sıcaklığının hem de süresinin, çekme deformasyonu sırasında dönüşüme uğrayan kalıntı östenit fraksiyonunu ve sonuçta ortaya çıkan çekme özelliklerini oldukça etkilediği belirtilmiştir. Al içermeyen 7Mn çelik ile karşılaştırıldığında, Al ilavesinin kalıntı östenit (KÖ) tanelerinin fraksiyonunun azalmasına, ancak kararlılığının artmasına neden olduğu bulunmuştur; böylece deformasyon sırasında kademeli olarak dönüşüm gerçekleşebilir, bu da sürdürülebilir pekleşmeye maksimum katkıyı sağlayabilir [10].

Bai vd. yapmış olduğu çalışmada, yüksek sıcaklıktaki proseslerin mikroyapı gelişimi üzerindeki etkisini araştırmak için, martenzit başlangıç mikroyapısına sahip 5Mn-0.1C-2Si çeliğine ferrit – östenit iki fazlı bölgesinde termomekanik işlemler uygulanmıştır. Mikroyapısal gözlemler, sadece sıcak preslemenin değil, aynı zamanda sıcak sıkıştırmadan sonra izotermal beklemenin de, statik olarak tavlanmış numune ile karşılaştırıldığında, oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarını büyük ölçüde arttırdığını açıklığa kavuşturmuştur. Çeşitli sıcaklıklarda termomekanik olarak

işlenen numunelere ait mekanik özellikler değişiklikler göstermiş, yazarlar bu durumu iki fazlı bölgedeki tavlama işlemleri sırasında alaşım elementlerinin bölünmesiyle kontrol edilen kalıntı östenitin kimyasal bileşimlerine atfetmişlerdir [11].

Xu ve arkadaşları, farklı ısıl işlem koşullarından geçen 0.2C-5Mn çeliğinin mikroyapıları ve mekanik özelliklerini, taramalı elektrom mikroskobu (SEM), geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri ile incelemiştir. Yüksek sıcaklıkta östenizasyonun (Ac_3'ün üzerinde) su verme işleminden sonra tam bir martenzit mikroyapısı elde edilmiştir ve bunun sonrasındaki tavlama işlemi sırasında kademeli olarak ferrit-östenit yapısına dönüştüğü bulunmuştur. En yüksek mukavemet – uzama kombinasyonunu 6 saatlik tavlama yapılan numunelerde elde etmişlerdir. Mikroyapı ve mekanik özellikler arasındaki ilişkinin analizine dayanarak, toplam uzamanın güçlü bir şekilde kalıntı östenite bağlı olduğu bulunmuştur. Araştırmacılar, kalıntı östenitin hacmindeki artışın faz dönüşümünün neden olduğu plastisiteyi geliştirdiğini belirtmişlerdir [12].

Luo ve diğerlerinin yapmış olduğu bir çalışmada, ağırlıkça %5 Mn içeren orta manganlı TRIP çeliklerinin başlangıç mikroyapısı ve kritik tavlama sıcaklığının çekme özellikleri ve Lüders gerinimi üzerindeki etkilerini sistematik olarak araştırılmıştır. Yazarlar, daha yüksek kritik tavlama sıcaklığının daha küçük Lüders gerilimine, daha düşük akma dayanımına ve daha yüksek nihai çekme dayanımına yol açtığını tespit etmişlerdir [13].

Xu ve arkadaşları, orta Mn'li TRIP çeliğinde deformasyon davranışı ile kalıntı östenitin özellikleri arasındaki ilişkiyi araştırmışlardır. Farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin içyapıları, ultra ince taneli ferrit ve kalıntı östenitten oluşan çift fazlı bir mikroyapı olarak karakterize edilmiştir. Araştırmacılar, tavlama sıcaklığındaki artışın kalıntı östenit fraksiyonunu arttırdığını ancak mekanik kararlılığını olumsuz etkilediğini belirtmişlerdir. Deformasyon davranışı üzerine derinlemesine yapılan araştırma, deformasyon sırasında kalıntı östenitin dönüşüm mekanizmasının gerinim ile indüklendiğini ve akma davranışının esas olarak yumuşak ferrit fazının deformasyonu tarafından kontrol edildiğini göstermiştir. Pekleşme davranışında ise, kalıntı östenitin homojen olmayan kararlılığından kaynaklanan homojen olmayan ve süreksiz TRIP etkisi oluşumuna dikkat çekilmiştir. Ayrıca, kalan östenitin tane boyutunun heterojenliği homojen olmayan kararlılık ile sonuçlanmıştır [14].

Lee ve diğerleri, karbonun çok bileşenli östenit içindeki difüzyonunu, termodinamik tabanlı bir analiz kullanılarak araştırmışlardır. Alaşım elementlerinin ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak karbonun aktivite katsayısı, kompozisyon ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak karbon difüzyonunu elde etmek için kullanılmıştır. Yazarlar bu çalışmada, kromun karbon difüzyon hızını azaltan güçlü bir etkisi olduğunu belirtmişlerdir [15].

Pierce vd. tarafından yapılan çalışmada, 0.2C-1.5Mn-1.3Si baz bileşimine sahip çelikler üzerinde Cr ve Ni ilaveleri ile su verme ve ayrıştırma (Q&P) işlemi parametrelerinin Q&P sırasında

karbür oluşumu ve kalıntı östenit fraksiyonu dahil olmak üzere mikroyapısal gelişim üzerindeki etkileri incelenmiştir. Araştırmacılar, %1.5 Cr ilavelerinin, tüm ayrıştırma sıcaklıklarında 1.5Ni alaşımına göre östenit ayrışmasının kinetiğini önemli ölçüde yavaşlattığını ve nihai mikroyapıdaki kalıntı östenit fazının hacimsel fraksiyonunu arttırdığını tespit etmişlerdir. Ayrıca, kalıntı östenit fazındaki karbon (C) içeriğinin daha düşük olduğu ve kalıntı östenit miktarlarının proses değişkenlerine duyarlılığının azaldığı belirtilmiştir [16].

Zhao ve diğerleri, ferrit ve kalıntı östenitten meydana gelen ince katmanlı çift fazlı birincil mikroyapısına sahip ve kritik tavlama işleminden geçmiş 0.1C-5Mn çeliğinde, 200–500 °C aralığında gerçekleştirilen temperleme işleminin KÖ'nün termal kararlılığı ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. X-ışını difraksiyonu (XRD), geçirimli elektron mikroskobu (TEM) mikrografları ve çekme testlerinden elde edilen veriler, 400 °C'ye kadar olan temperleme işlemleri ile kalıntı östenitin hacimsel miktarında hafif bir azalma olduğunu göstermiştir. Bu durum çekme mukavemetinde hafif bir artışa, toplam uzamada ise bir miktar azalmaya sebep olmuştur. Bununla birlikte, KÖ'nün bir bölümünün 500 °C'deki temperleme işlemi sırasında ayrışmaya başladığı tespit edilmiştir. Yazarlar, ultra-ince katmanlı dubleks yapının oldukça kararlı olduğu ve mukavemet ile sünekliğin mükemmel kombinasyonunun 400 °C'ye kadar korunabileceği sonucuna varılmışlardır [17].

Schneider vd. tarafından gerçekleştirilmiş bir çalışmada, ısıl işlem prosesinin ve seçilen tavlama parametrelerinin, orta manganlı çeliklerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir. İçyapı morfolojisinin ısıl işlem sürecine bağlı olarak değişkenlik gösterdiği, kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin kararlılığının büyük ölçüde değişebileceği ve sonuç olarak, mekanik özelliklerin kontrol edilebileceği tespit edilmiştir. Bu nedenle, farklı Mn içeriğine sahip orta Mn'li çelikler için mikroyapısal özelliklerin ve malzeme davranışının tavlama parametrelerine bağımlılığına vurgu yapılmıştır [18].

Wei ve arkadaşları preste sertleşen çelik (PHS) üzerinde yapmış oldukları çalışmada, kalıntı östenit stabilizasyonunu PHS'ye optimum miktarlarda Si ve Cr eklenerek sağlamışlardır. Araştırmacılar, östenitin stabilizasyonunu martenzit/östenit arayüzünde KÖ'nün karbon seviyesini artıran Cr ilavesi ile ilişkilendirmişlerdir [19].

Hossain ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, üstün özelliklere sahip uygun maliyetli yüksek karbonlu çelikler tasarlamak için, Kromun (Cr) kalıntı östenitin kararlılığı üzerindeki etkisini ele almışlardır. Yazarlar, farklı analiz yöntemleri kullanarak değişen Cr içeriğinin mikroyapı, dönüşüm davranışı kalıntı östenitin mekanik kararlılığı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Sonuçlar, Cr ilavesinin arttırılmasının KÖ'nün morfolojisini değiştirdiğini ve kararlılığını arttırdığını, dolayısıyla martenzitik dönüşüm için gerekli kritik deformasyon seviyesini arttırdığını ortaya koymuştur [20].

Zou ve ark. tarafından düşük karbonlu orta-Mn çeliği üzerinde yapılan güncel bir çalışmada, kritik tavlama işleminin aynı anda östenitin tersine dönüşümü ve Cu çökelmesini optimize ederek iyi bir mukavemet, süneklik ve darbe tokluğu kombinasyonunu mümkün kıldığı gösterilmiştir. Yüksek sıcaklıktaki kritik tavlama işleminin, sementit karbürlerinin çözünmesini hızlandırdığı, tersine östenit oluşumunu kolaylaştırdığı ve ardından toplam uzama ve darbe enerjisini arttırdığı rapor edilmiştir. 500 °C'de gerçekleştirilen ilave bir tavlama, ikincil martenzitte Cu bakımından zengin çökeltilerin yoğun şekilde çökeltilmesini kolaylaştırmıştır. Çökeltiler, önemli bir güçlendirme mekanizması görevi görmüştür. Yazarlar, nano boyutlu Cu çökeltilerinin yüksek sıcaklıktaki tavlama işlemi ile birlikte gelen yumuşamayı telafi ettiğini belirtmişlerdir. Cu çökeltileri, ikincil martenzit katmanları ile östeniti stabilize eden C ve Mn konsantrasyonlarının yeterli seviyede oluşu, tavlama sırasında östenitin çekirdeklenmesini desteklemiş ve sünekliği daha da geliştirmiştir [21].

Steineder ve diğerleri, soğuk haddelenmiş Fe-6.4Mn-0.1C çeliğinde tane boyutu ve morfoloji gibi mikroyapısal özelliklerin akma davranışı üzerindeki etkisini sistematik olarak araştırmışlardır. Soğuk haddelenmiş ve tamamen martenzitik bir birincil mikroyapının kritik tavlanmasıyla, farklı morfolojilere sahip ultra ince taneli (UFG) mikroyapıların elde edilebileceği belirtilmiştir. Azalan kalıntı östenit kararlılığı ile azalan akma noktası uzaması (YPE) arasında doğrusal bir korelasyon gösterilebilirken, bu bağımlılığın birkaç orta Mn çelik bileşimi için geçerli olduğu kanıtlanmıştır. Araştırmacılar, YPE'yi sınırlamak için kritik tavlamadan önce martenzitik bir mikroyapının sağlanmasını tavsiye etmişlerdir. Ayrıca, mükemmel mekanik özellikler ve azaltılmış YPE arasında uygun bir dengeyi ayarlamak için KÖ kararlılığına dikkat edilmesi gerektiğini vurgulamışlardır [22].

Hu ve Luo, dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren TRIP çeliklerinde yarı kararlı faz için yeni bir tasarım stratejisi kullanarak, mekanik özelliklerin mükemmel bir kombinasyonuna sahip %7 Mn içeren bir çeliği sıcak haddeleme ve kritik tavlama prosesleri ile başarıyla imal etmişlerdir. Tavlama sırasında genellikle tamamen yeniden kristalize olan soğuk haddelenmiş mikroyapı ile karşılaştırıldığında, sıcak haddelenmiş mikroyapı, kısmen yeniden kristalize olmuştur. Bu durum, kritik tavlama sonrasında hem katmanlı hem de eş eksenli morfolojilere sahip olan kalıntı östenit tanelerinin oluşmasına yol açmıştır. Araştırmacılar, kalıntı östenit tanelerinin ya kademeli olarak martenzite dönüşebileceğini ya da deformasyon sırasında ikiz oluşturabileceğini belirtmişler ve hem TRIP hem de TWIP etkileri yoluyla yüksek mukavemetlerde büyük uzama miktarlarına ulaşılabileceğini öne sürmüşlerdir [23].

Qi ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, kalıntı östenitin kararlılığının 0.05C-5.0Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri açıklanmıştır. Yükselen tavlama sıcaklığı ile birlikte KÖ'nün hacimsel fraksiyonu artarken, C ve Mn bakımından fakirleşmesi nedeniyle kararlılığı lineer olarak azalmıştır. Çekme mukavemeti artış gösterirken, darbe tokluğunun düştüğü

rapor edilmiştir. Kalıntı östenitin zayıf kararlılığa sahip büyük hacimli fraksiyonu, pekleşme kabiliyetini önemli ölçüde iyileştirebilir, ancak darbe direncine çok az katkı sağlar. Süreksiz dönüşüm kaynaklı plastisite etkisinin, tane boyutu ve morfolojisindeki farklılıklar nedeniyle farklı kararlılık derecelerine sahip KÖ'den kaynaklandığı belirtilmiştir [24].

Li vd. tarafından gerçekleştirilen çalışmada, farklı ısıl işlemlere tabi tutulan sıcak haddelenmiş 0.2C-1.6Al-6.1Mn-Fe TRIP çelikleri ele alınmış ve mekanik özelliklerdeki farklılıkların altında yatan nedenler araştırılmıştır. Östenitin tersine dönüşümü (ART) işlemi ile karşılaştırıldığında, su verme ve temperleme (Q&T) işlemi mükemmel mekanik özelliklerin elde edilmesinde etkili olmuştur. ART sürecinde, uzun süreli tavlama işlemleri kalıntı östenitin C ve Mn bakımından aşırı zenginleşmesine neden olarak östeniti fazla kararlı hale getirmiş ve TRIP etkisinin bozulmasına sebep olmuştur. Ayrıca araştırmacılar, uzun süreli tavlama işlemlerinin dislokasyon yoğunluğunu azalttığını ve düşük çalışma sertleşmesi oranına yol açtığını belirtmişlerdir. Q&T süreci ise, kalıntı östenitin uygun şekilde zenginleştirilmesini ve dolayısıyla önemli TRIP etkisinin gözlemlenmesi için istenen kararlılığı sağlamıştır [25].

Hu ve Luo'nun yapmış olduğu çalışmada, kritik tavlama süresini uzatmadan orta Mn çeliğinin mekanik özelliklerini iyileştirmek için, ısıtma sırasında birkaç dakikalık bir kesinti ve ardından kısa bir kritik tavlama gibi yeni bir iki aşamalı kritik tavlama işlemi uygulanmıştır. İki adım arasındaki mikroyapısal kalıtımı ve bunun çekme özellikleri üzerindeki etkisini araştırmak için hem deneysel araştırmalar hem de sayısal simülasyonlar gerçekleştirilmiştir. Yazarlar, iki aşamalı kritik tavlama işleminin, kesintisiz kritik tavlama işlemine kıyasla orta Mn çeliğinin mekanik özelliklerini iyileştirebileceği sonucuna varmışlardır. Bu yeni süreci optimize etme stratejisi; nispeten kaba östenit tanelerinin oluşumunu önlemek için östenit çekirdeği olarak tavlamadan önceki sementit çökeltilerini dikkatli bir şekilde uyarlamayı kapsamaktadır. Bu çekirdekler üzerinden gerçekleştirilen bir östenitleştirme ile martenzit tanelerine bitişik olarak önemli miktarda kalıntı östenit taneciği elde edilebilir. Bu da mukavemet ve sünekliğin artmasını sağlar [26].

Yan ve diğerleri, kimyasal bileşimi 6.1Mn-1.47Si-0.12 C olan tipik bir orta Mn çeliğini farklı başlangıç mikroyapılarından, yani soğuk haddelenmiş martenzit ve su verme sonrasındaki martenzit (sırasıyla CR ve AQ) yapılarından kritik sıcaklık aralığında tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır. CR numunesi, deforme olmuş martenzitik matrisin neredeyse tamamen yeniden kristalleşmesi nedeniyle esas olarak eş eksenli mikronaltı tanelerinden oluşurken, AQ numunesinde martenzit fazı genel olarak çıta morfolojisindedir. CR numunesindeki östenit taneleri neredeyse tamamen granüler taneli iken AQ numunelerinde, östenitin iki tür (iğneli ve granüler) mikroskobik morfolojisi vardır. Ek olarak araştırmacılar, kalıntı östenit fraksiyonunun, deforme olmuş ve su verilmiş martenzitten bağımsız olarak ilk mikroyapıdan etkilenmediğini belirtmişlerdir. CR numunesindeki kalıntı östenit fazı, düşük mekanik kararlılıktan dolayı artan gerinime karşı daha

duyarlıdır; bu durum, gerinme kaynaklı martenzitik dönüşümün daha yüksek çekirdeklenme hızı ile ilişkilendirilmiştir [27].

Zou ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmada düşük karbonlu orta manganlı çeliğin kontrollü haddeleme işlemiyle farklı tane morfolojileri (çıta ve eş eksenli) elde etmişlerdir. Yazarlar, tane morfolojisinin mekanik özellikler ve kırılma davranışı üzerinde etkili olduğunu belirtmişlerdir ve eş eksenli tane yapısına sahip numuneye ait çekme mukavemetinin daha düşük olduğunu tespit etmişlerdir [28].

Orta manganlı çeliklere yönelik çalışmaları incelediğimizde araştırmaların çoğunlukla kritik tavlama sürecine yönelik olduğu görülmüş olup, orta manganlı çeliklerin alaşımlanmasını ele alan çalışmaların oldukça az sayıda olması dikkat çekmiştir. Bu çeliklerin bileşimine yönelik araştırmalara olan ihtiyaç göz önünde bulundurularak, bu tez çalışması kapsamında hem çelik bileşimindeki Cr oranının hem de tavlama parametrelerinin orta manganlı çeliklerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri ele alınmıştır. Farklı oranlarda Cr ihtiva eden orta mangalı çelik plakalar imal edilmiş ve bu plakalardan sıcak dövme yöntemiyle çelik saclar elde edilmiştir. Bu saclardan alınan numuneler farklı parametrelere sahip farklı ısıl işlem süreçlerinden geçirilmiştir. Numunelere kritik tavlama ve temperleme ısıl işlemleri uygulanmış, ısıl işlem parametreleri ise diferansiyel termal analiz (DTA) sonuçları ve literatür ışında yapılan teorik hesaplamalar kullanılarak tespit edilen Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarına göre belirlenmiştir. Farklı tavlama parametrelerine ve farklı bileşime sahip numuneler mikroyapısal ve mekanik açıdan incelenebilmek için bir dizi test ve analizden geçmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve optik mikroskop (OM) ile incelenen numunelerin mikroyapı görüntülerindeki farklılıklar metalografik açıdan karakterize edilmeye çalışılmıştır. X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizlerinden elde edilen veriler kullanılarak mikroyapı elemanlarından biri olan kalıntı östenit fazının hacimsel oranına ve bileşimine yönelik hesaplamalar yapılmıştır. Sertlik ve çekme testleri ile numunelerin mekanik davranışları incelenmiş, numunelerin göstermiş olduğu mekanik özellikler içyapı morfolojisi ve kalıntı östenit fazının hacimsel oranı ve kararlılığı ile ilişkilendirilmeye çalışılmıştır. Deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar, literatürdeki benzer araştırmalara değinerek ve ilgili çalışmalar ile kıyaslanarak yorumlanmıştır.

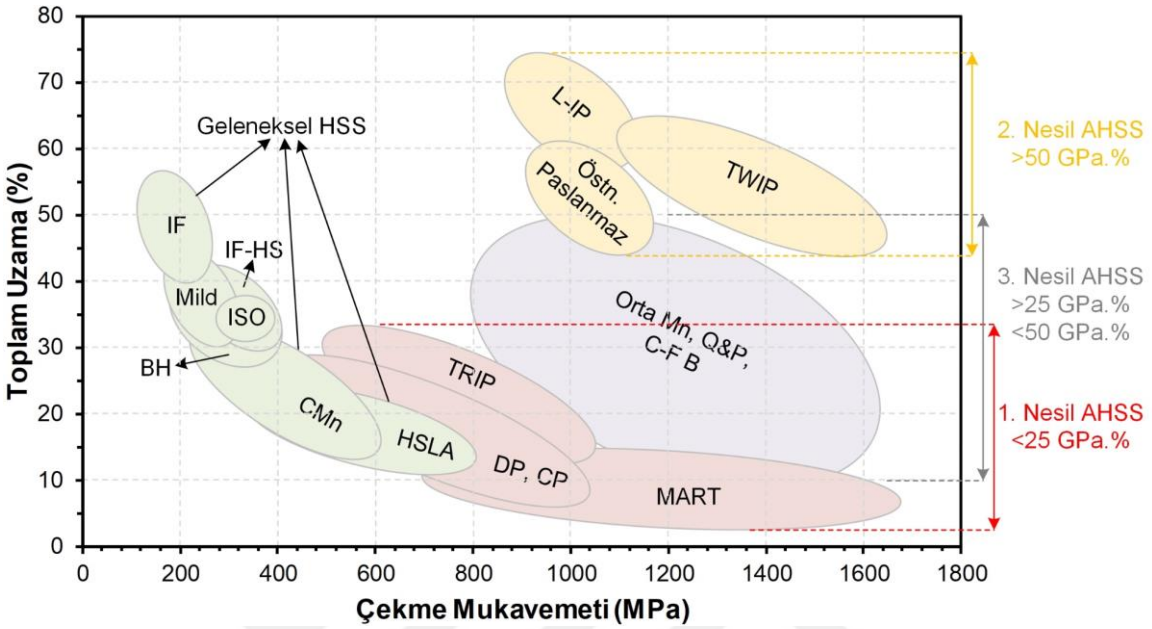
2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

Yakıt verimliliği, karbon emisyonlarının düşürülmesi ve yolcu güvenliği, son yirmi yıldır otomobillerin tasarımında ana etkenler olmuştur. Araç ağırlığının azaltılması, yakıt tüketimini en aza indirmek için temel bir strateji olarak belirlenmiştir. Yüksek seviyede enerji absorbe edebilen otomobil yapı elemanları, çarpışma esnasında ileri düzeyde yolcu güvenliği için daha doğru bir tercih olacaktır. Bu stratejik gereksinimleri desteklemek için AHSS'ler geliştirilmiştir. World Steel Dynamics'in yakın tarihli bir raporu, 2025 yılına kadar AHSS kullanımının 23,7 milyon tona ulaşacağını öngörmektedir [30, 31]. Bu, otomobil elemanlarının büyük bir bölümünde, düşük karbonlu çeliklerin yerine AHSS'lerin geçeceği anlamına gelmektedir. Otomobillerin ağırlıkları ve çarpışma gereksinimlerine ilişkin yapılan iyileştirmeler, karşılıklı olarak zıt etkilere sahip gibi görünüyor, araç ağırlıklarını azaltarak yakıt ekonomisi sağlanabiliyor ancak hafif araçlar için güvenlik problemleri ortaya çıkabilmektedir. Ancak, hem daha düşük araç ağırlıklarının hem de gelişmiş yolcu güvenliğinin sağlanabileceği, otomobil tasarımları için AHSS'lerin kullanıldığı çalışmalar ile ortaya koyulmuştur.

İleri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS'ler), geleneksel yüksek mukavemetli çeliklerden (HSS'ler) daha güçlü ve daha iyi şekillendirilebilirliğe veya daha yüksek sünekliğe sahip bir çelik ailesi olarak bilinmektedir [32–34]. AHSS ailesi, kabaca tanımlanabilecek mukavemet seviyelerine göre ayırt edilebilir; akma mukavemeti > 300 MPa ve nihai çekme mukavemeti > 600 MPa. Geleneksel HSS'ler ve AHSS'lerin mikroyapılarındaki temel fark ise, HSS'lerin sünekliğin dayanımla birlikte azaldığı tek fazlı ferritik çelikler olmasıdır; AHSS'ler ise, daha yüksek bir gerinim sertleştirme kabiliyetine bağlı olarak geliştirilmiş bir mukavemet ve süneklik kombinasyonu sağlayan ferrit, martenzit, beynit ve/veya kalıntı östenit içeren çok fazlı çeliklerdir. AHSS'lerin sahip olduğu özelliklerin otomotiv sektörünün taleplerine yanıt verebiliyor olması, çelik endüstrisinden ve akademik kurumlardan malzeme bilimcileri ve teknoloji uzmanlarını, yeni AHSS türlerini veya mevcut türlerin modifikasyonlarını araştırmaya teşvik etmektedir.

AHSS'ler, otomobil endüstrisinde, araçların çeşitli gövde parçalarının üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Otomobil tasarımcıları, bu çelikleri A, B ve C sütunları, tavan rayları ve kirişleri, çapraz elemanlar, kapı kirişleri, ön ve yan elemanlar gibi kritik yapısal parçalarda ve tampon takviyesi olarak kullanmışlardır. Ayrıca, işlenmiş saclardan yapılmış iç panellerde yaygın olarak kullanılırlar. AHSS'ler, göstermiş oldukları yüksek çekme dayanımı değerleri ile (600 MPa'nın üzerinde) araç üreticilerinin mukavemetli ve daha ince levhaları kullanabilmesine olanak tanır. Yüksek gerilme özelliklerine ek olarak, bu çelikler iyi sünekliğe, yüksek enerji soğurma kapasitesine ve üniform uzama rejimine göre yüksek bir çalışma sertleşmesi katsayısına sahiptir. Çift fazlı (DP), çok fazlı (CP), dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) ve martenzitik çelikler (MART), günümüzde ticari kullanımda olan yaygın AHSS türleridir. Bu çelik türleri birinci nesil AHSS'ler

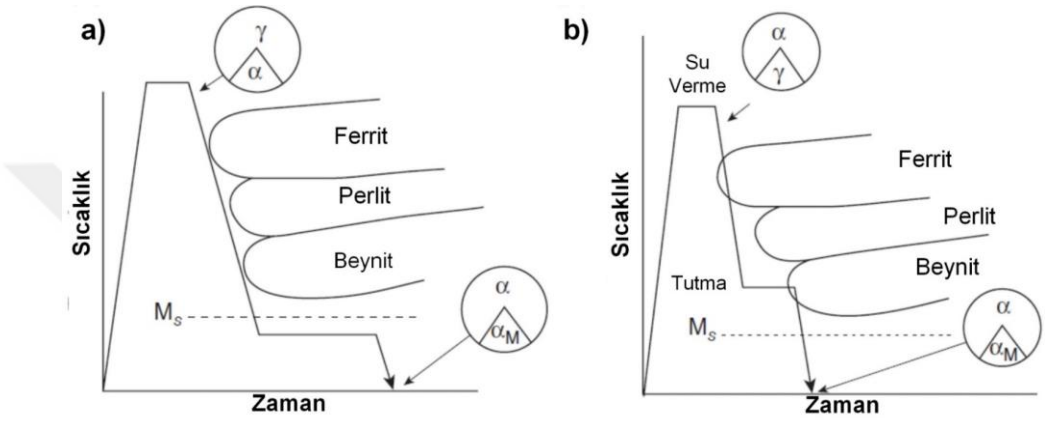
olarak tanımlanmaktadırlar. Geleneksel çeliklerin ve AHSS türlerinin mukavemeti ve sünekliği arasındaki ilişki Şekil 2.1'de şekillendirilebilirlik diyagramı üzerinde gösterilmiştir [35, 36].



Şekil 2.1. Geleneksel HSS ve AHSS türleri için mukavemet–uzama ilişkisi [35, 36]

AHSS'ler, çeşitli oranlarda ferrit, beynit, martenzit ve kalıntı östenit fazları içeren çok fazlı çeliklerdir. Bu fazların oranı ve morfolojileri, bir çeliğin fonksiyonel özelliklerini elde etmek için tasarlanmıştır [34, 37–40]. Çift fazlı çelikler ticari olarak 500 ila 1180 MPa arasında kullanılabilirken, TRIP çelikleri ile çok fazlı çelikler ise 980 MPa mukavemete kadar elverişlidir. Bu çelik türleri, yüksek dayanım, gelişmiş uzama kabiliyeti ve ayrıca iyi kaynaklanabilirlik gerektiren uygulamalarda sıklıklar tercih edilir. Bir kaç çalışma, bu çelik türlerinin mükemmel kaynaklanabilirliğini açıkça göstermiştir [41–43] Çeşitli uygulamalarda, bu çeliklerin B sütunları ve iç gövde elemanlarında kullanıldığı görülmüştür. Çift fazlı çeliklerinin ferrit ve martenzit fazlarından oluşan içyapısı, gerekli mukavemeti sağlar ve uzama gereksinimlerini karşılar. Daha yüksek mukavemet, çelikte daha büyük hacimde martenzit fazının olduğu anlamına gelir. Sıcak ve soğuk haddeleme yöntemleri, çift fazlı çeliklerin ön şekillendirme yöntemleri olarak kullanılabilmektedirler. Otomobillerin yapısal elemanları ve aktarma aksamları için, genellikle sıcak haddelenmiş çift fazlı çelikler tercih edilir. Sürekli akma davranışı, şekillendirme işleminden sonra pürüzsüz bir yüzey elde edilebilen DP çeliklerin özel bir özelliğidir. TRIP çeliklerinin mikroyapısı ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluşur. Kalıntı östenit, gerilim kaynaklı deformasyon etkisi altında martenzite dönüştürülür ve önemli miktarda enerji emilir; bu nedenle TRIP çelikleri, çarpışmaya dayanıklı bileşenler yapmak için tasarımcıların tercihi olmuştur. AHSS'lerin bir diğer türü olan martenzitik çelikler 900–1900 MPa aralığındaki mukavemet

değerlerine sahiptir. Bu çeliklerin mikroyapısı esas olarak martenzitten oluşur ve istenilen mukavemet değerlerini elde etmek için genellikle karbon, manganez ve krom ile alaşımlandırılır. Martenzitik çelikler, yolcu güvenliği için yüksek sertlik ve rijitlik özelliklerine sahiptir. DP veya TRIP çeliklerine nazaran martenzitik çelikler daha yüksek karbon içerdiklerinden dolayı genellikle kaynak gerektirmeyen uygulamalarda kullanılır. Kapı kilit kirişleri ve tamponlar bu uygulamalar örnek gösterilebilir. Soğuk haddelenmiş DP ve TRIP çelikleri sürekli tavlama hatlarında termal bir süreçten geçerler. DP ve TRIP çelikleri için tipik üretim yöntemleri Şekil 2.2'de gösterilmektedir.



Şekil 2.2. DP ve TRIP çeliklerinin tipik üretim döngüleri; a) DP, b) TRIP (α: Ferrit, α_M: Martenzit ve γ: östenit) [30]

DP çeliklerinin üretimi için soğuk haddelenmiş tamamen sert şerit veya levhalar, kritik (α + γ) tavlamaya tabi tutulur ve ardından östenitin martenzite dönüşmesi için hızlı soğutma uygulanır. Ferrit matriste martenzitin (yaklaşık %10) hacim fraksiyonunun homojen dağılımı ile mükemmel bir mukavemet-süneklik kombinasyonu, düşük akma/çekme mukavemeti oranı ve yüksek bir çalışma sertleşmesi oranı elde edilir. TRIP çelikleri ise iki aşamalı bir ısıl işlem uygulanarak üretilir. Soğuk haddelenmiş levhalar, kritik sıcaklığa kadar ısıtılır ve burada kısa bir süre tutularak östenitin oluşmasına izin verilir. Tavlama sıcaklığı ve süresi, östenit hacim fraksiyonunu ve karbon konsantrasyonunu belirler. İkinci aşamada levhalar hızla soğutulur ve izotermal olarak beynitik bir reaksiyonun meydana geldiği bir sıcaklıkta tutulur. Beynitik dönüşüm sırasında karbon kalıntı östenite geçerek, kalıntı östeniti zenginleştirir ve stabilize eder. Galvanizleme ve galvaniz tavlı çelikler için aynı ısıl işlem kavramı izlenir. Çelik saclar östenit-ferrit bölgesinden (kritik sıcaklık aralığı) soğutularak 460 °C'deki bir galvanizleme banyosundan geçirilir ve kaplama elde edilir [44]. Galvanizleme havuzlarındaki yapışma problemleri, AHSS'lerdeki silisyum içeriği çok düşük tutularak önlenebilir. Kaplanmış AHSS'ler, manganez ve krom gibi elementlerle alaşımlandırılarak mukavemet değerleri geliştirilebilir.

Otomotiv uygulamalarında kullanım için mevcut veya geliştirilmekte olan, tipik olarak birinci veya ikinci nesil AHSS olarak sınıflandırılan birkaç farklı çelik sınıfı vardır. Çeliklerin

2015-2020 araçlarında kullanım potansiyelini vurgulamak için tasarlanan Geleceğin Çelik Araç Programı kapsamında [45], DP, TRIP, CP, FB, martenzitik, sıcak şekillendirme ve TWIP dâhil olmak üzere bu çelik türlerinden birkaçı kullanılmıştır. Orta Mn'li, Q&P ve karbürsüz beynitik çelikleri ise üçüncü nesil AHSS türleri arasında gösterilmektedirler.

2.1. Birinci Nesil AHSS'ler ve Özellikleri

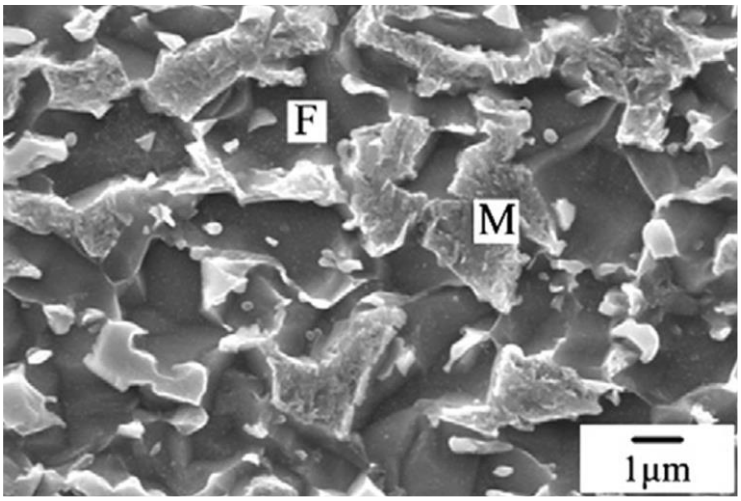
İleri yüksek mukavemetli çeliklerin malzeme dünyasında nispeten yeni olduğu söylenebilir. Ancak bu çelik türlerinin tarihsel gelişimini ele alacak olursak, üç nesile ayrılırlar. Birinci nesil, tamamen geliştirilmiş ve otomotiv endüstrisindeki birçok uygulamada yaygın bir şekilde kullanılan çelik türlerini içerir [35]. Çift fazlı (DP), dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren (TRIP), çok fazlı (CP), ferrit-beynit (FB), martenzitik ve sıcak şekillendirilmiş çelikler AHSS ailesinin ilk neslini oluşturan çelik türleri olarak nitelendirilmektedirler [45]. Tablo 2.1'de, birinci nesil AHSS türleri için mikroyapı ve çekme mukavemeti aralıklarını verilmiştir.

Tablo 2.1. Birinci nesil AHSS türleri için mikroyapı ve mukavemet aralıkları [35]

1. Nesil AHSS	Mikroyapı	Gerilme aralığı (MPa)
DP	Ferrit + Martenzit	400 – 1000
CP	Ferrit + Beynit matrisi + az miktarda perlit, martenzit ve kalıntı östenit	400 – 1000
FB	Ferrit + Beynit	500 – 900
TRIP	Ferrit + Martenzit/Beynit + Kalıntı östenit	500 – 1000
MART	Martenzit	700 – 1600

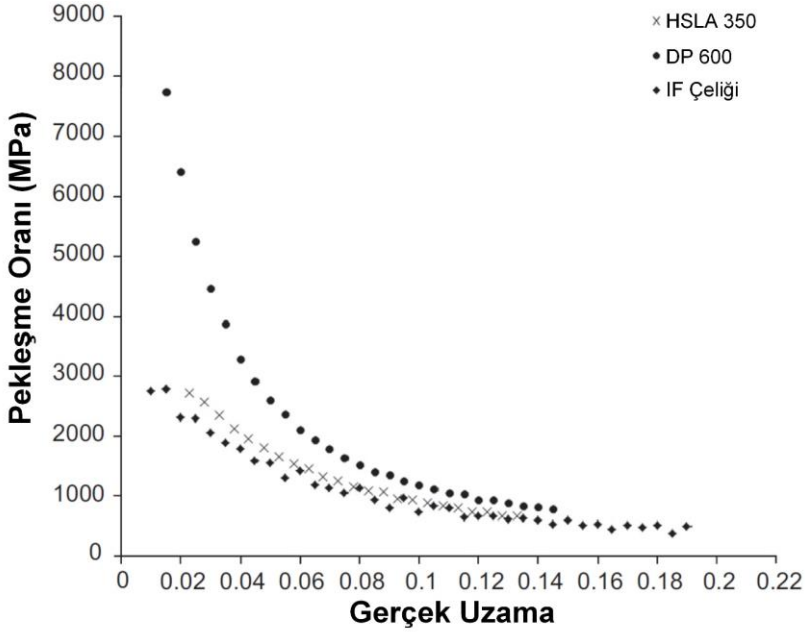
2.1.1. Çift Fazlı Çelikler

DP çelikleri, Şekil 2.3'te gösterildiği gibi [46], tipik olarak bir ferrit matrisi ile çevrili martenzit adalarından oluşan bir mikro yapıya sahiptir. Temel çelik prosesi, bir ferrit ve östenit yapısı üretmek için faz diyagramının kritik (ferrit ve östenit) bölgesinde kısa bir tavlama ile gerçekleşir. Çözeltiye alma (karbon ayrıştırma), tavlama sırasında meydana gelir ve östenitin karbon ile zenginleşmesine neden olur. Daha sonra, östeniti martenzite dönüştürmek için gerekli olan hızlı soğutma uygulanır. Kimyasal bileşim, oranlara bağlı olarak biraz değişiklik gösterse de, yaklaşık olarak ağırlıkça % 0.1 karbon ve % 1.5 manganez miktarlarına dayanmaktadır. Geleneksel sac çeliklerine kıyasla daha yüksek olan karbon ve manganez içerikleri, proses sırasında perlit veya beynit oluşumunu önlemeye yardımcı olarak gerekli sertleşebilirliği elde etmek için önemlidir. Ayrıca karbonun östenite geçişini arttırmak için silis eklenebilir [47].



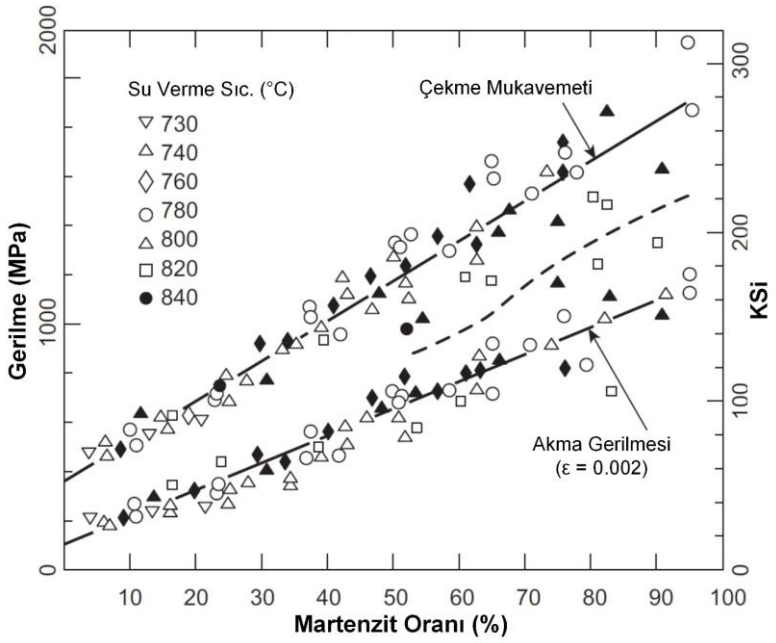
Şekil 2.3. Tipik bir DP çeliği mikroyapısının SEM görüntüsü (F: Ferrit, M: Martenzit) [46]

DP çelikleri tipik olarak, sürekli akma ve yüksek ön çalışma sertleşmesi oranlarıyla sonuçlanan düşük bir akma/çekme mukavemeti oranı ile karakterize edilir. Süreklilik gösteren düşük akma dayanımı yumuşak ferrit fazıyla, yüksek çekme dayanımı ise sert martenzit paketleri ile ilişkilendirilir. Soğuma sırasında östenit fazının martenzite dönüşümünden kaynaklanan hacim değişikliği, ferrit matrisinde dislokasyonlar oluşturur ve bu da düşük akma mukavemetine ve sürekli akma davranışına katkıda bulunur. DP çeliklerinin nispeten yüksek deformasyon sertleşmesi oranı, geleneksel düşük karbonlu ve HSLA çelikleri ile kıyaslanarak Şekil 2.4'te gösterilmektedir [47].



Şekil 2.4. DP, IF ve HSLA 350 çeliklerinin pekleşme oranları [47]

Otomotiv endüstrisi için tasarlanan DP çelikleri DP500 ila DP1000 arasında değişiklik göstermektedir. Şekil 2.5'te gösterildiği gibi martenzitin hacimsel oranındaki artış, DP çeliklerinin çekme mukavemetinin artmasına sebebiyet verir [48]. Düşük mukavemetli çeliklerde yaklaşık % 20 martenzit bulunmaktadır. Çift fazı çeliklerde çekme mukavemeti ve süneklik arasında makul ölçüde doğrusal bir denge vardır [49]. DP çelikleri, benzer çekme mukavemetine sahip HSLA çeliklerine kıyasla, benzer veya daha iyi süneklik sergilerler.



Şekil 2.5. Çift fazlı çeliklerde martenzit fazı hacim fraksiyonunun akma ve çekme mukavemeti üzerindeki etkisi [48]

Şekil 2.5, bir DP çeliğinin akma mukavemetinin artan martenzit hacim fraksiyonu ile doğrusal olarak arttığını göstermektedir [48]. Yumuşak ferrit matrisi esas olarak malzemeler içinde meydana gelen deformasyondan sorumlu tutulur. Üniform uzama ve çekme mukavemeti ise martenzitin dağılımı veya martenzit adalarının boyutu ile ilişkilendirilir [50]. Buna karşılık ferrit tane boyutu belirli bir martenzit hacim fraksiyonu için akma mukavemeti üzerinde belirleyici olabilir [51]. Optimum mukavemet ve süneklik kombinasyonunun, martenzit adalarının çok ince bir dağılımı ve çok ince bir ferrit tane boyutu ile elde edildiği öne sürülmüştür [50]. DP600 ve DP780/800 çelikleri, otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır

2.1.2. Çok Fazlı Çelikler

Çok fazlı (CP) çelikler, makul bir süneklik seviyesini (yaklaşık % 7–15) korurken, yaklaşık 800–1200 MPa arasında bir nihai çekme mukavemetine sahiptir. Çok fazlı çeliklerin mikroyapısı küçük miktarlarda ferrit, perlit, beynit, martenzit fazları ile birlikte kalıntı östenit fazından meydana

gelmektedir ve DP ve TRIP çeliklerine nazaran daha yüksek karbon ve mangan konsantrasyonlarına (~% 0,15 C ve ~%2 Mn) sahiptirler [47]. Bu çeliklere, titanyum, vanadyum ve niyobyum gibi alaşım elementleri ilave edilerek tavlama sırasındaki tane büyümesinin önlenmesine yardımcı olan çökeltiler oluşturulur ve çok ince taneli bir mikroyapı elde edilir. Son derece ince tane boyutu, çökeltilerin ve martenzit gibi daha sert fazların mevcudiyeti ile birleştiğinde, sonuçta yüksek akma mukavemetine sahip bir malzeme ortaya çıkmaktadır. Çok fazlı çelikler, yüksek akma dayanımlarından ötürü (yaklaşık 600–1000 MPa), DP ve TRIP çeliklerine kıyasla daha düşük bir pekleşme oranına sahiptirler. Ancak yine de geleneksel soğuk presleme prosesleri ile daha basit geometrili şekillendirmeler uygulanabilir.

2.1.3. Ferrit – Beynit Çelikleri

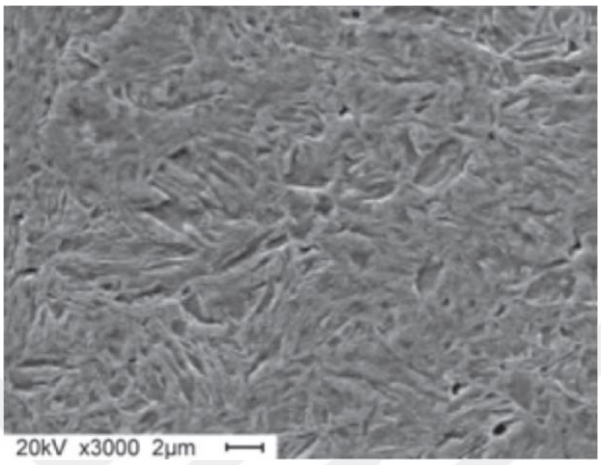
FB çelikleri, mikroyapısında ferrit fazını ve martenzit fazı yerine ikinci bir faz olarak beynit içeren bir çift faz çeliği türü olarak tanımlanırlar. FB çeliklerinin özellikleri bu nedenle ferrit-martenzit DP çeliklerine benzerdir, ancak beynitin martenzite göre daha düşük mukavemetli bir faz olması nedeniyle aynı oranlardaki faz dengesi için biraz daha düşük mukavemet değerlerine sahiptir. FB çelikleri, yaklaşık 500–900 MPa'lık bir çekme mukavemeti aralığını kapsar ve buna karşılık gelen toplam uzama % 10–30'dur. FB çelikleri, öncelikle DP ve TRIP çeliklerinin erken çatlama nedeniyle (özellikle kesilmiş kenarlar için) zayıf şekillendirilebilirliğe neden olabileceği kenar germe uygulamaları için geliştirilmiştir. FB çeliklerinin bu uygulamalarda sergilemiş olduğu yüksek performans, kesme ve delme gibi işlemler sırasında beynit fazında oluşabilmesi muhtemel çatlak olasılığının en az indirilmesinden kaynaklanmaktadır.

2.1.4. Martenzitik Çelikler

Martenzitik çelikler, Şekil 2.6'da gösterildiği gibi [52], ağırlıklı olarak çıta martenzit mikroyapısına sahiptir ve östenit bölgesinde sürekli tavlama ve ardından çeliğin hızlı bir şekilde soğutulması ile oluşturulur. Daha yüksek sertleşebilirlik, karbon içeriğinin artırılmasıyla elde edilir ve yaklaşık olarak ağırlıkça % 0,25 oranında karbon içerirler. Manganez içeriği de oldukça yüksektir, yaklaşık % 1,5 Mn içeren bu çeliklere sertleştirilebilirliği daha da artırmak için küçük bor ilaveleri de dâhil edilebilir. Alaşımlama yoluyla artan sertleşebilirlik, tam martenzitik bir yapı elde etmek için gerekli olan su verme süresini azaltır [45].

Martenzitik sac çelikleri 900 ile 1600 MPa arasında değişen çekme dayanımına sahiptir ve toplam uzama miktarı tipik olarak % 4–7 civarındadır. Bu çelikler, çok yüksek akma dayanımı gösterirler (800–1350 MPa). Bu sebeple martenzitik çelikler çok düşük deformasyon sertleşmesi oranına sahiptirler. Mukavemet, mikroyapının karbon içeriği ile de ilişkilendirilebilir ve karbon miktarındaki artış, mukavemettin yükselmesine neden olur [45].

Martenzitik çeliklerin şekillendirilmesi, olağanüstü yüksek akma gerilimi ve düşük süneklik nedeniyle zordur. Oda sıcaklığındaki haddeleme işlemi ön şekillendirme yöntemidir. Haddeleme, martenzitik çeliklerin kullanıldığı parça tasarımının karmaşıklığını sınırlandırarak martenzitik çeliklerin potansiyel kullanımlarını sınırlar.



Şekil 2.6. Martenzitik bir mikroyapının (M1200) SEM görüntüsü [52]

2.1.5. Sıcak Şekillendirilmiş Çelikler

Sıcak şekillendirilmiş çelikler martenzitik çeliklerin bir çeşididir ve 850 °C'yi geçen sıcaklıklarda şekillendirilmek üzere tasarlanmışlardır. Bu çeliklerin soğutulma hızı 50 °C/s'nin üzerindedir. Bu çelikler, sac oksidasyonu engelleyebilmek için bir alüminat kaplamaya sahiptir ve yüksek şekillendirilebilirliğe olanak tanıyan sıcaklıklarda ($T > Ac_3$) şekillendirilirler. Parça daha sonra preste (kalıpta) hala yük altındayken su jetleri aracılığıyla hızlı bir şekilde soğutulur [53]. Su verme sırasında martenzit fazı oluşumunu kolaylaştırmak ve yüksek sertleşebilirlik sağlamak amacıyla, sıcak şekillendirilmiş çeliklerin bileşimine küçük miktarlarda bor ilave edilir (% 0,002–0,005) [47]. Bu çeliklerin imalatında iki farklı yöntem vardır: Tüm şekillendirmenin yüksek sıcaklıklarda yapıldığı doğrudan işlem ve yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen nihai şekillendirmeden önce ilk olarak bir miktar şekillendirmenin yumuşatılmış durumda olan çeliğe oda sıcaklığında uygulandığı dolaylı işlemdir. Prosesler, geleneksel soğuk preslemeye göre çok daha düşük üretkenliğe sahiptir, ancak yaklaşık 1000–1300 MPa'lık mukavemet seviyelerinde karmaşık şekilli sacların üretimi bahsi geçen yöntemler ile mümkün olmaktadır

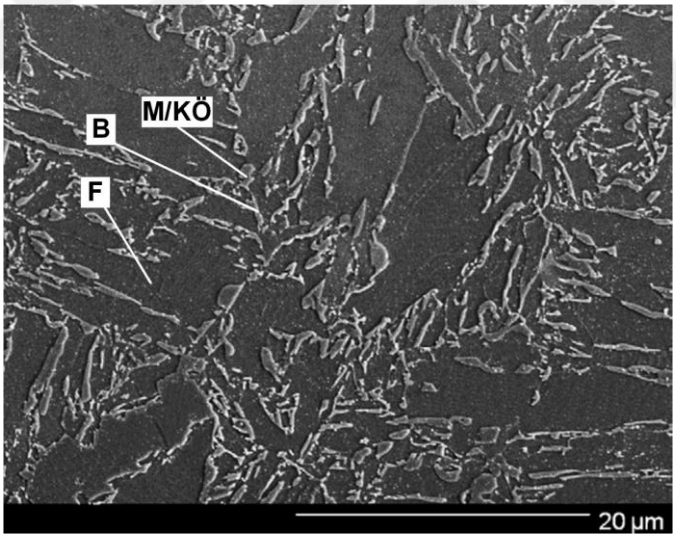
2.1.6. Tavlanmış Çelikler

Şekillendirme sonrası ısıl işlem görmüş çelikler, yumuşatılmış bir durumdayken tamamen oda sıcaklığında şekillendirilirler. Yüksek mukavemet, şekillendirme işlemi akabinde uygulanan

ısıl işlem ve su verme ile elde edilen mikroyapı ile kontrol edilir. Martenzitik bir mikroyapı elde etmek için hızlı su verme esnasında, genellikle çarpılmayı önlemek için parçanın sabitlenmesi gerekir. Ayrıca günümüzde beynitik ve/veya martenzitik bir mikroyapı gösteren havada sertleşebilen bazı çelik sınıfları da mevcuttur. Havada sertleşebilen bu çelikler, silisyum, manganez, krom, molibden, vanadyum ve azot ilaveleri ile yaklaşık %0,15 karbon bileşiminden oluşmaktadır. Akma ve çekme mukavemetleri martenzitik sac çeliklerinkine benzerdir, süneklikleri ise HSLA çeliklerine benzemektedir [47].

2.1.7. Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) Çelikleri

Dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren TRIP çelikleri, Şekil 2.7'de gösterildiği gibi tipik olarak ferrit, kalıntı östenit ve beynit ve/veya martenzit içeren çok fazlı bir çeliktir [54]. Östenit fazı, ısıl işlem sırasında östenitin martenzite dönüştüğü sıcaklığı oda sıcaklığının altında bir sıcaklığa düşürmek için östenit fazı içerisinde yeterli miktarda karbon biriktirilerek oda sıcaklığında kararlı hale getirilebilir.



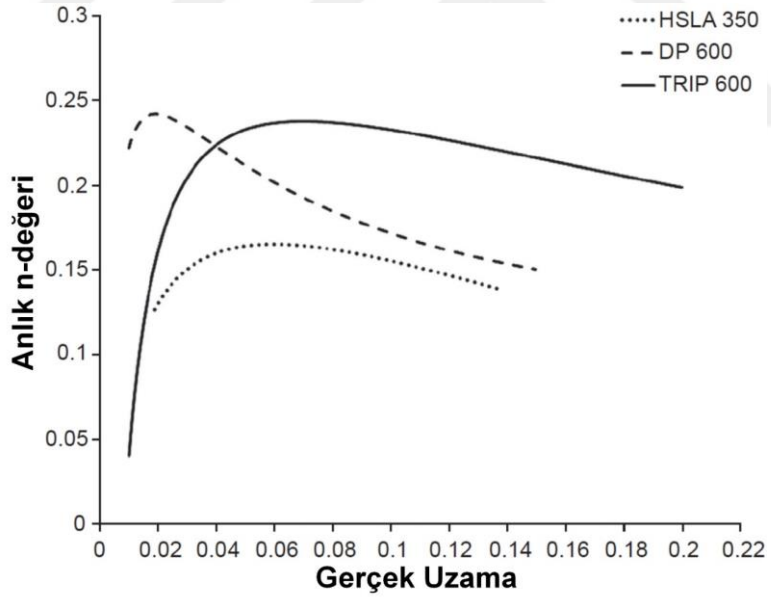
Şekil 2.7. Tipik bir TRIP çeliği mikroyapısının SEM görüntüsü (F: Ferrit, B: Beynit, M: Martenzit ve KÖ: Kalıntı östenit) [54]

TRIP çelikleri, DP çeliklerine benzer şekilde ferrit ve östenit bölgesinde kritik tavlama işlemine tabi tutulur, ancak dönüşüm ürününü (beynit) geliştirmek için yaklaşık 400°C'lik bir sıcaklığa (östemperleme sıcaklığı) soğutulur. Kritik tavlama sırasında, karbon östenit fazına geçer. Östemperleme sırasında ise, beynit fazı oluşurken östenit fazı fazla olan karbonu reddeder. Östemperleme süresi ve sıcaklığı, oluşan beynit miktarı ile östenitin kararlılığı (ve dolayısıyla soğutma sonrası oluşan martenzit) ve oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarı arasında bir denge oluşturur.

TRIP çeliğinin kimyasal bileşimi, silisyum veya alüminyum ilaveli karbon-manganez bazlıdır. TRIP600 çeliği için ağırlıkça yaklaşık % 0,1–0,15 C ve % ~2 Mn ile TRIP çeliklerinde hem karbon hem de manganez konsantrasyonları DP çeliklerine göre daha yüksektir. Silisyum veya alüminyum ilavesi, beynitik dönüşüm sırasında karbür oluşumunun bastırılmasına yardımcı olur, böylece karbonun östenit fazından çıkışını kolaylaştırır [47].

Mevcut TRIP çeliklerinin göstermiş olduğu çekme mukavemeti değerleri, DP çelikleriyle benzerdir (500–1000 MPa). Bazı TRIP çelikleri daha fazla kalıntı östenit ile beynit ve/veya martenzit fazı içerirler. Dolayısıyla daha az düşük mukavemetli ferrit ihtiva ederler ve tipik olarak daha yüksek mukavemete sahiptirler. DP çeliklerine nazaran TRIP çelikleri, belirli bir nihai çekme mukavemeti için daha yüksek akma mukavemeti ve daha iyi uzama gösterirler [47].

TRIP çeliklerinin anlık çalışma sertleşmesi oranı, düşük gerilmelerde DP çeliklerinden daha düşüktür, ancak geliştirilmiş süneklik sayesinde artan gerilme ile çalışma sertleşmesi oranında bir artış gerçekleşirken, DP çeliğininki azalır (Şekil 2.8). TRIP çelikleri, daha yüksek bağıl akma dayanımının yanı sıra süreksiz akma eğilimi gösterirler, ancak akma uzaması miktarı genellikle düşüktür.



Şekil 2.8. HSLA, TRIP ve DP çelikleri için gerçek uzama değerine karşılık gelen anlık pekleşme üssünün (n değeri) karşılaştırması [47]

Şekil 2.1'de gösterildiği gibi, TRIP çeliklerinin geleneksel çelik sınıflarına kıyasla üstün mukavemet – süneklik kombinasyonu, kalıntı östenitin oda sıcaklığında deformasyon sırasında martenzite dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. Bu dönüşüm, oda sıcaklığında tutulan östenitin yarı kararlı olmasından ve yeterli gerilmeye maruz kaldığında martenzite dönüştüğü için meydana gelir. Dönüşüm, boyun verme başlangıcını geciktirerek yüksek bir üniform uzamaya yol açar.

Kalıntı östenitin karbon içeriğinin çok yüksek olması veya kalıntı östenit tanelerinin yönelimi, boyutu veya morfolojisinin dönüşüm için uygun olmaması, gerilme sırasında kalıntı östenitin tamamının dönüşüme uğramasına engel olur [55]. Östenit dönüşümünün hacim fraksiyonu da gerilim yönüne bağlıdır, bu durum farklı şekillendirme metotları için önemli bir değişiklik göstermemektedir [56].

2.2. İkinci Nesil AHSS'ler ve Özellikleri

İkinci nesil AHSS'ler, geliştirilen ve uygulamaya geçirilmekte olan daha yeni çelik türlerini içerir. Bu grup, ikizlenme kaynaklı plastisite (TWIP), indüklenmiş plastisiteli hafif çelik (L-IP) ve östenitik paslanmaz çelikleri (AUST-SS) içeren üç çelik türüne sahiptir. Tablo 2.2'de, bazı ikinci nesil AHSS türlerine ait mikroyapı ve çekme mukavemeti aralıkları verilmiştir.

Tablo 2.2. İkinci nesil AHSS türleri için mikroyapı ve mukavemet aralıkları [35]

2. Nesil AHSS	Mikroyapı	Gerilme aralığı (MPa)
TWIP	Tek faz kalıntı östenit	1100 – 1650
L-IP	Tek faz kalıntı östenit	850 – 1150
AUST-SS	Tek faz kalıntı östenit	900 – 1150

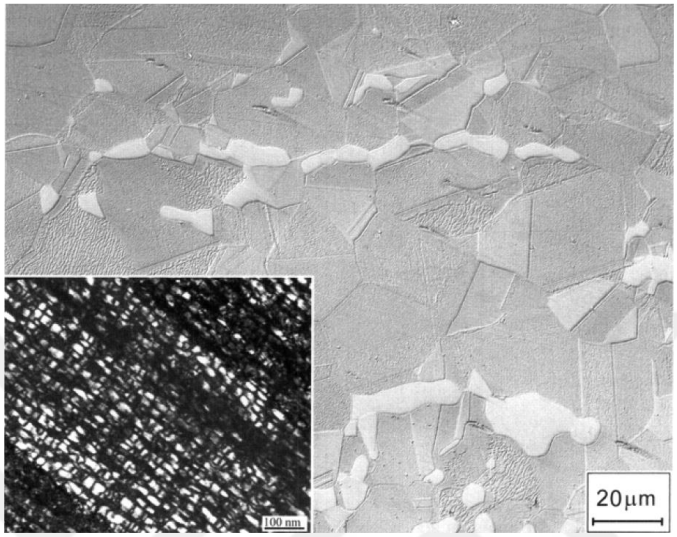
İkinci nesil AHSS'ler, göstermiş oldukları mükemmel çekme mukavemeti-süneklik kombinasyonu nedeniyle yapısal uygulamalar için büyük potansiyele sahiptirler. Ancak ikinci nesil AHSS'ler, olağanüstü mukavemet ve süneklik kombinasyonları sunsa da, bu alaşımların yapımında kullanılan krom, nikel ve manganez gibi alaşım elementlerinin yüksek maliyeti nedeniyle yaygın olarak benimsenmeleri zorlaşmaktadır [35].

2.2.1. Plastisite Gösteren Hafif Çelikler

Son yıllarda, enerji tasarrufu ve çevre koruma taleplerini karşılayabilen, mükemmel spesifik mukavemet ve süneklik kombinasyonlarına sahip hafif çelikler olarak adlandırılan L-IP çeliklerine olan ilgi artmaktadır. Otomobil gibi ulaşım sistemlerinde hafif çeliklerin kullanılması, yakıt tüketiminde ve egzoz gazlarının emisyonunda eşzamanlı bir azalma ile performanslarını önemli ölçüde iyileştirebilir. Temel olarak, Şekil 2.9'da görüldüğü üzere dayanım arttırıcı çökelti olarak κ-karbür ($(Fe, Mn)_3AlC$) parçacıklarını kullanan östenit veya ferrit matrisli olmak üzere iki tür L-IP çeliği çeşidi vardır [57].

Yüksek Mn'li bu çelikler, yüksek gerinim sertleşmesi kapasitelerinin neden olduğu olağanüstü mukavemet ve süneklik kombinasyonu nedeniyle dikkat çekmektedirler. Bu östenitik çeliklerin ağırlığı azaltılmış çeşitleri tipik olarak yüksek manganez içeriği (ağırlıkça %18–30) ve

alüminyum (ağırlıkça %12) ve silikon (ağırlıkça %3'ten az) ile birlikte karbon (ağırlıkça %0,6–1,8) ile karakterize edilir. Alüminyum içeriğinin arttırılması, ağırlıkça %1 Al başına özgül ağırlıkta %1.5'lik bir azalma sağladığından, yüksek alüminyum içeriği bu alaşımları "hafif" hale getirmektedir.



Şekil 2.9. Tipik bir L-IP çeliğine ait optik mikrograf; östenit matrisi, ikizleri ortaya çıkarır ve α-ferrit, parlak faz olarak görünür. TEM (karanlık alan) görüntüsü ise, nano boyutlu κ-karbür çökeltilerini temsil etmektedir [59]

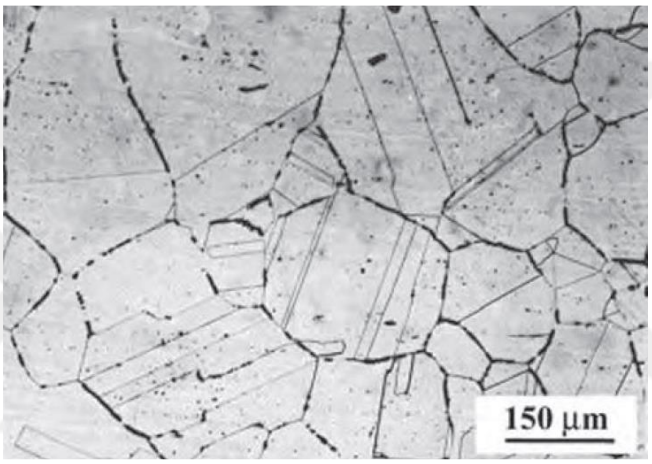
L-IP çeliklerinde, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP), ikizlenme kaynaklı plastisite (TWIP) ve mikrobant kaynaklı plastisite (MBIP) gibi çeşitli sertleşme mekanizmaları rapor edilmiştir. Bu mekanizmalardan hangisinin etkin deformasyon mekanizması olacağı ise aslen istifleme hatası enerjisi (SFE) tarafından belirlenir. Düşük SFE çeliklerinde (<20 mJ m^{-2}) TRIP etkisinin baskın olduğu bulunmuştur. Orta SFE çeliklerinde (20–40 mJ m^{-2}) ise deformasyon sertleşmesi TWIP etkisi olarak adlandırılan, deforme olmuş içyapıda nanometre inceliğinde deformasyon ikizlerinin oluşumu ile karakterize edilir. Yüksek SFE alaşımlarında (~90 mJ m^{-2}) rapor edilen MBIP sertleştirme mekanizması, her iki tarafta bir dislokasyon duvarı ile sınırlanan ince düzlemsel kesme bölgelerinin oluşumu ile tanımlanır ve mikrobantlar olarak adlandırılırlar. Yukarıda bahsedilen tüm sertleştirme mekanizmaları, deformasyon sırasında yüksek pekleşme oranları sağlayan ilgili mikroyapıların güçlü bir şekilde ince taneli olmasını sağlar [58].

2.2.2. Östenitik Paslanmaz Çelikler

Östenitik paslanmaz çelikler, alaşımları ve kullanım alanları açısından oldukça geniş bir çelik sınıfını oluşturmaktadır [60]. Östenitik paslanmaz çelikler %50'den fazla Fe, % 16–26 Cr ve % 5–37 Ni içeren demir bazlı alaşımlardır. Ana alaşım bileşenleri korozyon direncini artırmak için

Cr ve östeniti stabilize etmek için Ni'dir. Ayrıca bu çelikler, %15,5'e kadar yüksek Mn içeriğine sahiptirler [32]. Ana faz olarak östenitik, yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahiptirler. Östenitik paslanmaz çelikler olağanüstü korozyon direncine ve etkileyici mekanik özelliklere sahiptir. Mükemmel mukavemete, tokluğa, şekillendirilebilirliğe ve dayanıklılığa sahiptirler ve ayrıca iyi bir görünüme, geri dönüştürülebilirliğe ve düşük bakım maliyetine sahiptirler [35].

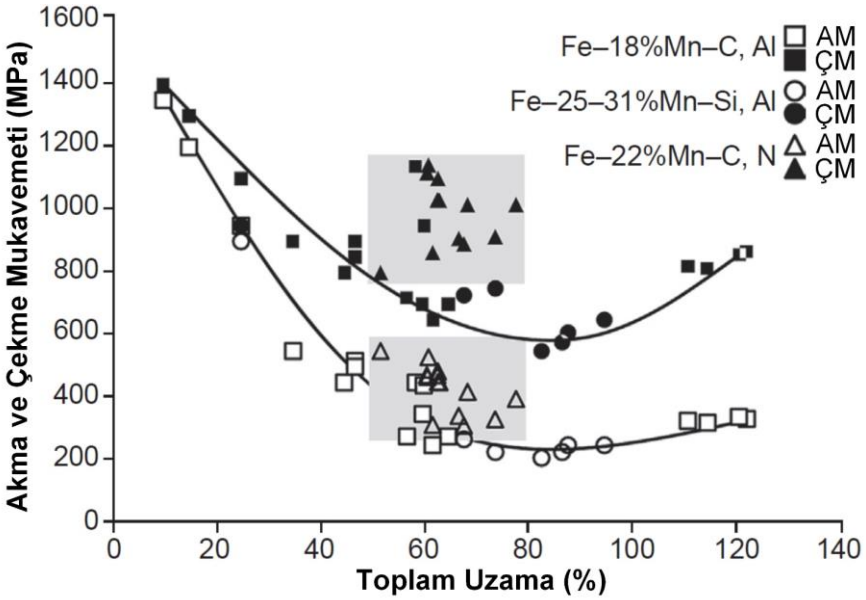
Östenit mikroyapısı, tane içinde ikiz adı verilen paralel bantlar içerir. Bu ikizlere, plastik deformasyon sırasında tane içinde gelişen belirli bir kesme türü neden olur. Östenit fazı yumuşak, son derece sünek ve tok bir yapıdır. Şekil 2.10'da tavlanmış tip 302 çelik içyapısındaki ikizleri olan östenit tanelerinin bir mikrografı gösterilmektedir.



Şekil 2.10. Tavlanmış östenitik paslanmaz tip 302 çeliğine ait mikroyapı görüntüsü [61]

2.2.3. İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP) Çelikleri

İkizlenme kaynaklı plastisite gösteren TWIP çelikleri, yüksek manganez içeriği (%15 ile %30 arasında değişen) ve %0,6 karbon içeriği nedeniyle oda sıcaklığında kararlı olan östenitik bir yapıya sahiptir. TWIP çelikleri gerildikçe, karakteristik olarak düşük istiflenme hatası (SFE) nedeniyle östenitik yapıda deformasyon kaynaklı ikizler oluşmaya başlar [62, 63]. İkizler, dislokasyon bariyerleri gibi davranırlar ve etkin ortalama serbest dislokasyon yolunu azaltarak akma gerilimini arttırırlar. Bu ikizler oldukça incedir ve sürekli yeni ikizler meydana gelerek deformasyon ikizleri giderek küçülürler. Ayrıca, TWIP çelikleri yüksek bir pekleşme oranına sahiptir ve bu durum düşük SFE'den kaynaklanan azalmış çapraz kayma etkisine bağlı olarak ikiz oluşumundan bağımsızdır. TWIP çeliklerinde görülen çekme mukavemeti değerleri, DP ve TRIP çelikleri ile benzerlik göstermektedir (600–1000 MPa), süneklik ise önemli ölçüde daha yüksektir (% 40–80). Süneklik ve mukavemet, manganez içeriğine bağlıdır; daha küçük manganez ilaveleri karakteristik olarak daha yüksek mukavemet ve daha düşük süneklik gösterir. Farklı kimyasal bileşimdeki tipik TWIP çeliklerine ait gerilme–uzama aralıkları Şekil 2.11'de gösterilmiştir.



Şekil 2.11. TWIP çelikleri için mukavemet ve süneklik aralıkları (AM: Akma mukavemeti, ÇM: Çekme Mukavemeti) [64]

Yüksek olan toplam uzama seviyeleri, otomotiv kullanımı için bir zorluk oluşturmaktadır. Çünkü TRIP ve DP çeliklerindeki benzer nihai parçalara ait mukavemet seviyelerini elde etmek için, geleneksel damgalama işlemlerinde normal olarak meydana deformasyondan daha yüksek deformasyon seviyelerinin parçaya uygulanması gerekir.

Alüminyum ve silisyum, genellikle TWIP çeliklerine ilave edilen diğer alaşım ilaveleridir. Alüminyum, martenzit dönüşümünü bastırıp SFE'yi artırırken, silisyum martenzit dönüşümünü kolaylaştırıp SFE'yi azaltır [62]. Sonuç olarak, daha yüksek silisyum ilaveli çelikler daha yüksek mukavemete sahiptir ve ikiz yerine martenzite dönüşme eğilimindedir (daha çok TRIP çeliği gibi davranır), alüminyum ilaveleri ise daha düşük gerilme mukavemeti ve daha düşük çalışma sertleşmesi sağlar.

2.3. Üçüncü Nesil AHSS'ler ve Özellikleri

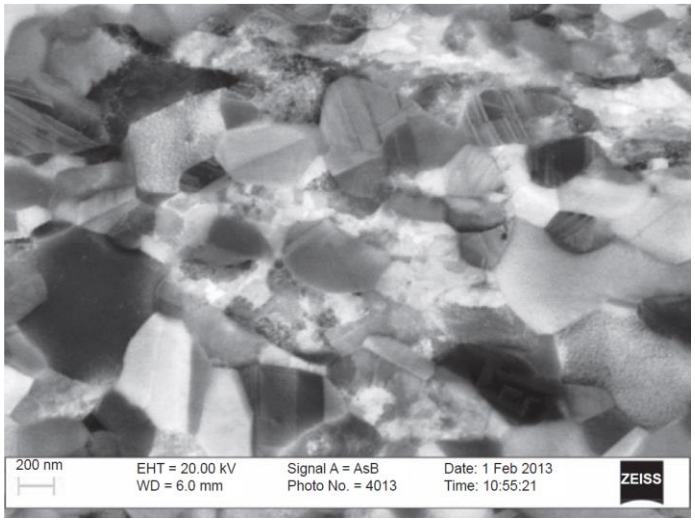
Üçüncü nesil AHSS'ler, en yeni gelişmiş çelik grubudur ve halen araştırma ve geliştirme aşamasındadır. Orta Mn'li çelikler, Q&P çelikleri ve karbürsüz beynitik çelikler, yeni nesil AHSS olmaya aday gösterilmektedirler. Şekil 2.1, şu anda kullanılan tüm çelik grupları için mukavemet-süneklik aralıkları ile birlikte, üçüncü nesil AHSS'lerin potansiyel konumunu da içermektedir. Bu grafik üzerinde, üçüncü nesil AHSS'ler için hedeflenen dayanım-süneklik bölgesi daire (gri renkli) içinde gösterilmiştir. Gelecekteki kalkınma için faydalı bir bölge daire içine alınır ve üçüncü nesil AHSS için gelecekteki fırsatlar olarak adlandırılır. Yeni nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerden, birinci ve ikinci nesilleri arasındaki boşluğu dolduracak malzeme özellik kombinasyonları talep

edilmektedir. Bu çelik türleri halen geliştirilmekte olup, birinci nesil AHSS'lerin sünekliğinden ve ikinci neslin ticarileştirilebilir liğinden önde olacağı beklenmektedir.

İkinci ve üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin yüksek mukavemet – geliştirilmiş süneklik kombinasyonunu vaat ettiğini belirtmek gerekir. Bu davranış, mukavemet ve süneklik arasındaki köklü değiş tokuş ilişkisine aykırıdır ve malzeme geliştirmeye yönelik tutumları değiştirmeye bağlı olarak gelişim gösterecektir [35].

2.3.1. Orta Manganlı Çelikler

Orta Mn çelikleri Mn içeriği ağırlıkça yaklaşık % 4–10 arasında değişen bir çelik türü olarak tanımlanmaktadır [65]. Ana östenit stabilizatörü olarak Mn, çeliğin sertleşebilirliğini arttırır ve östenit → ferrit dönüşüm bölgesinin sürekli soğuma diyagramlarına (CCT) göre sağa kaydırılmasının bir sonucu olarak ferritin hacim fraksiyonunda dramatik bir düşüşe neden olur [66, 67]. Hafif çelikler için önemli bir alaşım elementi olan Al ilavesi, Ae_1 ve Ae_3 sıcaklıklarını yükselterek daha yüksek bir kritik tavlama sıcaklığına izin verir ve daha kısa süreli tavlama işlemine olanak tanır [68–70]. Si konsantrasyonu (ağırlıkça < %2) hem mukavemeti hem de sünekliği geliştirmek için kullanılır, çünkü Si, martenzit fazından dönüşen östenitin sertleşebilirliğini ve termal kararlılığını arttırır, bu da nispeten yüksek bir kalıntı östenit fraksiyonu ve ardından aktif TRIP mekanizması ile sonuçlanır [71]. Nb ve Mo [44, 45], V ve Ti [41, 46] ile mikro alaşımlama, çekme, germe ve bükme vb. yükler sırasında sürekli gerinim kaynaklı martenzitik dönüşüm için optimal kararlılığa sahip yüksek kalıntı östenit fraksiyonu içeren ince taneli veya ultra ince taneli çok fazlı mikroyapılar elde edilmesine olanak tanır. Orta Mn çeliklerinin mikroyapısı, Şekil 2.12'de gösterildiği gibi [72] çok fazlı (ferrit, kalıntı östenit, martenzit), yarı kararlı ve çok ölçekli olmasıyla karakterize edilir [71].

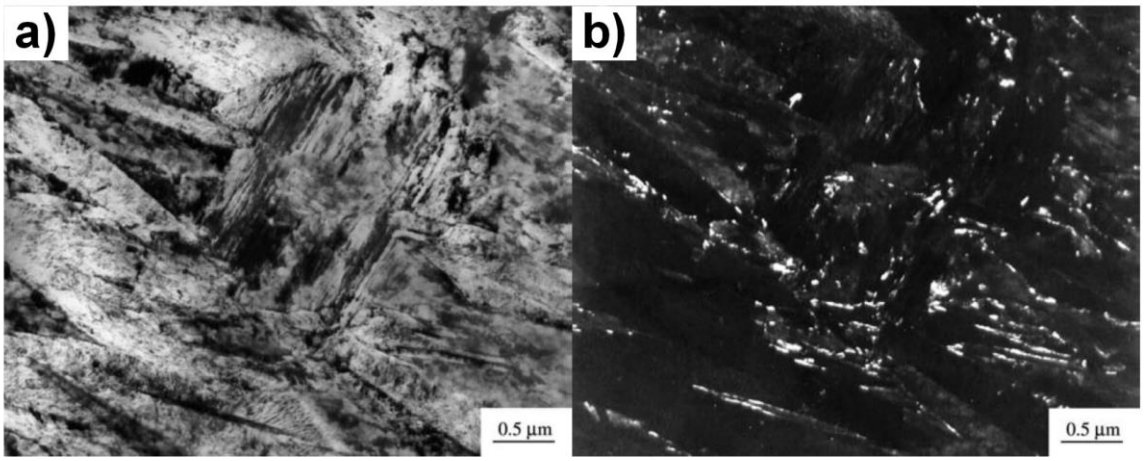


Şekil 2.12. 0.17C-6.5Mn orta manganlı çeliğine ait SEM görüntüsü [72]

Orta Mn çeliklerin ortak üretimi, östenit ve ferrit iki fazlı bölgesinde, doğrudan östenitin sıcak haddelenmesinden sonra veya östenitin sıcak haddelenmesine ek olarak martenzit fazının soğuk haddelenmesinin akabinde literatürde belirtildiği gibi, uzun süreli kritik tavlama işlemleri gerektirir [6, 7, 72–75]. Östenit fazının kararlılığı, kritik tavlama sıcaklığının ve östenitteki Mn ve C konsantrasyonu gibi termal hesaplamalarla optimize edilebilen bileşimlerin bir fonksiyonudur [76]. Bununla birlikte, soğuk şekillendirilmiş TRIP parçalarının boyutsal değişkenliği, tüm deformasyon seviyelerinde yüksek anlık plastik modülünden dolayı çok yüksektir; bu durum, baskı ile şekillendirme sırasında problem teşkil edebilmektedir. Alternatif olarak, soğuk şekillendirilmiş orta Mn çeliklerinin geri esnemesiyle ilgili büyük zorlukların üstesinden gelmek için yakın zamanda orta Mn çeliklerinin sıcak şekillendirilmesine yönelik çalışmalar gerçekleştirilmiş ve olumlu gelişmeler rapor edilmiştir [77].

2.3.2. Q&P Çelikleri

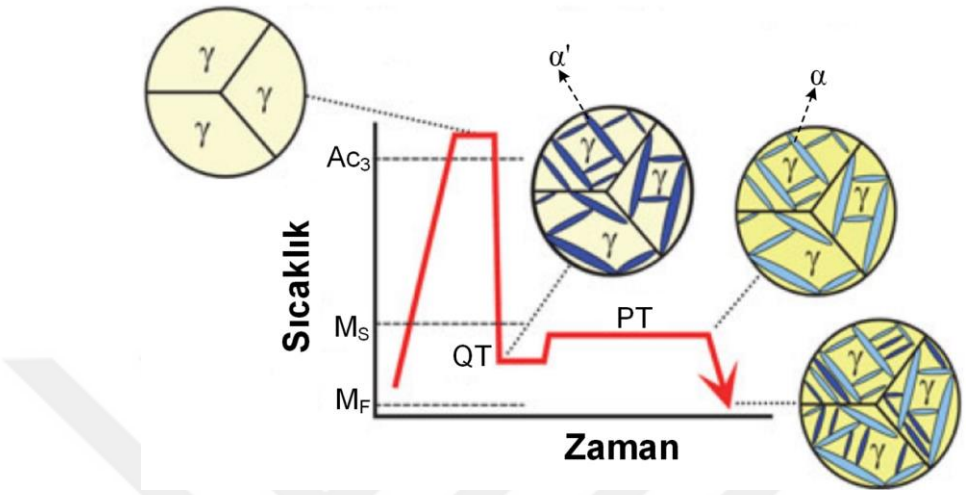
Su verme ve çözeltiye alma (karbon ayrıştırma) konsepti, martenzit ve östenit arasında varsayımsal yeni bir karbon bölme anlayışına dayalı olarak östenit içeren çeliklerin üretilmesi için önerilmiştir (Şekil 2.13) [78]. Q&P çelikleri genellikle ağırlıkça %0.2 C, %1–1.5 Si ve %1–1.5 Mn içerirler [79]. Karbür çökelmesini bastırabilen Si, Al veya P gibi alaşım elementlerinin [2] Q&P sürecinde kritik bir rol oynadığına dikkat edilmelidir. Örneğin, Si, sementit oluşumunu bastırır veya tavlamanın erken evresinden (ε veya η karbürlerin mevcut olduğu) tavlamanın sonraki evresine (θ-Fe_3C'nin mevcut olduğu) geçişi geciktirir [80, 81].



Şekil 2.13. Q&P çeliğine ait TEM görüntüleri; a) Aydınlık alan (α'), b) Karanlık alan (γ) [78]

Q&P çelikleri, su verme ve bölme aşamalarından oluşan Q&P süreci ile üretilir [82, 83]. Su verme aşamasında, tamamen östenitlenmiş veya kritik olarak tavlanmış çelikler, martenzit başlangıç sıcaklığının (M_S) altındaki, ancak martenzit bitiş sıcaklığının (M_f) üzerindeki

sıcaklıklara, istenen martenzit fraksiyonunu oluşturmak için soğutulur. Daha sonra, su verilmiş çelikler, karbon bölme işlemi için su verme sıcaklığından aynı veya daha yüksek sıcaklıklarda tutulur. Termal proses ve faz dönüşüm süreci şematik olarak Şekil 2.14'te gösterilmektedir [79].

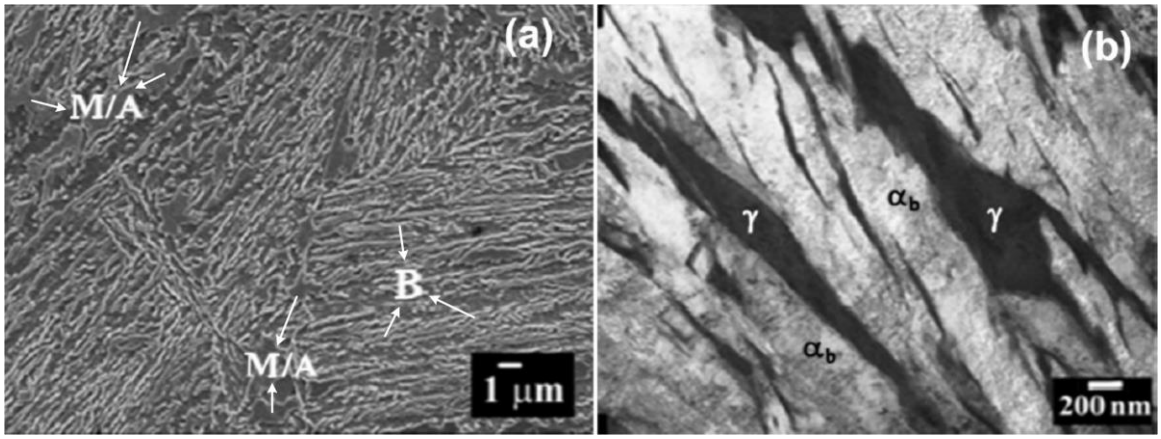


Şekil 2.14. Q&P çelikleri için ısıl işlem döngüsü ve gerçekleşen faz dönüşümlerinin şematik gösterimi. (QT: Su verme sıcaklığı, PT: Ayrıştırma sıcaklığı) [79]

Q&P çeliklerinde elde edilen mikroyapılar esas olarak temperlenmiş martenzit ve kalıntı östenitten oluşur, böylece geleneksel birinci nesil TRIP çelikleri ile karşılaştırıldığında nispeten daha yüksek mukavemet seviyeleri (1000–1400 MPa) ve yeterli süneklik (% 10–20) sergilerler [84]. Q&P çelikleri, geleneksel yüksek mukavemetli çeliklere göre ultra yüksek mukavemet, iyi süneklik ve daha yüksek pekleşme oranları sergilerler. Bu nedenle benzer mukavemet seviyelerine sahip geleneksel yüksek mukavemetli çelikler kullanılarak soğuk şekillendirilemeyen çapraz elemanlar, uzunlamasına kirişler, B sütunu takviyeleri, eşikler, tampon takviyeleri gibi güvenlik ve ağırlık azaltmaları için otomotiv yapısal parçaları için çok uygundurlar

2.3.3. Karbürsüz Beynitik Çelikler

Karbür içermeyen beynitik çelikler (C-F B) beynitik ferritli TRIP çelikleri olarak ta bilinirler. Beynitik matrisli mikroyapı fikri, karbür içermeyen çıta morfolojisindeki beynit ve beynit katmanları arasındaki kalıntı östenitten oluşan mikroyapıya sahip yüksek mukavemet ve gelişmiş uzama kabiliyeti sergileyen (HSHF) çeliklerin üretimi açısından yoğun bir şekilde incelenmektedir. [85]. Delik genişlemesi de dâhil olmak üzere beklenen yüksek şekillendirilebilirliğin yanı sıra, beynitik ferrit plakaların ultra ince boyutlu olması sağlanarak mukavemet geliştirilebilir ve dönüşüm kaynaklı plastisite etkisi ile C-F B çeliklerinin sünekliği arttırılabilir. Karbürsüz beynitik çeliğe ait tipi mikroyapı görüntüleri Şekil 2.15'te gösterilmiştir [86].



Şekil 2.15. Karbür içermeyen beynitik çeliğe ait (a) SEM ve (b) TEM görüntüsü (M/A: martenzit/kalıntı östenit, B: Beynit; α_b: beynitik ferrit ve γ: Kalıntı östenit) [86]

2.4. AHSS'lerin Şekillendirilebilirliği ve Hasar Oluşumu

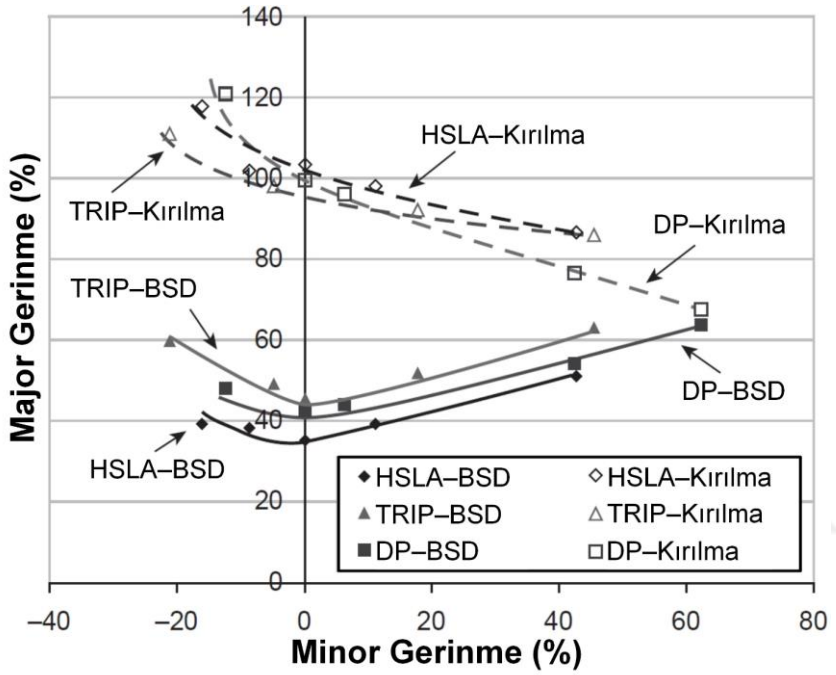
Otomotiv yapılarının üretimi ve performansı ile ilgili bir dizi sorun vardır. Bir çeliğin aşırı incelme veya çatlama olmaksızın istenilen şeklin gereksinimlerini karşılayabilme davranışı, özellikle şekillendirme yönteminden önemli derecede etkilenebilir. Levhaların şekillendirilebilirliği genellikle bir biçimlendirme sınır diyagramı (BSD) ile ifade edilir. Diğer biçimlendirme problemleri ise delik genişletmesi ve kırılma davranışı ile alakalıdır. Bir parça oluşturulduktan sonra elastik deformasyonun geri salınması, AHSS'ler ile ilgili önemli bir sorundur ve bu, geri esneme davranışına yansır.

2.4.1. Şekillendirme Sınırları

AHSS'lerde sac levha presleme ile ilgili bir dizi farklı biçimlendirme metodu vardır. Biçimlendirme sınırları genellikle bir BSD kullanan gerinim modu için kritik boyun verme gerilimi cinsinden karakterize edilir. Genel olarak, artan şekillendirilebilirlik, şekillendirme sırasında gerinim dağılımı ile ilgilidir ve bu nedenle çalışma sertleşmesi anahtar bir parametredir. DP ve TRIP çeliklerinin geleneksel HSLA çeliklerine nazaran daha yüksek pekleşme oranına sahip olmaları, çoğu şekillendirme yönteminde daha yüksek şekillendirme sınırları elde edilmesini sağlar [87]. TWIP çeliklerinin şekillendirilebilme kabiliyeti, benzer mukavemete sahip AHSS'lerden daha iyi seviyededir. DP, TRIP ve TWIP çelikleri oldukça izotropiklerdir ve r değerleri yaklaşık 1 olma eğilimindedir. Daha düşük r değerleri ileri yüksek mukavemetli çeliklerin derin çekilebilme özelliklerini sınırlar.

Hafif ve geleneksel HSS'ler preslenirken, şekillendirme kusurları genel olarak bölgesel daralmalar veya incelmelerdir ve bunu yırtılmalar takip eder. Biçimlendirme sınır diyagramı kullanılarak, DP ve TRIP çeliklerinde bölgesel boyun vermenin meydana geldiği bölgelerde

görülebilecek muhtemel kusurlar sağlıklı bir şekilde tanımlanabilir. DP980 gibi bir AHSS'nin preslenmesi esnasında, büyük bir gerilme veya kenar germe yükü altında şekillendirirken, sınırlı incelmenin olduğu yerlerde kopma meydana gelebilir. Sünek bir kırılma yüzeyi mevcut ise, çok büyük çatlaklar ve büyük miktarda elastik enerji salımı vardır. Bu tür kırık başlangıçlarını tahmin etmek zor olabilir. Bu tür bir kırılma, DP çeliğinde normal bir incelme ve yarılmadan ziyade çift eksenli gerilme sırasında meydana gelir ve Şekil 2.16'da gösterildiği gibi potansiyel olarak farklı fazların, yani yumuşak ferrit ve sert martenzitin mukavemetindeki farklılıklarla ilgilidir [88].



Şekil 2.16. Çift fazlı (DP), dönüşüm kaynaklı plastisite gösteren (TRIP) ve yüksek mukavemetli, düşük alaşımlı (HSLA) çelikler için biçimlendirme sınır diyagramı (BSD) [88]

2.4.2. Delik Genişletme

Kesme ve delme gibi makaslama işlemleri, genellikle şekillendirme öncesinde veya sırasında sac metal damgalama bünyesinde uygulanır. Çelik sacların kesilmiş kenarları, çoğu durumda gerdirerek flanşlama veya delik genişletme gibi parçanın uzamasına neden olan müteakip bir şekillendirme işlemine maruz bırakılabilir. Delik genişleme sınırı, malzemenin çekme mukavemetindeki artışla azalma eğilimi gösterirken, homojen olmayan özellikle martenzit içeren mikroyapılar, daha zayıf delik genişleme sınırlarına sahiptir (DP ve TRIP çelikleri gibi). Bunun anlamı, martenzit içeren AHSS türlerinin çoğunun, gerdirmeli flanşlama gibi damgalama işlemleri için uygun olmadığı anlamına gelir [89]. Beynitik veya ferritik-beynitik mikroyapılar, bu özel biçimlendirme metodu için martenzit içeren mikroyapılara kıyasla önemli ölçüde avantaj sağlamaktadırlar. Bu gereksinimler, ferrit-beynit çeliklerinin geliştirilmesi ile sonuçlanmıştır.

2.4.3. Boyutsal Doğruluk

Sac biçimli gövde yapısı bileşenlerinde, sonraki montaj gereksinimleri nedeniyle boyutsal doğruluk hayati önem taşımaktadır. Geri esneme ve kıvrılma gibi elastik olarak gerçekleşen şekil değişiklikleri, bileşen kalıptan çıkarıldıktan sonra meydana gelebilir. Bu boyutsal şekil değişiklikleri, akma mukavemetinin artması ve azalan malzeme kalınlığı ile arttığından, geleneksel derin çekme çeliklerine kıyasla AHSS'lerin kullanımında büyük bir sorun oluşturmaktadır [90]. Son zamanlarda yapılan araştırmaların önemli bir kısmı, belirli bir biçimlendirme sürecinde geri esneme miktarını ölçmeye ve tahmin etmeye yöneliktir. Alternatif takım tasarımları, sabitleyicilerin kuvvetini artırmak gibi yöntemler kullanılarak bu şekil değişiklikleri telafi edebilir; ancak bu gibi yöntemler genellikle sayısal simülasyonlar kullanılarak şekil değişikliğinin doğru bir şekilde tahmin edilmesi ile mümkündür. Sıcak şekillendirilmiş ve sonradan şekillendirilip ısıl işlem görmüş çeliklerin bu durumda daha avantajlı olduğu söylenebilir. Çünkü şekillendirme, çelik yumuşatılmış bir durumdayken tamamlanır ve dolayısıyla elastik toparlanma nedeniyle meydana gelebilecek şekil değişikliği önemli bir sorun değildir.

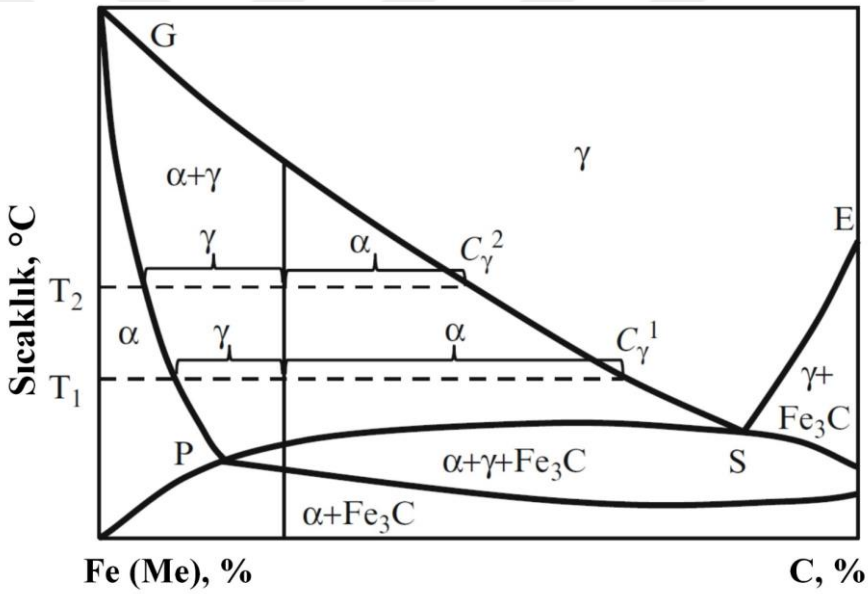
2.4.4. Fırında Sertleşme

Bir otomotiv gövde yapısı montaj işleminden sonra tipik olarak boyanır. Gerilim giderme tavlamasına rağmen ferritte bulunan nispeten yüksek dislokasyon yoğunluğu, DP ve TRIP çeliklerinin karakteristik olarak fırında sertleşme özellikleri gösterdiği anlamına gelir [91]. Bu durum, otomotiv boyası pişirme işleminde uygulanılan benzer sürelere ve sıcaklıklara (20 dakika boyunca yaklaşık 170 °C) maruz kaldıktan sonra akma geriliminde önemli bir artış olacağı anlamına gelir. Akma gerilimindeki bu artış, çözünebilir karbonun (ve azotun) yapı içindeki hareketli dislokasyonlara difüzyonundan kaynaklanır, bu da dislokasyonların sabitlenmesine ve harekete karşı daha fazla dirençli olmasına neden olur. Bu mukavemet artışı, çentik direnci [92], yorulma ve darbe direnci [93] dâhil olmak üzere çoğu yönden otomotiv uygulamaları için faydalıdır.

2.5. AHSS'lerde Isıl İşlem Uygulamalarının Temel Özellikleri

Daha çok kritik bölge olarak adlandırılan iki fazlı $\alpha + \gamma$ sıcaklık aralığındaki ısıl işlemler, başlangıçta çift fazlı çelikler için tasarlanmıştır, ancak şu anda, üçüncü nesil de dâhil olmak üzere soğuk haddelenmiş AHSS türlerinin çoğu için ana üretim aracı haline gelmiştir. AHSS'ler için genel ısıl işlem süreci, kritik sıcaklık aralığındaki ($Ac_1 < T_A < Ac_3$), yani sırasıyla östenitleşmenin başlangıcı ve tamamlanması arasındaki iki fazlı aralıktan kontrollü soğutma olarak tanımlanabilir.

Östenit bölgesinde soğutulan aynı bileşime sahip çelikler için neredeyse imkânsız olan mikroyapı bileşenlerinin kombinasyonları, bu tür kritik bölgede gerçekleştirilen ısıl işlemler ile elde edilebilmektedir. Kritik bölgedeki tavlama ve sonrasındaki soğutma sırasında meydana gelen faz dönüşümleri üç temel özellik ile ele alınır. Hepsinden önce birincisi, Şekil 2.17'de şematik olarak gösterildiği gibi, östenit fazının karbon bakımından önemli bir miktarda zenginleştirilmesidir ve östenit yapıcı alaşım elementlerinin de belirli bir oranda östenit fazı içerisinde çözünmesi bu duruma eşlik eder. İkincisi, soğuduktan sonra dönüşüm, östenit ve ferrit fazlarının bir arada var olması koşulunda ve dolayısıyla östenitten ferrit oluşumunu önemli ölçüde kolaylaştıran östenit-ferrit sınırlarının varlığında gerçekleşir. Üçüncüsü ve en önemlisi, sürekli tavlama/kaplama hatları için tipik olan kritik tavlama sıcaklıklarındaki kısa bekleme süreleri nedeniyle, iki fazlı karışımdaki östenit fazının, kimyasal bileşiminde alaşım elementi segregasyonları görülebilir [94].



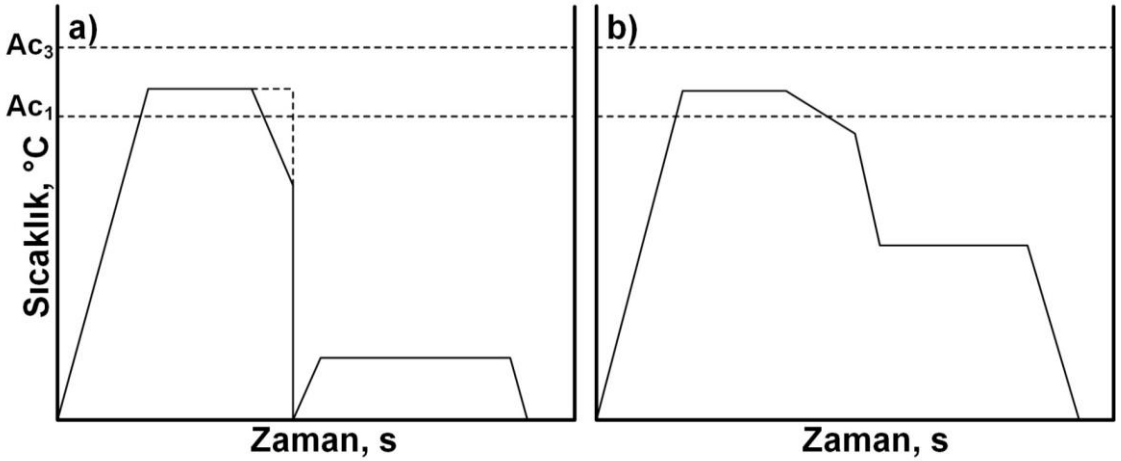
Şekil 2.17. Kritik bölge için tasarlanan ikili Fe (Me) – C diyagramı [94]

İki veya daha fazla fazdan oluşan bir mikroyapının mekanik özellikleri, bu fazların hacim oranlarına, morfolojisine ve uygulanan tavlama koşulları altında elde edilen münferit mikroyapı bileşenlerinin özelliklerine bağlıdır. İstenilen faz kombinasyonlarına sahip çift veya çok fazlı bir çelik üretmek için, ısıtma hızı, tavlama sıcaklığı, soğutma profili, tavlama koşulları gibi çeşitli ısıl işlem parametrelerinin etkilerini hesaba katmak gerekir. Östenitin izotermal büyümesini ve kimyasal homojenliğini etkileyen kritik bölgedeki tavlamanın bekletme süresine özellikle dikkat edilmelidir. Soğutmadan önce bekleme sırasında oluşan ferrit-östenit karışımının östenitleşme kinetiğini ve morfolojisini etkileyebilecek olmasından ötürü tavlamadan önceki çeliğin ilk mikroyapısını da dikkate almak gerekmektedir.

Şekil 2.17'deki kritik bölge için hazırlanmış olan sözde ikili diyagram, denge koşulları için geçerlidir, denge koşulları altında yalnızca karbon içeriğini ve seçilen kritik sıcaklıktaki bekleme süresinin sonunda yaklaşılabilecek östenit miktarını geçici olarak tahmin etmek için kullanılabilir. Denge şartlarının geçerli olması için gereken zamanın olmamasının yanı sıra, istenilen faz oranını belirleyen sıcaklık, ısıtma hızı, ilk mikroyapı, alaşım elementlerinin konsantrasyonları ve dağılımlarının etkileri altında da denge şartları değişebilmektedir.

Çift fazlı mikroyapıları mümkün kılan faz dönüşümlerine yönelik çoğu çalışma, östenitleşmeyi takip eden süreçlere odaklanmıştır. Ancak, ısıtmanın hemen ardından oluşan dönüşümler ve mikroyapı, yani östenitin fraksiyonu, östenit tanelerinin morfolojisi (boyutu, şekli), dağılımı ve kimyasal bileşimi, sonrasındaki soğutma esnasında gerçekleşecek faz dönüşümlerini, nihai mikroyapıyı ve dolayısıyla çeliğin mekanik özelliklerini oldukça etkiler.

AHSS'lerin ısıl işlemleri için tercih edilen mevcut sürekli hatların parametreleri, AHSS türlerinden istenen mikroyapıları ve özellikleri elde etmek için gereklilikleri tanımlar. Bu prosesler, ortaya çıkan ferrit-martenzit/beynit karışımının oto-temperleme, tavlama/temperleme ve aşırı yaşlanmasını sağlamak için birkaç adıma sahip olabilir ve ısıtma hızları ve ıslatma süreleri ve ısıtma ve soğutma profilleri bakımından farklılık gösterebilirler. Bu çelikler için iki ana sürekli tavlama hattı türü vardır ve termal döngüleri Şekil 2.18'de sunulmuştur [94].



Şekil 2.18. Sürekli tavlama proseslerinin ana termal profilleri; (a) su verme, (b) doğrudan soğutma [94]

2.5.1. Kritik Sıcaklık Aralığında Östenit Oluşumu

Östenitleşmenin farklı yönleri, ısıtma ve kritik (Ac_1 – Ac_3) sıcaklıkları aralığında bekletme de dâhil olmak üzere bazı temel yayınlarda ele alınmış ve açıklanmıştır [95–100]. Kritik sıcaklıklardaki ısıl işlem uygulamaları için önemli olan ana faktörler, östenitin spesifik çekirdeklenme ve büyüme mekanizmaları, östenit dönüşümün kuluçka süresinin varlığı ve süresi,

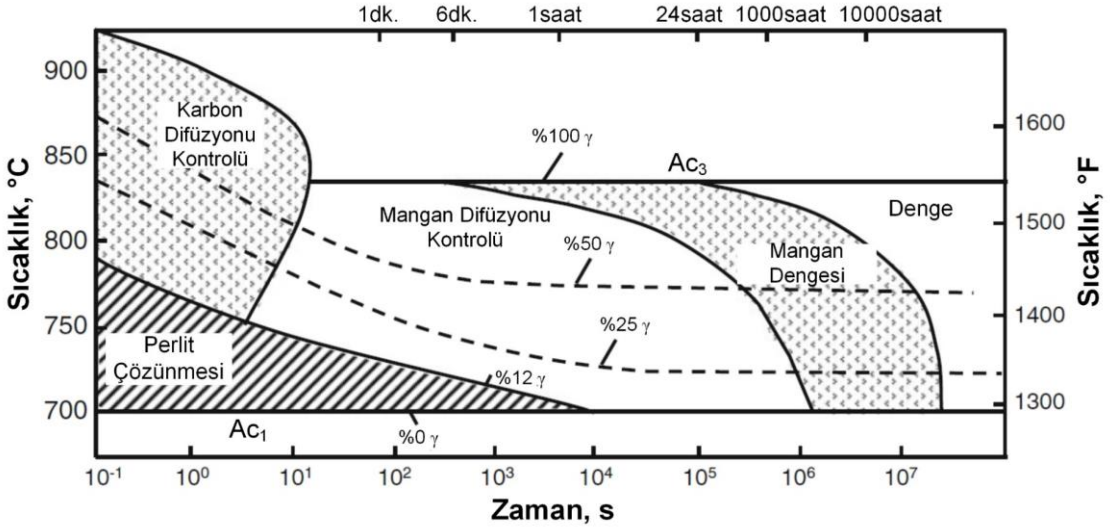
mikroyapı kalıtımı, östenit fazındaki karbon içeriğinin heterojen oluşu ve ferrit ile östenit fazları arasında karbon ve alaşım elementleri ayrışması olarak sıralanmaktadır.

Östenit Oluşumu

Bir çelik, kritik sıcaklık bölgesinden soğutulduğunda, östenit dönüşümünün ürünleri mevcut olan ana östenit fazında ortaya çıkar. Bu nedenle, nihai çok fazlı mikroyapı, östenit çekirdeklenmesinin görüldüğü öncelikli bölgeler ve östenit tanelerinin geometrisi tarafından yönetilir.

Östenit oluşumu, ferrit fazının kararsız hale gelmesi ve karbon yeniden dağılımını ve ardından α→γ dönüşümünü içeren difüzyon kontrollü bir dönüşüm olarak kabul edilir. Dönüşümün ilk safhalarında, östenit düşük karbonlu kısımlardan muhtemelen difüzyonsuz bir α→γ dönüşümü ile oluşabileceği ve daha sonra karbonun difüzyonla yeniden dağılımının gerçekleştiği öne sürülmüştür. Difüzyonsuz bir α→γ dönüşümü, özellikle, örneğin aşırı hızlı bir ısıtma sırasında difüzyonun bastırılması durumunda gerçekleşebilir. Östenitin difüzyonsuz çekirdeklenmesini destekleyen önemli veriler, ön su verilmiş bir mikroyapının ısıtılması sırasında bulunmuştur. α' fazının morfolojisi ve yönelimi ile oluşan östenit arasındaki belirgin ilişki, dönüşüm sonrasındaki östenit kısımlarında görülen lamellerin yönelimi ile ortaya çıkarılmıştır [101, 102]. Difüzyon mekanizmasına göre, bir östenit çekirdeği öncelikle karbon konsantrasyonu bakımından değişimlerin (kararsız hale gelme) yüksek olduğu yerlerde görünmelidir.

Speich ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, ferrit-perlit mikroyapılı çeliklerin ısıtılması sırasında izotermal östenitleşmenin üç aşamasına dikkat çekmişlerdir. Östenitleşmenin bu aşamaları Şekil 2.19'da gösterilmiştir [96].

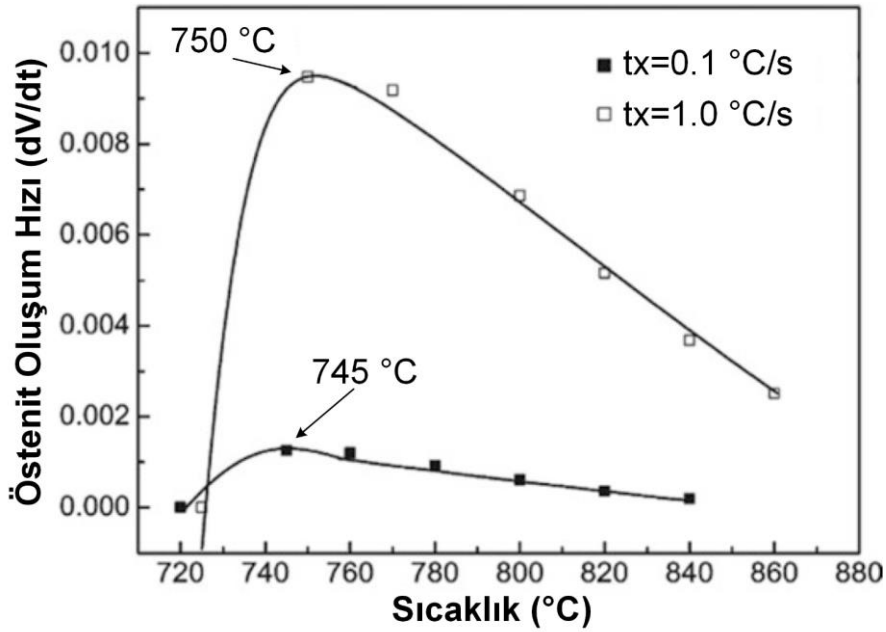


Şekil 2.19. 0.12C-1.5Mn çeliği için sıcaklığa ve zamana bağlı olarak östenitleşme evrelerini gösteren diyagram [96]

Birinci evre, tamamen tüketilene kadar perlit bölgeleri içinde gerçekleşen γ-fazının hızlı büyümesidir. 0.06C-1.5Mn çeliği için, bu evrenin süresinin 740 °C'de yaklaşık 15 saniye ve 780 °C'de 0.2 saniye olduğu tahmin edilmiştir. Ancak % 0.12 veya % 0.2 C içeren çeliklerin 740 °C'de tavlanması sırasında 30 saniye ile 120 saniye gerekmiştir. İkinci evre, östenitin mevcut ferrit bölgelerindeki yavaş büyümesidir. Yüksek sıcaklıklarda (~850 °C) bu aşamanın hızı, östenitteki karbon difüzyonu ile kontrol edilir (evre 2-9 saniye sürer). Daha düşük sıcaklıklarda ise (740–780 °C arasında) mangan difüzyonu ile kontrol edilir ve evre 4-24 saniyede tamamlanır. Üçüncü evre ise, alaşım elementlerinin (bu durumda manganez) östenitteki difüzyonu ile kontrol edilen ve bir oranda dengeye ulaşma halidir. Bu aşamanın gerçekleşmesi için gereken süre ikinci evreden yaklaşık 10^3 kat daha yavaştır (bu aşamanın süresi teorik olarak 2000–4000 saattir) [96]. Östenitleşmenin birinci aşaması sırasında, östenit miktarındaki ilk artışın ferrit miktarında hiçbir değişiklik olmaksızın tamamen perlitin dönüşümünden kaynaklandığı bildirilmiştir [103]. Bununla birlikte, bir miktar perlit, östenit büyümesinin ikinci aşamasında da görülebilir. Bu aşamada, yeni östenit çekirdeklerinin tercihen ferrit-perlit ara yüzey sınırlarında ortaya çıkması ve daha önce oluşmuş olan östenit tanelerinin ferrit fazı içindeki büyümesi eşzamanlı olarak gerçekleşir.

Ayrıntılı bir çalışma, orta karbonlu (% 0.36-0.47 C) çeliklerde perlitten östenite dönüşümün, ısıtma hızına bağlı olarak bir veya iki adımda ilerleyebileceğini göstermiştir [104]. Çok düşük ısıtma hızında (0.05 °C/s), ferrit fazının ve sementit plakalarının dönüşümü aynı anda gerçekleşir. Daha yüksek ısıtma hızında (20 °C/s) ise, iki aşamalı bir süreç gözlemlenmiştir; bir perlit taneciği içinde ilk olarak ferrit fazı östenite dönüşür ve ardından sementit lamelleri çözünmeye başlar [104]. Östenit büyümesinin kinetiği, farklı karbon içeriklerine sahip (% 0.06, 0.12 ve 0.20) çeliklerde kritik bölgedeki farklı sıcaklıklar ve bekleme süreleri varyasyonları ile detaylı olarak incelenmiştir [96]. Östenitin denge miktarına yaklaşılması, sadece kritik bölgedeki düşük sıcaklıklarında ve sadece % 0.06 ve % 0.12 C'lik çelikler için gözlenmiş ve 15 dakikadan fazla süre gerektirmiştir. Diğer raporlara göre, "östenit dengesine" ulaşma süresi, normalize edilmiş 0.14C-1.6Mn-0.4Si çeliği için 740 °C'de 10 dakika sürmüştür [103]. Bu süre küreselleştirilmiş karbürler içeren (% 0.01-0.22)C-1.5Mn çeliğinde bu süre 725 °C'de 400 dakikayı bulmuştur [105].

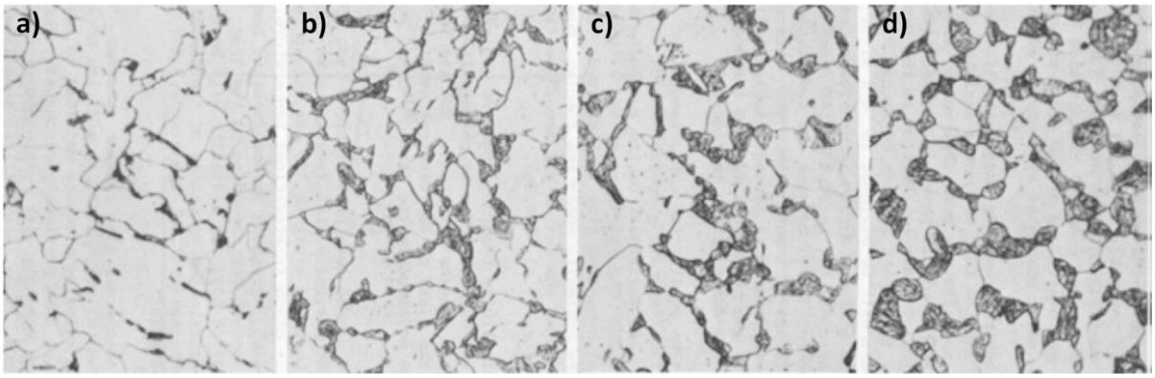
İzotermal östenitleşme eğrileri, östenitleşme hızında belirli bir düşüşün veya gecikmiş bir dönüşümün göstergesi olan bazı değişimler sergiler. Sürekli ısıtma sırasında da benzer değişimler gözlemlenir [106] ve östenitleşmenin farklı aşamaları olarak yorumlanabilir. Bu aşamalar, perlitten hızlı bir östenit oluşumu aralığı, tercihli γ-fazı çekirdeklenme bölgeleri ve daha yüksek sıcaklıklarda artan karbon difüzyonu nedeniyle ferrit bölgelerinde hızlı bir östenitleşme olarak adlandırılabilir. İzotermal bekletmenin başlangıcında östenitleşme oranı her zaman maksimum seviyedir. Bu oran bekletmenin devamında ise azalma eğilimindedir. 0.15C-1.42Mn-0.37Si-0.03Nb çeliği kullanılarak elde edilen verilere göre, östenitleşme hızı, Şekil 2.20'de gösterildiği gibi perlit "çözünmesinin" tamamlandığı sıcaklığına yakın değerlerde maksimuma ulaşır [107].



Şekil 2.20. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak östenit fazı oluşum hızı (tx: ısıtma hızı) [107]

Gecikmiş bir dönüşüm aşamasının varlığı, küreselleştirilmiş karbürler içeren 0.08C-1.6Mn-0.4Si çeliğin ısıtılması sırasında fark edilmiştir. Östenit oluşum hızı 750–775 °C sıcaklık aralığında önce artmış, daha sonra ise azalmıştır. Benzer geçiş noktaları, tüm orijinal karbürler (östenit için tercihli çekirdeklenme yerleri) çözüldüğünde görülen yeni çekirdek eksikliği ve α-γ ara yüzü boyunca, yavaş olan karbon difüzyon hızı tarafından kontrol edilen ferrit matrisindeki östenit büyüme oranı ile açıklanabilir [108].

Bazı araştırmacılar 0.04C-1.8Mn-2.2Si çeliğin ısıtılması sırasında çok kısa bekletme sürelerinde (10–100s) gözlemlenen östenitleşme eğrilerindeki değişimleri farklı bir şekilde yorumlamıştır [109]. Bu çelikte, östenitleşme hızındaki azalma her zaman γ fazının ~%25'inde tespit edilmiştir ve bu, önceden tavlanmış numunelerdeki perlit hacim fraksiyonundan çok daha yüksektir. Tane sınırları boyunca karbon difüzyon hızının, kafes içerisindeki difüzyonunkinden çok daha yüksek olduğu bilinmektedir. Bu durum, ferrit tane sınırları boyunca östenitin tercihli büyümesine yol açar. Bu nedenle, yazarların görüşüne göre, orijinal ferrit taneleri östenit ile tamamen ayrıldığında izotermal östenitleşme oranı keskin bir şekilde azalır, böylece östenit büyümesi tane sınırı difüzyonu yerine kafes (kütle) difüzyonu ile kontrol edilmeye başlar. Tane sınırları boyunca ve tane içindeki difüzyon katsayıları farklı olduğundan, bekleme süresi ile orijinal ferrit tane sınırları boyunca östenitin büyümesi, ferrit matrisine doğru gerçekleşen büyümeden daha hızlıdır. Sonuçta, östenit fazı miktarı arttıkça, tüm orijinal ferrit sınırları östenit ile kaplanırken (artan östenit sürekliliği), östenitin ferrit tanelerine doğru olan büyüme hızı 30–60 saniyelik ilk dönemden sonra esasen sabit kalır. Bu durum, Şekil 2.21'de gösterildiği gibi, bu tür bir ferrit östenit karışımının hızlı soğutulmasından sonra martenzit iskeletine neden olabilir [110].



Şekil 2.21. Tavlama süresinin bir fonksiyonu olarak östenit fazı büyümesi; a) 0 dakika, b) 2 dakika, c) 1 saat, d) 24 saat [110]

Östenit-ferrit bölgesindeki izotermal östenitleşmenin kinetiğine ilişkin deneysel verilerde, öncelikle kuluçka süresinin varlığı ve süresi açısından önemli tutarsızlıklar vardır. İkincisi, bu süre çoğu yayında sıfır veya birkaç saniyeden birkaç dakikaya kadar değişiklik göstermektedir. [98, 111]. Bazı araştırmacılar bir saat veya daha uzun süreli izotermal bekleme sonrasında doygunluğun olmadığını bile bildirmiş olsa da, "doygunluk" aşamasına ulaşma süresine ilişkin veriler de çoğu çalışmada birkaç saniyeden birkaç dakikaya kadar değişebilmektedir. Çeşitli çalışmalarda kullanılan çelik bileşimi, ilk mikroyapı ve tavlama sıcaklıklarındaki değişikliklere ek olarak, bu tutarsızlıkları açıklamak için ısıtma hızındaki farklılıklar da dikkate alınmalıdır.

Çelik Bileşiminin Etkisi

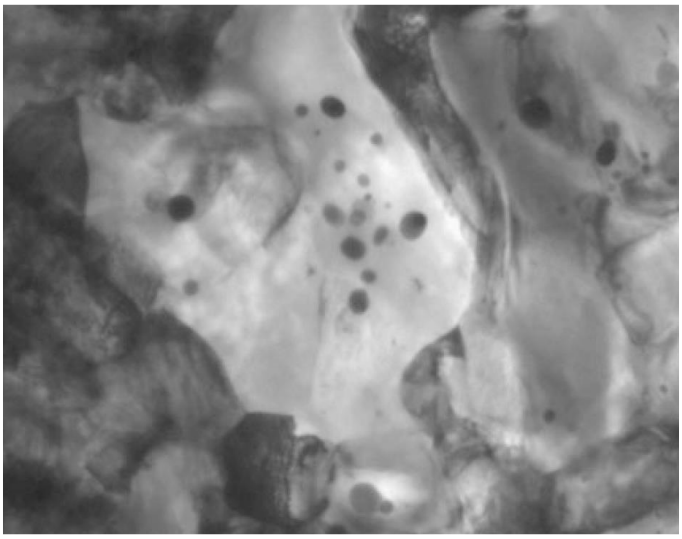
Çelik bileşiminin östenitleşme süreci üzerindeki etkisi bir dizi faktörü kapsamaktadır. Bu faktörler, ferrit-östenit dönüşümünün aktivasyon enerjisindeki değişiklikler, karbon yayılımı, östenit fazında karbonun termodinamik aktivitesi, ferrit ve östenit fazları arasındaki karbon konsantrasyonu gradyanları ile kritik sıcaklık aralığını tayin eden Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları şeklinde sıralanabilir. Erken östenitleştirme aşamalarının önemli bir özelliği, aynı zamanda deneysel koşullara da bağlı olabilen bireysel alaşım elementlerinin etkilerini ayırt etmede problemler oluşturan çekirdeklenme ve büyümenin eşzamanlı olarak ortaya çıkmasıdır. Örneğin, manganez içeriğindeki artış, görünüşte karbür partiküllerinin yüzeyindeki manganez ayrışmasına bağlı olarak ferrit-östenit dönüşümünün aktivasyon enerjisini yükseltir, bu durum karbür çözünme hızını azaltır ve östenit çekirdeklenmesini etkiler.

Kısa bekletme sürelerinde sementitin çözünmesi, krom, molibden, vanadyum ve niyobyumdan oluşan özel karbürlerden birkaç kat daha yüksek bir hızda gerçekleşir. Bu durum, özel karbürlerin çözünmediği koşullarda östenit içindeki karbon konsantrasyonunun, aşağıdaki gibi bir denklem ile tespit edilen değerden daha düşük olabileceği anlamına gelir (Denklem 2.1). Burada

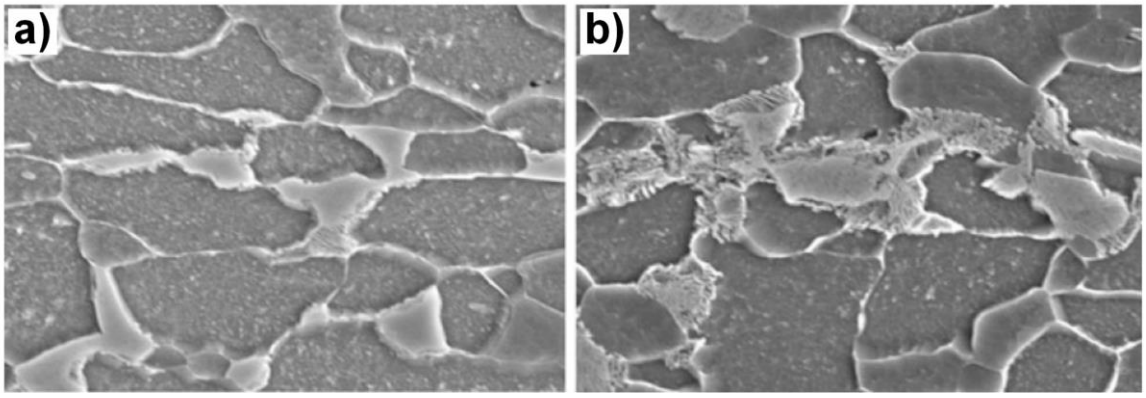
C_{st} çelikteki toplam karbon içeriği, Cγ ile Vγ ise sırasıyla östenit fazındaki karbon konsantrasyonu ve östenit hacim fraksiyonudur.

$$C_{st} = C_{\gamma}.V_{\gamma} \tag{2.1}$$

Ac_1'e yakın sıcaklıklarda kısa süreli beklemelerde, Şekil 2.22'de gösterildiği gibi "üç fazlı" bir mikroyapı, yani karbürler, ferrit ve düşük karbonlu östenit (soğutmadan sonra martenzit) karışımı gözlemlenebilir. AHSS'lerin endüstriyel üretimindeki kısa bekleme süreleri genellikle östenit içinde homojen olmayan karbon ve alaşım elementli konsantrasyonuna yol açar [112, 113], bu da özellikle östenit fazı tanelerinin çevresinin manganez ile zenginleşmesine sebep olur. Karbonun termodinamik aktivitesini azaltan bu oluşum, karbon içeriğinde bölgesel (tane sınırları) bir artış ve çekirdekte daha düşük konsantrasyonu beraberinde getirir. Genel bir sonuç olarak, östenit tanelerinin çevresinde yüksek manganez ve karbon içeren kenar oluşumuna yol açar. Bu kenarlar, merkezi çekirdekten daha yüksek bir sertleşebilirliğe sahip olduğu için, yavaş bir soğutma sonrasında bir martenzit halkası tarafından sarılmış merkezi ferrit-perlit çekirdeğinden oluşan bir mikroyapı ortaya çıkarır [96]. Buna karşılık, yüksek karbonlu çekirdekler (karbür partiküllerinin eski yerinde) etrafındaki östenit fazının büyümesi, nispeten yüksek kritik sıcaklıkta tavlanmış çeliğin yetersiz sertleşebilirliğinde olduğu gibi karbon içeriğinde ferrit-östenit arayüzüne doğru kademeli bir azalma ile ilerler. Perlitten östenite dönüşüm, bazı östenit tanelerinin nispeten daha yüksek C ve Mn içeriğine sahip olmasına sebebiyet verir. Bu durum, çoğunlukla ısıtma esnasında daha düşük tavlama sıcaklıklarında oluşan östenit çekirdeklerinde görülür. Daha sonra yüksek tavlama sıcaklıklarında oluşan östenit çekirdekleri ise, ferritten östenite dönüşümü içerir ve sonuç olarak daha düşük karbon ve Mn konsantrasyonuna sahiptir. Bu östenit taneleri, Şekil 2.23'te gösterildiği gibi soğurken perlite dönüşür [114].



Şekil 2.22. Düşük kritik tavlama sıcaklığında tavlanmış bir çelikte karbür oluşumu [94]



Şekil 2.23. (a) 740°C ve (b) 760°C'de tavlanmış 0.1C-0.5Mn çeliğinin mikroyapı görüntüsü [114]

Bazı elementler, özellikle yeniden kristalleşmenin geciktirilmesiyle veya ilk mikroyapıyı değiştirerek östenit büyümesinde dolaylı olarak farklılıklara sebep olabilirler. Örneğin, soğuk haddelenmiş numunelerin 10 °C/s hızında dilatometrede sürekli ısıtılması sırasında östenit oluşumunu incelerken, Nb içeriğinin % 0.03'e yükselmesinin Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları üzerinde önemsiz bir etkiye sahip olduğu bulunmuştur. Deneylerin doğruluğu dâhilinde, incelenen tüm çelikler için Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları sırasıyla 715 ve 840 °C olarak ölçülmüştür. Bununla birlikte, belirli bir sıcaklıkta, % 0.03 Nb içeren çelikte Nb içermeyen çeliğe göre daha büyük miktarda östenit tespit edilmiştir [115]. Görüldüğü üzere, birden fazla faktör, Nb ilavesiyle östenitleşmenin hızlanmasına katkıda bulunmuştur. İlk olarak, niyobyum östenitin çekirdeklenmesini kolaylaştırabilecek daha fazla arayüz sınırı ve kusurlar oluşturarak soğuk haddelemeden önceki ön sıcak haddelenmiş mikroyapıyı inceltir. İkinci olarak, Nb'nin yeniden kristalleşmeyi geciktirdiği bilinmektedir, bu da östenitleşme ve yeniden kristalleşmenin birlikte meydana gelmesine ve dolayısıyla östenit büyümesinin hızlanmasına yol açar [116].

Tavlama Sıcaklığının Etkisi

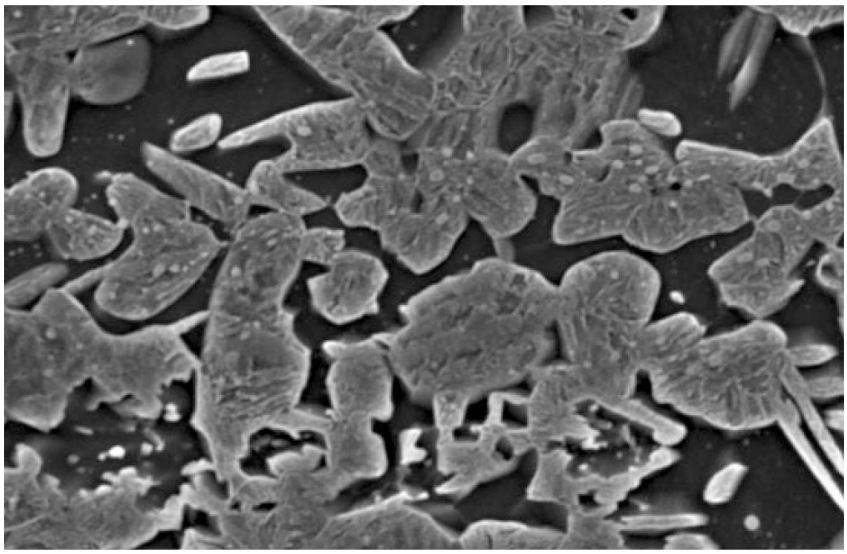
Tavlama sıcaklığı, östenitin hacim oranını ve dolayısıyla ortalama karbon içeriğini kontrol eden anahtar faktördür (Denklem 2.2'ye uygun olarak), östenitin kararlılığı ve müteakip soğutma sırasında oluşan nihai mikroyapı üzerinde çok önemli bir etkiye sahiptir. Östenit faz sınırının hızı (v), yani faz büyüme hızı, aşağıdaki denklemle açıklanmaktadır;

$$v = D\frac{dC}{dx}\left(\frac{1}{\Delta C^{\gamma\leftrightarrow\alpha}} + \frac{1}{\Delta C^{c\leftrightarrow\gamma}}\right) \tag{2.2}$$

V'nin değeri, östenit içindeki karbon yayılımı (D) ve östenit tanesi içindeki karbon konsantrasyonu dc/dx gradyanı ile orantılıdır; ayrıca v, difüzyon yolu (x) ile ve östenit-ferrit ($\Delta C^{\gamma\leftrightarrow\alpha}$) ve karbür-östenit arayüzleri ($\Delta C^{c\leftrightarrow\gamma}$) üzerindeki karbon konsantrasyonları arasındaki farklarla ters orantılıdır [99].

Artan sıcaklıkla birlikte, östenitin büyüme hızında ani bir artışa sebep olan parametrelerin tümünde değişimler meydana gelir: karbon difüzyon hızı artar, östenit-ferrit ve östenit-karbür sınırları boyunca konsantrasyon gradyanlarında (sırasıyla Şekil 2.17'de GS ve SE hatları) azalmalar görülür. Östenit-ferrit sınırlarında görülen karbon konsantrasyonu gradyanındaki azalma, östenit-karbür sınırlarındakine kıyasla daha belirgindir, yani östenitin ferrite doğru olan büyüme hızı karbürlere doğru olandan daha yüksektir. Sonuç olarak, yukarıda belirtildiği gibi, daha kararlı karbürlere sahip çeliklerde veya daha yüksek sıcaklıklardaki tavlama işlemi ile östenit (soğuduktan sonra martenzit) içinde daha fazla sayıda çözünmemiş karbür oluşumu ve Şekil 2.24'te gösterilen ile benzer bir mikroyapı gözlemlenebilir.

Ferrit-perlit başlangıç mikroyapısında tavlama sıcaklığı 730'dan 780 °C'ye yükseltildiğinde, perlitin çözünme oranı 10^3 kadar artış gösterir. Genel olarak, hem östenitleşme hızı hem de östenit miktarı, kritik tavlama sıcaklığı ile artmaktadır. Örneğin, 0.06C-1.2Mn-0.5Cr-0.003B çeliğinde 5 dakikalık bir bekleme süresi için, 750 °C'de %20, 780 °C'de %35, 800 °C'de %50 ve 830 °C'de %80 östenit oluşumu meydana gelmiştir. 750 ve 800 °C'de eşit miktarlarda östenit oluşumu (örneğin %20) için gereken bekleme süreleri, sırasıyla 300 ve 24 saniyedir. Dilatometrik veriler, 740 °C'de (yaklaşık olarak Ac_1=735 °C) izotermal bekletme sırasında bu çeliğin östenit hacminde belirgin bir büyümenin olmadığı ve 90 saniyelik kuluçka süresi sergilediğini göstermiştir. Diğer sıcaklıkların hiçbirinde kuluçka evresi gözlemlenmemiştir [117].



Şekil 2.24. Birincil östenit fazında mevcut olan çözünmeyen karbürler [94]

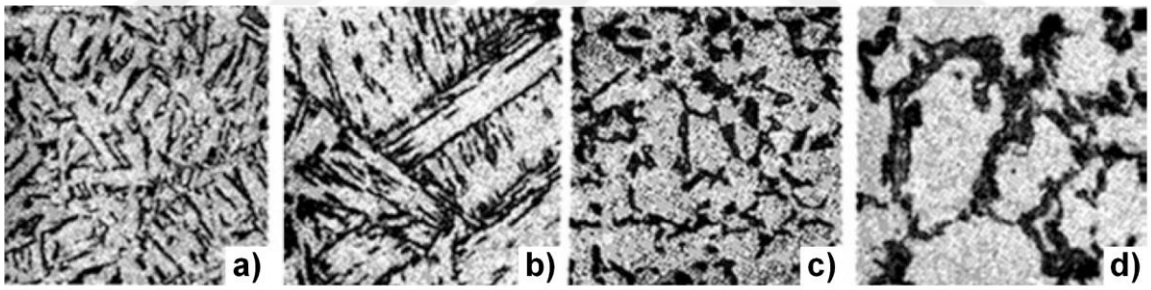
Birincil Mikroyapının Etkisi

Östenit fazının çekirdeklenmesi üzerine daha önce incelenen faktörlere ek olarak, birincil mikroyapı da östenitleşme kinetiğini ve östenit-ferrit karışımının morfolojisini kontrol eder, bu

daha sonra çeliğin soğuma sonrasındaki nihai mikroyapısına tesir eder. Östenitleşme açısından, birincil mikroyapının etkisi, faz dönüşümlerinin kritik sıcaklıklarını daha yüksek değerlere kaydırarak ve artan tavlama sıcaklığı veya süresine bağlı olarak östenit büyüme oranında meydana gelen bir artış olarak kendini gösterir. Artan östenitleşme oranı sırasına göre, başlangıç mikroyapılarını şu şekilde sınıflandırmıştır; küreselleştirilmiş karbürlü ferrit, katmanlı perlitli ferrit, su verilmiş ve soğuk deforme olmuş mikroyapılar [98].

Şekil 2.25'te gösterildiği gibi, martenzitin kritik sıcaklık bölgesine ısıtılmasıyla üretilen östenit, birincil martenzitin iğnemsi morfolojisi ile benzerlik gösterir. Bu benzerlik ne kadar büyük ise, ön su verme sırasında orijinal ısıtma sıcaklığı o kadar yüksek olur. İlk iğneli martenzit yapısının kalıtımının, daha hızlı ısıtma ve çelik bileşiminde Si varlığı ile arttığı tespit edilmiştir [102].

Başlangıçta martenzitik mikroyapının yeniden ısıtılması sırasında, aynı koşullar altında yeniden ısıtılan beynitik mikroyapıya kıyasla daha yüksek bir östenitleşme oranı bulunmuştur. Küreselleştirilmiş karbürler içeren mikroyapıda, Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarındaki artışın çok daha fazla olduğu tespit edilmiş ve ayrıca en yavaş östenitleşme oranını göstermiştir. Östenit genellikle karbür-ferrit arayüzeylerinde çekirdeklendiği için, östenit fazının miktarı ve büyüme hızı, artan spesifik ferrit-karbür arayüzey alanıyla, yani karbür partikülü ve/veya ferrit taneciklerinin inceltilmesiyle artar [118].



Şekil 2.25. Farklı birincil mikroyapıların büyüyen östenitin morfolojisi üzerindeki etkisini gösteren mikrograflar; a) 950 °C'den su verme sonrası birincil martenzit mikroyapısı, b) 1150 °C'den su verme sonrası birincil martenzit mikroyapısı, c) Birincil ferrit-perlit mikroyapısı, d) Küresel karbürlü ferrit mikroyapısı [94]

Soğuk deformasyon, östenit çekirdeklerinin sayısını arttırır ve bu nedenle östenitleşmenin ilk aşamalarını hızlandırır. Ek olarak, soğuk şekillendirmenin östenitleşme kinetiği üzerindeki genel etkisi, yalnızca soğuk deformasyondan önceki mikroyapıya değil, aynı zamanda ısıtma hızına, bekleme süresine ve çelikteki karbon konsantrasyonuna da bağlıdır. Özellikle, soğuk şekillendirme nedeniyle östenit çekirdeklerinin yoğunlaşması, bu çekirdeklerin sonraki büyümesi ve olası mikroyapı gelişimi üzerinde etkin rol oynayabilir. Örneğin, soğuk deformasyon perlit lamellerin küreselleşmesini kolaylaştırır; bu nedenle yavaş ısıtmada östenitleşmeyi yavaşlatabilir. Östenit fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi, ferrit-östenit dönüşümünden önce ferritte yeniden

kristalleşmenin tamamlanmasına bağlı olarak farklı şekilde ilerler. Bu nedenle, ferritin yeniden kristalleşmesi üzerinde soğuk deformasyon miktarının spesifik bir etkisi olduğu söylenilebilir.

Isıtma Hızının Etkisi

Östenit fraksiyonunun (V) zamana bağlı olarak büyümesi (t), Avrami denklemi (Denklem 2.3) ile tanımlanabilir [94, 119];

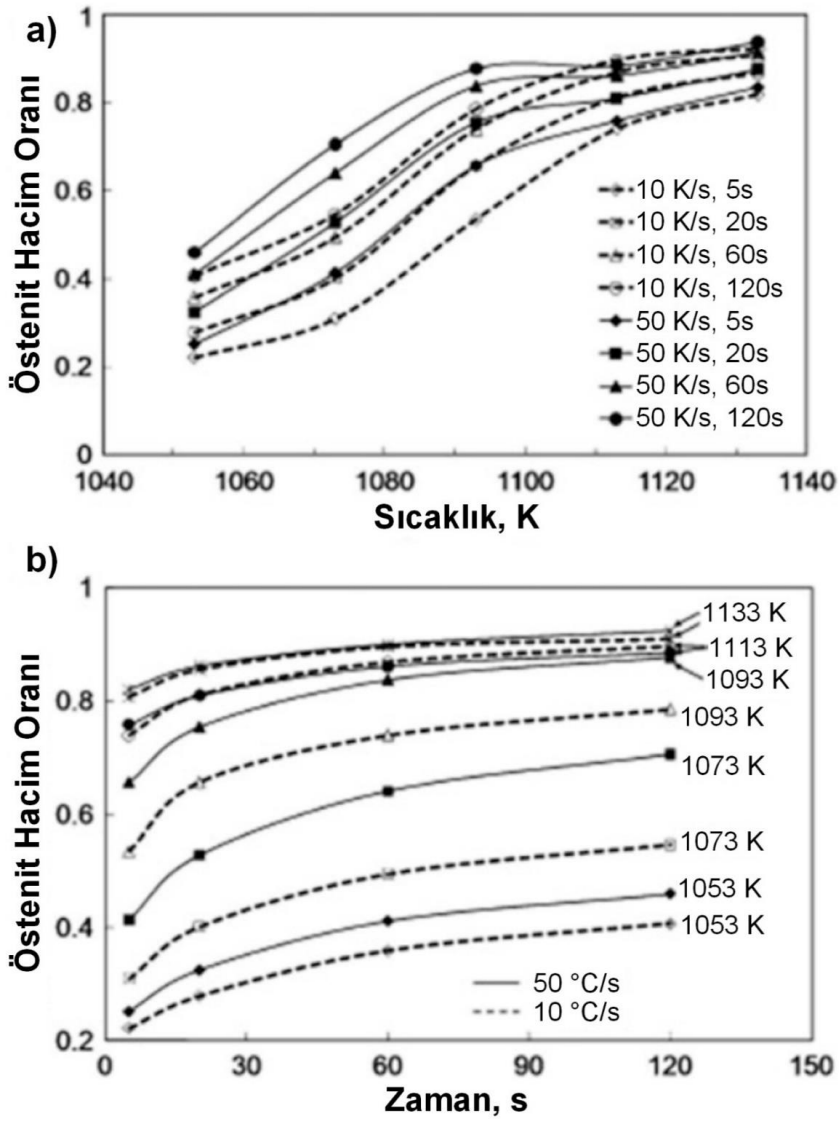
$$V = 1 - \exp(-Kt^n) \tag{2.3}$$

0.15C-1.42Mn-0.37Si-0.031Nb'ye sahip ferrit-perlit çeliği çalışmasında, östenitin oluşum hızını (çekirdeklenme ve büyüme) temsil eden K parametresinin, ısıtma hızının sadece 0,1'den 1 °C/s'ye yükseltilmesiyle iki kat daha yüksek olduğu bulunmuştur, bu da östenit fazı fraksiyonunun 800 °C'de ısıtıldıktan sonra 0,5'ten 0,85'e yükselmesiyle sonuçlanmıştır [107]. Yüksek ısıtma hızı ile birlikte östenit büyümesinin hızlanması farklı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir.

Hem düşük karbonlu C-Mn-Mo DP çeliğinde hem de C-Mn-Si TRIP çeliğinde daha yüksek ısıtma hızlarında ulaşılan belirli sıcaklıklarda izotermal tavlama sırasında östenit büyümesinin dikkate değer bir şekilde hızlandığı gözlemlenmiştir [120]. 0.17C-0.74Mn çeliği ve 1 ile 900 °C/s arasında değişen ısıtma hızlarının kullanıldığı farklı bir çalışmada [97], daha yüksek ısıtma hızlarının sadece başlangıçta sıcak haddeleme (HR) sonrasındaki birincil mikroyapıda etkili olduğu, soğuk haddelenmiş (CR) çeliklerde ise östenit fraksiyonlarının ısıtma hızlarından nispeten bağımsız olduğunu tespit edilmiştir. Yazarlar bu sonuçları östenit oluşumundan önceki başlangıç mikroyapısındaki farklılıklarla açıklamışlardır. Sıcak haddelenmiş mikroyapıda, ısıtma hızındaki artış, ferrit tane sınırlarında östenit ağı oluşabilmesi için bir aşırı ısınma gerektirmiştir. CR çeliğinde ise, ısıtma hızındaki artış aynı zamanda gerekli aşırı ısıyı artırma eğilimindedir, ancak östenit oluşumundan önceki ilk (anlık) mikroyapı da ısıtma hızının kendisinin bir fonksiyonudur. Isıtma hızındaki artış, yeniden kristalleşmeyi geciktirerek yeniden kristalleşmenin tamamlanmasına engel olur ve ferritin mikroyapısını değiştirir. Isıtma hızındaki artış ayrıca perlitteki sementit parçacıklarının küreselleşmesini geciktirmiştir. Buna göre, östenit oluşumunun hem çekirdeklenme hem de büyüme şablonları değişmiş ve bu da bir tür karşılıklı denge ile sonuçlanmıştır. Yeniden kristalleşme, A_{C_1} sıcaklıkları ve ayrıca $(FeMn)_3C$'nin küreselleşme eğilimi büyük ölçüde çelik bileşimi tarafından kontrol edilir. Bu, farklı çeliklerin kullanıldığı ısıtma hızı etkileri çalışmalarının sonuçlarındaki önemli tutarsızlıkları açıklayabilir.

Şekil 2.26a, b, sırasıyla tavlama sıcaklığının ve izotermal bekleme süresinin bir fonksiyonu olarak sürekli ısıtma ve ardından izotermal tutma sırasında oluşan toplam östenit (A_{top}) miktarını göstermektedir. Östenitin bağıl miktarları, her iki ısıtma hızı için sıcaklık ve zamanla sürekli olarak artar. 780–820 °C sıcaklık aralığı için ısıtma hızının A_{top} üzerinde belirgin bir etkisi olduğu

görülebilir, burada daha yüksek ısıtma hızı daha büyük toplam östenit miktarı ile sonuçlanır. Daha yüksek sıcaklıklarda ise (840–860 °C), farklı ısıtma hızlarında elde edilen toplam östenit fraksiyonları arasındaki fark ihmal edilecek seviyededir.



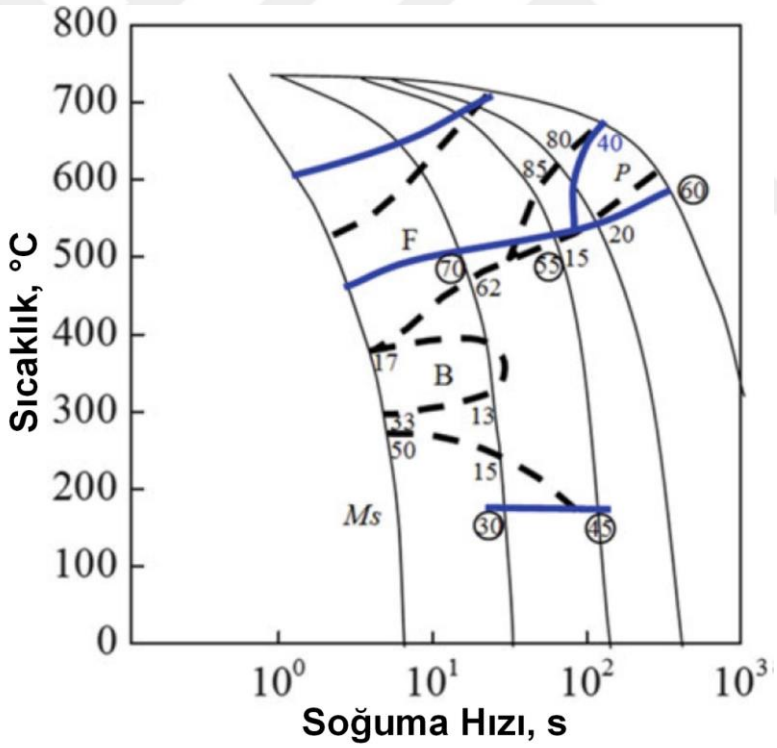
Şekil 2.26. Isıtma hızı ile kritik sıcaklığın, kritik tavlama sırasında zamana bağlı olarak oluşan östenit fazının fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) Isıtma hızı, b) Kritik sıcaklık [121]

2.5.2. Kritik Bölgeden Soğutma Sırasında Östenit Dönüşümleri

Kritik sıcaklık aralığından soğutma sırasında γ→α dönüşümü, martenzit ve yeni ferritin hacim fraksiyonları, martenzitteki karbon içeriği ve dolayısıyla dönüşüm sırasında martenzitin genişlemesi ve ferrit içindeki artık gerilmeler gibi çift fazlı çeliğin tüm ana özelliklerini kontrol eder. Ek olarak, soğutma hızı ferrit içindeki arayer içeriğini, kalıntı östenitin varlığını ve beynit oluşumunu üzerinde de belirleyicidir.

Soğutma Sırasında Östenit Dönüşümlerinin Özellikleri

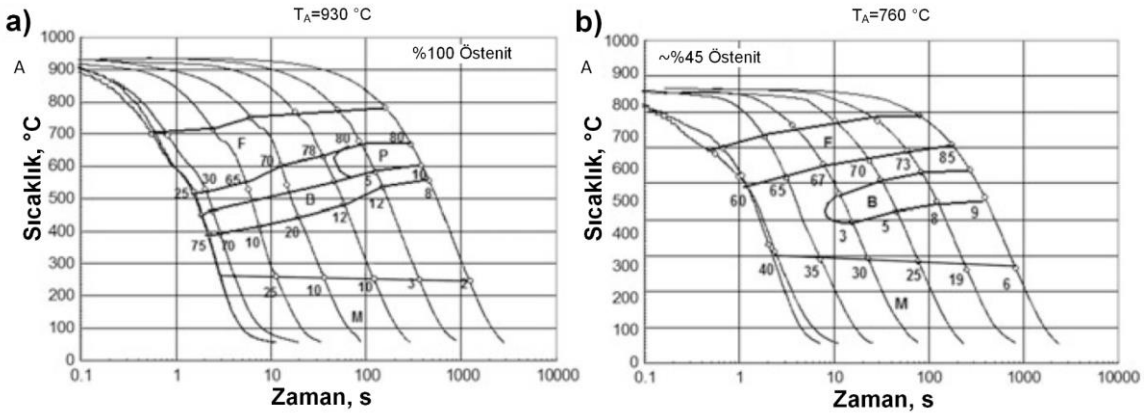
Östenitin iki fazlı bölgede gerçekleştirilen bir tavlama sırasında karbonla zenginleştirilmesi, Ac_3'ün üzerindeki bir sıcaklıktan soğutulmuş aynı çeliğin östenitine kıyasla östenit kararlılığını önemli ölçüde artırır. Bu artış, düşük karbonlu çeliğin östenitinin, çoğunlukla orta ve yüksek karbonlu çeliklerde gerçekleşen dönüşümler sergilemesine izin veren, kritik bölgede uygulanan ısıl işlemin son derece önemli bir yönüdür. Ferrit-östenit karışımının soğutulması sırasında görülen dönüşümlerin önemli bir özelliği de, ferrit oluşumunun kolaylaştırılması veya çekirdeklenme aşaması olmaksızın önceden var olan ferrit arayüzünde epitaksiyel büyümesi ile de ortaya çıkmaktadır [122]. Bu durum, östenitin karbonla daha da zenginleşmesini teşvik eder. Sonuç olarak, içyapıya tamamen östenit fazının hâkim olduğu sıcaklıklar yerine östenit fazının kritik sıcaklık aralığından soğutulması, perlit oluşumunu büyük ölçüde geciktirebilir. Şekil 2.27, 0.14C-1.2Mn-0.5Si-0.5Cr-0.003B çeliği için östenit bölgesinden ve kritik bölgeden soğutma sırasında elde edilen iki CCT diyagramının üst üste binmesini göstermektedir.



Şekil 2.27. 0.14C-1.0Mn-0.5Cr-0.003B çeliğinin kritik sıcaklık aralığından (mavi çizgiler) ve östenit bölgesinden (kesikli çizgiler) soğutulması sonrası CCT diyagramları [94]

Diyagramdan anlaşılacağı üzere, kritik bölgedeki tavlama sırasında östenitin karbonla zenginleştirilmesi, perlit dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara ve daha yavaş soğutma hızlarına kaymasına, beynit bölgesinin bastırılmasına ve sonuç olarak M_S sıcaklığında önemli bir düşüşe sebep olur. Bu değişimlerin aksine, ferrit oluşumunun başlangıç sıcaklığı artar.

0.06C-1.8Mn çeliği için tam östenitleşme bölgesinden ve kritik bölgeden soğutma sonrasındaki CCT diyagramlarının bir başka karşılaştırması Şekil 2.28'de gösterilmektedir [115]. Görülebileceği gibi, çelik bileşimi yeni ferrit tanelerinin oluşum hızını değiştirebilir, ancak östenitin karbonla zenginleştirilmesi, beynit dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara ve daha yavaş soğutma hızlarına kaydırırken, yavaş soğutma hızlarında ferrit hacminin artması M_S sıcaklığında hafif bir düşüşe neden olur.



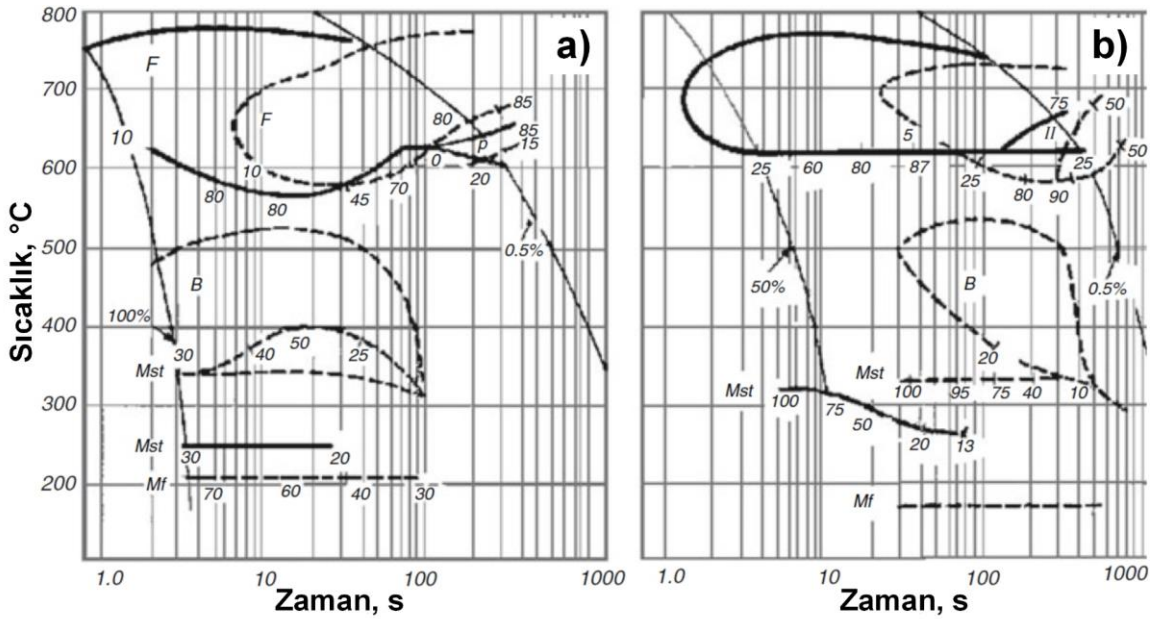
Şekil 2.28. Tamamen östenitik olan bölgeden (a) ve kritik bölgeden (b) soğutulmuş 0.08C-1.8Mn çeliğinin CCT diyagramları [115]

Kritik bölgeden soğutma sırasında östenit dönüşümlerinin özelliklerinin daha iyi anlaşılması, ferrit-östenit karışımındaki östenit kararlılığı ile aynı bileşime sahip tamamen östenitleştirilmiş bir çelikteki östenitin kararlılığını doğrudan karşılaştırarak elde edilmiştir. Deneyler 0.06C-1.2Mn-0.5Si-0.5Cr çeliği numunelerine uygulanmıştır. 780 ve 800 °C'de 5 dakikalık tavlama ile sırasıyla %20 ve %33 östenit miktarları elde edilmiştir. Östenitteki karbon konsantrasyonları ise sırasıyla %0.30 ve %0.18 C olarak tespit edilmiştir. 780 ve 800 °C'de tavlama ve soğutmadan sonra östenit dönüşümünün CCT diyagramları, aynı karbon konsantrasyonlarına sahip tamamen östenitleştirilmiş çeliklerin CCT diyagramları ile karşılaştırılmıştır.

Şekil 2.29'da görüldüğü üzere, östenit-ferrit bölgesinden soğutma sırasında, iki fazlı karışımdaki östenit fazının kararlılığı, aynı bileşime sahip tamamen östenit bölgesindeki östenitin kararlılığından daha fazladır. Ancak, aynı karbon içeriğine sahip tamamen östenitleştirilmiş çelikteki östenitin ferrit oluşumuna karşı gösterdiği direnç önemli ölçüde daha yüksektir. Belirli bir süre bekletildikten sonraki östenitin yeterli olmayan homojenliği ve daha küçük östenit tane boyutu bu davranışa sebep olabilir. Bununla birlikte, önceden var olan östenit-ferrit arayüzlerinin ferrit oluşumunu önemli ölçüde kolaylaştırması asıl önemli olan etkendir.

"Yeni" ferrit oluşumunu kolaylaştıran fazlar arası sınırların rolü, mikroyapının iyileştirilmesine bağlı olarak martenzit fraksiyonundaki değişikliklerin gözlemleriyle doğrulanmıştır. $\alpha + \gamma$ bölgesinde belirli bir tavlama sıcaklığından 30 °C/s hızında soğutulan %0.06

C içeren Mn-Cr-Si çeliğinin mikroyapısının ısıtma-soğutma döngülerinin tekrarlanması ile aşamalı olarak rafine edildiği bulunmuştur. Bu durum, DP çeliğinde martenzit miktarındaki düşüşle birlikte gerçekleşir.

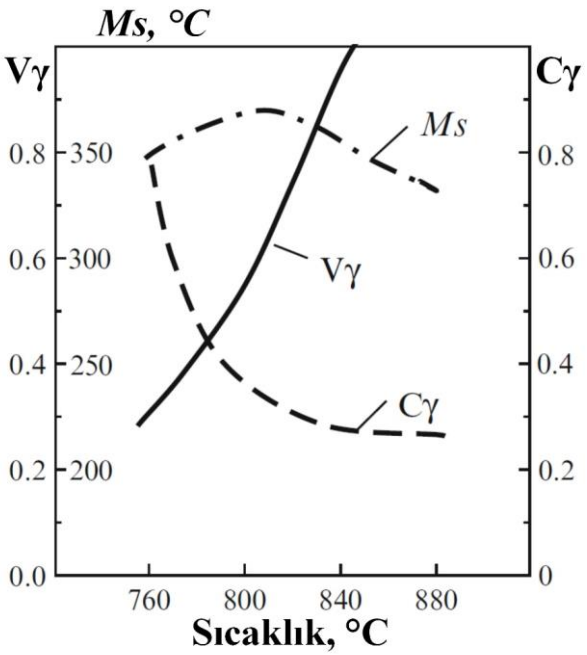


Şekil 2.29. 800 °C (a) ve 780 °C (b) 'den soğutulmuş 0.06C-1.2Mn-0.5Si-0.5Cr çeliği (düz çizgiler) ile tamamen östenitlenmiş %0.18 (a) ve %0.3 (b) C'li Mn-Cr-Si çeliklerinin (kesikli çizgiler) CCT diyagramları [94]

Kritik bölgeden soğutma sırasında görülen "yeni" ferrit miktarındaki artış, östenitin geri kalan kısmının karbon ile önemli ölçüde zenginleşmesine neden olur. Östenit fazındaki bu zenginleşme, östenit fazının sonraki dönüşümlerinin karakterini değiştirir. Örneğin, beynit reaksiyonunun ortadan kaldırması ve daha düşük soğuma hızlarıyla birlikte M_S sıcaklığındaki düşüş, Şekil. 2.27 ve 2.29b'de görülmektedir. Daha yüksek tavlama sıcaklığı ve orta derecede soğutma hızının östenit fazının kararlılığı üzerindeki birleşik etkisi (M_S sıcaklığı ile karakterize edilir) Şekil 2.30'da verilmiştir.

Başlangıçta M_S değeri, tavlama sıcaklığındaki artışla birlikte daha büyük hacimdeki östenitin karbon içeriğinin azalması nedeniyle artmaktadır. Bununla birlikte, östenit fraksiyonunun daha da artması ve karbon içeriğinin azalması durumunda, östenit fazının sertleşebilirliği, belirli bir soğutma hızında tam olarak martenzite dönüştürülmek için yetersiz hale gelir. "Yeni" ferrit oluşumu ile östenitin ayrışması, östenitin geri kalan kısmındaki karbon içeriğinde kademeli bir artışa ve bunun sonucunda M_S sıcaklığında bir düşüşe neden olur.

Birkaç çalışmada, östenit homojenliğinin önemli rolü vurgulanmıştır. Özellikle 0.06C-1.1Mn-0.45Cr-0,003B çeliğindeki östenit kararlılığının kritik bölgede bekleme süresi ile arttığı deneylerle desteklenmiştir.

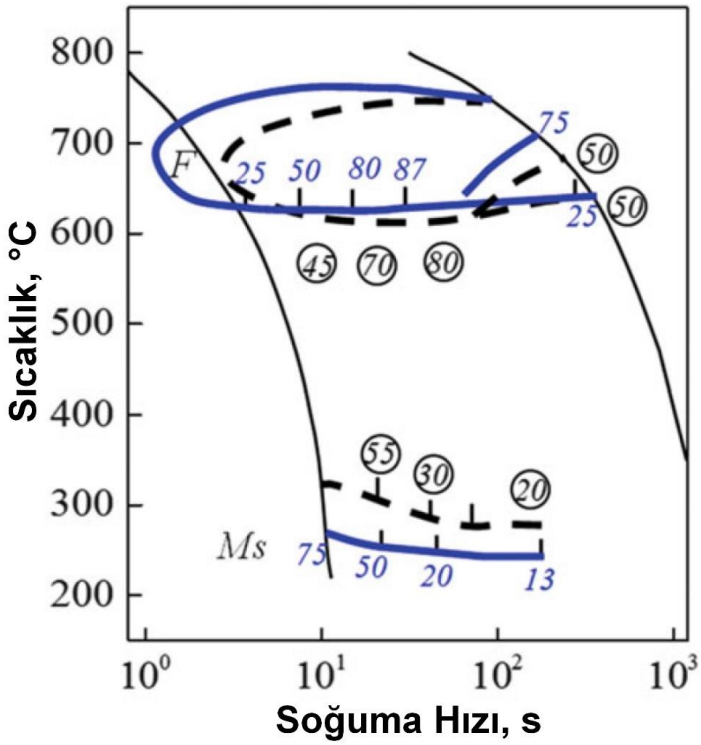


Şekil 2.30. İki fazlı bölgedeki tavlama sıcaklığının, 30 °C/s soğutma hızında 0.06C-Mn-Cr-B çeliği için östenit fraksiyonu, karbon içeriği ve M_S sıcaklığı üzerindeki etkisi [94]

Çelikteki toplam karbon konsantrasyonu (C_{st}) sabit olduğundan, östenitin hacim fraksiyonunun (Vγ) izotermal büyümesine, östenitteki ortalama karbon (Cγ) içeriğindeki kademeli bir azalma eşlik etmelidir. Bu sebeple, izotermal bekleme süresi ne kadar uzunsa, oluşan östenit fazının kararlılığı o kadar az olmalıdır. Bununla birlikte, Şekil 2.31'de gösterildiği gibi, daha uzun bekleme süresi, oluşan ferritin fraksiyonundaki azalma daha yüksek M_S değerleri ile sonuçlandığından, ferrit bölgesinin daha düşük sıcaklıklara ve soğutma hızlarına kayması ile kendini gösteren östenitin sertleşebilirliğini arttırır.

Diğer çalışmalarda, ferrit-östenit ikili faz bölgesinde daha uzun bekleme sürelerinden sonra östenitin daha yüksek kararlılığa sahip olduğu söylenmiştir ve bunun için, östenitin daha yüksek homojenliği, karbürlerin sürekli çözünmesi nedeniyle artan etkin karbon içeriği, gibi çeşitli sebepler sunmuşlardır. Bekleme süresiyle artan faz kararlılığı, 0.08C-1.59Mn-0.39Si çeliğinin kritik sıcaklık aralığında daha uzun süre bekletilip ortalama soğutma oranları ile soğutulması sonrasında daha yüksek martenzit içeriği elde eden araştırmacılar tarafından yayınlanan veriler ile desteklenebilir [123]. Yazarlar, östenitin büyümesi sırasında artan homojenliğinin, östenitin kararlılığında düşüşe sebep olan ortalama karbon içeriğindeki azalmanın etkisini telafi ettiğini öne sürmüşlerdir.

Östenit fazı homojenliğinin önemi, kimyasal bileşimi % 0.5Si-1.3Mn-0.55Cr-0.003B olan çeliklerde karbon içeriğinin (C_{st}) etkisine ilişkin çalışmalarla da desteklenmiştir. İncelenen çelikler için 2 °C/s hızında ısıtma sırasında, C_{st} = % 0.06, 0.14 ve 0.21 C karbon konsantrasyonları için kritik sıcaklıklar sırasıyla Ac_1: 740 °C ve Ac_3: 895, 860 ve 825 °C olarak bulunmuştur.



Şekil 2.31. İki fazlı bölgede bekleme süresinin östenit kararlılığı üzerindeki etkisini gösteren CCT diyagramı; 1 dakika (mavi çizgiler) ve 10 dakika (kesikli siyah çizgiler) [94]

İki Fazlı Bölgede Tavlama Sıcaklığının Etkisi

İki fazlı bölgedeki tavlama sıcaklığı, östenit miktarını ve karbon içeriğini belirler. Bununla birlikte, dönüşüm sonrası meydana gelen fazların hem fraksiyonlarını hem de türlerini etkileyen östenit sertleşebilirliğinin anahtar faktörüdür. Hızlı soğutma sırasında, daha düşük tavlama sıcaklarının seçilmesi ve dolayısıyla östenit içerisindeki karbon içeriğindeki artış, oluşan martenzitin alt yapısını çıta tipi bir düşük karbonlu martenzitten, bir miktar dönüşüme uğramamış γ fazı (kalıntı östenit) ile % 0.35–0.40'dan daha yüksek karbon içeriğine sahip ikiz martenzitlerine dönüştürebilir [124].

Şekil 2.30'da gösterildiği gibi, nispeten yavaş olan bir soğutma hızında, tavlama sıcaklığındaki artış ve buna karşılık gelen Cγ'de meydana gelen azalma, oluşan yeni ferrit miktarını artırabilir ve östenitin geri kalan kısmının karbonla zenginleştirilmesi nedeniyle M_S sıcaklığını düşürebilir.

Genel olarak, östenitin kararlılığı, tavlama sıcaklığının artmasıyla azalır. Ayrıca, birden çok faktörün etkileşimi, başlangıçtaki östenitte hesaplanan karbon konsantrasyonunun etkisini bastırabilir. Özellikle, çeliğin ilk mikroyapısında özel karbürler bulunduğunda, yüksek sıcaklıklarda çözünmeleri ve östenit içinde etkili bir karbon içeriği artışına sebep olmaları, östenit sertleşebilirliğinin bir miktar artışına da katkıda bulunabilir [125].

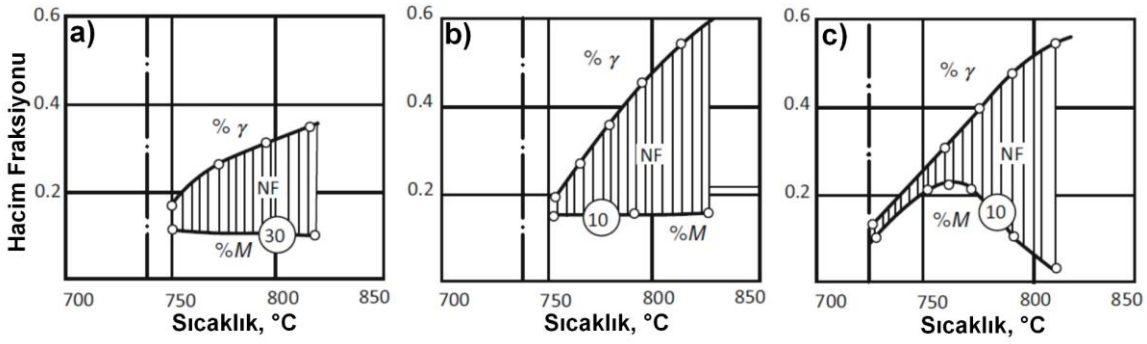
Soğutma Hızının Etkisi

Tavlama sıcaklığından gerçekleştirilen soğutmanın hızı, östenit dönüşümlerinin tipini, martenzite dönüştürülen östenit fraksiyonunu (ve dolayısıyla çeliğin mukavemetini) ve ferritin mukavemetini ve sünekliğini belirler.

Çift fazlı çeliklerin ısıl işlemlerinde, kritik sıcaklık aralığındaki tavlama sıcaklığının etkileri ile kritik soğutma hızının etkileri birbiriyle ilişkilidir. Belirli bir çelik bileşimi için, kritik sıcaklık aralığındaki tavlama sıcaklığı ne kadar düşükse, Cγ o kadar yüksek ve östenit fazının martenzitik dönüşümü için gereken soğutma hızı o kadar düşük olur.

Yüksek soğutma hızı ile DP çelikleri, daha düşük karbon içeriğinde ve/veya büyük ölçüde azaltılmış alaşım içeriğinde üretilebilirler [126]. Bununla birlikte, hızlı su verme sırasında, oluşan östenitin miktarı ve buna karşılık gelen martenzitin miktarı ve ayrıca çift fazlı çeliklerin özellikleri, tavlama sıcaklığına oldukça duyarlıdır. Buna karşılık, nispeten yavaş soğuma hızları ile (2–30 °C/s), ferrit oluşumu, yeni ferritten kalan östenite doğru dengeye yakın bir karbon dağılımı ile gerçekleşebilir. İkincisi, martenzite dönüşmeden önce, ısıtma sıcaklığından bağımsız veya daha az bağımlı olabilir. Yeni ferrit kritik bir belirleyici rolü oynar; miktarı, artan östenit hacmiyle birlikte büyür, bu nedenle daha düşük karbon içeriğine ve sertleşebilirliğe sahiptir [127]. Çift fazlı çeliklerin nihai mikroyapısının bu kendi kendini kontrol edebilmesi, farklı araştırmacı tarafından da dile getirilmiştir [48, 128, 129].

Sonuç olarak, çift fazlı çelikler belirli bir yavaş soğutma hızı ile oldukça geniş bir tavlama sıcaklığı aralığında (40–80 °C) kabaca sabit miktarda martenzitle ve dolayısıyla benzer mukavemetle üretilebilirler (Şekil 2.32). Buna ek olarak, bu şekilde elde edilen kalıcı martenzit miktarı üzerinde, uygulanan soğutma hızının etkisi önemlidir. 740–820 °C aralığında tavlanan ve daha sonra 1.4 ve 10 °C/s hızlarında soğutulan 0.06C-1.5Mn çeliğinde, martenzitin hacim oranı sırasıyla ~%10 ve ~%18 olarak tespit edilmiştir [130]. Ayrıca, Şekil 2.32'de gösterildiği gibi, yeni ferritin belirleyici etkisi, çeliğin kimyasal bileşimine ve uygulanan soğutma hızına bağlıdır.



Şekil 2.32. Soğutma hızına bağlı olarak tavlama sıcaklığının oluşan östenit ve martenzit fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) 0.08C-1.35Mn-0.35Si-0.08V çeliği, soğutma hızı 30 °C/s; b) 0.065C-1.21Mn-0.6Si-0.003B çeliği, soğutma hızı 10 °C/s, c) 0.065C-1.2Mn-0.2Cr-0.1Mo çeliği, soğutma hızı 10 °C/s [94]

2.6. Otomotiv Uygulamalarında AHSS'ler

Otomobil gövdesi, çok sayıda işlevsel, maliyet ve estetik gereksinimleri aynı anda karşılaması gereken oldukça karmaşık bir yapıdır. Bu gereksinimler, güç aktarımı ve süspansiyon gibi diğer önemli alt sistemlerin eklendiği basit gövde elemanlarından çarpışmaya dayanıklı olması gereken kontrollü bir hasarın meydana geleceği bölgeleri sağlamaya kadar uzanır. Bu işlevler genellikle düşük maliyetli ve seri üretime uygun olmalıdır. Otomobil gövdesi ayrıca, son derece hassas bir tasarım ile pazarlanabilir olan kendisine has tarza sahip olmalıdır. Araç tarzı genellikle en önemli tasarım faktörlerinden biridir ve genellikle aracın şeklinin geliştirildiği ilk noktadır. Tipik bir seri üretilen binek araç gövdesi, preslenmiş metal levha bileşenlerin montajlanması ile oluşur. Her bir bileşen spesifik olan yapısal ve işlevsel gereksinimlere karşılık gelir. Sonuç olarak, gövde elemanlarının geometrisi, malzeme cinsi ve sınıfı önemli ölçüde farklılık gösterir.

2.6.1. Bir Otomobil Gövdesinin Yapısı ve Tasarımı

Bir otomobil gövdesinin temel performans gereksinimleri, yapısal mukavemeti, dayanıklılığı, güvenliği veya çarpışma direnci ve gürültü titreşimi ve sertliğini içerir. Tüm iskelet yapısının bu gereksinimleri karşılaması gerekirken, temel düzeyde birçok bağımsız bileşen iki sınıfa ayrılabilir [131];

- Uygulanan yüklere Minimum deformasyon ile tepki veren parçalar
- Parçanın işlevlerini geliştiren kayda değer seviyede deformasyon ile yüklere tepki veren parçalar.

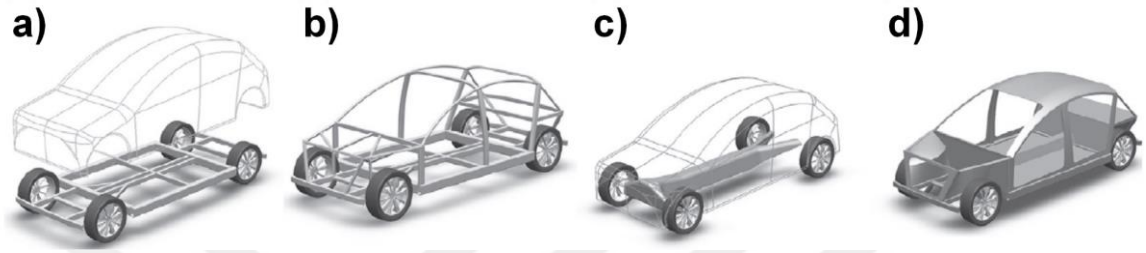
Bu iki işlevi birbirlerinden ayrı olarak değerlendirilmelidir. Birincisi geliştirilmiş rijitlik gerektirir ve ikincisi ise yapının mukavemeti ve enerji absorbe edebilme kabiliyeti ile ilişkilidir.

Rijitlik: Bir yapısal elemanın rijitliği, malzemenin esneklik modülünün ve bileşenin geometrisinin, özellikle de atalet momentinin bir fonksiyonudur. Özellikle şasi / süspansiyon bileşenlerini destekleyen araç gövde elemanları başta olmak üzere çoğu bileşen, yükleme gereksinimlerini karşılamak için yeterli miktarda rijitlik gerektirir ve gürültü titreşim ve sertliğinde kabul edilebilir azalmalar sağlar. Bununla birlikte, otomobil gövdesinin yol koşulları ile uyumlu olabilmesi ve kişisel sürüş ve kullanım ayarlarına olanak sağlayabilmesi için yüksek seviyelerde statik eğilme ve burulma dayanımı sergilemelidir. Çelik sınıflarının elastik modülü bellidir; bu nedenle bileşen geometrisi birincil tasarım parametresidir. AHSS'lerin şekillendirilebilirliği, gövde bileşenlerinin dayanımını geliştirmek için ilave geometrik formun eklenmesine izin verir. Ek bileşen dayanımı, kütleyi azaltmak için sac kalınlığında azalmaya izin verir.

Mukavemet: Bir bileşenin mukavemeti, geometrisine ve malzemenin akma ve çekme mukavemetine bağlıdır. Mukavemetin önem arz ettiği bileşenleri, önemli miktardaki yükleri karşılamak için yapıda kontrollü bir deformasyon seviyesi ile desteklemek gerekli olabilir. Diğer

bileşenler, oldukça düşük deformasyon seviyeleri için yüksek düzeyde enerji emilimi gerektirebilir. AHSS'ler gibi daha yüksek mukavemetli malzemeler, önceliğin mukavemet olduğu bu bileşenlerin uygulamalarında, bariz bir avantaja sahiptir.

Her biri belirli uygulamalar için kendi başarı seviyelerine sahip çok sayıda gövde yapısı türü araştırılmıştır. Yaygın olarak kullanılan otomobil gövde türleri aşağıda açıklanmış ve Şekil 2.33'te gösterilmiştir.



Şekil 2.33. Farklı otomobil gövde tasarımları; a) Şasi üzerine gövde, b) Uzay kafes gövde, c) Merkezi tünel yapısı ve d) Monokok yapı [131]

Her bir mimari türünün avantaj ve dezavantajlarının bir özeti şu şekildedir;

- Şasi üzerine gövde: Üst gövde yapısı ile alt şasi birbirlerinden ayrılmıştır. Şasi, bir dizi uzunlamasına ve yanal kapalı profil kirişten meydana gelir ve bir merdiven yapısı formundadır. Bu alt şasi, ana yük taşıyıcı bileşendir. Şasi üzerine gövde mimarisi, yolcu otobüslerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir ve ilk araç mimarilerinden biridir. Bugünlerde kullanımı hafif kamyonlar ve özel üretim araçlar ile sınırlıdır.
- Uzay kafes gövde: Paylaşılan birleştirme noktaları birbirine bağlanan üç boyutlu sabit kesitli kirişler ağı olarak bilinirler. Bazı durumlarda yapıştırılarak da bağlanabilen bu birleştirme noktaları, genellikle kirişlerin veya döküm bağlantılarının kaynaklı kesişimleridir. Tasarım yüzeyinden bağımsız olan uzay kafes yapısı yapısal gereksinimlere göre optimize edilebilir. Birleştirme yöntemlerinin karmaşıklığından dolayı, bu gövde türünün üretim hacmi düşüktür ve yüksek performanslı özel üretim araçlar ile sınırlıdırlar.
- Merkezi tünel yapısı: Bu gövde türünün tasarımına, aracın simetrik ekseni boyunca yer alan büyük, kapalı profilli bir yapısal eleman hâkimdir. Bu kapalı tünel, süspansiyonu taşıyan bileşenler ile bütünleşiktir ve aracın yapısal bütünlüğünün büyük bir bölümünü sağlar. Bu büyük yapısal eleman, yolcu bölmesini rahatsız eder ve iki veya dört koltuklu araç uygulamaları ile sınırlıdır.
- Monokok yapı: Aracın dış gövdesi ve yapısal şasi bütünleşik bir haldedir. Monokok, en yaygın gövde yapısı türüdür. Dış tasarım yüzeyini oluşturan, kapalı profil elemanlarla entegre edilmiş, gerilmiş ince levhalardan oluşur. Gerilmiş yüzeyler ve kiriş bölümlerinin

kombinasyonu, ana yük taşıyıcı elemanları oluşturur. Aracın tarzı, gövdenin ilk biçimini belirler; bu nedenle yapısal olarak en verimli çözümler arasından bir seçim erkenden yapılabilir. Bu yapısal özellikler, monokok yapı ile iyi bir denge kurularak karşılanabilir. Otomatik presleme ve kesme hatları ve robotik nokta kaynağı gibi avantajlardan ötürü, bu gövde türünün üretim hacmi yüksektir ve maliyetleri düşüktür. En yaygın otomobil gövde mimarisi olan monokok mimari ve sac malzeme gereksinimleri, yıllar içinde çeliğin gelişimini, özellikle de AHSS'lerin geliştirilmesini sağlamıştır.

2.6.2. Bir Otomobil Gövdesinin Elemanları

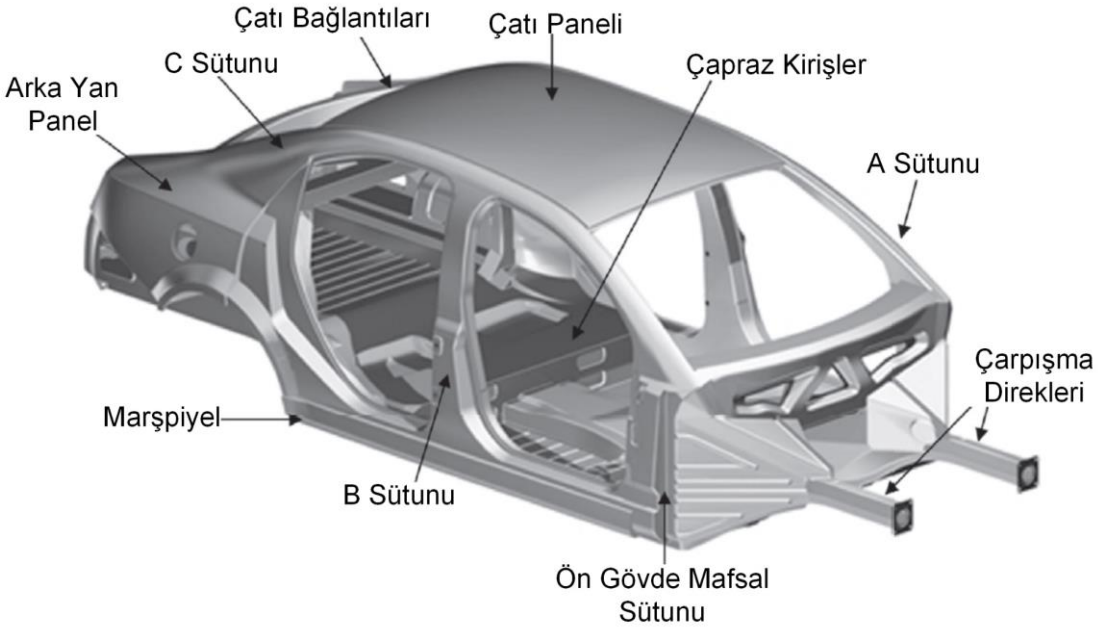
Tipik bir otomobil gövdesi, aracın toplam ağırlığının yaklaşık %20'sini oluşturur [132], ancak yine de fiziksel ağırlığın büyük bir bölümünü alt sistemler oluşturur. Beyaz gövde, aracın gövdesinin birincil alt montaj elemanıdır ve genellikle aracın "iskeleti" olarak tanımlanır. Beyaz gövde, gövde iskeleti ve montajlanmamış sac paneller olarak ikiye ayrılabilir.

Otomobil gövdesi, yüksek düzeyde iki farklı güvenlik gereksinimine sahiptir. Bunlar, kapalı bir güvenlik hücresi veya yolcu bölmesi ve hasara maruz kalacak özel bölgelerdir. Güvenlik hücresi, son derece yüksek yüklere dayanarak minimum deformasyon göstermelidir. Bununla birlikte, çarpışma anında ani yüklerden etkilenecek bölgeler, mümkün olan maksimum enerji miktarını emerek kontrollü bir şekilde hasara uğrayacak şekilde optimize edilmiştir. Araçlarda yolcu güvenliğinin iyileştirilmesini sağlamak için sürekli olarak çok sayıda farklı çarpışma senaryoları ve belli standartlar uygulanmaktadır.

Geleneksel monokok bir yapıda ince levha paneller, kapalı profil kirişler, bağlantılar ve destek elemanları birçok işlevi yerine getirmek için birlikte kullanılırlar. Birincil yapı tipik olarak uzunlamasına ve yanal şasi elemanlarından ve güvenlik hücresi olarak tanımlanan üç boyutlu bir bölümden oluşur. Emniyet hücresi, Şekil 2.34'te gösterildiği gibi, dikey sütunlar (A, B, C/D sütunları), yan çatı kirişleri, köşe bağlantı destekleri ve çatı panelinin kendisinden oluşur. Bu yapısal elemanların her biri, çeşitli yükleme gereksinimlerine uygun olacak ve belirli işlevsel gereksinimleri karşılayacak şekilde tasarlanmıştır [133].

- Kapı kaplamaları, kaputlar ve tavan paneli gibi dış gövde panelleri, "A" sınıfı bir yüzey kaplaması gerektirirler ve geometrileri genellikle karmaşıktır. Bahsi geçen bu panellerin, dışarıdan gelebilecek darbelere karşı yüksek düzeyde rijitlik ve çentik dayanımı göstermeleri gerekir. Ayrıca, oldukça şekillendirilebilir malzemelerin kullanılması gerekmektedir.
- Ana şasi ve ön/arka bölmeler, orta düzeyde mukavemet seviyeleri ve rijitlik gerektiren iç yüklere maruz kalır. Rijitlik için bazı karmaşık geometrik formlar gerekebilir; bu nedenle şekillendirilebilirliğe uygun malzeme seçimi önem arz etmektedir.

- Boyuna ve yanal kirişler çekme/basma/eğilme mukavemeti ve kontrollü bir darbe direnci sağlar. Bu bileşenler genellikle, ortak bir flanş boyunca birbirine punta kaynaklı iç, dış ve takviyeli pres ile şekillendirilmiş profillerden oluşur. İşlevlerine bağlı olarak bu elemanlar farklı mukavemet değerlerine sahip olmalıdır. Güvenlik hücresindeki yapısal elemanlar çok yüksek mukavemet gerektirirler, ancak çok az şekil değişimi gösterirler veya hiç deformasyona uğramazlar, oysa ezilebilir olan bölgelerdeki elemanlar maksimum enerjiyi emmek için önemli miktarda deformasyona uğrar.



Şekil 2.34. Bazı önemli gövde yapı elemanları [133]

Parça geometrisi, bu elemanların her birinde önemli bir rol oynasa da, doğru malzeme seçimi de ayrı bir öneme sahiptir. Bu nedenle, bu performans gereksinimlerini karşılamak için otomobil gövdesinde bir dizi farklı malzeme türü kullanılmaktadır. Ayrıca, uyulması gereken hükümet mevzuatları ve tüketici ihtiyaçları, talep edilen gelişmiş güvenlik seviyelerini ve araç verimliliklerini son yirmi yılda ulaşılması zor bir hale getirmiştir. Güncel performans gereksinimleri, otomotiv tasarımcılarını ve malzeme tedarikçilerini bu artan taleplere cevap verebilmek için yeni teknolojiler geliştirmeye zorlamıştır.

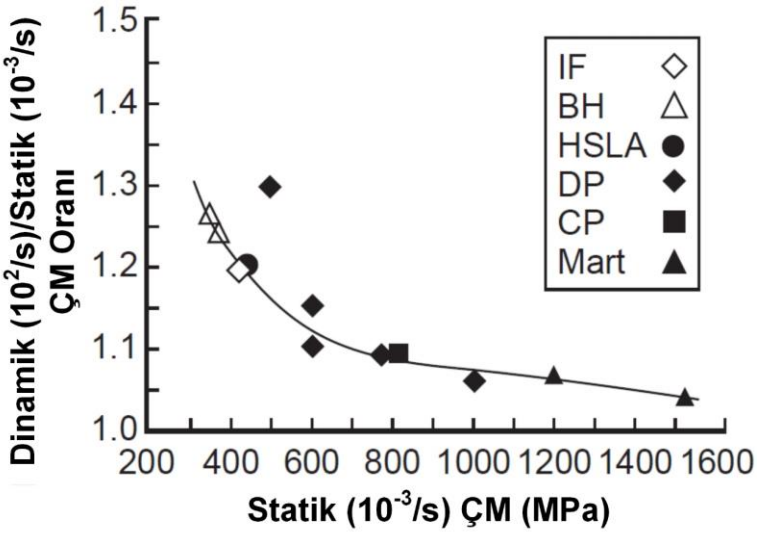
2.6.3. Otomotiv Elemanlarının Kullanım Özellikleri

Bir otomobil gövdesinden genellikle araca rijitlik katması, normal kullanım sırasında titreşime ve yorulmaya dayanması ve çarpışma esnasında yolcu güvenliği sağlaması istenir. Çoğu durumda, yorulmadan kaynaklı hasarının yapıdaki mafsallarda baskın olacağı varsayılırken,

çarpışma güvenliği hem gövde elemanının geometrisi hem de metalin özellikleri tarafından sağlanır. Olası bir çarpışma esnasında darbeye maruz kalacak bileşenler, deformasyon sırasında ya deformasyon direnci ya da yüksek enerji emilimi özelliklerine sahip olmalıdır. Talep edilen bu özelliklerin her ikisi de, genellikle 200/s'ye kadar olan yüksek gerinim hızları için gereklidir.

Deformasyon Direnci

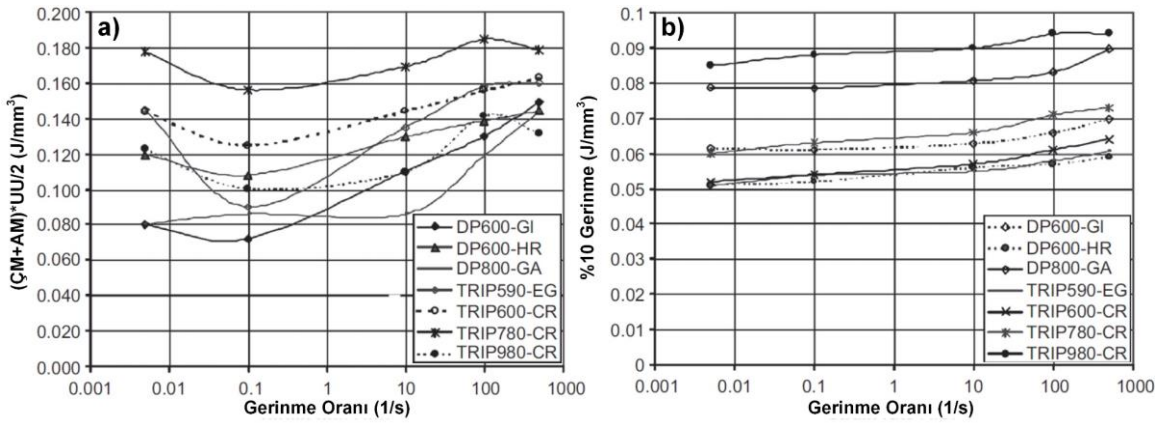
Yolcu kabini olarak tanımlanan güçlendirilmiş kafes yapısı yüksek deformasyon direnci gerektirir; dolayısıyla yolcu güvenliği, mukavemet ne kadar yüksekse o kadar fazladır. İleri yüksek mukavemetli çelikler, daha yüksek akma dayanımları nedeniyle deformasyona dirençli uygulamalar için geleneksel çeliklere göre daha avantajlılardır; martenzitik çelikler, 800 MPa'nın üzerinde olan yüksek akma dayanımına sahiptirler. Çift fazlı çeliklerinin göstermiş olduğu düşük akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranından dolayı, bu çelikler nihai formlarını aldıklarında daha yüksek mukavemet seviyelerine ulaşmak için şekillendirme sırasında daha yüksek gerinim seviyelerine ihtiyaç duyarlar. Bütün çeliklerde olduğu gibi AHSS'lerde de, gerinme hızındaki artış ile birlikte hem akma hem de çekme mukavemetinde artış gözlenir [93, 134]. Bu artışın miktarı çeliğin başlangıçtaki mukavemetine bağlıdır; yüksek mukavemetli çelikler genellikle gerinme oranına daha az duyarlıdır [93]. Bu nedenle, AHSS'lerde geleneksel sac çeliklerine kıyasla aynı mukavemet artışı olmazken, yine de gözle görülür bir pozitif artış mevcuttur. Bu etki Şekil 2.35'te gösterilmektedir, burada 100/s'den 10^{-3}/s'ye nihai gerilme mukavemeti, çeşitli çelik türlerinin gerilme mukavemetine oranı grafiğe dökülmüştür. Geleneksel çelikler için n değeri artan gerinim oranı ile düşme eğilimindeyken, birçok AHSS için n değeri, artan gerinim oranına rağmen oldukça sabit kaldığı görülmüştür.



Şekil 2.35. Bir dizi farklı çelik için artan çekme mukavemeti ile gerinme hızındaki artışın bir sonucu olarak gerilme mukavemetindeki artışın azalması [45]

Enerji Emilimi

Otomobillerin motor bölmesi ağırlıklı olarak çarpışma anı için tasarlanmıştır ve bu nedenle daha yüksek enerji emilimine sahip çelik türleri bu bölüm için daha uygundur. Bu bölümü oluşturan elemanların mukavemetinin ve kalınlığının tipik olarak bu bölümün boyutu ile uyum içinde olması gerekir, öyle ki eksenel yükler altında motor bölmesinin kararlı ve üniform bir şekilde hasara uğraması gerekmektedir. [135]. Enerji emilimi yani tokluk, bir gerilme-uzama eğrisin altındaki alandır. Bu sebeple büyük ölçüde bir malzemenin çekme mukavemetine bağlıdır. Enerji absorpsiyonu, bir malzeme tarafından absorbe edilebilen toplam enerjiyi göstererek boyun verme sırasında veya belirli bir gerinme seviyesinde materyallerin belli bir gerinim oranı için karşılaştırılabilmesine olanak tanır. Çarpışma durumlarında, darbe enerjisinin büyük bir kısmı %10'a kadar olan plastik uzama aralığında emildiği öne sürülmüştür [45] ve bu gerinim seviyesi genellikle farklı malzemelerin enerji absorbe edebilme kabiliyetlerini karşılaştırmak için kullanılmıştır. Maruz kalınan gerinim seviyesine bağlı olarak, bir AHSS türünün enerji soğurma kabiliyetinde önemli farklılıklar görülebilir [93, 136]. AHSS çeliklerini inceleyecek olursak, TRIP600 ve TRIP780 gibi daha yüksek uzama miktarda uzama gösteren çelikler, Şekil 2.36a'da gösterildiği gibi boyun verme esnasında daha yüksek enerji emilimine sahipken, TRIP980 gibi daha yüksek mukavemetli çelikler, Şekil 2.36b'de gösterildiği gibi, %10'luk uzama seviyesinde daha yüksek gerinim enerjisi emilimine sahiptir. Daha yüksek akma mukavemeti, çok fazlı çeliklerin elastik ve düşük plastik gerinim aralığında çok yüksek enerji emme kapasitesine sahip olduğunu gösterir; bu durum, malzemeye çok az miktarda biçimlendirmenin uygulandığı uygulamalar için faydalıdır. Martenzitik çelikler karakteristik olarak sadece yaklaşık %6 uzamaya sahiptir ve bu nedenle enerji absorpsiyon uygulamaları için dikkate alınmaz.



Şekil 2.36. TRIP ve DP çelikleri için gerinme oranının boyun verme (a) ve %10 uzama miktarı (b) sırasında enerji emilimi üzerindeki etkisi [93]

Bir malzemenin çalışma sertleşmesi üssü de çarpışma sırasında enerji emiliminde önemli bir faktördür. Daha yüksek çalışma sertleşmesi, gerinimi parçaya daha eşit bir şekilde dağıtır ve

parçanın daha büyük bir bölümünde deformasyonun meydana gelmesine neden olarak, toplam enerji emilimini büyük ölçüde artırır. TWIP, TRIP ve DP çelikleri, geleneksel çeliklere kıyasla daha yüksek n değerlerine sahipken, hem CP hem de martenzitik çelikler nispeten düşük n değerlerine sahiptir. Çalışma sertleşmesi değerleri tipik olarak AHSS türlerinin artan mukavemeti ile azalır.

2.6.4. Malzeme Kullanım Eğilimleri

Çelik, çok yönlülüğü ve maliyeti nedeniyle otomobil gövde yapılarında kullanılan birincil malzemedir. Otomotiv endüstrisinde kullanılan sac çelikler, geleneksel olarak iyi şekillendirilebilirlik özellikleri nedeniyle seçilmiştir ve bu saclar istenilen bileşen tasarımlarının oda sıcaklığında elde edilebilmesine olanak tanır. Otomotiv sektöründe kullanılan ilk çelikler, ağırlıklı olarak ferritik bir mikro yapıya sahipti, bu da nispeten düşük mukavemet seviyeleri ve yüksek süneklik ile sonuçlanmıştır. Katı çözelti ile mukavemet arttırma, tane inceltme ve çökelme sertleşmesi gibi mekanizmalar kullanılarak çeliğin güçlendirilmesine ve dolayısıyla sünekliğin azalmasına sebep olur. Yüksek mukavemet değerlerine ulaştıkça uzama kabiliyetinin azalması, otomotiv endüstrisinde daha önceden kullanılan yüksek mukavemetli çeliklerin ve dolayısıyla daha ince cidarlı çeliklerin kullanımını sınırlamıştır. Şekil 2.1, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) ve fırında sertleştirilebilir çelikler gibi hâlihazırda otomotiv gövde yapılarında kullanılan geleneksel yüksek mukavemetli çelik (HSS) dâhil olmak üzere bir dizi çelik için artan akma dayanımı ile uzamadaki azalmayı göstermektedir. Bu geleneksel çeliklerin nihai çekme mukavemeti 600 MPa'dan azdır. 1980'lerde, düşük mukavemetli çelikler otomobil gövdesine hâkim oldu ve sıcak haddelenmiş yüksek mukavemetli çelikler çok az üretici tarafından tercih edilmiştir.

Son birkaç on yılda, güvenlik ve araç emisyonlarının önemi artmıştır. Bu da, hem otomotiv yapılarının güvenliğinden ödün vermeyecek hem de daha ince cidarlı sacların kullanılmasını mümkün kılacak yeni çelik türlerine olan ihtiyacın artmasına sebep olmuştur. Ayrıca, otomotiv üreticilerinin hali hazırda mevcut olan üretim süreçlerini ve ekipmanlarını kullanarak ve tasarım esnekliğinden ödün vermeden şekillendirilebilirliği korurken daha yüksek mukavemet sağlayan çelik sacların kullanılması zorunlu hale gelmiştir.

Ultra hafif çelik otomobil gövdesi (ULSAB) projesi ile birlikte, AHSS'ler otomobil gövdelerinde daha sık kullanılır olmuştur ve mevcut binek araçların önemli yapısal ve çarpışma direncine yönelik alanlarında önemli miktarda yer edinmiştir [133]. Özellikle metal saç yapılarda kullanılan çift fazlı (DP) ve dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikleri gibi birinci nesil AHSS'ler, daha yüksek çalışma sertleşmesi oranları ve şekillendirilebilirlik ile geleneksel HSS çeliklerine benzer bir akma dayanımı aralığına sahiptir. Bu özellik kombinasyonu, gelişmiş bir süneklik sağlamak için ferrit matris ve yüksek mukavemet değerleri için daha sert bir ikinci faz

kullanılarak elde edilmiştir. TRIP çelikleri söz konusu olduğunda, yüksek gerilme seviyelerinde daha fazla süneklik ve çalışma sertleşmesi sağlamak için mikro yapıda yarı kararlı östenit tutulmuştur. Bu çeliklerin ulaştığı geliştirilmiş mukavemet-süneklik kombinasyonu, Şekil 2.1'de, düşük mukavemetli çelik saclara ait normal uzama-mukavemet eğrisinin üzerinde olduğu görülmektedir.

2000 ve 2010 yılları arasında giderek daha katı hale gelen emisyon kanunları, daha yüksek mukavemetli çelik türlerine olan ihtiyacı giderek arttırmıştır. Daha yüksek mukavemetli DP ve TRIP kalitelerinin (800 MPa çekme mukavemeti) piyasaya sürülmesi daha büyük zorluklar ortaya çıkarmıştır; soğuk preslenebilirken, özellikle daha yüksek baskı kuvvetleri sırasında görülen geri esneme ve kıvrılma problemlerinin yanı sıra takım aşınmaları nedeniyle boyutsal kontrol açısından zorluklar doğurmuştur. 1000 MPa çekme mukavemetine sahip DP ve TRIP çelikleri ile 1000–1500 MPa değerlerinin görülebildiği martenzitik çeliklerin piyasaya sürülmesi, şekillendirme proseslerinde geleneksel soğuk preslemeden, merdaneli şekillendirme, hidroforming ve sıcak presleme gibi alternatif proseslerle geçilmesine neden olmuştur. Bu durum, son zamanlarda gerekli mukavemet seviyelerini elde etmek için, ya yüksek sıcaklıklarda ya da yumuşatılmış durumdayken malzemenin preslenmesine ve daha sonra ısıl işlemden geçirilmesine dayanan martenzitik çelik levhalar üretmek için bir dizi alternatif yöntemlerin gelişmesine yol açmıştır.

Otomotiv yapılarında yaygın olarak kullanılan DP, TRIP ve martenzitik çeliklerin yanı sıra, birkaç özel çelik sınıfı daha geliştirilmiştir. Ferrit-beynit çelikleri, martenzit içeren çeliğin gerdirme flanşı veya delik delme gibi şekillendirme uygulamalarındaki zayıf performansına yönelik geliştirilip piyasaya sürülürken, çok fazlı çelikler ise düşük gerilmelerde şekil değişimi ve yüksek bir akma dayanımı gerektiren uygulamalar için faydalı olmuştur. Otomotiv çelik sac endüstrisi göz önünde bulundurularak geliştirilen bir dizi yeni nesil çelik türü mevcuttur. İkinci nesil AHSS olarak geliştirilen ikizlenme kaynaklı plastisite (TWIP) çelikleri, DP ve TRIP ile aynı çekme mukavemeti aralıklarına sahiptiler ancak önemli ölçüde daha yüksek süneklik gösterirler. Bahsi geçen geliştirilmiş süneklik, büyük bir alaşım maliyetini beraberinde getirmiştir ve bu da yaygın kullanımın önünde büyük bir engel teşkil eder. Çok fazlı mikroyapıların diğer varyasyonları da, özellikle baskın mikroyapısal bileşen olarak östenite dayalı olarak geliştirilmektedir.

2.6.5. Günümüzdeki ve Gelecekte AHSS'ler

Son yıllarda, üçüncü nesil AHSS'lerin geliştirilmesine yönelik önemli araştırmalar yapılmıştır. TWIP çelikleri gibi ikinci nesil AHSS'ler üstün mukavemet-süneklik kombinasyonları gösterirken, maksimum mukavemet elde etmek için gereken aşırı yüksek deformasyon seviyeleri nedeniyle genellikle otomotiv sektöründe kullanılan mevcut presleme işlemleriyle uyumsuz olarak kabul edilir. Ayrıca önemli ölçüde yüksek olan alaşım içerikleri, maliyeti arttırır ve bu parçaların kaynağında önemli sorunlara sebep olur. İkinci neslin alaşım maliyeti olmadan birinci nesle kıyasla

gelişmiş mukavemet ve süneklik kombinasyonları gösteren üçüncü nesil AHSS'ler geliştirmek için şu anda bir dizi tasarım denenmekte ve kullanılmaktadır. Örneğin, manganez içeriğini tipik TWIP konsantrasyonlarından ağırlıkça % 4–6 arasına düşürmek yeni tasarımlardan biridir. Bu çelikler, TRIP ve TWIP çeliklerinin göstermiş olduğu gerilme-uzama davranışlarının bir karışımını sergilerler. Bununla birlikte, belirtilen bu manganez konsantrasyonu yine de işleme zorluklarına ve fazladan maliyete yol açabilir. Diğer bir konsept ise, kontrollü termomekanik işlemler ile bir TRIP çeliğinde ultra ince ferrit tane boyutlarını hedeflemektedir. Yeni konseptlere ait laboratuvar sonuçları umut vadetmektedir, ancak üretim ortamında uygulama esnasında zorlukların olması muhtemeldir. Genel olarak, bu durum, herhangi bir yeni çelik türünde en büyük endişelerden biridir. Üretim maliyetlerinin artmaması için, bu çeliklerin mevcut diğer çelik türleri ile birlikte büyük bir işlem değişikliği olmadan üretilebilmeleri gerekir. Ayrıca üretilen parçalar arasında yüksek düzeyde ürün standardı ve tekrarlanabilirlik olması gerekmektedir. Bu gereksinimler, daha karmaşık olan yeni üretim yöntemleri için ciddi bir problemdir.

İlgi çeken önemli araştırmalardan biri de, su verme ve çözeltiye alma (Q&P) yöntemidir; bu yöntem, mevcut çelik türlerine benzer bileşimleri ve ticari olarak uygulanabilir bir ısıl işlem sürecini içerir, ancak bugüne kadar olan çalışmalar laboratuvarlar ile sınırlıdır. Q&P (su verme ve çözeltiye alma) çelikleri, TRIP ve DP çeliklerinden (1300–1800 MPa) daha yüksek bir çekme mukavemetine sahiptir ve uzama % 16–18 aralığındadır [137].

3. ORTA MANGANLI ÇELİKLER

Ortalama bir seviye olarak kabul edilebilecek (% 4–10) miktarlarda Mn içeren çelikler, üçüncü nesil AHSS performansına ulaşabilecek en ciddi adaylardan biri olarak görülmektedir.

Orta konsantrasyon oranına sahip Mn'li çelikler üzerine yapılan ilk detaylı çalışma (TWIP çeliklerindeki Mn içeriğine kıyasla) R. Miller tarafından gerçekleştirilmiştir [138]. Miller çok ince taneli çelik elde etme amacıyla 0.1C-5Mn çeliğini kullanmıştır. Oldukça yüksek bir soğutma hızı ile birlikte kritik bölgedeki düşük bir sıcaklıktan uzun süreli suya çekme işleminin uygulanması sonucu tane boyutunun 0.3–1.1 μm arasında olmasını başarmıştır. Bununla birlikte beklenen yüksek akma mukavemetine ek olarak malzeme yaklaşık %30'luk bir toplam uzama göstermiş ve ince mikroyapı derecesine bağlı olarak sabit deformasyon altında önemli miktarda kalıntı östenit ihtiva etmektedir.

Daha sonra, M. Merwin geleneksel TRIP ve TWIP çelikleri arasındaki mukavemet ve süneklik kombinasyonuna ulaşmak ve daha yüksek Mn'li çeliklerin potansiyelini göstermek amacıyla Miller' in deneylerini tekrarlamıştır [139–141]. Yazar 0.1 C ve % 5–7 Mn çelikleri kullanarak düşük ve yüksek sıcaklık noktalarını çoğaltarak farklı tavlama çevrimlerini simüle etmiştir. Sonuçlar göstermiştir ki, toplam %30'luk uzamada ~1100 MPa çekme mukavemeti ile ÇM x UU değeri 25000 MPa.% 'den daha büyük bir değere çıkabilmektedir. Kritik tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak bu çelikler hacimsel oranda % 20–30 kalıntı östenit içerirler. Bu çalışmalar, tavlama sıcaklığına oldukça bağımlı özellikler olduğunu ve kalıntı östenitin hacminin süneklik ile direkt bir ilişkisi olmadığını göstermiştir.

Yüksek mukavemetli fakat sınırlı bir miktarda deformasyon sertleşmesi gösteren çok ince taneli mikronaltı tek fazlı malzemelerin aksine bu orta Mn'li çelikler kalıntı östenitin dönüşümünden kaynaklanan TRIP etkisi sayesinde yüksek oranda deformasyon sertleşmesi gösterirler [142].

M. Merwin tarafından ortaya çıkarılan bu özelliklerin kombinasyonu, orta Mn'li çelikler üzerine olan ilgiyi arttırdı. Bu özellikleri daha ileriye götürmek, kalıntı östenit miktarının ve kararlılığının sıra dışı doğasını açıklamak, proses penceresini genişletmek ve çalışma sertleşmesinin kontrolü için gerekli metotları bulmak amacıyla birçok yayın ortaya çıkmıştır. İlgili yayınlardaki bazı veriler Tablo 3.1'de özetlenmiştir. Bu bilgiler; farklı yazarlara ait verilere dayanmaktadır [3, 71, 143].

Orta Mn'li çelikler üzerine yapılan birçok çalışma daha iyi özellik kombinasyonlarını ortaya çıkarmak için çeliğin kompozisyonunun optimizasyonunu, mikroyapının ve tavlama parametrelerinin özellikler üzerine etkilerini ve gerilme-gerinme eğrisi üzerindeki başlıca değişimlerin ortaya çıkarılmasını amaçlamıştır.

Tablo 3.1. Orta Mn konseptine odaklı bazı çalışmalar [5]

Çelik Bileşimi	Ön Şekillendirme	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi	Referans
0.11C–5.7Mn	Soğuk Hadde	520–640	1–16 saat	3, 138
(0.01–0.4)C–5Mn–(0.006–2)Si	Sıcak Hadde	700–900	1 saat	138, 144
0.12C–5.1Mn	Sıcak Hadde	650–700	20 dk.–26 saat	144
(0.01–0.4)C–5Mn	Sıcak Hadde	625–675	3 saat	160
0.15C–4/6.5Mn–0.5Si	Sıcak/Soğuk Hadde	620–675	1–12 saat	71
0.1C–(5–7)Mn–0.12Si	Sıcak Hadde	540–730	~16 saat	143
0.12C–(5,6)Mn–0.5Si–1.3Al	Soğuk Hadde	660–840	2 dk.	139
(0.2–0.4)C–(5.7) Mn	Dövme	650	6 saat	70, 157
0.15C–6Mn–1.5Si	Soğuk Hadde	640–680	3 dk.	152, 159

3.1. Orta Manganlı Çeliklerin Özelliklerini Etkileyen Parametreler

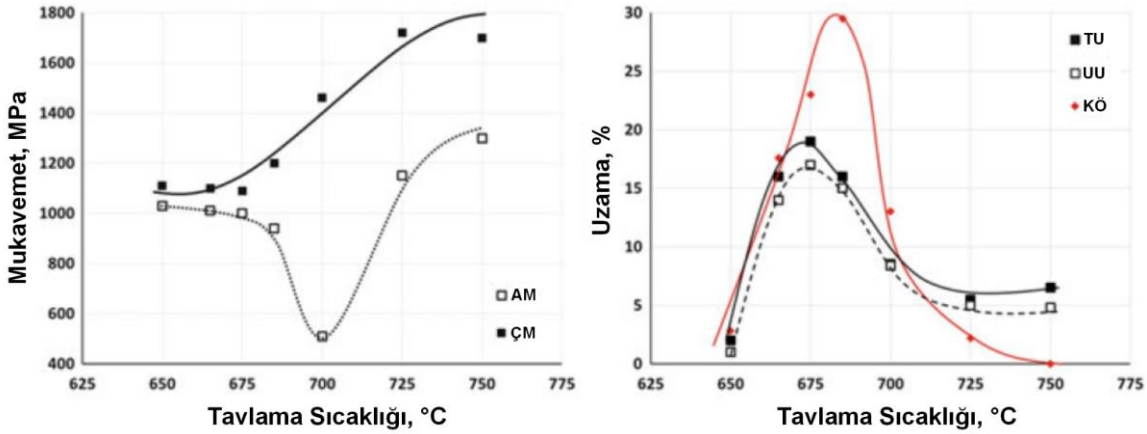
Yapılan çalışmalara bakıldığında, bu çeliklerin özelliklerine etki eden faktörlere ait veriler yapılan deneylerle açıklanmış ve orta Mn'li çeliklerin üçüncü nesil AHSS çeliklerinin özelliklerine ulaşmaya aday olduğu görülmüştür.

3.1.1. Kritik Tavlama Sıcaklığı ve Süresinin Etkileri

Orta Mn çeliklerinin ısıl işlemlerine ilişkin bilinen veriler, Tablo 3.1'de gösterildiği gibi farklı bekleme süreleri için farklı sıcaklık aralıklarında uygulanmış, farklı başlangıç mikroyapılarına sahip farklı bileşimlerdeki ve sıcak veya soğuk deformasyon yöntemlerinin tatbik edildiği çelikler üzerinde elde edilmiştir. Bununla birlikte bütün çalışmalar temel tavlama parametrelerinin gözlemlenen etkilerinin anlaşılmasını sağlayacak şekilde aynı eğilimi göstermiştir.

Furukawa tarafından gerçekleştirilen çalışmalarından başlayarak araştırmacılar orta Mn'li çeliklerin özelliklerinin tavlama sıcaklığına oldukça bağlı olduğuna vurgu yapmışlardır [144]. Örneğin, 675 ºC'de 1 saatlik tavlama sonrası % 5 Mn içeren bütün çeliklerde karbon oranından bağımsız olarak maksimum ÇM x UU gözlemlenmiştir.

0.16C-3.95Mn-0.5Si-0.05Nb bileşimine sahip soğuk haddelenmiş çeliğin farklı sıcaklıklarda 180 saniyelik bir bekleme süresi ve 10 ºC/s soğuma hızı ile tavlanması sonucu, tavlama sıcaklığının mekanik özellikler üzerindeki etkisi Şekil 3.1'de gösterilmiştir. Ayrıca XRD ile tespit edilen kalıntı östenitin hacimsel oranı da verilmiştir.



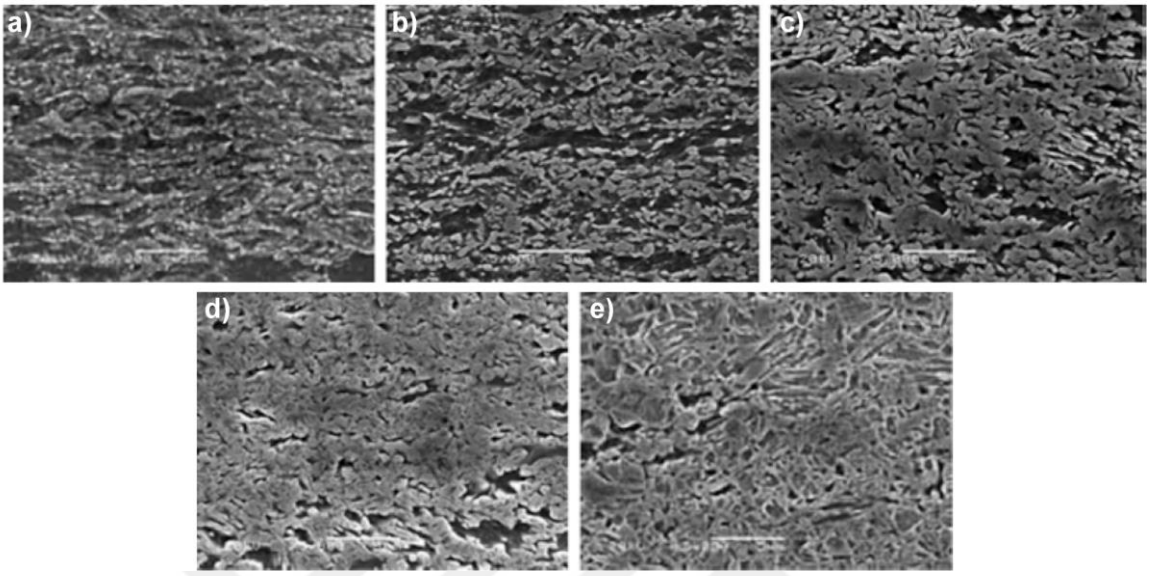
Şekil 3.1. Tavlama sıcaklığının gerilme-uzama davranışı ve kalıntı östenitin hacim fraksiyonu üzerindeki etkisi; a) akma/çekme mukavemeti, b) üniform/toplam uzama ve kalıntı östenit hacmi [145]

Tavlama sıcaklığına bağlı olarak mukavemet ve sünekliğin çok değişken olduğu görülmüştür. Çekme mukavemeti 1000–1800 MPa arasındadır fakat 675–700 ºC sıcaklıkları aralığında ani bir değişim görülmektedir. 685 ºC'ye kadar olan sıcaklıklar için akma mukavemeti nispeten sabit kalmıştır (yaklaşık 100 MPa), 700 ºC'de belirgin bir düşüş görülmektedir ve daha sonra tavlama sıcaklığının 725 ve 750 ºC sıcaklıklara çıkarılmasıyla yükselmiştir. 675 ºC tavlama sıcaklığında toplam uzama maksimum değer olan %19'a ulaşmıştır ve 665–685 ºC arasında yaklaşık %16 olup ÇM değeri 1100–1200 MPa'dır. Belirtilmelidir ki şekillendirilebilirlik bakımından daha önemli olan tahmini üniform uzama miktarı bu sıcaklık aralığında yaklaşık %15'dir. 685 ºC tavlama sıcaklığında ferrit-östenit-martenzit mikroyapısındaki östenit miktarı %30'a kadar artmıştır ve daha sonra bu artış tavlama sıcaklığının artışı ile düşüşe geçmiştir. En iyi kombinasyon (ÇM=1084 MPa, TU=%19) 675 ºC'de görülmüştür [145].

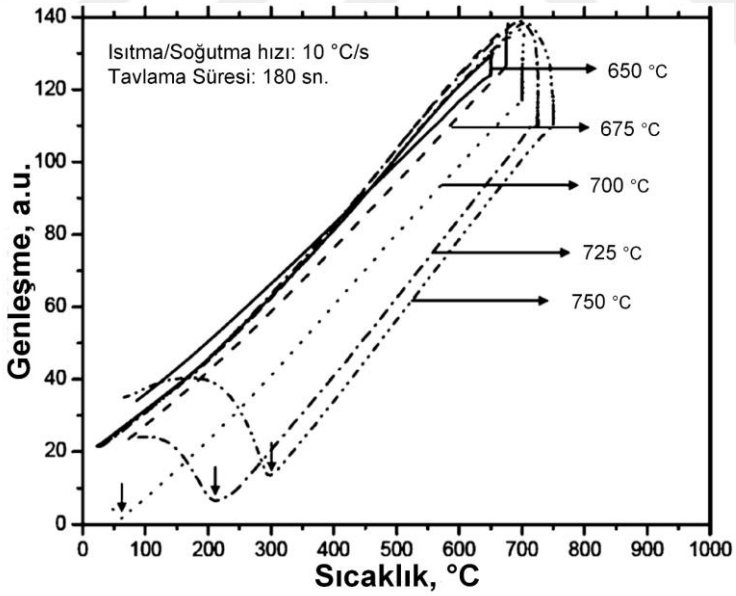
Mikroyapı gözlemlerinde soğuk haddeleme ve 650 ºC'de tavlama sonrasında mikroyapıda yeniden kristalleşmemiş ferrit, martenzit ve sementit görülmüştür (Şekil 3.2a). Son iki bileşen başlangıçtaki sıcak haddeleme sırasında bulunan martenzitin temperlenmesi sonucu oluşmuştur. Bu toparlanma tavlaması mikroyapısı çok yüksek akma gerilmesi ve düşük süneklik meydana getirmiştir. Bu çeliğin Ac_1 sıcaklığı 560 ºC olduğundan bir miktar östenit oluşur ve daha sonra soğuma esnasında yeniden martenzite dönüşür.

665 ve 675 ºC'deki tavlama işlemlerinden sonra mikroyapı kısmen birincil ferrit ve ince taneli martenzit-östenit (<1 μm, Şekil 3.2b) fazından oluşan dubleks yapıyı içerir. Manyetik ve XRD teknikleriyle kalıntı östenitin önemli bir kısmı tespit edilmiştir. Bununla birlikte, görüntü analiziyle saptanan martenzit-östenit hacim fraksiyonu, XRD kullanılarak elde edilen kalıntı östenitin hacim fraksiyonundan daha yüksektir ve soğuma sırasında oluşan östenitin martenzite (% 15'e kadar) kısmi dönüşümü gerçekleştiği görülmüştür. 700 ºC'nin üzerinde olan sıcaklıklardaki tavlamalarda mikroyapı daha yüksek çekme dayanımı ve daha düşük akma/çekme mukavemeti

oranına sahip olan tipik bir çift fazlı çelik olup ferrit ve çoğunlukla martenzit yapısından oluşmaktadır (Şekil 3.2c-e).



Şekil 3.2. Farklı sıcaklıklarda tavlanan 0.15-4Mn çeliğine ait numunelerin mikroyapısını gösteren SEM mikrografları; Tavlama sıcaklığı, (a) 650, (b) 675, (c) 700, (d) 725 ve (e) 750 ℃ [5]

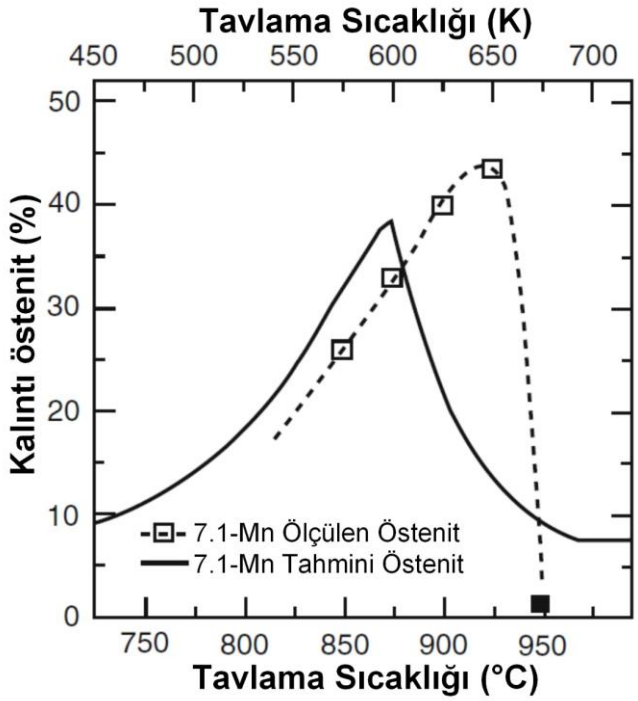


Şekil 3.3. Tavlama sıcaklığının genleşme eğrileri üzerindeki etkisi; T_A = 650 ve 675 °C'de hiçbir martenzit dönüşümü gözlenmemiştir, T_A = 700, 725, 750 °C'de soğutma sırasında martenzit dönüşümü gerçekleşmiştir [5]

Mikroyapı gözlemlerine dayanan bu sonuçlar, farklı ilk tavlama sıcaklıklarından soğuma esnasında dilatometre ile elde edilen östenit dönüşüm verileri ile uyum içindedir. Şekil 3.3'te gösterildiği gibi 650 ve 675 ℃'de tavlama sonrası 10 ℃/s soğuma hızı için genleşme eğrileri,

tekniğin doğruluğu dâhilinde, oda sıcaklığının üzerinde oluşan östenitin herhangi bir tür dönüşümünü göstermez. Bu durum önemli miktarda kalıntı östenitin varlığını doğrular niteliktedir. Daha yüksek tavlama sıcaklıklarında daha düşük C içeriğine sahip olan östenitin büyük bir miktarı soğuma esnasında martenzite dönüşmüştür, bu nedenle kalıntı östenit miktarı daha azdır.

Malzeme özelliklerinin ve kalıntı östenit miktarının tavlama sıcaklığı ile oldukça ilişkili olması, Zhao ve diğerleri tarafından rapor edilen hesaplamalar ve deney sonuçları ile de gösterilmiştir [146], bunun yanı sıra benzer sonuçlar, Gibbs ve ark. tarafından, karbon veya mangan içeriğine, tavlama süresi veya uygulanan ön işlemlere bakılmaksızın, verilmiştir (Şekil 3.4) [75].



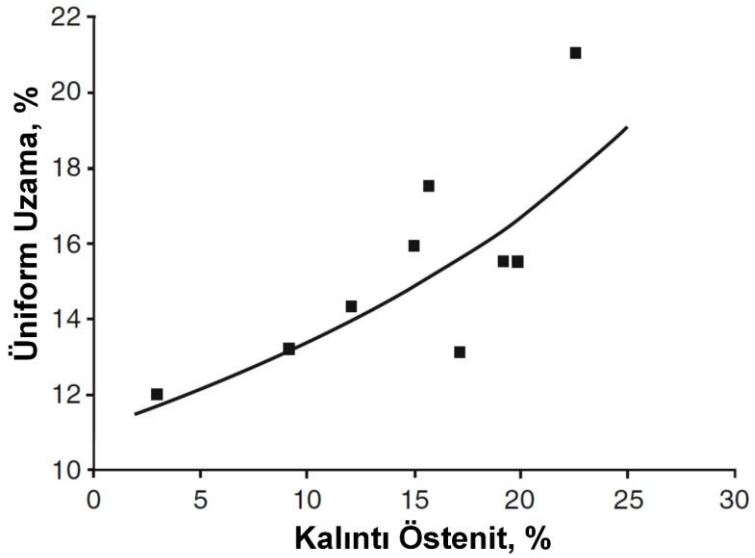
Şekil 3.4. 0.1C-7.1Mn-0.12Si çeliğinde tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit hacim fraksiyonunda meydana gelen değişim [75]

Özellikle, Furukawa tarafından yapılan gözlemlere göre, tavlama süresindeki artış, örneğin tavlama süresisin 5 dakikadan 1 saate çıkarılması, maksimum özelliklerinin elde edildiği tavlama sıcaklığını düşürmüştür. Beklenen daha yüksek kalıntı östenit miktarı nedeniyle süneklik biraz artmıştır. Bununla birlikte, tavlama sıcaklığı ile ÇM–TU dengesindeki keskin değişiklikler değişmemiştir [144].

3.1.2. Kalıntı Östenitin Hacim Fraksiyonunun ve Kararlılığının Orta Manganlı Çeliklerin Özellikleri Üzerindeki Etkisi

Tavlama sıcaklığının mekanik özellikler üzerindeki önemli etkisi ile alakalı ilk soru, kalıntı östenit miktarı ile açıklanıp açıklanamayacağıdır. Arlazarov ve arkadaşları, 1–30 saat arasındaki

farklı tavlama sürelerinin 0.09C-4.6Mn çeliğinin özelliklerine etkilerini incelerken, KÖ'nün hacim oranındaki artış ile üniform uzamanın artış eğiliminde olduğunu tespit etmiştir (Şekil 3.5) [6].



Şekil 3.5. Kalıntı östenit fraksiyonunun üniform uzama üzerindeki etkisi [6]

Aynı zamanda, yayınlanan çalışmaların büyük bir kısmında uzama (üniform veya toplam) ile kalıntı östenit arasında direkt bir bağlantı olmadığını göstermiştir. Bunun yerine, kararlı olmayan östenitin soğuma esnasındaki kısmi dönüşümünden dolayı yeni oluşan martenzitin hacimsel oranının yüksek olması ve bundan ötürü görülen mukavemet artışı sebebiyle azalan uzama dengesine bağlı olarak, mukavemet ve süneklik özelliklerinin bir kombinasyonu ile kalıntı östenit hacim oranı arasındaki ilişkiden ÇM x TU (MPa.%) bağıntısı bulunmuştur. Özellikle Şekil 3.1 göstermiştir ki, maksimum toplam uzama 675 ºC'deki tavlama sonrası görülmüştür. 685 ºC'ye kadar olan daha yüksek tavlama sıcaklıklarında kalıntı östenit hacim oranındaki artışa rağmen toplam uzama azalmıştır. Benzer gözlemler, orta Mn'li çeliklerin sünekliğinin toplam kalıntı östenit miktarına değil kararlılığına bağlı olduğu varsayımını destekler, çünkü kararsız kısımlar erken deformasyon aşamalarında martenzite dönüşürken, oldukça kararlı olan film tipi kalıntı östenit, TRIP etkisine hiç katkıda bulunmaz [147].

Tablo 3.2, 0.15C-4Mn-0.5Si-0.05Nb çeliğinin farklı tavlama sıcaklıklarındaki mekanik özelliklerini göstermektedir [145]. Ayrıca deforme olmuş (çatlak kenarı) ve olmamış bölgelerdeki kalıntı östenit miktarını XRD ve manyetik doygunluk ile ölçümünü göstermektedir. 665–685 ºC sıcaklık aralığı için elde edilen sonuçlar, çekme deformasyonu sonrası kalıntı östenit miktarındaki azalmanın TRIP etkisinin oluşumunu doğruladığını göstermektedir. Öte yandan nihai gerinmede farklı oranlarda KÖ dönüşümü gözlemlenmiştir; 665, 675 ve 685 ºC sıcaklıklardaki tavlama işleminden sonra, sırasıyla 0.52, 0.50 ve 0.65 değerleri, kalıntı östenitin kararlılığının maksimum

olduğu tavlama sıcaklığının 675 ºC olduğunu göstermektedir. Bu sonuçlar, Gibbs ve arkadaşları tarafından elde edilen ve maksimum süneklik derecesine, östenitin en kararlı olduğu koşullar altında ulaşıldığını gösteren veriler ile uyumludur.

Tablo 3.2. Tavlama sıcaklığının çekme özellikleri üzerindeki etkisi ile deformasyon öncesi ve sonrasındaki kalıntı östenitin hacim fraksiyonu [145]

Tav. Sıc. (°C)	AM (MPa)	ÇM (MPa)	UU (%)	TU (%)	KÖ, % (Def. Öncesi)		KÖ, % (Def. Sonrası)
					Manyetik	XRD	Manyetik
650	1038	1105	0.6	1.1	4.2	3	–
665	1018	1094	14.2	15.9	22.7	18	11
675	996	1084	17.3	19.1	26.4	23.7	13.3
685	945	1187	15.1	15.9	32.8	29.6	11.6
700	528	1465	8.6	8.8	22	12.9	–
725	1145	1726	5	5.1	7.1	2.3	–
750	1307	1694	4.5	6.2	4.3	–	–

Lee ve De Cooman, 0.3C-6Mn içeriğine sahip bir çelik için oda sıcaklığına soğuttuktan sonraki kalıntı östenit miktarının tahminine dayanarak tavlama sıcaklığı belirleyen bir yaklaşım açıklamıştır [166]. Tahminleri, çekirdeklenme ve kısmi difüzyon kontrollü büyüme ile martenzitin östenite kısmi ters dönüşümü varsayımı altında östenitin her bir tavlama sıcaklığında hesaplanmış kimyasal bileşimine ve östenitin tane boyutuna dayanmaktadır. Buna karşılık kalan martenzit ısıtma esnasında yeniden kristallenmiş ferrit oluşturmaktadır.

$$M_S(°C) = 545 - 421X_C - 30.4X_{Mn} \quad (3.1)$$

ThermoCalc ile hesaplanan C ve Mn türevli modifiye edilmiş denklem kullanılarak yazarlar oda sıcaklığına (RT) göre M_S sıcaklık pozisyonunu kullanarak östenitin kararlılığını değerlendirdiler: M_S <RT, tamamen kararlı östenite, M_S >RT>M_f ise östenitin tamamen martenzite dönüşümüne karşılık gelmiştir.

Bu hesaplamalar, belirli bir tavlama sıcaklığında (T_M: Max. KÖ sıcaklığı) maksimum kalıntı östenit miktarının varlığını doğrulamıştır ve östenit karalılığına bağlı olarak üç farklı tipte çekme davranışı belirlenmiştir. T_M'nin üzerindeki sıcaklıklarda, çekme mukavemeti yüksektir ve soğuma sırasında oluşan önemli miktardaki martenzit yapısından dolayı süneklik sınırlıdır. T_M civarındaki sıcaklıklarda yapılan tavlama ile az miktarda martenzit ve çok miktarda kalıntı östenit elde edilir ve çekme deformasyonu sırasında oluşan TRIP etkisi ve yüksek çalışma sertleşmesi oranından dolayı daha yüksek uzama kabiliyeti ile yüksek mukavemet sağlanır. Tavlama sıcaklığı T_M'ye

yaklaştıkça, kalıntı östenitin kararlılığı ve TRIP etkisi gerilmesinin arttığı gözlemlenmiştir. T_M'nin biraz altındaki sıcaklıklarda, mikroyapı çok ince taneli ferrit ve kararlı östenit karışımıdır ve deformasyon sırasında herhangi bir martenzit oluşumu gözlemlenmemiştir, bu da çok az miktarda çalışma sertleşmesine, daha düşük mukavemet ve süneklik ile sonuçlanmıştır.

Bu sonuçlar T_M civarı ve üzerindeki iki farklı tavlama sıcaklığı (600–650 ºC) arasındaki karşılaştırma ile çok ince taneli 0.009C-7.09Mn-0.13Si çeliğinin akma esnasındaki yapısının TEM analizi ile desteklenmiştir [168]. Düşük kritik sıcaklık tavlamasında (600 ºC) ferrit ve östenitten oluşan ince taneli dubleks mikroyapısının oluştuğu görülmüştür. Bu yapının akması ferritin plastik deformasyonu nedeniyle Lüders bantlarının oluşmaya başlaması ve yayılımı olarak ortaya çıkmıştır. Östenitin, gerinmenin neden olduğu dönüşümü dikkate değer bir akma noktasının uzamasından sonra gerçekleşmiştir. 650 ºC'deki tavlamadan sonra mikroyapı, ferrit, martenzit ve daha az kararlı olan östenitten oluşmuştur. Daha düşük çekme gerilmesinde meydana gelen akma, östenitin gerilmeden dolayı olan dönüşümü ile gerçekleşmiştir

3.1.3. Manganezin Etkisi

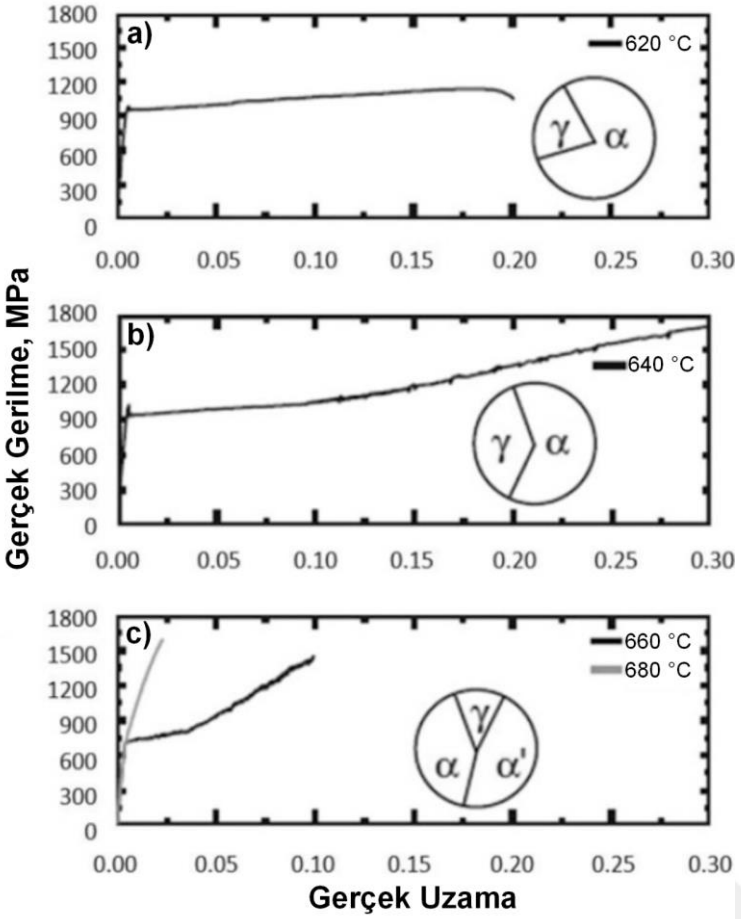
TRIP etkisini kullanarak elde edilen yüksek sünekliğe sahip, kritik tavlama işleminin uygulandığı orta Mn'li çeliklerin sayısız çalışması, % 4'ten % 10'a kadar olan geniş bir Mn konsantrasyon aralığını kapsamaktadır.

Mn içeriği yükseldikçe, Mn'nin katı çözelti güçlendirmesi ile daha yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonunun elde edilebildiği ve iki fazlı bölgede oluşan östenitin daha yüksek kararlılığından dolayı kalıntı östenit hacim oranının daha yüksek olduğu görülmüştür.

Şimdiye kadar, orta manganlı çeliklerin bilinen maksimum çekme mukavemeti 1200 MPa'yı aştığı görülmemiştir. Fakat çekme mukavemeti-uzama dengesi (Bu nedenle ÇM x TU) Mn içeriğine karşı oldukça duyarlıdır. Özellikle, 0.16C-4Mn-0.5Si-0.05Nb çeliği için en iyi özellik kombinasyonu; ÇM=1100 MPa ve TU=%19 (~%30 Kalıntı östenit) olarak elde edilmiştir. 0.16C-6.7Mn-1.5Al çeliği için; ÇM=1200Mpa ve TU=%25 (~%33 Kalıntı östenit) olarak elde edilmiştir [156]. Öte yandan Mn içeriğindeki artış, östenit oluşumu ve ferritin yeniden kristalleşmesi arasındaki mücadelenin daha belirgin olduğu iki fazlı bölgede, Ac_3 sıcaklığını düşürerek daha düşük tavlama sıcaklıkları gerektirir

3.2. Orta Manganlı Çeliklerde Yerel Deformasyon ve Deformasyon Sertleşmesi

Şekil 3.6, tavlama sıcaklığına ve dolayısıyla mikroyapı bileşenleri arasındaki orana bağlı olarak Mn'li çeliğin oldukça farklı gerinme sertleşmesi davranışlarının basitleştirilmiş bir şematik diyagramını sunmaktadır [166].



Şekil 3.6. Farklı sıcaklıklarda tavlanmış 0.3C-6Mn çeliği numunelerinin gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri; a) 620 °C, b) 640 °C, c) 660 ve 680°C (Pasta grafiği, kritik tavlamadan sonra numunelerdeki faz içeriğini göstermektedir) [5]

620ºC' de tavlanmış 0.3C-6Mn çelik numunesi, gerinim ile uyarılan martenzit dönüşümü göstermediğinden dolayı, çok sınırlı bir çalışma sertleşmesi görülmüştür (Şekil 3.6a). 660 ºC ve 680ºC' de tavlanmış numunelerin mekanik davranışları Şekil 9.6c'de gösterilmiştir. 680 ºC'de tavlanmış numune, oda sıcaklığının üzerinde olan M_S'den dolayı soğuma esnasında östenitin dönüşümü sonucu yüksek miktarda oluşan martenzit fazı nedeniyle yüksek çekme mukavemetine sahip ancak sınırlı bir sünekliğe sahiptir. Öte yandan 660 ºC'de tavlanmış numune, az miktarda martenzit içermekle birlikte yüksek miktarda kalıntı östenit ihtiva etmektedir. Bu numunenin mukavemeti 680 ºC'de tavlanmış numunenin mukavemeti ile kıyaslanabilir, ancak çekme deformasyonu esnasında harekete geçen TRIP etkisinden dolayı uzama miktarı daha fazladır. Grafik ayrıca, 640 ºC'de tavlanmış numuneye kıyasla deformasyonun başlangıcında çalışma sertleşmesi oranının çok daha fazla olduğunu göstermektedir. Ancak, martenzit fazının küçük gerinmelerle birlikte oluştuğundan, süneklik 640 ºC'de tavlanan numuneye kıyasla daha düşüktür.

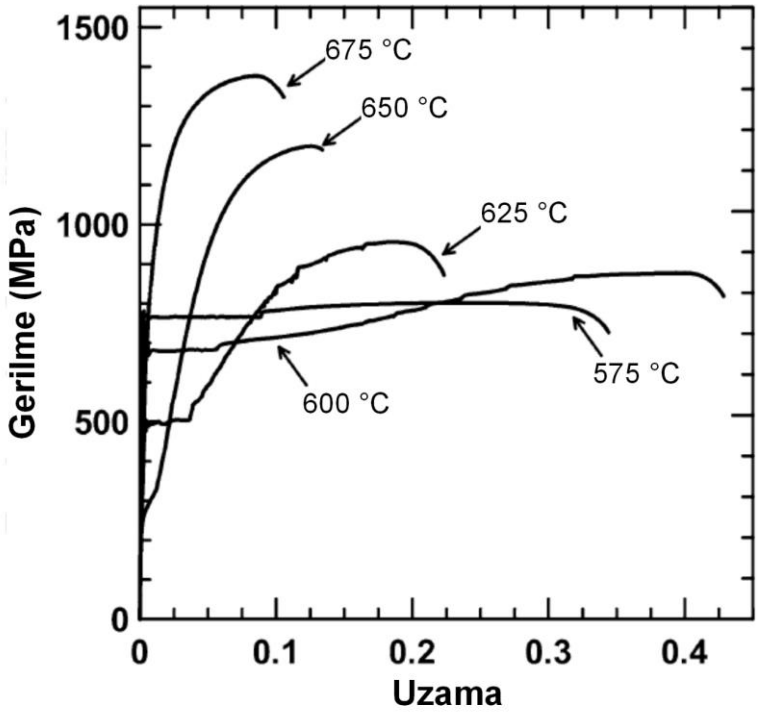
640 ºC'de tavlanan numune (Şekil 3.6b) çekme testi esnasında kalıntı östenit miktarının büyük bir bölümünün (%80) martenzite dönüşmesi ile oluşan TRIP etkisinden dolayı oldukça

yüksek bir çalışma sertleşmesi oranına sahiptir. Östenitin kararlılığı, deformasyonun erken evrelerinde martenzite dönüşümü önleyen ana faktördür.

Lee ve diğerleri tarafından da benzer sonuçlar elde edilmiştir. 0.05C-6.15Mn-1.5Si çeliğine uygulanan çalışmada; farklı tavlama sıcaklıklarında yüksek ısıtma oranları kullanılarak başlangıçta tamamen martenzitik olan mikroyapıdan östenit geri dönüşümü gerçekleşmiştir [68]. Düşük tavlama sıcaklığında (640 ºC), çekme gerinmesi esnasında östenitin martenzite dönüşmediği ve TRIP etkisi olmaksızın en iyi uzama, deformasyonun çoğunlukla çalışma sertleşmesi olmadan Lüders bantlarının çoğalmasıyla meydana geldiği durumlarda gözlemlenmiştir. Gözlemlenen yüksek uzama ikinci bir faz olarak östenitin varlığı ve östenit bölümleri ile ferrit matrisi arasındaki faydalı gerinme paylaşımı nedeniyle, yani bir arada bulunan iki sünek fazın dubleks tipi davranışından kaynaklanmıştır [148–150].

660 ºC'deki tavlamadan sonra, deformasyonun erken evrelerinde başlayan birkaç bant oluşumuna bağlı olarak yüksek akma noktası uzaması ve daha sonra östenitin TRIP mekanizması ile dönüşümü sonucunda yüksek oranda çalışma sertleşmesi elde edilmiştir ve en iyi mukavemet-süneklik kombinasyonu sağlanmıştır.

Sun ve arkadaşları, ferrit matrisi içinde Lüders bantlarının yayılımına ve sonrasında östenit fazının büyük bir bölümündeki TRIP etkisine dayanan önemli ölçüde artmış süneklik ile anormal çalışma sertleşmesi oranına işaret etmiştir [151]. Benzer sonuçlar Gibbs ve arkadaşları tarafından da sunulmuştur (Şekil 3.7) [75].



Şekil 3.7. Farklı sıcaklıklarda 1 hafta süresince tavlanmış 0.1C-7.1Mn çeliği numuneleri için gerilme-uzama eğrileri [75]

Yüksek miktarda uzama gösteren 575 °C'de tavlanmış 0.1C-7.1Mn çeliği numunesi, yüksek akma dayanımı, akma noktası uzaması ve sınırlı seviyede gerinme sertleşmesine sahiptir. Bu veriler, östenitin martenzite (direkt TRIP etkisi) gerinme ile uyarılmış dönüşümünün sınırlı bir katkı sağladığını gösterir. Bu durum, gerinmenin bir fonksiyonu olarak kalıntı östenit fraksiyonunun ölçümleri ile doğrulanmıştır. Daha yüksek tavlama sıcaklığında (600 °C), daha geniş bir akma noktası uzaması ve devamında girintili bir gerilme-gerinme eğrisiyle TRIP etkisine bağlı çalışma sertleştirmesi görülmüş, ayrıca gözlemlenen en yüksek uzama meydana gelmiştir. Tavlama sıcaklığının daha da arttırılması, DP çelikleri için tipik olarak düşük akma gerilmelerinde çalışma sertleşmesinin artmasıyla, akma dayanımında belirgin bir düşüşe yol açmıştır.

Shi ve arkadaşları, ideal tavlamadan sonra orta Mn'li çeliklerinin çalışma sertleştirmesi davranışının üç aşamaya ayrılabileceğini öne sürmüşlerdir [152]. Bu yazarlar, başlangıçta martenzitik mikroyapı içeren 0.2C-(5-7)Mn çeliği kullanmıştır; çift tavlamadan sonra % 34–44 oranında kalıntı östenit oluştuğu görülmüştür. Aşama I, çekme gerinmesi ile birlikte çalışma sertleşmesi oranının düştüğü andır. Bu aşamayı, çalışma sertleşmesi oranının artması (Aşama II) ve daha sonra tekrar düşmesi (Aşama III) takip eder. Düşük gerinmelerdeki (0.05'den az), çalışma sertleşmesi hem ferrit hem de östenitteki dislokasyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. Artan gerinme ile çalışma sertleşmesi östenitin martenzite dönüşümü (TRIP etkisi) ile belirlenmektedir. 0.15'den daha büyük gerinmelerde, çalışma sertleşmesi oranı, kalıntı östenit miktarındaki belirgin bir düşüş nedeniyle önemli miktarda azalır.

Bahsi geçen çalışmalardan çıkarılacak ana sonuç, orta Mn'li çeliklerinin çalışma sertleşmesi davranışının, tavlama parametreleri (sıcaklık ve zaman) ve ayrıca çeliğin kimyasal bileşimi tarafından belirlenen kalıntı östenitin kararlılığı ile kontrol edilebilmesidir.

3.3. Başlangıç Mikroyapısı ve Östenit Geri Dönüşümünün Mikroyapı Gelişimi ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi

Nihai ısıl işlemlerden önceki ön prosesler ve ilgili mikroyapı, östenit oluşumunu ve morfolojisini, kalıntı östenitin kararlılığını ve nihai mekanik özellikleri etkileyebilir. Arlazarov ve arkadaşları 0.1C-4.6Mn çeliğinin tavlamasından sonra mekanik özellikleri, iki farklı başlangıç mikroyapısıyla karşılaştırmıştır: Beynit-martenzit mikroyapısı sıcak haddelemeden sonra elde edilmiştir ve soğuk haddeleme ve su verme (deforme olmayan) işlemi ile martenzitik mikroyapıya ulaşılmıştır [4]. Tavlama sıcaklığına ve zamanına (63 saate kadar) bağlı olarak, östenit fraksiyonları oluşmuştur ve ferrit farklı derecelerde yeniden kristalleştirilmiştir. Ön soğuk deformasyon işlemi, ısıtma esnasında östenit oluşumunu hızlandırmış ve tamamen poligonal olan nihai mikroyapının morfolojisini oldukça etkilemiştir.

Deforme olmamış martenzitin tavlanması (çift tavlama) sırasında östenitin martenzitten oluşumu östenit geri dönüşümünü (ART) anlamına gelir. Bu östenitin morfolojisi, dönüşüme hâkim

olan ART mekanizmasına bağlı olarak çıta tipi ya da çokgen şeklindedir. Bu morfoloji, çıta tipi östenitin başlangıç martenzit çıtaları boyunca çekirdeklenmesi ile [102] ya da ilk östenitleşme sırasında oluşan yüksek açılı birincil östenit tane sınırlarında poligonal östenitin çekirdeklenmesi ile şekillenir [153].

Han ve Lee tarafından yapılan çalışmada gösterildiği gibi östenit geri dönüşüm mekanizması, ısıtma hızına bağlıdır [154]. 0.05C-(5-9) Mn alaşımlarında östenit geri dönüşümü, sementit çökelmesi olmadan 15 ºC/s'den yüksek ısıtma hızlarında meydana gelirken, düşük ısıtma hızlarında (15 ºC/s'nin altında) ilk olarak sementit arayüzeyler boyunca oluşur ve martenzitten östenite dönüşüm, difüzyon mekanizması ile sementit tanecikleri etrafında oluşur. Birincil mikroyapının tipi ve martenzitten östenite geri dönüşümünün difüzyonsuz gerçekleşmesi, kalıntı östenitin morfolojisini ve kararlılığını etkiler. Han ve Lee'ye göre, difüzyonel dönüşüm, düşük dislokasyon yoğunluğuna ve ilk temperlenmiş martenzitik matrise göre daha yüksek Mn içeriğine sahip 200–250 nm boyutunda küresel östenitlerin oluşmasını sağlamıştır. Difüzyonsuz dönüşüm, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve başlangıçtaki martenzitteki Mn içeriğine yakın büyük boyutlu (200–300 nm genişliğinde ve 400–700 nm uzunluğunda) çıta şeklinde östenit taneleri meydana getirmiştir. Bu gözlemlere dayanarak, yazarlar büyük olasılıkla "küre" östenitin çıta tipi östenitinden daha yüksek kararlılığa sahip olduğu sonucuna varmıştır.

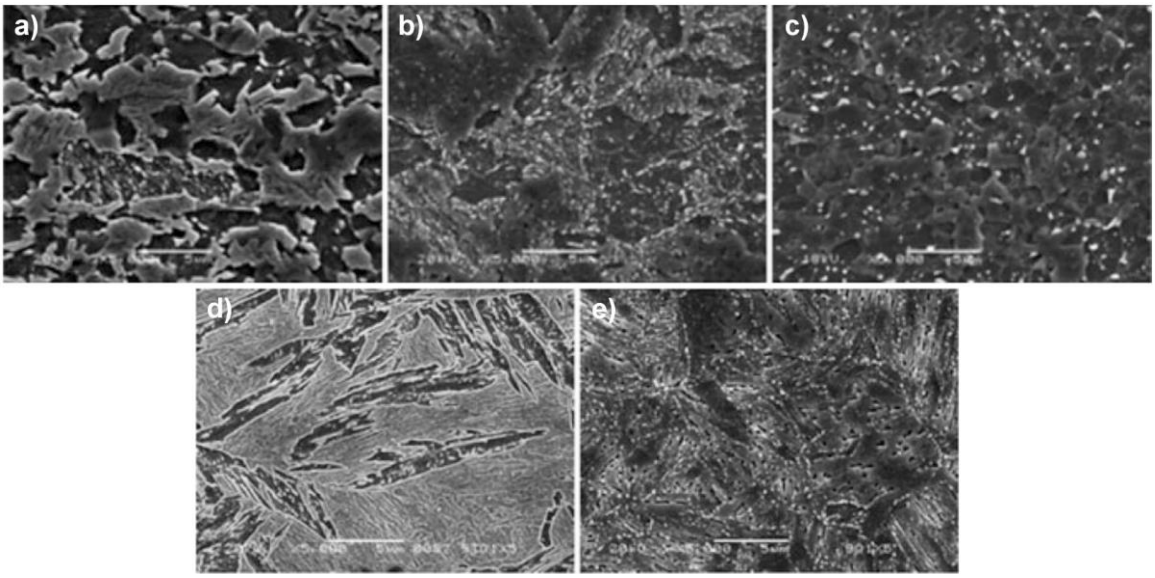
Cao ve arkadaşlarına göre, ön su verilmiş 0.2C-5Mn çeliğinin tavlanması esnasında ART ile birlikte ferritin yeniden kristalleşmesi görülmemiştir, böylece uzun süreli su verme işleminden sonra bile çok ince tabakalı ferrit-östenit mikroyapısı gözlemlenebilir. Bu durum, Mn/C arayüz segregasyonlarına dayandırılabilir [155].

Arlazarov ve ark. 650–750 °C aralığında kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında ferritin yeniden kristalleşmesinin östenit oluşumu ile engellendiği gözlemleyerek, ferrit rekristalizasyonu ile östenitleşme arasındaki etkileşimi bulmuşlardır. Kontrollü miktarda östenit ile yeniden kristalleşmiş bir mikroyapı elde etmeye çalışılan yazarlar, uzun bir ıslatma süresinin istenilen yapıya ulaşmaya yardımcı olabileceği sonucuna varmışlardır. Bununla birlikte, çift tavlama sırasında bekleme süresinin (5 saate kadar) oldukça küçük bir pozitif etkisi görülmüştür, oysa 63 saatlik bekleme süresi hem mukavemetin hem de sünekliğin azalmasına neden olmuştur.

İlk mikroyapının etkileri 0.16C-4Mn-0.5Si-0.05Nb ve 0.16C-6.7Mn-1Si-1.48Al çelikleri kullanılarak değerlendirilmiştir.

Haddelenmiş Mn çelikleri çok yüksek mukavemete sahip olduklarından, haddelenmiş malzemelerin bölümleri çeşitli sıcaklıklarda tavlama ile yumuşatılmıştır. Nihai tavlama döngüsü, 10 °C/s'lik bir ısıtma hızı ile 650–750 °C arasında değişen sıcaklıklara ısıtmayı, 180 saniye boyunca tavlama sıcaklıklarında beklemeyi ve 10 °C/s soğutma hızı ile oda sıcaklığına soğutmayı içermektedir [156].

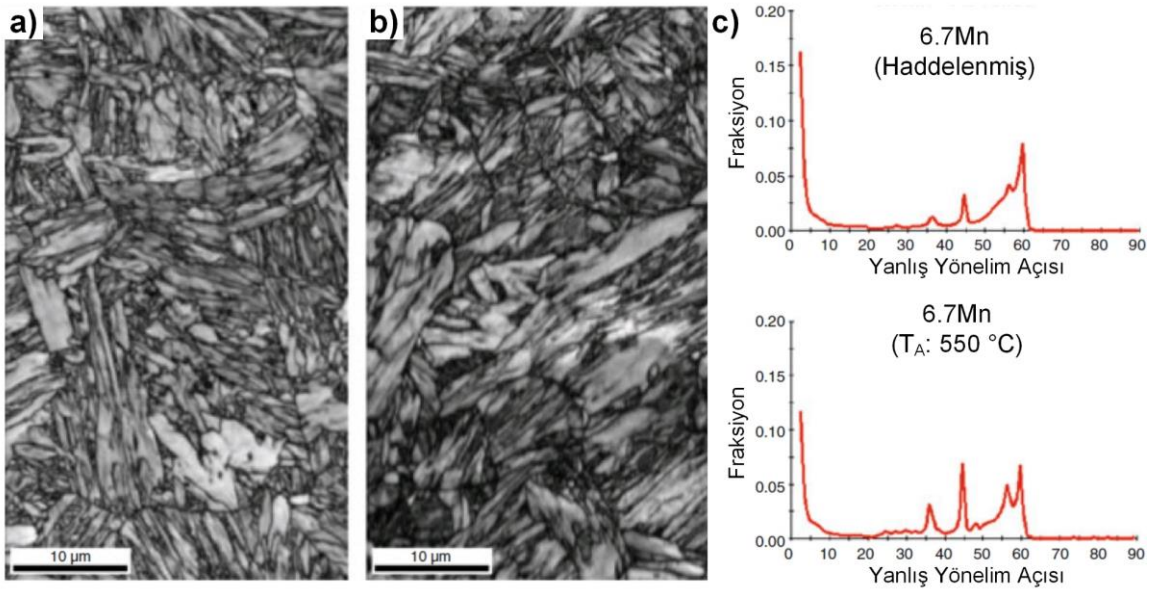
Şekil 3.8'de haddelenmiş çeliklerin mikroyapısı ve toplu tavlamadan sonraki gelişimi gösterilmektedir. Sıcak haddelemeden sonra (Şekil 3.8a), % 4 Mn çeliği granüler ferrit, martenzit ve beynit içeren mikroyapıya sahiptir. 550 °C'deki tavlama işleminden sonra, martenzitin temperlenmesi belirgindir (Şekil 3.8b) ve 650 °C' de tavlamadan sonra daha belirgin hale gelir (Şekil 3.8c). 650 °C'deki tavlama sıcaklığı Ac_1'in üzerinde olduğundan, haddelenmiş malzeme içindeki martenzitin büyük bir kısmı kaba sementit taneleri içeren ferrit matrisine dönüşür. 6.7 Mn'li haddelenmiş çelik, belirgin olarak çıta tipi martenzit altyapısına sahip olan oldukça fazla martenzit ve beynit içermektedir (Şekil 3.8d). 550 °C'de gerçekleştirilen tavlama işleminden sonra, martenzitin temperlenmesi açıkça görülmektedir. Bununla birlikte, toplu tavlama, martenzitin çıta morfolojisini bozmaz ve martenzit çıtaları boyunca sementit çökelmektedir (Şekil 3.8e).



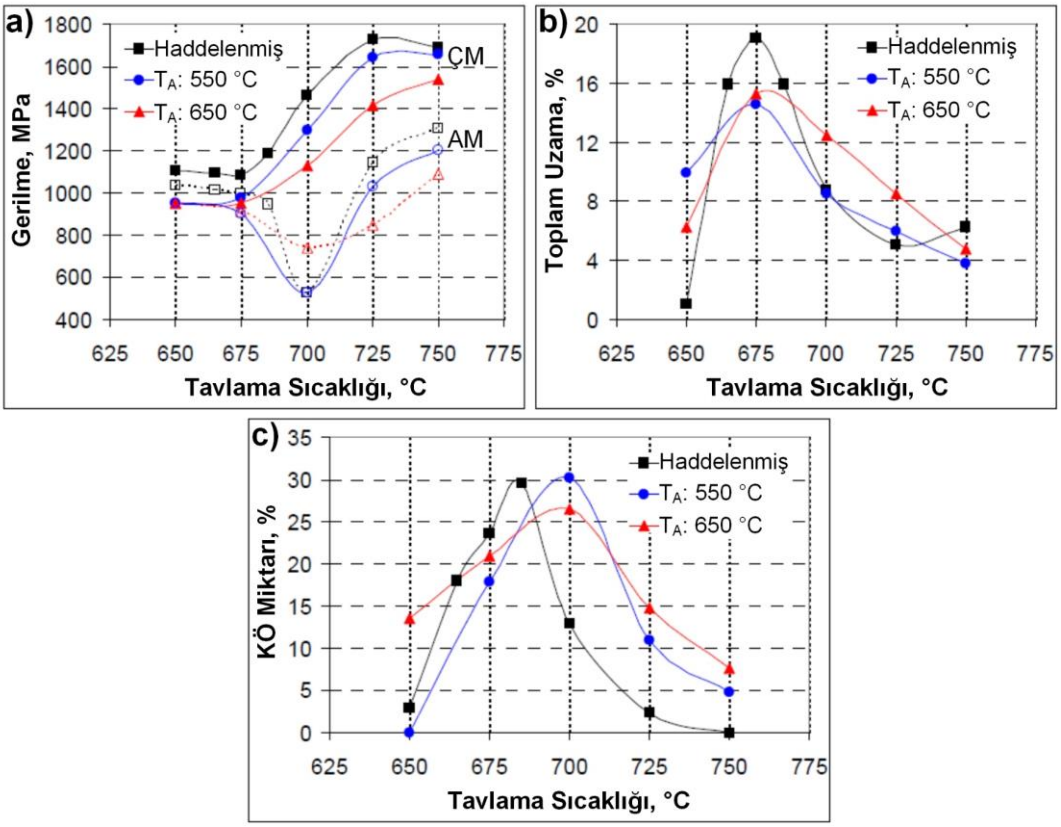
Şekil 3.8. %4 ve %6.7 Mn'li sıcak haddelenmiş ve yığın halinde tavlanmış çeliklerin mikroyapısı; a) %4 Mn - Sıcak haddelenmiş, b) %4 Mn - 550°C'de tavlama, c) %4 Mn - 650°C'de tavlama, (d) %6.7 Mn - Sıcak haddelenmiş, e) %6.7 Mn - 550°C'de tavlama [5]

EBSD analizi, haddelenmiş %6.7 Mn'li çelikte çıta mikroyapısının varlığını doğrulamıştır (Şekil 3.9a) ve 550 °C'de uygulanan toplu tavlama esnasındaki temperlenme sonrasında korunmuştur (Şekil 3.9b). Bu gerçek, yanlış yönelim dağılımının incelenmesiyle de kanıtlanmıştır (Şekil 3.9c).

Ön toplu (yığın) tavlama işlemi, % 4 Mn'li çeliğin haddelenmiş numunelerini önemli ölçüde yumuşatmıştır. Akma mukavemeti/çekme mukavemeti oranı, haddelenmiş çelik (çift fazlı yapı için tipik düşük değer) için 0.52'den, 650 °C'de toplu tavlama (tipik bir temperlenmiş martenzit için yüksek değer) sonrasında 0.8–0.9'a yükselmiştir. 400 ve 550 °C'de toplu tavlamadan sonra %6.7 Mn'li içeren çelik için de benzer bir eğilim gözlemlenmiştir (düşük Ac_1 sıcaklığı nedeniyle daha düşük sıcaklıklar kullanılmıştır).



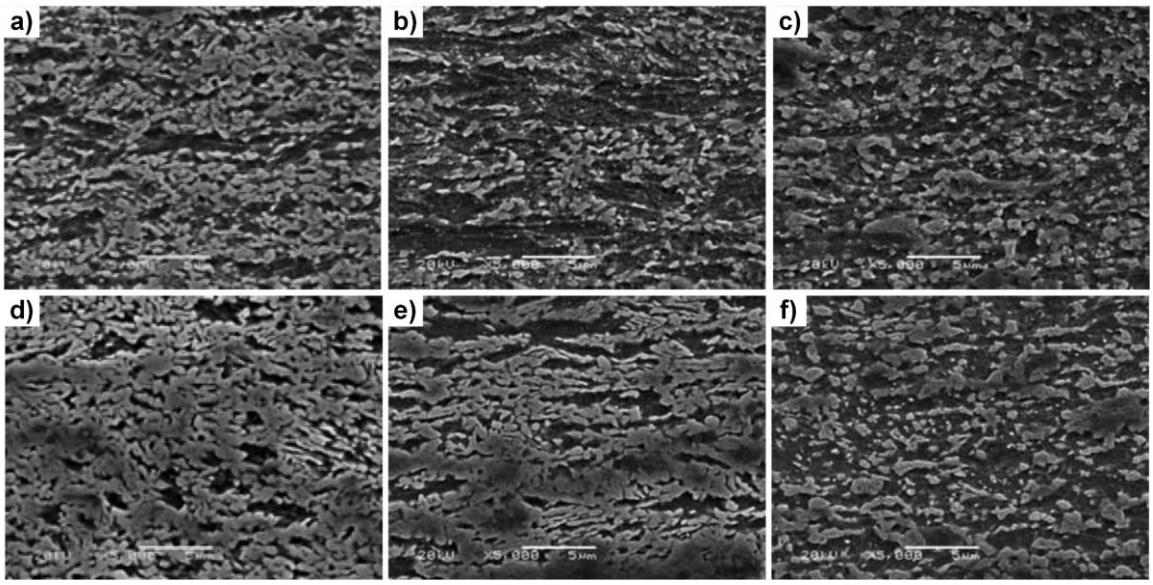
Şekil 3.9. %6.7 Mn'li çeliğin EBSD analizi; a) Haddelenmiş, b) 550 °C'de yığın halinde tavlanmış, c) Aynı numunelerde mikroyapı elemanlarının yanlış yönelim dağılımı [5]



Şekil 3.10. %4 Mn'li bir çelikte birincil mikroyapının ve tavlama sıcaklığının çekme özellikleri ile kalıntı östenit miktarına etkisi [156]

Şekil 3.10, sıcak haddelenmiş %4 Mn'li çeliğe uygulanan ön yığın tavlama işleminin kritik tavlama sonrasında hem mukavemeti hem de maksimum sünekliği azalttığını göstermektedir. Daha

önce belirtildiği gibi, soğuk haddeli tavlanmış çeliklere ait en iyi kombinasyon (ÇM ~1100 MPa ve TU ~%19), ön işlem olarak sıcak haddelenmiş yapı kullanılarak elde edilmiştir. Sıcak haddelenmiş levhaların hem 550 hem de 650 °C'de ön toplu tavlaması, özellik kombinasyonunu 1000 MPa' dan daha düşük ve %16 uzamaya kadar düşürmüştür. Sıcak haddelenmiş malzemenin ön yığın tavlanmasıyla özelliklerin bu şekilde bozulması, Şekil 3.11'de gösterildiği gibi tavlama esnasında tane büyümesi ve östenitleşme kinetiğine dayanmaktadır.



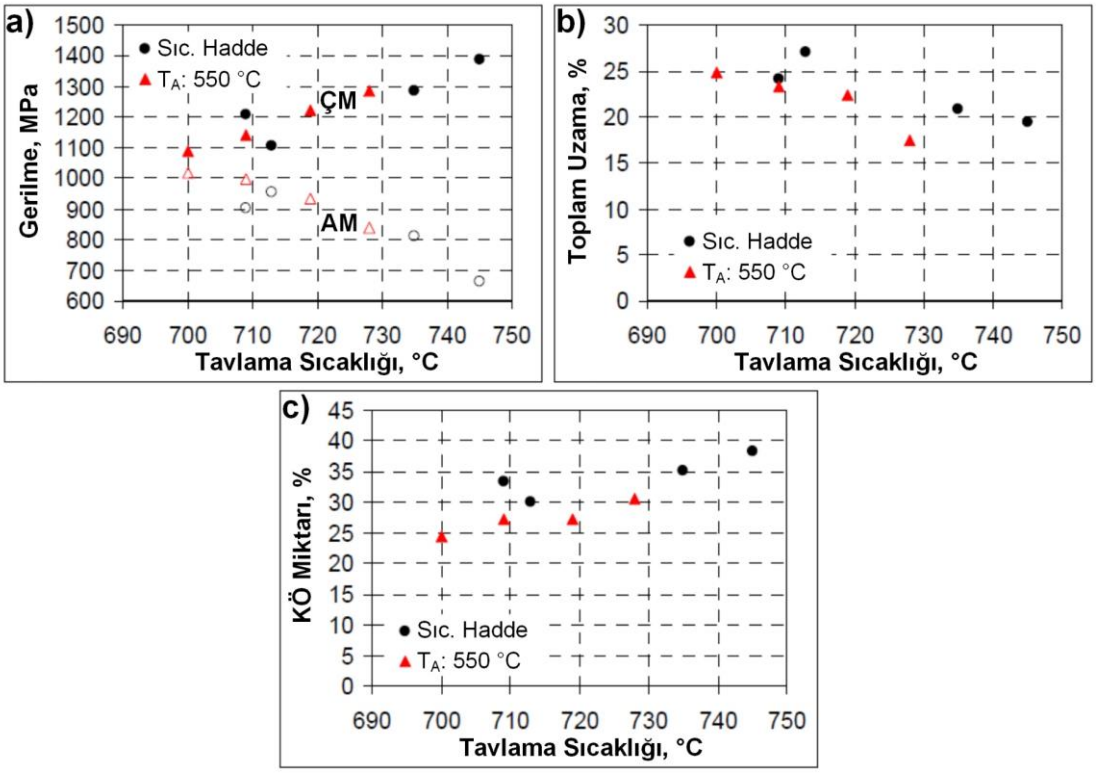
Şekil 3.11. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip %4 Mn'li çeliğe ait SEM görüntüleri; a) sıcak haddeleme + 675 °C, b) 550 °C + 675 °C, c) 650 °C + 675 °C, d) sıcak haddeleme + 700 °C, e) 550 °C + 700 °C, f) 650 °C + 700 °C [156]

Şekil 3.11, sadece mikroyapının kabalaşmasını değil aynı zamanda soğuk haddeleme öncesinde yığın halinde tavlanmış çeliğin nihai kritik tavlaması sırasında östenitleşmedeki gecikmeyi de açıkça göstermektedir. 650 °C'de toplu tavlanmış numunelerin EDS haritalaması, Mn bakımından zenginleştirilmiş taneciklerin yanı sıra Mn'nin olmadığı bölgeleri de ortaya çıkarmıştır. Tavlama sırasında, C/Mn bakımından zengin tanecikler daha düşük sıcaklıklarda östenite dönüşürken, Mn'den yoksun olan kısımlar daha yüksek sıcaklıkta dönüşmektedir. Ön yığın tavlamadan sonra, aynı östenit miktarını elde etmek için, sıcak haddelenmiş başlangıç yapısına sahip bir malzeme için normalde olduğundan daha yüksek bir son tavlama sıcaklığı gereklidir. Buna ek olarak, sıcak haddelemeden sonra ön yığın tavlama işlemine tabi tutulan, soğuk haddelenmiş tavlanmış numunelerdeki maksimum kalıntı östenit miktarı, soğuk haddeleme ve tavlama öncesi parti tavlama işlemi olmaksızın sıcak haddelenmiş mikroyapıya kıyasla daha yüksek sıcaklıktaki nihai tavlamadan sonra elde edilmiştir (Şekil 3.10).

Maksimum süneklik, kalıntı östenit miktarı ile tam olarak eşleşmez, çünkü tutulan östenitin kararlılığı ve TRIP etkisine katkısı, uygulanan ön yığın tavlamasına bağlı olarak tane boyutu ve

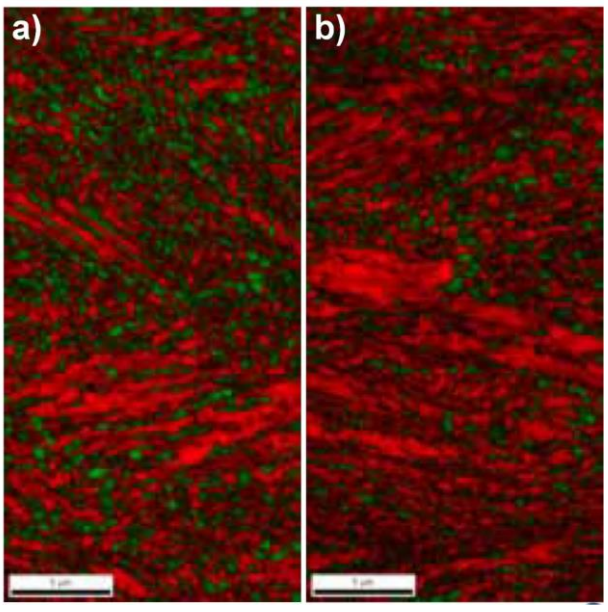
C/Mn dağılımı ile değişebilir [145]. Örneğin, sıcak haddelenmiş çeliklere ait 550 ve 650 °C'de ön yığın tavlama işleminden sonra 700 °C'de tavlanmış numuneler, önemli miktarda (%25–30) kalıntı östenit varlığına rağmen, %8–12 TU'luk çok düşük bir sünekliğe sahiptir. Benzer bir durum, Furukawa tarafından, 1 saat süresince 650–700 °C'de tavlama işleminden sonra 0.1C-5Mn'nin özelliklerini karşılaştıran Furukawa tarafından da gözlemlenmiştir [144]. 700 °C'deki ısıl işlem 675 °C'deki ile karşılaştırıldığında daha büyük miktarda östenit üretmesine karşın, bu östenit fazının 675°C'deki tavlamadan sonra oluşan östenite göre deformasyona karşı daha az kararlı olduğu görülmüştür, bu da süneklikteki belirgin azalmayı açıklamaktadır.

%6.7 Mn'li çelikte oldukça farklı bir görüntü elde edilmiştir. Farklı başlangıç mikroyapısı olan %6.7 Mn'li çeliğin tavlanması sonrasında çekme özellikleri ve kalıntı östenit miktarı Şekil 3.12'de verilmiştir. Çekme mukavemeti tavlama sıcaklığının artışı ile meydana gelen sert fazların oluşumuyla artmıştır. Daha yüksek sıcaklıklarda tavlanmış çeliklerin mikroyapısı, soğuma sırasında kısmen de olsa martenzite dönüştüğünden düşük AM/ÇM oranı ile çift fazlı bir davranışa neden olan daha düşük kararlılığa sahip östenit içermektedir. Bu durum, akma mukavemetinde düşüşe sebep olmaktadır. %6.7 Mn'li çeliğin 1100–1400 MPa gibi yüksek çekme mukavemeti seviyelerinde önemli miktarda sünekliğe sahip olması (%25–17), %25–40 kalıntı östenitin TRIP etkisi ile elde edilmiştir (Şekil 3.12b, c).



Şekil 3.12. %6.7 Mn'li çeliğin başlangıçtaki mikroyapısının, farklı sıcaklıklardaki kritik tavlama sonrasında çekme özellikleri ve kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi [156]

Farklı Mn içeriğine sahip çeliklerin karşılaştırılmasında, ön yığın tavlı mikroyapının sıcak haddelenmiş mikroyapıya göre çeliğin özellikleri üzerinde farklı etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Ön toplu tavlamanın %6.7 Mn'li çelikteki etkisi %4 Mn'li çeliktekine göre çok daha az olmuştur. Bu çeliklerin davranışlarındaki bu fark, başlangıçtaki mikroyapının, soğuk haddeleme ve tavlamadan sonraki nihai mikroyapı üzerindeki etkileri ile açıklanabilir. Şekil 3.13, %6.7 Mn'li çeliğin birincil mikroyapısının (soğuk haddeleme öncesi) sıcak haddelenmiş (a) ve 550 °C'de yığın tavlamanın ardından (b), soğuk haddeleme ve en uygun sıcaklıklardaki tavlamadan sonra nihai mikroyapı üzerindeki etkilerini göstermektedir. Her iki durumda da, çıta tipi HMK matrisi ve çıta sınırları boyunca kalıntı östenit gözlemlenmiştir. Yukarıda söylendiği gibi, sıcak haddelenmiş veya yığın olarak tavlanmış % 6.7 Mn'li çeliğin başlangıçtaki mikroyapısı bu işlemler sonrasında martenzit morfolojisi açısından ciddi bir değişikliğe uğramamıştır, sıcak haddelenmiş çelik sacların toplu tavlanması ve soğuk haddeleme işleminden sonra bile çıta tipi mikroyapı korunmuştur. %6.7 miktarındaki Mn, tavlama sırasında martenzitin yeniden kristalleşmesini ve geri kazanılmasını geciktirdiğinden, östenit tercihen bir tür tersine dönüşüm yoluyla önceden var olan çıta formundaki martenzitin sınırları boyunca oluşur. Başlangıçtaki çıta ferrit/martenzit mikroyapılarının korunmuş olması, sıcak haddelenmiş sacların ön parti tavlamasından sonraki nihai mikroyapıdaki küçük değişiklikleri ve %6.7 Mn çeliğinin özelliklerini belirlediği varsayılabilir.



Şekil 3.13. %6.7 Mn çeliğinin EBSD faz haritaları; a) sıcak haddelenmiş, b) yığın halinde 550 °C'de toplu tavlanmış (kırmızı: HMK yapılı fazlar, yeşil: YMK yapılı östenit) [156]

İki çelik arasındaki karşılaştırma ve bu çeliklerin ön yığın tavlamaya verdikleri tepkiler, orta manganlı çeliklerde belirgin bir TRIP etkisi için gerekli olan östenit fazının kararlılığını belirleyen östenit fazının tane boyutu ve morfolojisinin önemli rolünü vurgulamaktadır.

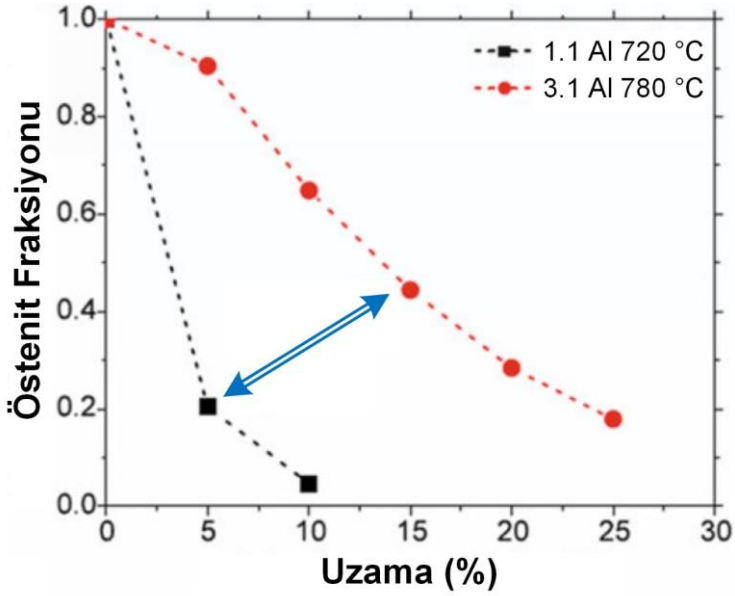
3.4. Orta Manganlı Çeliklerde Alaşımlama ve Mikroalaşımlamanın Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi

Mn çeliklerinin mekanik özelliklerine alaşım ve mikroalaşım elementlerinin etkileri ile doğrudan ilgili çok az bilgi vardır. Orta manganlı çeliklerinin en önemli imalat problemlerinden biri, mukavemet ve sünekliğe ilişkin en iyi kombinasyonların elde edilmesi için tavlama sıcaklığı aralığı açısından çok dar olan işlem penceresidir. Ayrıca,%4 Mn ve daha yüksek oranlarda, bu sıcaklık aralığı, ticari çeliklerin üretim proseslerindeki sürekli tavlama veya sıcak galvanizleme hatlarında uygulanan tipik sıcaklıklardan oldukça farklı olan 670–700 ºC'ye yakın bir sıcaklık aralığına düşer. Bu durum üretim süreçleri arasındaki geçişler için ek sorunlar yaratabilir. Bu bağlamda, kimyasal bileşimdeki değişikliklerin, mikroyapıdaki fazların oranlarını değiştirerek tavlama sıcaklığı aralığını ve ulaşılabilir özellik kombinasyonunu etkileyebileceği varsayılmaktadır. Özellikle, bazı araştırmacılar, Al ilavelerinin potansiyel etkilerini göz önünde bulundurarak; tavlama sıcaklığı aralığını yukarı doğru kaydırması gerektiğini, ayrıca kalıntı östenitin maksimum hacim miktarına tekabül eden sıcaklıklarda çoğunlukla eksik olan yeniden kristalleştirmeyi kolaylaştırdığını düşünmektedirler. Al ilaveleri, Ac_1 – Ac_3 sıcaklık aralığının önemli ölçüde genişlemesine neden olarak işlem aralığını genişletme aracı olarak da düşünülür.

Özellikle, Suh ve arkadaşları, sırasıyla 0.12C-0.5Si ve %4.6 veya %5.8 Mn ihtiva eden çeliklere %1.1 (Düşük-Al) ya da %3.1 Al (Yüksek-Al) ilavelerinin etkilerini incelemiştir [70, 157]. Soğuk haddelenmiş sac çeliklerin sürekli tavlama bantlarındaki ısıl işlemini simüle etmek için 2 dakikalık kısa bir bekleme süresi seçilmiştir. Düşük-Al için sırasıyla 660, 720 ve 780 °C ve yüksek-Al bileşimleri için 720,780 ve 840 °C kritik sıcaklıklar kullanılmıştır. Yüksek alüminyum bileşimi için haddeleme sıcaklığı iki fazlı bölgeye girerek 800 ºC'de sıcak haddeleme tamamlanmış ve Mn'nin ilk östenit bantlarında ayrışmasıyla birlikte mikroyapının değişimi daha da etkilenmiş ve bantlı bir yapıda ferrit-martenzit mikroyapısı elde edilmiştir (martenzit bantlarında %6.9 Mn ve ferrit bantlarında %5.5 Mn).

Soğuk haddelemeden sonra, düşük-Al çeliği, kullanılan tavlama sıcaklıklarında sadece gerilim giderilmesi yapılırken, tüm tavlama koşulları altında yüksek-Al çeliğinde yeniden kristalleşmiş taneler gözlemlenmiştir Bu nedenle, yeniden kristalize edilmemiş ferritin daha yüksek mukavemeti, tüm tavlama koşulları altında düşük-Al çeliğinin daha yüksek mukavemetine yol açmıştır. Bu nedenle, %3 Al ilavelerinin, ferritin yeniden kristalleşmesinin teşvik edilmesi ve işlem aralığının genişletilmesi açısından etkili olduğu görülmüştür. Düşük-Al çeliği, 660 °C'de tavlandıktan sonra %6 oranında kalıntı östenit içermektedir. Bu hacim fraksiyonu 720 °C'de %28'e yükselmiş ve daha sonra 780 °C'deki tavlamadan sonra %6'ya düşmüştür. Yüksek-Al bileşiminde, 720–780 °C'de tavlandıktan sonra % 26–31 oranında kalıntı östenit elde edilmiştir, ancak bu miktar 840 °C'de tavlamadan sonra %18'e düşmüştür. Bu düşüş, daha yüksek sıcaklıklarda tavlamadan sonra M_S sıcaklığındaki artışa bağlı olarak martenzit dönüşümünü gösteren dilatometri çalışması

ile uyumludur. Bu durum, östenit içerisindeki karbon içeriğinde bir azalmaya ve östenit tanelerinin irileşmesine neden olur. Yazarlar, 720 °C'de tavlanan %1.1 Al çeliğini 780 °C'de tavlanmış %3.1 Al çeliği ile kıyaslayarak, Al ilavelerinin kalıntı östenitin kararlılığını arttırdığını belirtmişlerdir (Şekil 3.14).



Şekil 3.14. %1.1 Al ve %3.1 Al içeren 0.12C-Mn çelikleri için normalize edilmiş östenit fraksiyonunun yüzde uzamaya göre değişimi [5]

Östenitin nispeten geniş bir tavlama sıcaklığı aralığındaki kararlılığı, yüksek Al içeriğinden dolayı sıcaklık ile östenit hacim miktarının daha yavaş büyümesi ile açıklanabilir. Alaşım ve mikroalaşımların Mn çeliklerinin özelliklerine direkt etkileri Oh ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada 0.15C-6Mn-2.5Al çeliğine %0.06 Nb eklenmesiyle Nb içermeyen 6Mn-3Al çeliğine kıyasla neredeyse 200 MPa kadar dayanım artışı sağlandığı görülmüştür. Sonuç olarak toplam uzamada herhangi bir kayıp olmaksızın (% 30–35), çekme mukavemeti 1200 MPa'ya ulaşmıştır [158]. Furukawa tarafından daha önce belirtilen çalışmaya göre, 0.1C-5Mn çeliğine %2 Si eklenmesi ile maksimum ÇM x UU değeri 23000 MPa.%'den 28000 MPa.%'ye yükselmiştir.

3.5. Orta Manganlı Çeliklerde Kalıntı Östenitin Kararlılığı

Tüm araştırmacılar orta Mn çeliklerinde TRIP etkisinin rolüne dikkat çekmişlerdir. Ancak, ne bu çeliklerdeki kalıntı östenitin çok yüksek seviyede olması ne de kalıntı östenitin kararlığı ile ilgili tutarlı açıklamalar yapamamışlardır.

Karbür oluşumunu önlemek için Si ve/veya Al içeren ticari olarak üretilmiş TRIP çeliklerinde, beynit reaksiyonu sonrasında kalıntı östenit yüksek miktarda karbon biriktirerek (ağırlıkça > %1) M_S'yi oda sıcaklığının altına düşürür. Orta manganlı çelikler üzerine yapılan bazı

çalışmalarda, östenitin kararlılığı kritik sıcaklık aralığında uzun süre beklenmesi esnasında ferrit ve östenit arasında Mn ayrıştırması ile açıklanmıştır [71, 138]. Bununla birlikte uzun süreli bir ısıl işlem gerçekleştirmek için uygulanabilen tek işlem yığın tavlama işlemidir. Bu tip işlem ile bir çelik sarmalı içindeki soğuk ve sıcak bölümlerin sıcaklıklarındaki tipik farklılıklar ve dolayısıyla yerel Mn konsantrasyonlarındaki farklılıklar nedeniyle mekanik özelliklerde meydana gelebilecek değişimler önemli problemler yaratabilir [140]. Bu nedenle, mekanik özelliklerin homojenliği açısından bir çelik sarmalı için sürekli tavlama hatlarında kısa tavlamalar tercih edilir. Aynı zamanda yayımlanan verilerin analizi, orta manganlı çeliklerde önemli miktarda bulunan kalıntı östenitin varlığının kritik bölgelerdeki gama fazının kimyasal bileşimi ile açıklanamayacağı sonucuna varmaktadır. Özellikle karbonun çözünme potansiyeli bekleme süresinden bağımsız olarak açıkça yetersizdir. Örnek olarak karbonun östenite tamamen çözünmesi varsayımı altında hesaplanan 0.11C-0.5Si çeliğinin M_S sıcaklığı 720 °C'de tavlanan %4.6 Mn ve %1.1 Al içeren çelik için 169 °C ve 780 °C'de tavlanan %5.8 Mn ve %3.1 Al içeren çelik için 156 °C iken bu iki çelikte kalıntı östenit fraksiyonu sırasıyla %28 ve %31 olarak gözlemlenmiştir [70, 157]. Çok kısa tavlama süresinden dolayı manganın önemsiz seviyedeki dağılımı da beklenmektedir.

640 °C ve 700 °C'de 180 saniye tavlanan 0.05C-6.15Mn-1.5Si çeliğinde sırasıyla %10 ve %50 östenit gözlemlenmiştir. Bu sıcaklıklarda östenit fazının karbon bakımından %0.5 ve %0.1 seviyelerine zenginleştirildiği varsayılırsa hesaplanan M_S sıcaklıkları sırasıyla 160 °C ve 287 °C olmalıdır. Aslında dilatometri verilerine göre, 700 °C'de tavlanan örnekte 30 °C'de martenzit dönüşümünün gerçekleşmesi gerekmektedir. Ancak, 700 °C'nin altında tavlanan tüm numunelerde -150 °C'ye kadar yapılan ölçümlerde martenzit dönüşümü gözlemlenmemiştir [159].

Bir başka önemli husus ta kalıntı östenitin kararlılığındaki önemli değişimlerdir. Örneğin 0.12C-4.6Mn-3.1Al çeliğinde başlangıçtaki kalıntı östenitin sadece %35'i %10'luk çekme uzamasında martenzite dönüşmüştür (TRIP etkisi ile). Fakat 5.8Mn-1.1Al çeliğinde aynı miktardaki çekme uzamasında kalıntı östenitin %95'i martenzite dönüşmüştür [70, 177].

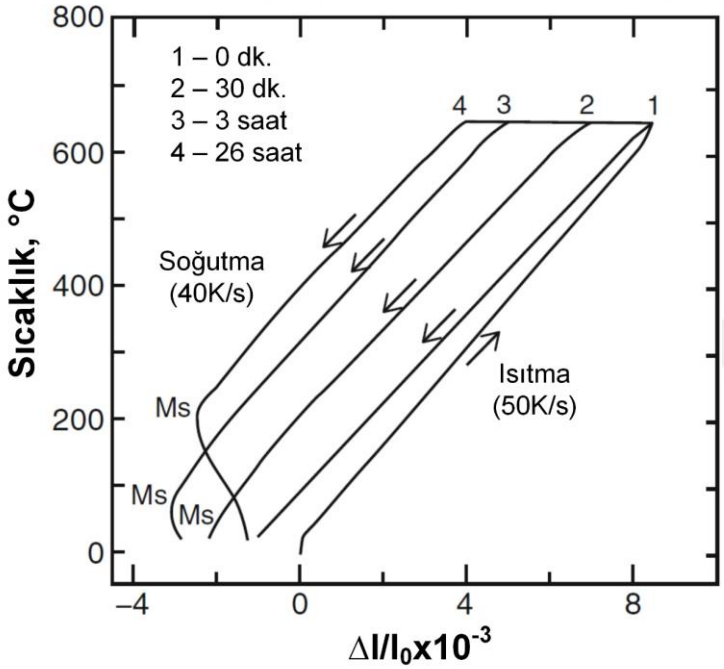
Yukarıda bahsedildiği gibi, orta manganlı çeliklerinin mekanik özelliklerinin tavlama parametreleri ile olan kuvvetli ilişkisi, kalıntı östenitin değişen kararlılığıyla da açıklanabilir, bu da potansiyel olarak kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen tüm bileşenlerin dikkate alınmasını gerektirir.

Tavlama süresinin birkaç farklı yönde etkisi mevcuttur. Birincisi, oluşan östenit miktarındaki değişimden ve difüzyon için daha fazla zamana sahip olunmasından dolayı östenit fazında çözünen mangan ve karbon oranlarında değişimler meydana gelir. İkincisi, östenit tane büyümesidir. Tavlama süresinin önemli rolünü gösteren bazı deneysel çalışmalar aşağıda özetlenmiştir.

Tavlama süresinin kısa sürelerdeki değişimleri (2–6 dakika) 700 °C ve 720 °C'de tavlama süresinin 2 dakikadan 4 dakikaya çıkarılması ile incelenmiş ve 0.15C-6.06Mn-0.4Si-2.44Al-

0.068Nb çeliğindeki kalıntı östenit miktarında az bir artış gözlemlenmiştir. Toplam uzamada da bir miktar artış görülmüştür [158].

Tavlama süresinin kalıntı östenitin maksimum miktarı üzerindeki etkisi Huang ve Furukawa tarafından yapılan bir çalışmada gösterilmiştir [160]. 0.12C-5.10Mn çeliğin tavlanması esnasında kalıntı östenit hacim fraksiyonunun pik değeri, tavlama sıcaklığının artmasıyla daha kısa bekleme sürelerine kaymıştır ve karbon ve mangan ayrışması için en uygun koşulların varsayımına olanak tanımıştır. Aynı zamanda, daha uzun tavlama süreleri kalıntı östenitin kararlılığının azalmasına sebep olmuştur ve oda sıcaklığının üzerindeki martenzit dönüşümü dilatasyon eğrilerinde belirgin hale gelmiştir (Şekil 3.15). Kalıntı östenitin kararlılığındaki bu düşüş muhtemelen tane büyümesinden kaynaklanmaktadır.



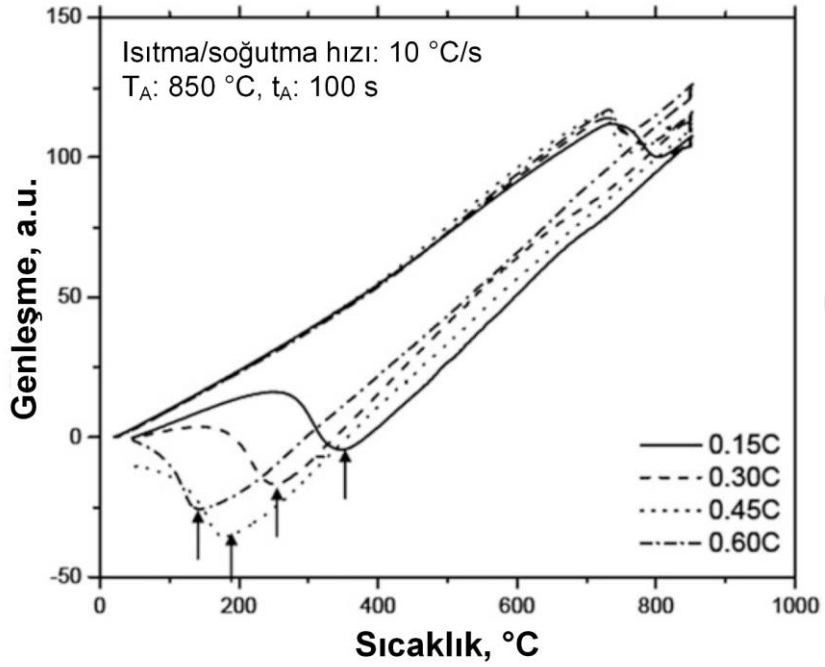
Şekil 3.15. 0.12C-5.1Mn çeliğinin farklı bekleme süreleri için 650 ºC'ye ısıtılması ve soğutulması sonrasındaki genleşme eğrileri [160]

Sun ve arkadaşları tarafından gösterildiği gibi, ART tavlaması sırasında daha uzun bekleme süreleri östenitin kararlılığını arttırır ve maksimum çalışma sertleşmesi oranını daha yüksek gerinmelere çıkarır ve bu da kalıntı östenitin daha yavaş ayrışmasının bir göstergesidir [151]. Arlazarov ve arkadaşlarına göre 0.092C-4.6Mn çeliğinin tavlanması sırasında bekleme süresi 1 saatten 30 saate çıkarıldığında kalıntı östenit ilk 7 saatte %15'ten %22'ye yükselmektedir. Bununla birlikte, 30 saatlik bekleme sonrasında kalıntı östenitin hacimsel miktarı %3'e düşer ve çekme uzaması azalır [6]. Tavlama süresinin genel etkisi, artan difüzyon ve muhtemel östenit tanesi büyümesi nedeniyle karbon ve mangan konsantrasyonları arasındaki denge ile belirlenmelidir. Daha uzun süreli tavlama işlemleri sırasında ise tane büyümesinin rolü önem kazanacaktır.

3.5.1. Karbon İçeriğinin Etkisi

Thermo-Calc hesaplamalarına göre, kritik bölgedeki sıcaklıklarda Mn çeliklerinde karbonun östenit fazındaki çözünme oranı önem arz etmektedir ve % 0.5–0.6 değerlerine ulaşabilir.

Kritik bölgedeki farklı sıcaklıklarda oluşan östenit fraksiyonunu simüle etmek için %4 Mn ve ~%0.15 ile %0.6 arasında değişen karbon içeriğine sahip laboratuvar numuneleri üretilmiştir. Mn'nin ayrışması dikkate alınmamıştır ve 850 °C'deki tavlamadan (tam östenitleştirme) sonraki dilatasyon (genleşme) eğrileri Şekil 3.16'da verilmektedir. Tüm bileşimlerin, herhangi bir tamamlanmamış dönüşüm belirtisi olmaksızın tam östenitleşmeden sonraki soğutma sırasında büyük bir martenzit dönüşümü geçirdiği görülmüştür. Bu nedenle, karbon içeriğindeki ~%0.6'ya varan artış, %4 Mn çeliklerde, östeniti yeterince stabilize edemez ve oda sıcaklığında dönüşüme uğramasını önleyemez.



Şekil 3.16. (0.15-0.6)C-4Mn çeliği için tam östenizasyon sonrasındaki soğutma sırasında (10 °C/s) martenzit dönüşümünü gösteren genleşme eğrileri [5]

3.5.2. Mangan İçeriğinin Etkisi

Yukarıda bahsedildiği gibi, bazı yazarlar, iki fazlı bölgede tavlama sırasında Mn'nin östenit fazında çözünmesi ile orta Mn çeliklerinde kalıntı östenitin kararlılığını açıklamaktadır. De Moor ve diğerleri, kritik bölgedeki uzun süreli tavlama sırasında östenitin stabilizasyonunda Mn ayrışmasının rolünü göz önünde bulundurarak, Mn içeriğindeki bazı önemli artışların Thermo-Calc tahminlerine dayalı olarak gerçekten beklenebileceğini dikkate almışlardır [161], oysa yüksek dislokasyon yoğunluğu ve tane sınırları Mn difüzyonunu kolaylaştırmalıdır [162]. De Cooman vd.

%6 Mn çeliğinde, 180 saniyelik bir tavlamadan sonra östenit içindeki Mn konsantrasyonunun %11.6'ya ulaştığını gözlemleyerek, kısa süreli bir tavlamadan sonra bile östenitin Mn bakımından zenginleşebileceğini bulmuşlardır [170].

Tablo 3.3. 675 °C'de tavlanmış 0,15C-4Mn çeliğinin mikroyapısındaki spesifik bölgelere ait kimyasal bileşimler (at.%) [5]

Konum	Fe	C	Mn
Ferrit	97,13	0,02	2,15
Östenit	91,88	0,31	6,11
Arayüz (<5 nm)	95,92	0,81	9,93

Mn'nin nispeten kuvvetli olan çözünmesinin, küçük boyutlu östenit tanelerinin (kısa difüzyon yolları) ve Mn bakımından zengin olan karbürlerin varlığı tarafından kolaylaştırıldığı varsayılabilir. Aslında, 650 °C ve 675 °C'deki tavlama sırasında çözülmemiş sementit içerisinde %11'e kadar yüksek Mn içeriği tespit edilmiştir, ancak TEM-EDS analizleri, 0.15C-4Mn-0.5Si-0.05Nb çeliğinin 180 saniye tavlanmasından sonra östenit tanelerinin hacmi içinde önemli bir Mn ayrışması göstermemiştir. Atom prob analizleri (Tablo 3.3), östenitin sementit parçacıkları yakınındaki bölgelerde tercihen çekirdeklenmesiyle oluşmaya başlayan ferrit/östenit arayüzü yakınlarında Mn konsantrasyonunun % 10'a yakın değerlerde olduğunu ve östenit-ferrit arayüzleri yakınındaki kısımlarda Mn'nin tercihli ayrışmasını tespit etmiştir. Bu nedenle, Mn arayüzey ayrışmasının kısa kritik tavlamadan sonra bile gerekli olduğu anlaşılmış ve östenitin stabilizasyonuna katkıda bulunabileceği düşünülmüştür.

Thermo-Calc denge diyagramı hesaplamaları ile tahmin edildiği gibi, 0.15C-4Mn çeliklerinde martenzit dönüşümünü oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklara düşürmek için östenitteki Mn konsantrasyonu yaklaşık % 10–11 olmalıdır ki bu değerler, atom prob analizi ile belirlenen ortalama Mn içeriğinden önemli ölçüde daha yüksek (%6) ve hatta 675°C'de termodinamik olarak mümkün olan maksimum çözünmeden (~%8) daha yüksektir. Ayrıca, Lee ve De Cooman tarafından yapılan hesaplamalar 0.3C-10Mn çeliğinde bile kritik tavlama sırasında östenit içindeki C ve Mn'nin olası çözünmesinin, M_S sıcaklığını oda sıcaklığının altına düşürmek için yeterli olmadığını ve bundan dolayı atermal martenzit oluşumunu önleyemediğini göstermiştir [163]. Yapılan çalışmalar ışığında, östenitin Mn ile zenginleştirilmesinin incelenen çeliklerdeki kalıntı östenit kararlılığının tek açıklaması olamayacağı sonucuna varılmıştır.

3.5.3. Östenit Tane Boyutunun Etkisi

Yukarıda da belirtildiği gibi, iki fazlı bölgedeki tavlama sırasında östenit fazını mangan ve karbon ile zenginleştirmek, östeniti etkili bir şekilde kararlı hale getirmek için yani, M_S sıcaklığını,

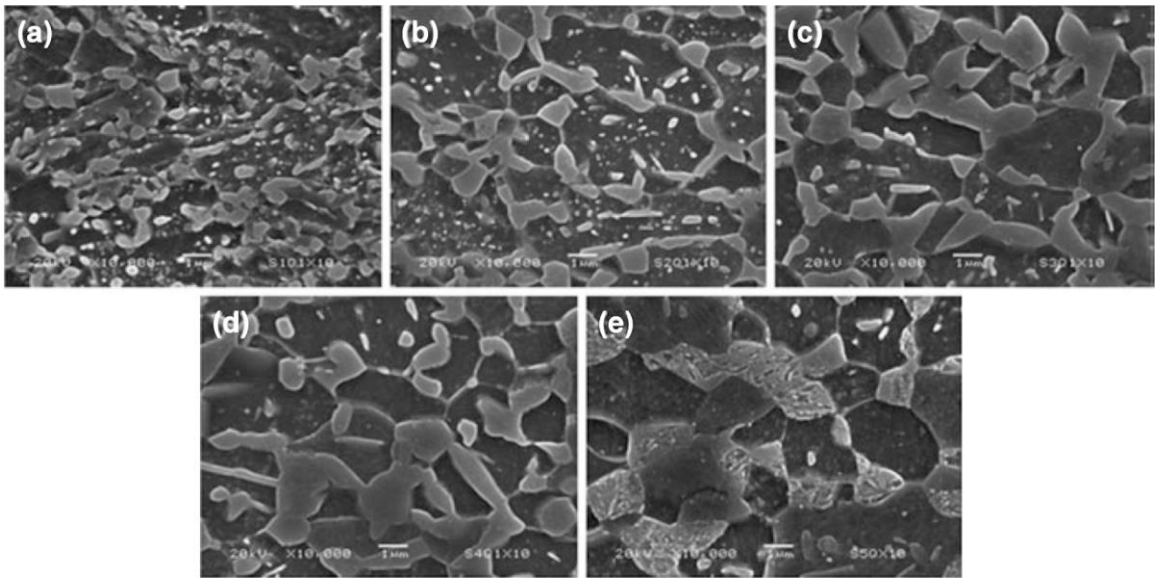
hesaplanan 150–200 °C'den sıfırın altındaki sıcaklıklara kaydırmak için yeterli olamaz. Çok sayıda yayın, özelliklerin en iyi kombinasyonlarına sahip orta Mn çeliklerinin, Şekil 3.2'de verilen mikroyapı görüntüleri ile uyumlu olan ultra ince taneli mikroyapı ile öne çıkarıldığına işaret etmektedir.

Orta Mn çeliklerindeki çok küçük tane boyutunun doğası hala tartışılmaktadır. Mn'nin yeniden kristalleştirme sırasında bir çözünen sürünme etkisi uyguladığı ve böylece tane sınırı göçünü geciktirdiği bilinmektedir. Bu etki, daha yüksek Mn içeriği ile daha güçlü olabilir. De Cooman ve arkadaşları, özellikle başlangıç mikroyapısında bulunan ters dönüşüm ile oluşmuş martenzitin nedeniyle tane incelmesi gerçekleştiğini öne sürmüştür [159].

Çok ince östenit tane boyutunun östenit kararlılığına önemli ölçüde katkıda bulunabileceği algısı, küçük hacimli östenit içerisinde daha düşük martenzit çekirdeklenme olasılığı ve östenit boyutunun azalması ile östenitten martenzite dönüşüm için daha düşük itici kuvvet temel alınarak oluşturulmuştur [164]. Östenit tane boyutunun martenzit dönüşüm sıcaklığı üzerindeki etkisi deneysel olarak doğrulanmış [165] ve özellikle, M_S sıcaklığı için modifiye edilmiş denklemde ifade edilmiştir [166]. Denklemde $V\gamma$, μm^3 cinsinden ortalama östenit tanecik hacmini ifade etmektedir.

$$M_S(°C) = 545 - 423X_C - 30.4X_{Mn} - 60.5V_\gamma^{-1/3} \quad (3.2)$$

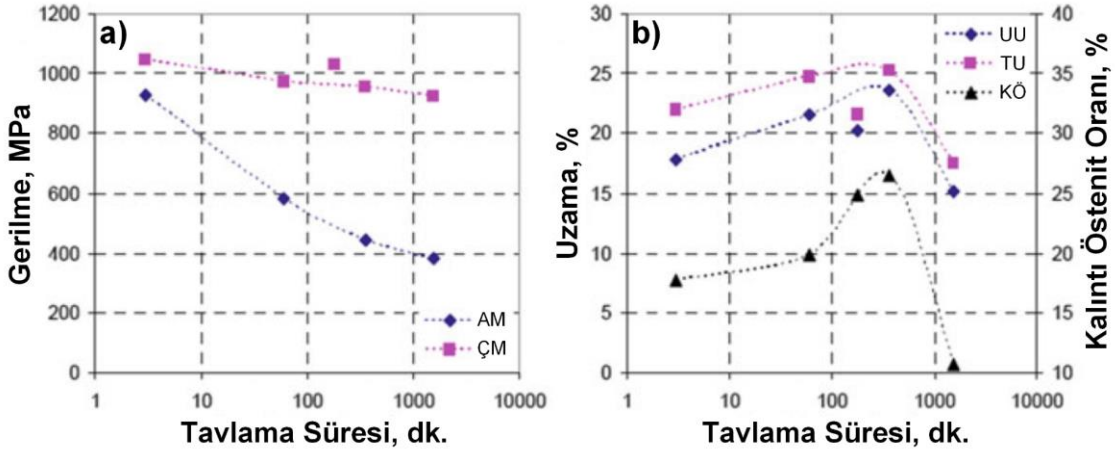
Tane boyutunun kalıntı östenitin kararlılığı üzerindeki etkisini incelemek için Jun ve arkadaşları tarafından 3 dakika ile 26 saat arasında değişen sürelerde izotermal tavlama içeren bir dizi deney gerçekleştirilmiştir [145]. Şekil 3.17'de görüldüğü üzere toplam martenzit-östenit bileşen miktarı zamanla kabalaşmaktadır.



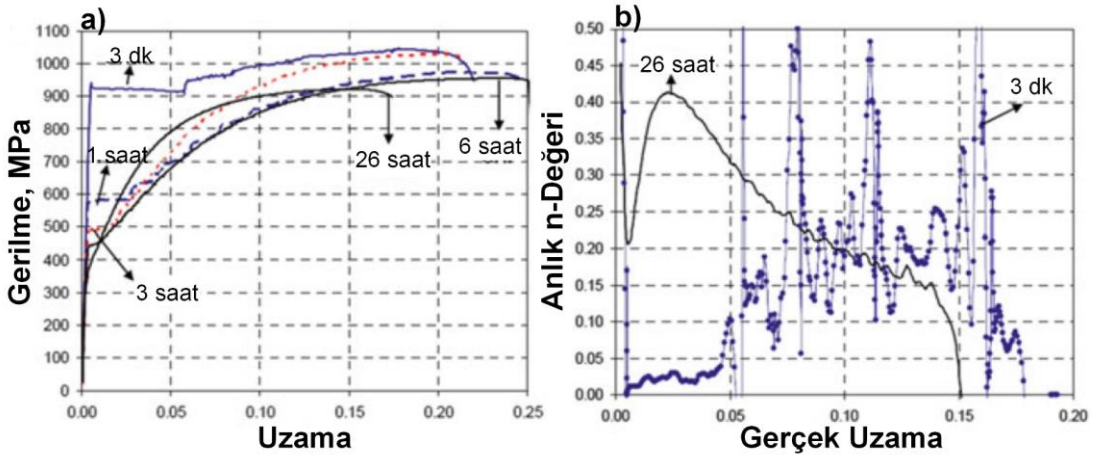
Şekil 3.17. 675°C'de farklı sürelerde tavlanan numunelerin SEM görüntüleri; a) 3 dakika, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 26 saat [145]

Östenit ve/veya martenzit tane boyutu başlangıçta çok ince (<0.5 μm) iken zamanla tane boyutu kaba hale gelir. Mangan bakımından zengin olan karbürler östenit fazı içerisinde kademeli bir şekilde çözünür ve yok olurlar. Deforme olmuş ferritin yeniden kristalleşmesi 1 saatlik tavlamadan sonra tamamlanır.

Şekil 3.18, çekme özelliklerinin ve kalıntı östenit hacim fraksiyonunun tavlama süresine bağlı olarak değişimini göstermektedir. Kalıntı östenit miktarı 6 saate kadar kademeli bir şekilde artarken hemen sonrasında ani bir düşüş göstermektedir. Çekme ve akma mukavemeti 675 °C'deki tavlama sıcaklığında yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin tamamlanması nedeniyle tavlama süresine bağlı olarak düşmektedir. Şekil 3.19'da, 3 dakikadan 6 saate kadar tavlanan numunelerde belirgin akma gerilimleri ve önemli miktardaki akma noktası uzaması anlık n-değerinde salınıma neden olmaktadır. Tavlama süresinin artışı ile zikzaklanma davranışı kademeli olarak zayıflatmakta ve kaybolmaktadır. 26 saat tavlanan numunede anlık n değerinde herhangi bir salınım gözlemlenmemektedir ve büyük miktarda martenzitten dolayı tipik çift fazlı eğilimi göstermiştir.



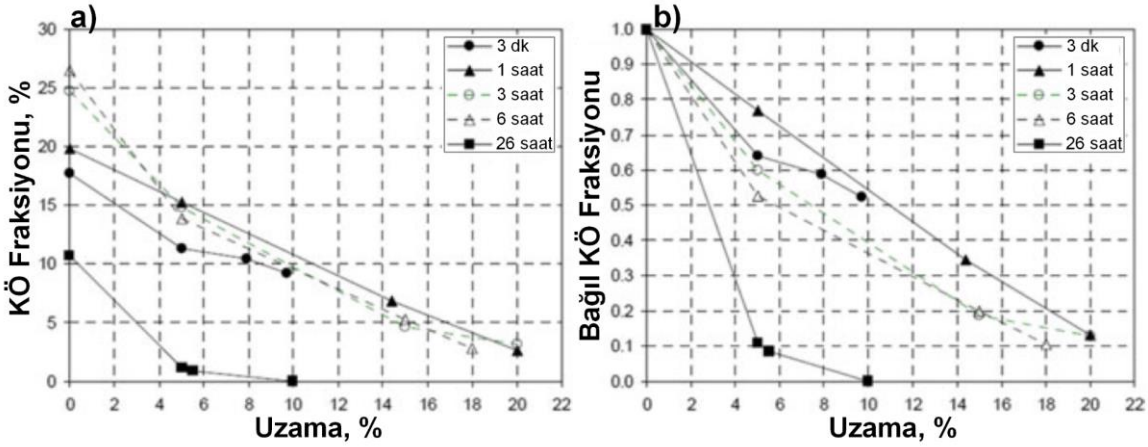
Şekil 3.18. Tavlama süresine bağlı olarak çekme özellikleri ve kalıntı östenitin hacim fraksiyonunda meydana gelen değişim [145]



Şekil 3.19. Farklı tavlama sürelerine ait gerilme-uzama eğrileri (a) ve anlık n değerleri (b) [5]

Başlangıçta kalıntı östenit miktarı, muhtemelen artan Mn çözünmesinden dolayı 6 saate kadar tavlama süresi ile beraber artarken, 6 saatten sonra önemli ölçüde azalmaktadır. Kaba taneli östenitin daha düşük kararlığından ötürü soğutma esnasında çoğunluğunun martenzite dönüşmesinden dolayı kalıntı östenit miktarı 26 saatlik tavlamadan sonra çok daha az miktarda (~%10) kalıntı östenit tespit edilmiştir.

6 saate kadar olan tavlama sürelerinde kalıntı östenit miktarı %17.6'den %26.5'e yükselirken uzama miktarı nispeten sabit kalmıştır. Bu durum, çekme deformasyonu esnasında östenitin dönüşüme uğrayan miktarının artmasından da anlaşılacağı üzere kalıntı östenitin kararlılığındaki azalma ile açıklanabilir (Şekil 3.20). Çekme deformasyonu altında, 3 dakika ve 1 saat tavlanan numunelere ait kalıntı östenit miktarında kademeli bir düşüş görülürken, 3, 6 ve 26 saat tavlanan numunelerde kalıntı östenit miktarında hızlı bir düşüş görülmektedir. Uzun süre tavlanan numunelerdeki düşük kalıntı östenit kararlılığının bir sonucu olarak, başlangıçta daha düşük miktarda kalıntı östenit içermelerine rağmen 3 dakika ve 1 saat tavlama sonrasındaki toplam uzama seviyesi, 3 ve 6 saatlik tavlama işlemi sonrasında ulaşılan uzama seviyesi ile aynıdır



Şekil 3.20. Deformasyon miktarının bir fonksiyonu olarak kalıntı östenitin hacim fraksiyonunda (a) ve kalan kalıntı östenitin bağıl fraksiyonunda meydana gelen değişim (b) [5]

Tane boyutları ile alakalı veriler sunulmamış olsa da, Arlazarov ve arkadaşlarının ön su verilmiş 0.1C-4.6Mn çeliğini kullanarak yaptıkları çalışmadaki 7 saatlik tavlama işlemi sonrasında süneklikteki azalmanın ve kalıntı östenit fraksiyonundaki düşüşün sebebi östenit tane büyümesi ile ilişkili olabilir [167].

Tavlama süresi ile Mn çözünmesinin artması beklenebileceğinden, östenit tane büyümesinin kalıntı östenitin kararlılığı üzerindeki etkisinin daha baskın olduğu görülmektedir. Bu genel ifade, Lee ve diğerleri (Lee ve ark. 2011b, c) tarafından yapılan çalışmada da niceliksel olarak doğrulanmıştır [149, 150]. Yazarlar, 0.05C-6.15Mn-1.4Si çeliği kullanarak 680 °C'de 180 saniye ve 24 saat tavlanmış soğuk haddelenmiş numunelerde östenit kararlılığını karşılaştırmıştır. Kısa

süreli tavlamadan (180 s) sonra, ayrışmanın bir sonucu olarak östenit içindeki Mn içeriğinin yaklaşık %7.3'e ulaştığını bulmuşlardır. Bunun aksine, uzun süreli tavlama işleminden (24 saat) sonra, kalıntı östenit tespit edilmemiştir ve soğutma sırasında oluşan martenzitin %8'den biraz daha fazla Mn içerdiği görülmüştür (Bu çeliğin östenit fazındaki Mn'nin çözünürlüğü 680 °C'de ~% 8.5'tir). Bu durum, kritik bölgede östenit fazının Mn ayrışması ile zenginleştirilmesinin, oda sıcaklığında östeniti stabilize etmek için yeterli olmadığının açık bir göstergesidir. Buradaki etkin faktör, 180 saniyelik tavlamadan sonra, ortalama östenit tane boyutunun ~250 nm iken, 24 saatlik tavlamadan sonra altı kat artarak ~1.5 μm' ye çıkmasıdır.

Genel bir sonuç olarak, östenitin yüksek kararlılığı ve orta Mn çeliklerindeki son derece yüksek kalıntı östenit miktarları, ince östenit tane boyutu ile karbon ve manganezin belirli bir orandaki çözünmesinin birleşik sonucu olduğu söylenebilir.

4. MATERYAL VE METOT

Göstermiş oldukları üstün mukavemet-süneklik kombinasyonları ile özellikle otomotiv sektörü için gelecek vaat eden orta manganlı çelikler, halen geliştirilmekte olan yeni nesil bir çelik türüdür. Bu çeliklerin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen kimyasal bileşim ve ısıl işlemler, bu tez çalışmasının konusu olmuştur. Düşük miktarlardaki Cr ilavelerinin, bu çeliklerde ne gibi farklılıklara sebep olduğunu inceleyebilmek için döküm esnasında farklı miktarlarda Cr ilave edilmiş, orta mangalı çeliklerin üretim sürecinde önemli bir adımı oluşturan ısıl işlemler birden fazla parametre ile ele alınmıştır. Isıl işlem sıcaklığı, bekleme süresi ve soğutma ortamı gibi parametreler, diferansiyel termal analiz (DTA), Thermo-Calc hesaplamaları ve literatürdeki araştırmalar temel alınarak belirlenmiştir. Farklı çelik bileşimleri ve değişken ısıl işlem parametrelerine bağlı olarak çok sayıda varyasyon denenerek, orta manganlı çelikler mikroyapısal ve mekaniksel açıdan ele alınarak irdelenmiştir. Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile numunelerin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiş, X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri ile östenit fazının bileşimi ve hacimsel miktarları hesaplanmıştır. Son olarak, sertlik ölçümleri ve çekme testleri ile 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertlik, çekme mukavemeti, akma mukavemeti, üniform uzama ve toplam uzama gibi mekanik özellikleri tespit edilmiştir. Çekme testleri sonrasındaki kırık yüzeylerden SEM görüntüleri alınarak kopma yüzeyleri ve kırılma tipleri incelenmiştir.

4.1. Çelik Sacların İmalatı

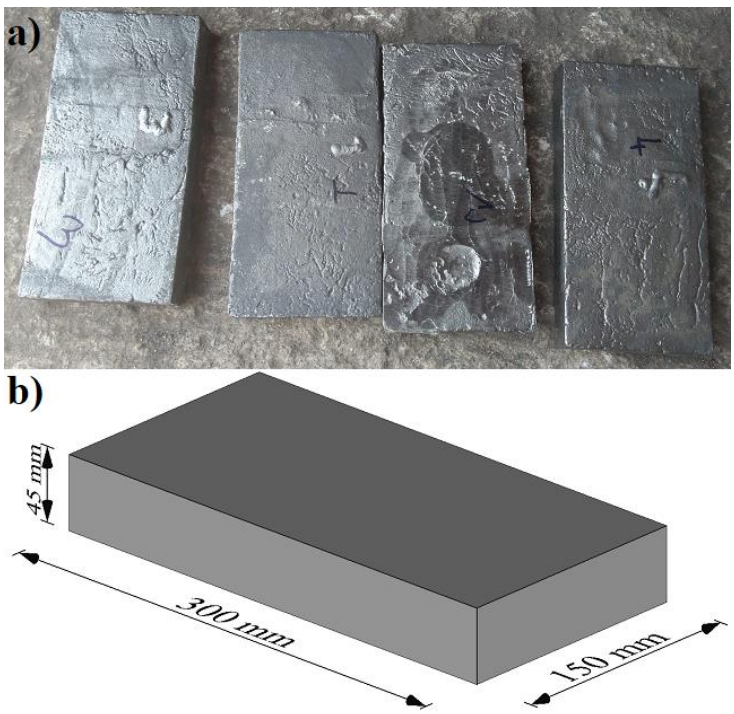
Çelik sacların imalatı, plakaların dökümü ve sıcak dövme işlemi olmak üzere iki adımda tamamlanmıştır. Çelik plakaların dökümü Konya Çetin Dişli ve Makine Sanayi Ticaret A.Ş. tarafından gerçekleştirilmiştir. Ergitme işlemi yaklaşık olarak 1600 °C'de 150 kg kapasiteli indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiş ve kum kalıba döküm yöntemi kullanılarak, 300x150x45 mm boyutlarında plakalar halinde imal edilmiştir. Ergitme işleminin gerçekleştiği indüksiyon ocağı Şekil 4.1'de gösterilmiştir. Orta manganlı çeliklerin kimyasal bileşimi literatür araştırmalarına göre belirlenmiş olup, üretim sonrası uygulanan spektrometre analiz sonuçları Tablo 4.1'de verilmiştir.

Tablo 4.1. İmal edilen çelik plakaya ait spektrometre analiz sonuçları

Ölçüm	Alaşım Elementleri (ağ.%)									
	C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	Al	Co	W	Fe
1	0.163	5.48	0.083	0.302	0.256	0.115	0.110	0.0215	<0.0250	Kalan
2	0.161	5.60	0.081	0.300	0.258	0.119	0.110	0.0223	<0.0250	Kalan
Ort.	0.16	5.5	0.08	0.3	0.25	0.1	0.1	0.02	<0.025	Kalan

Şekil 4.1. İndüksiyon Ocağı

Bu doktora tez çalışmasında, düşük kabul edilebilecek miktarlardaki Cr'nin tipik bir orta manganlı çelik olan 0.16C-5.5Mn çeliği ile alaşımlanması ele alınmıştır. Cr etkisinin incelenebilmesi için döküm işlemi esnasında 0.16C-5.5Mn çeliğine farklı oranlarda Cr ilave edilerek 3 ayrı Cr ilaveli orta manganlı çelik plaka üretilmesi planlanmıştır. Orta manganlı çelik plakalara ilave edilen Cr oranları %0.4, 0.8 ve 1.2 olarak belirlenmiş ve döküm işlemi tamamlanmıştır. Döküm işlemi sonrasında, Cr içermeyen plaka ile birlikte 4 ayrı orta manganlı çelik plaka üretilmiş, bu plakalara ait görüntüler Şekil 4.2'de verilmiştir.



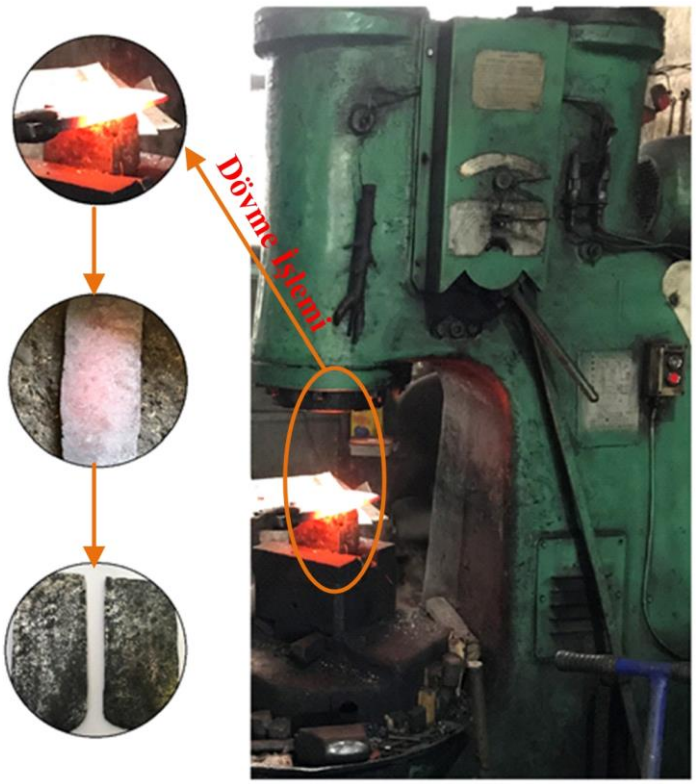
Şekil 4.2. Döküm sonrası çelik plakalar (a) ve plaka ölçüleri (b)

Döküm işlemi tamamlanan orta manganlı çelikler, içerdikleri Cr oranlarına göre numaralandırılmış olup, bu çeliklerin kimyasal bileşimleri Tablo 4.2'de verilmiştir.

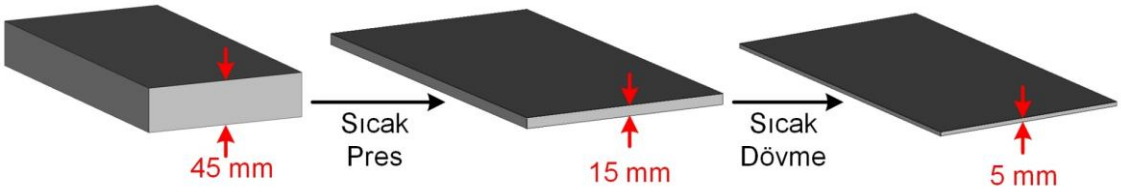
Tablo 4.2. Üretilen orta manganlı çelik plakalara ait kimyasal bileşimler

Plaka	Alaşım Elementleri (ağ.%)									
No	C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	Al	Co	W	Fe
1	0.162	5.54	0.08	0.301	0.257	0.117	0.110	0.021	<0.025	Kalan
2	0.166	5.53	0.42	0.292	0.255	0.116	0.111	0.021	<0.025	Kalan
3	0.165	5.48	0.79	0.289	0.256	0.121	0.122	0.021	<0.025	Kalan
4	0.168	5.49	1.18	0.278	0.264	0.117	0.097	0.022	<0.025	Kalan

Gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerde ön şekillendirme olarak sıcak haddeleme, soğuk haddeleme ve sıcak dövme işlemleri sıklıkla kullanılmaktadır. Orta Mn'li çelik plakaların sac formuna getirilmesi sıcak dövme işlemi ile gerçekleştirilmiş olup, plakaların et kalınlıkları ilk olarak 45 mm'den 15 mm'ye düşürülmüş, daha sonra ise nihai et kalınlık olan 5 mm' ye ulaşılmıştır. Dövme işlemi yaklaşık olarak 1100 °C'de şahmerdan kullanılarak gerçekleşmiş (Şekil 4.3), işlem sonrasında %90'a varan bir plastik deformasyon elde edilmiştir (Şekil 4.4). Dövme işlemi sonrası çelik saclara ait görüntüler Şekil 4.5'te görülmektedir.



Şekil 4.3. Sıcak dövme işleminin uygulanması

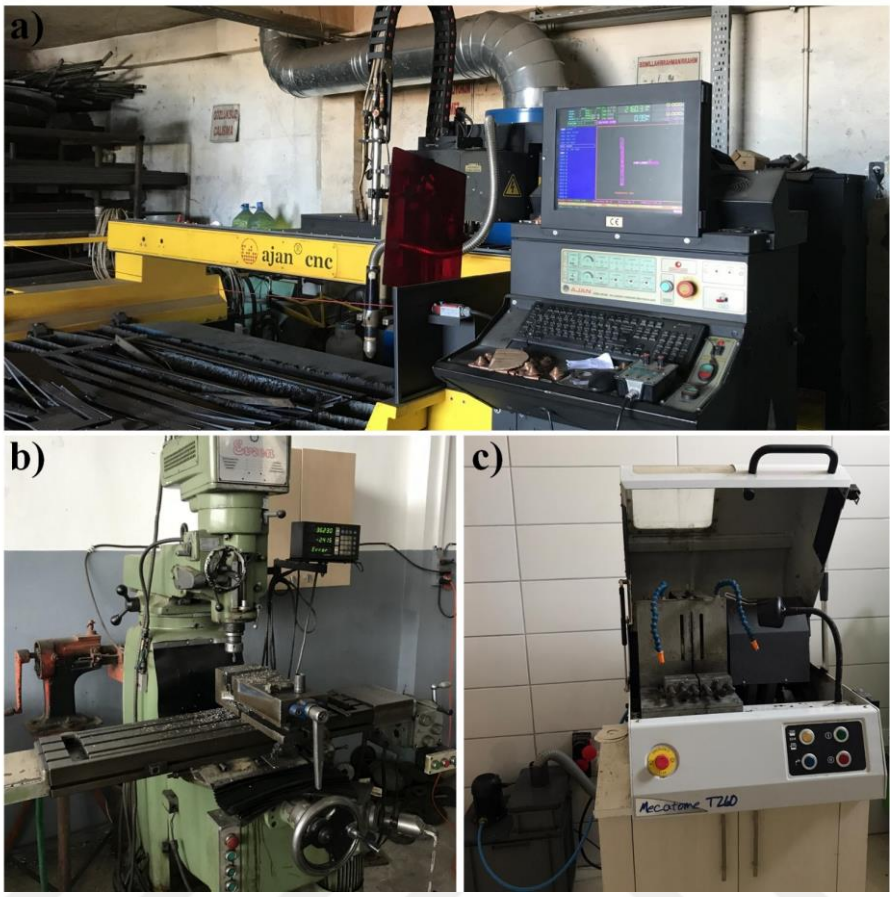


Şekil 4.4. Sıcak dövme işleminin şematik gösterimi

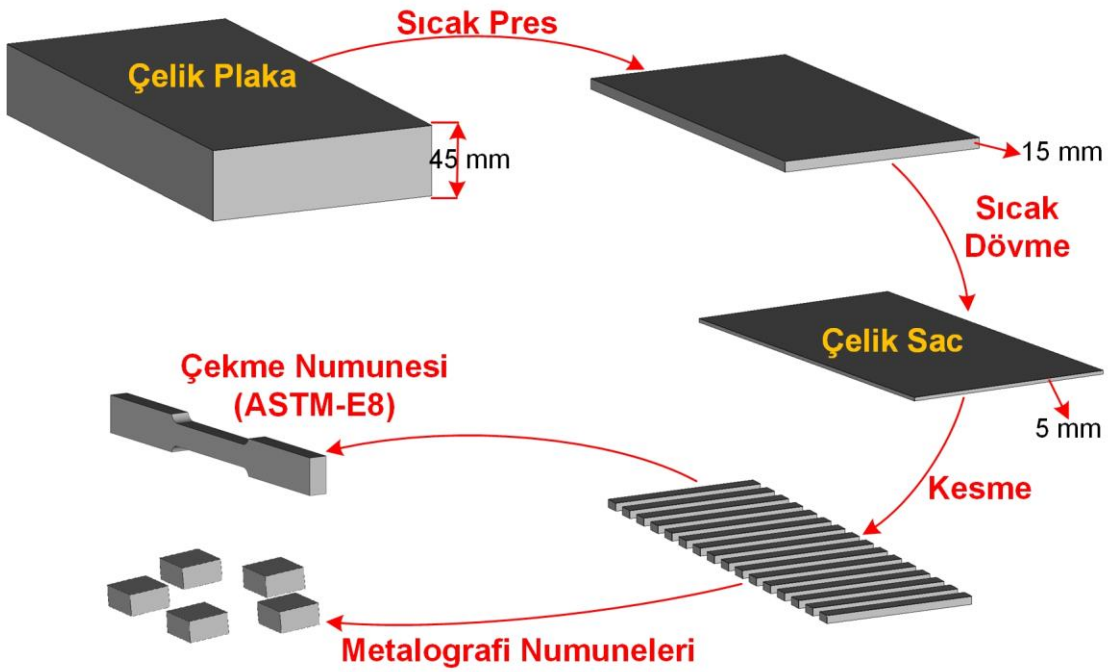
Şekil 4.5. Dövme işlemi sonrası çelik saclara ait görüntüler; a) 15 mm, b) 5 mm

4.2. Numunelerin Hazırlanması

İmalat süreci tamamlanan orta manganlı çelik saclardan, ısıl işlem uygulamaları için çekme numuneleri ve metalografik analiz numuneleri alınmıştır. Çelik sacların yüzeyleri taşlanıp, Batman Badem Ticaret Metal Ürünleri Atölyesi'nde Ajan marka CNC plazma kesim makinesi ile 110x10x5 mm ölçülerinde dilimler haline getirilmiştir. Bu dilimler, Batman Yılmaz Değirmen Makine Sanayi tarafından freze tezgâhında işlenerek, ASTM E8 standartlarına uygun şekilde çekme numuneleri hazırlanmıştır. Ayrıca metalografik incelemeler için 10x10x5 mm ölçülerinde numuneler hazırlanmıştır. Metalografik analiz numuneleri Batman Üniversitesi Merkezi Laboratuvar Uygulama ve Araştırma Merkezi bünyesindeki Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Presi marka Mecatome T260 model numune kesme cihazı ile hazırlanmıştır. Metalografik analiz numunelerin yüzeyleri kaba zımparalamadan geçirilerek, ısıl işlemler öncesinde numune yüzeyleri muhtemel oksit tabakasından arındırılmıştır. Böylece numune hazırlama işlemleri tamamlanmış, bahsi geçen numune hazırlama işlemlerinin gerçekleştirildiği cihaz resimleri Şekil 4.6'da görülmektedir. Ayrıca, çekme ve metalografik analiz numunelerin hazırlanış sürecinin şematik olarak gösterimi Şekil 4.7'de verilmiştir.



Şekil 4.6. Numune hazırlama işlemleri sırasında kullanılan cihazlar; a) Plazma kesim makinesi, b)Freze tezgâhı, c) Numune kesme cihazı

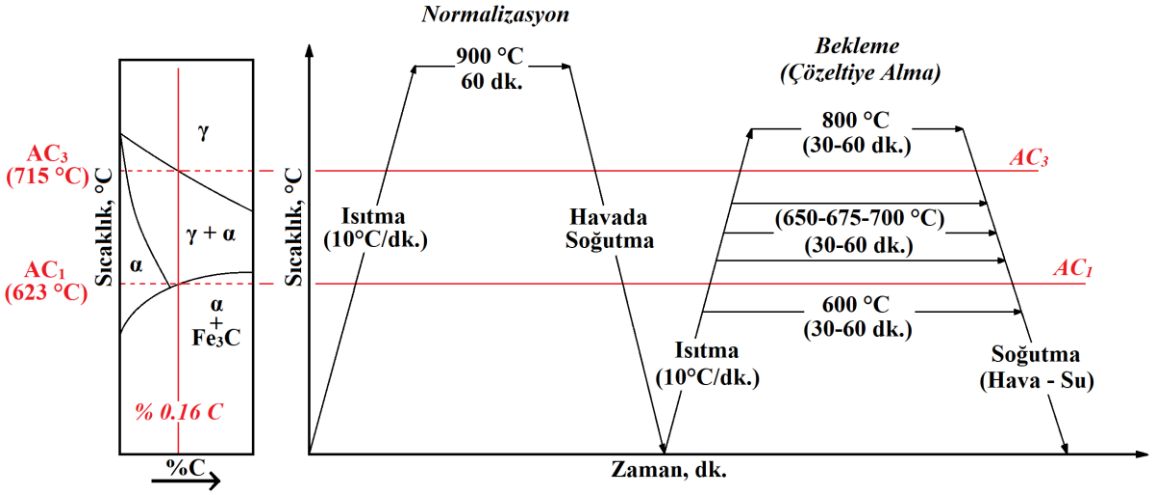


Şekil 4.7. Çelik sacların üretim aşamalarının ve numune hazırlama sürecinin şematik gösterimi

4.3. Isıl İşlem Uygulamaları

Isıl işlem, malzemenin içyapısını arzu edilen şekilde elde edebilmek için uygulanan katı haldeki kontrollü ısıtma ve soğutma işlemlerinin tümü olarak tanımlanabilir. Isıl işlemler, çeliğin mikroyapısı geliştirmek suretiyle, sahip olduğu özellikler açısından kullanılacağı özel uygulamalar için daha uygun hale getirebilmek amacıyla uygulanırlar [169]. Gelişmiş yüksek mukavemetli çelik türleri, östenit fazından veya kritik bölge olarak da adlandırılan iki fazlı ferrit-östenit bölgesinden oda sıcaklığına kontrollü bir soğutma işlemi ile üretilirler [35].

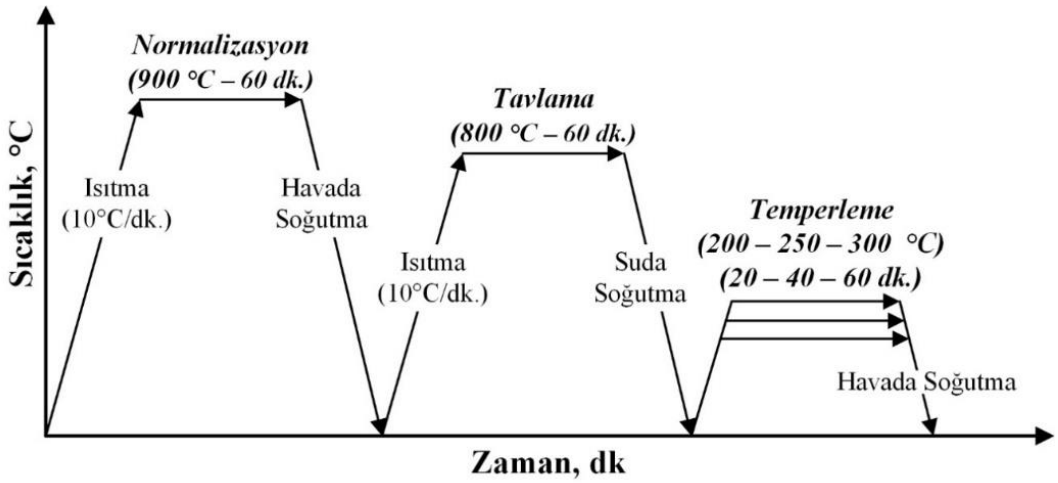
Üretilen orta manganlı çeliklerin ısıl işlem uygulamaları, iki aşamalı olarak gerçekleştirilmiş ve ısıl işlem sıcaklığı, bekleme süresi ve soğutma ortamı gibi değişken parametrelere sahiptir. Ön ısıl işlem olarak, numuneler 900 °C'de 60 dk. bekletilerek normalizasyon işlemi gerçekleştirilmiş ve akabinde farklı tavlama koşulları altında çok sayıda ısıl işlem varyasyonu uygulanmıştır. Isıl işlem sıcaklığı bu parametreler içerisinde en geniş çaplı olarak incelenen parametre olmuştur. Tavlama sıcaklıkları, diferansiyel termal analiz (DTA) sonuçları, Thermo-Calc hesaplamaları ve literatürdeki mevcut araştırmalar dikkate alınarak, iki fazlı östenit-ferrit bölgesinde olacak şekilde seçilmiştir. Kritik bölge aralığındaki bu sıcaklıklar 650, 675 ve 700 °C olarak belirlenmiştir. Kritik bölgede gerçekleştirilen ısıl işlemlerin ne gibi etkilerinin olduğunu daha net bir şekilde ortaya çıkarabilmek için hem kritik bölgenin altında (600 °C) hem de bu bölgenin üstünde (800 °C) ısıl işlemler gerçekleştirilmiştir. Farklı ısıl işlem sıcaklıklarının yanı sıra, 30 ve 60 dk. bekleme süreleri uygulanmış, su ve hava ortamlarında farkı soğutma hızlarının etkileri gözlemlenmiştir. Isıl işlem uygulamalarının şematik gösterimi Şekil 4.8'de verilmiştir.



Şekil 4.8. Kritik tavlama işlemine ait termal döngülerin şematik gösterimi

Bahsi geçen ısıl işlem uygulamalarına ek olarak, temperleme ısıl işlemi ayrıca ele alınmıştır. Ön ısıl işlem olarak 900 °C'de normalize edilip, 800 °C'de 60 dakika bekletilen numuneler su ortamında soğutulduktan sonra farklı sıcaklık ve sürelerde temperlenmişlerdir. Şekil 4.9'da şematik

olarak gösterilen temperleme ısıl işleminin sıcaklıkları 200, 250 ve 300 °C olarak belirlenmiş, temperleme süreleri ise 20, 40 ve 60 dakika olarak uygulanmıştır.



Şekil 4.9. Temperleme işlemine ait termal döngülerin şematik gösterimi

Isıl işlem uygulamaları için gerekli olan Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarının belirlenmesi için, Fırat Üniversitesi, Fen Fakültesi Fizik Bölümü Laboratuvarı'nda bulunan, Şekil 4.10'da gösterilen Perkin Elmer Pyris Diamond TG/DTA analiz cihazı ile dört ayrı çelik sacdan alınan numunelere diferansiyel termal analiz (DTA) uygulanmıştır. Diferansiyel termal analizler için Dremel 4200 el motoru ile 2x2x1 mm ölçülerinde numuneler hazırlanıp, numune yüzeyleri temizlenerek 20 °C/dk. ısıtma hızı ile argon gazı atmosferinde 850°C'ye çıkılarak DTA analizleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, FEDEMO v4 (tcFe4) veri tabanı kullanılan Thermo-Calc yazılımı ve JMatPro simülasyon yazılımı ile faz dönüşüm sıcaklıklarına yönelik teorik hesaplamalar yapılmıştır.

Şekil 4.10. Diferansiyel termal analiz (DTA) cihazı [170]

Teorik ve deneysel olarak hesaplanan Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları birbirleriyle kıyaslanarak, ısıl işlem uygulamaları için en doğru kritik sıcaklık aralığı tespit edilmeye çalışılmıştır. Normalizasyon, kritik tavlama ve temperleme ısıl işlemleri, Batman Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü bünyesindeki İmalat laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem uygulamaları için 1200 °C sıcaklık kapasiteli laboratuvar tipi ısıl işlem fırını kullanılmış, ısıl işlem fırınına ait görsel Şekil 4.11'de verilmiştir. Isıl işlem uygulamaları sonrasında, numuneler uygulanan ısıl işlem parametrelerine göre kodlanmıştır. Numunelere uygulanan ısıl işlem parametreleri ve numune numaraları Tablo 4.3. ve Tablo 4.4'te verilmiştir.

Şekil 4.11. Laboratuvar tipi ısıl işlem fırını

Tablo 4.3. Tavlama parametreleri ve numune numaraları

Isıl İşlem Türü	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Soğutma ortamı	Cr Miktarı (ağ.%)	Numune Adı
Normalizasyon	900	60	Hava	0	N_0
				0.4	$N_{0.4}$
				0.8	$N_{0.8}$
				1.2	$N_{1.2}$
Kritik Tavlama	650	30	Hava	0	$H650_0 30$
				0.4	$H650_{0.4} 30$
				0.8	$H650_{0.8} 30$
				1.2	$H650_{1.2} 30$

Tablo 4.3. (Devamı)

Isıl İşlem Türü	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Soğutma ortamı	Cr Miktarı (ağ.%)	Numune Adı
Kritik Tavlama	650	60	Hava	0	$H650_{0}60$
				0.4	$H650_{0.4}60$
				0.8	$H650_{0.8}60$
				1.2	$H650_{1.2}60$
	675	30	Hava	0	$H675_{0}30$
				0.4	$H675_{0.4}30$
				0.8	$H675_{0.8}30$
				1.2	$H675_{1.2}30$
	700	30	Hava	0	$H700_{0}30$
				0.4	$H700_{0.4}30$
				0.8	$H700_{0.8}30$
				1.2	$H700_{1.2}30$
	800	30	Hava	0	$H800_{0}30$
				0.4	$H800_{0.4}30$
				0.8	$H800_{0.8}30$
				1.2	$H800_{1.2}30$
	650	30	Su	0	$S650_{0}30$
				0.4	$S650_{0.4}30$
				0.8	$S650_{0.8}30$
				1.2	$S650_{1.2}30$
	675	30	Su	0	$S675_{0}30$
				0.4	$S675_{0.4}30$
				0.8	$S675_{0.8}30$
				1.2	$S675_{1.2}30$
	700	30	Su	0	$S700_{0}30$
				0.4	$S700_{0.4}30$
				0.8	$S700_{0.8}30$
				1.2	$S700_{1.2}30$
	800	30	Su	0	$S800_{0}30$
				0.4	$S800_{0.4}30$
				0.8	$S800_{0.8}30$
				1.2	$S800_{1.2}30$
	800	60	Su	0	$S800_{0}60$
				0.4	$S800_{0.4}60$
				0.8	$S800_{0.8}60$
				1.2	$S800_{1.2}60$

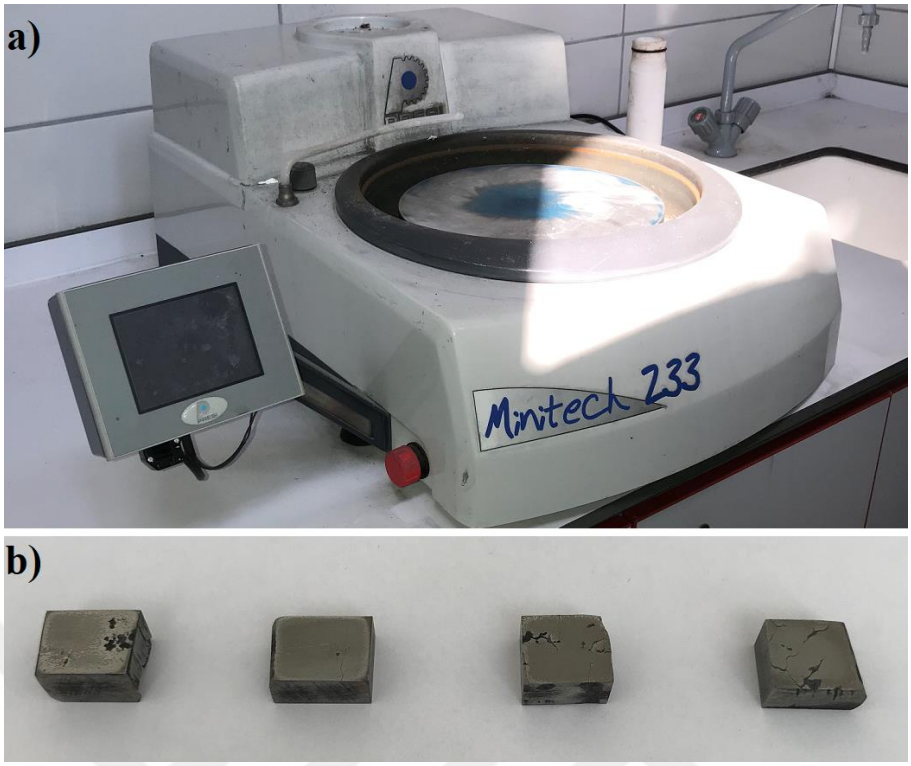
Tablo 4.4. Temperleme parametreleri ve numune numaraları

Isıl İşlem Türü	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Temperleme Süresi (dk.)	Soğutma ortamı	Cr Miktarı (ağ.%)	Numune Adı
Temperleme	200	20	Hava	0	$T200_0 20$
				0.4	$T200_{0.4} 20$
				0.8	$T200_{0.8} 20$
				1.2	$T200_{1.2} 20$
	200	40	Hava	0	$T200_0 40$
				1.2	$T200_{1.2} 40$
	200	60	Hava	0	$T200_0 60$
				1.2	$T200_{1.2} 60$
	250	20	Hava	0	$T250_0 20$
				1.2	$T250_{1.2} 20$
	250	60	Hava	0	$T250_0 60$
				1.2	$T250_{1.2} 60$
	300	20	Hava	0	$T300_0 20$
				1.2	$T300_{1.2} 20$
	300	60	Hava	0	$T300_0 60$
				1.2	$T300_{1.2} 60$

4.4. Metalografik Karakterizasyon

Orta manganlı çeliklerin göstermiş oldukları mekanik özellikler ile sahip oldukları içyapıları arasında bir ilişki kurabilmek için, mikroyapılarının karakterize edilmesi gerekmektedir. Farklı ısıl işlem uygulamalarına tabi tutulan orta manganlı çelik saclardan alınan numunelerin metalografik karakterizasyonu, optik mikroskop (OM) ve taramalı elektrom mikroskobu (SEM) incelemeleri ile gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapı incelemeleri öncesinde, numuneler metalografik hazırlık sürecinden geçirilmiştir. Numunelerin görüntü alınacak yüzeyine, ilk olarak kaba ve ince zımparalama işlemleri uygulanmış, zımparalama işlemleri sırasıyla 80, 240, 400, 600, 800 ve 1200 mesh'lik zımpara kâğıtları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Daha sonra, numuneler parlatma çuhası üzerine tatbik edilen 1–3 mikronluk elmas pasta ile parlatılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri Batman Üniversitesi Merkezi Laboratuvar Uygulama ve Araştırma Merkezi bünyesindeki Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan Presi marka Minitech 233 model manuel parlatma cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Parlatma cihazı ve parlatma işleminden geçen numuneler Şekil 4.12'de gösterilmektedir.



Şekil 4.12. Parlatma Cihazı (a) ve parlatma işleminden geçen numuneler (b)

Son olarak, yüzeyleri parlatılan numunelerin dağlanması için, 2 ml HNO_3 (nitrik asit) ve 98 ml etil alkol karışımından oluşan dağlayıcı Nital çözeltisi hazırlanmıştır. Numuneler % 2'lik Nital çözeltisi içine 10–15 saniye süreyle daldırılarak numune yüzeyleri dağlanmıştır. Dağlama işlemi ile numunelerin içyapısındaki fazlar ve faz morfolojileri belirginleştirilerek, numunelerin metalografik hazırlık süreci tamamlanmıştır. Böylece, numuneler metalografik incelemeler için hazır hale getirilmiştir.

4.4.1. Optik Mikroskop (OM) İncelemeleri

En yaygın karakterizasyon metotlarından biri olan optik mikroskop incelemeleri ile orta manganlı çeliklerin mikroyapıları karakterize edilmeye çalışılmış, optik incelemeler sırasında her numunenin dağlanan yüzeyinden 40x ve 63x büyütme oranlarında görüntüler alınmıştır. Optik görüntüler, Batman Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Jeoloji Mühendisliği Bölümü'nde bulunan, Leica marka DM 2500 P model optik mikroskop ile alınmıştır. Kullanılan optik mikroskop Şekil 4.13'te gösterilmiştir. Ayrıca tavlama parametrelerine göre seçilen belirli numunelerin optik mikroskop görüntülerine, faz renklendirme işlemi uygulanmıştır. Batman Üniversitesi Merkezi Laboratuvar Uygulama ve Araştırma Merkezi bünyesindeki Metalografi Laboratuvarı'nda Argenit Kameram Dijital Mikroskop Görüntü Analizi yazılımı ile faz renklendirme çalışmaları yapılmıştır.

Şekil 4.13. Optik Mikroskop (OM)

4.4.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Orta manganlı çelik saclardan alınan numunelerin içyapıları taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenerek mikroyapı karakterizasyonu daha detaylı bir şekilde irdelenmiştir. SEM cihazı ile daha yüksek büyütme oranlarına sahip mikroyapı görüntülerinin elde edilmesi mümkün olup, 500x, 1000x, 3000x ve 6000x büyütme oranlarına sahip mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Ayrıca, çekme deneyleri sonucunda oluşan kopma yüzeylerinden de SEM görüntüleri alınmıştır. Kopma yüzeylerinin mikro ölçekli SEM görüntüleri 4000x büyütme oranına sahiptir. SEM incelemeleri, Şekil 4.14'te gösterilen ZEISS marka EVO MA10 model SEM cihazı ile Fırat Üniversitesi Merkez Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir.

Şekil 4.14. Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

4.5. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) Analizi

Orta Manganlı çeliklerin içyapısındaki kalıntı östenit fazı bileşiminin belirlenebilmesi için farklı ısıl işlem parametrelerini kapsayacak şekilde belirlenen numunelere enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizi uygulanmıştır. Numunelerin mikroyapısı SEM cihazı ile 6000x büyütme oranında görüntülenmiş ve kalıntı östenit fazından noktasal analizler alınarak EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. EDS analizleri için, SEM görüntülerinin alındığı ZEISS marka EVO MA10 model SEM cihazında mevcut olan EDS (Inca System) analiz sistemi kullanılmıştır.

Kalıntı östenit fazının Mn konsantrasyonu östenit fazından alınan EDS analizi ile belirlenmiştir. C konsantrasyonu ise literatürde sıklıkla kullanılan östenit fazı kafes parametresinin kalıntı östenit fazının bileşimi ile ilişkilendirildiği eşitlik yardımıyla tespit edilmiştir [171–175]. Bu denklemde östenit fazının kafes parametresi XRD analizinden elde edilen veriler ile hesaplanmış, Mn konsantrasyonu ise EDS analiz sonuçlarından alınmıştır;

$$a_\gamma = 3.556 + 0.0453X_C + 0.00095X_{Mn} \quad (4.1)$$

Bu eşitlikte a_γ östenit fazının kafes parametresi (Å), X_C ve X_{Mn} ise kalıntı östenit fazındaki C ve Mn konsantrasyonlarıdır.

Orta mangalı çelikler üzerine yapılan çalışmalarda östenit bileşimindeki C ve Mn konsantrasyonlarının östenit fazının kararlılığı üzerindeki etkisi araştırmacılar için merak konusu olmuştur. Östenit fazındaki C ve Mn içeriklerinin, martenzit dönüşümünün başlangıç (M_S) sıcaklığı ile ilişkilendirilmesi ve östenit bileşimine bağlı deneysel M_S sıcaklığı eşitliklerinin türetilmesi literatürde yaygın bir şekilde görülmektedir [149, 166, 176]. A. Arlazarov vd. 0.1C-4.7Mn çeliği üzerine yaptıkları çalışmada [177], östenit bileşimindeki C ve Mn konsantrasyonlarının bir fonksiyonu olan deneysel M_S eşitliğini (Denklem 4.2), birincil östenit tane boyutunu dikkate alarak revize etmişlerdir (Denklem 4.3);

$$M_S^0 = 539 - 423X_C^\gamma - 30.4X_{Mn}^\gamma \quad (4.2)$$

$$M_S = M_S^0 - 56.5/(d_\gamma)^{0.5} \quad (4.3)$$

Denklem 4.2'de M_S^0 yalnızca östenit bileşimin dikkate alındığı M_S sıcaklığıdır. X_C^γ ve X_{Mn}^γ ise kalıntı östenit fazındaki C ve Mn konsantrasyonlarıdır. Denklem 4.3'teki d_γ östenit tane boyutunu (μm) ifade eder ve M_S sıcaklığı hem östenit bileşimine hem de östenit tane boyutuna bağlıdır. Bu iki eşitlikten;

$$M_S = 539 - 423X_C^\gamma - 30.4X_{Mn}^\gamma - {}^{56.5}/_{(d_\gamma)^{0.5}} \quad (4.4)$$

Denklem 4.4 çıkarılmış ve farklı sıcaklıklarda tavlanıp suda soğutulan numunelerin M_S sıcaklıkları tespit edilmiştir.

Östenit fazının bileşimine ve tane boyuta bağlı olarak hesaplanan M_S sıcaklıkları, östenit fazının dönüşüm oranların belirlenebilmesi amacıyla Koistinen – Marburger eşitliğinde kullanılmıştır;

$$V_{\gamma\rightarrow\alpha'} = 1 - \exp[-\alpha(M_S - T)] \tag{4.5}$$

Koistinen – Marburger denkleminde östenit → martenzit dönüşümü ($V_{\gamma\rightarrow\alpha'}$) M_S sıcaklığının bir fonksiyonu olarak bulunur. Denklem 4.5'te, α (0.011) dönüşüm sabiti [178, 179], M_S martenzit başlangıç sıcaklığı, T ise soğutma ortamı sıcaklığıdır. Koistinen – Marburger eşitliği ile bulunan dönüşüm oranları birçok araştırmacı tarafından östenit fazının kararlılığının incelenebilmesi için kullanılmaktadır [179–181].

4.6. X-Işını Difraksiyon (XRD) Analizi

Orta manganlı çeliklerin içyapısını oluşturan fazların ve bu fazlara ait hacimsel fraksiyonların tespit edilebilmesi amacıyla, farklı tavlama parametrelerinden seçilen numunelere X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri uygulanmıştır. XRD analizleri, Batman Üniversitesi Merkezi Laboratuvar Uygulama ve Araştırma Merkezi bünyesindeki X-ışını Laboratuvarı'nda bulunan Rigaku marka MiniFlex II model tezgahüstü tipi X-ışını difraksiyonu cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.15).

Şekil 4.15. X-ışını difraksiyonu (XRD) cihazı

X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri sırasında tarama aralığı (2θ) martenzit ve kalıntı östenit piklerini kapsayacak şekilde seçilmiştir. Tarama adımı (°) ve tarama hızı ($°dk^{-1}$) ise orta

manganlı çelikler üzerine yapılan mevcut çalışmalardaki analiz parametrelerine göre belirlenmiş, XRD analizleri sırasında kullanılan analiz parametreleri Tablo 4.5'te verilmiştir. Analiz sonrasında elde edilen veriler ile numunelerin XRD desenleri çıkarılmış, kalıntı östenit fazının hacimsel oranları ve kafes parametreleri hesaplanmıştır.

Tablo 4.5. X-ışını difraksiyonu (XRD) analizi parametreleri

Analiz Parametreleri	**Değer**
Cihaz Marka ve Modeli	Rigaku MiniFlex II Benchtop
Çıkış Voltajı (kV)	30
Çıkış Akımı (mA)	15
Radyasyon Türü	Cu–Kα
Dalga Boyu (λ)	1.5406
Tarama Aralığı (2θ) (°)	40–100
Tarama Adımı (°)	0.02
Tarama Hızı (°.dk^{-1})	2

XRD analizinin uygulandığı numunelerindeki kalıntı östenit fazının hacimsel fraksiyonu, kalıntı östenit ve martenzit fazlarına ait piklerin tümleşik yoğunlukları esas alınarak hesaplanmıştır. Denklem 4.6'da verilmiş olan eşitlik, araştırmacılar tarafından kalıntı östenit miktarının tespiti için sıkça kullanılmaktadır [182–186].

$$V_\gamma = \frac{1.4I_\gamma}{(I_\alpha + 1.4I_\gamma)} \tag{4.6}$$

Denklemde Vγ kalıntı östenit fazının hacimsel oranıdır, Iγ ve Iα ise sırasıyla kalıntı östenit fazına ve martenzit(veya ferrit) fazına ait piklerin ortalama tümleşik yoğunluğunu temsil eder. Kalıntı östenit fazı için (200)γ, (220)γ ve (311)γ düzlemlerine karşılık gelen östenit piklerinin tümleşik yoğunluk değerlerinin ortalaması kullanılmıştır. Martenzit fazı için ise (200)α ve (211)α düzlemlerindeki martenzit piklerinin tümleşik yoğunluk değerlerinin ortalaması alınmıştır [185, 186]. Kalıntı östenit ve martenzit fazlarının pik yoğunlukları kullanılarak, XRD analizin uygulandığı numunelerdeki kalıntı östenit miktarları hesaplanmıştır (Denklem 4.7).

$$V\gamma = \frac{1.4\left(\frac{I_{(200)\gamma} + I_{(220)\gamma} + I_{(311)\gamma}}{3}\right)}{\left(\frac{I_{(200)\alpha} + I_{(211)\alpha}}{2}\right) + 1.4\left(\frac{I_{(200)\gamma} + I_{(220)\gamma} + I_{(311)\gamma}}{3}\right)} \tag{4.7}$$

Kalıntı östenit fazının C konsantrasyonunun belirlenebilmesi için kalıntı östenit fazının kafes parametresine ihtiyaç duyulmaktadır (Denklem 4.1). Östenit fazının kafes parametresi, Bragg

kanunu (Denklem 4.8) ve kübik kafes sistemleri için düzlemler arası boşluk eşitliği (Denklem 4.9) kullanılarak hesaplanabilmektedir [187–189].

$$\lambda = d_{hkl} 2 \sin\theta \tag{4.8}$$

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{(h^2+k^2+l^2)}{a^2} \tag{4.9}$$

Denklemlerde, λ X-ışını dalga boyunu, d_{hkl} düzemler arası boşluğu, θ kırınım açısını, a kafes parametresini, (hkl) ise kafes düzlemine ait miller indislerini ifade eder. Her bir denklemdeki d_{hkl} yalnız bırakılarak;

$$d_{hkl} = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \tag{4.10}$$

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \tag{4.11}$$

Denklem 4.10 ve Denklem 4.11' de verilen eşitlikler elde edilir ve bu eşitlikler kullanılarak XRD analizinin uygulandığı numunelerdeki kalıntı östenit piklerinin tepe noktalarına karşılık gelen kırınım açıları (2θ) ve düzlem indisleri (hkl) XRD verilerinden alınarak kalıntı östenit fazının kafes parametresi hesaplanmıştır (Denklem 4.12).

$$a_\gamma = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \tag{4.12}$$

4.7. Mekanik Testler

Bu çalışma kapsamında üretilen Cr ilaveli orta manganlı çeliklerin mekanik özellikleri, sertlik ve çekme testleri ile incelenmiştir. Elde edilen veriler mikroyapı incelemeleri ile ilişkilendirilerek, tavlama parametreleri ve çelik bileşimindeki Cr'nin mekanik özellikler üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Sertlik ve çekme testleri ayrı başlıklar altında detaylıca anlatılmıştır.

4.7.1. Sertlik Testleri

Sertlik terimi, bir malzemenin plastik şekil değişimine karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır. Bir malzemenin sertliği, mekanik özellikleri ve geometrisi belli olan sert bir batıcı ucun malzeme yüzeyine belirli bir yük uygulanarak bastırılması ile ölçülür. Sertlik testlerinde kullanılan batıcı uçların geometrisi küresel (Brinell testi), piramidal (Vickers ve Knoop testleri) veya konik (Rockwell testi) olabilir [190].

Farklı oranlarda Cr içeren (% 0, 0.4, 0.8, 1.2) 0.16-5.5Mn çeliklerinden alınan numunelerin sertliklerinin belirlenmesi amacıyla tavlama parametrelerine göre belirlenmiş olan çok sayıda

numuneye ASTM – E18 ve ASTM – E10 standartlarına uygun olarak Rockwell ve Brinell sertlik testleri uygulanmıştır. Sertlik testleri Şekil 4.16'da gösterilen ERNST marka AT250 model tezgâh üstü manuel sertlik cihazı kullanılarak, Batman Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde tamamlanmıştır.

Şekil 4.16. Sertlik ölçüm cihazı

Sertlik ölçümleri, numune yüzeyinden 3'er kez ölçüm alınarak gerçekleştirilmiş, her numune için bu ölçümlerin ortalaması alınarak hata payı en aza indirilmiştir. Ölçümler sırasında numunelere ait sertlik değerlerinin (HRC) birbirlerine oldukça yakın olduğu görülmüş, bu sebeple her bir numuneden hem Rockwell (HRC) hem de Brinell (HB30) cinsinden sertlik değerleri alınmıştır (Şekil 4.16). Numunelere uygulanan Rockwell ve Brinell sertlik testlerine ait parametreler Tablo 4.6'da gösterilmiştir. Elde edilen bu veriler ile orta manganlı çeliklerin üretimi ve ısıl işlemleri sırasında uygulanan her bir değişken için sertlik grafikleri çizilmiştir.

Tablo 4.6. Numunelere uygulanan sertlik testleri ve test parametreleri

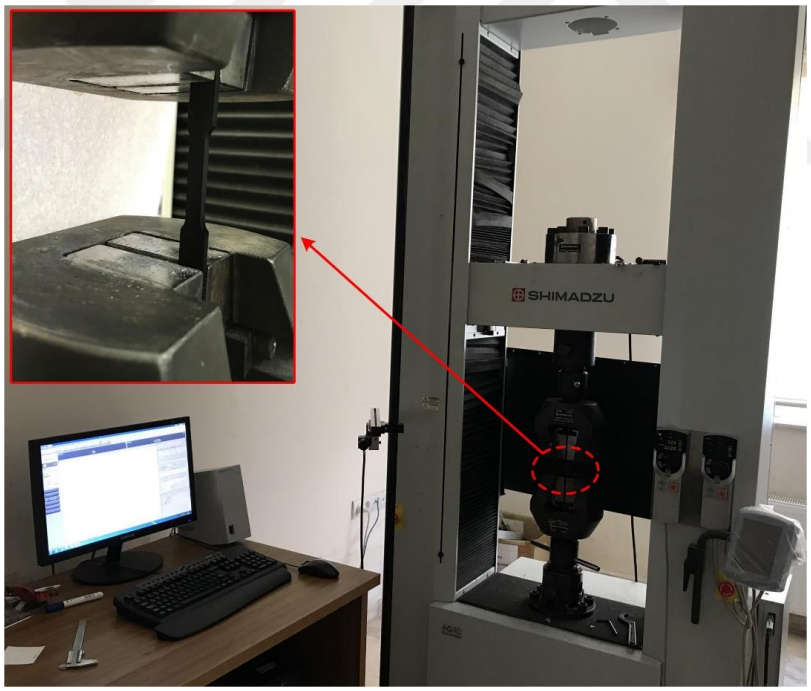
Sertlik Testi	**Test Parametreleri**	
	Batıcı Uç	**Test Yükü (Kgf)**
Rockwell (HRC)	Konik elmas uç	150
Brinell (HB30)	2.5 mm bilye uç	187,5

4.7.2. Çekme Testleri

Çekme testi, malzemelerin mukavemeti hakkında temel tasarım bilgilerinin elde edilmesini sağlayan mekanik bir test yöntemidir. Mühendislik malzemelerinin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde, standart metot olarak kabul edilen çekme testi yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Çekme deneyi sırasında, bir numune sürekli olarak artan bir tek eksenli yüke (kuvvet) tabi tutulurken, numunenin uzaması eşzamanlı olarak gözlemlenir [190].

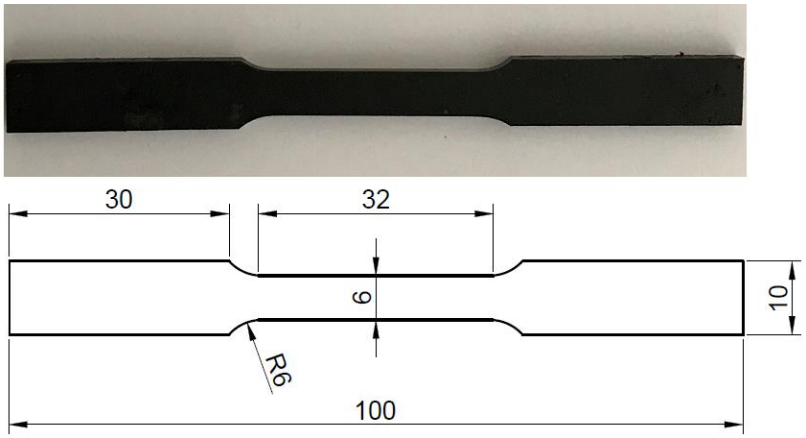
Mekanik testler kapsamında, sertlik testlerinin yanı sıra çekme deneyleri de yapılmıştır. Çekme deneyleri ile imal edilen çeliklerin çekme mukavemeti, akma mukavemeti, üniform uzama miktarı ve toplam uzama miktarı gibi mekanik özellikleri belirlenmiştir.

Çekme deneyleri, 1 mm/dk. sabit ilerleme hızı ile 250 kN yük kapasiteli SHIMADZU marka çekme deneyi cihazı ile ISO 6892-1 ve ASTM E8 standartlarına uygun olarak yapılmıştır. Her bir üretim parametresi için 3 kez tekrarlanarak yapılan çekme deneyleri, Batman Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Mekanik Laboratuvarı'nda gerçekleşmiştir. Çekme testlerinin tamamlandığı çekme testi cihazı Şekil 4.17'de verilmiştir.

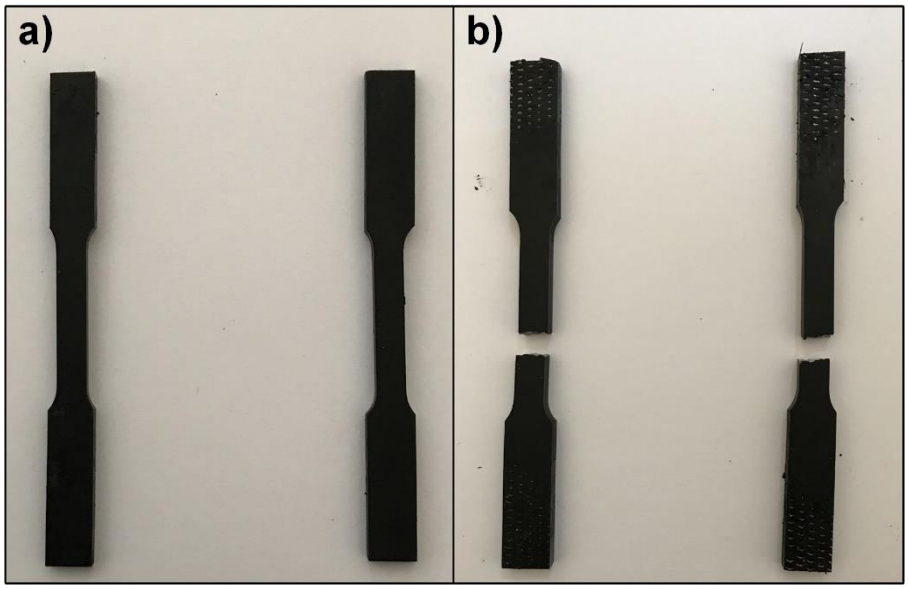


Şekil 4.17. Çekme testi cihazı

Çekme deneylerinde kullanılan numuneler, ASTM E8/E8M standartlarına göre hazırlanmıştır. Bu numunelere ait standart ölçüler ve görseller sırasıyla Şekil 4.18 ve Şekil 19'da verilmiştir.



Şekil 4.18. ASTM E8 Çekme numunesi ve standart ölçüleri



Şekil 4.19. Çekme testi numuneleri; a) Test öncesi, b) Test sonrası

Çekme testleri sonrası elde edilen veriler bilgisayar ortamına aktarılarak numunelere ait gerilme – uzama grafikleri çizilmiştir. Gerilme uzama grafikleri tavlama parametrelerine ve çelik bileşimindeki Cr oranına göre gruplandırılarak her bir değişkenin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri gösterilmiştir. Farklı oranlarda Cr içeren numuneler için gerilme – uzama grafiklerinin yanı sıra pekleşme oranını gösteren grafikler de çizilmiştir. Numunelere ait pekleşme oranlarının hesaplanabilmesi için Denklem 4.13'te verilen Hollomon eşitliğinden yararlanılmıştır [191].

$$\sigma = K\varepsilon^{n} \tag{4.13}$$

Denklem 4.13'te σ ve ε sırasıyla gerçek gerilme ve gerçek uzamayı, K mukavemet katsayısını, n ise pekleşme üssünü ifade eder. Bu denklemde her iki tarafın doğal logaritması alınarak Denklem 4.14 elde edilir.

$$\ln\sigma = n\ln\varepsilon + \ln K \tag{4.14}$$

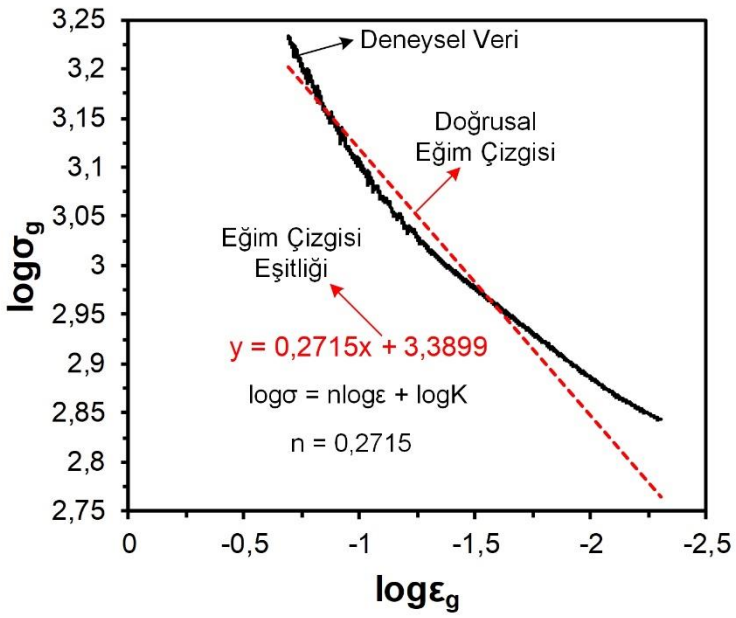
Denklem 4.14'ün türevi alınarak;

$$n = \frac{d\ln\sigma}{d\ln\varepsilon} \tag{4.15}$$

$$n = \frac{d\ln\sigma}{d\sigma} \cdot \frac{d\varepsilon}{d\ln\varepsilon} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \tag{4.16}$$

$$n = \frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \tag{4.17}$$

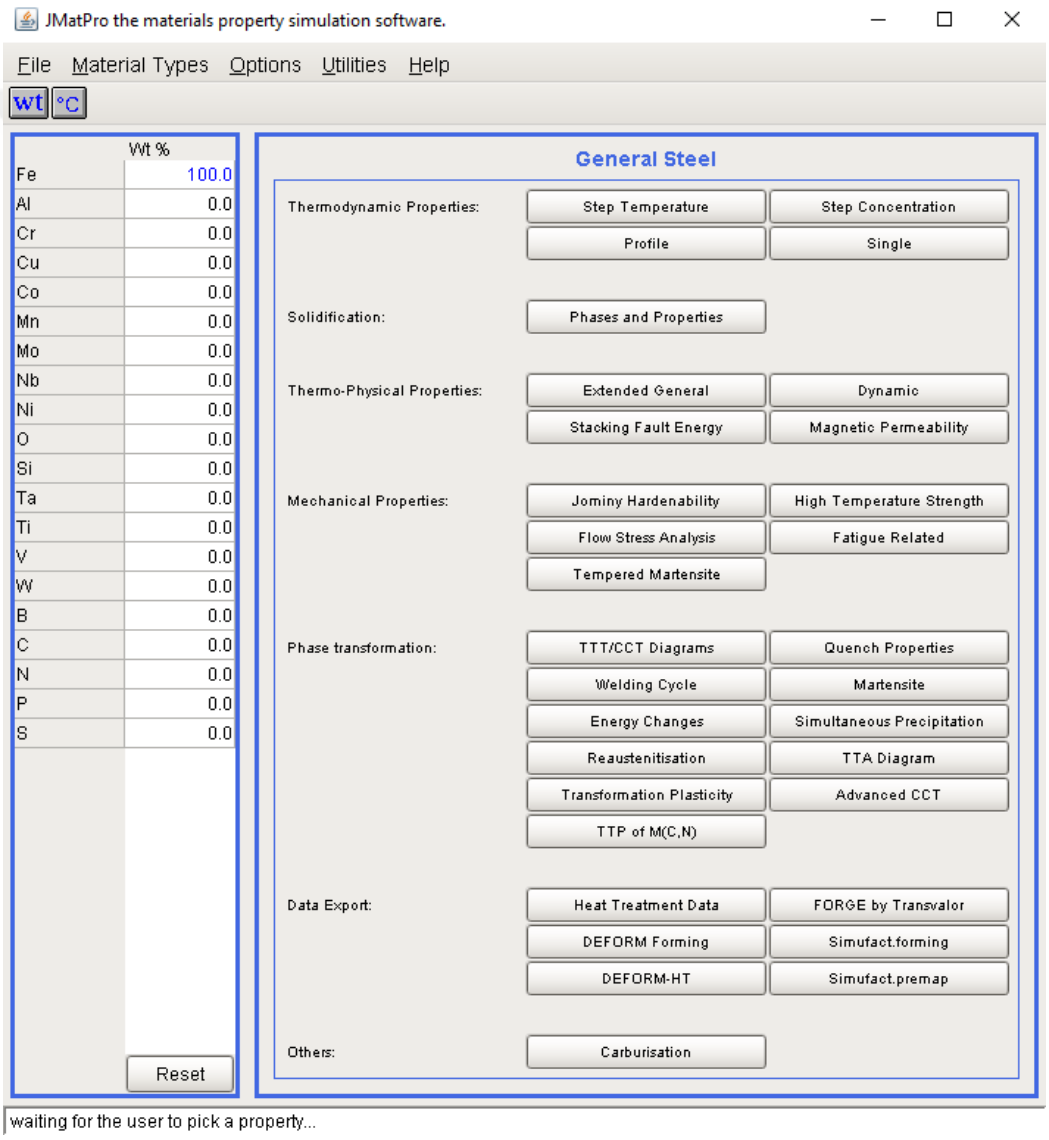
Denklem 4.17'den dσ/dε (pekleşme oranı) hesaplanarak gerçek uzamaya karşılık gelen pekleşme oranı grafikleri çizilmiştir [192, 193]. Denklemdeki n ise gerçek gerilme ve gerçek uzamanın logaritmaları alınarak elde edilen grafik yardımıyla tespit edilmektedir. Grafikte akma noktası ile maksimum çekme mukavemeti (boyun verme) arasında kalan pekleşme bölgesinin doğrusal eğim çizgisine ait denklem ile n değeri (pekleşme üssü) bulunmaktadır [194, 195]. Bu metot ile farklı oranlarda Cr içeren numunelere ait gerilme ve birim uzama verileri kullanılarak numunelerin pekleşme üssü hesaplanmıştır. Pekleşme üssünün tespiti Şekil 4.20'de verilen örnek grafik üzerinde gösterilmiştir.



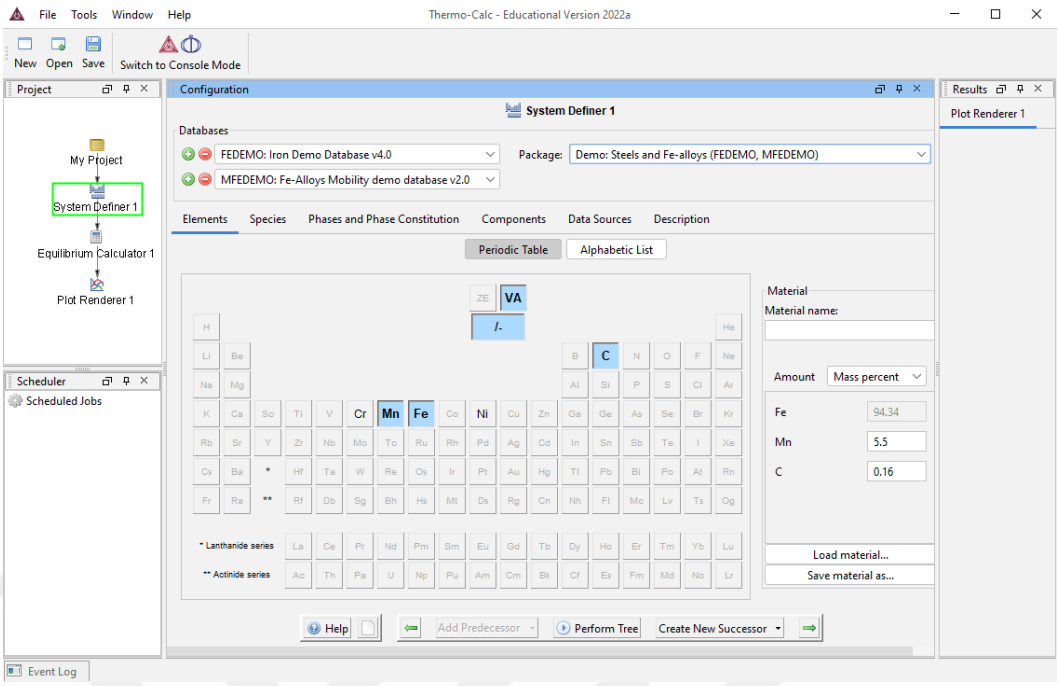
Şekil 4.20. Pekleşme üssünün (n değeri) tespiti

4.8. Teorik Hesaplamalar

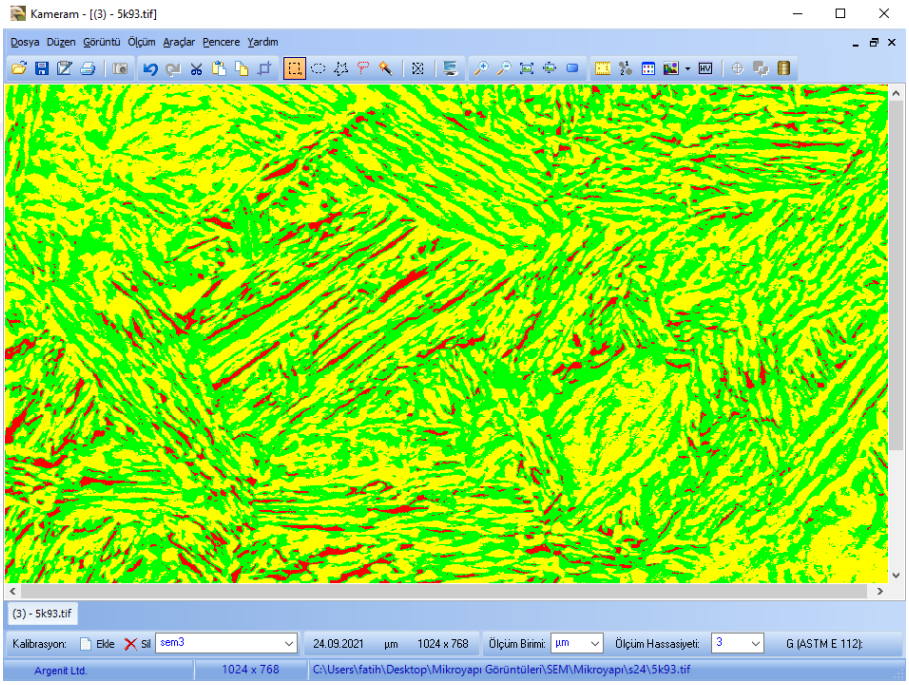
Tez çalışması kapsamında üretilen numunelere uygulanan analiz ve testlere ek olarak, imal edilen orta manganlı çelik saclara yönelik teorik hesaplamalar da gerçekleştirilmiştir. Teorik hesaplamalar için JMatPro ve Thermo-Calc gibi simülasyon yazılımları kullanılmış olup, elde edilen teorik sonuçlar deneysel veriler ile ilişkilendirilmiştir. JMatPro ve Thermo-Calc programlarına ait arayüzler sırasıyla Şekil 4.21 ve Şekil 4.22'de gösterilmiştir. Ayrıca Argenit Kameram Dijital Mikroskop Görüntü Analizi yazılımı kullanılarak OM ve SEM görüntüleri arasından seçilen bazı mikrograflara faz renklendirilmesi uygulanmıştır (Şekil 4.23).



Şekil 4.21. JMatPro yazılımı arayüzü



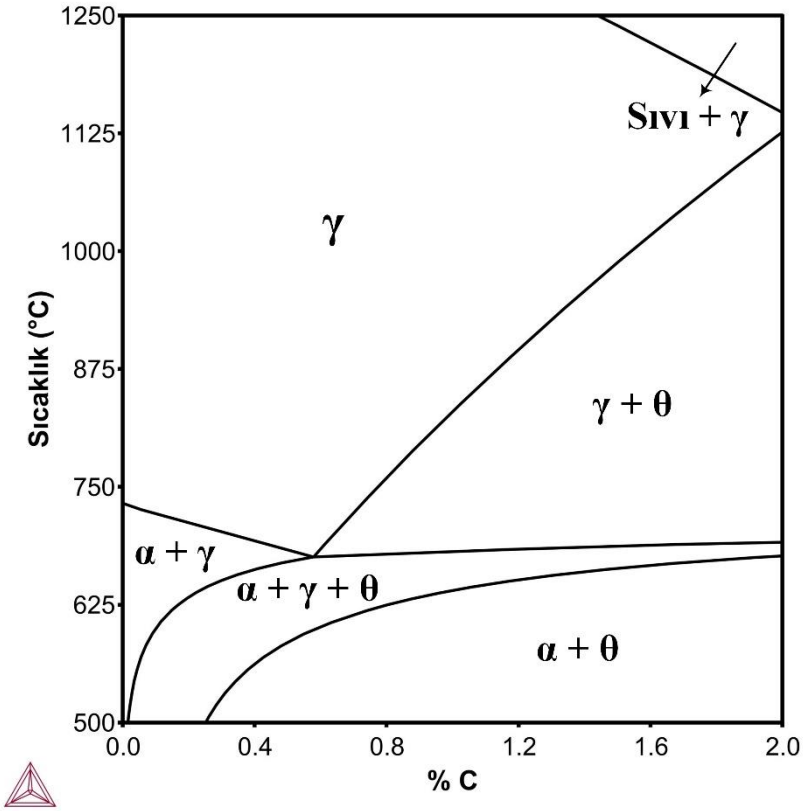
Şekil 4.22. Thermo-Calc yazılımı arayüzü



Şekil 4.23. Argenit Kameram Dijital Mikroskop Görüntü Analizi yazılımı arayüzü

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

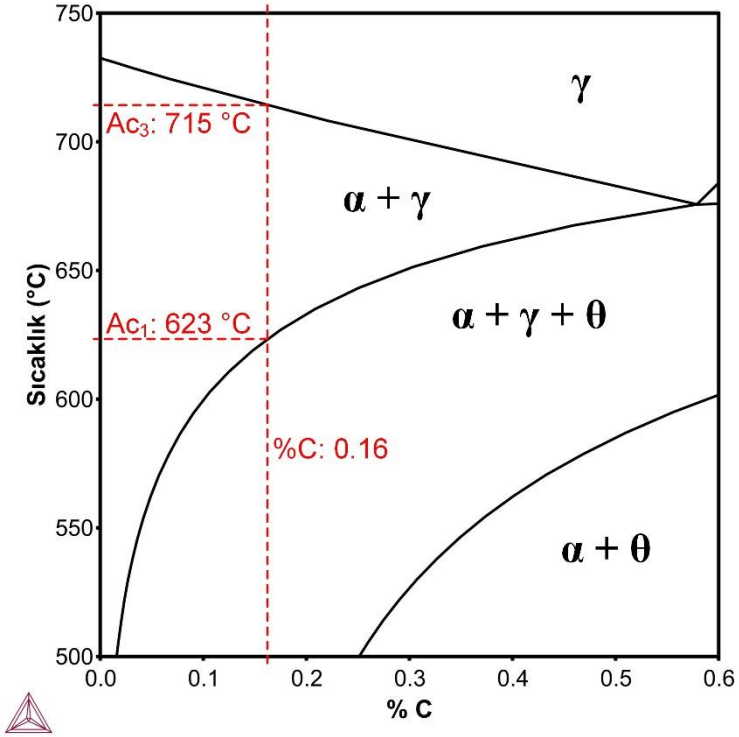
Orta manganlı Fe-0.16C-5.5Mn çelik plakaların sıcak dövülmesi suretiyle elde edilen saclardan alınan numunelere uygulanan ısıl işlemlerin parametreleri Thermo-Calc yazılımı ve TCFE4 veri tabanı kullanılarak belirlenmiştir. Tavlama sıcaklıkları Şekil 5.1'de verilen Fe-Mn-C denge diyagramı yardımı ile netleştirilmiştir.



Şekil 5.1. Fe-Mn-C denge diyagramı

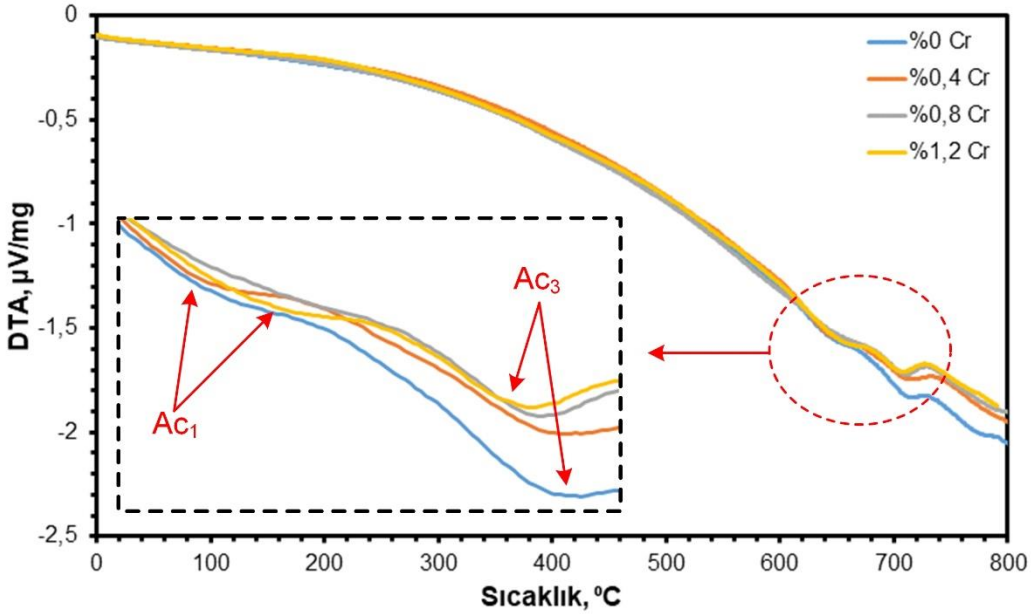
Denge diyagramı incelendiğinde, Fe-Mn-C sisteminde ötektoid bileşimin %0,58 C olduğu, ötektoid reaksiyonun 675 °C'de gerçekleştiği ve daha düşük sıcaklıklarda ötektoid reaksiyon sonrası östenit fazının kısmen ferrit ve sementit fazlarına dönüştüğü gözlemlenmiştir. Ötektoid altı bileşimlerde C miktarının azalması ile birlikte Ac_3 sıcaklığının yükselerek 733 °C'ye kadar arttığı, Ac_1 sıcaklığının ise C bileşimindeki azalmaya bağlı olarak düştüğü görülmektedir.

Ferrit – östenit ikili faz bölgesinin sınırlarını belirleyen Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları, Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için sırasıyla 623 ve 715 °C olarak belirlenmiş, kritik tavlama işleminin uygulanacağı tavlama sıcaklıkları (650, 675 ve 700 °C) bu sıcaklık aralığında olacak şekilde seçilmiştir. Şekil 5.2'de Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları denge diyagramı üzerinde gösterilmiştir.



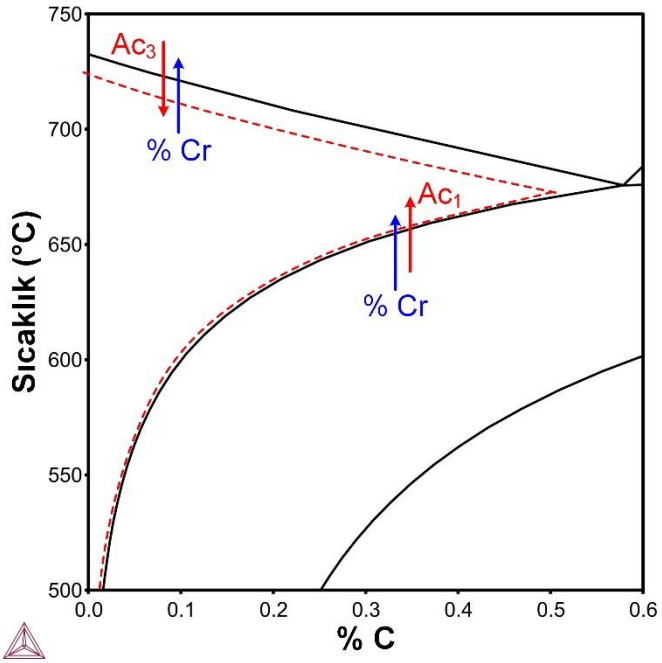
Şekil 5.2. Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları

Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarının Thermo-Calc yazılımı kullanılarak hazırlanan denge diyagramı üzerinden belirlenmesinin yanı sıra orta manganlı çelik saclardan alınan numunelere diferansiyel termal analiz (DTA) uygulanmıştır. DTA analizinden elde edilen veriler ile oluşturulan DTA eğrileri Şekil 5.3'te verilmiştir.



Şekil 5.3. DTA analiz sonuçları

DTA analizinden elde edilen veriler, Cr içermeyen numune için Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarının sırasıyla 640 ve 715 °C olduğunu göstermektedir. Analiz sonuçlarının Thermo-Calc verileri ile uyum içerisinde olduğu görülmüştür. Ayrıca çelik bileşimindeki Cr miktarının artması Ac_3 dönüşüm sıcaklığının düşmesine neden olmuş, Cr ilavesinin Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları üzerindeki etkisi Fe-Mn-C denge diyagramı üzerinde şematik olarak gösterilmiştir (Şekil 5.4).

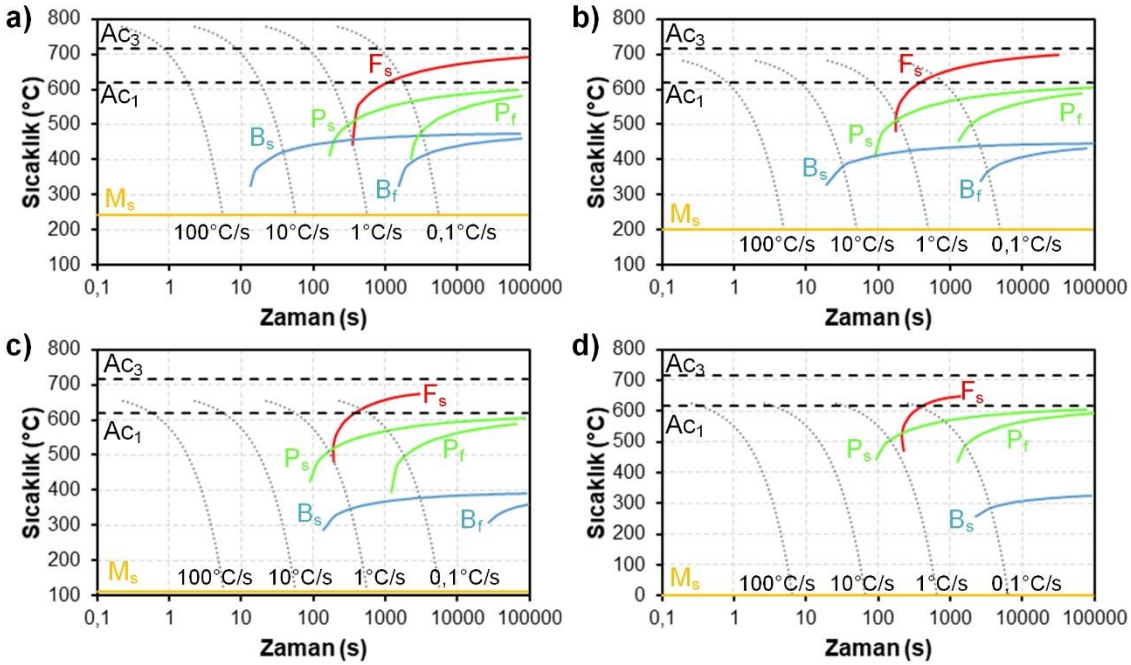


Şekil 5.4. Cr ilavesinin kritik sıcaklık aralığını üzerindeki etkisi

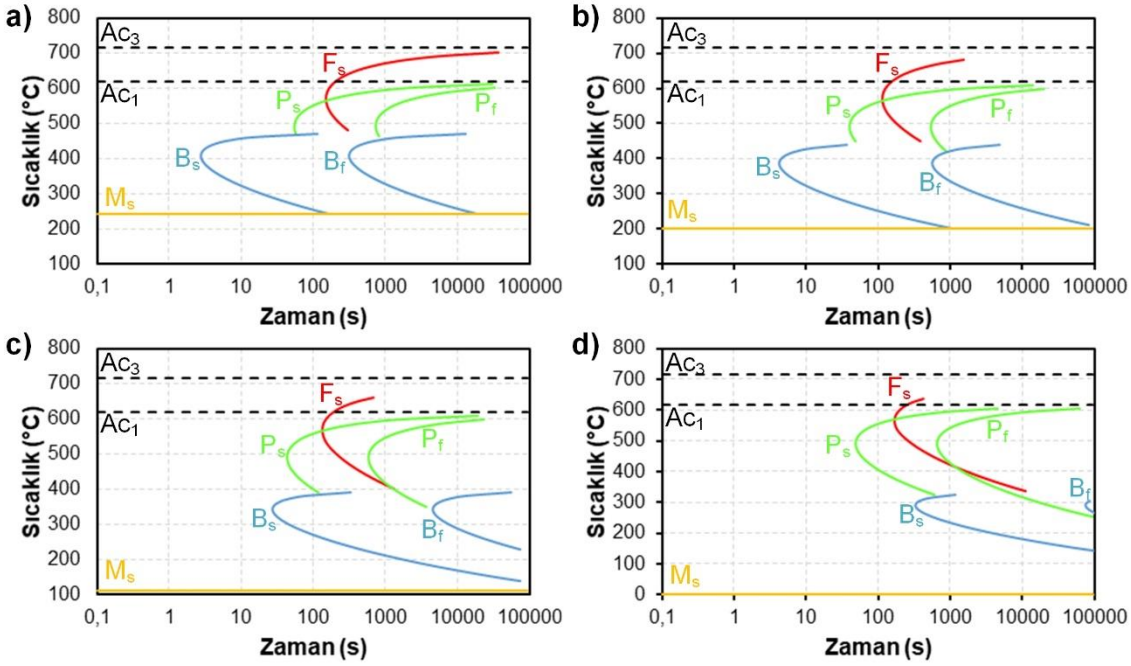
DTA eğrileri incelendiğinde, numunelere ait Ac_3 sıcaklıklarındaki farklılık açık bir şekilde görülmektedir. %1,2 Cr içeren numunede, Ac_3 sıcaklığı yaklaşık 10 °C azalarak 705 °C sıcaklığa düşmüştür. Ac_1 sıcaklığında ise bir miktar artış olmasına rağmen, Ac_3 sıcaklığındaki gibi net ve süreklilik gösteren bir değişim gözlemlenmemiştir. Ancak bileşiminde %1,2 Cr içeren numune için Ac_1 sıcaklığının yaklaşık olarak 10 °C'lik bir artış gösterdiği ve 650 °C civarında oluğu görülmektedir. Cr ilavesi soğuma sırasında östenit fazının dönüşümünü geciktirerek östenit → ferrit dönüşüm başlangıç sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara kaydırmış ve östenit – ferrit ikili faz bölgesinin bir miktar daralmasına sebep olmuştur [8]. Bu sebeple, Şekil 5.4'te kesikli çizgiler ile gösterildiği üzere kritik sıcaklık aralığını meydana getiren dönüşüm çizgilerinin artan Cr içeriğine bağlı olarak daha farklı sıcaklıklara tekabül edeceği söylenebilir.

Tavlama sıcaklığındaki ve Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin bileşimindeki değişimin Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları üzerindeki etkisinin daha ayrıntılı bir şekilde araştırılabilmesi için JMatPro uygulamalı simülasyon yazılımı ile TTT (zaman-sıcaklık dönüşümü) diyagramları ve CCT (sürekli soğuma dönüşümü) diyagramları çizilmiştir. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine uygulanan farklı tavlama sıcaklıkları

(650, 675, 700 ve 800 °C) için simüle edilen CCT ve TTT diyagramları Şekil 5.5 ve Şekil 5.6'da verilmiştir.

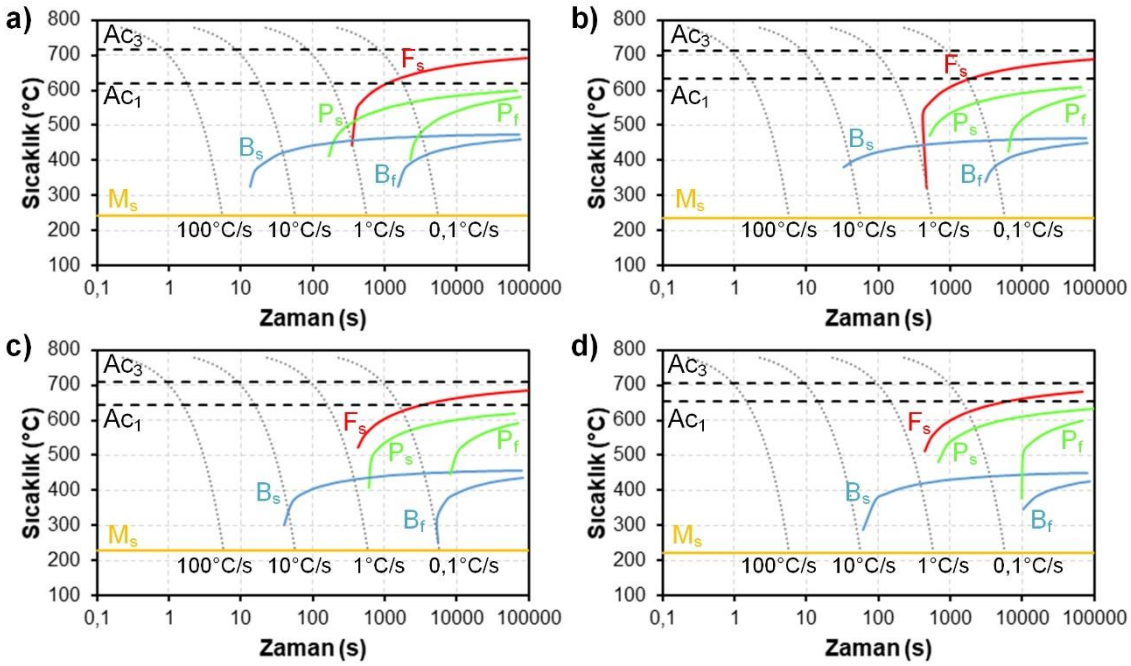


Şekil 5.5. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait CCT eğrileri; a) 800 °C, b) 700 °C, c) 675 °C, d) 650 °C

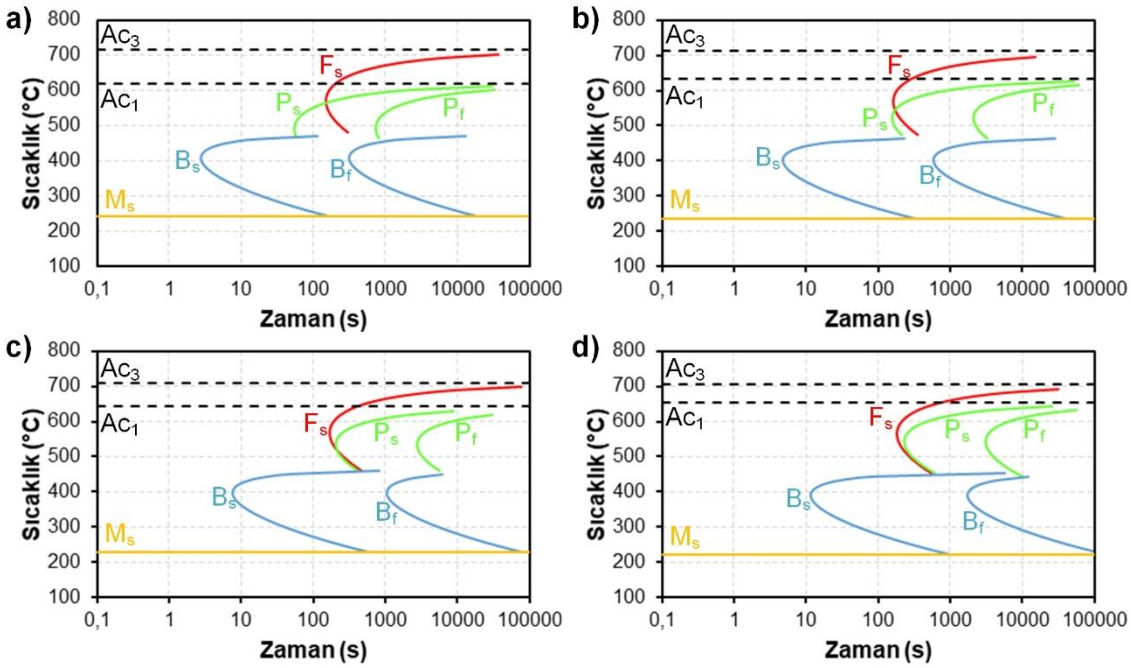


Şekil 5.6. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait TTT eğrileri; a) 800 °C, b) 700 °C, c) 675 °C, d) 650 °C

İçyapıya tamamen östenit fazının hâkim olduğu ($T_A > Ac_3$) 800 °C ve kritik sıcaklık aralığında bulunan ($Ac_1 < T_A < Ac_3$) 700, 675 ve 650 °C' deki tavlama sıcaklıkları için çizilen CCT diyagramları incelendiğinde; tavlama sıcaklığının düşmesi ile birlikte özellikle beynit dönüşümünün gözle görülür bir şekilde daha düşük soğutma hızlarına ötelendiği görülmüştür. Ferrit ve perlit dönüşümlerinin başlangıç çizgilerinde (F_s ve P_s) ise bir miktar daralma görülmektedir ancak beynit dönüşüm çizgilerinde (B_s ve B_f) gözlemlenen kayda değer seviyedeki ötelenme, F_s ve P_s dönüşüm çizgilerinde oldukça sınırlı bir seviyede gerçekleşmiştir (Şekil 5.5). Tavlama sıcaklığına bağlı olarak dönüşüm çizgilerinde meydana gelen bu değişimler TTT diyagramlarında da gözlemlenmiştir (Şekil 5.6). 800 °C' de gerçekleştirilen tavlama işlemi sırasında içyapı %100 östenit iken 650 °C 'de %50 ferrit ile %50 östenit fazlarından oluşmaktadır ve kalan östenit fazının C ve Mn bakımından oldukça zengin olduğu bilinmektedir. Bu durum 650 °C'deki mevcut östenit fazının kararlılığını arttırmış, östenitin artan kararlılığı ferrit, perlit ve beynit dönüşümlerini daha düşük soğutma hızlarına kaydırırken, östenit→martenzit dönüşümünün ise daha düşük sıcaklık değerlerinde meydana gelmesine sebep olmuştur. Tavlama sıcaklığındaki değişimin M_S sıcaklığını üzerinde oldukça etkili olduğu gözlemlenmiştir. 800 °C'de gerçekleşen tavlama işlemi için M_S sıcaklığı 242 °C iken 650 °C'deki tavlama işleminden sonra oda sıcaklığına kadar indiği görülmüştür. Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarında ise tavlama sıcaklığına bağlı dikkate değer bir değişim gözlemlenmemiştir. 0.16C-5.5Mn çeliğinin bileşimindeki Cr değişiminin ele alındığı CCT ve TTT diyagramları ise Şekil 5.7 ve Şekil 5.8'de verilmiştir.



Şekil 5.7. Farklı oranlarda Cr içeren Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait CCT diyagramları; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr



Şekil 5.8. Farklı oranlarda Cr içeren Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait TTT diyagramları; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr

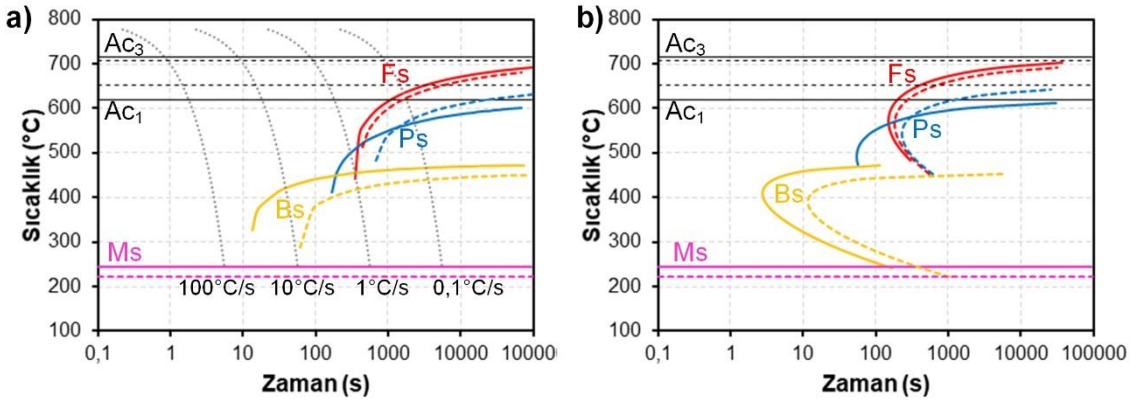
Farklı oranlarda Cr ilave edilen Fe-0.16C-5.5Mn çeliklerine ait CCT ve TTT diyagramları irdelendiğinde, JMatPro verilerinin DTA analizleri ile uyumlu olduğu görülmektedir. Her bir Cr oranı için simüle edilen CCT ve TTT diyagramlarına bakıldığında, bileşimdeki Cr miktarının artması ile Ac_3 sıcaklığının düştüğü ve Ac_1 sıcaklığının yükseldiği gözlemlenmiştir. DTA analizi, JMatPro ve Thermo-Calc simülasyon yazılımları ile elde edilen Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları Tablo 5.1'de verilmiştir.

Tablo 5.1. Deneysel ve teorik olarak hesaplanan Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları

Analiz	**Ac_1 (°C)**				**Ac_3 (°C)**			
Yöntemi	**%0Cr**	**%0,4Cr**	**%0,8Cr**	**%1,2Cr**	**%0Cr**	**%0,4Cr**	**%0,8Cr**	**%1,2Cr**
DTA	~639	642	~646	651	715	712	709	705
JMatPro	620	632	643	652	714	711	709	706
Thermo-Calc	623	-	-	-	715	-	-	-

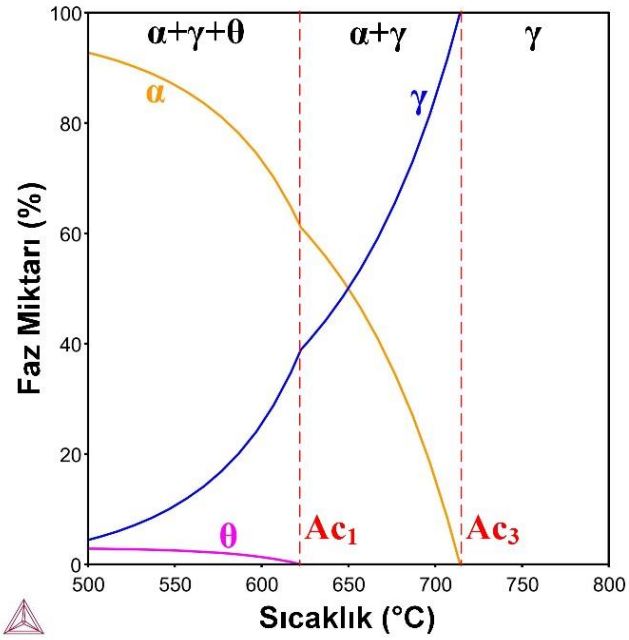
Çelik bileşimindeki Cr oranı değişimi, Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıklarının yanı sıra M_S sıcaklığını da etkilemiştir. Şekil 5.7'de M_S sıcaklığının Cr oranındaki artışa bağlı olarak düştüğü gözlemlenmiş, Cr ihtiva etmeyen çelik bileşimi için (Şekil 5.7a) M_S sıcaklığı 242 °C iken %1,2 oranında Cr içeren bileşimde (Şekil 5.7d) M_S sıcaklığı 223 °C'ye düşmüştür. Ferrit, perlit ve beynit dönüşüm başlangıç çizgilerinin ise Cr oranının artmasıyla CCT ve TTT diyagramları üzerinde sağa doğru kaydığı, diğer

bir deyişle daha düşük soğutma hızlarına ötelendiği gözlemlenmiştir (Şekil 5.9). Çelik bileşimine ilave edilen Cr elementinin C atomlarının östenit fazı içeresindeki difüzyon hızını düşürdüğü bilinmektedir [196]. Bu durum soğuma esnasında östenit fazının dönüşümünü geciktireceğinden, dönüşüm başlangıç sürelerinin artmasına sebep olacağı söylenilebilir.



Şekil 5.9. Cr oranı %0 (Düz çizgiler) ve %1,2 (Kesikli çizgiler) olan Fe-0.16C-5.5Mn çelikleri için dönüşüm eğrileri; a) CCT eğrileri, b) TTT eğrileri

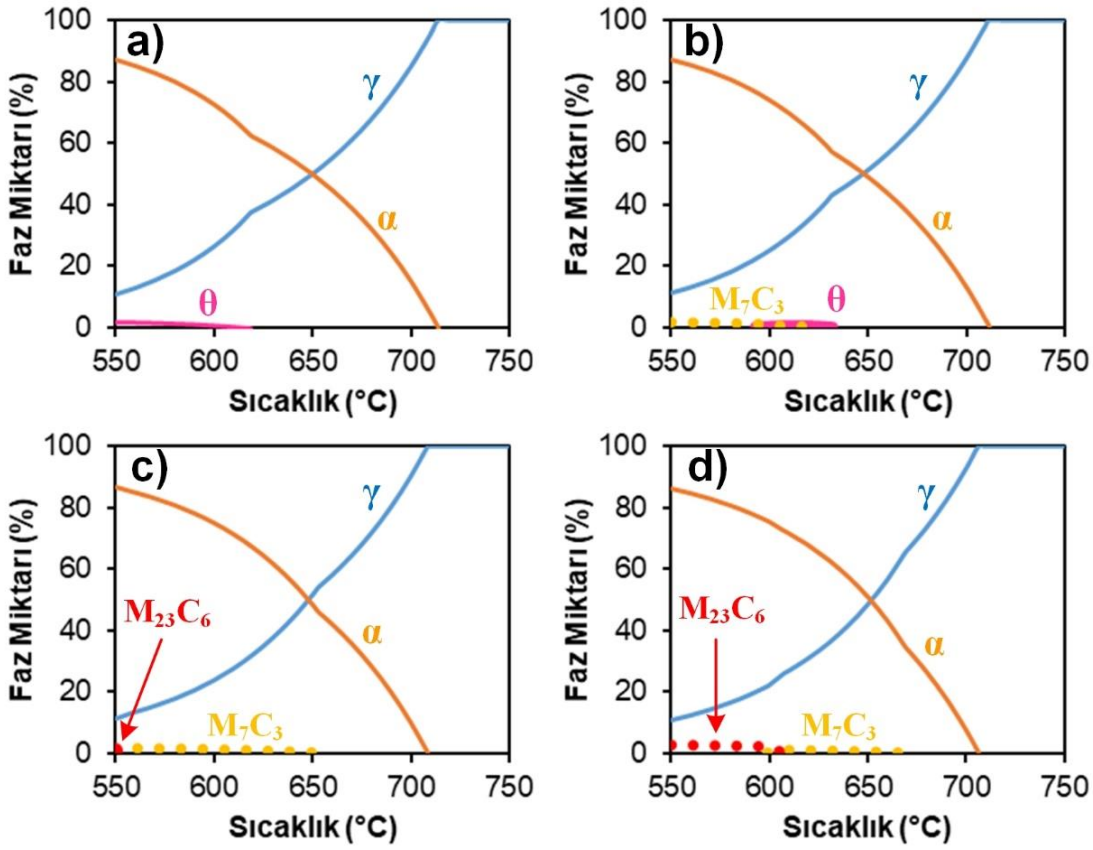
Fe-Mn-C sisteminde denge şartları altında Ac_3 ve Ac_1 dönüşüm sıcaklarında meydana gelen östenit ↔ ferrit ve östenit ↔ sementit faz dönüşümleri ile fazların miktarlarında meydana gelen değişimler Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için Thermo-Calc yazılımı yardımı ile teorik olarak hesaplanmış ve Şekil 5.10'da gösterilmiştir.



Şekil 5.10. Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için faz miktarlarının sıcaklığa göre değişimi

Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin östenit bölgesinden soğutulması esnasında sıcaklığın 715 °C'ye düşmesiyle ferrit fazı oluşumunun başladığı görülmektedir. Sıcaklığın düşmesiyle beraber artan ferrit miktarı 700, 675 ve 650 °C sıcaklıkları için sırasıyla %15, %35 ve %50 olarak bulunmuştur. Bu oranlar östenit fazı için, %85, %65 ve %50 olarak sıralanabilir. Östenit – ferrit ikili faz bölgesinin alt sınırı olan 623 °C' de ise ferrit ve östenit fazlarının oranları sırasıyla, %61 ve %39 olarak tespit edilmiş ve 623 °C'nin altındaki sıcaklıklarda ise sementit fazı oluşumunun gerçekleştiği görülmektedir. Sementit karbürlerinin oluşumu ile östenit fazı miktarında meydana gelen düşüşün arttığı gözlemlenmiştir.

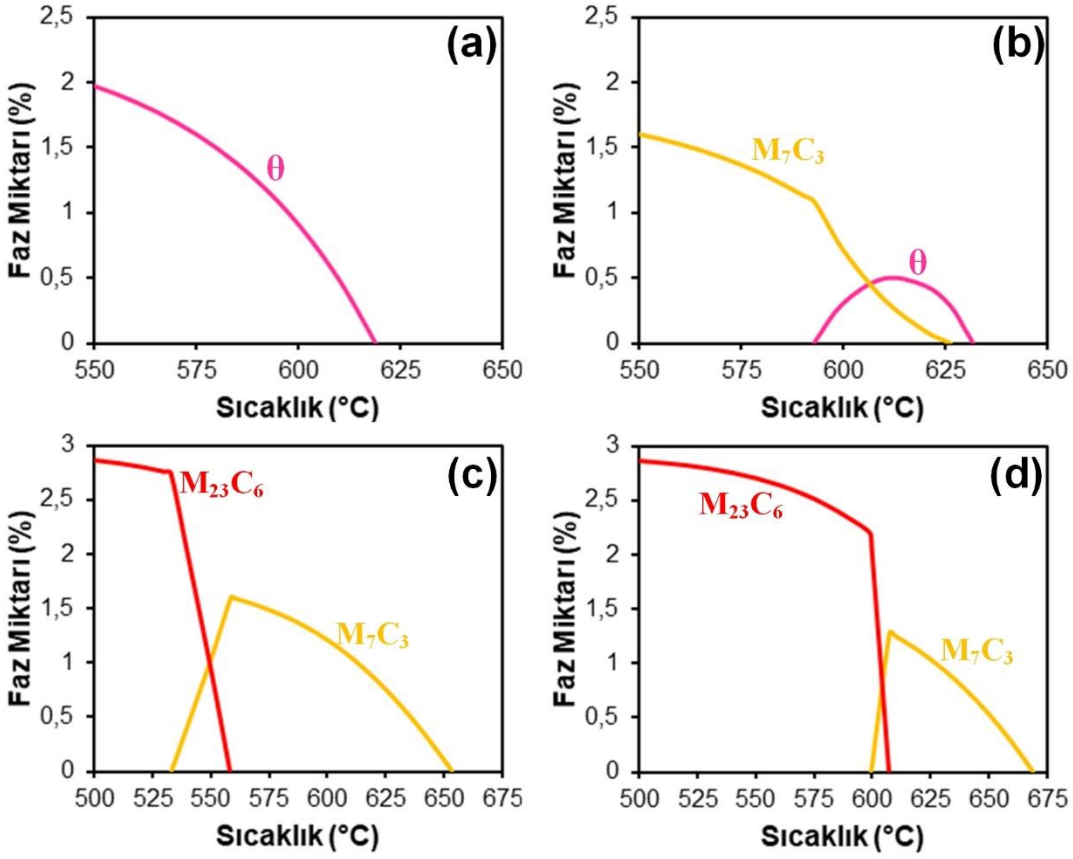
Sıcaklık değişimine bağlı olarak farklılıklar gösteren faz ve faz oranları, çelik bileşimi parametresine göre incelenmiş ve değişen Cr oranının faz oranları üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Her bir çelik bileşimi için JMatPro simülasyon yazılımı kullanılarak veriler elde edilmiş, bu veriler yardımı ile çizilen faz değişimi eğrileri Şekil 5.11'de verilmiştir.



Şekil 5.11. Farklı oranlardaki Cr ilavesinin faz miktarları üzerindeki etkisi; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr

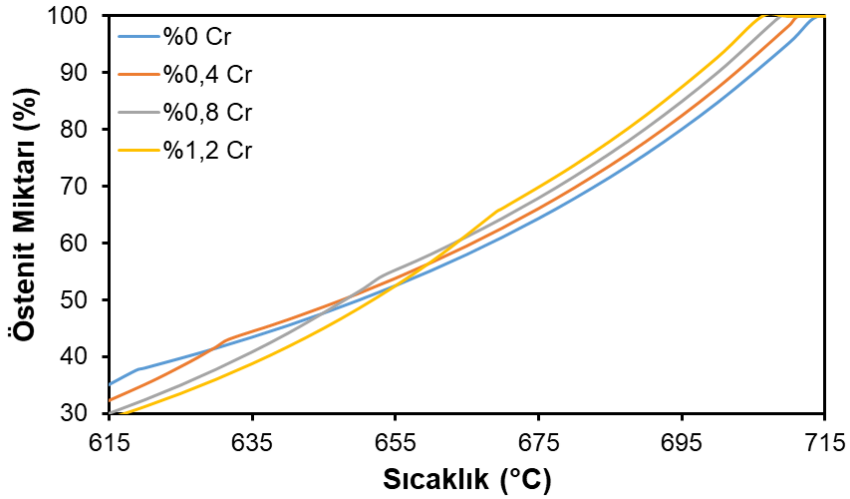
Çelik bileşimindeki değişimin faz oranları üzerindeki etkisi incelendiğinde; bileşimdeki Cr miktarının artması ile östenit fazı miktarının arttığı ve Cr içermeyen Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinden (Şekil 5.11a) farklı olarak, az bir miktarda M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin varlığı tespit edilmiştir.

Bileşime %0,4 Cr ilave edildiğinde (Şekil 5.11b), 625 °C'den daha düşük sıcaklıklarda M_7C_3 karbürünün çökelmeye başladığı ve bu karbürlerin sementit oluşumunu bastırdığı görülmektedir. Cr oranının %0,8'e çıkarılmasıyla (Şekil 5.11c), M_7C_3 karbürünün çözünme sıcaklığı 650 °C'ye yükselmiş ve sementit fazının yerini almıştır. Ayrıca 550 °C civarında $M_{23}C_6$ karbürü oluşmaya başlamıştır. Bileşimdeki Cr miktarının %1,2 olduğu durumda ise $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbürlerinin östenit fazı içindeki çözünme sıcaklıkları sırasıyla 605 °C ve 670°C'ye ulaşmıştır (Şekil 5.11d). Fe-0.16C-5.5Mn orta manganlı çeliğine Cr ilavesinin karbür oluşumları üzerindeki etkisi Şekil 5.12'de detaylı bir şekilde gösterilmektedir.

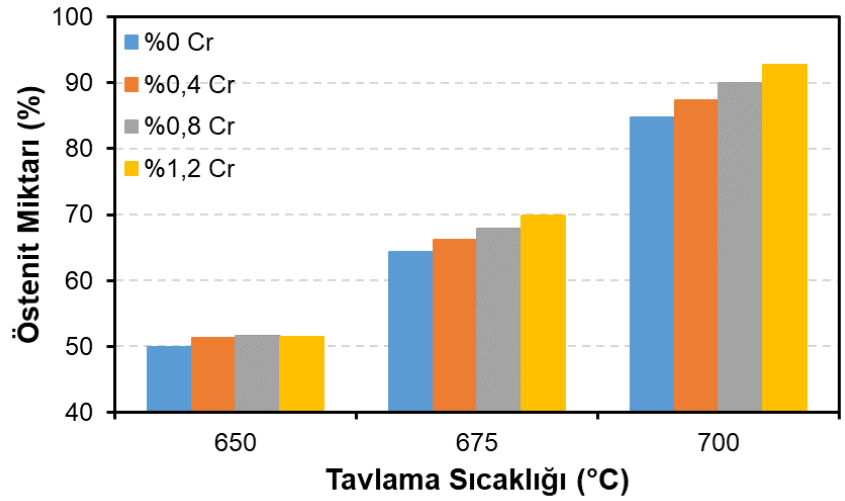


Şekil 5.12. Farklı oranlardaki Cr ilavesinin karbür oluşumları üzerindeki etkisi; a) %0 Cr, b) %0,4 Cr, c) %0,8 Cr, d) %1,2 Cr

Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının artması ile birlikte östenit fazı miktarında meydana gelen değişim ve östenit-ferrit ikili faz bölgesindeki tavlama sıcaklıkları için Cr oranındaki artışın östenit fazı miktarı üzerindeki etkisi Şekil 5.13 ve Şekil 5.14'te verilmiştir.



Şekil 5.13. Cr ilavesinin östenit fazı miktarı üzerindeki etkisi

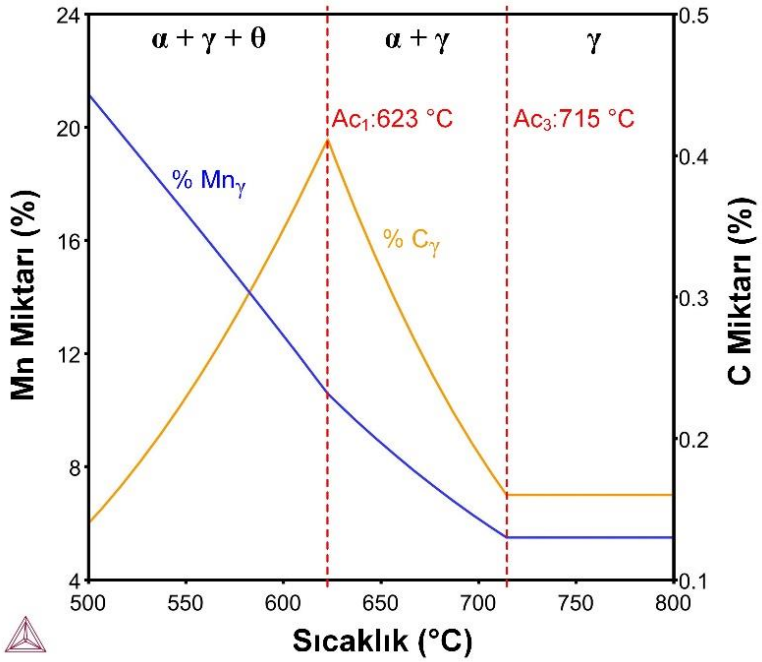


Şekil 5.14. Kritik bölgedeki tavlama sıcaklıkları için östenit fazı oranları

Fe-0.16C-5.5Mn orta manganlı çeliğine Cr ilave edilmesi sonucu, kritik sıcaklık aralığında nispeten daha yüksek olan sıcaklıklar için östenit fazı miktarında bir artış gözlemlenmiştir (Şekil5.13). Karbür yapıcı bir alaşım elementi olan Cr, orta manganlı çeliklerde $M_{23}C_6$, M_7C_3 ve M_3C gibi karbürlerin oluşmasına sebep olabilir ve bu karbürlerin çözünme sıcaklıklarına nazaran daha düşük sıcaklıklarda östenit fazı miktarındaki artışın çok az olmasına sebep olabilir. Ancak sıcaklığın yükselmesi ile birlikte bahsi geçen karbürlerin östenit fazı içerisinde çözünmesiyle, Cr ilaveli çeliklerdeki östenit fazı miktarlarının Cr ihtiva etmeyen çelikteki östenit miktarından daha fazla olduğu açıkça görülmektedir. Şekil 5.14'te verilen östenit fazı oranları incelendiğinde; 650 °C'de bileşiminde Cr bulunmayan çelik için östenit fazı miktarı %49,9 iken %1,2 Cr ilaveli çelik için bu miktar %51,5 olarak ölçülmüştür. 675 ve 700 °C sıcaklıklarında ise Cr içermeyen orta

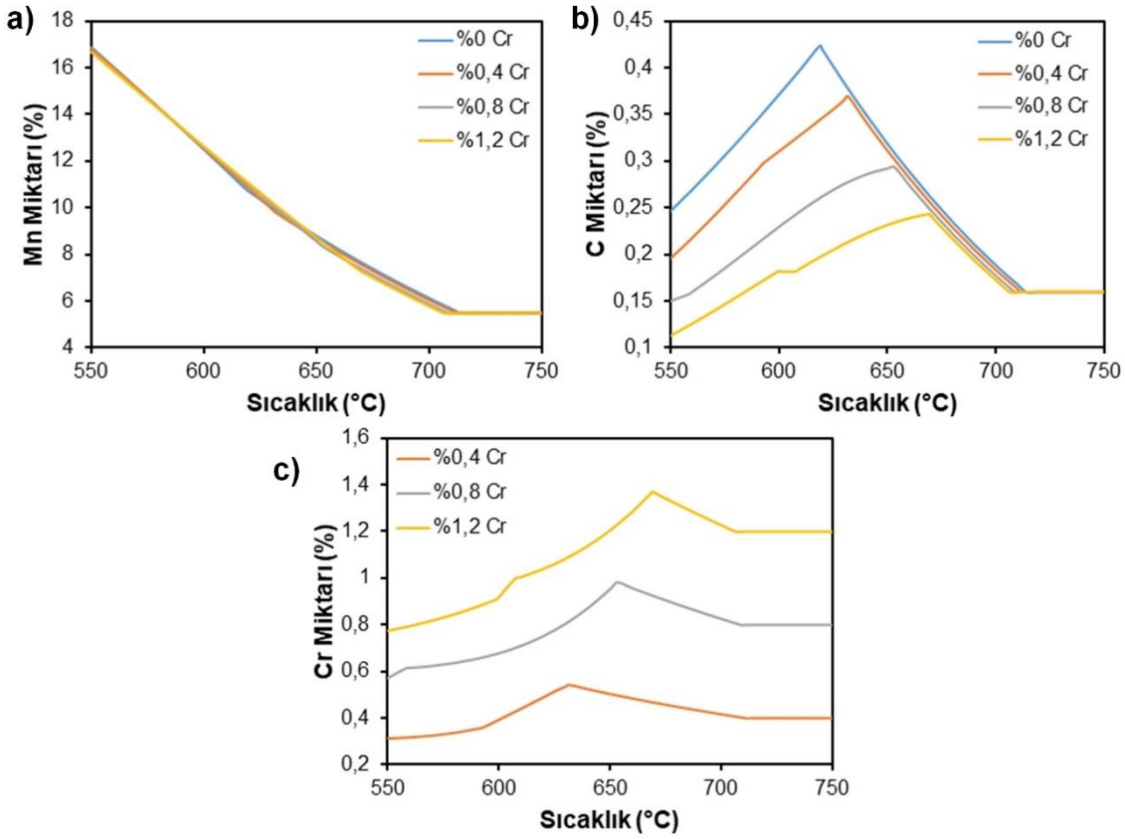
manganlı çelikteki östenit fazı miktarının sırasıyla %65 ve %85 olduğu tespit edilmiş, %1,2 Cr içeren çelik için ise bu oranlar artarak %70 ve %93 değerlerine ulaşmıştır.

Östenit fazı miktarının tavlama sıcaklığı ve çelik bileşimi parametreleri ile olan ilişkisinin yanı sıra bu değişkenlerin östenit fazının bileşiminde meydana getirdiği değişimler de ele alınmıştır. Şekil 5.15'te, tavlama sıcaklığının östenit fazı içerisinde çözünen C ve Mn konsantrasyonları üzerindeki etkisi gösterilmektedir.



Şekil 5.15. Östenit fazındaki C ve Mn konsantrasyonlarının değişimi

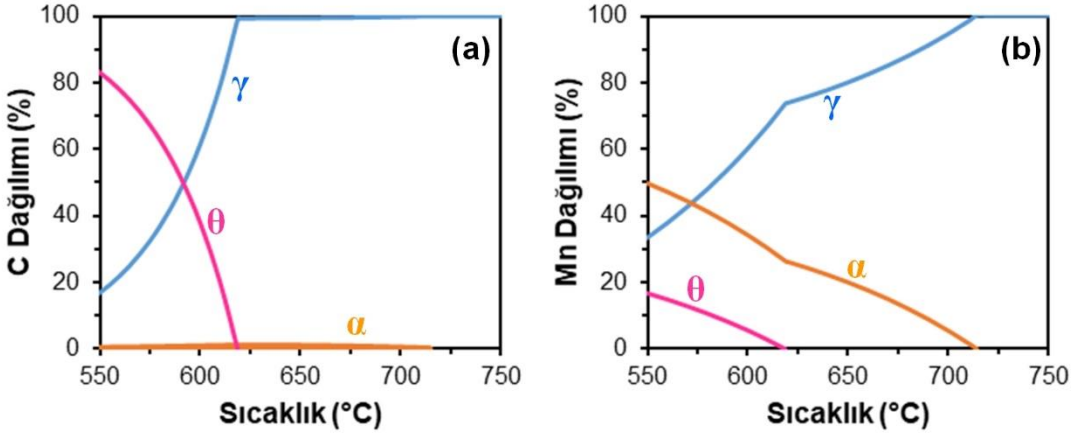
Orta manganlı çeliklerde östenit fazının C ve Mn bakımından zenginleştirilmesi östenit fazının kararlılığını arttırmakta ve oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarı üzerinde etkin bir rol oynamaktadır [9]. Bu sebeple Fe-0.16C-5.5Mn çeliğindeki östenit fazı bileşiminin sıcaklığa bağlı değişimi teorik olarak ele alınmıştır. Thermo-Calc verileri incelendiğinde, içyapıya östenit fazının hâkim olduğu sıcaklıklarda ($T_A > Ac_3$) östenit fazı bileşiminin çelik bileşimi ile aynı olduğu görülmektedir. γ + α ikili faz bölgesinde ($Ac_1 < T_A < Ac_3$) sıcaklığın düşmesi ile birlikte östenit miktarı azalırken, östenit fazı içerisinde çözünen C ve Mn miktarı artmaktadır. 623 °C'den daha düşük sıcaklıklarda ise, sementit fazı oluşumunun östenit fazındaki C konsantrasyonunu düşürdüğü görülmektedir. Tavlama işleminin gerçekleştiği sıcaklığa bağlı olarak çeliğin içyapısında meydana gelen faz değişimleri, östenit fazı bileşiminin de farklılıklar göstermesine neden olmuştur. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin östenit bileşimi üzerindeki etkisinin irdelenebilmesi için, ilave edilen her bir Cr oranı için östenit bileşimleri teorik olarak hesaplanmıştır. JMatPro yazılımı ile elde edilen veriler Şekil 5.16'da verilmiştir.



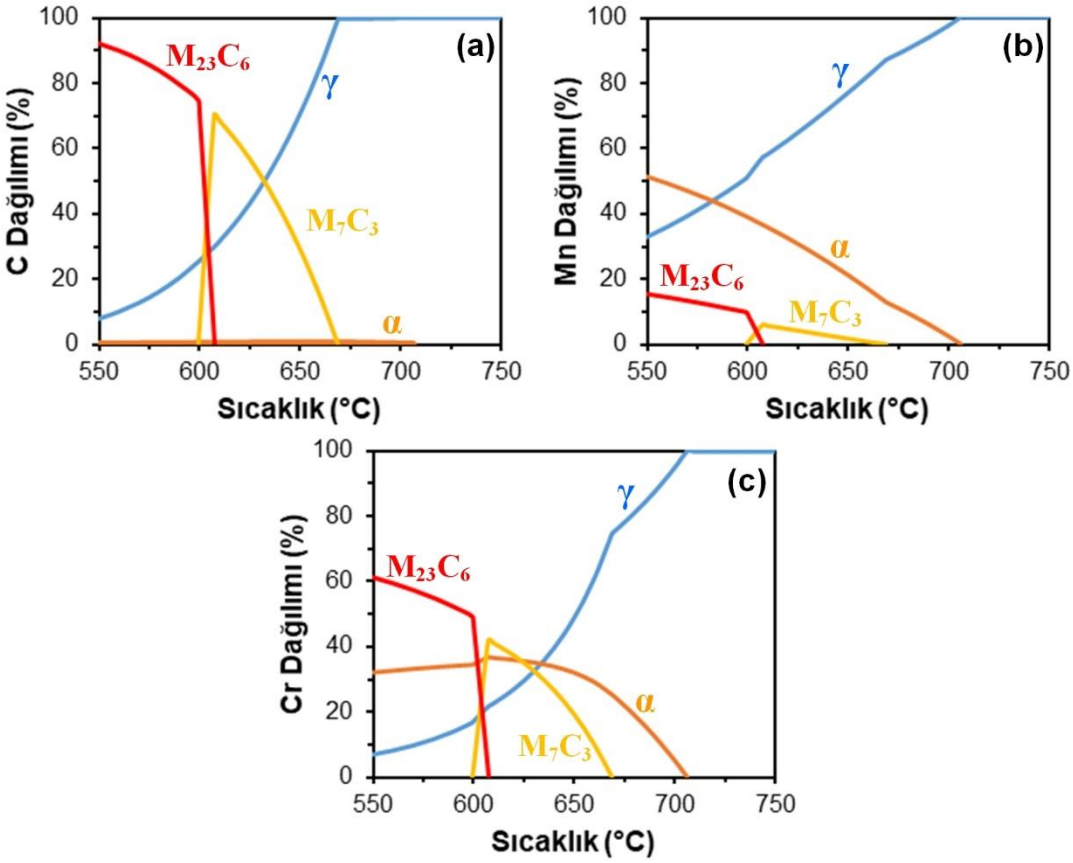
Şekil 5.16. Cr ilavesinin östenit fazı bileşimi üzerindeki etkisi

Şekil 5.15'te Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin östenit fazı bileşimindeki C, Mn ve Cr konsantrasyonu üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Çelik bileşimine ilave edilen Cr'nin östenit fazındaki Mn miktarı üzerinde dikkate değer bir etkisinin olmadığı görülmüştür (Şekil 5.16a). Ancak, östenit fazındaki C konsantrasyonunda Cr ilavesine bağlı farklılıklar gözlemlenmiştir (Şekil 5.16b). Cr'nin karbür yapıcı bir element olması C konsantrasyonu üzerinde önemli rol oynamış, artan Cr ilavesi ile birlikte M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi karbürlerin çözünme sıcaklıklarının yükselmesi östenit fazı içerisindeki C miktarını sınırlamıştır. Cr içermeyen orta manganlı çeliğinde östenit fazı içerisinde çözünebilen C miktarının %0,42 seviyelerine kadar çıktığı görülürken, %1,2 Cr içeren çelikte bu değer %0,24 civarında kalmıştır. Östenit fazındaki C konsantrasyonları arasında görülen bu fark, Cr ilaveli çeliklerdeki karbürlerin tamamen çözüldüğü sıcaklıklarından daha yüksek olan sıcaklıklarda ortadan kalkmıştır. Östenit fazındaki Cr miktarı ise Cr ilavesi ile birlikte daha yüksek seviyelere çıkmıştır (Şekil 5.16c). Sıcaklığın artması ile birlikte çözünmeye başlayan $M_{23}C_6$, M_7C_3 ve M_3C gibi karbürler östenit fazındaki C ve Cr konsantrasyonunun artmasına sebep olmuştur. Bu artış bahsi geçen karbürlerin tamamen çözündüğü sıcaklıklara kadar devam etmiş, bu sıcaklıklardan sonra ise östenit fazındaki C ve Cr konsantrasyonları azalmaya başlamıştır. Sıcaklığın yükselmesi ile beraber östenit fazının hacimsel fraksiyonun artmaya devam etmesi, C ve Cr konsantrasyonlarının belli bir sıcakta pik yapıp daha sonra düşüşe geçmesine sebep olmaktadır.

Sıcaklık ve çelik bileşimi değişkenleri yalnızca östenit fazının bileşimini değil, içyapıyı oluşturan faz ve karbürlerin tamamının bileşimini etkilemiştir. Çeliğin içyapısını meydana getiren fazların C, Mn ve Cr konsantrasyonları sıcaklığa ve çelik bileşimine bağlı olarak değişkenlik göstermiş, konsantrasyon dağılımları Şekil 5.17 ve Şekil 5.18 de verilmiştir.



Şekil 5.17. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinde görülen fazlara ait C ve Mn dağılımları



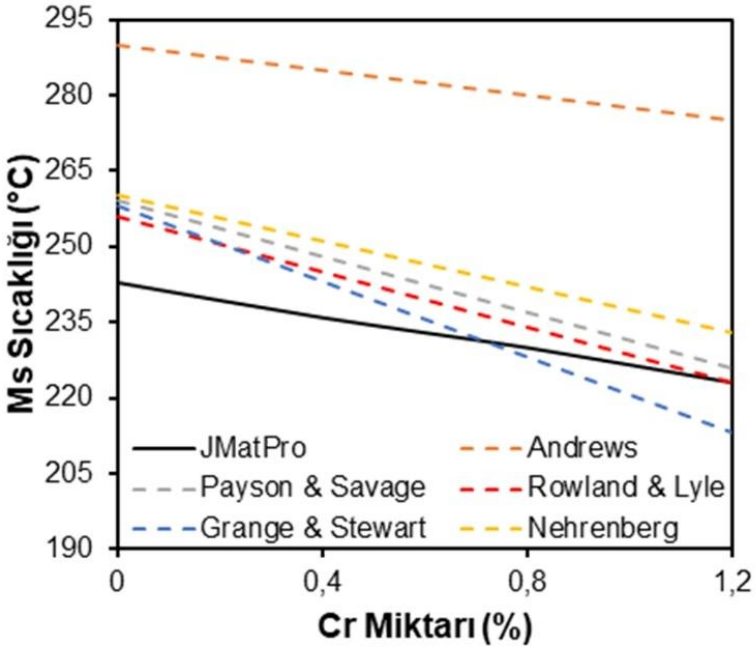
Şekil 5.18. %1,2 Cr ilaveli Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinde görülen fazlara ait C, Mn ve Cr dağılımları

Literatürde, martenzit başlangıç sıcaklığının (M_S) tahmini için deneysel olarak türetilmiş olan çok sayıda eşitlik bulunmaktadır. CCT diyagramlarından elde edilen M_S sıcaklıklarının yanı sıra farklı araştırmacılara ait eşitlikler yardımı ile de M_S sıcaklıkları hesaplanmıştır. Literatürdeki M_S eşitliklerinden bazıları Tablo 5.2'de verilmiş olup, Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için M_S sıcaklıkları hesaplanmıştır.

Tablo 5.2. M_S sıcaklığının tahmini için kullanılan deneysel formüller

Referans	**Formül**	**M_S (°C)**
Payson ve Savage [197]	M_S (°C) = 498,9 - 316,7C - 33,3Mn - 27,8Cr - 16,7Ni - 11,1(Si + Mo + W)	259
Rowland ve Lyle [198]	M_S (°C) = 498,9 - 333,3C - 33,3Mn - 27,8Cr - 16,7Ni - 11,1(Si + Mo + W)	256
Grange ve Stewart [199]	M_S (°C) = 537,8 - 361,1C - 38,9(Mn + Cr) - 19,4Ni - 27,8Mo	258
Nehrenberg [200]	M_S (°C) = 498,9 - 300C - 33,3Mn - 22,2Cr - 16,7Ni - 11,1(Si+Mo)	260
Steven and Haynes [201]	M_S (°C) = 561,1 - 473,9C - 33Mn - 16,7(Cr + Ni) - 21,1Mo	298
Andrews [202]	M_S (°C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo - 7,5Si	290
Carapella [203]	M_S (°C) = 496,1 (1 - 0,344C) (1 - 0,051Mn) (1 - 0,018Si) (1 - 0,025Ni) (1 - 0,039Cr) (1 - 0,016Mo) (1 - 0,010W) (1 + 0,067Co)	319
Finkler ve Schirra [204]	M_S (°C) = 635 - 474 {C + 0.86 [N - 0.15 (Nb + Zr)] - 0.066 (Ta + Hf)} - (33Mn + 17Cr +17Ni + 21Mo + 39V +11W)	364
Liu [205]	M_S (°C) = 538 - 317C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 11Mo - 11Si - 11W	297

Birçok araştırmacı güncel çalışmalarda bu eşitliklerden yararlanmakta, özellikle Andrews eşitliği orta manganlı çelikler için araştırmacılar tarafından sıklıkla tercih edilmektedir. Bu çalışmada da Fe-0.16C-5.5Mn çeliği için M_S sıcaklığı Andrews eşitliği kullanılarak hesaplanmış olup, 290 °C olarak tespit edilmiştir. Çelik bileşimine Cr ilave edilmesi M_S sıcaklığının düşmesine sebep olmuş, artan Cr oranı ile birlikte M_S sıcaklığında meydana gelen düşüş Şekil 5.19'da gösterilmiştir. Şekil 5.19'da JMatPro yazılımı ve literatürdeki farklı M_S formülleri kullanılarak tespit edilen değişimlere birlikte yer verilmiştir.

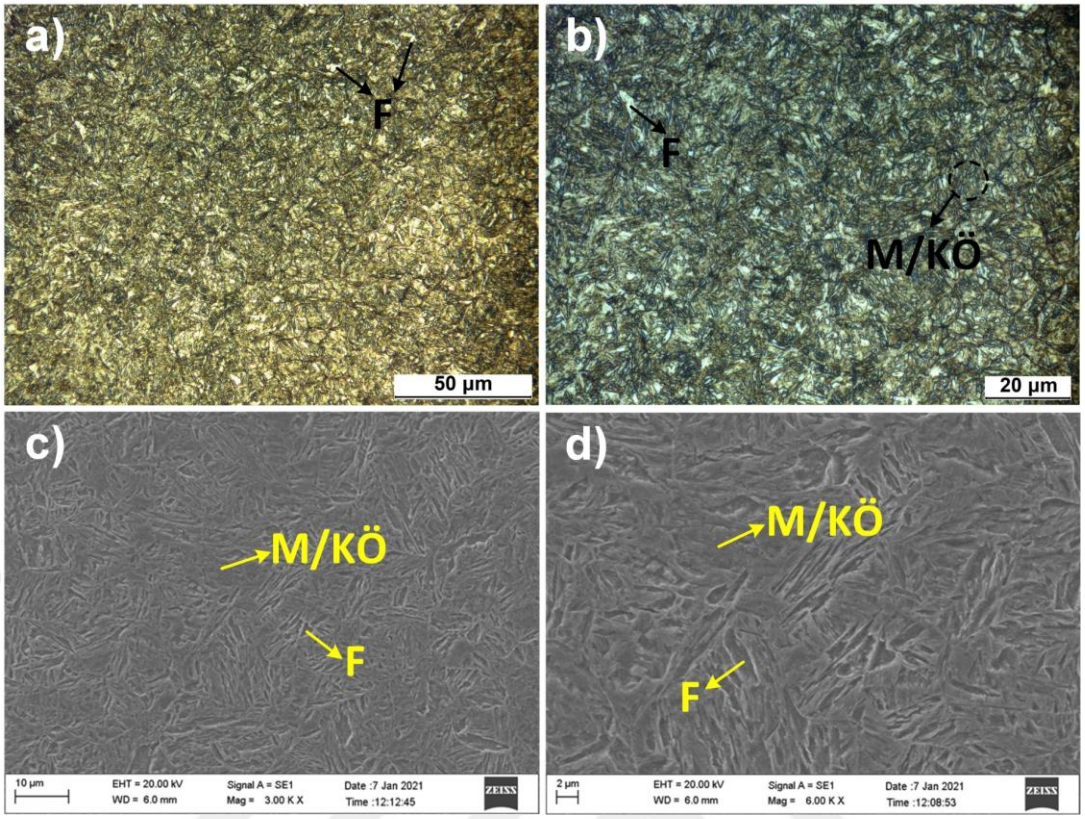


Şekil 5.19. Cr oranındaki artışın M_S sıcaklığı üzerindeki etkisi

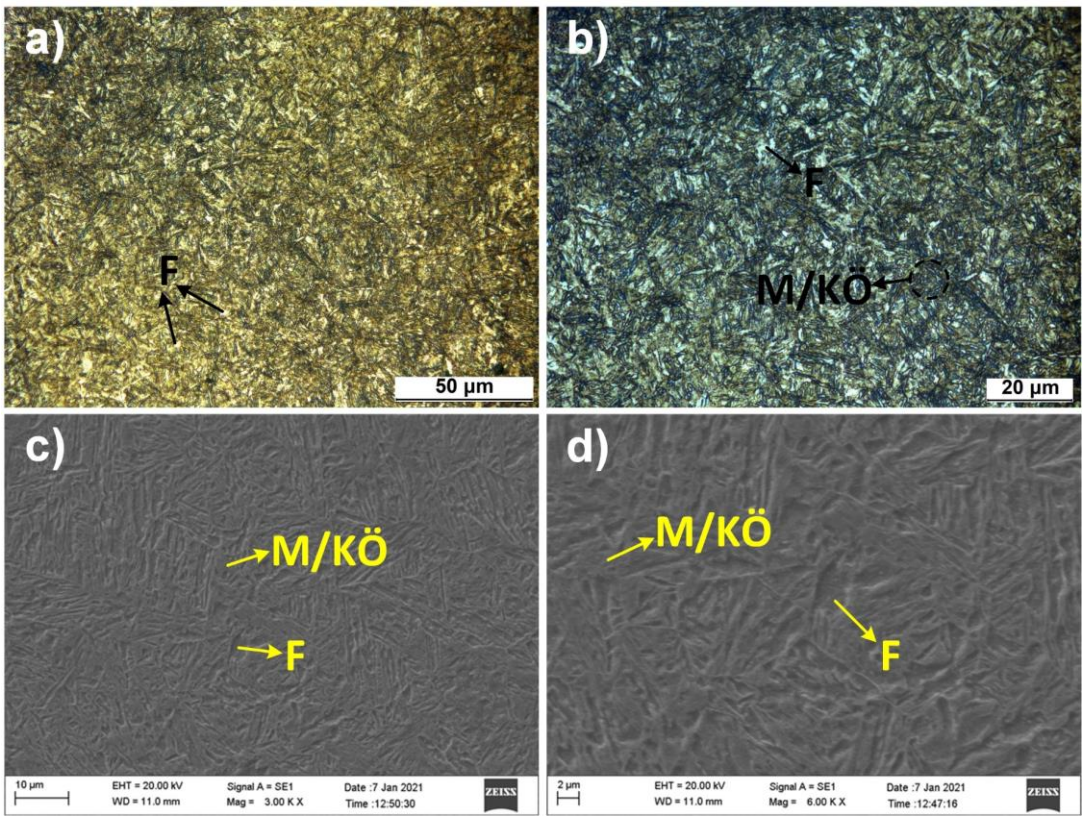
5.1. Optik Mikroskop (OM) ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Fe-0.16C-5.5Mn orta manganlı çeliğinin içyapısı her bir tavlama parametresi için ayrı ayrı incelenerek, tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve su verme ortamının mikroyapı üzerindeki etkisi ele alınmıştır. Isıl işlem parametrelerinin yanı sıra çelik bileşimindeki Cr değişimin içyapı üzerindeki rolü de irdelenmiştir. Mikroyapı incelemeleri sırasında 40x ve 63x büyütme oranlarındaki optik mikroskop (OM) görüntüleri ile 3000x ve 6000x büyütme oranlarına sahip taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri kullanılmıştır. SEM görüntüleri ile birlikte EDS analizleri de alınmıştır.

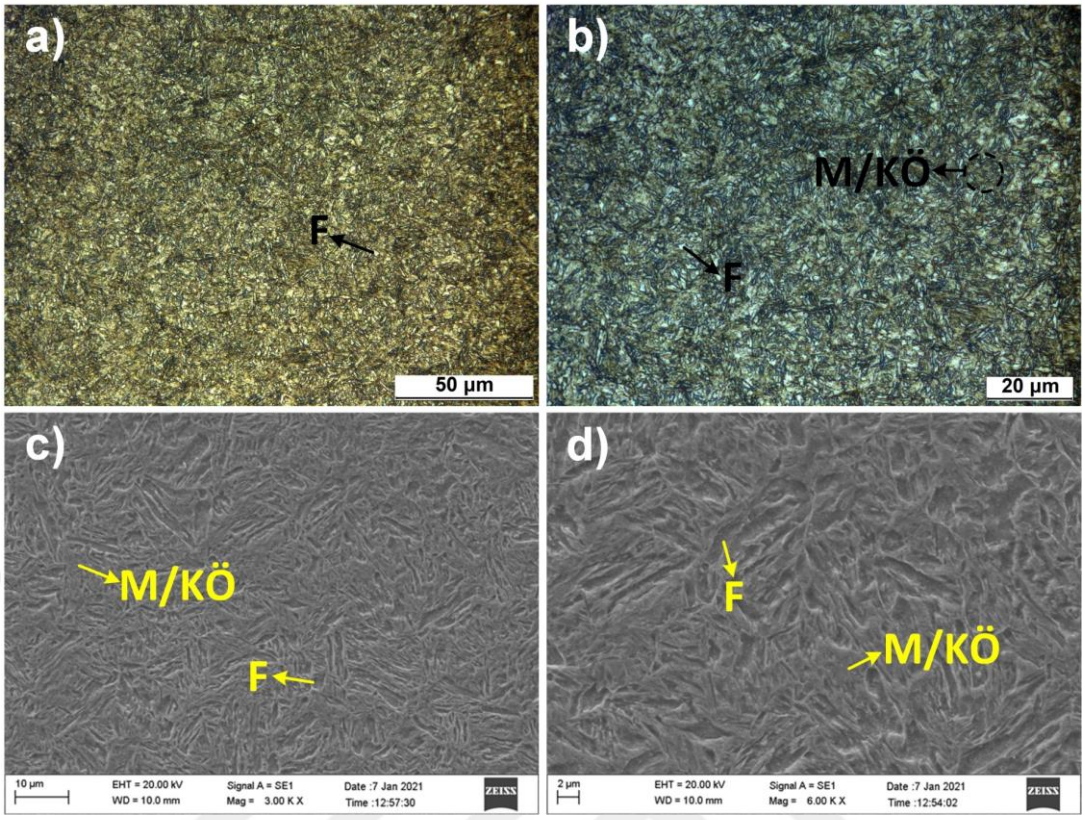
Kritik tavlama işlemi öncesinde metalografik numuneler 900°C'de 1 saat bekletilip hava ortamında soğutularak normalize edilmiştir. Normalizasyon sonrası elde edilen birincil mikroyapı martenzit matrisi ile birlikte bir miktar ferrit fazının karışımından oluşmuş, martenzit-ferrit mikroyapısı Cr ilaveli numunelerde de gözlemlenmiştir. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine Cr ilave edilmesi sonucunda normalizasyon sonrasındaki içyapıda dikkate değer bir değişim meydana gelmemiş, fakat ferrit fazının morfolojisinde değişim gözlemlenmiştir. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısında bulunan ferrit fazı tanelerinin daha çok eş eksenli oluğu görülürken, Cr ilave çeliğin mikroyapısında ise ferrit tanelerinin genellikle çıta tipinde olduğu gözlemlenmiştir. %0, %0.4, %0.8 ve %1.2 Cr ilaveli Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 5.20 – Şekil 5.23'te gösterilmiştir. Her bir numune OM ve SEM görüntüleri ile incelenmiş olup, mikroyapı görüntüleri 40x OM (a), 63x OM (b), 3000x SEM (c) ve 6000x SEM (d) sıralaması ile verilmiştir.



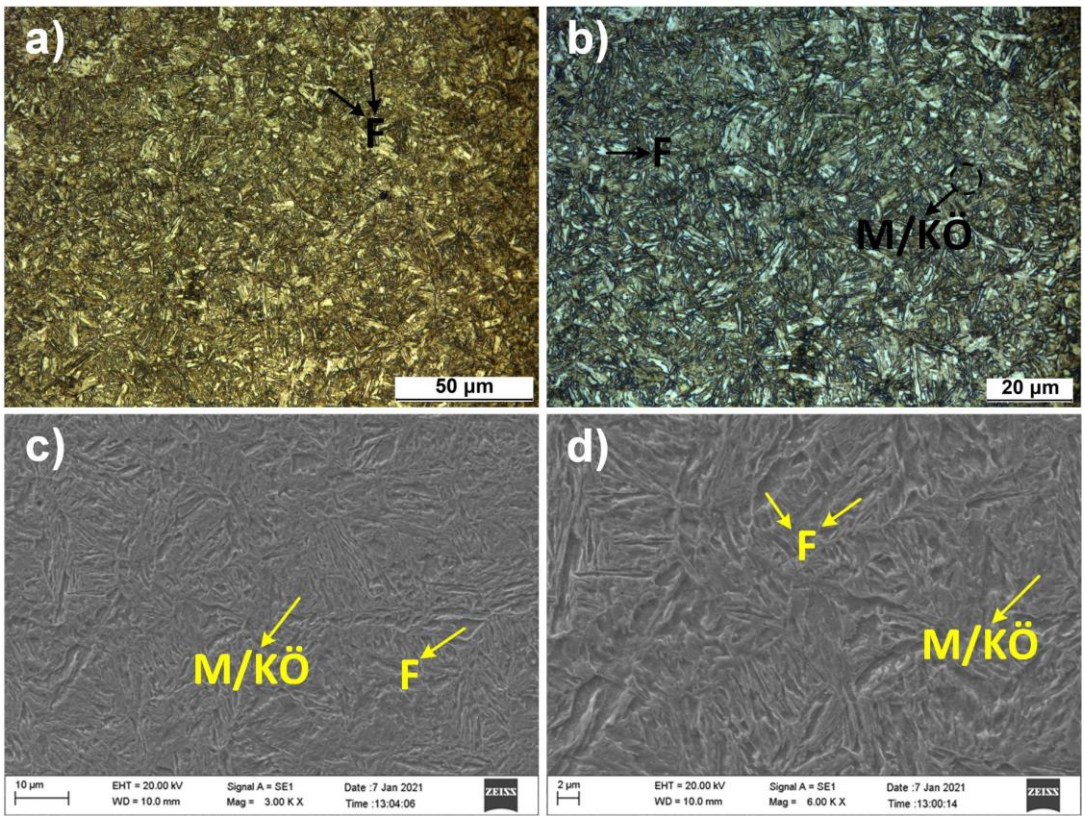
Şekil 5.20. N_0 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.21. $N_{0.4}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



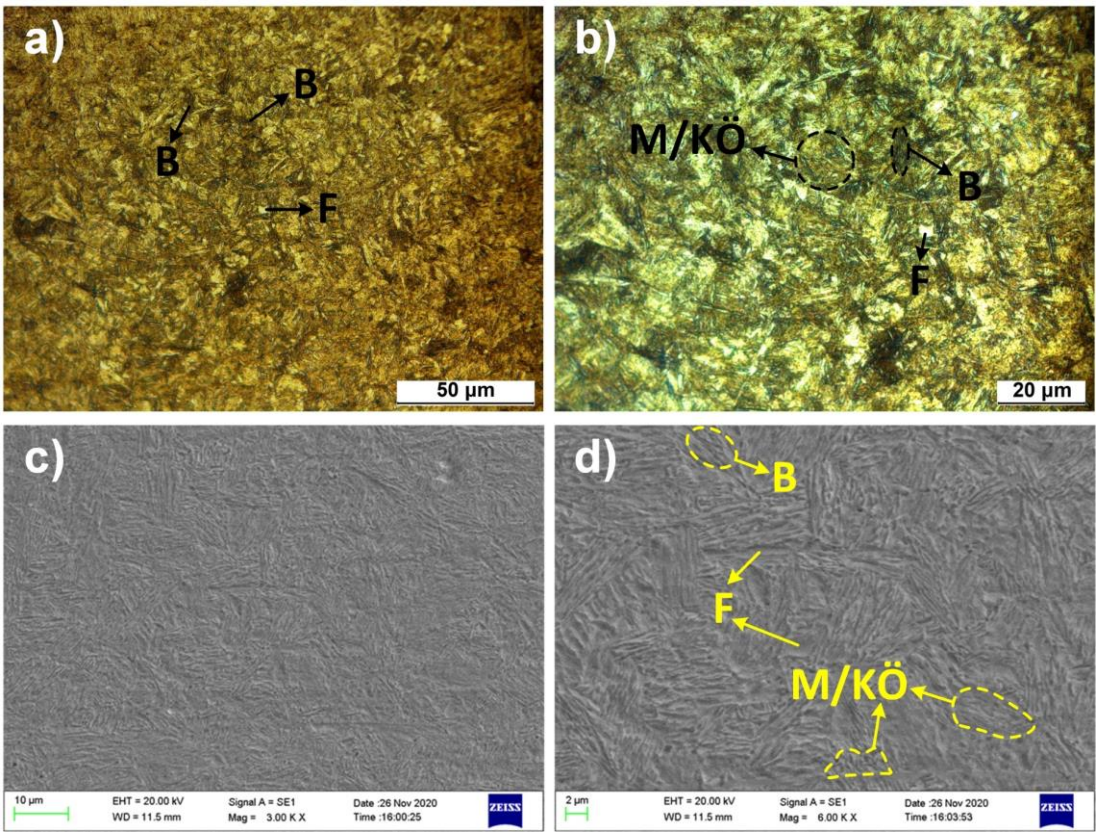
Şekil 5.22. $N_{0.8}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



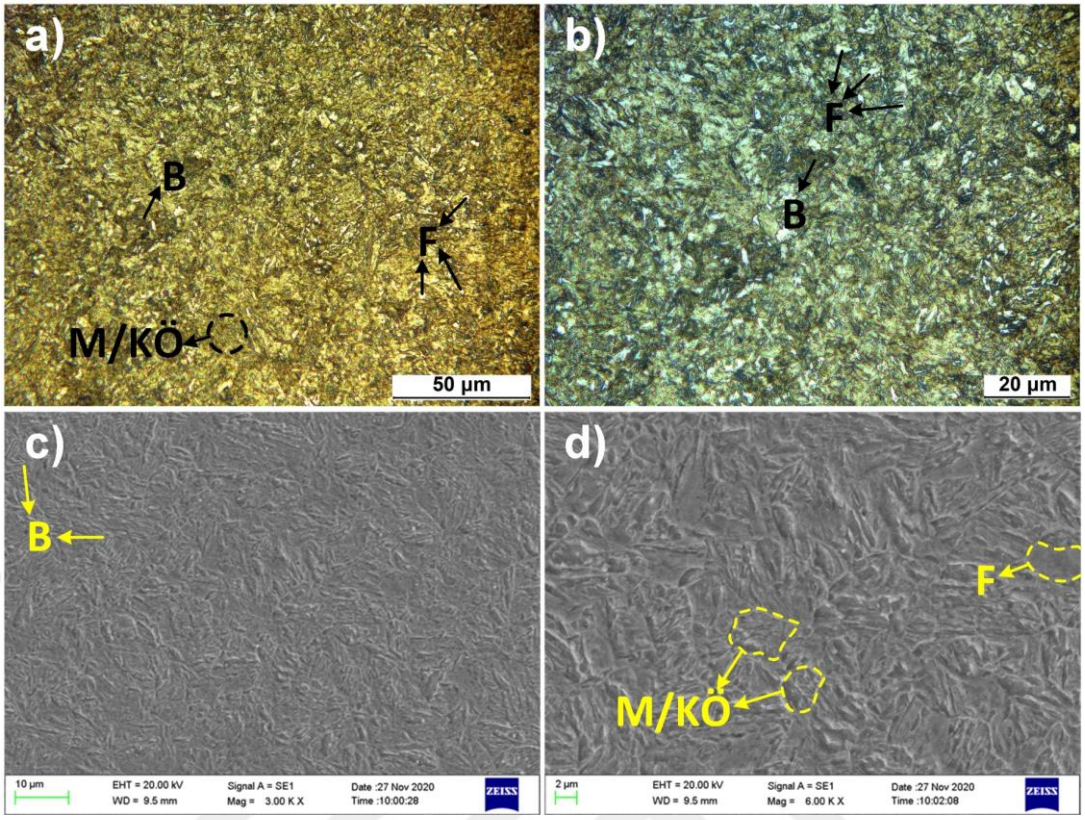
Şekil 5.23. $N_{1.2}$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

Normalizasyon ısıl işlemi sonrası ikinci ısıl işlem olarak uygulanan kritik tavlama sırasında tavlama sıcaklığının Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısı üzerindeki etkisinin irdelenebilmesi için 650, 675, 700 ve 800 °C'de tavlama işlemine tabi tutulan numunelerin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.24 – Şekil 5.27'de verilmiştir. Diğer ısıl işlem değişkenleri sabit tutulmuş, her bir numune için tavlama süresi 30 dakika olup havada soğutma uygulanmıştır.

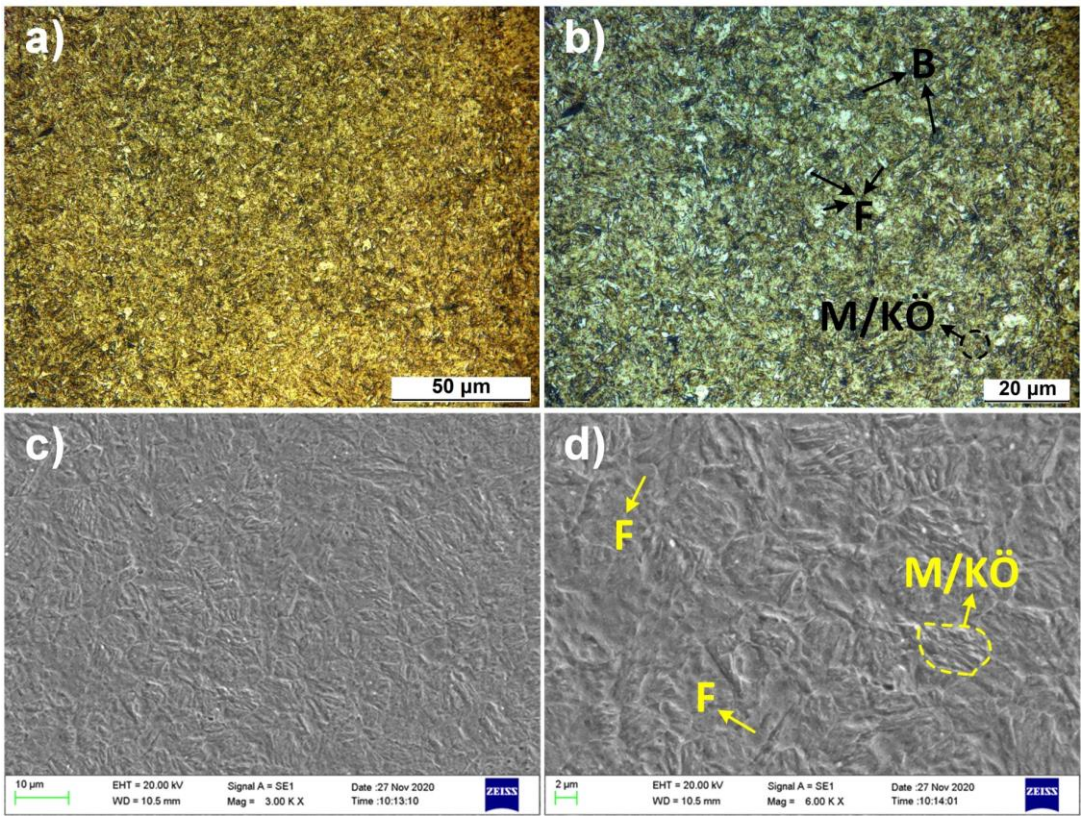
Kritik sıcaklık aralığında (Ac_1 – Ac_3) tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte ferrit miktarının azaldığı ve ferrit fazı morfolojisinde değişim olduğu gözlemlenmiştir. $H650_030$ numunesine ait OM görüntülerinde hem çıta tipinde hem de poligonal ferrit taneleri mevcut iken, tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte $H675_030$ ve $H700_030$ numunelerinde çıta tipindeki ferrit tanelerinin yerinin eş eksenli ve poligonal ferrit taneleri almıştır. Ayrıca, tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte daha kaba ferrit tanelerine rastlanılmıştır. $H650_030$, $H675_030$ ve $H700_030$ numuneleri için ortalama ferrit tane boyutu sırasıyla 1.7, 2.5 ve 2.7 µm olarak ölçülmüştür. Tavlama sıcaklığı Ac_3 sıcaklığına yaklaştıkça miktarı artan östenit fazı, soğuma sırasında Martenzit, ferrit ve beynit fazlarına dönüşmüştür. Ayrıca hava ortamının düşük soğuma hızından dolayı, içyapıda soğuma esnasında oluşan sementit çökeltileri gözlemlenmiştir (Şekil 5.27d). Östenit fazının bir kısmı ise oda sıcaklığında kalıntı östenit olarak yapıda bulunmaktadır. Kalıntı östenitin martenzit katmanları arasındaki ve tane sınırlarındaki varlığı SEM görüntüleri ile gözlemlenmiştir.



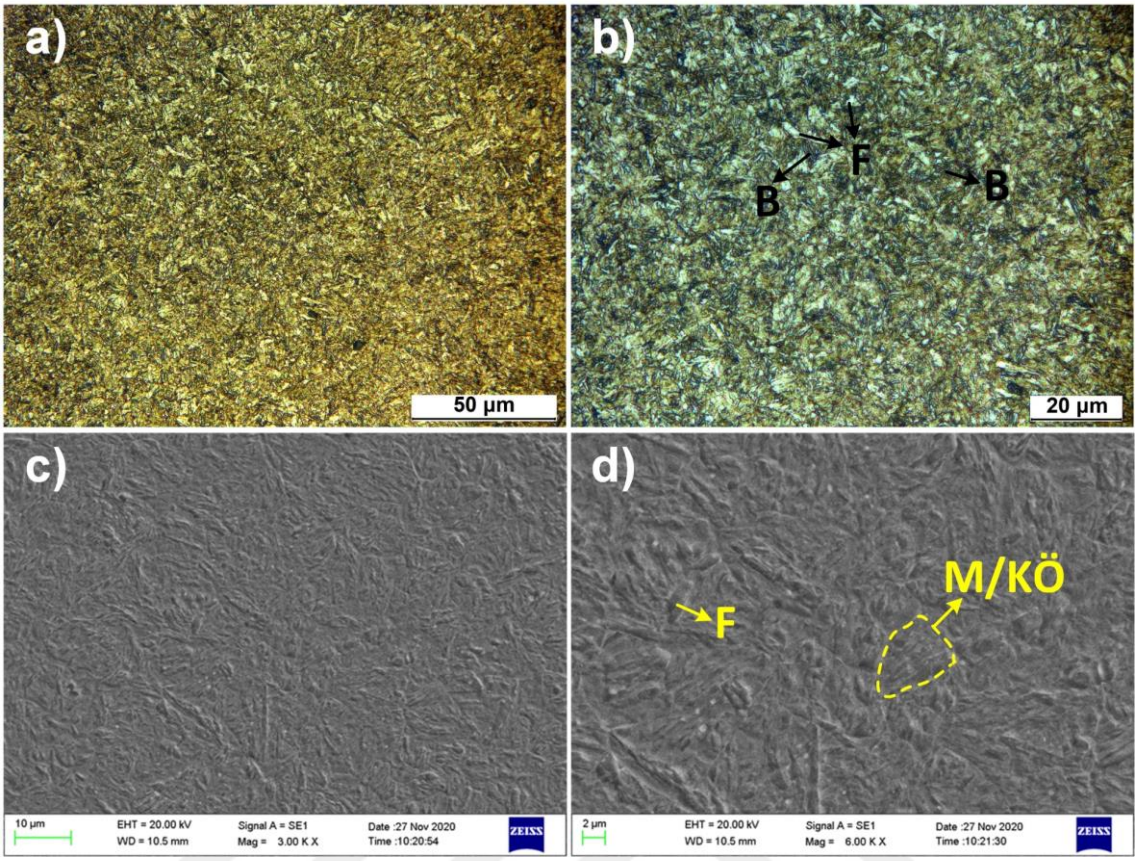
Şekil 5.24. $H650_030$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.25. H675$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



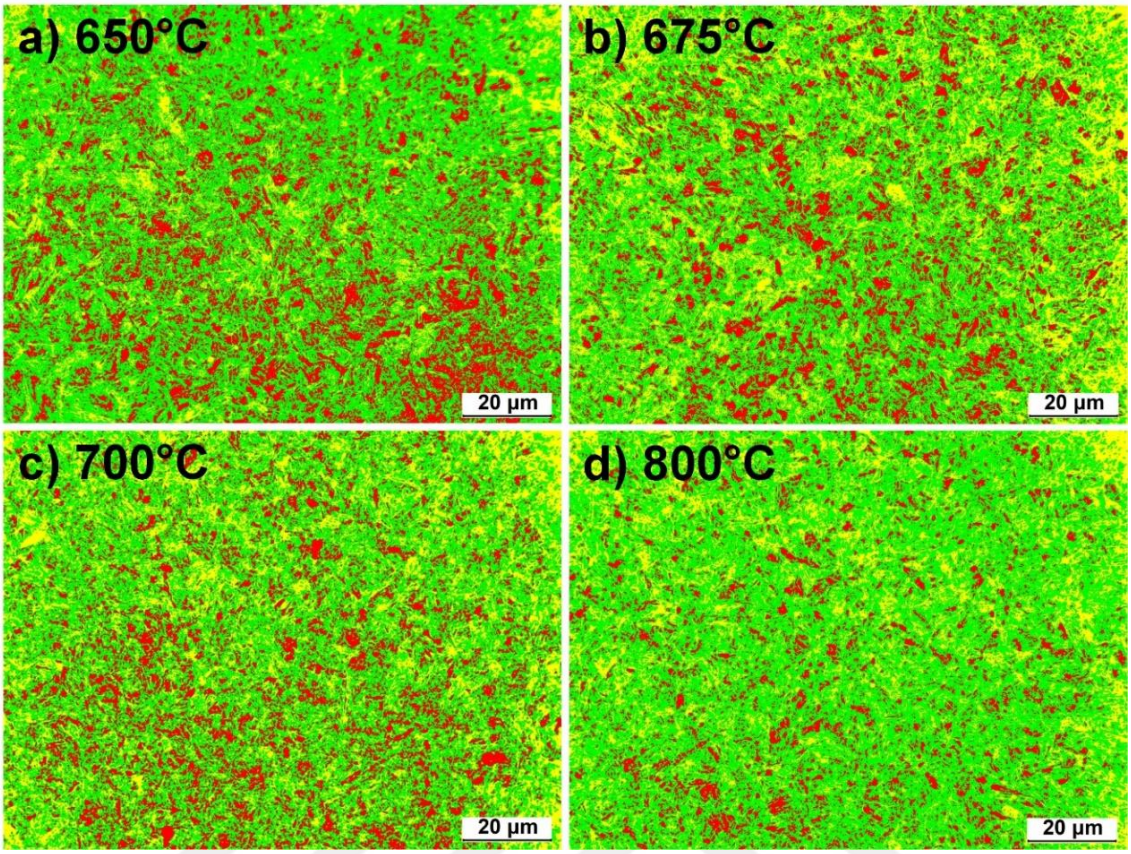
Şekil 5.26. H700$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.27. H800$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

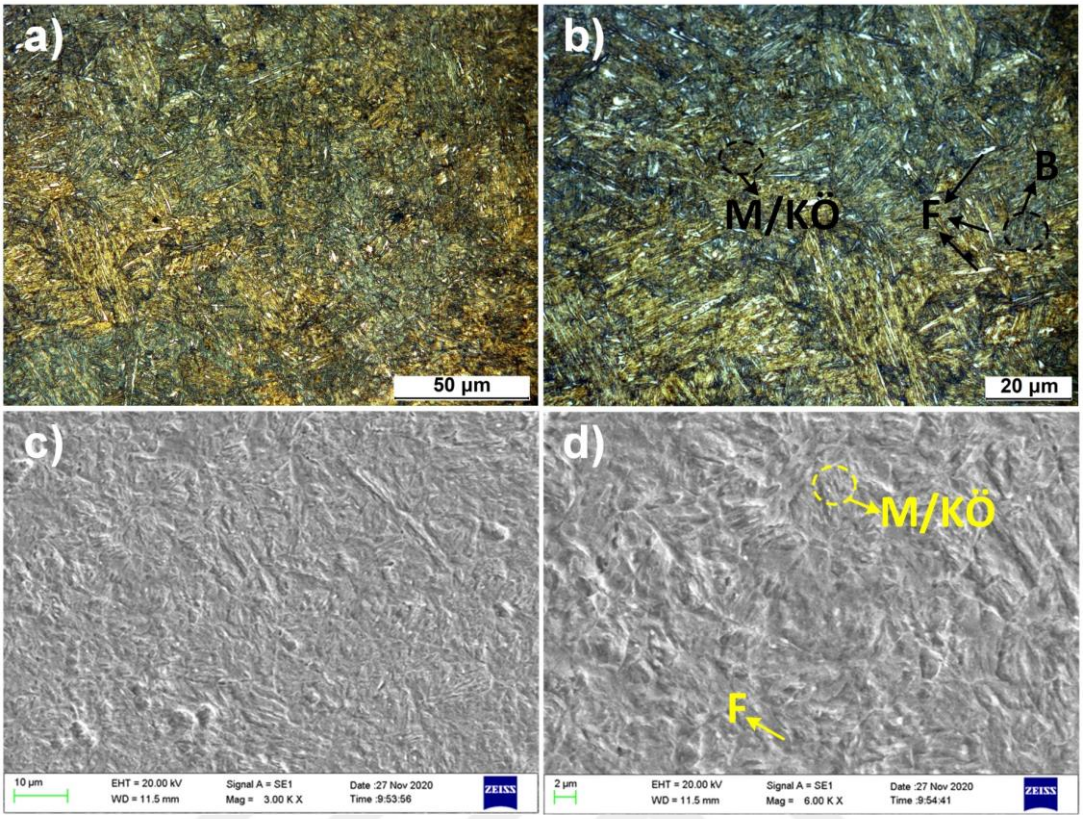
H800$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntülerinde ferrit fazının kritik sıcaklık aralığında tavlanan numunelerde gözlemlenen ferrit fazına nazaran daha az olduğu görülmüştür (Şekil 5.27). Ferrit fazı miktarındaki bu düşüş, östenit bölgesinden gerçekleştirilen soğutma sırasında östenit fazının ferrit dönüşümüne karşı olan direncinin, kritik bölgedeki östenit fazının direncinden daha yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Ferrit-östenit bölgesinden (Ac_1 – Ac_3) soğutma sırasında, çekirdeklenme olmadan mevcut eski ferrit taneleri üzerinden devam eden büyüme nedeniyle ferrit oluşumu daha kolaydır. Bu durum 800 °C'de tamamen östenitlenmiş olan H800$_0$30 numunesinin soğutulması sırasında ferrit oluşumunu bastırmış ve oda sıcaklığında nihai mikroyapıda çok daha az ferrit taneciklerinin görülmesine neden olmuştur [122].

Tavlama sıcaklığına bağlı olarak ferrit fazının morfolojisinde ve miktarındaki değişimin daha net bir şekilde görülebilmesi için H650$_0$30, H675$_0$30, H700$_0$30 ve H800$_0$30 numunelerine ait OM görüntüleri Argenit Görüntü Analizi yazılımı ile renklendirilmiştir. Renklendirilmiş OM görüntüleri Şekil 5.28'de verilmiştir. Kritik tavlama sıcaklığının artmasıyla beraber ferrit fazı miktarı bir miktar azalmış, artan sıcaklığın etkisiyle bazı ferrit tanelerinin kabalaştığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.28a, b, c). Ac_3 sıcaklığının üzerine çıkıldığında ise, tamamen östenit olan içyapının soğuma sırasında ferrit oluşumunu sınırlamış olduğu açık bir şekilde görülebilmektedir (Şekil 5.28d).

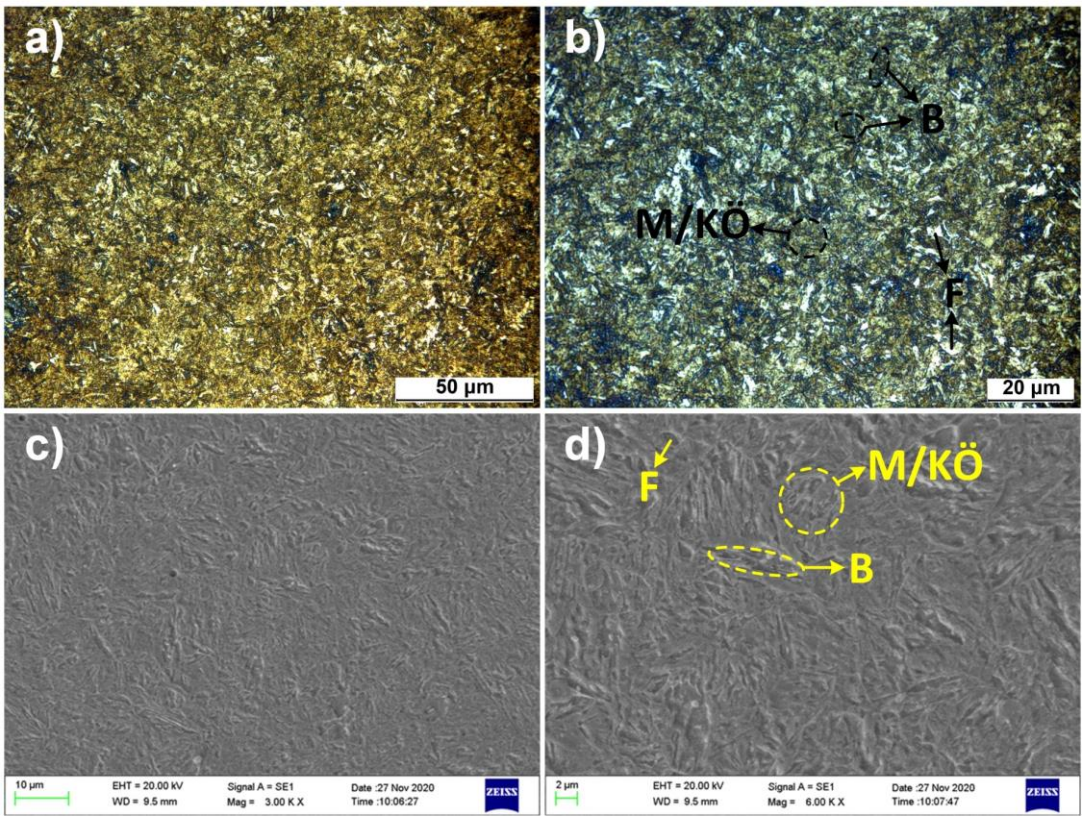


Şekil 5.28. $H650_{0}30$, $H675_{0}30$, $H700_{0}30$ ve $H800_{0}30$ numunelerine ait renklendirilmiş OM görüntüleri, Yeşil: Martenzit, Sarı: Beynit, Kırmızı: Ferrit

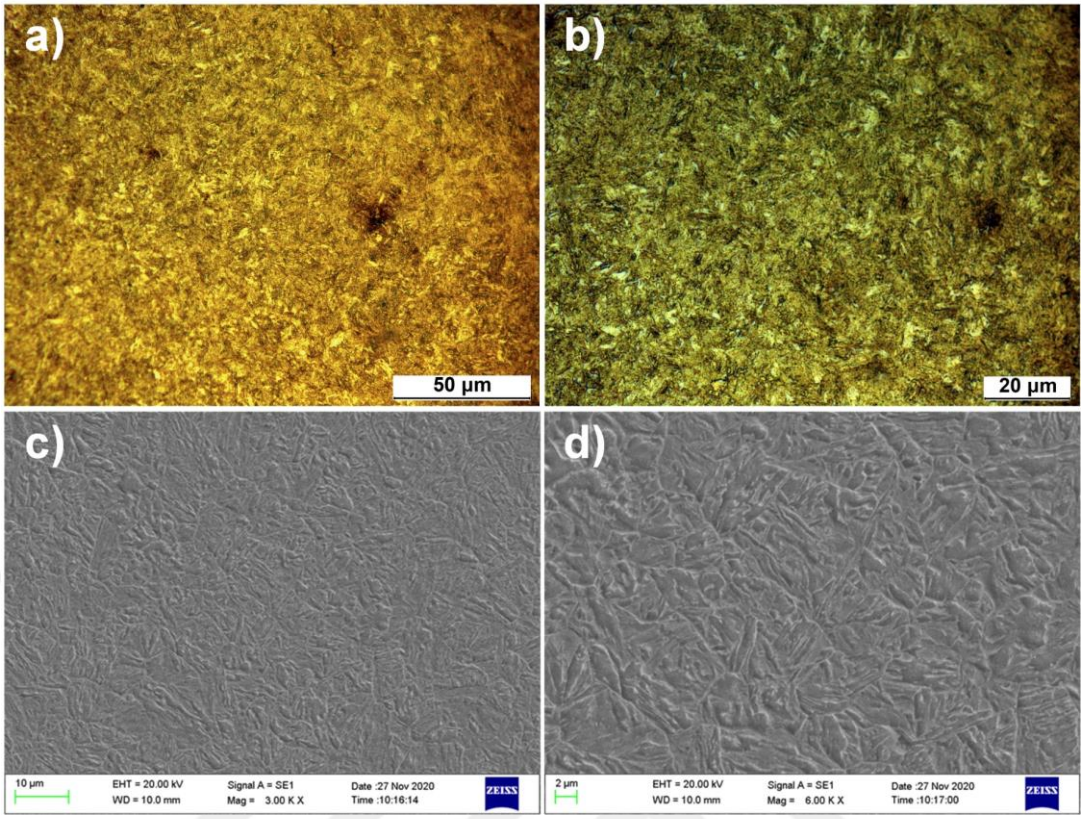
Tavlama sıcaklığının mikroyapı üzerindeki etkisi, Cr ilaveli numuneler üzerinde de ele alınarak daha kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Benzer tavlama parametreleri için Cr ilaveli numunelerin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.29 – Şekil 5.32'de verilmiştir. Tavlama sıcaklığının %1.2 Cr içeren Fe-0.16C-5.5Mn numuneleri üzerindeki etkisini incelediğimizde, Cr'nin ferrit fazı morfolojisi üzerindeki rolü dikkat çekmektedir. Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin özellikle 650 °C'de kritik tavlama işleminden geçen $H650_{1.2}30$ numunesinde ferrit tanelerinin morfolojisini etkilediği görülmektedir (Şekil 5.29). Cr içermeyen $H650_{0}30$ numunesinde çıta ve eş eksenli ferrit taneleri görülürken, %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesinde ferrit tanelerinin çıta tipinde ve iğnesel oldukları gözlemlenmiştir. Eş eksenli ferrit tanelerine ise neredeyse rastlanılmamıştır. Cr'nin eş eksenli ferrit oluşumunu baskıladığı farklı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir [206]. Ancak tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte çıta morfolojisine sahip ferrit tanelerinin yerini eş eksenli veya poligonal ferrit taneleri almaya başlamıştır. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak daha kaba ferrit tanelerinin oluşması ve tane morfolojisinde meydana gelen bu değişim literatürdeki benzer çalışmalarda da görülmüştür [10, 11].



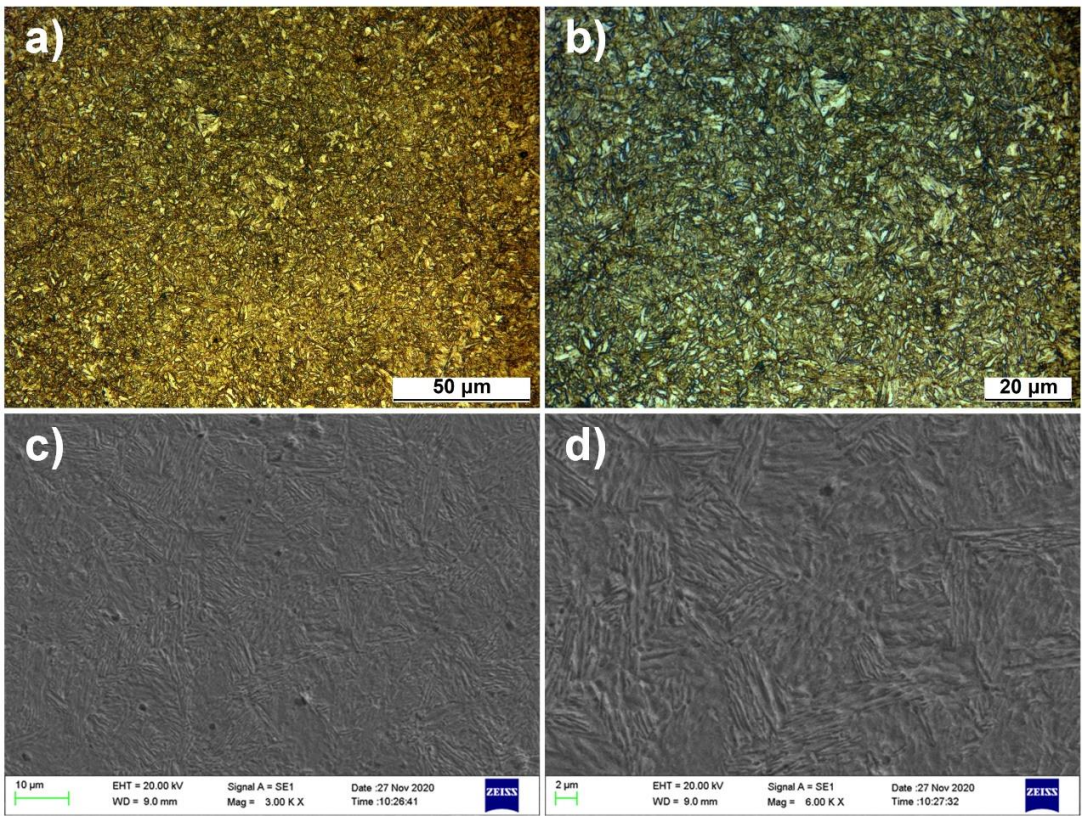
Şekil 5.29. H650$_{1.2}$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.30. H675$_{1.2}$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



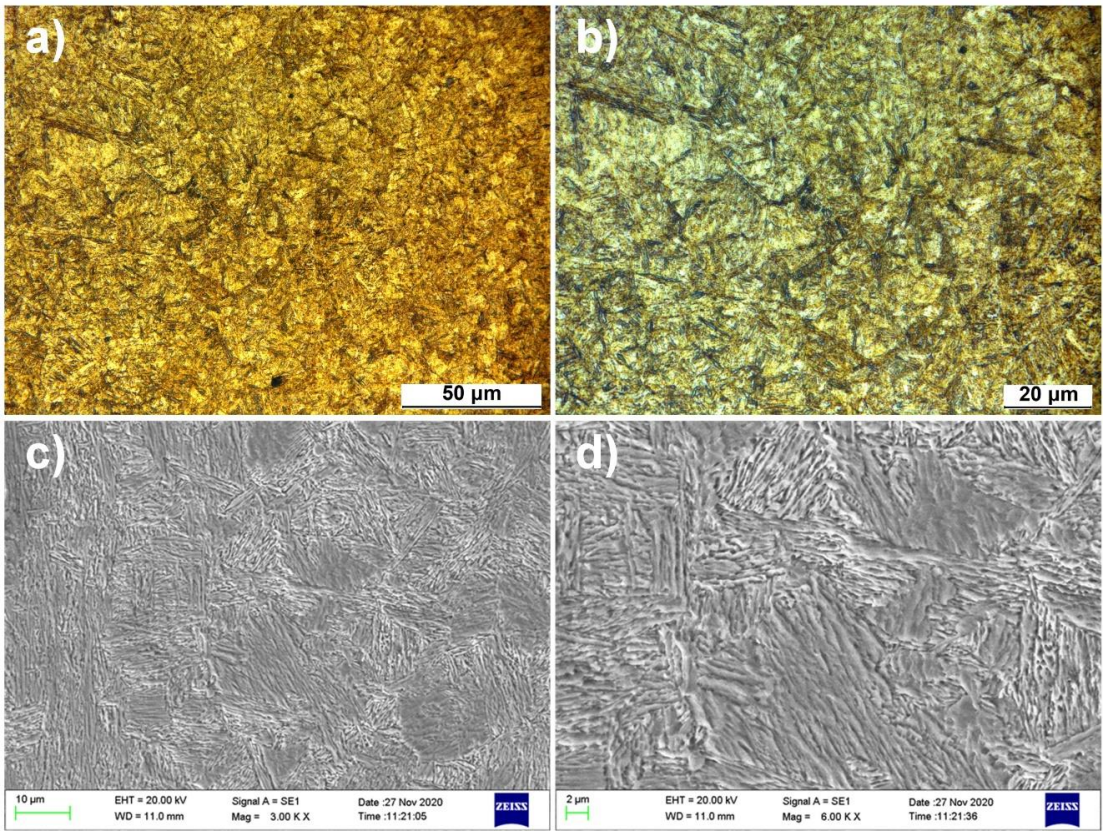
Şekil 5.31. H700$_{1.2}$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



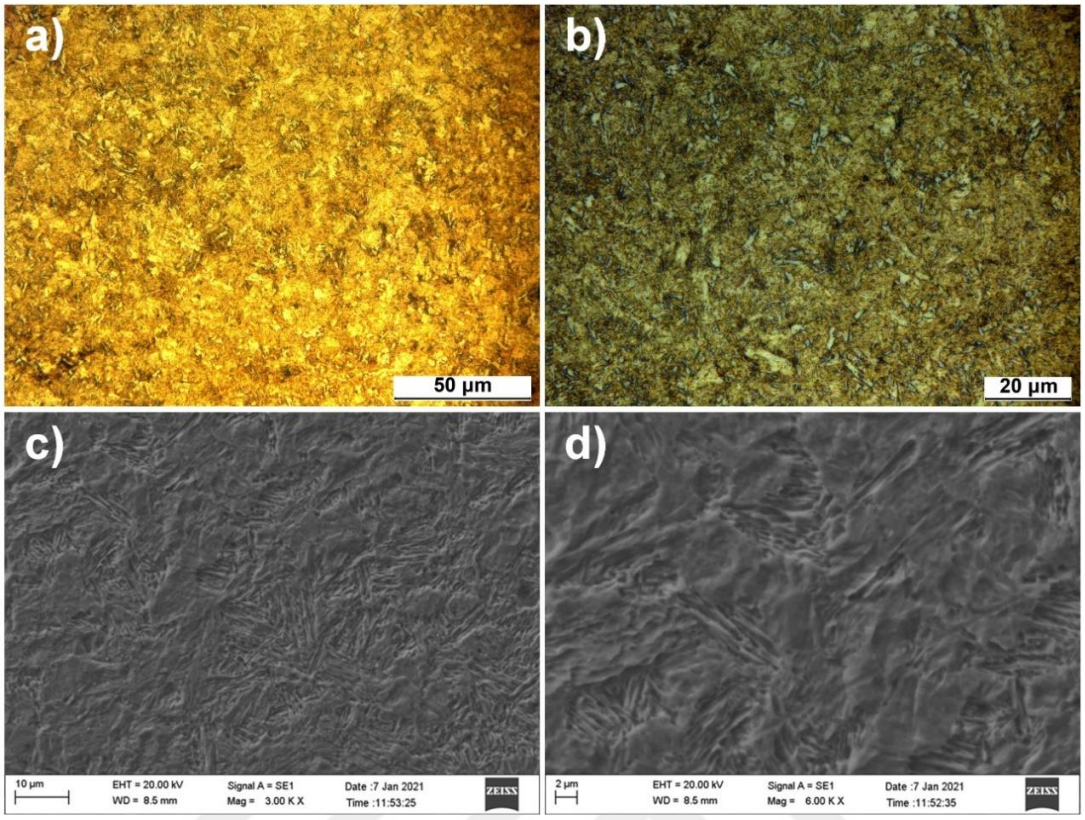
Şekil 5.32. H800$_{1.2}$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

Tavlama sıcaklığının Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısı üzerindeki etkileri su ortamında soğutulan numuneler için de irdelenmiştir. Hava ve su ortamında soğutulan numuneler ayrı ayrı incelenerek, farklı soğuma hızlarının mikroyapı üzerindeki etkileri belirlenmeye çalışılmıştır. 650, 675, 700 ve 800 °C sıcaklıklarında 30dk. tavlanıp su ortamında soğutulan Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.33 – Şekil 5.36'da verilmiştir.

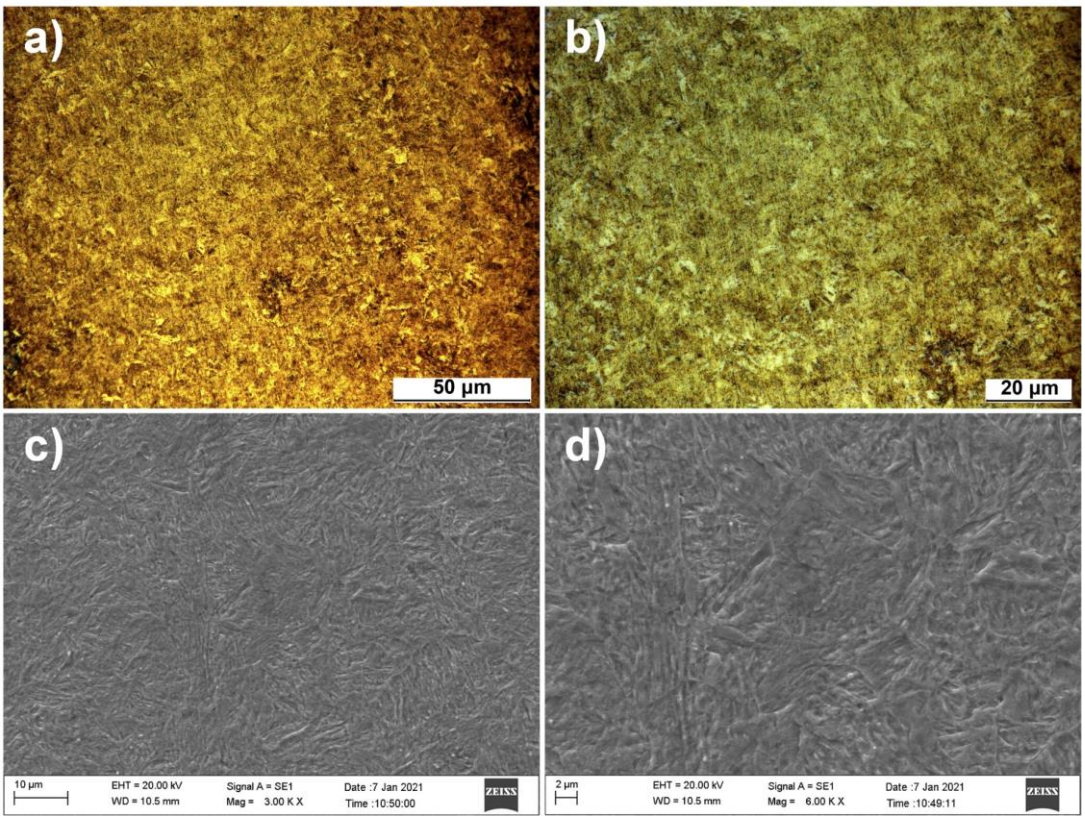
Su ortamında soğutulan numunelerin mikroyapıları görüntüleri incelendiğinde, içyapının ferrit, martenzit ve kalıntı östenit fazlarının karışımından meydan geldiği görülmektedir. Kritik tavlama sonrasında uygulanan yüksek soğuma hızları beynitik dönüşümün çok düşük oranlarda gerçekleşmesine neden olur [207]. Bu sebeple hava ortamında soğutulan numunelerin aksine su verilen numunelere ait OM ve SEM görüntülerinde beynit fazının oldukça az olduğu gözlemlenmiştir Ayrıca, hava ortamında soğutulan numunelerin içyapısında sementit çökeltileri gözlemlenirken (Şekil 5.29d) suda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntülerinde sementit oluşumu gözlemlenmemiştir. Soğuma sırasında kritik sıcaklık aralığındaki östenit fazının büyük bir kısmı martenzite dönüşürken, bir kısmı da oda sıcaklığında kalıntı östenit olarak bulunmaktadır. Martenzit fazının çıta formundaki katmanlardan meydana gelen yapısı, suda soğutulan numunelere ait SEM mikrograflarında daha belirgin bir şekilde görülebilmektedir (Şekil 5.33).



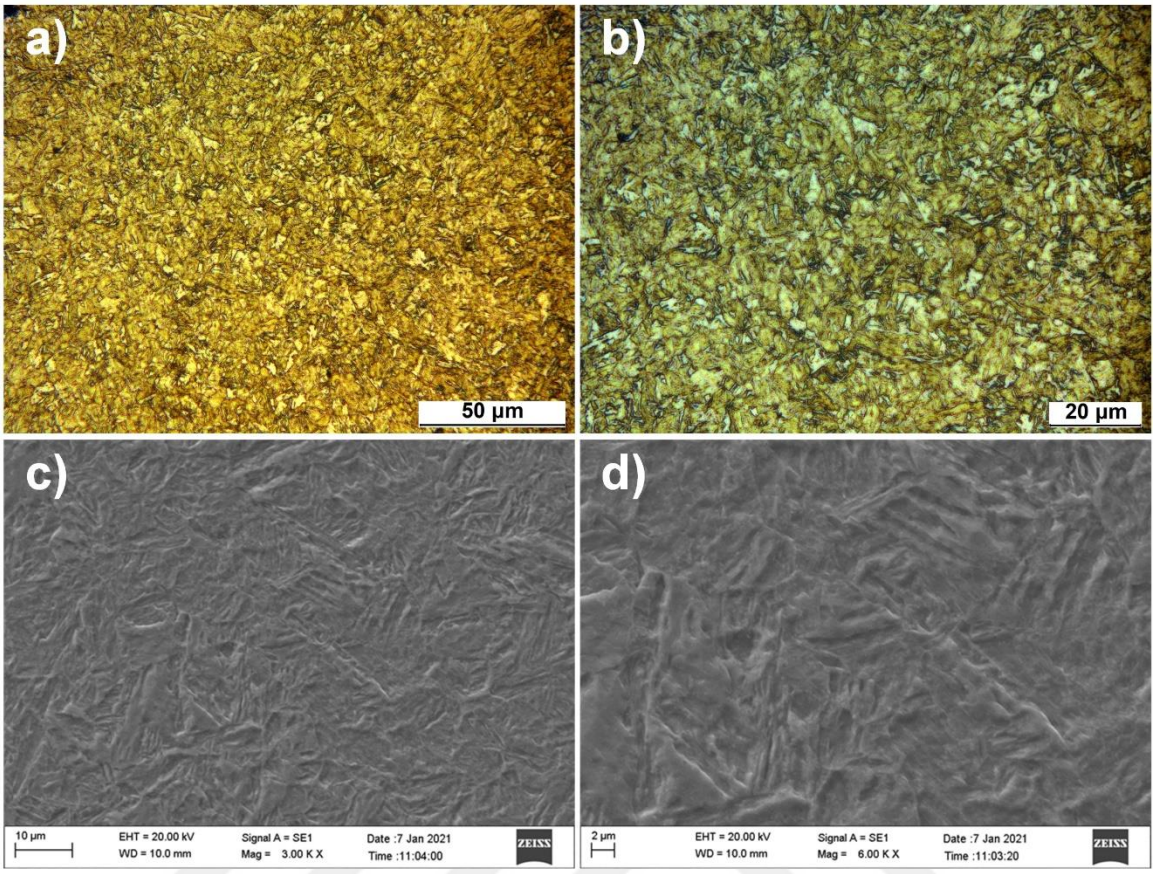
Şekil 5.33. $S650_030$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.34. S675$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

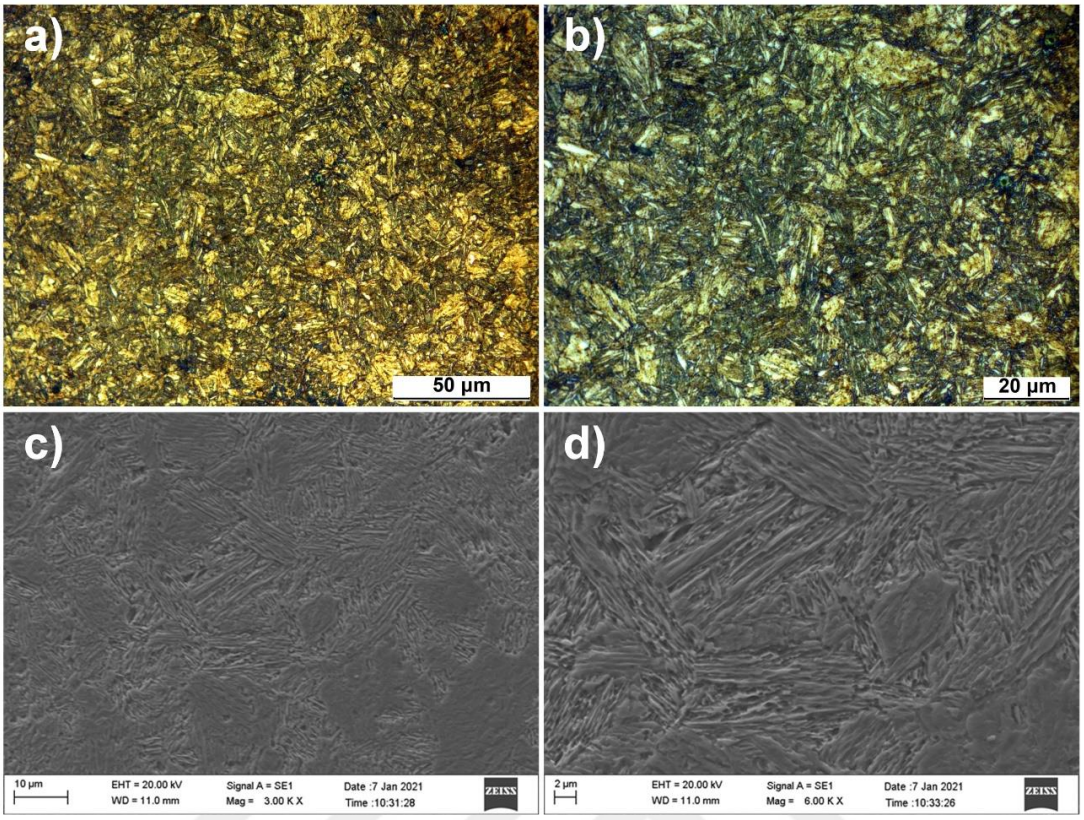


Şekil 5.35. S700$_0$30 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

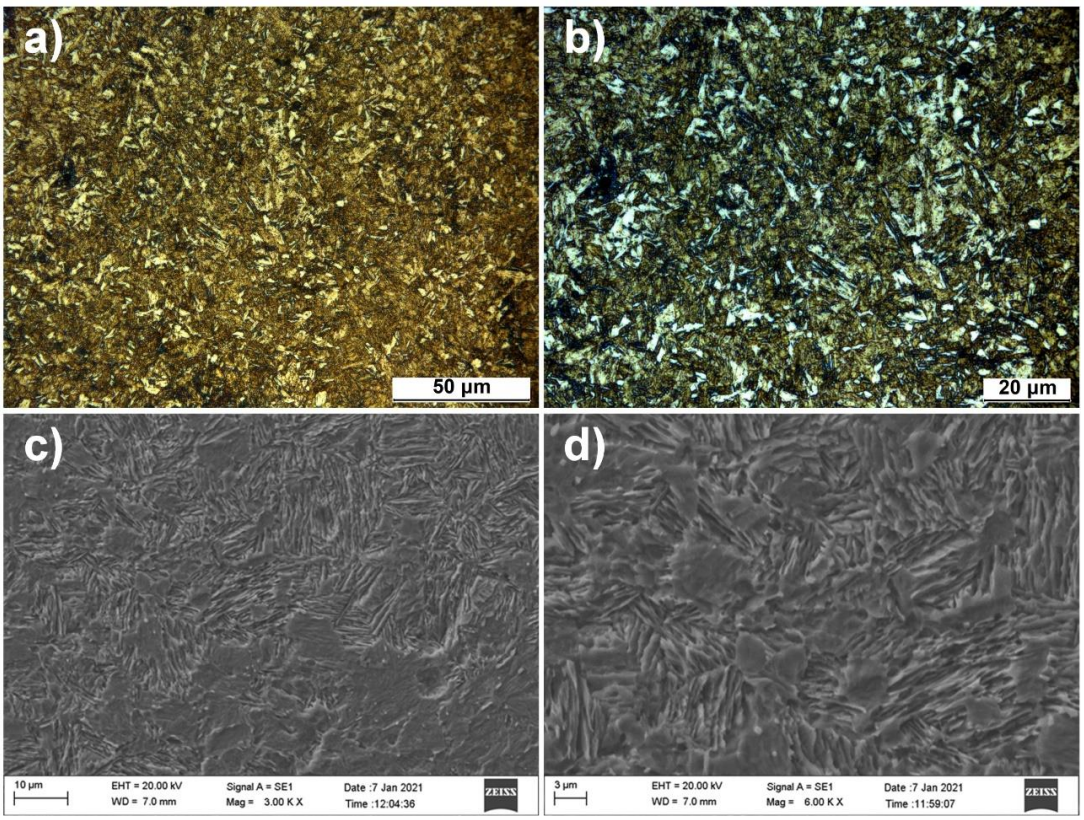


Şekil 5.36. $S800_{0}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

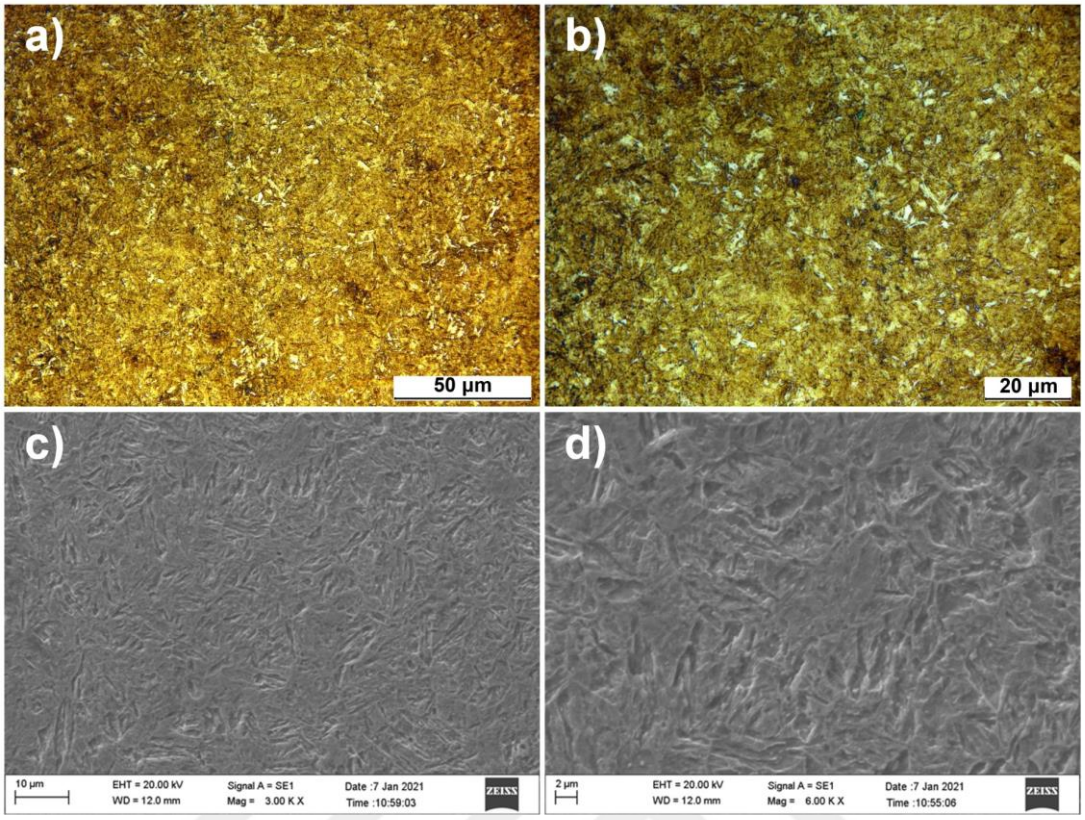
Benzer tavlama parametrelerine sahip, su ortamında soğutulan %1.2 Cr'li Fe-0.16C-5.5Mn numuneleri de tavlama sıcaklığına göre irdelenmiş ve $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.37 – Şekil 5.40'ta verilmiştir. Su ortamında soğutulan %1.2 oranında Cr ihtiva eden numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, içyapının martenzit matrisi ile birlikte ferrit ve kalıntı östenit fazlarından meydana geldiği görülmektedir. Suda soğutulan Cr ilavesiz numunelerde olduğu gibi %1.2 Cr ilaveli numunelerde de martenzit fazının belirginleştiği SEM görüntülerinde tespit edilmiştir. Hızlı soğutma sonrasında elde edilen martenzit fazının daha belirgin olması, martenzit fazının iç gerginliğinin hava ortamındaki soğutma sonrasında elde edilen martenzit fazının iç gerginliğinden daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [12, 208]. Martenzit fazının çıta kalınlıkları $S650_{1.2}30$ numunesi için 300–400 nm olarak ölçülmüştür. Çıta kalınlıkları tavlama sıcaklığının artmasıyla beraber bir miktar kabalaşmış ve $S675_{1.2}30$ numunesinde martenzit çıtalarının kalınlıkların 400–450 nm olduğu tespit edilmiştir. Cr'nin ferrit fazı morfolojisi üzerindeki etkisi suda soğutulan numunelerde de görülmektedir. 650°C'deki tavlama işlemi sonrasında içyapıda çıta formundaki ferrit taneleri bulunurken, tavlama sıcaklığının artmasıyla eş eksenli ve poligonal ferrit tanelerinin yoğunluğu artmıştır.



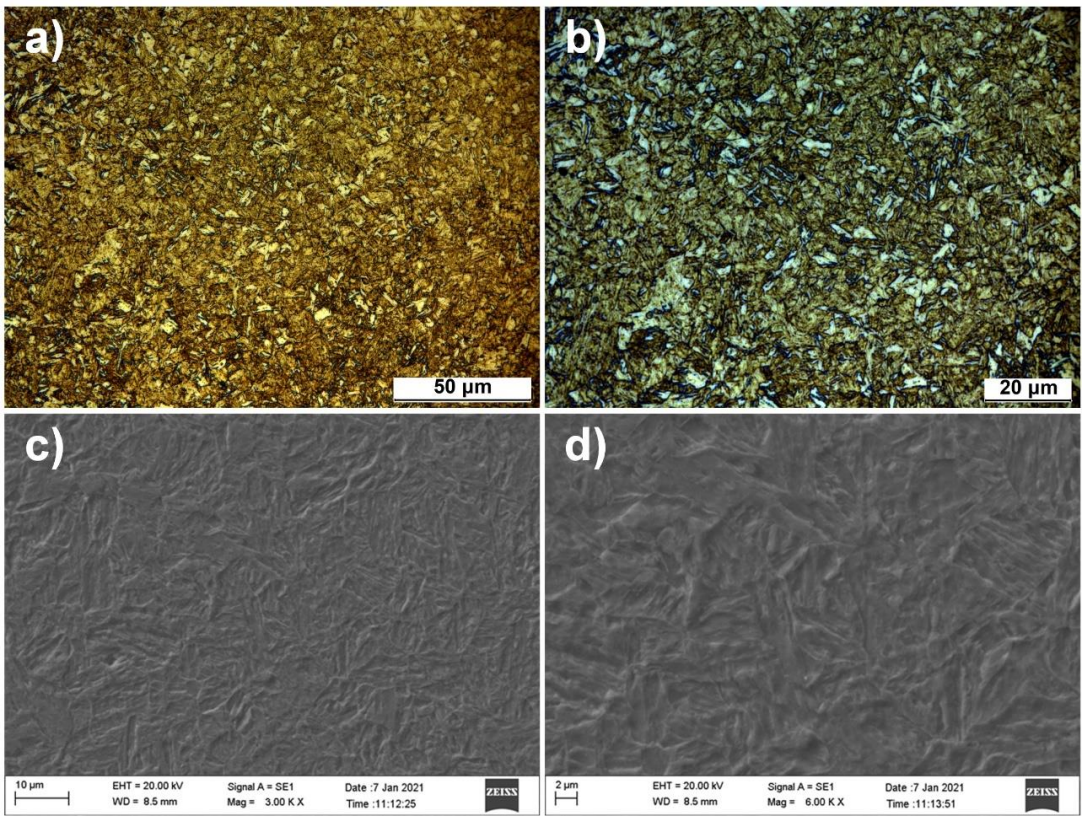
Şekil 5.37. $S650_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.38. $S675_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

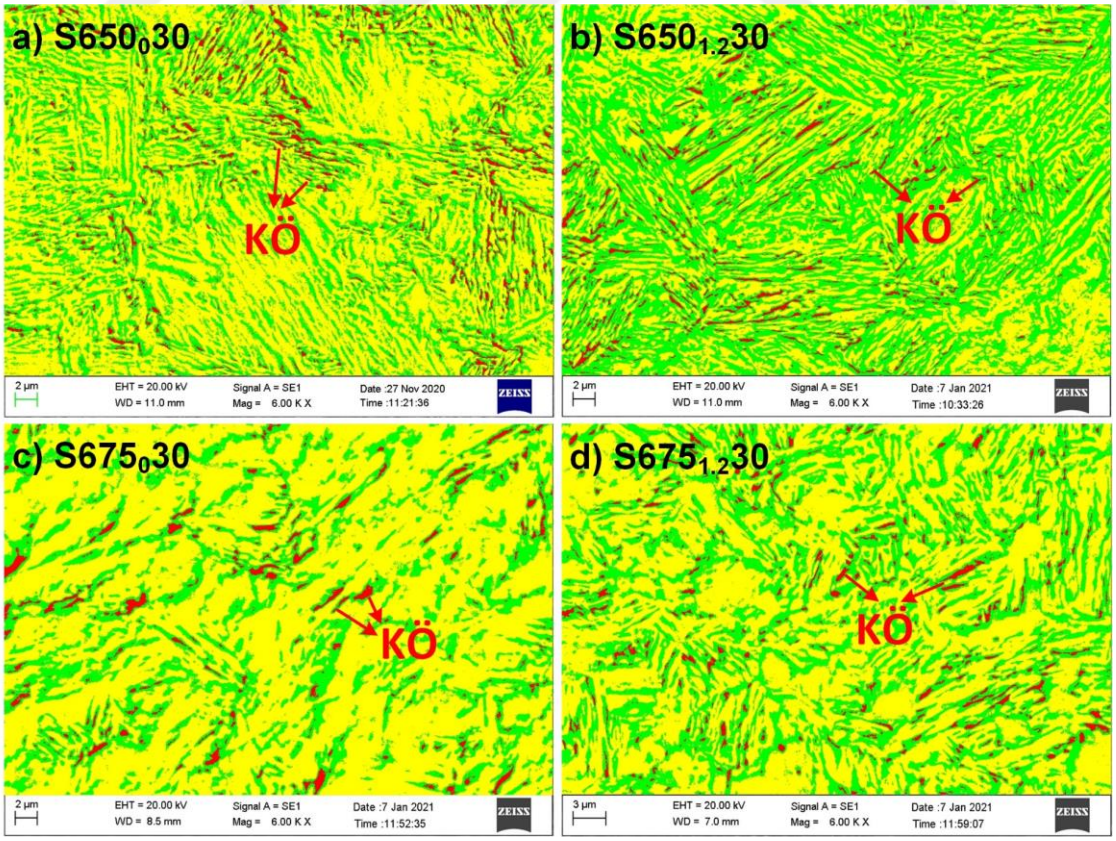


Şekil 5.39. $S700_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.40. $S800_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

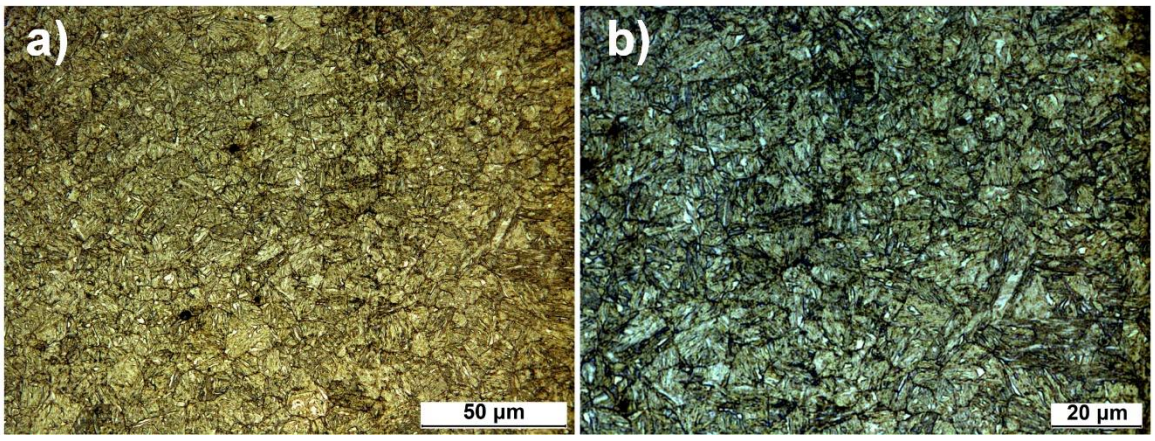
Kritik sıcaklık aralığında (Ac_1 – Ac_3) Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısı ferrit ve östenit fazlarından meydana gelmektedir. Bu sıcaklık aralığında östenit fazı Mn ve C bakımından zenginleşir ve termal kararlılığı artar. Östenit fazının artan kararlılığından dolayı, östenitin bir bölümü su verme sırasında dönüşüme uğramaz ve oda sıcaklığında kalıntı östenit olarak bulunur. Kritik tavlama esnasında normalizasyon sonrası birincil mikroyapıda bulunan martenzit fazı, tavlama sıcaklığına bağlı olarak ferrit ve östenit fazlarına dönüşür. Martenzit fazının östenite ters dönüşümü, martenzit tanelerinin paket sınırlarında ve katman arayüzeylerinde östenit çekirdeklenmeleri ile başlar ve östenit çekirdeklerinin büyümesi ile devam eder. Östenit katmanlarının arayüzeyleri, martenzit – östenit ve ferrit – östenit tane sınırları Mn ve C için atomik difüzyon yolları görevi görür. C'ye nazaran çok daha düşük bir difüzyon katsayısına sahip olan Mn'nin tane sınırlarındaki yüksek konsantrasyonu, tanelerin iç kesimlerine doğru azalabilir. Soğutma esnasında östenitin Mn ve C açısından zenginleşen tane sınırlarına yakın olan kısımları dönüşüme uğramazken, daha düşük konsantrasyona sahip bölgeler soğutma hızına bağlı olarak martenzit, beynit veya ferrit fazlarına dönüşebilir. Östenit tanelerin Mn ve C ile yeterince zenginleştirilememesi ve alaşım elementi segregasyonu, soğutma sonrası nihai mikroyapıdaki kalıntı östenitin tane sınırlarında ve martenzit katmanlarının arayüzeylerinde bulunması ile sonuçlanır [13, 209–211].



Şekil 5.41. Renklendirilmiş SEM görüntüleri üzerinde kalıntı östenit fazının (kırmızı) gösterimi

Kalıntı östenitin tane sınırları ve martenzit arayüzeylerindeki varlığı Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin mikroyapı görüntülerinde de görülmektedir (Şekil 5.41). $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S650_{1.2}30$ ve $S675_{1.2}30$ numunelerine ait SEM görüntüleri renklendirilerek kırmızı ile gösterilen kalıntı östenit taneleri daha net bir şekilde ortaya çıkarılmıştır. Kalıntı östenit taneleri martenzit fazının katman arayüzeylerinde çıta morfolojisinde oluşmuştur. Tane sınırlarında ise poligonal kalıntı östenit tanelerinin yer aldığı tespit edilmiştir. Çıta tipindeki kalıntı östenit taneleri 100–150 nm kalınlığında ve 400–500 nm uzunluğundadır. Poligonal şeklindeki kalıntı östenit taneleri ise 250–300 nm olarak ölçülmüştür. Tavlama sıcaklığındaki artış ile kalıntı östenitin tane boyutunda dikkate değer bir artış olmamıştır. Ancak tavlama sıcaklığının artması ile birlikte kalıntı östenit tanelerinin azaldığı gözlemlense de, kalıntı östenit miktarındaki değişimlerin XRD analizleri ile değerlendirilmesi daha doğru olacaktır.

Kritik sıcaklık aralığındaki ($Ac_1 – Ac_3$) farkı tavlama sıcaklıklarında (650, 675 ve700 °C) ve Ac_3 sıcaklığının üzerinde (800 °C) tavlanan numunelerin mikroyapı görüntüleri incelenerek kritik tavlama sıcaklığının içyapı üzerindeki etkileri gözlemlenmiştir. Bu tavlama sıcaklıklarına ek olarak Ac_1 sıcaklığının altında da bir tavlama işlemi gerçekleştirilmiştir. 600 °C’ de 30 dakika tavlanıp hava ortamında soğutulan numunenin optik görüntüleri Şekil 5.42’de verilmiştir.

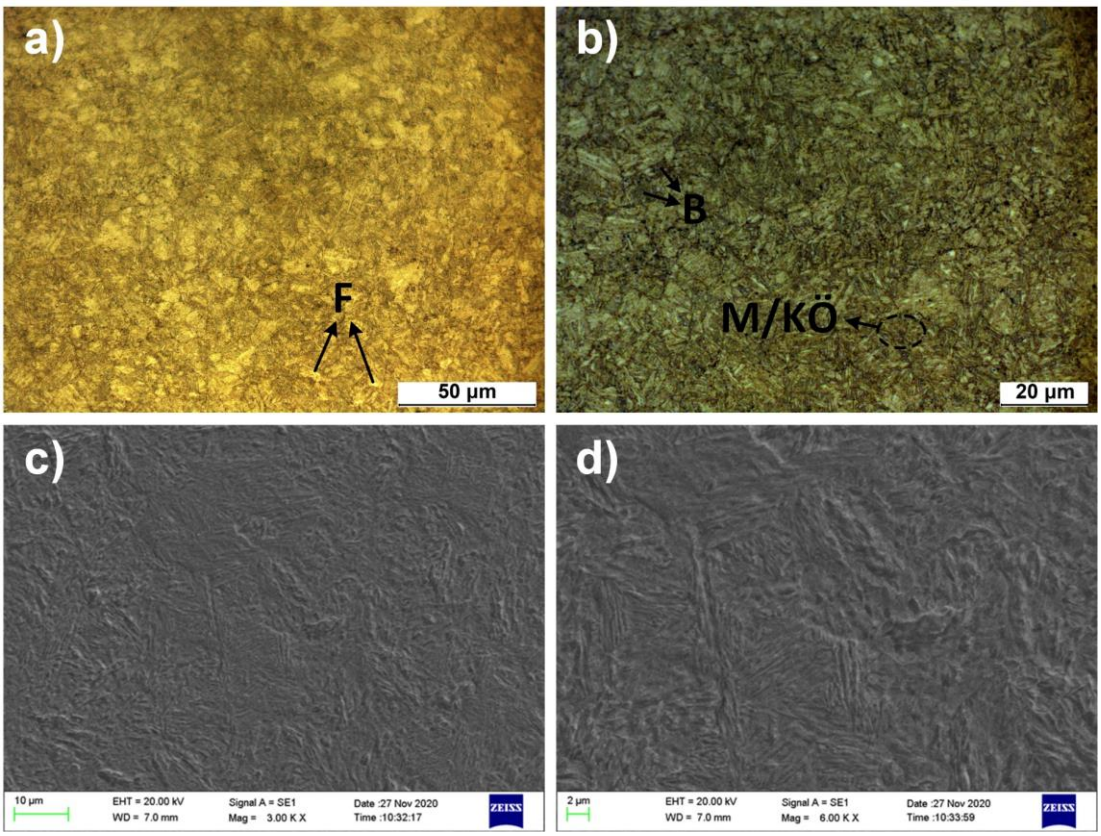


Şekil 5.42. 600 °C’ deki tavlama işlemi sonrası elde edilen OM görüntüleri; a) 40x, b) 63x

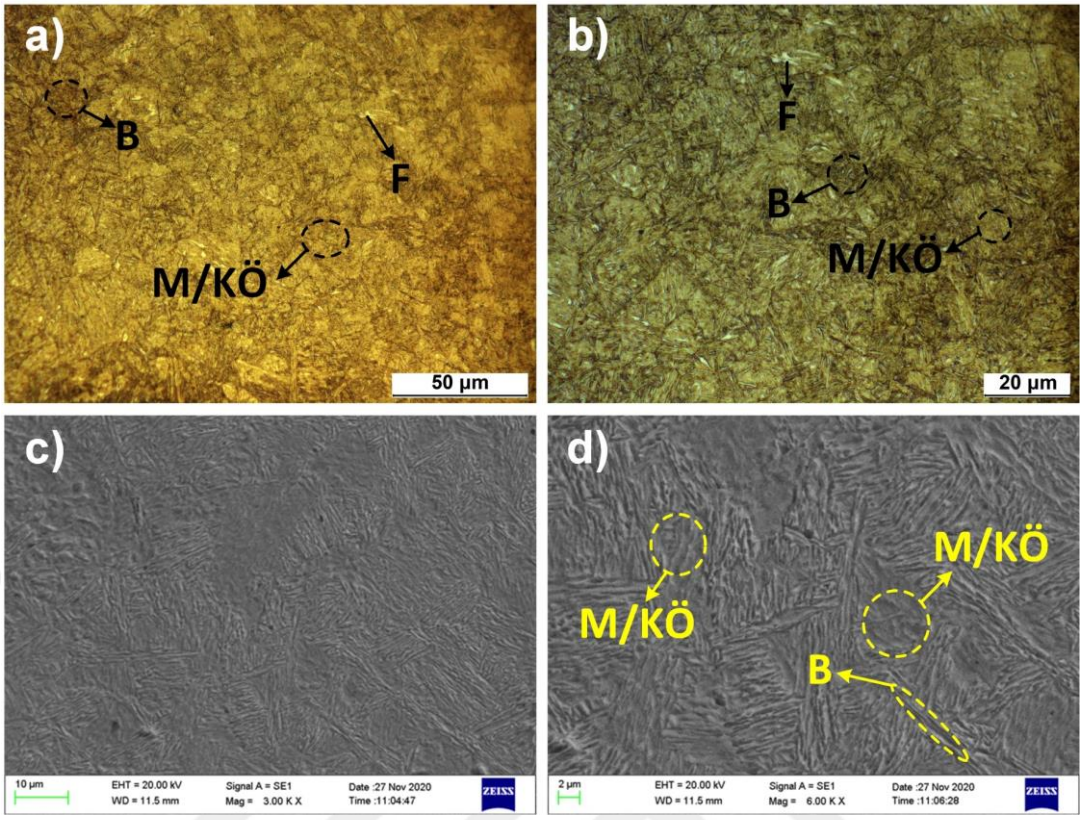
Ac_1 sıcaklığın altında (600 °C) gerçekleştirilen tavlama işlemi sonrasında elde edilen içyapıya ait OM görüntüleri incelendiğinde, mikroyapıya temperlenmiş martenzitin hâkim olduğu görülmüş, bununla birlikte bir miktar martenzit varlığı da gözlemlenmiştir. 600 °C’deki tavlama esnasında içyapıda ferrit, östenit ve çok az miktarda sementit fazları bulunur. Bu fazların 600 °C’deki fraksiyonları hem Thermo-Calc hem de JmatPro yazılımları ile hesaplanmış olup, ferrit, östenit ve sementit fazlarının hacimsel oranları sırasıyla %74, %25 ve %1 olarak bulunmuştur (Şekil 5.10, Şekil 5.11a). Muhtemel faz oranlarına göre, normalizasyon sonrası yapıda yoğun bir şekilde bulunan martenzit fazının büyük bir kısmının 600 °C’de temperlenerek ferrit fazına

dönüşeceği söylenebilir. Bu durum martenzit fazından östenit ters dönüşümünü sınırlandırarak, östenit fazının hacimsel oranının azalmasına sebep olur. Ac_1 sıcaklığının altındaki tavlama sıcaklıklarında görülen yüksek ferrit fazı oranı, sementit karbürlerinin çökelmesine neden olabilir. Sementit karbürlerinin içyapıdaki varlığı östenit fazının C bakımından zenginleşmesine engel olur [211]. Ac_1 sıcaklığından daha düşük olan tavlama sıcaklıklarında östenit fazının C konsantrasyonunda meydana gelen düşüş, Thermo-Calc verilerinde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.15). Östenit fazının C konsantrasyonundaki düşüşe rağmen, hava ortamındaki yavaş soğuma sonrası mikroyapıda martenzit fazı gözlemlenmiştir (Şekil 5.42). 600 °C'deki östenit fraksiyonunun sınırlı olmasından dolayı, östenit fazının mevcut Mn ve C konsantrasyonunun yavaş soğuma hızlarında martenzit oluşumuna olanak tanıdığı düşünülmektedir.

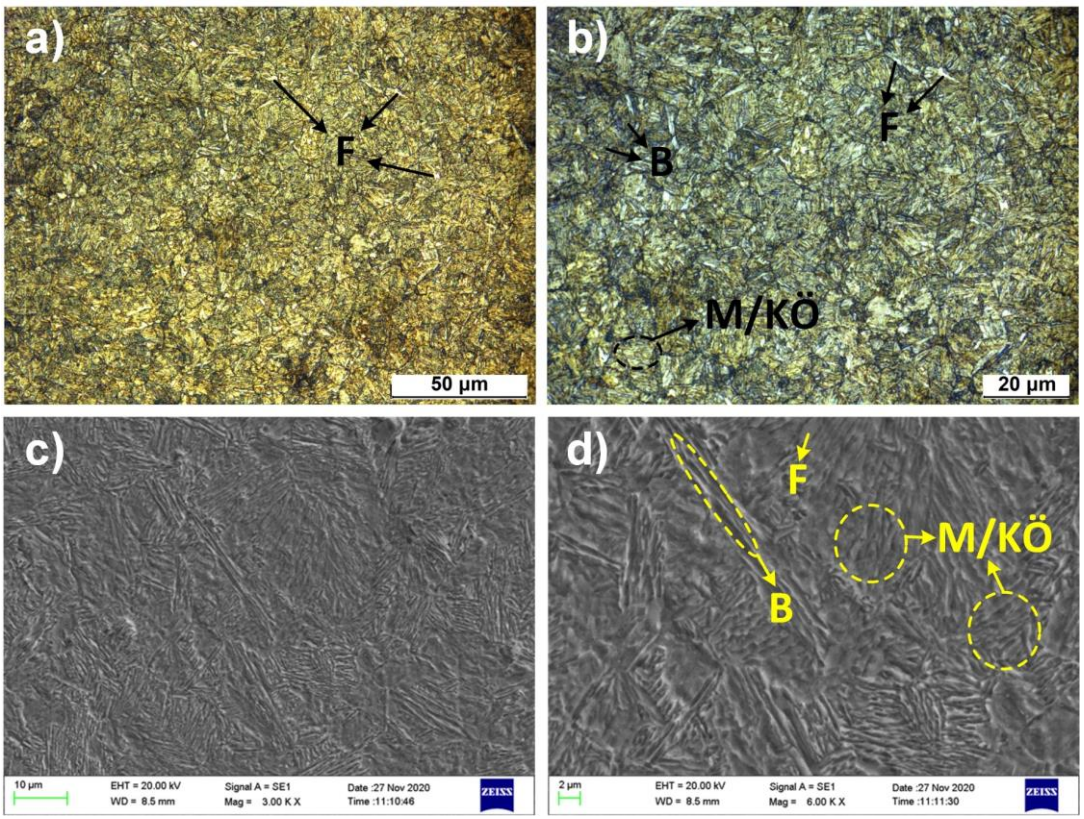
Kritik tavlama işlemine ait parametrelerin Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısı üzerindeki etkilerinin irdelenmesi kapsamında, tavlama sıcaklığı ve soğutma ortamının yanı sıra tavlama süresi de ele alınmıştır. 650 °C' de 30 ve 60 dakika tavlanan numunelere ait mikrograflar yardımı ile tavlama süresinin mikroyapı üzerindeki etkisi incelenmiştir. 650 °C' de 60 dakika tavlanan $H650_0 60$, $H650_{0.4} 60$, $H650_{0.8} 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerine ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.43 – Şekil 5.46'da gösterilmiştir. 30 dakika tavlanan $H650_0 30$ ve $H650_{1.2} 30$ numunelerine ait mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 5.24 ve Şekil 5.29'da verilmişti.



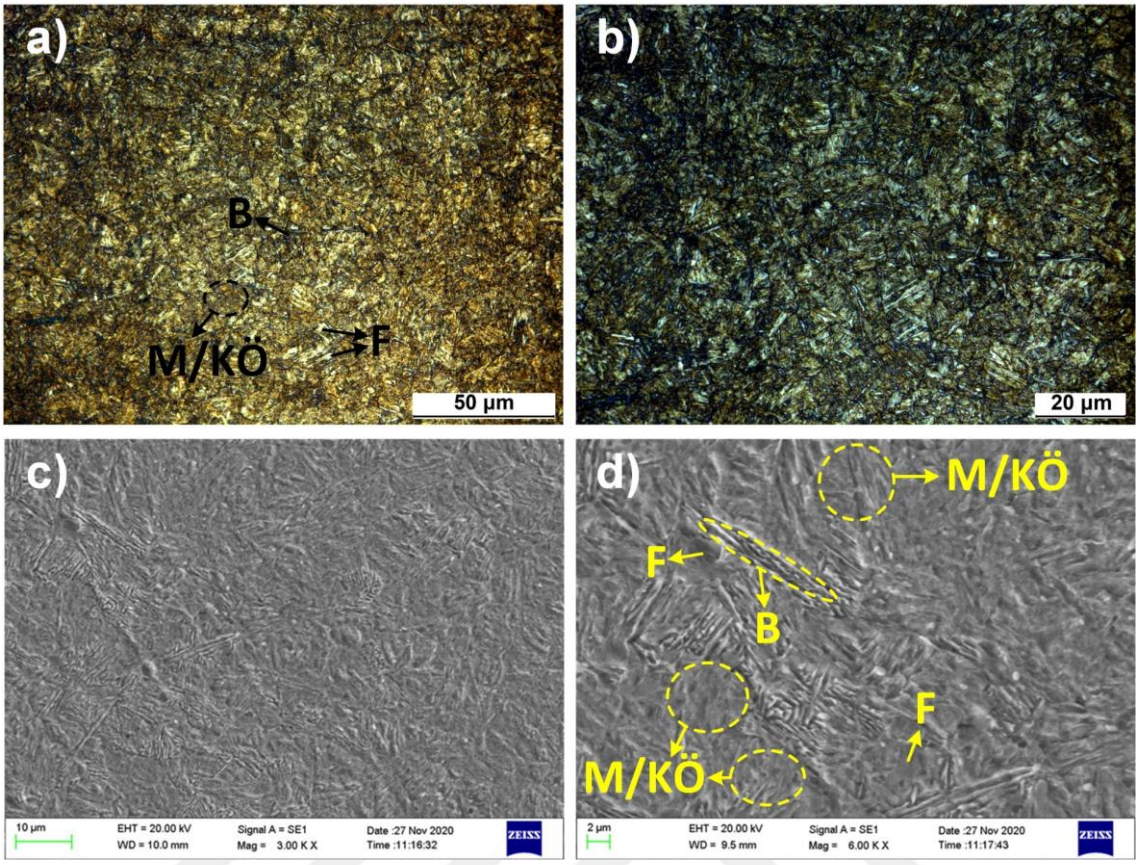
Şekil 5.43. $H650_0 60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.44. $H650_{0.4}60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



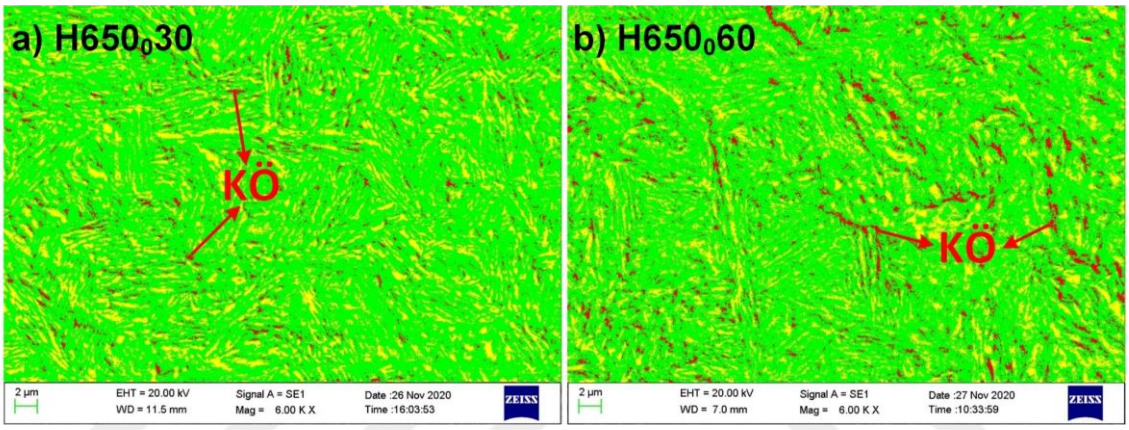
Şekil 5.45. $H650_{0.8}60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.46. $H650_{1.2}60$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

Farklı kritik tavlama sürelerinin Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin mikroyapısı üzerindeki etkisi incelendiğinde, kritik tavlama süresi ile kritik tavlama sıcaklığındaki artışın içyapı üzerindeki etkileri arasında benzerlik olduğu gözlemlenmiştir. Tavlama süresinin 30 dk. olduğu $H650_{1.2}30$ numunesine ait OM görüntülerinde yoğun bir şekilde görülen çıta morfolojisindeki ferrit tanelerinin, tavlama süresinin 60 dakikaya çıkarılmasıyla poligonal ferrit tanelerine evrilmeye başladığı ve mevcut poligonal tanelerin az da olsa kabalaştığı $H650_{1.2}60$ numunesine ait OM görüntülerinde gözlemlenmiştir (Şekil 5.46b). $H650_{1.2}30$ numunesinde poligonal ferrit tanelerinin boyutu 1.2 µm, çıta şeklindeki ferrit tanelerinin çıta kalınlık ve uzunlukları ise sırasıyla 450 – 500 nm ve 3.9 µm olarak ölçülmüştür. $H650_{1.2}60$ numunesinde ise tavlama süresinin uzatılması ile birlikte bir miktar irileşen poligonal ferrit tanelerinin ortalama tane boyutu 1.5 µm'dir. Tavlama süresinin uzatılması çıta şeklideki ferrit tanelerinin kabalaşmasına ve çıta uzunluklarının kısalmasına sebep olmuştur. $H650_{1.2}60$ numunesindeki çıta morfolojili ferrit tanelerinin çıta kalınlıkları 450 – 550 nm, çıta uzunlukları ise 3.1 µm olarak ölçülmüştür. Tavlama süresinin uzatılması ile tavlama sıcaklığının artışında görülen benzer değişimler, Yang vd. tarafından yapılan çalışmada da belirtilmiştir [10]. $H650_{0}60$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerinin SEM görüntüleri incelendiğinde, tavlama süresindeki artış ile birlikte mikroyapının belirginleştiği gözlemlenmiştir. Martenzit ve beynit fazlarını meydana getiren katmanlı yapı, tavlama süresinin artmasıyla beraber

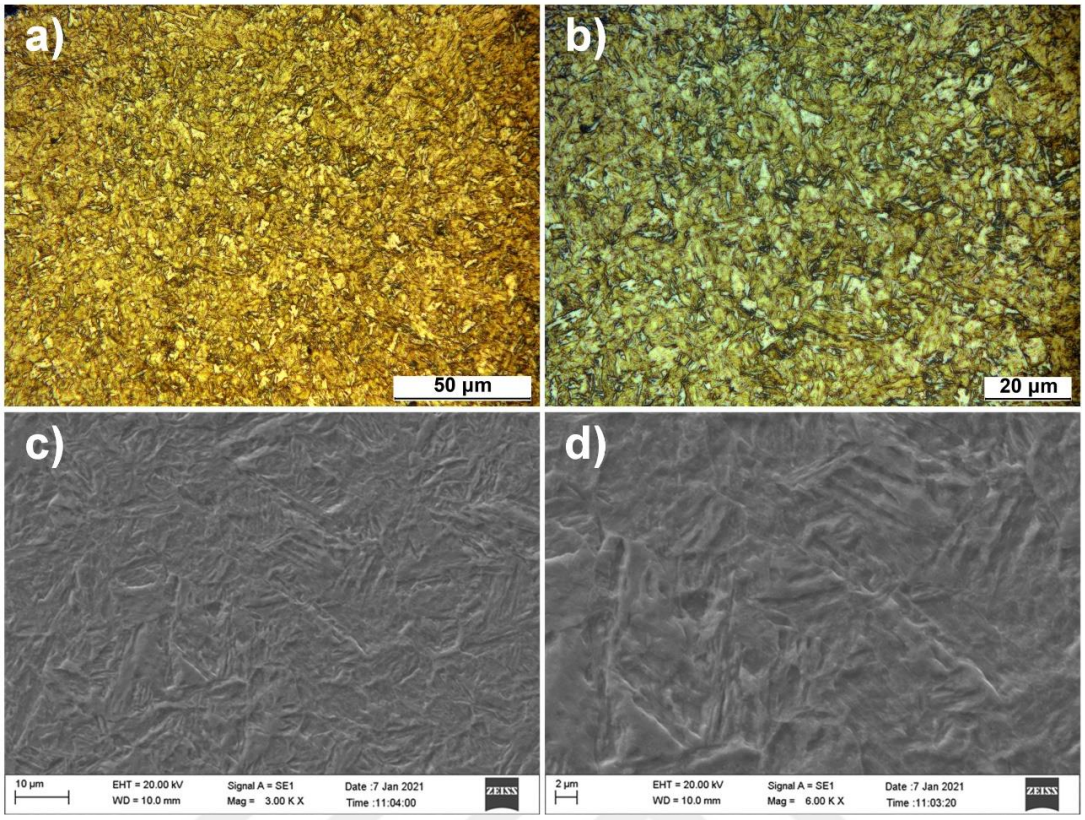
kabalaşarak içyapının daha belirgin olmasını sağlamıştır [12, 211]. Tavlama süresinin 30 dakikadan 60 dakikaya uzatılması ile beynit katman kalınlıkları 250 – 300 nm' den 350 – 400 nm' ye, martenzit katman kalınlıkları ise 200 – 250 nm' den 300 – 350 nm' ye kadar artmıştır. Ayrıca katman arayüzeylerinde bulunan kalıntı östenit tanelerinde de irileşme gözlemlenmiştir. $H650_030$ numunesindeki çıta tipi kalıntı östenit tanelerinin çıta kalınlıkları ve çıta uzunları sırasıyla 100 – 150 nm ve 300 – 350 nm iken $H650_060$ numunesinde görülen kalıntı östenit tanelerinin çıta kalınlıklarının 150 – 200 nm, çıta uzunluklarının ise 350 – 450 nm olduğu tespit edilmiştir. Fazların renklendirilmiş olduğu SEM görüntülerinde tavlama süresinin uzaması ile mikroyapıda meydana gelen değişimler daha net bir şekilde görülebilmektedir (Şekil 5.47).



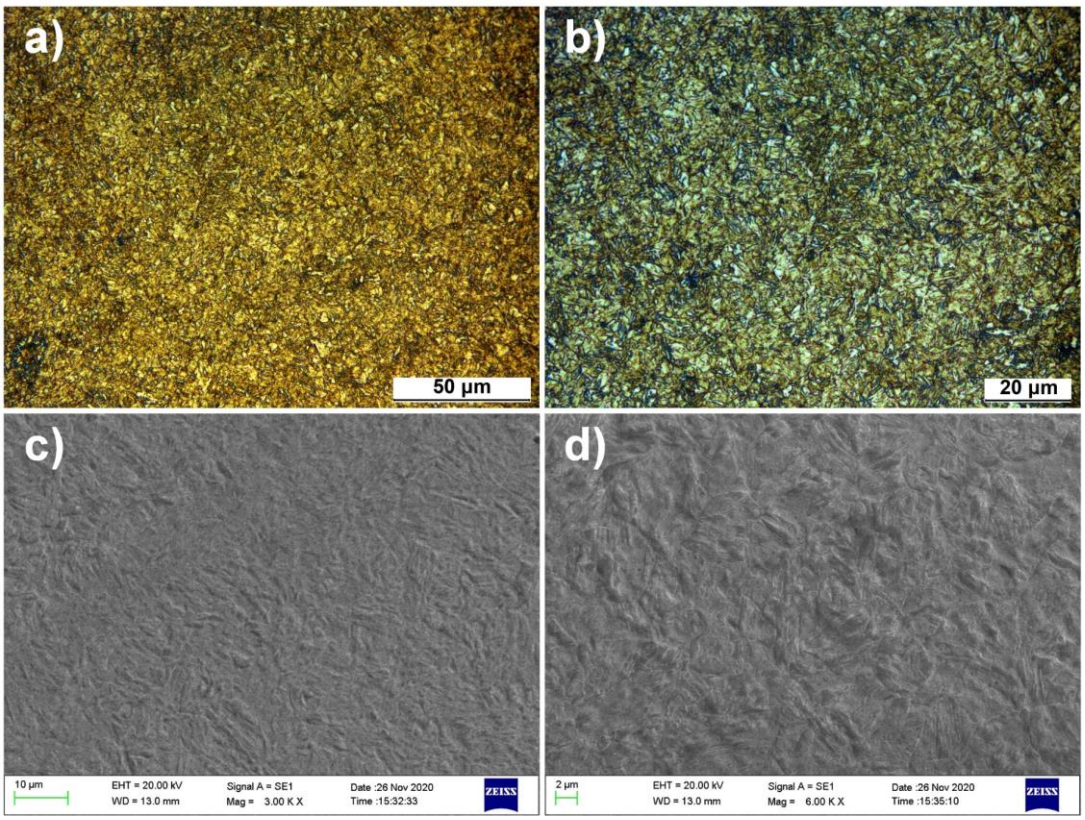
Şekil 5.47. Farklı sürelerde tavlanmış numunelere ait renklendirilmiş SEM görüntüleri; a) $H650_030$, b) $H650_060$

Kritik tavlama süresinin 60 dk.' ya çıkarılması kalıntı östenit tanelerinin morfolojisi üzerinde gözle görülür bir etki yaratmamıştır. Tane sınırlarında ve arayüzlerde bulunan kalıntı östenit taneleri bir miktar irileşse de, östenit tanelerinin gelişimi sınırlı bir seviyede gerçekleşmiştir. Bu durum, Mn ve C'nin östenit taneleri içinde homojen bir şekilde dağılabilmesi için daha uzun tavlama sürelerine ihtiyaç olduğu şeklinde yorumlanabilir. Kritik sıcaklık aralığında östenit tanelerindeki Mn ve C konsantrasyonunun homojen olabilmesi için daha uzun tavlama sürelerine (5–7 saat) gerek duyulduğu farklı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir [6, 14, 160].

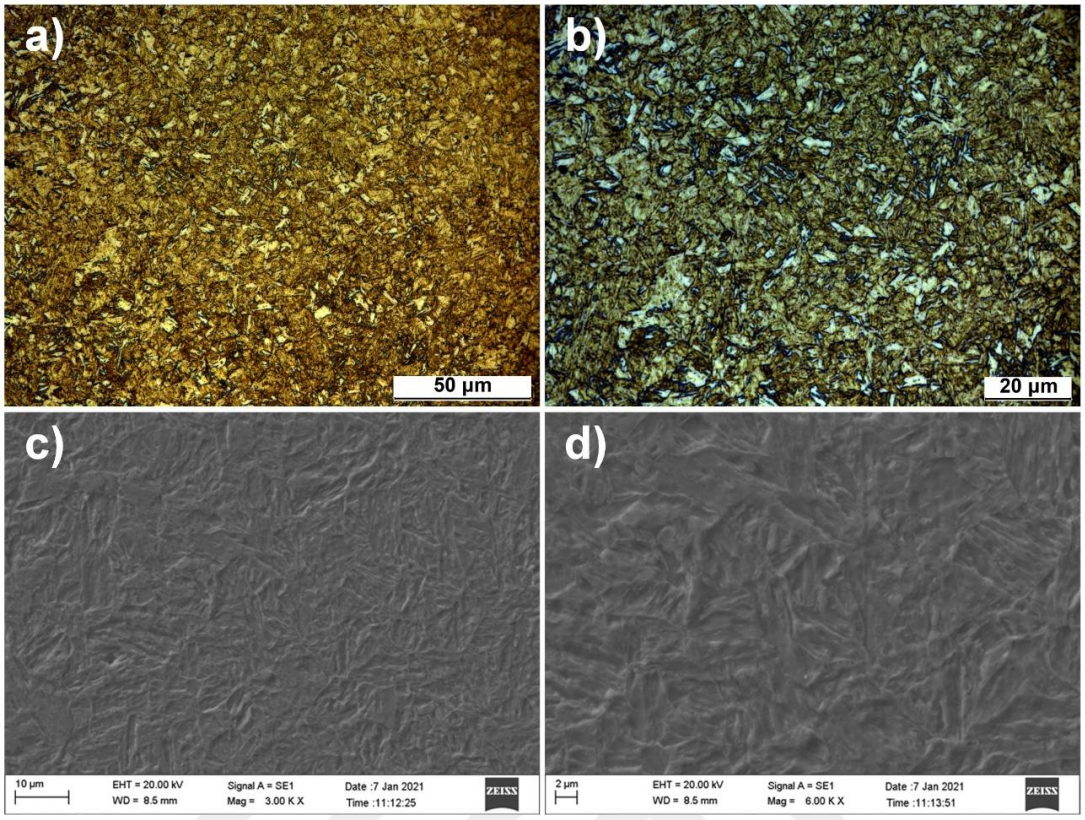
Tavlama işlemi süresinin mikroyapı üzerindeki etkisi 650 °C' de farklı sürelerde tavlanan numunelerin yanı sıra Ac_3 sıcaklığının üzerindeki 800 °C' de gerçekleştirilen tavlama işlemi için de ele alınmıştır. 800 °C' de 30 ve 60 dk. bekletilen Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelere ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.48 – Şekil 5.51'de verilmiştir. OM ve SEM görüntüleri incelendiğinde; Ac_3 sıcaklığının üzerindeki tavlama işleminin uzatılması birincil östenit tanelerinin büyümesine sebep olmuş, ancak nihai mikroyapıyı oluşturan fazların morfolojisi üzerinde dikkate değer bir değişim yaratmamıştır.



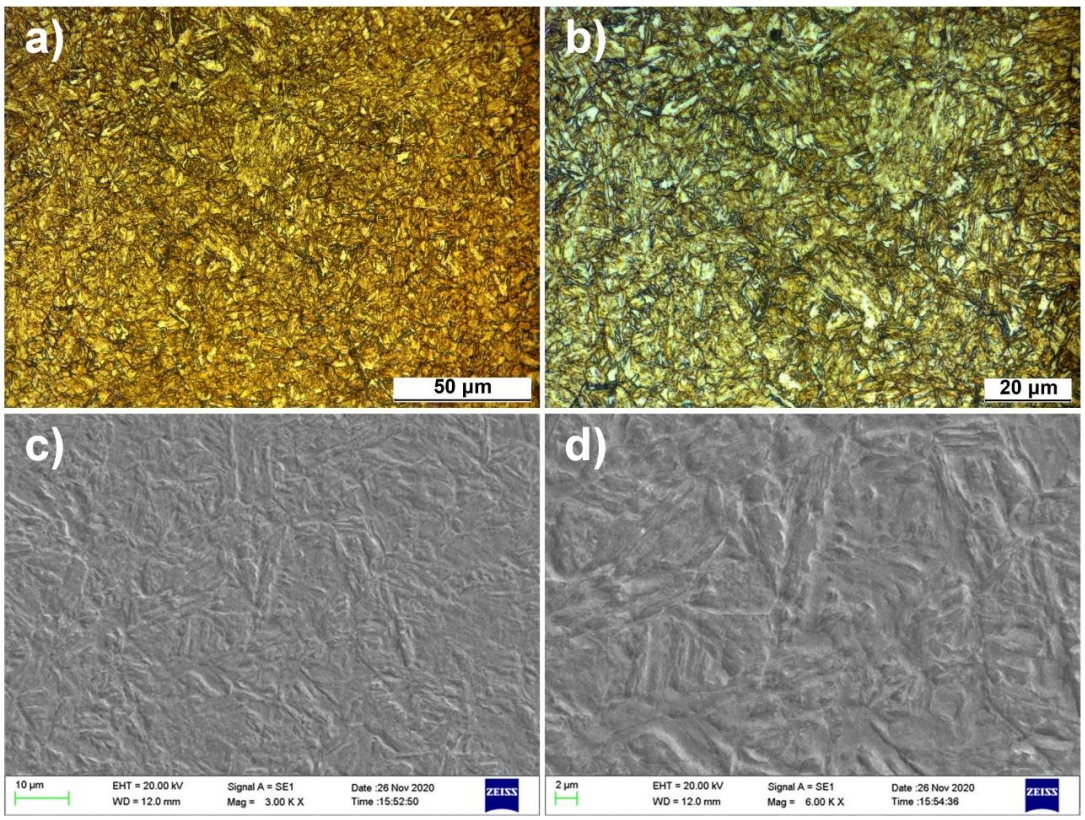
Şekil 5.48. S800$_0$30 (t_A: 30 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.49. S800$_0$60 (t_A: 60 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

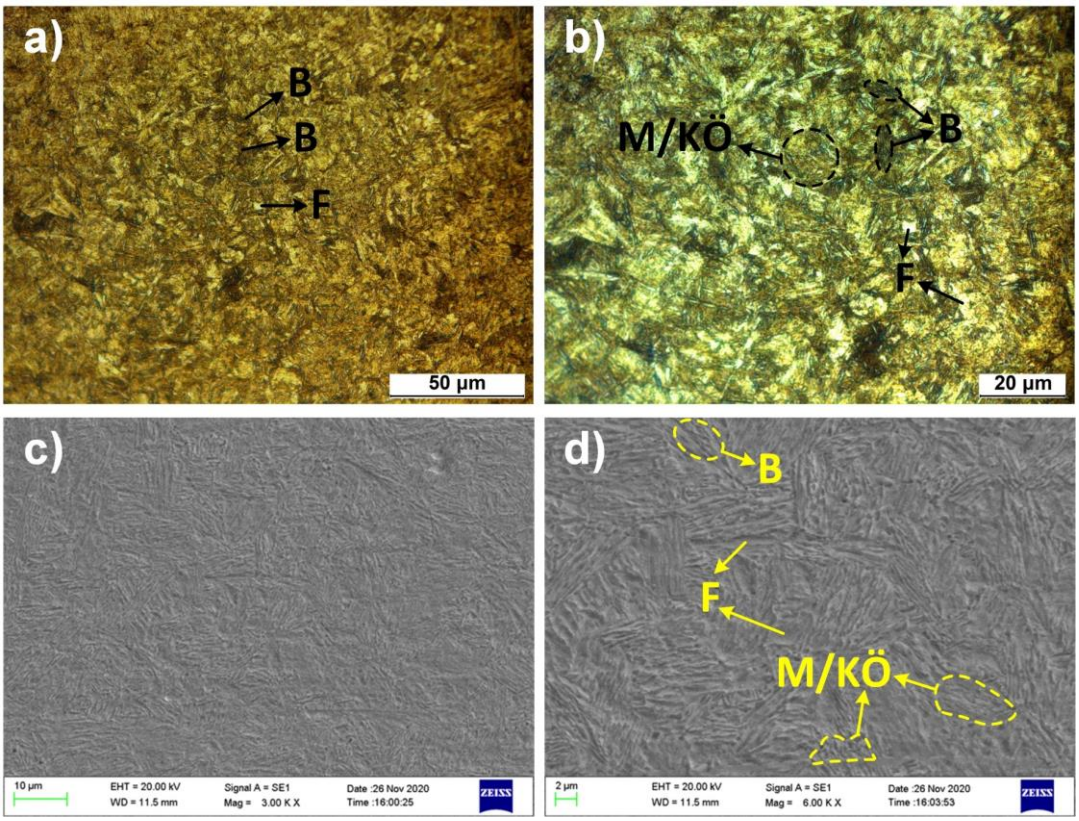


Şekil 5.50. $S800_{1.2}30$ (t_A: 30 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

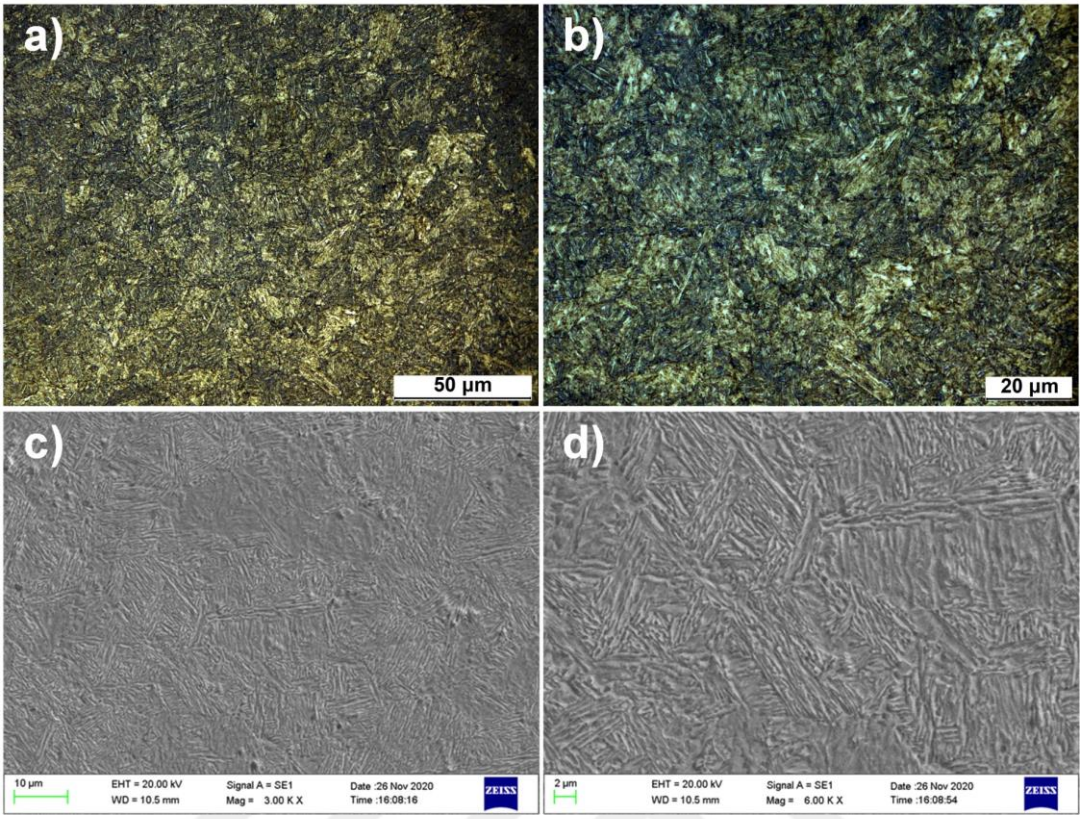


Şekil 5.51. $S800_{1.2}60$ (t_A: 60 dk.) numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

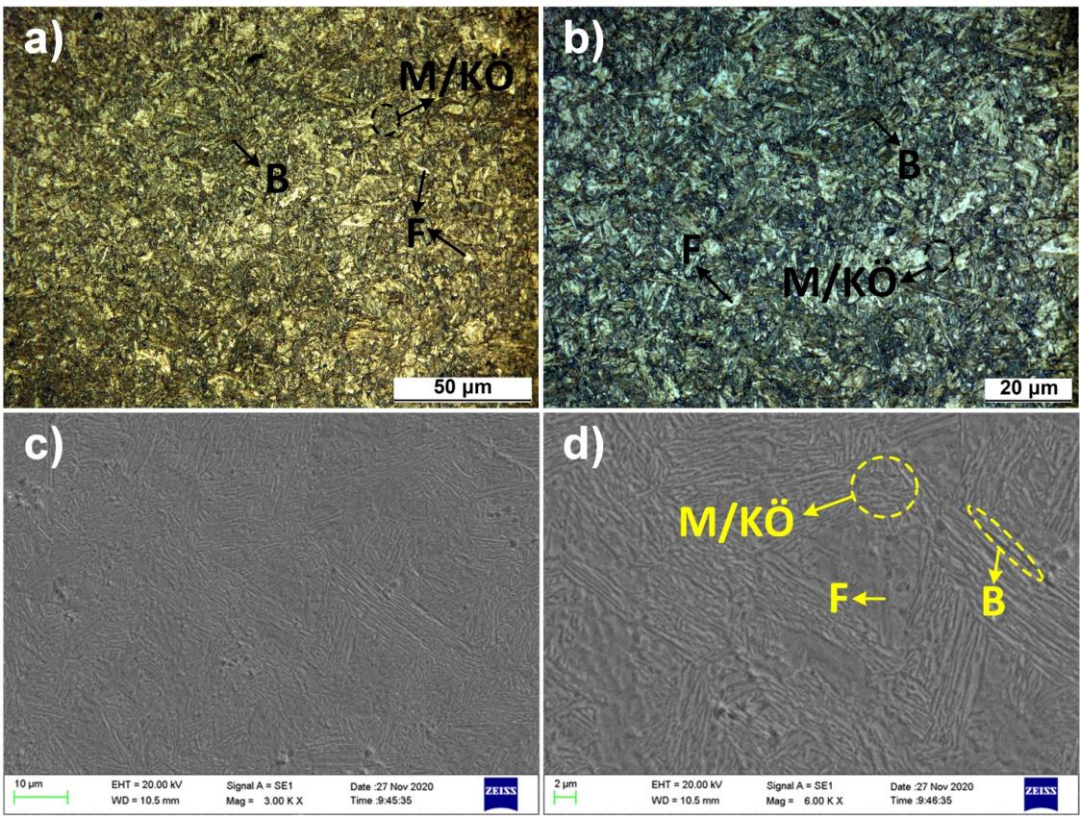
Kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma ortamının yanı sıra Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr miktarındaki değişimin de içyapı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Tavlama parametreleri sabit tutulan farklı Cr oranlarına sahip numunelere ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.52 – Şekil 5.55'te gösterilmiştir. $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin OM görüntüleri incelendiğinde, Cr ilavesinin Fe-0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısını rafine ettiği ve ferrit fazı morfolojisini değiştirdiği gözlemlenmiştir. Nihai mikroyapının ince taneli olmasında Cr'nin etkin bir rol oynadığı farklı çalışmalarda da görülmüştür [212, 213]. $H650_{0}30$ numunesindeki ortalama ferrit tane boyutu 1.7 µm iken %1.2 Cr ihtiva eden $H650_{1.2}30$ numunesinde 1.2 µm' ye kadar düşmüştür. SEM görüntülerinden Cr'nin birincil östenit tanelerinin ortalama tane boyutunu da düşürdüğü gözlemlenmiştir. SEM görüntüleri yardımı ile martenzit ve beynit fazlarının paket sınırları ölçülerek birincil östenit tanelerinin boyutu tespit edilmiştir. $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinde birincil östenit tanelerinin ortalama tane boyutu sırasıyla 7.9 ve 6.7 µm olarak ölçülmüştür. Cr ilavesi ile mikroyapıda görülen bu değişimin, güçlü bir karbür yapıcı olan Cr'nin düşük sıcaklıklarda daha çok karbür oluşuma sebebiyet vermesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu karbürler kritik tavlama sırasında daha çok östenit çekirdeklenme noktası oluştururlar. Çekirdeklenme yoğunluğunun artması ise birincil östenit tanelerinin daha küçük boyutlu olmasına neden olmaktadır [213, 214].



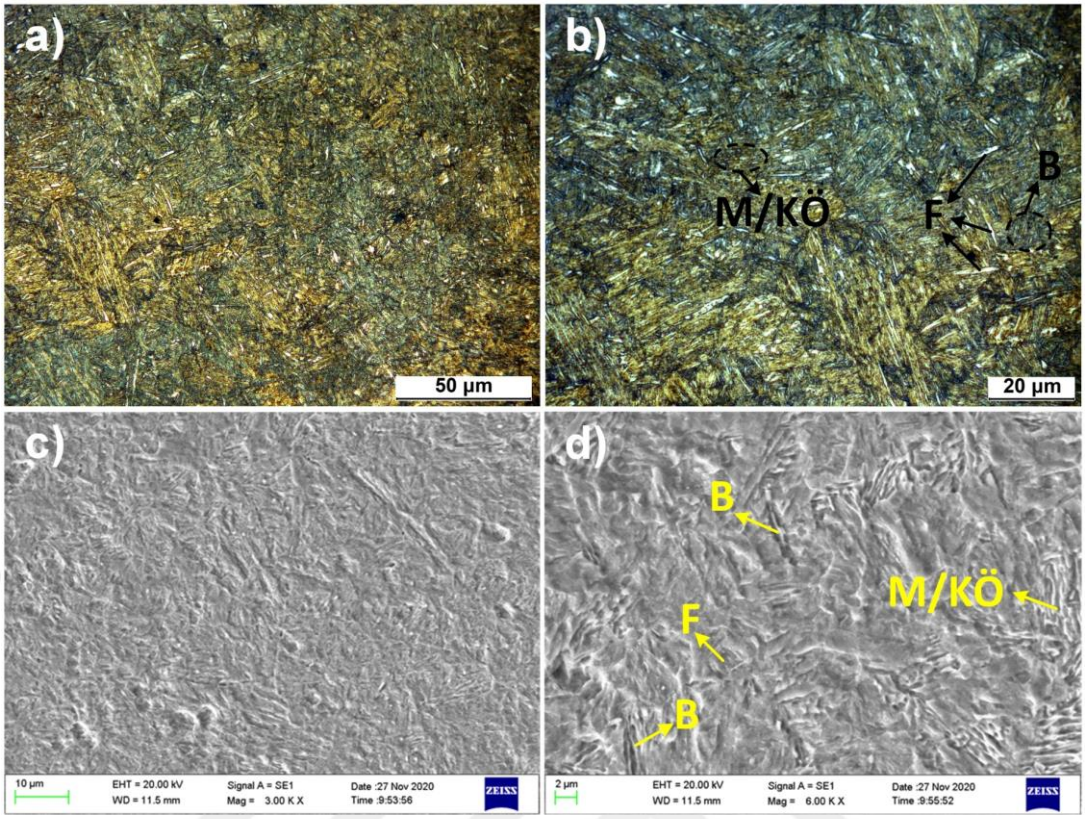
Şekil 5.52. Cr ilavesiz $H650_{0}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.53. %0.4 Cr ilaveli $H650_{0.4}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

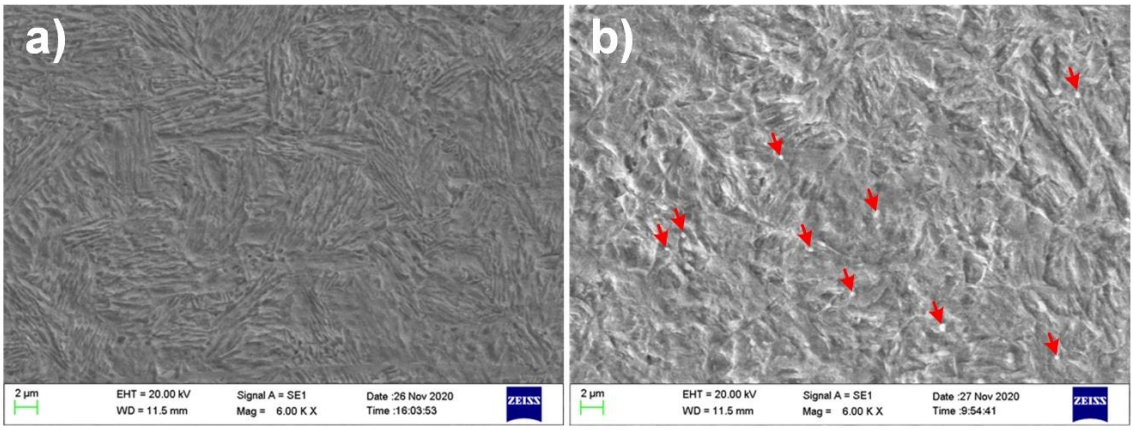


Şekil 5.54. %0.8 Cr ilaveli $H650_{0.8}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



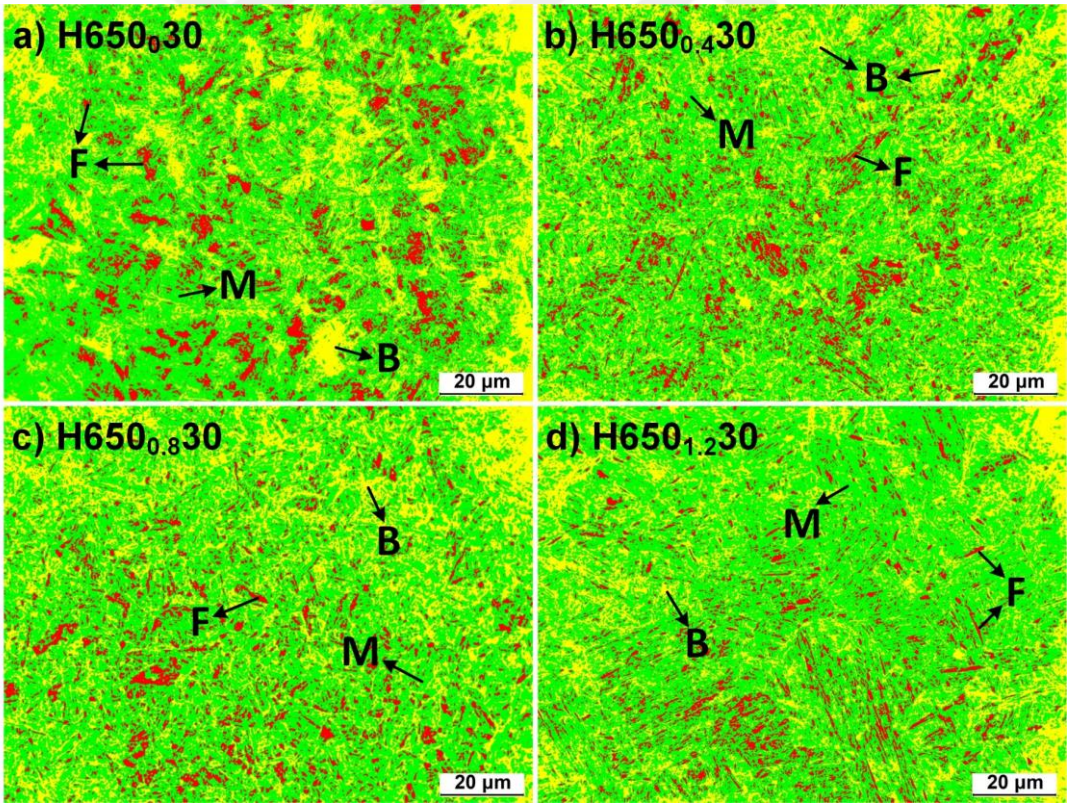
Şekil 5.55. %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

Mikroyapının ince taneli olmasında önemli bir rol oynayan karbürlerin içyapıdaki varlığı SEM görüntülerinde de gözlemlenmiştir. $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin SEM mikrografları incelendiğinde, Cr ilavesiz $H650_{0}30$ numunesindeki karbür varlığı oldukça az iken %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesinde karbür yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir. 350–450 nm boyutlarındaki karbürlerin mikroyapıdaki varlığı Şekil 5.56'da SEM görüntüleri üzerinde kırmızı oklar ile gösterilmiştir.



Şekil 5.56. Cr ilavesi ile karbür oluşumunda meydana gelen artış; a) $H650_{0}30$, b) $H650_{1.2}30$

Cr ilavesindeki artışın içyapıda karbür oluşumuna sebep olduğu SEM görüntülerinde açıkça görülmektedir (Şekil 5.56b). JMatPro yazılımı ile simüle edilen karbür oluşum grafiklerine göre Cr'nin sementit oluşumunu bastırdığı ve M_7C_3 karbürlerinin 670 °C'ye kadar yapıda çözünmeden bulunabileceği teorik hesaplamalar kapsamında tespit edilmişti (Şekil 5.12). Cr'nin sementit oluşumunu bastırdığı ve sementitin çözünme sıcaklığını düşürdüğü, farklı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir [215, 216]. Ayrıca, kritik tavlama işleminin ilk safhalarında çökelmeye başlayan sementit çökeltilerinin tavlama işleminin devam etmesiyle östenit fazı içerisinde çözünmeye başladığı bilinmektedir [12, 217]. Teorik hesaplamalara göre $H650_{1.2}30$ numunesinin SEM görüntülerinde gözlemlenen karbürlerin Cr_7C_3 olduğu söylenebilir. Ancak çelik bileşimine ilave edilen Cr oranının oldukça az olması ve sementit karbürlerinin 6 saatlik tavlama sürelerinde dahi içyapıda çözünmeden bulunabilmesinden dolayı [7], bu karbürlerin sementit olabileceği düşünülmektedir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr, içyapıyı oluşturan fazların hem tane boyutunu hem de formunu etkilemiştir. Özellikle ferrit tanelerinde görülen form değişikliği dikkat çekmiş, renklendirilmiş OM görüntülerinde açık bir şekilde gözlemlenmiştir (Şekil 5.57).

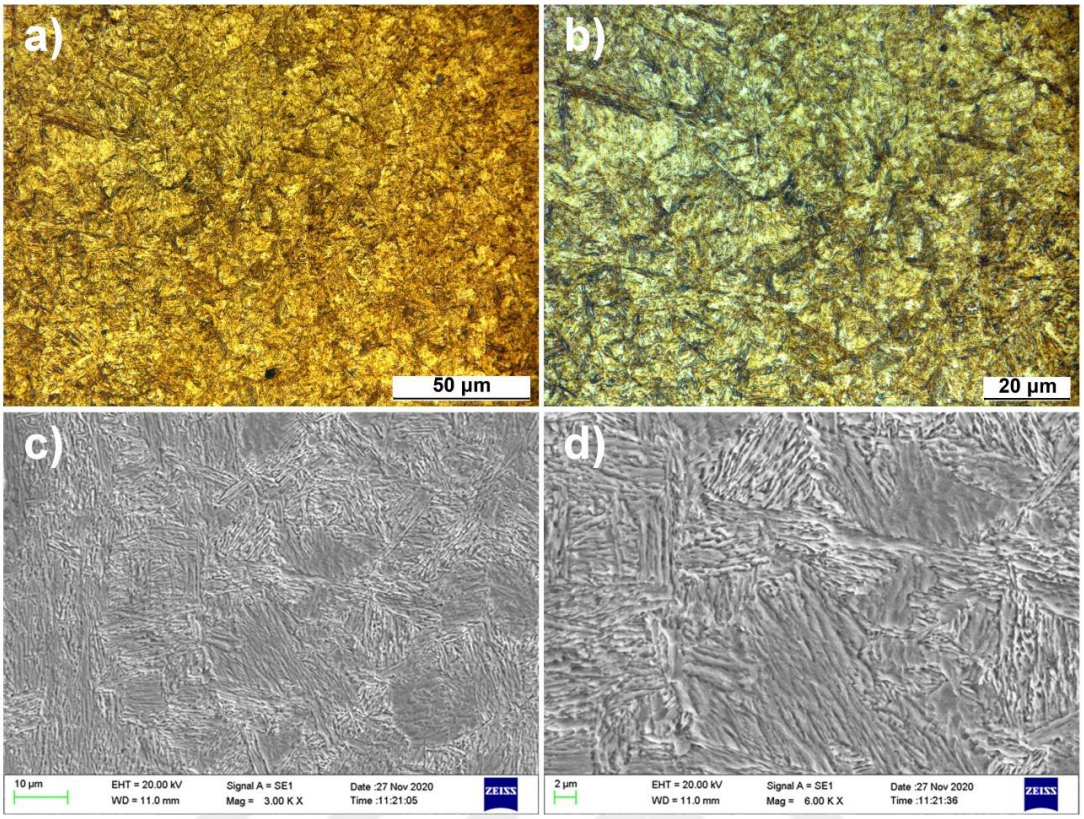


Şekil 5.57. Farklı oranlarda Cr içeren numunelere ait renklendirilmiş OM görüntüleri

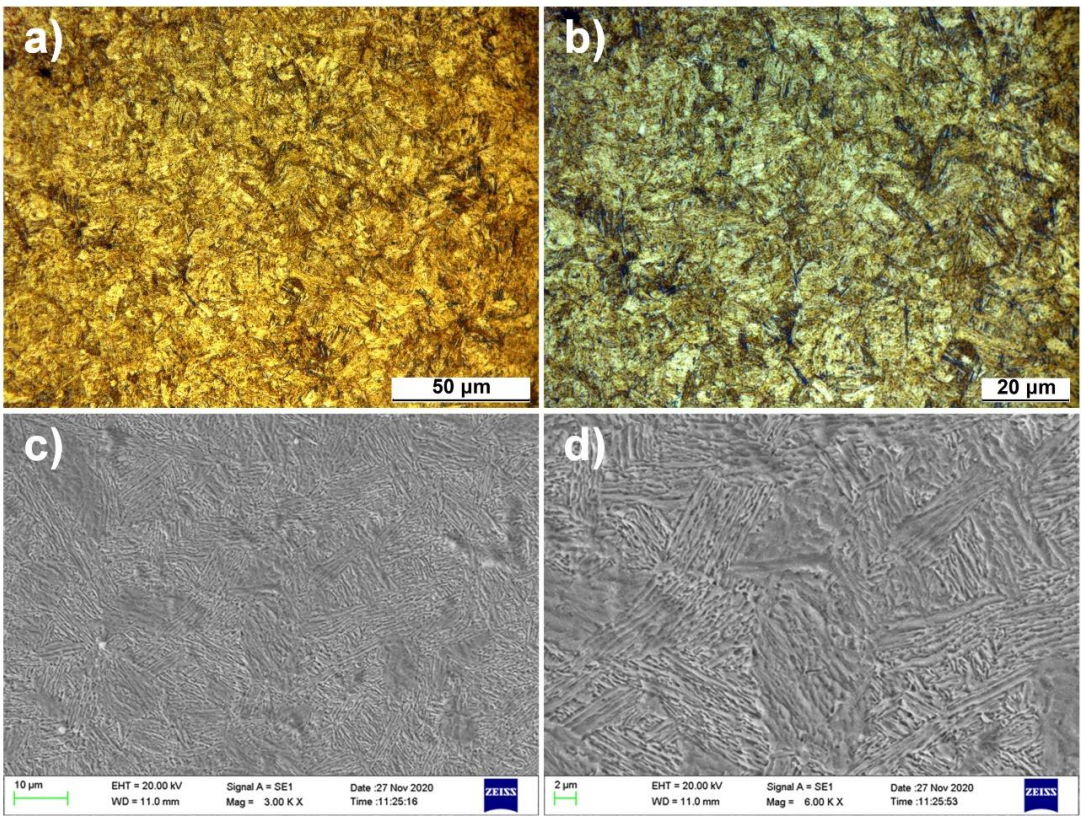
$H650_0$30 numunesinin renklendirilmiş OM görüntüsünde kırmızı renkli ferrit tanelerinin poligonal formda olduğu görülmektedir (Şekil 5.57a). %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}$30 numunesinde ise poligonal ferrit tanelerinin yerini çıta şeklindeki ferrit taneleri almış ve ferrit tanelerinin boyutunun

inceldiği görülmüştür (Şekil 5.57d). Farklı oranlarda Cr ihtiva eden $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin renklendirilmiş OM görüntüleri irdelendiğinde; Cr ilavesinin yalnızca fazların morfolojisini değil, aynı zamanda içyapıyı oluşturan fazların miktarını da etkilediği görülmektedir. Şekil 5.57' de yeşil renk ile gösterilen martenzit matrisi içerisindeki ferrit tanelerinin (kırmızı renkli taneler) ve beynit oluşumlarının (sarı renkli bölgeler), 0.16C-5.5Mn çeliğindeki Cr miktarına bağlı olarak seyrekleştiği gözlemlenmiştir. Ac_1 – Ac_3 sıcaklıkları arasında içyapı östenit ve ferrit fazlarından meydana gelmektedir. Kritik sıcaklık aralığındaki östenit-ferrit faz dengesini oluşturan fazların hacim fraksiyonları sıcaklığa bağlı olarak değişir ve Ac_3 sıcaklığına yaklaştıkça östenit miktarı artarken ferrit miktarı azalır. Ac_3 sıcaklığını yükselten alaşım elementleri kritik tavlama sırasında östenit ters dönüşümünü bastırırken, Ac_3 sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara çeken alaşım elementleri östenit ters dönüşümünü teşvik eder ve ferrit oluşumunu sınırlandırır [10, 70]. Diferansiyel termal analiz (DTA) sonuçlarına göre, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin Ac_3 sıcaklığını düşürdüğü ve %1.2 Cr ilavesinin Ac_3 sıcaklığını 715 °C'den 705 °C'ye çektiği tespit edilmiştir (Şekil 5.3). Cr'nin Ac_3 sıcaklığını düşürmesi, Cr ilaveli numunelerde ferrit oluşumunu sınırlamıştır. Cr ilaveleri östenit – ferrit dönüşüm aralığını biraz daha düşük sıcaklıklara kaydırır ve dönüşüm aralığını daraltır. Ayrıca beynit dönüşümü geciktirerek, kritik soğuma hızını düşürür ve çeliğin sertleşme kabiliyetini arttırır [8, 206]. Çelik bileşimindeki Cr miktarının artmasıyla beynit dönüşümünün ötelendiği JMatPro yazılımı ile hazırlanan CCT ve TTT diyagramlarında da gözlemlenmiştir (Şekil 5.9). Cr ilavelerinin C'nin östenit fazı içerisindeki difüzyon hızını azalttığı bilinmektedir [15, 218]. C'nin difüzyon hızının azalması soğuma esnasında östenitin fazının ayrışma kinetiğini yavaşlatabilir ve östenit – beynit dönüşümünün ötelenmesine sebep olabilir [16, 219]. Bu durum Cr'nin dolaylı olarak beynit oluşumunu sınırladığını göstermektedir.

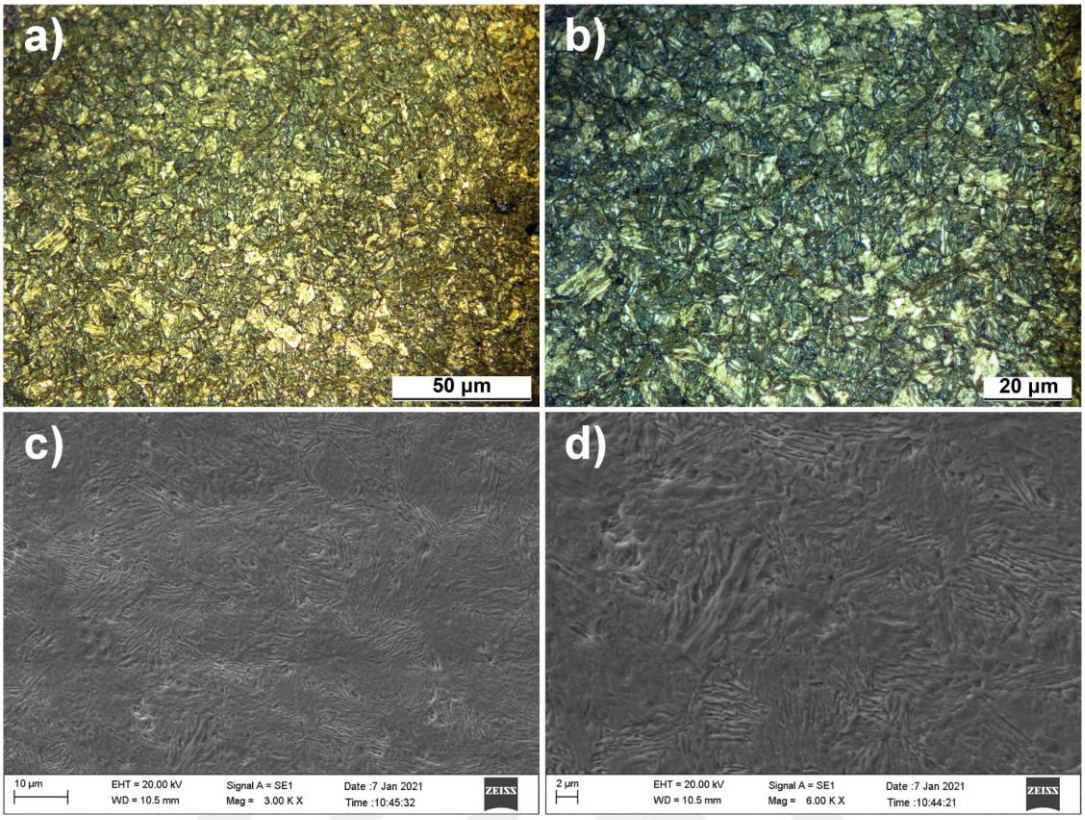
Fe-0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr miktarındaki değişiminin mikroyapı üzerindeki etkisi su ortamında soğutulan numuneler için de irdelenmiştir. 650 °C' de 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.58 – Şekil 5.61'de verilmiştir. Hava ortamında soğutulan numunelerde gözlemlenen mikroyapısal değişimler, $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinde de meydana gelmiştir. Cr miktarındaki artış ile birlikte daha ince taneli bir mikroyapı elde edilmiş ve ferrit tanelerinin morfolojisi değişmiştir. $H650_{1.2}30$ numunesinin içyapısında görülen karbürlerin, $S650_{1.2}30$ numunesine ait SEM görüntülerinde daha seyrek olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca suda soğutulan numunelerin OM ve SEM görüntülerinde, yüksek soğuma hızından dolayı beynit oluşumun yok denilecek kadar az olduğu görülmektedir. Soğuma hızındaki artış, baskın bir martenzit matrisi ile az miktarda ferrit ve kalıntı östenit fazlarından meydana gelen bir mikroyapı ile sonuçlanmıştır. Martenzit fazının katmanlı yapısı ve bu katmanlar arasında bulunan film şeklindeki kalıntı östenit taneleri $S650_{1.2}30$ numunesinin SEM mikrograflarında görülebilmektedir (Şekil 5.61c, d).



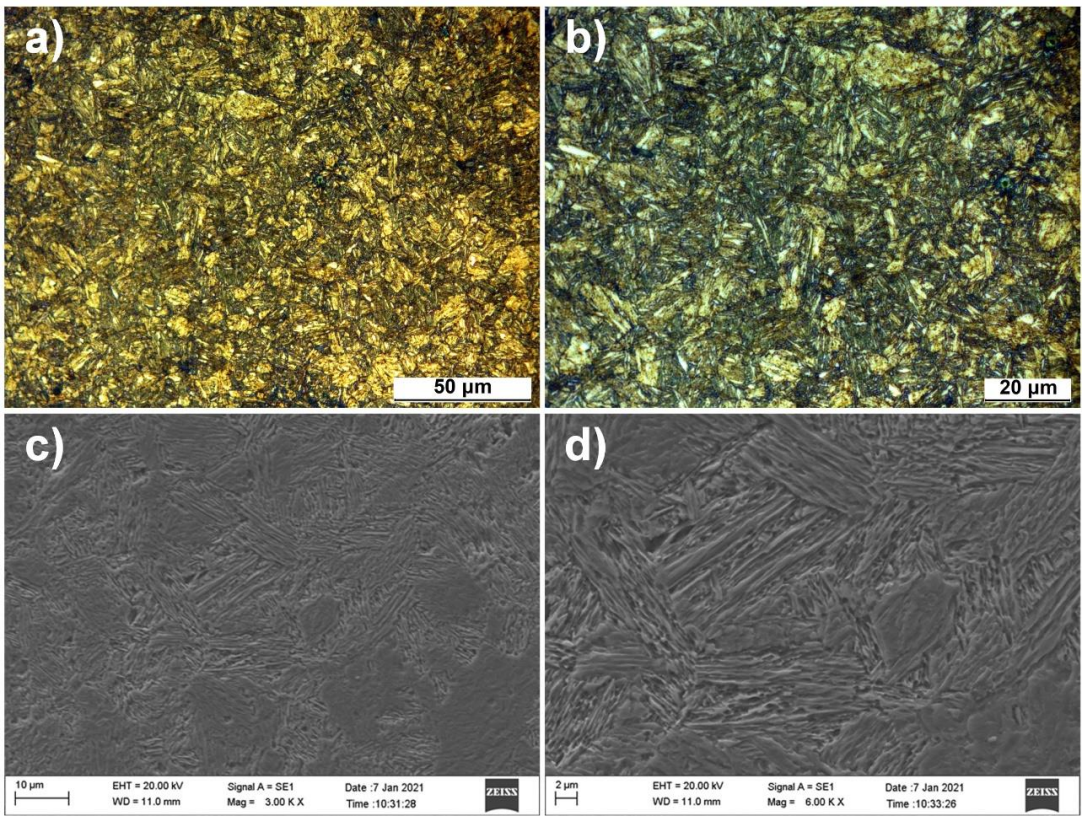
Şekil 5.58. Cr ilavesiz $S650_0 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.59. %0.4 Cr ilaveli $S650_{0.4} 30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

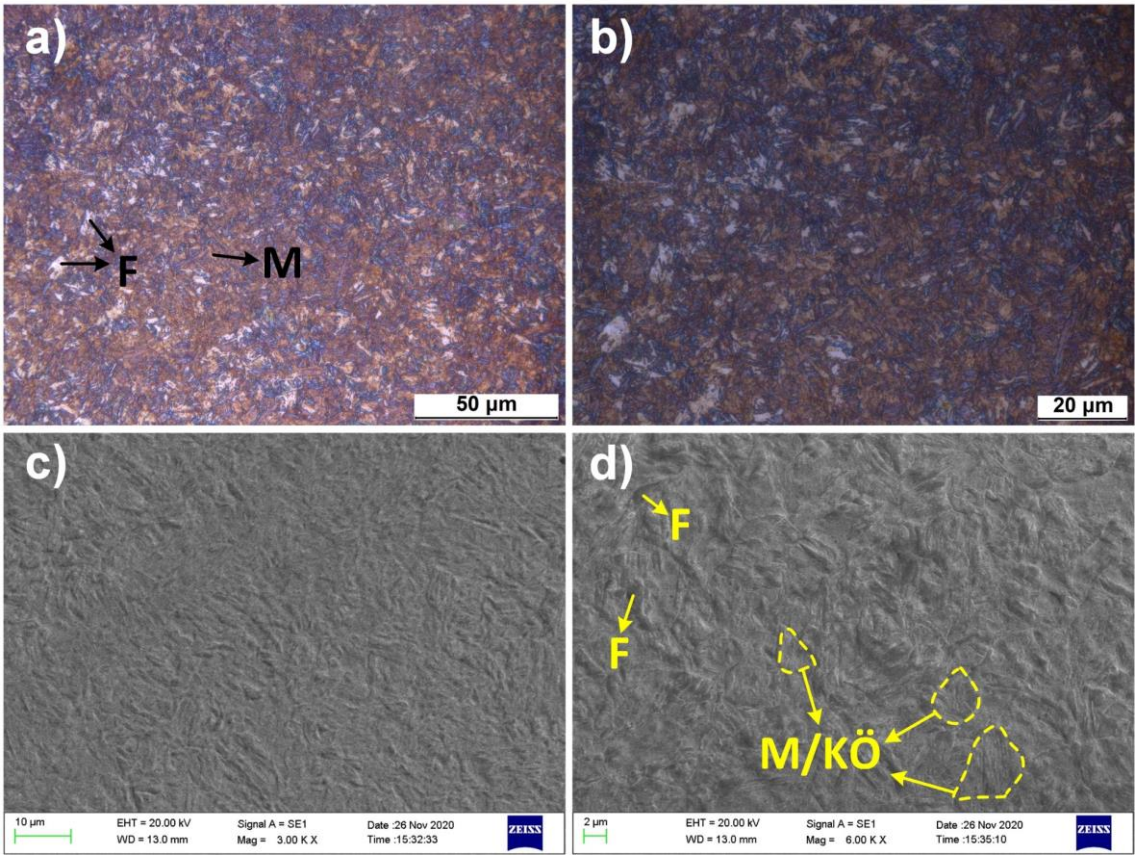


Şekil 5.60. %0.8 Cr ilaveli $S650_{0.8}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

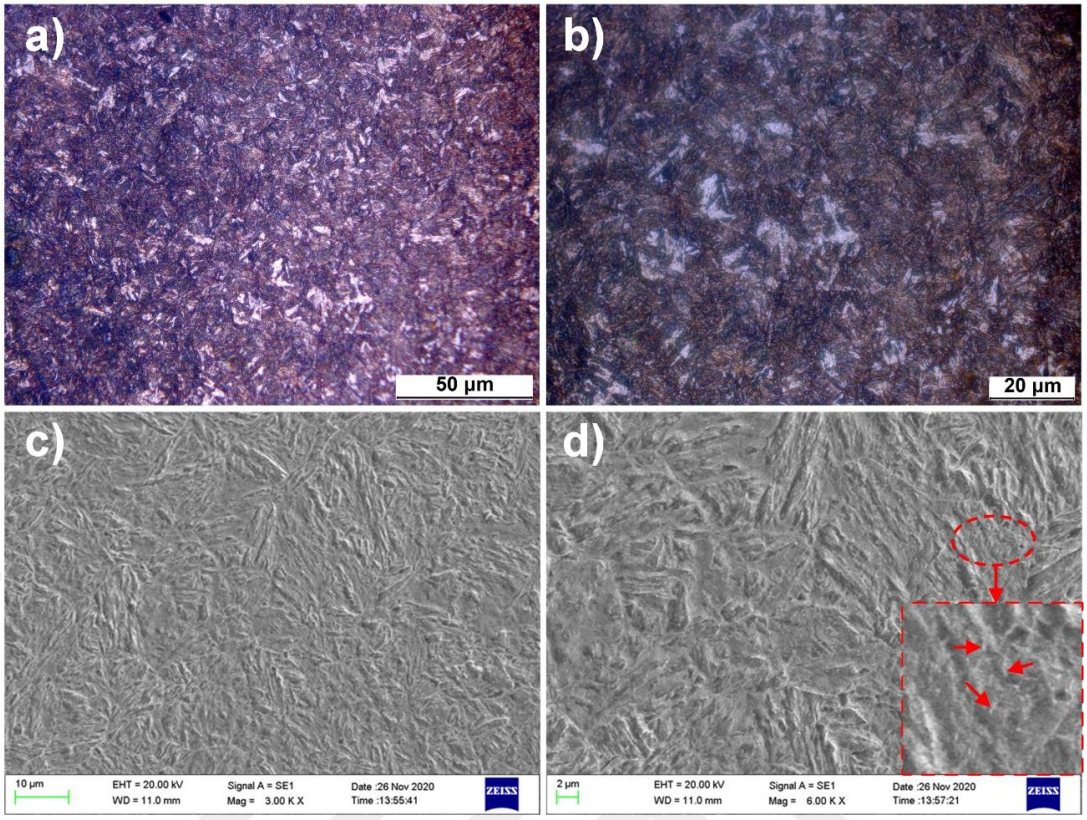


Şekil 5.61. %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

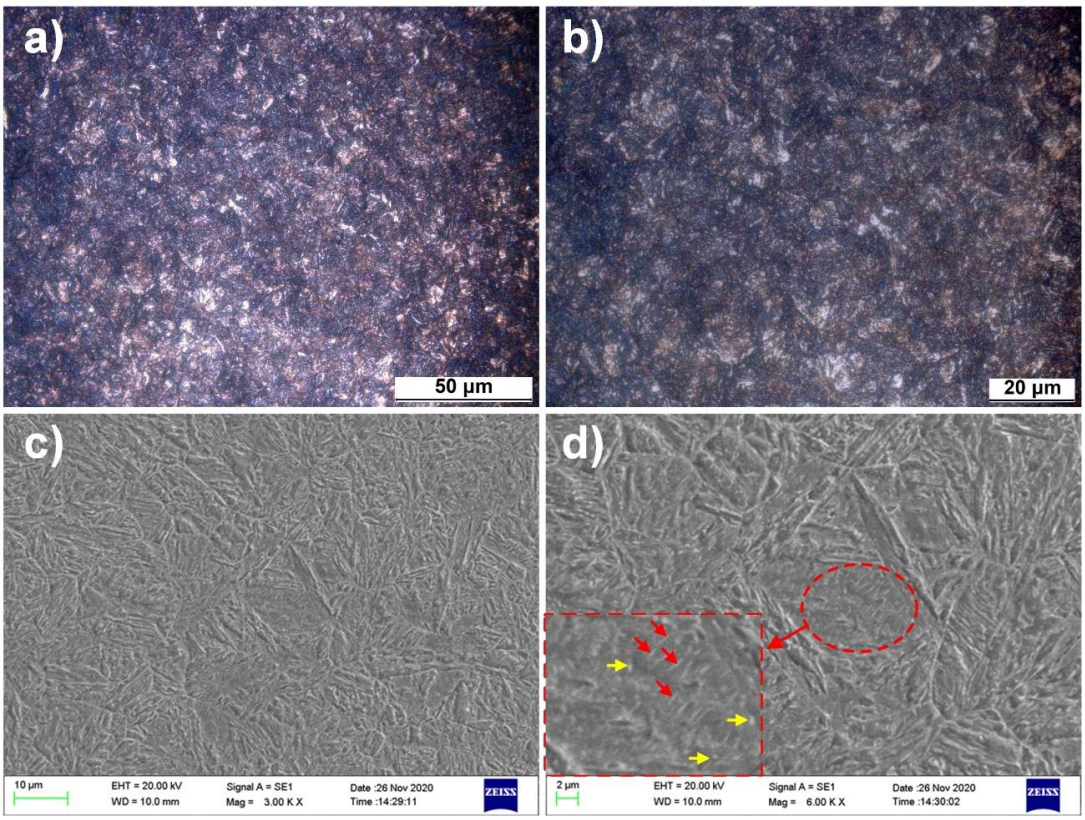
Kritik tavlama işlemine ait parametrelerin ve 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin mikroyapı üzerindeki etkileri incelenmiş, tavlama koşullarına ve çelik bileşimindeki Cr oranına bağlı olarak içyapıda gözlemlenen değişimler literatürdeki benzer çalışmalara dayandırılarak yorumlanmıştır. Kritik tavlama işleminin yanı sıra 0.16C-5.5Mn çeliğine temperleme ısıl işlemi de uygulanmıştır. 900 °C'de normalize edildikten sonra 800 °C'de 60 dakika tavlanıp suda soğutulan numuneler, farklı sıcaklık (200, 250 ve 300 °C) ve sürelerde (20, 40, 60 dk.) temperlenmişlerdir. Temperlenen numunelerden alınan OM ve SEM görüntüleri ile temperleme parametrelerinin içyapı üzerinde etkisi ve Cr'nin 0.16C-5.5Mn çeliğinin temperlenmesindeki rolü incelenmiştir. Temperlenmiş numunelerin mikroyapı incelemeleri kapsamında, temperleme sıcaklığının içyapı üzerindeki etkileri 200, 250 ve 300°C sıcaklıklarda temperlenen numunelerin OM ve SEM görüntüleri üzerinden irdelenmiştir. Temperleme işleminin uygulanmadığı $S800_060$ numunesinin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.62.'de, farklı sıcaklıklarda 20 dakika temperlenmiş olan $T200_020$, $T250_020$ ve $T300_020$ numunelerinde ait OM ve SEM görüntüleri ise Şekil 5.63 – Şekil 5.65'te verilmiştir.



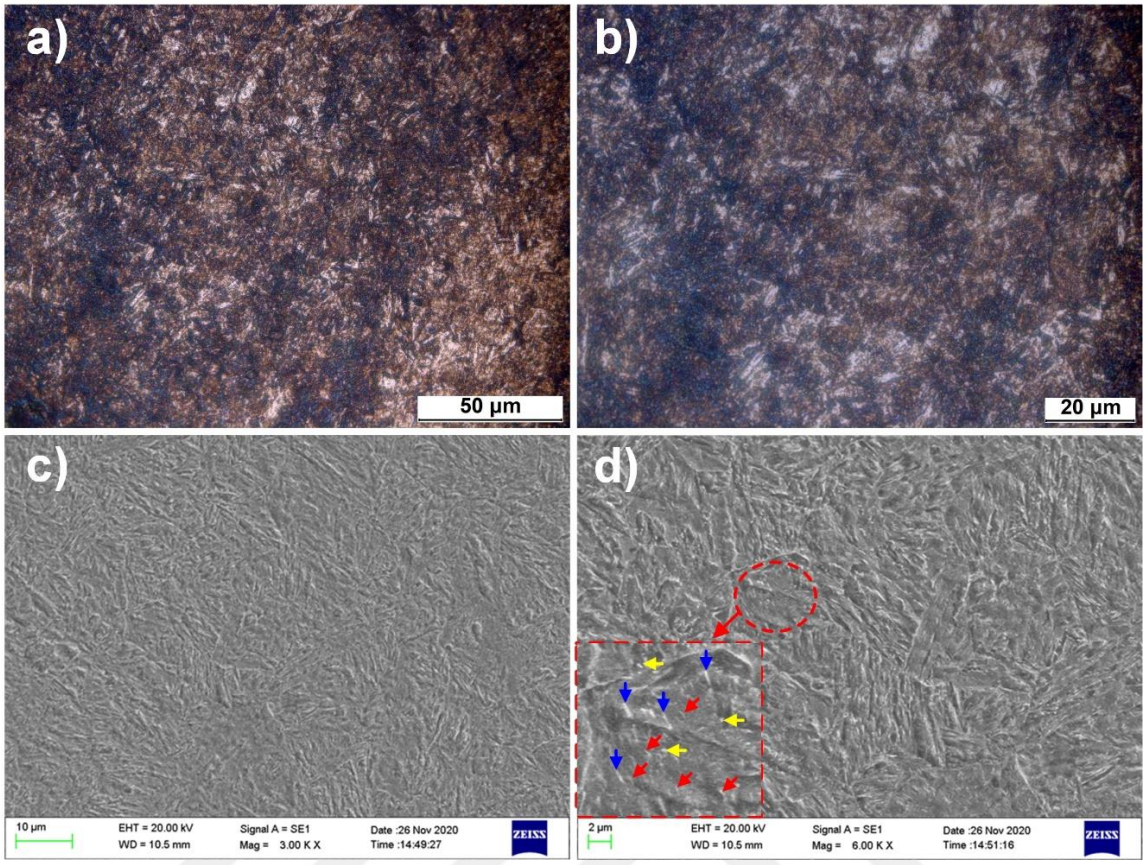
Şekil 5.62. Temperlenmemiş $S800_060$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.63. T200$_0$20 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.64. T250$_0$20 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

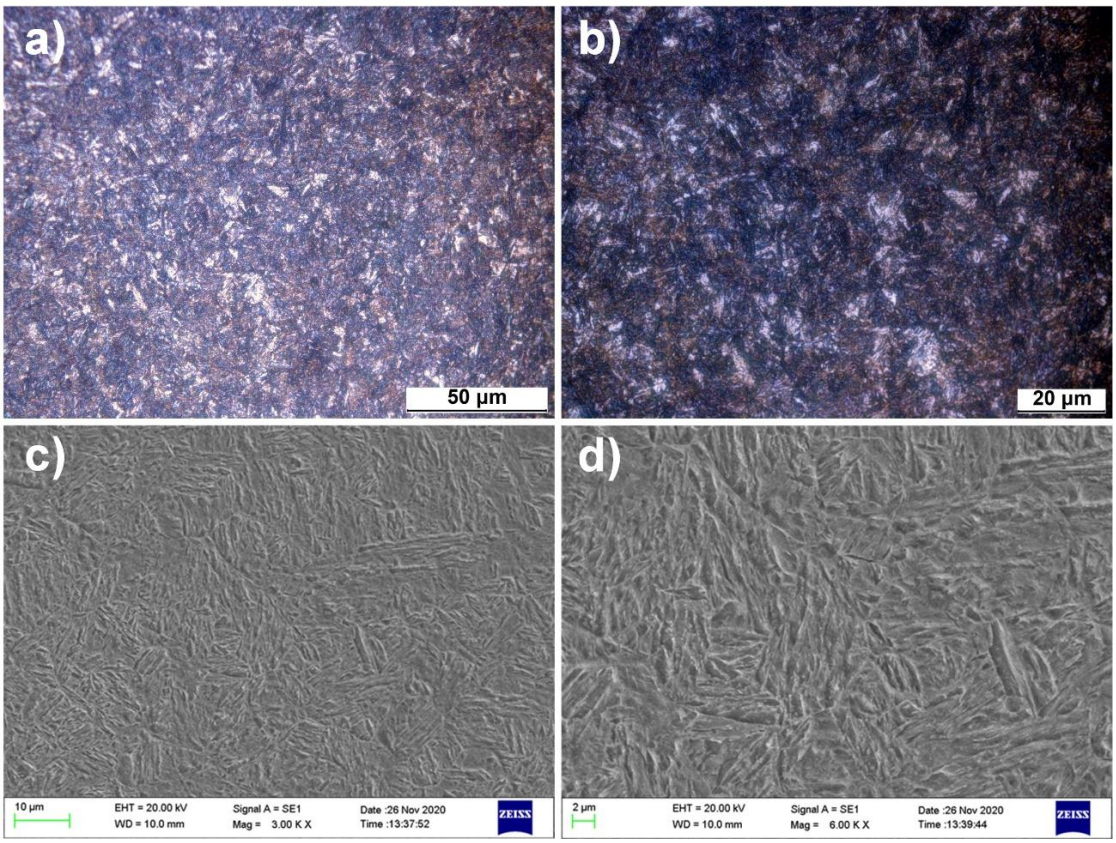


Şekil 5.65. T300$_0$20 numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

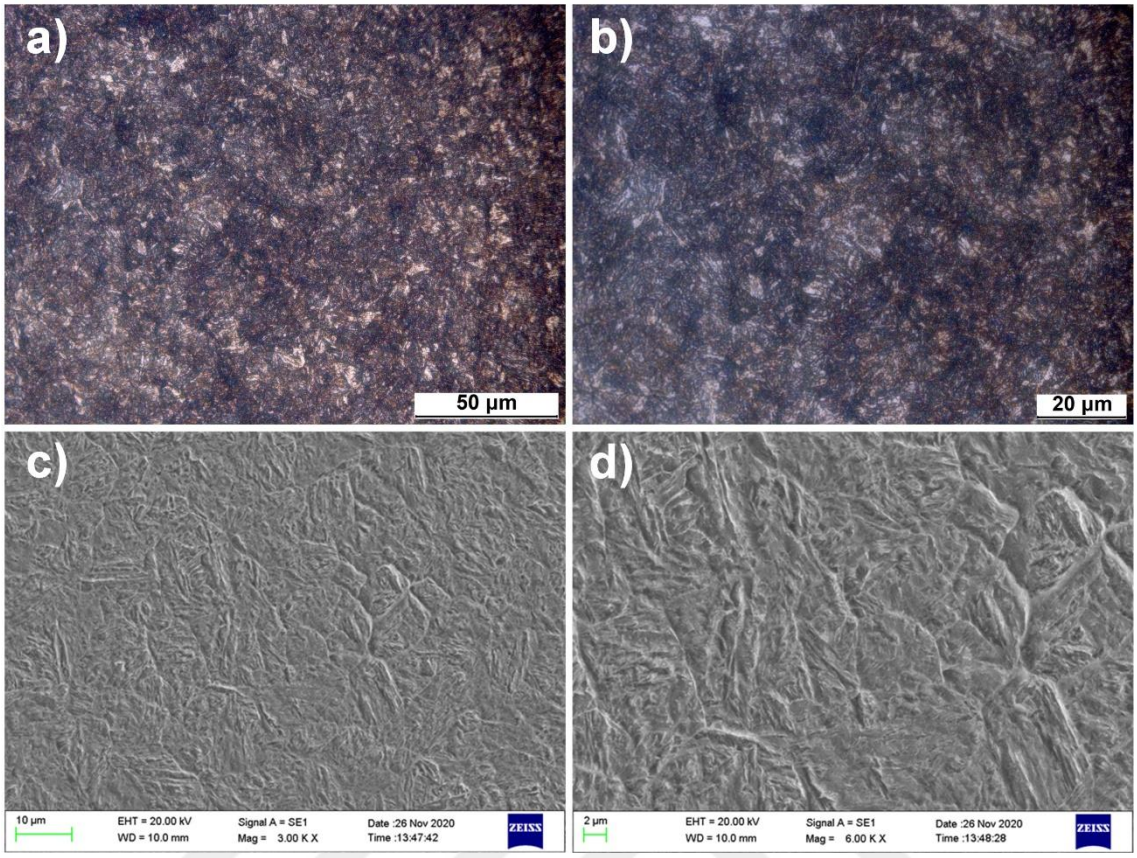
Temperleme işleminin uygulanmadığı S800$_0$60 numunesinin içyapısı martenzit matrisi içerisinde dağılmış olarak bulunan ferrit tanelerinden meydana gelmektedir (Şekil 5.62). Ayrıca martenzit – ferrit tane sınırlarında az bir miktarda kalıntı östenit varlığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.62d). Temperleme işlemi sonrasında ise martenzit fazının kısmen temperlendiği ve mikroyapıda karbür oluşumları gözlemlenmiştir. 200 °C' deki temperleme işleminden sonra T200$_0$20 numunesinin içyapısında nano boyutta iğnemsi karbür çökeltileri gözlemlenmiş ve kırmızı oklar ile gösterilmiştir (Şekil 5.63d). Bu karbür çökeltilerinin ortalama 250 – 300 nm boyutunda olduğu tespit edilmiştir. Temperleme sıcaklığı 250 °C'ye çıkarıldığında, iğnemsi karbürlerin (kırmızı oklar ile gösterilen) yanı sıra küresel şekilli karbür oluşumları da (sarı oklar ile gösterilen) gözlemlenmiştir (Şekil 5.64d). Küresel karbür çökeltilerinin ortalama tane boyutu 200 – 250 nm, iğnemsi karbürler ise artan temperleme sıcaklığı ile beraber bir miktar uzama göstermiş ve 450 – 500 nm olarak ölçülmüştür. 300 °C'deki temperleme işleminden sonra ise mikroyapıdaki karbür oluşumlarının bir miktar yoğunlaştığı görülmüştür. T250$_0$20 numunesinde görülen küresel ve iğnemsi karbürler T300$_0$20 numunesinin SEM görüntülerinde de gözlemlenmiştir. Ayrıca, bazı iğnemsi karbürlerin artan temperleme sıcaklığı ile birlikte kabalaştığı ve 700 – 750 nm boyutundaki çıta tipinde karbürlerin oluştuğu tespit edilmiştir. Küresel, iğnemsi ve çıta tipindeki karbürler sırasıyla sarı ve kırmızı ve mavi renkli oklar ile gösterilmiştir (Şekil 5.65d). Temperleme

sıcaklığındaki artış temperlenmiş martenzit miktarını ve karbür oluşumunu arttırmış, karbürlerin morfolojisini etkilemiştir. Bununla birlikte, temperleme sıcaklığındaki artışa rağmen mikroyapıda temperlenmemiş martenzit taneleri ve tane sınırlarında sınırlı bir miktarda kalıntı östenit varlığı mevcuttur. Kalıntı östenit tanelerinin daha yüksek temperleme sıcaklıklarında kararsız olmaya başladıkları literatürdeki farklı çalışmalarda da belirtilmiştir [17, 220].

Temperleme sıcaklığının yanı sıra temperleme süresindeki değişimin de mikroyapı üzerindeki etkisi incelenmiştir. 200 °C'de 20 dakika temperlenen $T200_020$ numunesi aynı temperleme koşulları altında 40 ve 60 dakika temperlenen numuneler ile karşılaştırılmıştır. $T200_040$ ve $T200_060$ numunelerine ait OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.66 ve Şekil 5.67'de verilmiştir. Farklı sürelerde temperlenen numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde; temperleme süresinin artmasıyla, temperlenmemiş martenzit matrisinin azaldığı ve karbür oluşumunun arttığı gözlemlenmiştir. Temperleme sırasında bazı martenzit tanelerinin daha erken sürelerde temperlenmesi ve bekleme süresine bağlı olarak temperlenen martenzit miktarının artması martenzitin oluşum kinetiğinden kaynaklanmaktadır. Su verme sırasında östenit fazından martenzit fazına dönüşüm bir anda gerçekleşmez ve ilk oluşan martenzit taneleri yüksek M_S sıcaklığından dolayı su verme esnasında temperlenebilir [221–223]. Su verme sonrasındaki temperleme işlemi sırasında temperlenmenin bu tanelerde başlayacağı söylenilebilir.



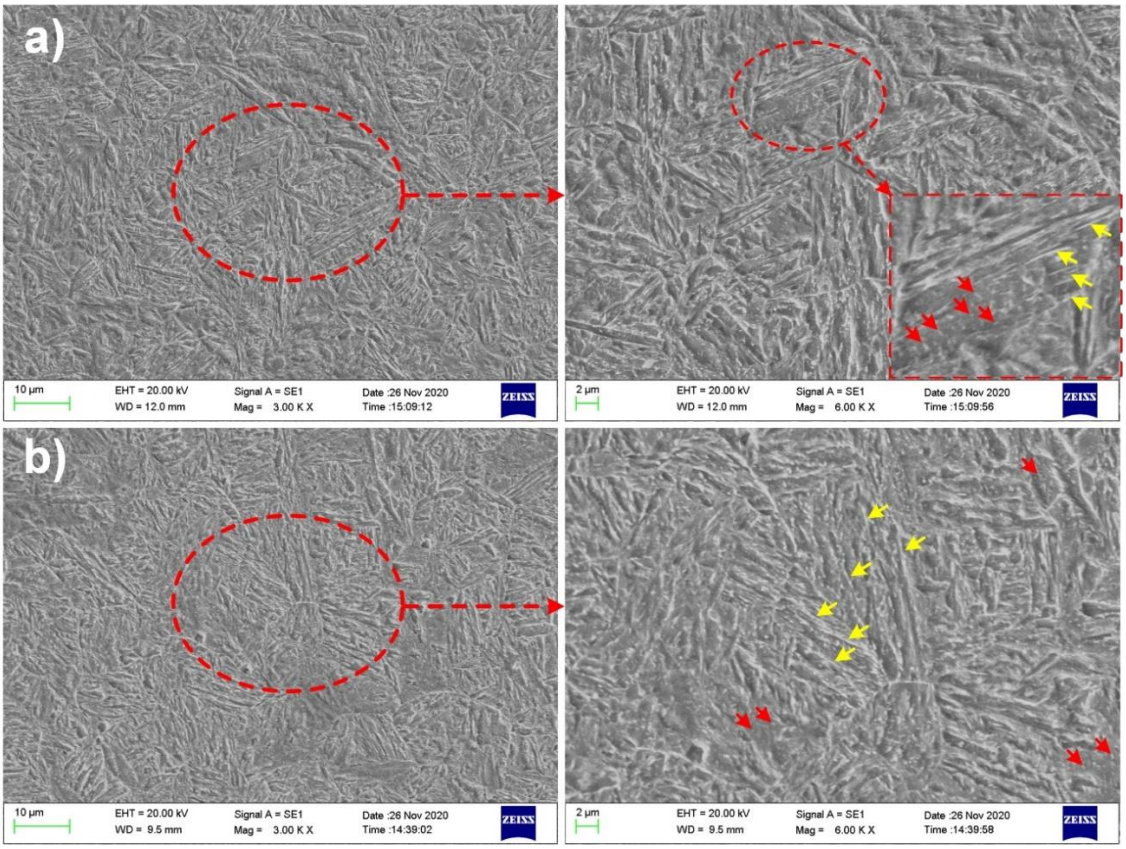
Şekil 5.66. $T200_040$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.67. $T200_060$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

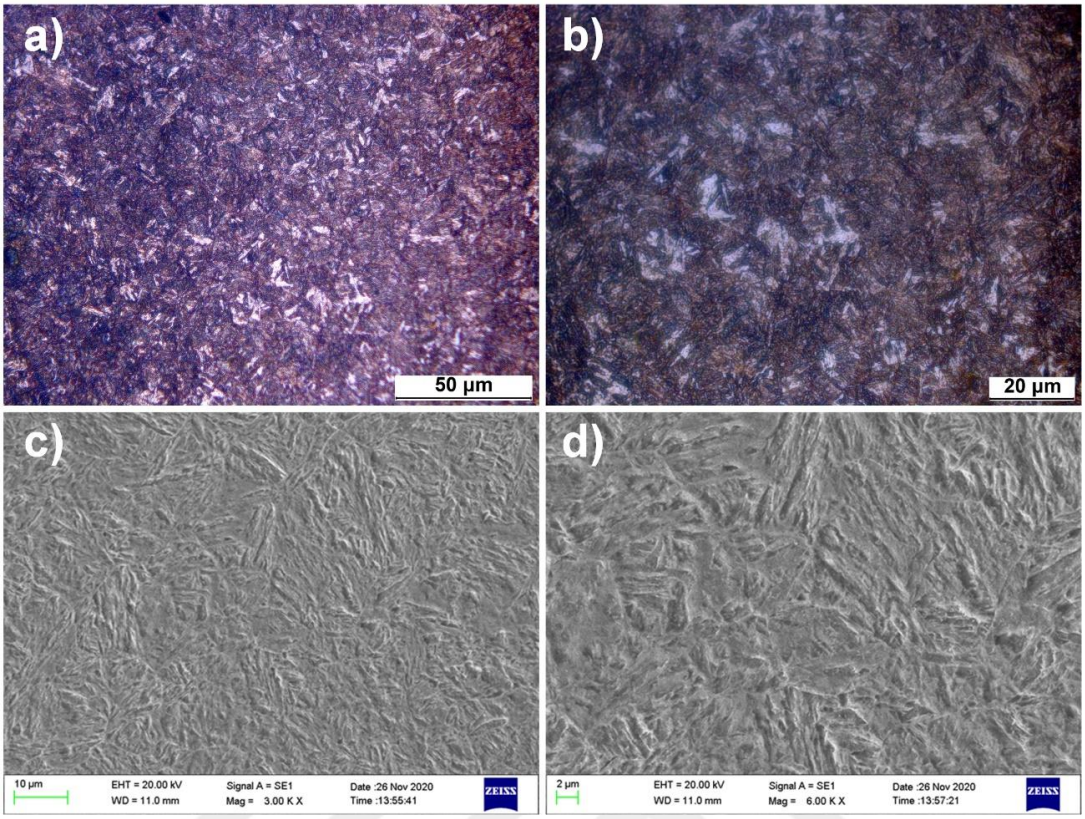
Temperleme süresinin artmasıyla birlikte mikroyapıda hem karbür oluşumunun arttığı hem de karbürlerin kabalaştığı gözlemlenmiştir. $T200_020$ numunesinde 250 – 300 nm boyutunda olan karbürler, $T200_040$ numunesinin SEM görüntülerinde 450 – 550 nm olarak ölçülmüştür. $T200_060$ numunesinde ise karbürlerde gözlemlenen kabalaşma artmış ve 750 – 850 nm boyutunda karbür oluşumları tespit edilmiştir. Temperleme süresinin içyapı üzerindeki etkisi 250 ve 300 °C' de 20 ve 60 dakika temperlenen numunelerde de incelenmiştir. $T250_020$ ve $T300_020$ numunelerinin mikroyapı görüntülerinde gözlemlenen karbür oluşumları (Şekil 5.64d, Şekil 5.65d), temperleme süresinin 60 dakikaya çıkarılmasıyla önemli ölçüde yoğunlaşmış ve karbürlerde gözle görülür bir kabalaşma gözlemlenmiştir (Şekil 5.67). 250 ve 300 °C' de 20 dakika temperlemeden sonra oluşan karbürlerin ortalama tane boyutları sırasıyla 450 – 500 ve 700 – 750 nm'dir. $T250_060$ ve $T300_060$ numunelerinde ise sırasıyla ~0.85µm ve ~1µm boyutunda karbür oluşumları gözlemlenmiştir. Temperlenen numunelerin mikroyapı görüntülerindeki diğer bir önemli husus ise oluşan karbürlerin tane boyutlarındaki farklılıklardır. Temperleme işlemi süresince martenzit katmanlarının arayüzeylerinde ve martenzit paket sınırlarında çökelen çıta tipindeki karbürler temperleme süresinin artmasıyla önemli ölçüde kabalaşmıştır. Ancak temperlenmiş martenzit tanelerinin içerisinde dağılmış halde bulunan nano boyuttaki iğnemsi karbürler üzerinde tavlama süresinin kayda değer bir etkisi görülmemiştir. Bu durum yüksek M_S sıcaklığının neden olduğu, su

verme esnasında martenzitin kendi kendine temperlenmesinden (oto-temperleme) kaynaklanmaktadır. Su verme esnasında oluşan martenzit fazı M_S sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda oto-temperleme davranışı gösterebilir ve sonrasında uygulanan temperleme işleminin ilk aşamalarında mikroyapıda iğnemsi karbürler içiren temperlenmiş martenzit taneleri görülebilir. Bu davranış suda soğutma sonrasında da görülebilmektedir [223–225]. $T250_060$ ve $T300_060$ numunelerinin SEM görüntülerinde çıta tipindeki kabalaşmış sementit karbürleri ile nano boyuttaki iğnemsi karbürler sırasıyla sarı ve kırmızı oklar ile gösterilmiştir (Şekil 5.68). Özellikle düşük temperleme sıcaklıklarında temperleme işleminin ilk aşamalarında oluşan nano boyuttaki karbürler literatürdeki çeşitli çalışmalarda geçiş karbürleri (ε, η ve *x* karbürleri) olarak nitelendirilmiştir. Ancak geçiş karbürlerinin kararlı olabilmesi için yüksek C bileşimine ihtiyaç duyulduğu ve düşük C bileşimine sahip çeliklerde, nano boyutlu bu karbürlerin sementit (Fe_3C) karbürü olacağı farklı araştırmacılar tarafından belirtilmiştir [223, 225–228].

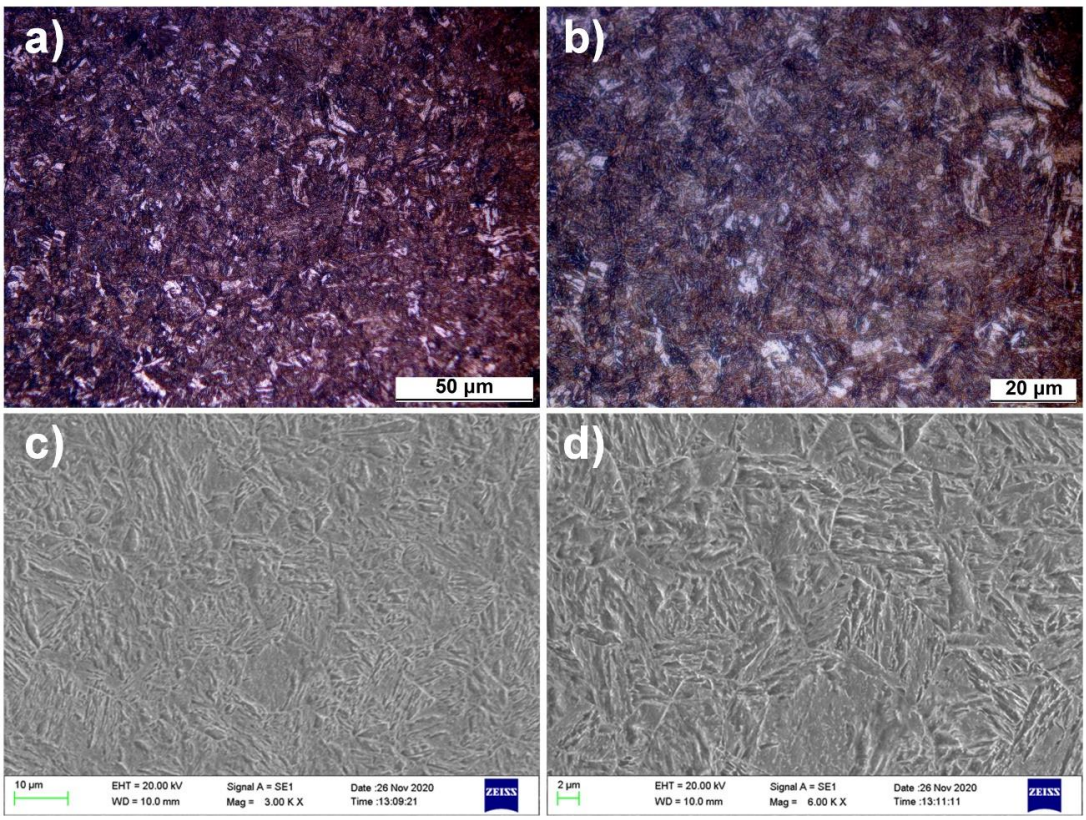


Şekil 5.68. $T250_060$ ve $T300_060$ numunelerine ait SEM görüntüleri; a) $T250_060$, b) $T300_060$

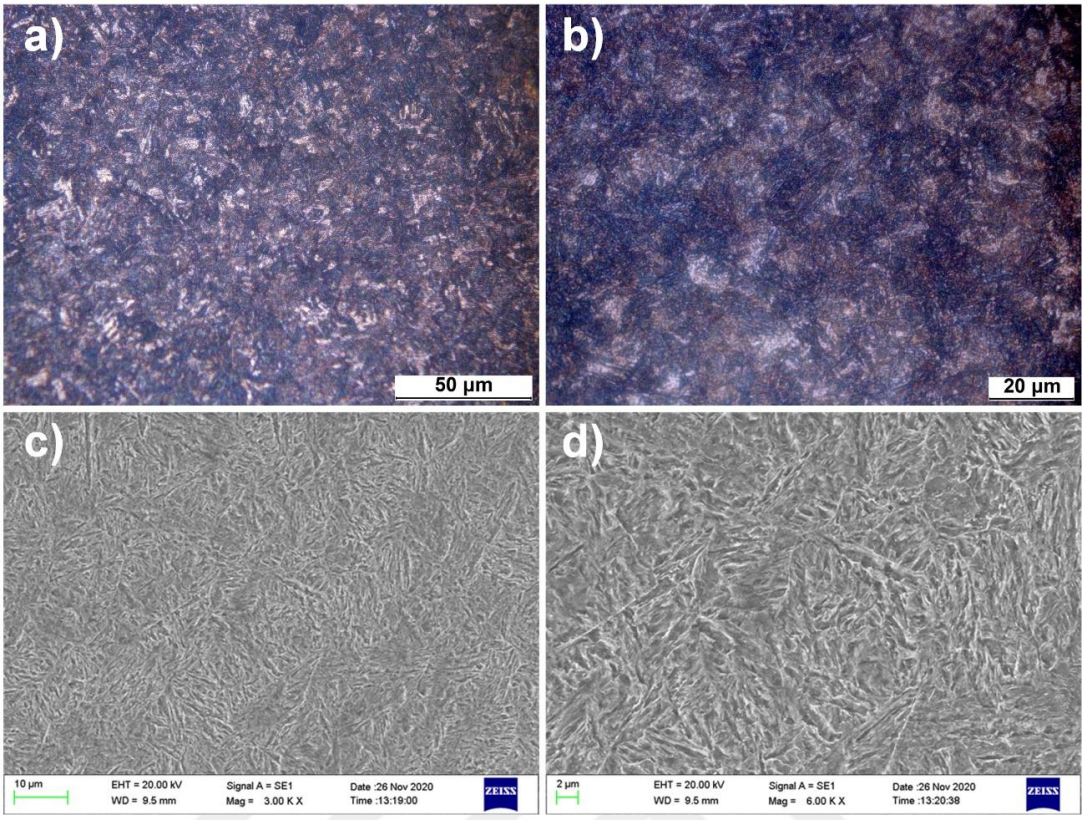
Temperleme sıcaklığı ve süresine ek olarak, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin temperleme işlemi üzerindeki etkisi de irdelenmiştir. Farklı oranlarda Cr ihtiva eden $T200_020$, $T200_{0.4}20$, $T200_{0.8}20$ ve $T200_{1.2}20$ numunelerinin OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.69 – Şekil 5.72'de verilmiştir.



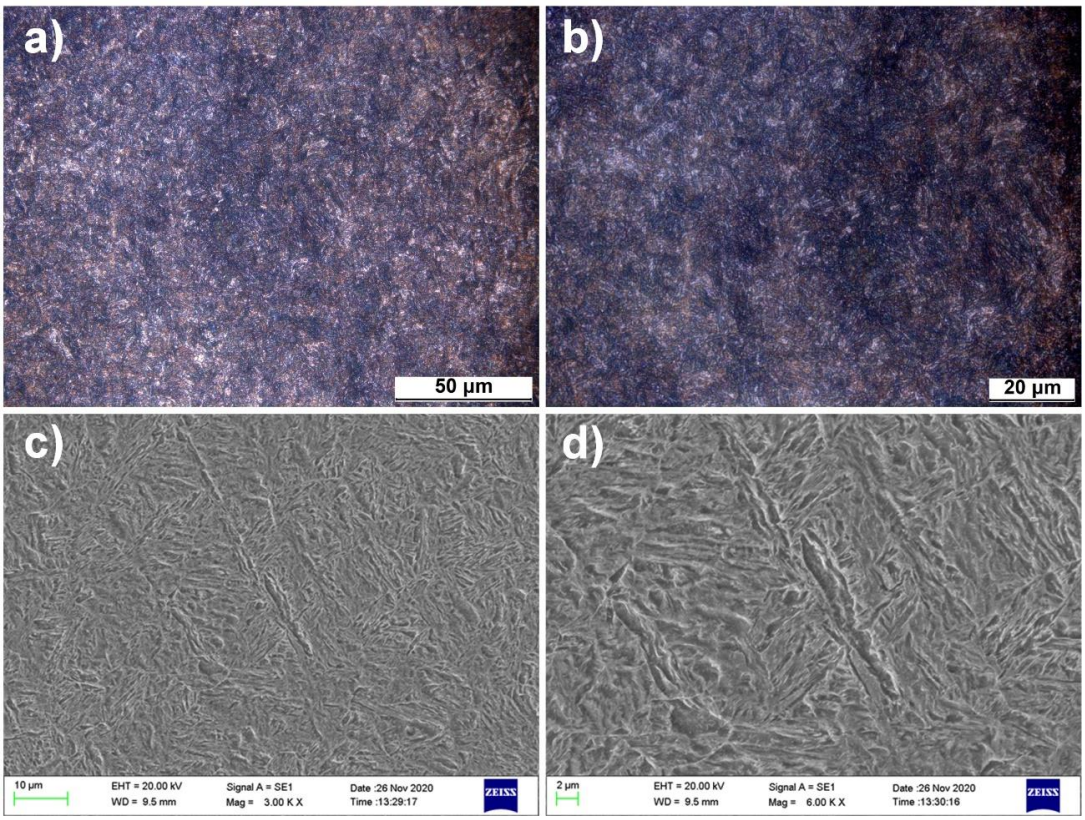
Şekil 5.69. Cr ilavesiz $T200_0 20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.70. %0.4 Cr ilaveli $T200_{0.4} 20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

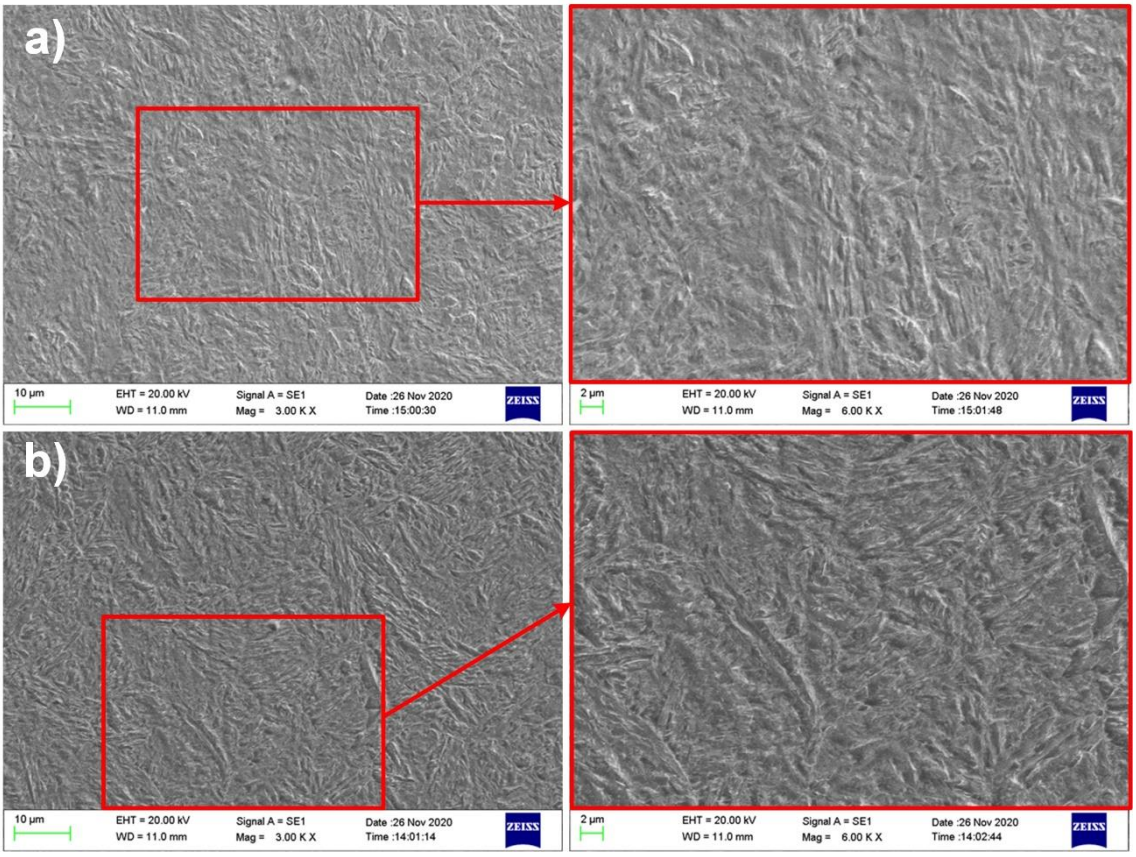


Şekil 5.71. %0.8 Cr ilaveli $T200_{0.8}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri



Şekil 5.72. %1.2 Cr ilaveli $T200_{1.2}20$ numunesine ait OM ve SEM görüntüleri

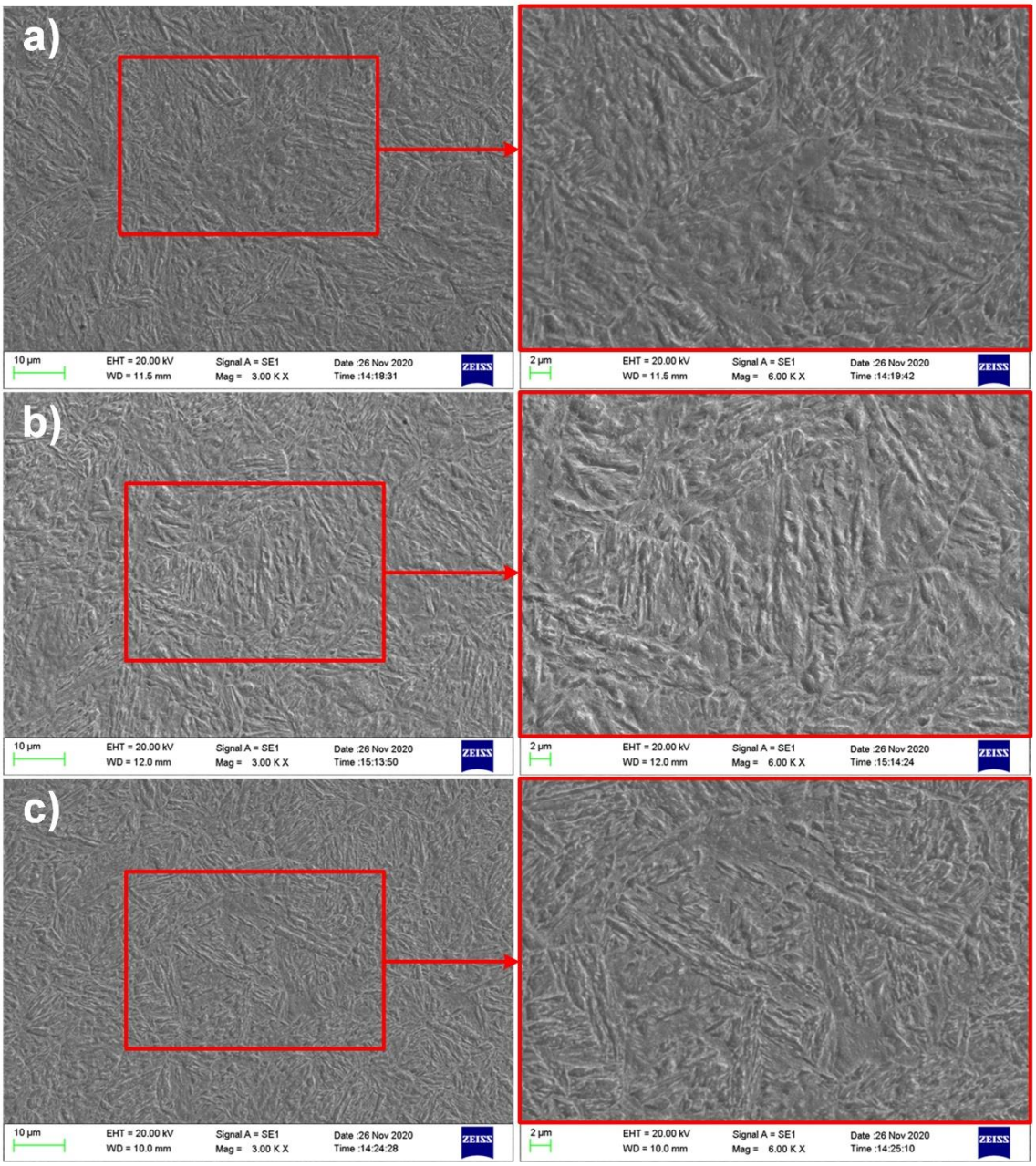
Bileşiminde Cr bulunmayan $T200_{0}20$ numunesi ile sırasıyla %0.4, %0.8 ve %1.2 Cr içeren $T200_{0.4}20$, $T200_{0.8}20$ ve $T200_{1.2}20$ numunelerinin OM ve SEM görüntüleri incelendiğinde, numunelerin mikroyapıları arasında dikkate değer bir farklılık gözlemlenememiştir (Şekil 5.69 – Şekil 5.72). Ancak daha yüksek sıcaklıklarda temperlenen $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin temperleme direncini arttırdığı görülmüştür (Şekil 5.73). Cr'nin temperlenme davranışı üzerindeki bu etkisi, daha uzun süreli temperleme işlemi uygulanan $T200_{1.2}60$, $T250_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.74). Cr, Mo, V, W ve Nb gibi karbür yapıcı elementler C atomlarının difüzyon hızını azaltırlar. Güçlü bir karbür yapıcı element olan Cr ile C atomları arasındaki çekim, C'nin difüzyonunu önemli ölçüde yavaşlatabilir [229]. Bu durum temperleme işlemi sırasında martenzit fazının temperlenmesini geciktirerek, temperlenme direncini arttırmıştır [218]. C'nin difüzyon hızının azalması, kalıntı östenitin de ayrışmasını öteler ve daha yüksek temperleme sıcaklıklarında veya daha uzun temperleme sürelerinde kararlı olmasını sağlayabilir.



Şekil 5.73. $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinin SEM görüntüleri; a) $T250_{1.2}20$, b) $T300_{1.2}20$

200 °C' de temperlenen Cr ilaveli numunelerin mikroyapısında kayda değer bir değişimin görülmemesi, Cr'nin düşük sıcaklıklardaki yetersiz difüzyon katsayısından kaynaklandığı

söylenilebilir. Ancak temperleme sıcaklığının artmasıyla birlikte Cr, C atomlarının difüzyonunu yavaşlatarak martenzit fazının temperlenmesini geciktirir ve sementit oluşumunu bastırır. Ayrıca yüksek sıcaklıklardaki temperleme işlemleri sırasında sementit karbürlerinin büyümesine engel olarak daha ince karbürler içeren bir içyapı elde edilmesini sağlar [226, 230]. Cr ilavesiz $T250_{0}60$ ve $T300_{0}60$ numunelerindeki sementit tanelerinin boyutu sırasıyla ~0.85µm ve ~1µm iken, %1.2 Cr içeren $T250_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerindeki sementit tanelerinin ortalama uzunlukları sırasıyla ~0.75µm ve ~0.85µm olarak ölçülmüş ve daha ince oldukları tespit edilmiştir.



Şekil 5.74. $T200_{1.2}60$, $T250_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinin SEM görüntüleri; a) $T200_{1.2}60$, b) $T250_{1.2}60$, c) $T300_{1.2}60$

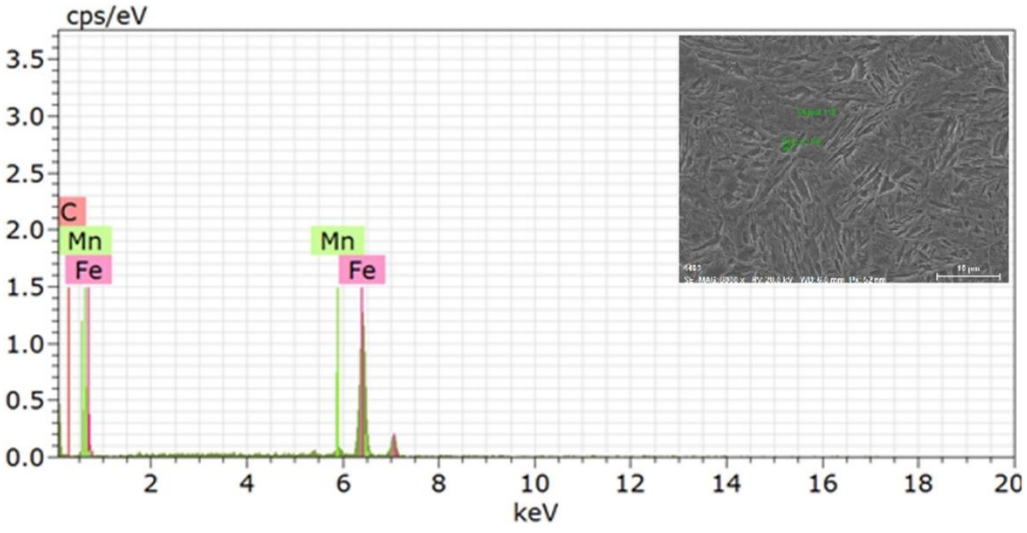
5.2. Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi ve X-Işını Difraksiyonu Analizleri

0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısında bulunan kalıntı östenit fazının bileşimi ve hacimsel miktarı, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri ile tespit edilmiştir. Kalıntı östenit fazının Mn konsantrasyonu EDS analizi ile belirlenmiş, C konsantrasyonu ise XRD analizinden elde edilen veriler ile hesaplanan kalıntı östenitin kafes parametresi yardımıyla tespit edilmiştir (Denklem 4.1). Ayrıca, XRD analizi ile kalıntı östenit fazının hacimsel fraksiyonu belirlenmiştir (Denklem 4.6).

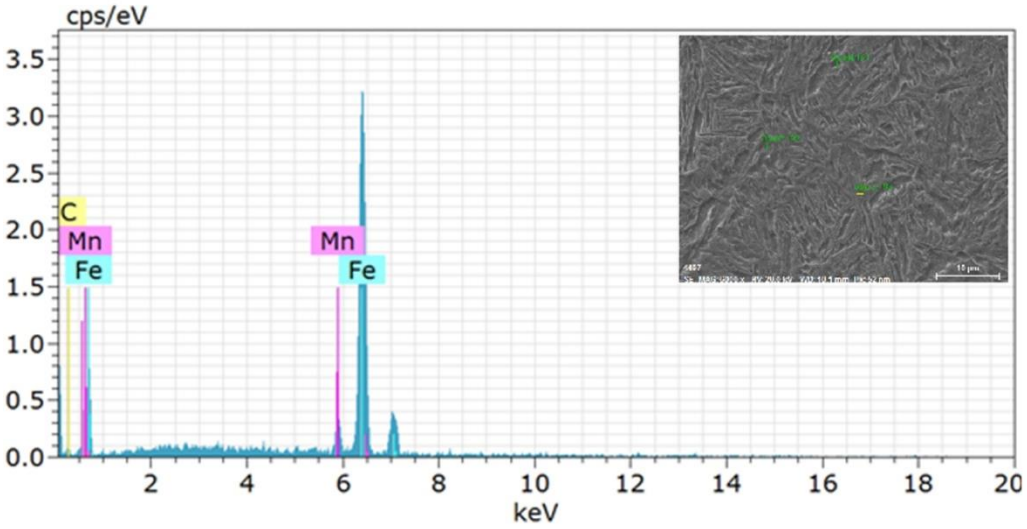
Birincil ısıl işlem olan normalizasyon ısıl işleminin uygulandığı Cr ilavesiz N_0 ve %1.2 Cr ilaveli $N_{1.2}$ numunelerine ait kalıntı östenit bileşimi Tablo 5.3'te verilmiştir. N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin EDS grafikleri ise sırasıyla Şekil 5.75 ve 5.76'da görülmektedir. Martenzit – ferrit tane sınırlarından alınan EDS analizi sonuçlarına göre N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin kalıntı östenit fazındaki Mn içeriğinin (Mnγ) çelik bileşimindeki Mn miktarı ile benzerlik gösterdiği görülmüştür. Kalıntı östenit fazındaki C içeriği (Cγ) ise, N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerine ait XRD grafiğinde belirgin östenit piklerinin olmamasından dolayı tespit edilememiştir (Şekil 5.77). N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin XRD grafiğinde görülen martenzit ve kalıntı östenit fazlarına ait pikler sırasıyla α' ve γ sembolleri ile gösterilmiştir.

Tablo 5.3. N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

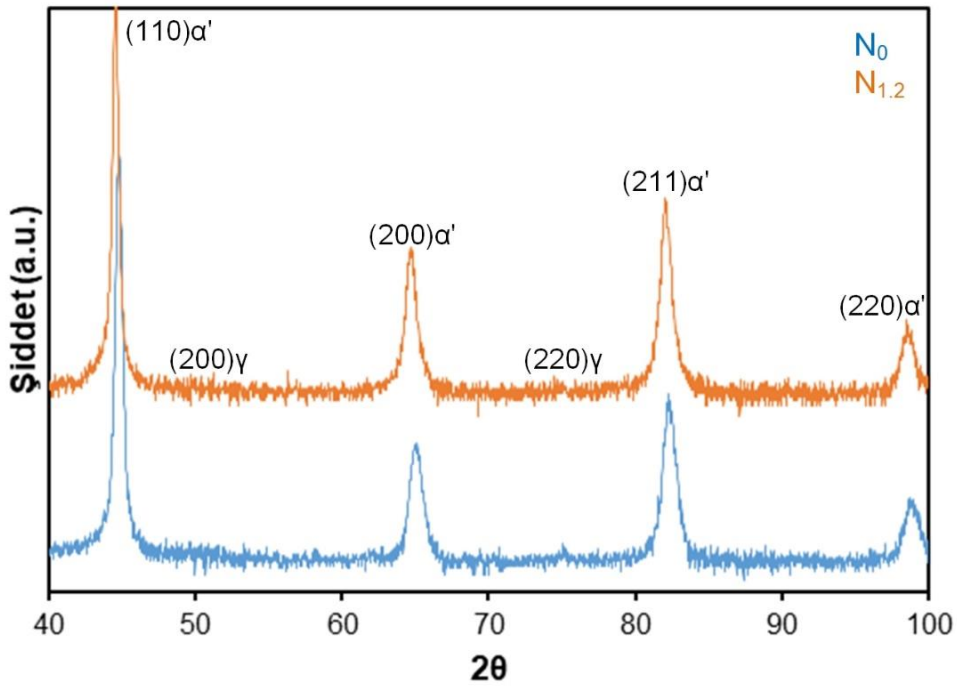
Numune	Element (ağ.%)	
	Mn	C
N_0	5,51	–
$N_{1.2}$	5,47	–



Şekil 5.75. N_0 numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.76. $N_{1.2}$ numunesine ait EDS analizi grafiği



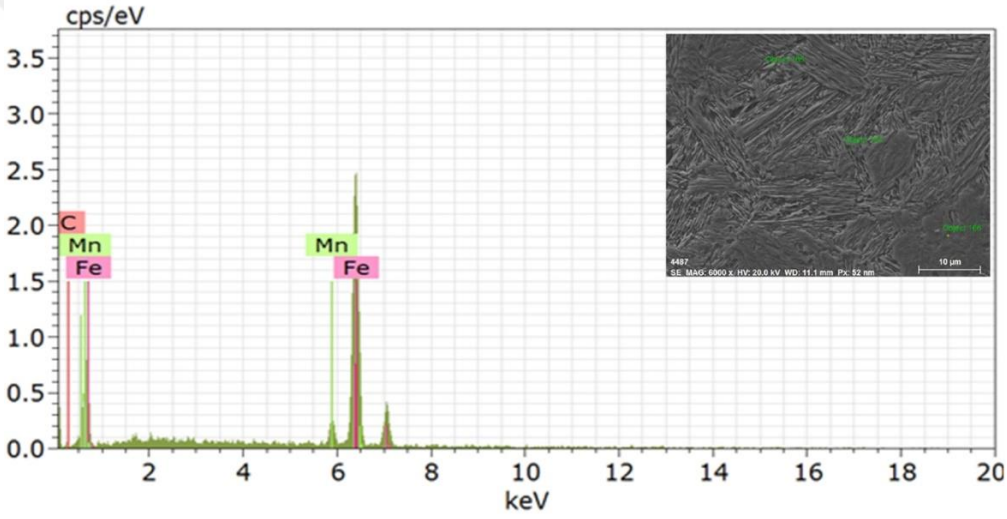
Şekil 5.77. N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerine ait XRD analizi grafiği

Normalizasyon işlemi sonrası kritik sıcaklık aralığındaki (Ac_1 – Ac_3) farklı sıcaklıklarda tavlanan $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve Ac_3 sıcaklığının üzerinde (800 °C) tavlanan $S800_{1.2}30$ numunelerine EDS ve XRD analizleri uygulanarak, kritik tavlama sıcaklığının kalıntı östenitin bileşimi ve miktarı üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin kalıntı östenit bileşimi Tablo 5.4'te verilmiştir. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinin EDS grafikleri ise Şekil 5.78 – Şekil 5.81 de gösterilmiştir. Tavlama sıcaklığın yükselmesi ile birlikte meydana gelen kritik östenit fazının miktarındaki artış, kritik sıcaklık

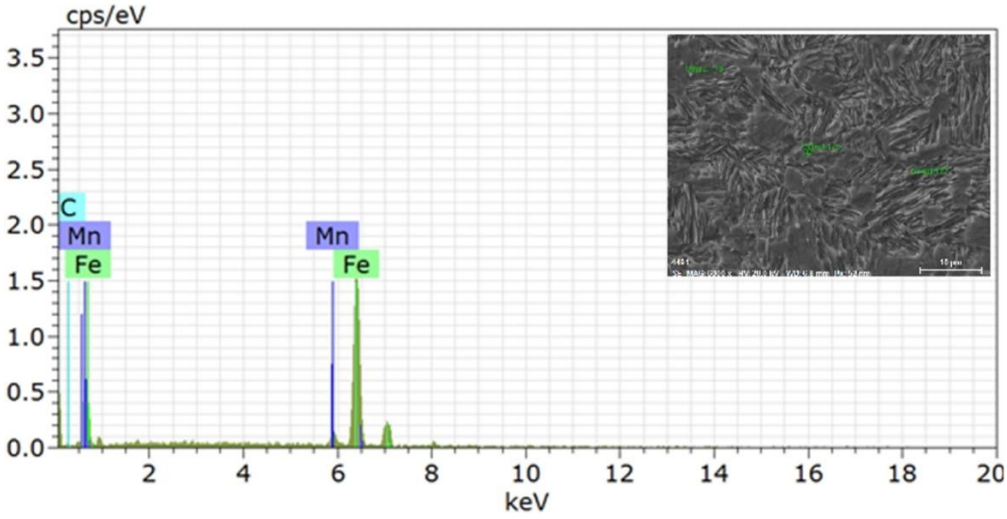
aralığındaki östenit fazının Mn ve C içeriğinin düşmesine sebep olur. Bu durum soğuma sonrası oda sıcaklığındaki kalıntı östenitin bileşimini etkilemiş, kritik tavlama sıcaklığındaki artış ile kalıntı östenitin Mn ve C konsantrasyonu azalmıştır.

Tablo 5.4. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

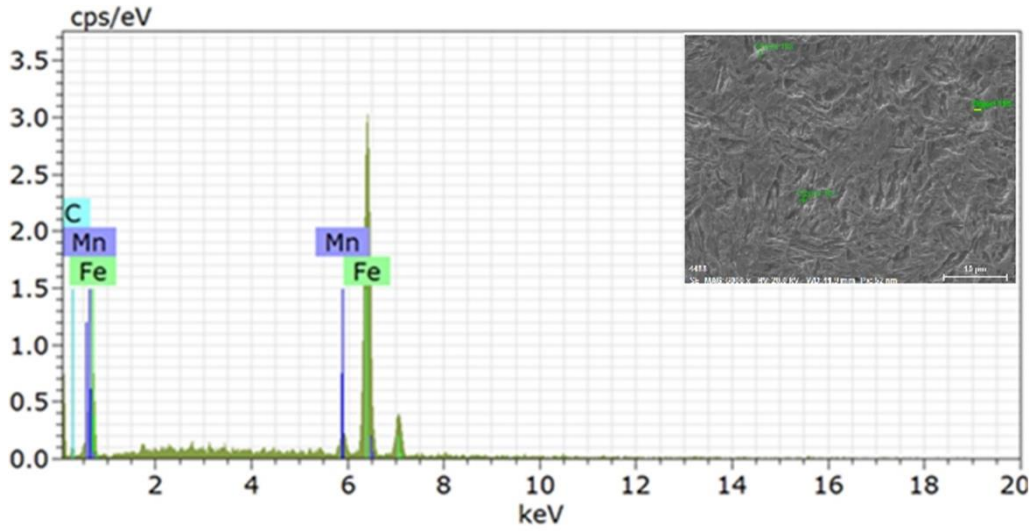
Numune	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Element (ağ.%)	
		Mn	C
$S650_{1.2}30$	650	7,29	0,42
$S675_{1.2}30$	675	6,44	0,33
$S700_{1.2}30$	700	5,88	0,24
$S800_{1.2}30$	800	5,45	0,17



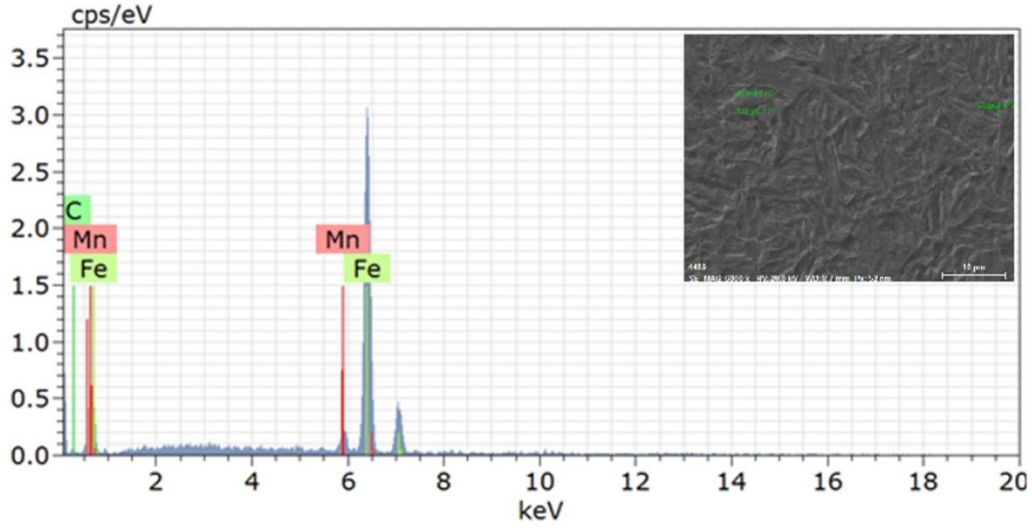
Şekil 5.78. $S650_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.79. $S675_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği

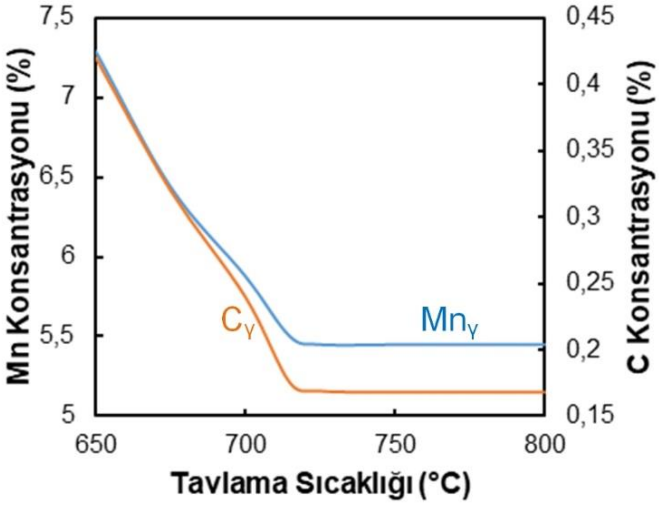


Şekil 5.80. S700$_{1.2}$30 numunesine ait EDS analizi grafiği

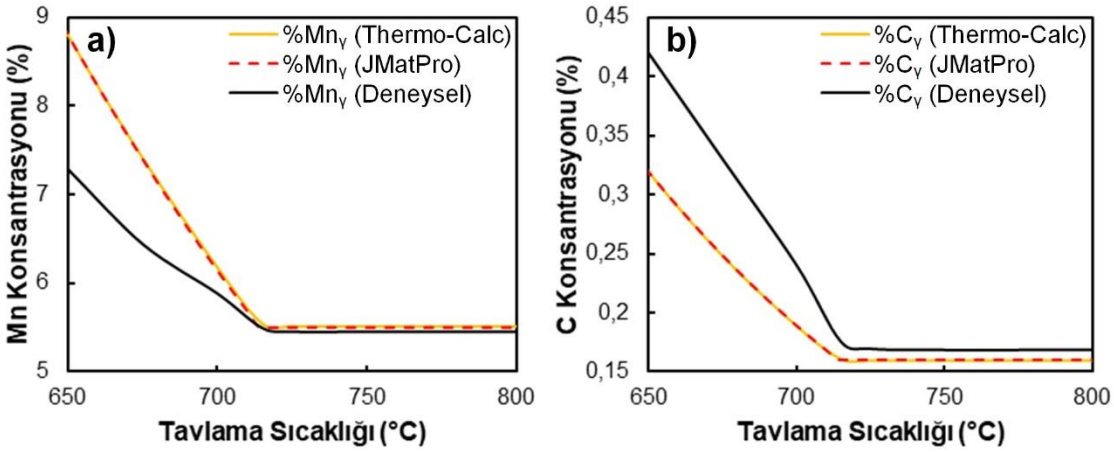


Şekil 5.81. S800$_{1.2}$30 numunesine ait EDS analizi grafiği

650 °C'de tavlanan S650$_{1.2}$30 numunesindeki kalıntı östenitin Mn ve C konsantrasyonları sırasıyla %7,29 ve %0,42 iken, tavlama sıcaklığının 700 °C'ye çıkarılmasıyla birlikte S700$_{1.2}$30 numunesindeki kalıntı östenitin Mn ve C konsantrasyonu sırasıyla %5,88 ve %0,24'e düşmüştür (Tablo 5.3). Kritik tavlama sıcaklığının Ac_3 (715 °C) sıcaklığına yaklaşması ile beraber artan östenit fazı, Ac_3 sıcaklığının üzerinde içyapıya tamamen hâkim olur. 800 °C'de içyapı tamamen östenit fazından ibarettir ve östenit fazının bileşimi çelik bileşimine denktir. Bu durum 800 °C' de tavlanan S800$_{1.2}$30 numunesindeki kalıntı östenit bileşiminin çelik bileşimine benzer olması ile sonuçlanmıştır. Tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişim Şekil 5.82'de gösterilmiş, Mn ve C konsantrasyonlarındaki bu değişim Thermo-Calc ve JMatPro yazılımları ile hesaplanan veriler ile de kıyaslanmıştır (Şekil 5.83).



Şekil 5.82. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişim



Şekil 5.83. Teorik ve deneysel verilere göre tavlama sıcaklığındaki değişimin kalıntı östenit bileşimi üzerindeki etkisi; a) Mn konsantrasyonu, b) C konsantrasyonu

Tavlama sıcaklığının artması ile kalıntı östenitin Mn ve C bakımından fakirleşmesi, farklı simülasyon yazılımları kullanılarak elde edilen verilerde de görülmektedir (Şekil 5.83). Kritik sıcaklık aralığında tavlama işleminin uygulandığı sıcaklık yükseldikçe östenit fazı oranının arttığı, östenit fazı hacmindeki artışa bağlı olarak da tavlama işlemi sırasındaki kritik östenitin ve soğuma sonrasında oda sıcaklığındaki kalıntı östenitin Mn ve C bileşiminin azaldığı Schneider vd. ve Hou vd. tarafından yapılan çalışmalarda da belirtilmiştir. [18, 231].

Tavlama sıcaklığı parametresinin kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisinin belirleyebilmek amacıyla, farklı sıcaklıklarda tavlanan Cr ilavesiz $S650_0 30$, $S675_0 30$, $S700_0 30$ ve $S800_0 30$ numuneleri ile %1.2 Cr içeren $S650_{1.2} 30$, $S675_{1.2} 30$, $S700_{1.2} 30$ ve $S800_{1.2} 30$ numunelerine XRD analizi uygulanmıştır. XRD analizinden elde edilen veriler ile farklı sıcaklıklarda tavlanmış numunelerin içyapısında bulunan kalıntı östenit fazının hacimsel fraksiyonları hesaplanmış,

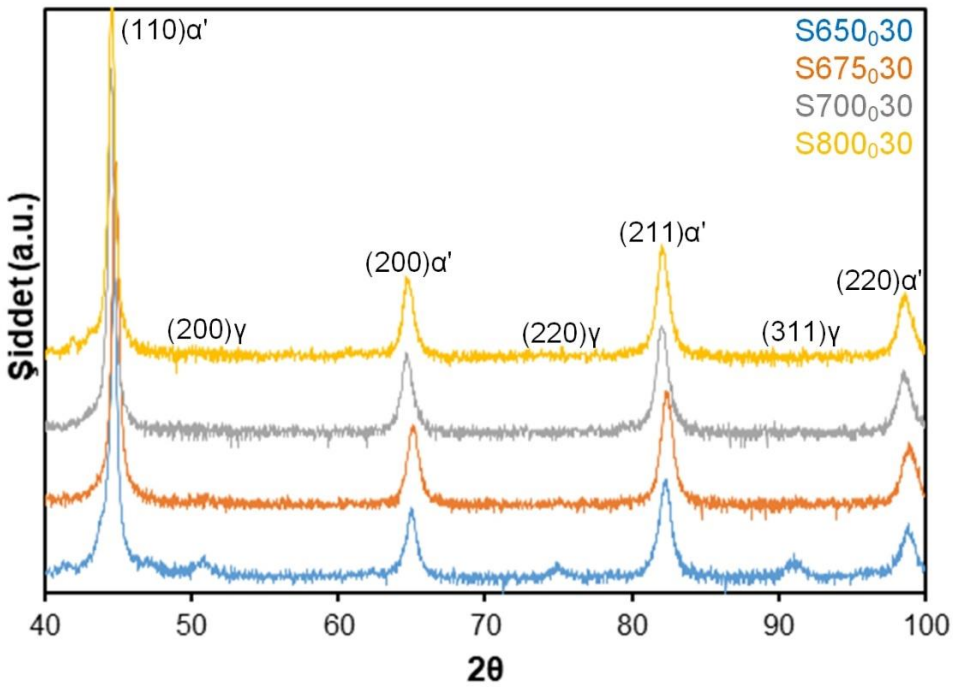
numunelere ait kalıntı östenit miktarları Tablo 5.5 ve Tablo 5.6'da verilmiştir. $S650_030$, $S675_030$, $S700_030$ ve $S800_030$ numuneleri ile $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait XRD grafikleri ise Şekil 5.83 ve Şekil 5.84'te verilmiştir. XRD grafiklerinde martenzit (α') ve kalıntı östenit (γ) fazları kafes düzlemleri ile birlikte gösterilmiştir.

Tablo 5.5. $S650_030$, $S675_030$, $S700_030$ ve $S800_030$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

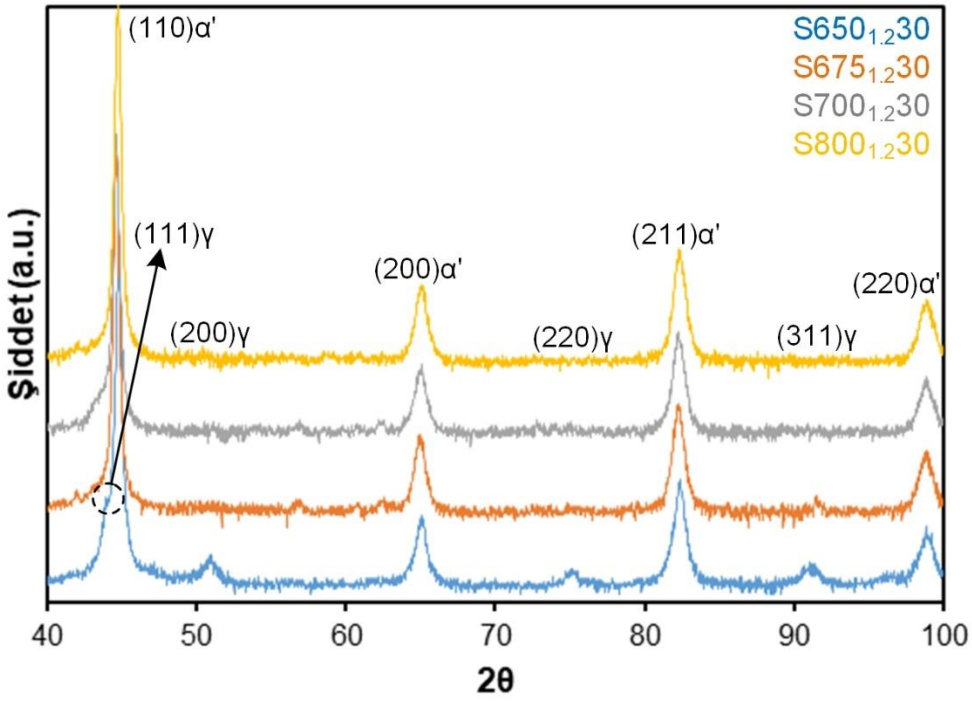
Numune	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S650_030$	650	14,8
$S675_030$	675	11,3
$S700_030$	700	10
$S800_030$	800	8

Tablo 5.6. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

Numune	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S650_{1.2}30$	650	15,9
$S675_{1.2}30$	675	11,7
$S700_{1.2}30$	700	10,4
$S800_{1.2}30$	800	8,1



Şekil 5.84. $S650_030$, $S675_030$, $S700_030$ ve $S800_030$ numunelerine ait XRD analizi grafiği

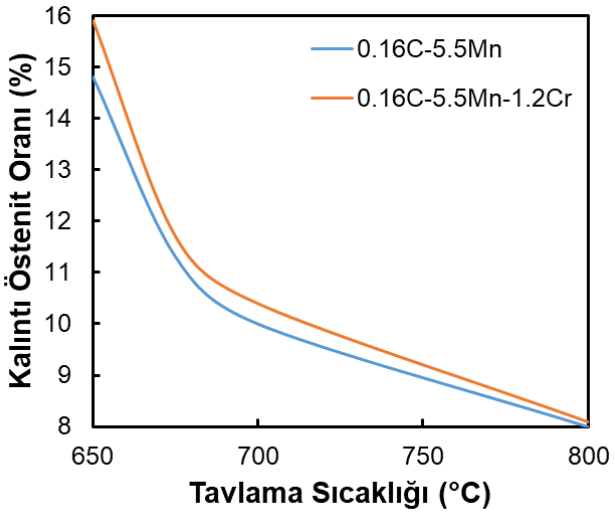


Şekil 5.85. S650$_{1.2}$30, S675$_{1.2}$30, S700$_{1.2}$30 ve S800$_{1.2}$30 numunelerine ait XRD analizi grafiği

Farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelere ait kalıntı östenit miktarları incelendiğinde, artan tavlama sıcaklığının kalıntı östenit miktarının azalmasına sebep olduğu görülmektedir. 650 °C'de tavlanan Cr ilavesiz S650$_0$30 numunesinde kalıntı östenit fazının hacimsel miktarı %14,8 iken, 800 °C'de tavlanan S800$_0$30 numunesinde %8'e düşmüştür (Tablo 5.5). Tavlama sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenit fazının miktarında meydana gelen azalma %1.2 Cr ilave edilen numunelerde de gözlemlenmiştir (Tablo 5.6). Tavlama sıcaklığındaki artışın kalıntı östenit fazı üzerindeki etkisi XRD analizi grafiklerinde de görülebilmektedir. S650$_0$30 numunesinin XRD grafiğinde açık bir şekilde görülebilen kalıntı östenit fazına ait pikler, S675$_0$30, S700$_0$30 ve S800$_0$30 numunelerinde güçlükle tespit edilebilmektedir (Şekil 5.84). Tavlama sıcaklığının yükselmesiyle kalıntı östenit fazının pik şiddetlerinin azalması, %1.2 Cr içeren numunelerin XRD grafiğinde de görülmektedir. S650$_{1.2}$30 numunesinin kalıntı östenit piklerinin şiddeti, tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte gözle görülür bir şekilde azalmıştır. Ayrıca, (111) düzlemindeki östenit piki yalnızca kritik tavlama sıcaklığı 650 °C olan S650$_{1.2}$30 numunesinin XRD grafiğinde görülmüştür (Şekil 5.85). Tavlama sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenit miktarında gözlemlenen değişim, Schneider vd. tarafından 0.1C-3.5Mn ve 0.1C-5Mn çeliklerinin incelendiği çalışmada da görülmüştür [18].

Tavlama işlemi sonrasında oda sıcaklığındaki kalıntı östenit fazının miktarı, kritik tavlama işlemi sırasındaki kritik östenit fazının kararlılığına bağlıdır. Östenit fazının kararlılığı ise önemli ölçüde östenit bileşimindeki Mn ve C konsantrasyonu ile ilişkilidir. Östenit fazındaki Mn ve C içeriğinin tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak azalması, östenit fazının kararlılığını olumsuz

yönde etkiler ve soğuma sırasında östenitin dönüşüme uğramasına neden olur [65, 232]. Tavlama sıcaklığındaki artışın %1.2 Cr ilaveli 0.16C-5.5Mn çeliğinin kalıntı östenit bileşimi üzerindeki etkisi (Şekil 5.83), östenit fazının kararlılığında önemli rol oynamış ve S650$_{1.2}$30 numunesindeki kalıntı östenit miktarının (%15,9) daha yüksek tavlama sıcaklıklarında azalmasına neden olmuştur (Tablo 5.6). Tavlama sıcaklığının kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisi Şekil 5.86'da verilmiştir.



Şekil 5.86. Tavlama sıcaklığındaki değişimin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi

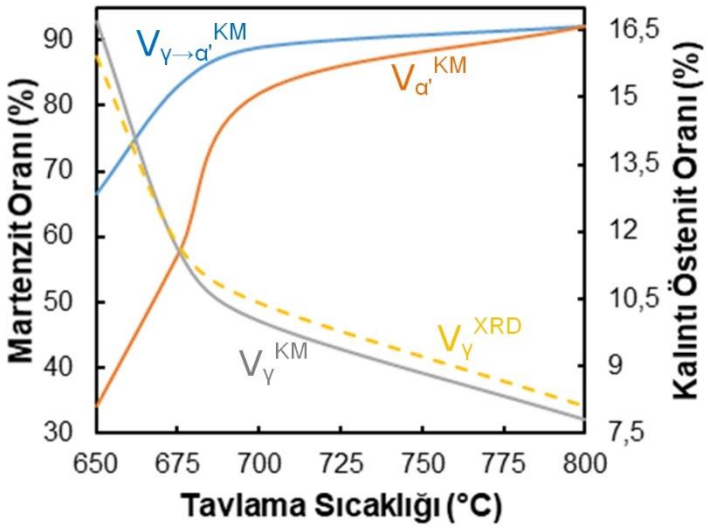
Tavlama sıcaklığının östenit fazının kararlılığı üzerindeki etkisi Koistinen – Marburger (KM) eşitliği kullanılarak da incelenmiştir (Denklem 4.5). JMatPro yazılımı ile hesaplanan östenit fazının hacimsel oranları (Şekil 5.14) üzerinden KM denklemi ile S650$_{1.2}$30, S675$_{1.2}$30, S700$_{1.2}$30 ve S800$_{1.2}$30 numuneleri için kalıntı östenit ve martenzit fazlarının hacimsel miktarları tespit edilmiş, soğuma sırasındaki östenit → martenzit dönüşümü oranları belirlenmiştir (Tablo 5.7).

Tablo 5.7. S650$_{1.2}$30, S675$_{1.2}$30, S700$_{1.2}$30 ve S800$_{1.2}$30 numunelerine ait KM denklemi sonuçları

Numune	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Kritik Östenit Oranı (%) (JMatPro)	Dönüşüm Oranı (%) (KM)	Martenzit Miktarı (%) (KM)	Kalıntı Östenit Miktarı (%) (KM)
S650$_{1.2}$30	650	51	67,2	34,3	16,7
S675$_{1.2}$30	675	69	83,1	57,4	11,6
S700$_{1.2}$30	700	92	89	82	10
S800$_{1.2}$30	800	100	92,2	92,2	7,8

Farklı sıcaklıklarda tavlanmış numunelerin KM denklemi sonuçları incelendiğinde, tavlama sıcaklığı yükseldikçe östenit fazından martenzit oluşum oranının arttığı tespit edilmiştir. Kritik

tavlama işlemi sırasında $S650_{1.2}30$ numunesindeki kritik östenit fazının hacimsel miktarı 650 °C'de %51 iken soğuma sırasında östenit fazının %67,2'si dönüşüme uğrayarak martenzit fazında dönüşmüş ve oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarının %16,7 olduğu tespit edilmiştir. 700 °C'de tavlanan $S700_{1.2}30$ numunesinde ise artan östenit fazı miktarına rağmen (%92), soğuma esnasındaki dönüşüm oranının %89'a yükselmesinden dolayı oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarı %10'a düştüğü tespit edilmiştir (Tablo 5.7). Bu durum tavlama sıcaklığı yükseldikçe östenit fazının bileşiminde meydana gelen C ve Mn fakirleşmesinin, östenit fazının kararlılığını düşürdüğünü göstermektedir. Tavlama sıcaklığı Ac_3 sıcaklığının üzerine çıktığında ise oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarının %7,8'e kadar düştüğü görülmektedir. KM eşitliği kullanılarak elde edilen sonuçlara göre, daha yüksek tavlama sıcaklığı beraberinde daha yüksek dönüşüm oranına ($V_{\gamma\rightarrow\alpha'}$), daha fazla martenzit fazı oluşumuna ($V\alpha'^{KM}$) ve daha düşük kalıntı östenit oranına ($V\gamma^{KM}$) sebep olmuştur. Ayrıca kalıntı östenit oranlarının ($V\gamma^{KM}$) XRD analizi ile hesaplanan östenit oranlarına ($V\gamma^{XRD}$) oldukça yakın olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.87).



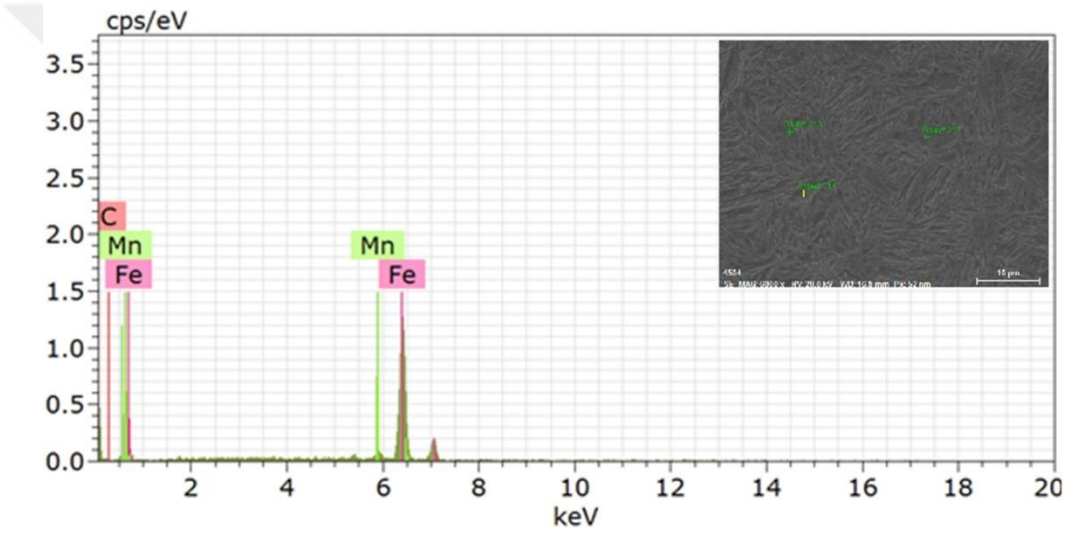
Şekil 5.87. Koistinen – Marburger eşitliğine göre tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit – martenzit dönüşümünde meydana gelen değişim

Kritik tavlama işlemi sonrası su (~50 °C/sn.) ve hava (~2.5 °C/sn.) ortamlarında soğutulan numuneler farklı soğutma hızlarına sahiptirler. Soğutma hızındaki değişimin 0.16C-5.5Mn çeliğindeki kalıntı östenit fazının bileşimi ve hacimsel miktarı üzerindeki etkisinin incelenebilmesi için, farklı soğutma ortamlarında soğutulan numuneler birbirleriyle kıyaslanmışlardır. Cr ilavesiz $S650_{0}30$ ile %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$ numuneleri ile aynı tavlama koşullarında tavlanıp hava ortamında soğutulan $H650_{0}30$ ile %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunelerine EDS ve XRD analizleri uygulanmıştır. EDS analizleri sonrasında $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin kalıntı östenit fazı bileşimindeki Mn ve C konsantrasyonları Tablo 5.8'de

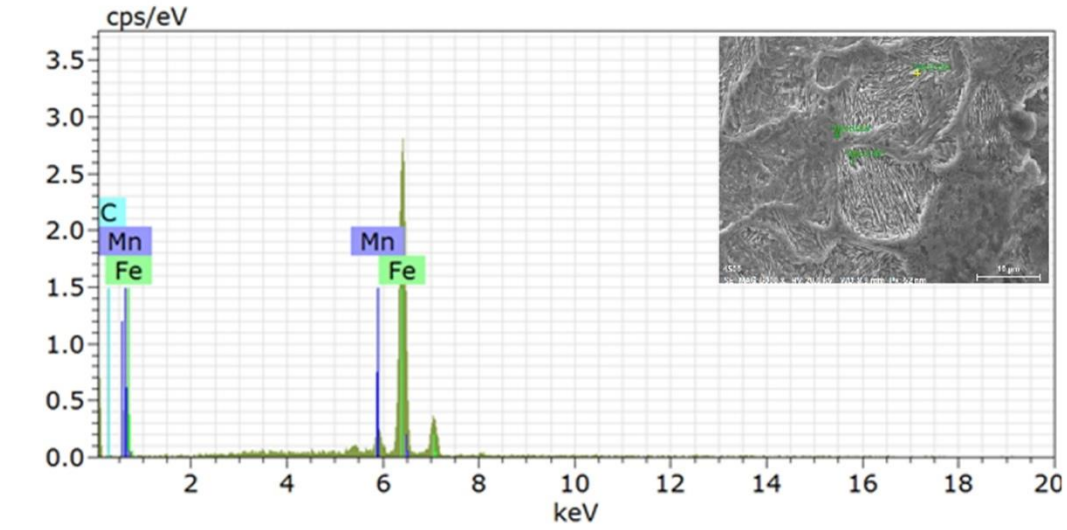
verilmiştir. $S650_{1.2}30$ numunesinin EDS grafiği Şekil 5.78'de verilmişti. $S650_{0}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin EDS grafikleri ise Şekil 5.88 – Şekil 5.90'da görülmektedir.

Tablo 5.8. $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

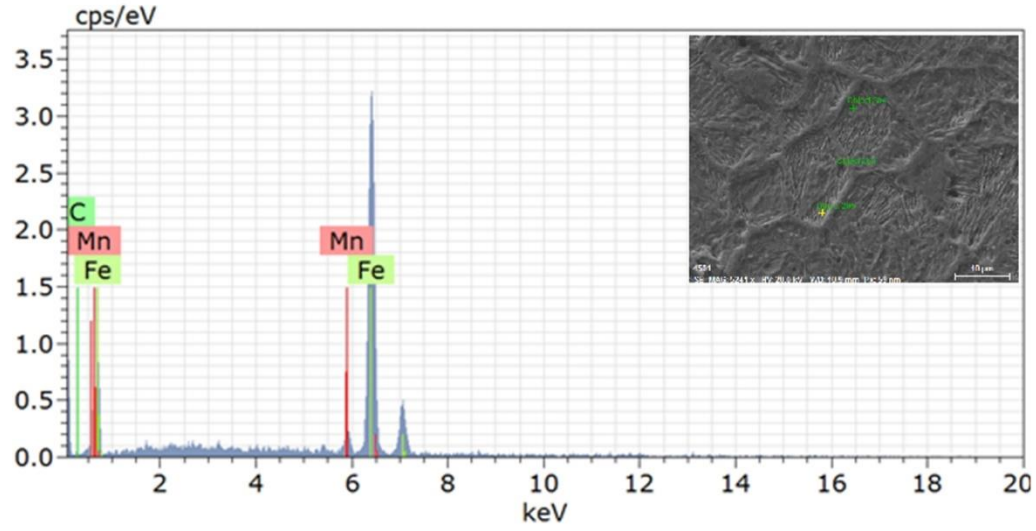
Numune	Soğuma Hızı (°C/sn.)	Element (ağ.%)	
		Mn	C
$S650_{0}30$	~50 (Su)	7,48	0,45
$S650_{1.2}30$	~50 (Su)	7,29	0,42
$H650_{0}30$	~2,5 (Hava)	7,39	0,38
$H650_{1.2}30$	~2,5 (Hava)	7,21	0,36



Şekil 5.88. $S650_{0}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği

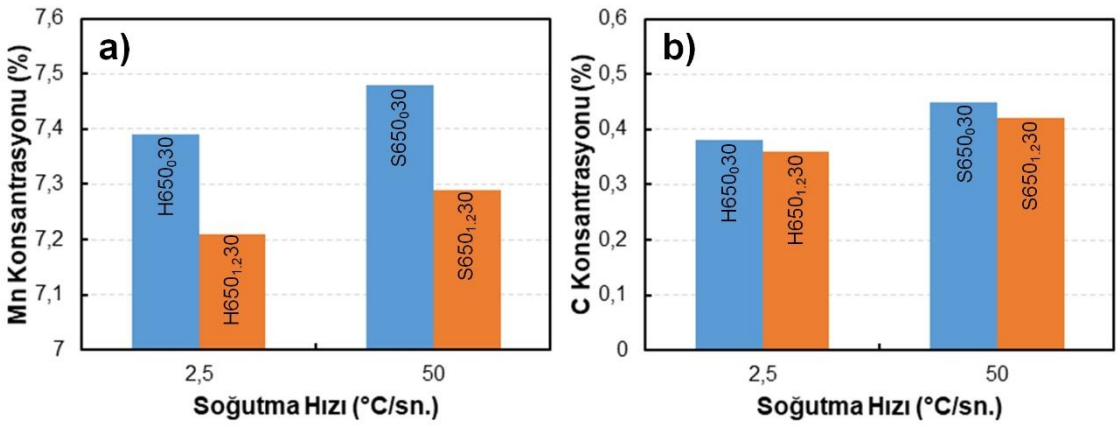


Şekil 5.89. $H650_{0}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.90. $H650_{1.2}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği

Farklı soğuma ortamlarında soğutulmuş numunelerin kalıntı östenit bileşimi incelendiğinde, hava ortamında soğutulan $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin kalıntı östenit bileşimindeki Mn ve C içeriğinin azaldığı gözlemlenmiştir (Tablo 5.8). Mn ve C konsantrasyonlarında meydana gelen bu düşüşe, düşük soğutma hızlarında oluşması muhtemel olan sementit (M_3C) çökeltilerinin sebep olabileceği söylenebilir. Yavaş soğuma sırasında mevcut ferrit fazındaki büyüme azalan östenit fazının Mn ve C bakımından zenginleşmesine katkıda bulunurken, sementit oluşumlarının östenit bileşimini olumsuz yönde etkilediği farklı araştırmacılar tarafından da belirtilmiştir [233–235]. 650 °C'deki östenit fazı bileşimi östenit fazının kararlılığını yeterince arttıramadığından, soğuma sırasında östenit fazı kısmen dönüşüme uğramış ve hava ortamında soğutulan numunelerde sementit (M_3C) çökeltileri oluşmuştur. Soğutma hızının kalıntı östenit fazı bileşimi üzerindeki etkisi, %1.2 Cr ilaveli numunelerde de gözlemlenmiş, Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli 0.16-5.5Mn numunelerinin kalıntı östenit fazı bileşimindeki değişim Şekil 5.91'de gösterilmiştir.

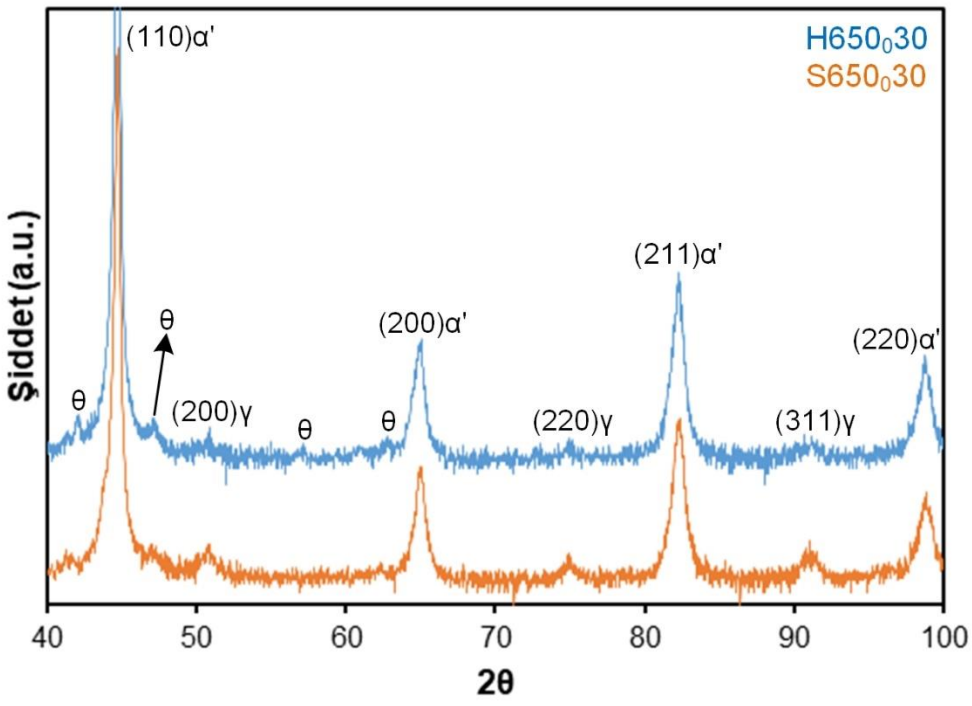


Şekil 5.91. Soğutma hızındaki değişimin kalıntı östenit bileşimi üzerindeki etkisi; a) % Mn, b) % C

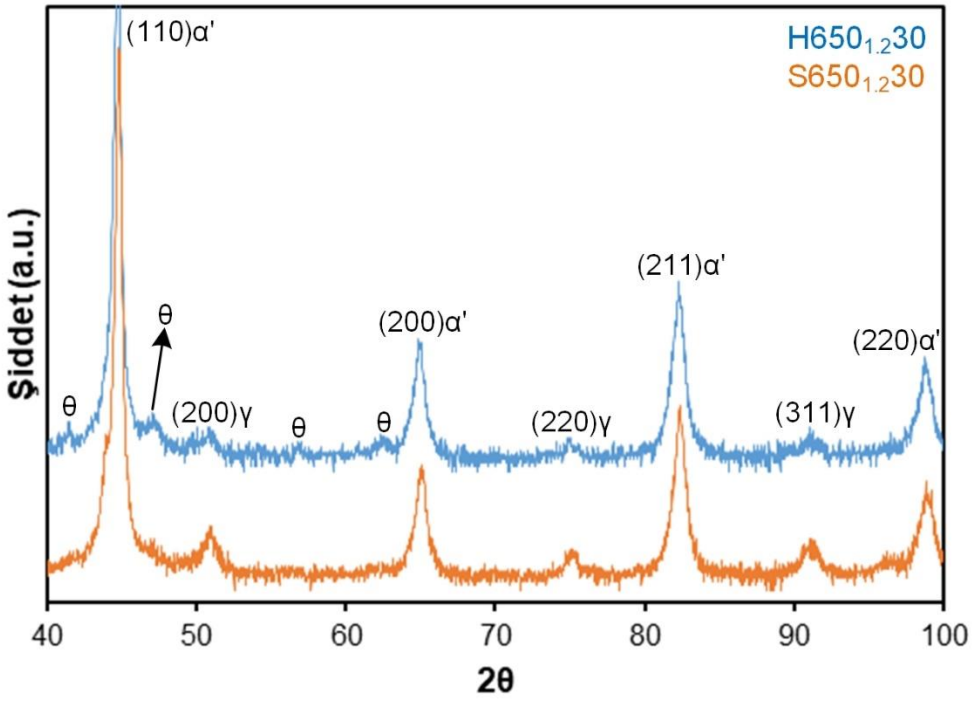
650 °C' de 30 dakika tavlandıktan sonra farklı soğuma ortamlarında soğutulan $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine uygulanan XRD analizi sonuçları incelendiğinde, hava ortamında soğutulan numunelere ait XRD analizi grafiklerinde sementit pikleri (θ) gözlemlenmiştir. XRD desenleri, düşük soğutma hızlarında soğuma sırasında sementit çökeltilerinin oluşabileceğini göstermektedir (Şekil 5.92 ve Şekil 5.93). Hava ortamının düşük soğutma hızı, C atomlarının östenit fazından difüzyonu için gerekli olan süreyi sağlamış ve östenit fazından ayrışan C atomlarının sementit olarak çökelmesine olanak tanımıştır. Farkı soğuma hızları, soğutma sonrasındaki kalıntı östenit fazının hacimsel miktarını da etkilemiştir. Hava ve su ortamlarında soğutulan numunelerin XRD analiz sonuçlarına göre, hava ortamında soğutulan numunelerdeki kalıntı östenit fazı oranlarının suda soğutulan numunelere nazaran daha az olduğu tespit edilmiştir (Tablo 5.9).

Tablo 5.9. $S650_{0}30$, $S650_{1.2}30$, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

Numune	Soğuma Hızı (°C/sn.)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S650_{0}30$	~50 (Su)	14,8
$S650_{1.2}30$	~50 (Su)	15,9
$H650_{0}30$	~2,5 (Hava)	13,3
$H650_{1.2}30$	~2,5 (Hava)	14,3

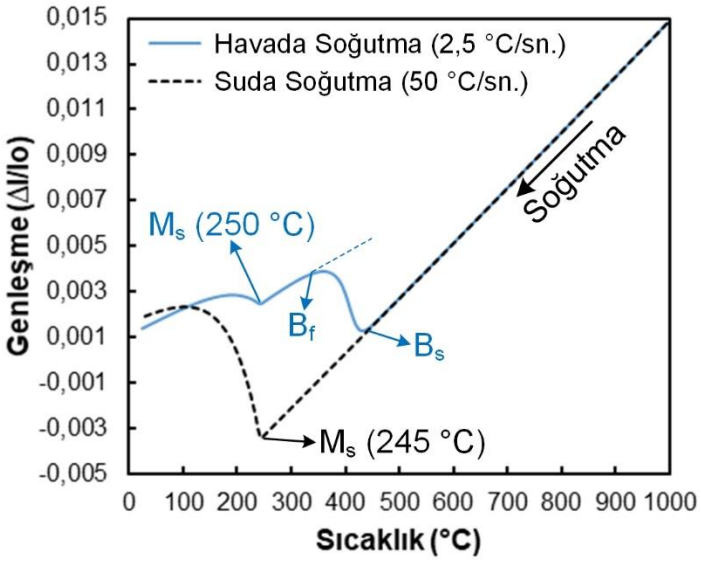


Şekil 5.92. $S650_{0}30$ ve $H650_{0}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



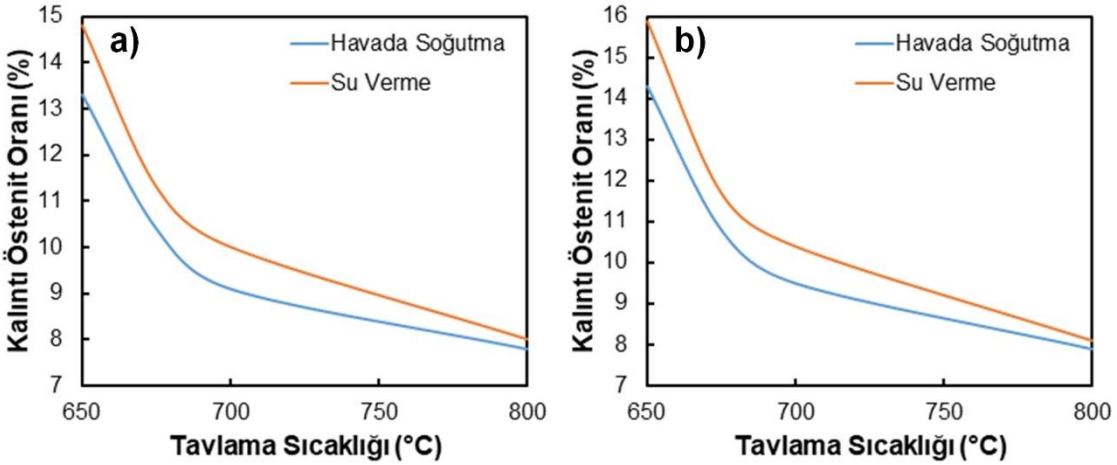
Şekil 5.93. S650$_{1.2}$30 ve H650$_{1.2}$30 numunelerine ait XRD analizi grafiği

Hava ortamında soğutulan numunelerde, soğuma sırasında östenit fazının Mn ve C bakımından fakirleşmesi östenit fazının kararlılığını düşürmüş ve oda sıcaklığında daha az kalıntı östenit fazı bulunmasına sebep olmuştur (Tablo 5.9). Östenit fazının kararlılığı, farklı soğuma hızlarına ait genleşme eğrileri ile incelenmiştir. Genleşme eğrileri JMatPro yazılımı kullanılarak simüle edilmiştir (Şekil 5.94).



Şekil 5.94. Farklı soğuma hızlarına ait genleşme eğrileri

0.16C-5.5Mn çeliğinin farklı soğutma ortamlarına ait genleşme eğrileri incelendiğinde, daha yavaş gerçekleşen soğumanın M_S sıcaklığını az da olsa yükselttiği gözlemlenmiştir. Suda soğutma koşullarında 245 °C olan M_S sıcaklığının hava ortamındaki soğumada 250 °C'ye çıkması, östenit→martenzit dönüşümünün hava ortamında gerçekleşen soğuma şartlarında daha erken başladığını göstermektedir. Ayrıca, hava ortamındaki soğuma sırasında 450–340 °C sıcaklıkları aralığında beynitik dönüşümün gerçekleştiği de görülmektedir (Şekil 5.94). Genleşme eğrilerinde gözlemlenen farklılıklar, östenit fazı kararlılığının östenitin ayrışma kinetiği üzerinde önemli bir role sahip olduğunu göstermektedir. Hava ortamındaki düşük soğuma hızı ve östenit bileşimine bağlı olarak azalan östenit fazı kararlılığı, östenit fazından gerçekleşen dönüşümleri etkilemiş ve dolaylı olarak kalıntı östenit miktarının azalmasına sebep olmuştur. Düşük soğuma hızlarının oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarının azalmasına sebep olabileceği, Steineder vd. tarafından yapılan çalışmada da belirtilmiştir [235]. Soğutma ortamının kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisi daha yüksek tavlama sıcaklıklarında tavlanan numunelerde de görülmüş, farklı soğuma ortamlarında soğutulmuş numunelerin kalıntı östenit oranlarındaki değişim Şekil 5.95'te gösterilmiştir.



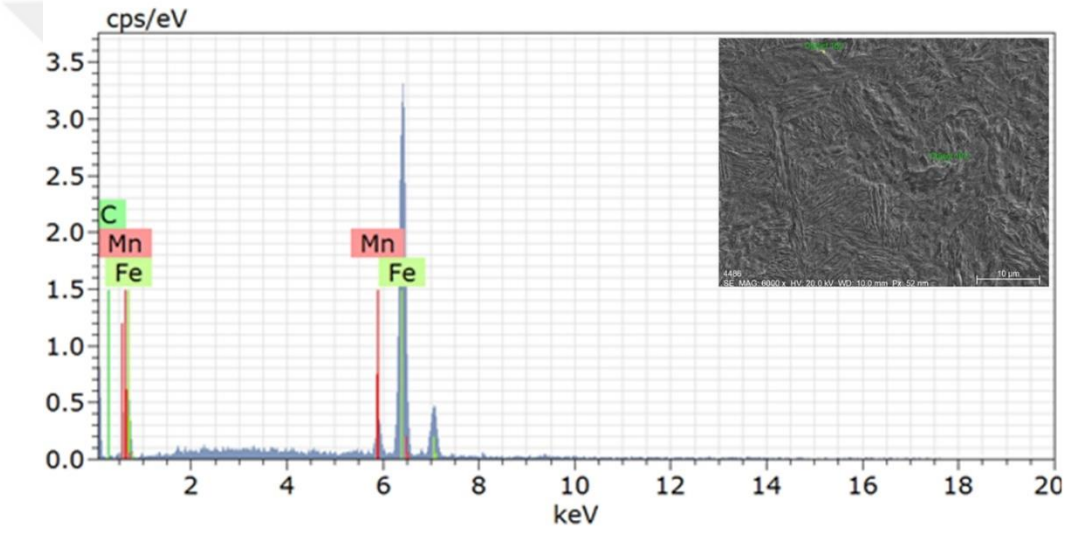
Şekil 5.95. Hava ve su ortamlarında soğutulmuş numunelerdeki kalıntı östenit fazı oranlarının değişimi; a) 0.16C-5.5Mn, b) 0.16C-5.5Mn-1.2Cr

Kritik tavlama işleminin diğer bir parametresi olan tavlama süresinin (bekleme süresi), kalıntı östenit fazının bileşimi ve hacimsel miktarı üzerinde ne tür bir role sahip olduğunu inceleyebilmek için farklı sürelerde tavlanmış numunelere EDS ve XRD analizleri uygulanmıştır. 650 °C'de 30 dakika tavlanan $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numuneleri ile aynı tavlama koşullarında 60 dakika tavlanan $H650_{0}60$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerinin analiz sonuçları birbirleri ile karşılaştırılmış, tavlama süresisin kalıntı östenit fazı üzerindeki etkisi Ac_3 sıcaklığının üzerinde tavlanan $S800_{0}30$, $S800_{1.2}30$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerinde de incelenmiştir. $H650_{0}60$, $H650_{1.2}60$, $S800_{0}60$ ve

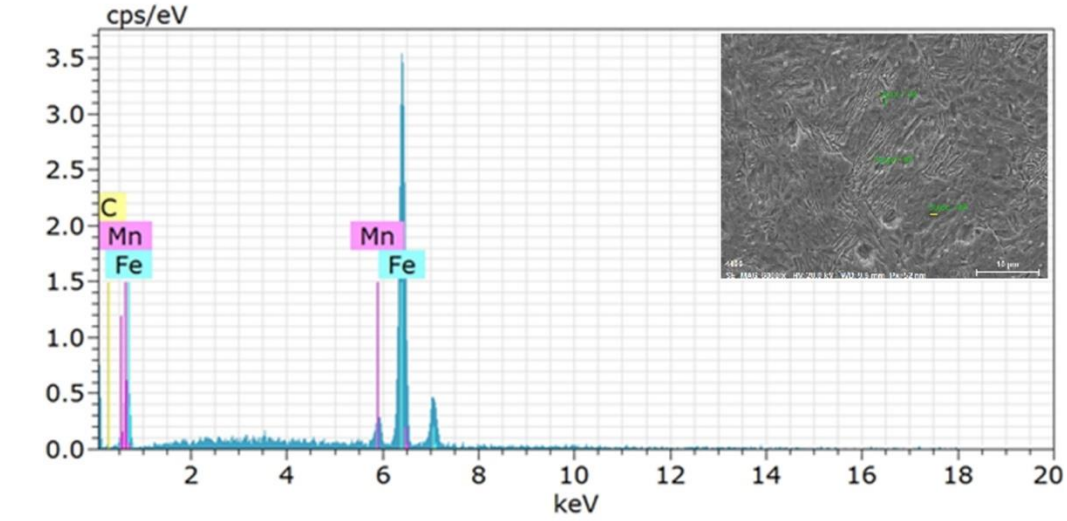
$S800_{1.2}60$ numunelerinin kalıntı östenit fazındaki Mn ve C konsantrasyonları Tablo 5.10'da verilmiş, EDS grafikler ise Şekil 5.96 – Şekil 5.99'da gösterilmiştir.

Tablo 5.10. $H650_{0}60$, $H650_{1.2}60$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

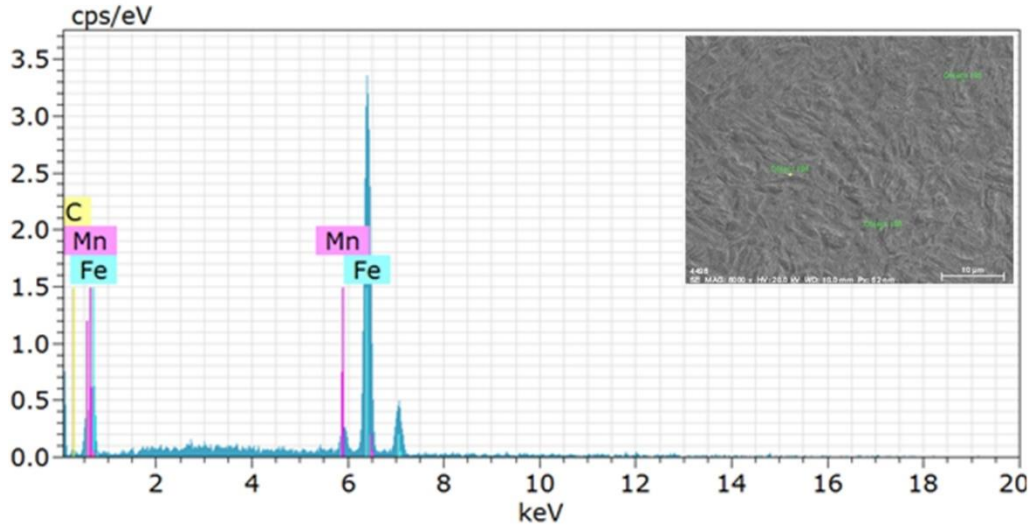
Numune	Tavlama Süresi (dk.)	Element (ağ.%)	
		Mn	C
$H650_{0}60$	60	7,45	0,39
$H650_{1.2}60$	60	7,28	0,37
$S800_{0}60$	60	5,47	0,18
$S800_{1.2}60$	60	5,52	0,18



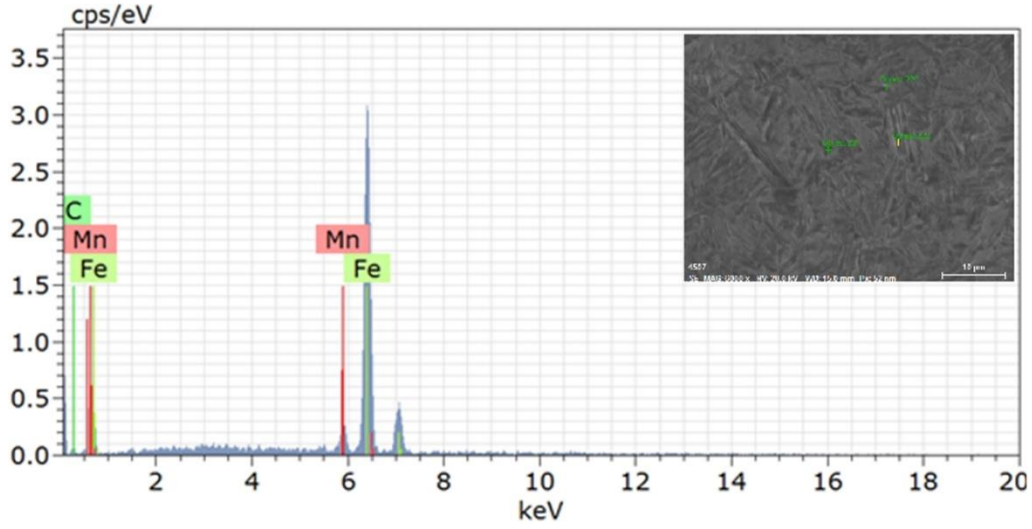
Şekil 5.96. $H650_{0}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.97. $H650_{1.2}60$ numunesine ait EDS analizi grafiği



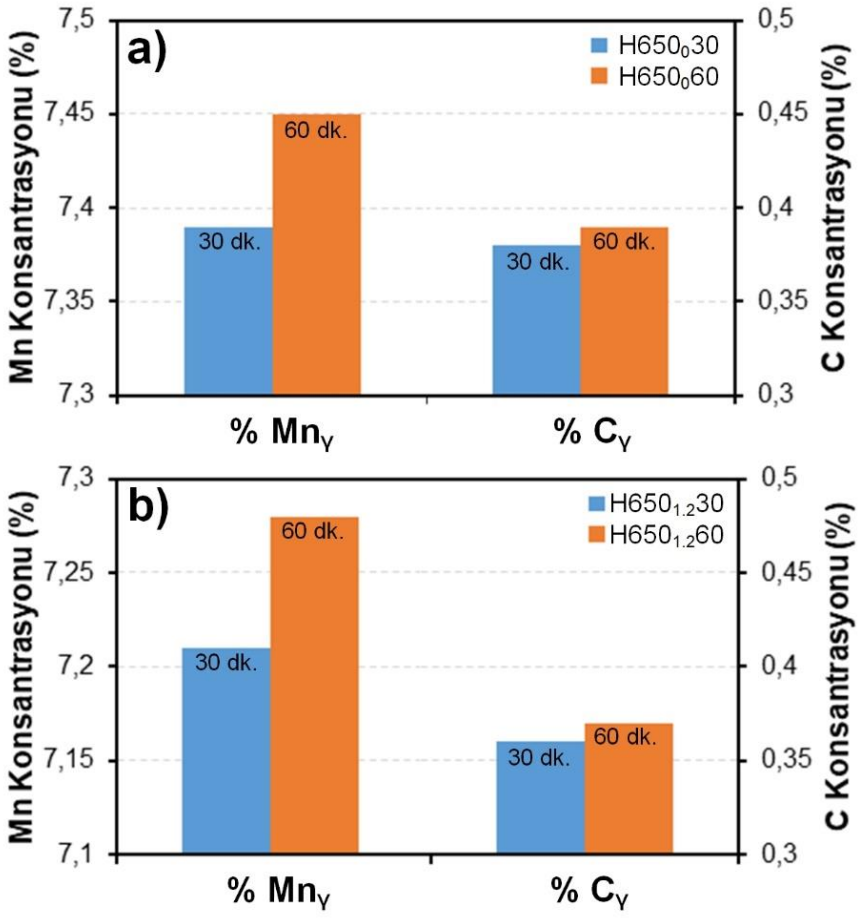
Şekil 5.98. S800$_0$60 numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.99. S800$_{1.2}$60 numunesine ait EDS analizi grafiği

Farklı sürelerde tavlanmış numunelerin kalıntı östenit bileşimi incelendiğinde; 650°C'de 60 dakika tavlanan H650$_0$60 ve H650$_{1.2}$60 numunelerindeki kalıntı östenit bileşiminin, 30 dakika tavlanan H650$_0$30 ve H650$_{1.2}$30 numunelerindeki kalıntı östenit bileşimine (Tablo 5.8) kıyasla Mn ve C bakımından daha fazla zenginleştiği tespit edilmiştir (Tablo 5.10). 60 dakika tavlanan numunelerdeki kalıntı östenit bileşimi, tavlama süresindeki artışın özellikle Mn konsantrasyonu üzerinde etkili olduğu gözlemlenmiştir. C'nin östenit fazındaki difüzyon hızına göre oldukça yavaş olan Mn difüzyonundan dolayı, östenit fazı C bakımından daha kısa sürelerde zenginleşirken östenit fazının Mn bakımından zenginleşmesi için daha uzun bekleme sürelerine ihtiyaç duyulmaktadır [236–238]. Tavlama süresine bağlı olarak Mn ve C konsantrasyonlarındaki değişim H. Luo vd. tarafından 0.2C-4.7Mn çeliği kullanılarak yapılan çalışmada da gözlemlenmiş, östenit

fazındaki C zenginleşmesi kısa sürelerde tamamlanırken Mn konsantrasyonu tavlama süresi uzatıldıkça artmaya devam etmiştir [217]. Bekleme süresine bağlı olarak kalıntı östenit fazındaki C ve Mn zenginleşmesi 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranından bağımsız bir şekilde, hem Cr ilavesiz hem de %1.2 Cr ilaveli numunelerde görülmüştür (Şekil 5.100).



Şekil 5.100. Tavlama süresine bağlı olarak kalıntı östenit bileşiminde meydana gelen değişimi; a) 0.16C-5.5Mn, b) 0.16C-5.5Mn-1.2Cr

Tavlama süresinin östenit bileşimi üzerindeki etkisi kritik sıcaklık aralığının üzerindeki sıcaklıklarda tavlanan numunelerde de incelenmiştir. İçyapıya östenit fazının hâkim olduğu sıcaklıklarda, tavlama süresinin kalıntı östenit bileşiminde dikkate değer bir değişime sebep olmadığı gözlemlenmiştir. 800 °C'de 30 dakika tavlanan S800$_{1.2}$30 (Tablo 5.4) numunesi ile 60 dakika tavlanan S800$_0$60 ve S800$_{1.2}$60 numunelerinin (Tablo 5.10) kalıntı östenit bileşimlerinin çelik bileşimine oldukça yakın olduğu tespit edilmiştir.

H650$_0$60, H650$_{1.2}$60, S800$_0$60 ve S800$_{1.2}$60 numunelerinin XRD analizinden elde veriler kullanılarak kalıntı östenit fazlarının hacimsel fraksiyonları hesaplanmış, numunelere ait kalıntı östenit oranları Tablo 5.10'da verilmiştir. Bu numunelerin XRD grafikleri ise aynı tavlama koşullarında 30 dakika tavlanan numunelerin XRD grafikleri ile birlikte gösterilmiştir (Şekil 5.101

– Şekil 5.104). Farklı sürelerde tavlanan numunelerin kalıntı östenit oranları incelendiğinde; 650 °C' de 30 dakika tavlanan $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit oranları (Tablo 5.8), aynı tavlama koşullarında 60 dakika tavlanan $H650_{0}60$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerinde bir miktar artış göstermiştir (Tablo 5.11). Kalıntı östenit miktarındaki bu değişim östenit fazının bileşimi ile ilişkilendirilebilir. Tavlama süresine bağlı olarak zenginleşen östenit fazının kararlılığı artmış, östenit fazından gerçekleşen dönüşümler ötelenmiş, dolayısıyla oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarı artmıştır. Q. Han vd. çalışmalarında bekleme süresindeki artışın M_S sıcaklığı düşürdüğünü ve daha uzun süreli tavlama işlemlerinin östenit fazının kararlılığını geliştirilebileceğini belirtmişlerdir [238].

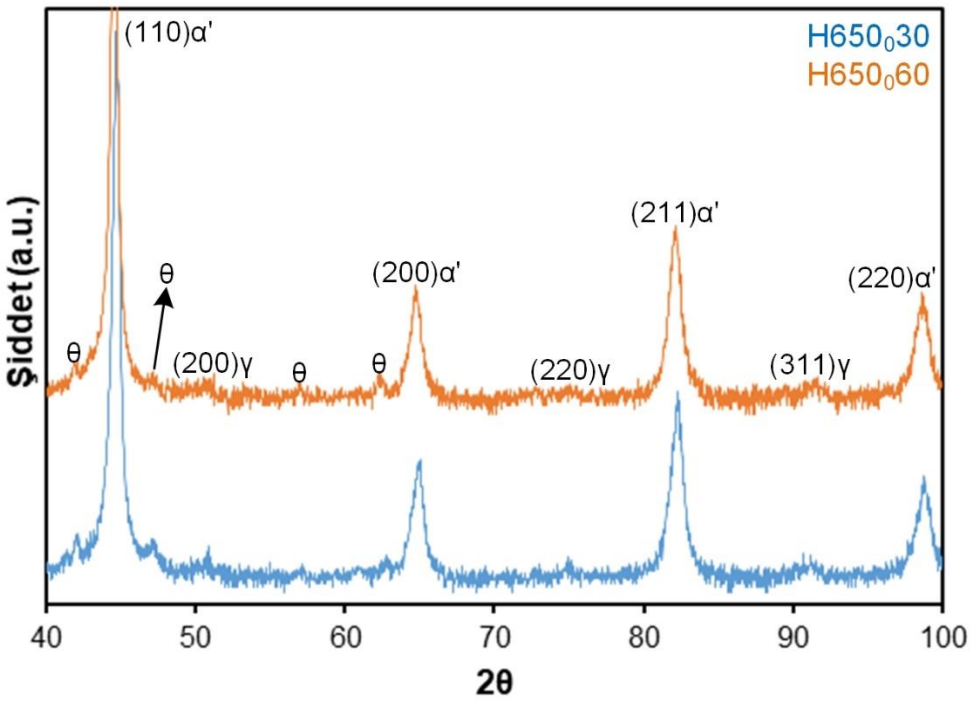
Tablo 5.11. $H650_{0}60$, $H650_{1.2}60$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

Numune	Tavlama Süresi (dk.)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$H650_{0}60$	60	13,8
$H650_{1.2}60$	60	14,9
$S800_{0}60$	60	8
$S800_{1.2}60$	60	8,1

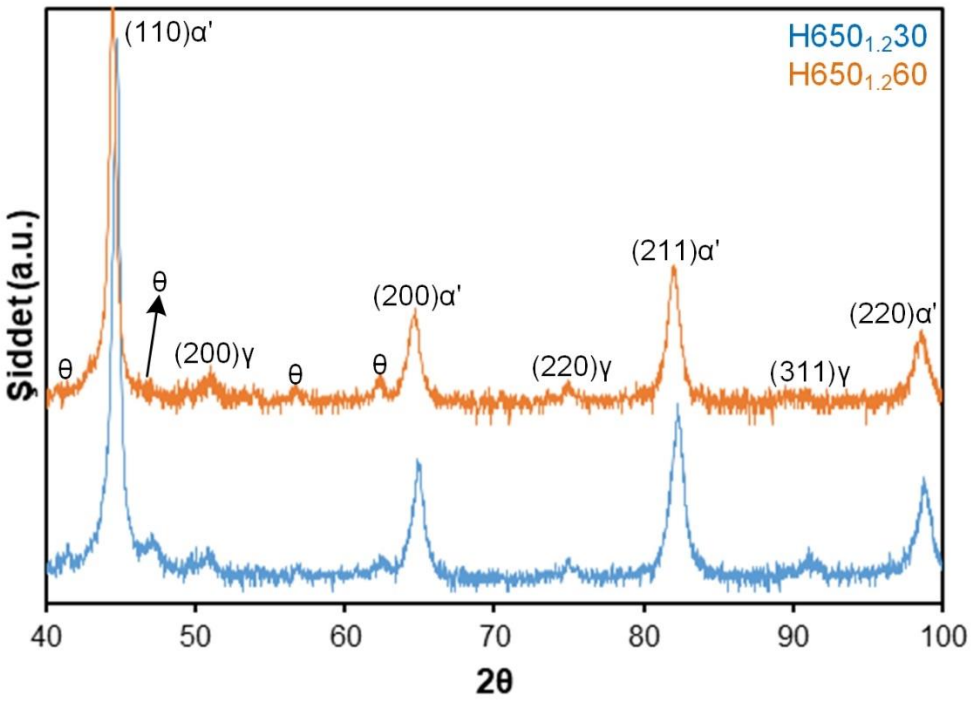
Östenit fazı kararlılığının tavlama süresine bağlı olarak geliştiği, $H650_{0}60$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerinin XRD grafiklerinde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.101 ve Şekil 5.102). $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin XRD grafiklerinde görülen sementit (θ) piklerinin, tavlama süresinin artmasıyla kaybolmaya başladığı görülmüş, özellikle 42 ve 47.1°'lerdeki kırınım açılarına karşılık sementit piklerinin şiddeti azalmıştır. Sementit piklerinde meydana gelen bu değişimler, $H650_{0}60$ ve $H650_{1.2}60$ numunelerinde östenit → sementit dönüşümünün azaldığını ve östenit fazının daha kararlı olduğunu göstermektedir. XRD grafiklerinden elde edilen bu bulgular, tavlama süresinin östenit fazı üzerindeki etkisini destekler niteliktedir.

Kritik tavlama işlemi sırasında bekleme süresinin 60 dakikaya çıkarılması ile kritik östenit fazının kararlılığı ve kalıntı östenit miktarı artmıştır ancak oda sıcaklığındaki kalıntı östenit oranları, östenit fazının Mn ve C bakımından yeterince zenginleşemediğini veya kısmen zenginleştiğini göstermektedir. 650°C' de içyapının yaklaşık %50'si östenit fazı olmasına rağmen soğuma esnasında östenit fazının büyük bir kısmı dönüşüme uğramış, bu sebeple nihai içyapıdaki kalıntı östenit miktarları maksimum %15-16 seviyelerinde kalmıştır. Östenit fazının önemli bir bölümünün dönüşüme uğramış olması, östenit fazının Mn ve C bakımından homojen bir şekilde zenginleşebilmesi için daha uzun tavlama sürelerine ihtiyaç duyulduğunu göstermektedir. Östenit fazının zenginleşebilmesi ve yeterli stabilizasyonunun sağlanabilmesi için 0.16C-5.5Mn çeliğine

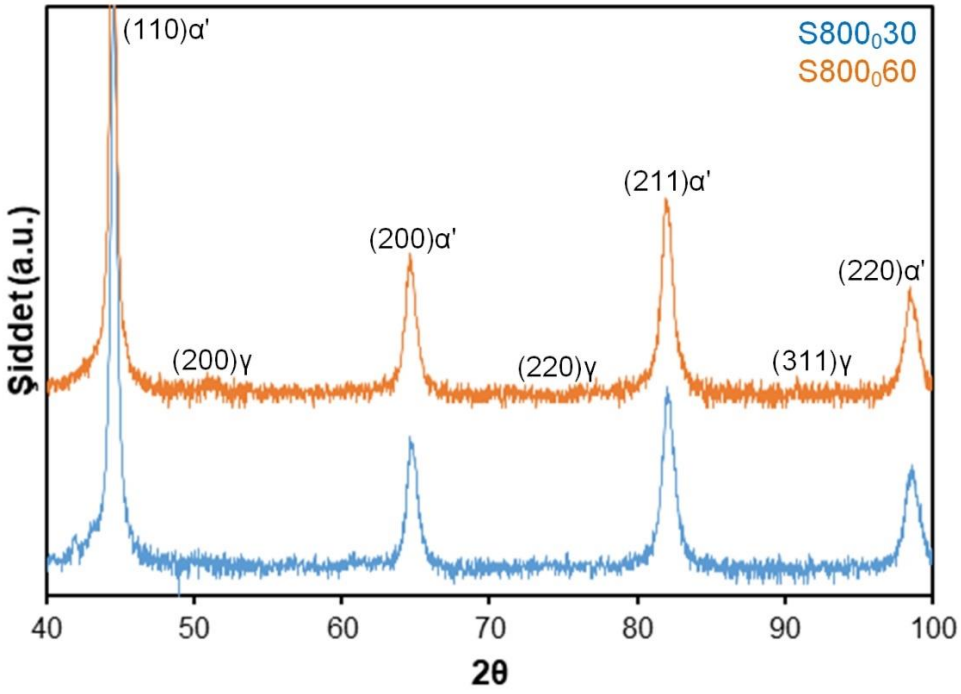
uygulanabilecek optimum tavlama sürelerinin 5 – 7 saat olduğu birçok araştırmacı tarafından da belirtilmiştir [6, 7, 12, 14, 160, 217].



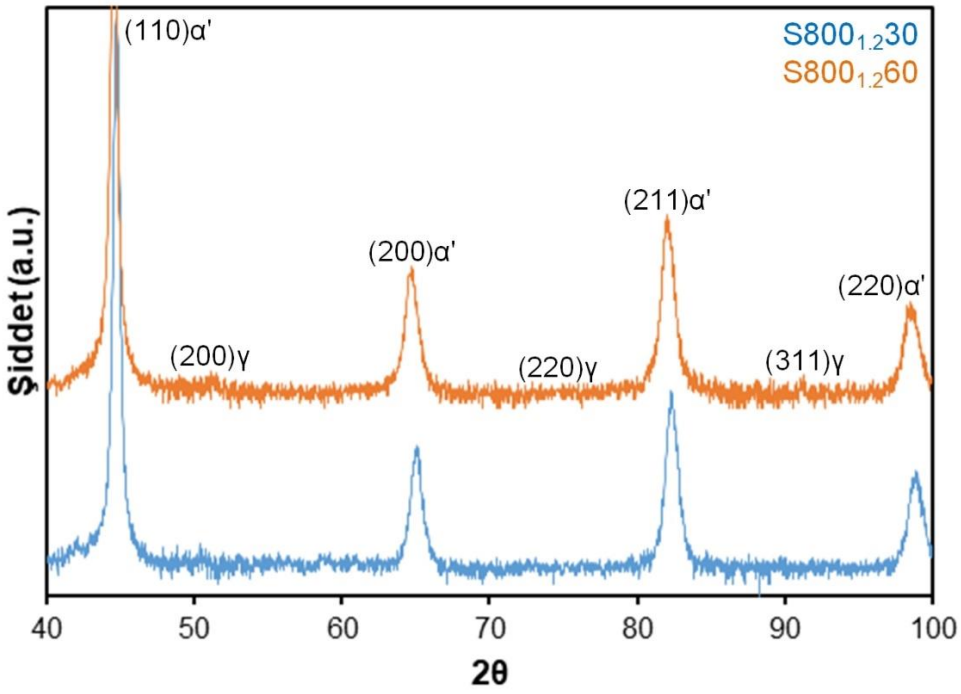
Şekil 5.101. $H650_0 30$ ve $H650_0 60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



Şekil 5.102. $H650_{1.2} 30$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



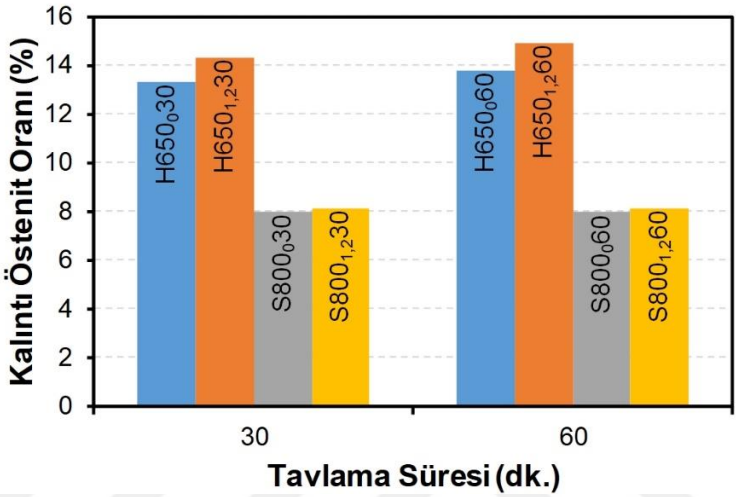
Şekil 5.103. $S800_0 30$ ve $S800_0 60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



Şekil 5.104. $S800_{1.2} 30$ ve $S800_{1.2} 60$ numunelerine ait XRD analizi grafiği

Kritik sıcaklık aralığının (Ac_1 – Ac_3) üzerinde tavlanan numunelerdeki kalıntı östenit miktarları incelendiğinde, tavlama süresinin 30 dakikadan 60 dakikaya uzatılması 800 °C'de tavlanan numunelerinin kalıntı östenit oranlarında önemli bir değişim yaratmamıştır. Ac_3

sıcaklığının üzerindeki tavlama işlemlerinde östenit fazı bileşimi zenginleşmediğinden (çelik bileşimine denk), 800 °C'de farklı sürelerde tavlanan $S800_{0}30$, $S800_{1.2}30$, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerindeki kalıntı östenit oranlarının düşük kabul edilebilecek seviyelerde olduğu görülmüştür. Tavlama süresinin oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisi 650 ve 800 °C'de tavlanan numunelerde incelenmiş, kalıntı östenit oranlarındaki değişim Şekil 5.105'te gösterilmiştir.

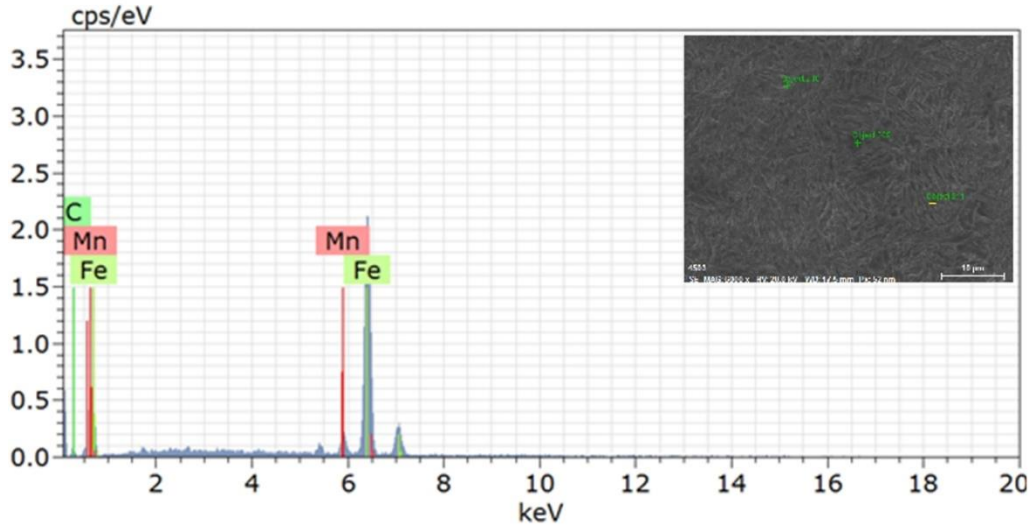


Şekil 5.105. Tavlama süresinin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi

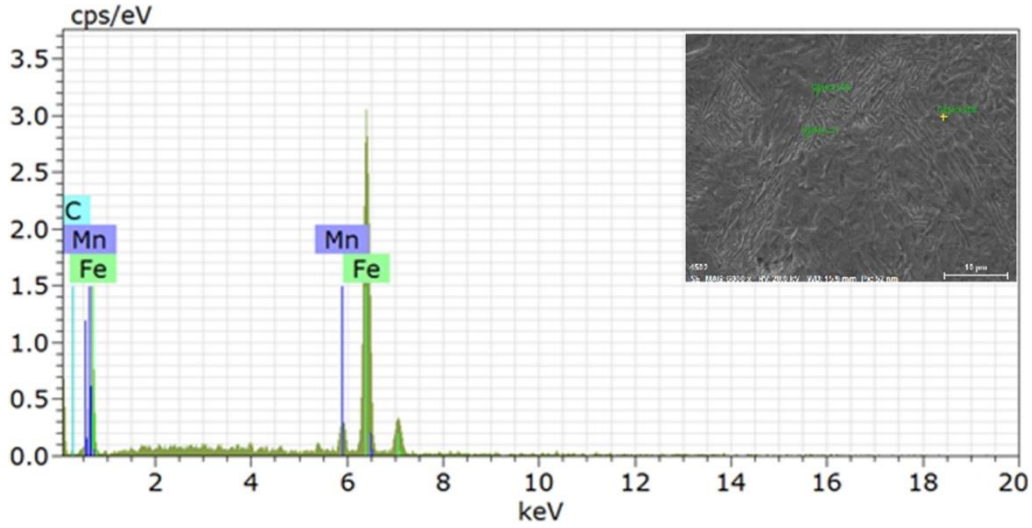
Tavlama koşullarının östenit fazı üzerindeki etkileri araştırılırken aynı bileşime sahip numunelerin analiz sonuçları incelenmiştir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin östenit fazının kararlılığı üzerindeki rolü ise sabit tavlama koşulları altında farklı oranlarda Cr ihtiva eden numuneler kullanılarak araştırılmıştır. 650 °C'de 30 dakika tavlanan numunelere EDS ve XRD analizleri uygulanarak, Cr'nin kalıntı östenitin bileşimi ve hacimsel miktarı üzerindeki etkileri incelenmiş, EDS analizi sonrası elde edilen $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin östenit fazı bileşimi Tablo 5.12'de verilmiştir. $S650_{0}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin EDS grafikleri sırasıyla Şekil 5.88 ve Şekil 5.78'de verilmişti, $S650_{0.4}30$ ve $S650_{0.8}30$ numunelerine ait EDS grafikleri ise Şekil 5.106 ve Şekil 5.107'de gösterilmiştir.

Tablo 5.12. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

Numune	Cr Oranı (ağ.%)	Element (ağ.%)	
		Mn	C
$S650_{0}30$	0	7,48	0,45
$S650_{0.4}30$	0,4	7,34	0,44
$S650_{0.8}30$	0,8	7,33	0,44
$S650_{1.2}30$	1,2	7,29	0,42

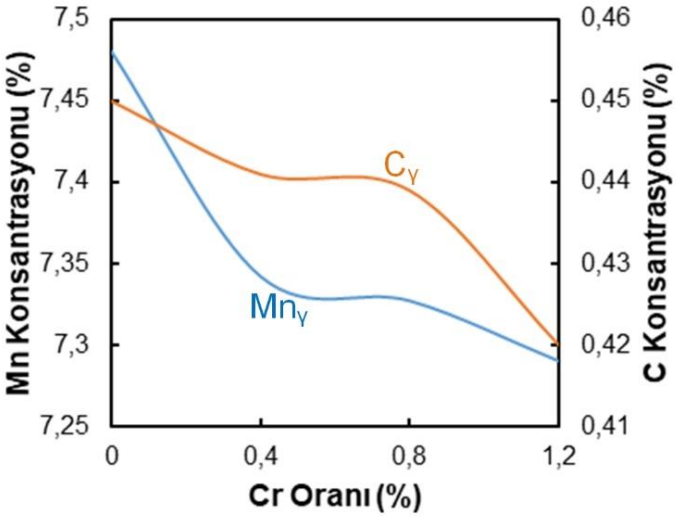


Şekil 5.106. $S650_{0.4}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.107. $S650_{0.8}30$ numunesine ait EDS analizi grafiği

Farklı oranlarda Cr içeren numunelerin östenit fazından alınan EDS analizi sonuçları incelendiğinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin kalıntı östenit fazındaki Mn ve C konsantrasyonlarının azalmasına sebep olduğu görülmektedir (Tablo 5.8 ve Tablo 5.12). Kalıntı östenit bileşiminde görülen bu düşüşün, Cr ilavesine bağlı olarak artan kritik östenit fazı oranından dolayı gerçekleştiği düşünülmektedir (Şekil 5.14). Cr elementinin tavlama sıcaklığındaki östenit miktarını arttırması, östenit bileşiminin azalmasına sebep olmuş ve dolayısıyla, oda sıcaklığındaki kalıntı östenit bileşimi Mn ve C bakımından fakirleşmiştir. Ayrıca, çelik bileşimine ilave edilen Cr elementi Mn ve C atomlarının östenit fazındaki difüzyonunu yavaşlatarak, östenit fazının zenginleşmesini geciktirebileceği farklı araştırmacılar tarafından belirtilmiştir [16, 218, 239–241]. 0.16C-5.5Mn çeliğindeki Cr içeriğine bağlı olarak kalıntı östenit fazının bileşiminde meydana gelen değişim Şekil 5.108'de gösterilmiştir.



Şekil 5.108. Cr oranına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişim

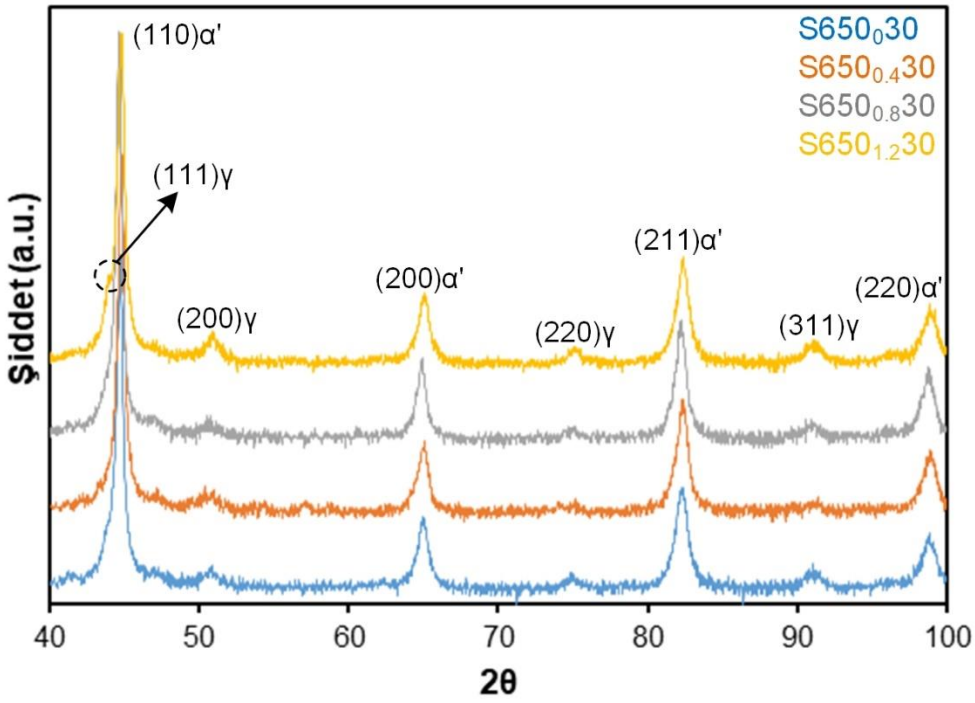
0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin östenit fazının kararlılığı ve kalıntı östenit miktarı üzerindeki etkisinin araştırılabilmesi amacıyla, farklı oranlarda Cr içeren $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numuneleri ile $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine XRD analizi uygulanmıştır. Analiz sonuçlarına göre hesaplanan kalıntı östenit oranları Tablo 5.13 ve Tablo 5.14'te verilmiş, $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numuneleri ile $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD grafikleri sırasıyla Şekil 5.109 ve Şekil 5.110'da gösterilmiştir.

Tablo 5.13. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

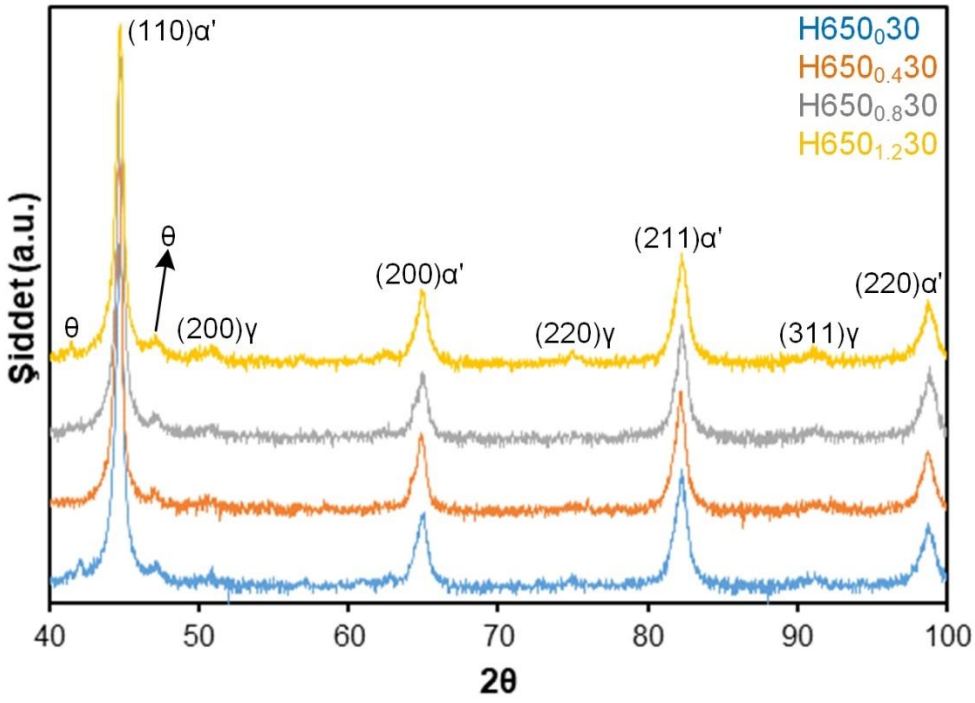
Numune	Cr Oranı (ağ.%)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S650_{0}30$	0	14,8
$S650_{0.4}30$	0,4	14,7
$S650_{0.8}30$	0,8	14,9
$S650_{1.2}30$	1,2	15,9

Tablo 5.14. $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

Numune	Cr Oranı (ağ.%)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$H650_{0}30$	0	13,3
$H650_{0.4}30$	0,4	13,4
$H650_{0.8}30$	0,8	13,7
$H650_{1.2}30$	1,2	14,3



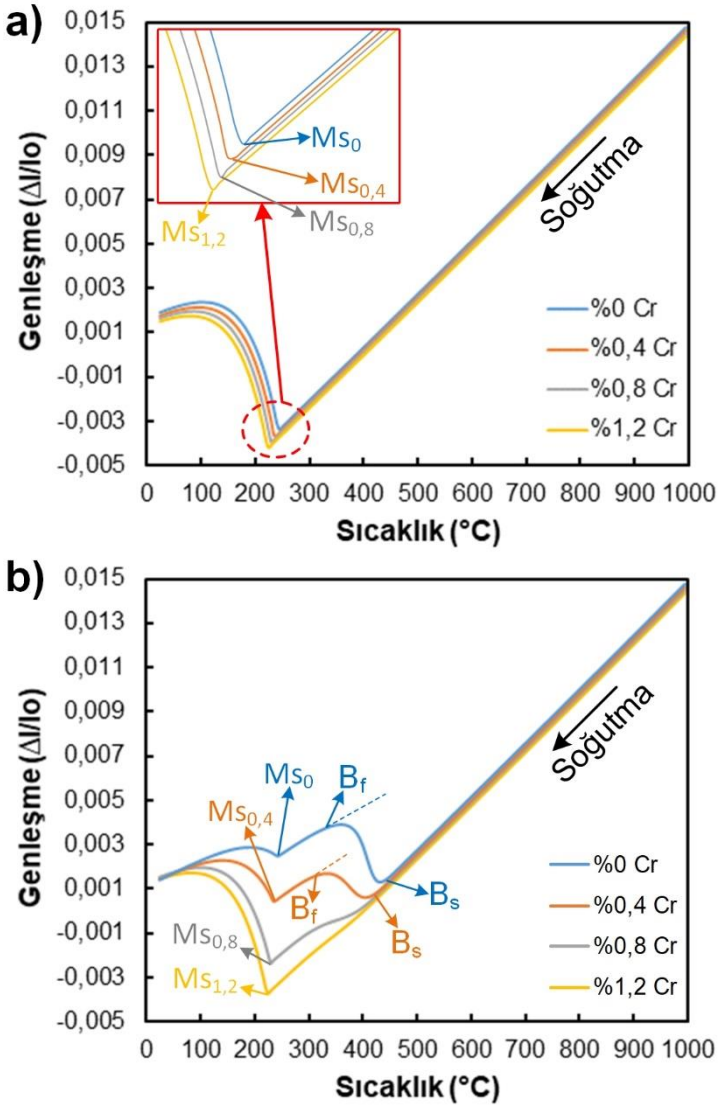
Şekil 5.109. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



Şekil 5.110. $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerine ait XRD analizi grafiği

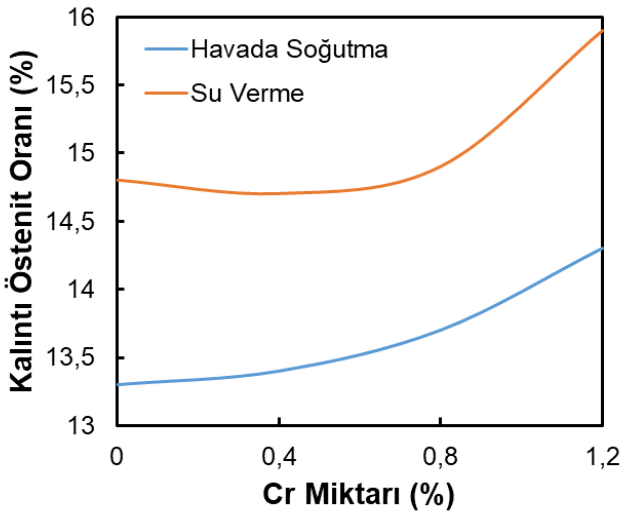
Farklı oranlarda (% 0, 0.4, 0.8, 1.2) Cr içeren numunelerin XRD analiz sonuçları, çelik bileşimindeki Cr'nin kalıntı östenit oranını arttırdığını göstermektedir (Tablo 5.13 ve Tablo 5.14).

Kalıntı östenit oranlarındaki değişim, XRD grafiklerinde de görülebilmektedir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranı arttıkça kalıntı östenit fazına ait pik şiddetlerinin arttığı gözlemlenmiş, (111)γ piki yalnızca %1.2 Cr içeren S650$_{1.2}$30 numunesinde tespit edilmiştir (Şekil 5.109 ve Şekil 5.110). Kalıntı östenit fazındaki bu artış östenit fazının ayrışma kinetiği ile ilişkilendirilebilir. C atomlarının östenit fazındaki difüzyon hızını azalttığı bilinen Cr elementi, soğuma sırasında östenit fazının çözünme hızının yavaşlamasına neden olur [19, 219, 242]. Bu sebeple, soğuma sırasında beynitik dönüşüm ötelenir, M_S sıcaklığı ise düşer [16, 243]. Bu durum, 0.16C-5.5Mn çeliğinin genleşme eğrilerinde de gözlemlenmiştir. JMatPro yazılımı ile simüle edilen genleşme eğrileri Şekil 5.111'de gösterilmiştir.



Şekil 5.111. Farklı oranlarda Cr içeren 0.16C-5.5Mn çeliklerine ait genleşme eğrileri; a) Su verme, b) Havada soğutma

Genleşme eğrileri incelendiğinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranı arttıkça M_S sıcaklığının düştüğü gözlemlenmiş (Şekil 5.111a), M_S sıcaklığındaki bu düşüş hava ortamında gerçekleşen soğuma koşullarında da meydana gelmiştir (Şekil 5.111b). Düşük soğuma hızı beynit dönüşümün gerçekleşmesine neden olmuş, ancak çelik bileşimindeki Cr içeriği arttıkça beynit dönüşümüne ait B_s ve B_f sıcaklıklarının kaybolmaya başladığı görülmüştür (Şekil 5.111b). Genleşme eğrilerinde gözlemlenen bu değişimler, ferrit stabilizörü olarak bilinen Cr elementinin östenit fazını stabilize ettiğini ortaya koymaktadır. Birçok araştırmacı düşük oranlardaki Cr ilavelerinin östenit fazının kararlılığını arttırdığını belirtmiş [16, 19, 20, 213, 215, 216, 219, 243], Kirchner ve arkadaşları çalışmalarında %7'ye kadar olan Cr ilavelerinin östenit fazını stabilize ettiğini, daha yüksek oranlarda ise Cr elementinin ferrit stabilizörü olarak davrandığını söylemişlerdir [244]. Cr elementinin östenit fazı üzerindeki bu etkisi, soğuma sonrasındaki içyapıda daha fazla kalıntı östenit bulunması ile sonuçlanmış, Cr miktarına bağlı olarak kalıntı östenit oranlarında meydana gelen değişim Şekil 5.112'de gösterilmiştir.



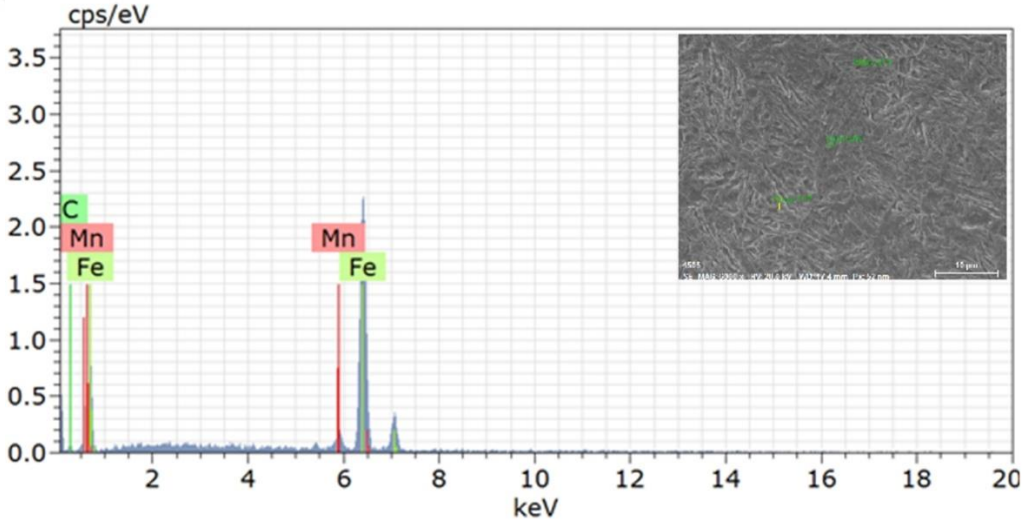
Şekil 5.112. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi

0.16C-5.5Mn çeliklerine uygulanan temperleme ısıl işleminin kalıntı östenit fazı üzerinde ne tür değişimlere sebep olduğunu belirleyebilmek amacıyla, farklı sıcaklıklarda ve sürelerde temperlenen numunelere EDS ve XRD analizleri uygulanmıştır. Ayrıca, Cr ihtiva etmeyen 0.16C-5.5Mn numuneleri ile %1.2 Cr ilaveli numuneler aynı koşullarda temperlenerek Cr'nin temperlenme davranışı üzerindeki rolü incelenmiştir. 200, 250 ve 300 °C sıcaklıklarda temperlenen $T200_0 20$, $T250_0 20$ ve $T300_0 20$ numunelerinin kalıntı östenit bileşimi Tablo 5.15'te verilmiş, numunelere ait EDS analizi grafikleri sırasıyla Şekil 5.113, Şekil 5.114 ve Şekil 5.115'te gösterilmiştir. %1.2 oranında Cr ihtiva eden numunelerin kalıntı östenit bileşimi ise temperleme parametreleri ile birlikte Tablo 5.16'da görülmektedir. $T200_{1.2} 20$, $T250_{1.2} 20$, $T300_{1.2} 20$ ve

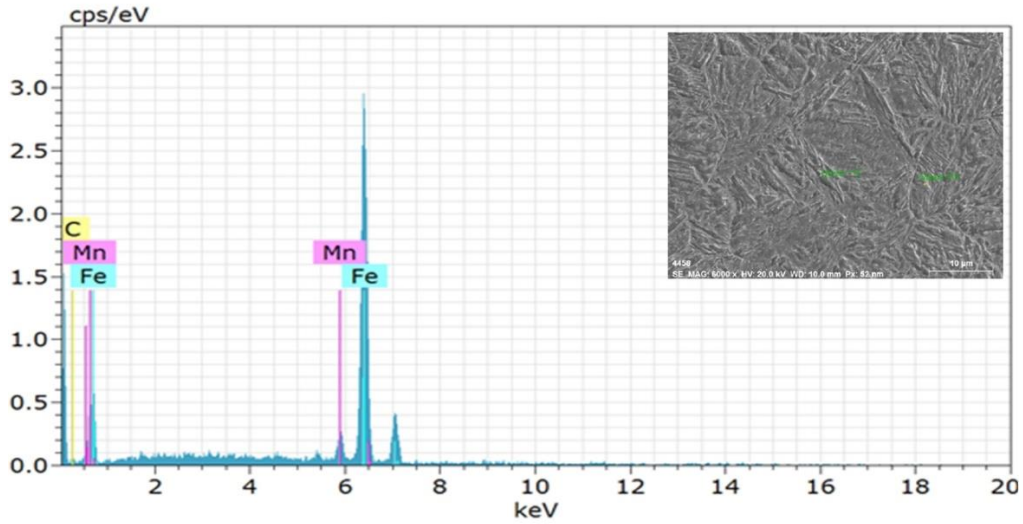
$T300_{1.2}60$ numunelerinin EDS grafikleri Şekil 5.116 – Şekil 5.119'da gösterilmiştir. Temperlenmemiş $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerinin EDS grafikleri ise daha önceki incelemeler sırasında verilmişti (Şekil 5.98 ve Şekil 5.99).

Tablo 5.15. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerindeki kalıntı östenit fazının bileşimi

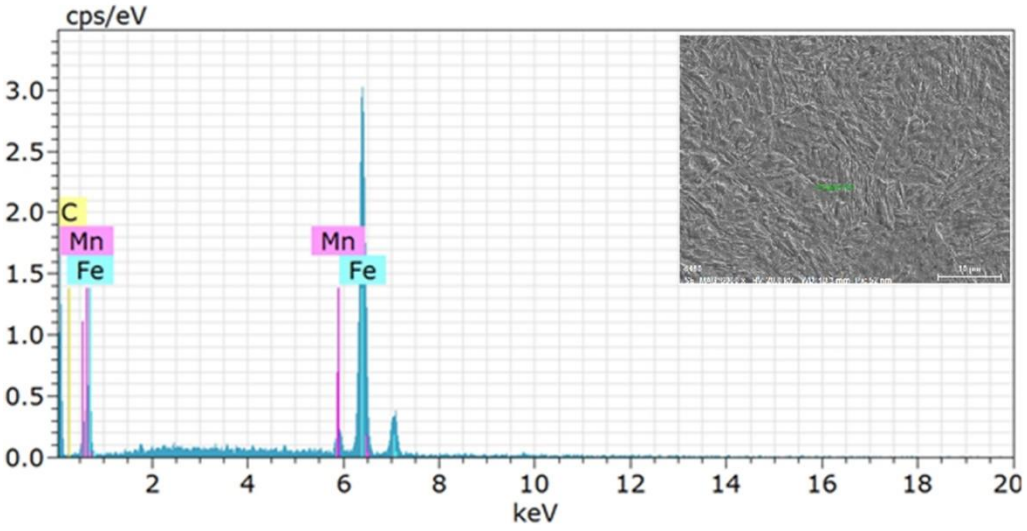
Numune	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Element (ağ.%)	
		Mn	C
$S800_{0}60$	–	5,47	0,18
$T200_{0}20$	200	5,75	0,20
$T250_{0}20$	250	5,79	0,21
$T300_{0}20$	300	5,79	0,21



Şekil 5.113. $T200_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği



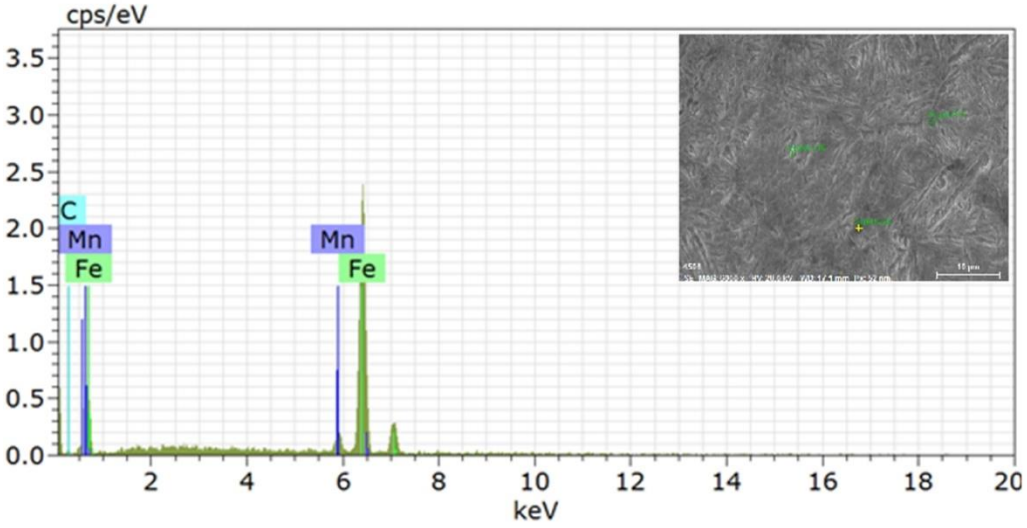
Şekil 5.114. $T250_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği



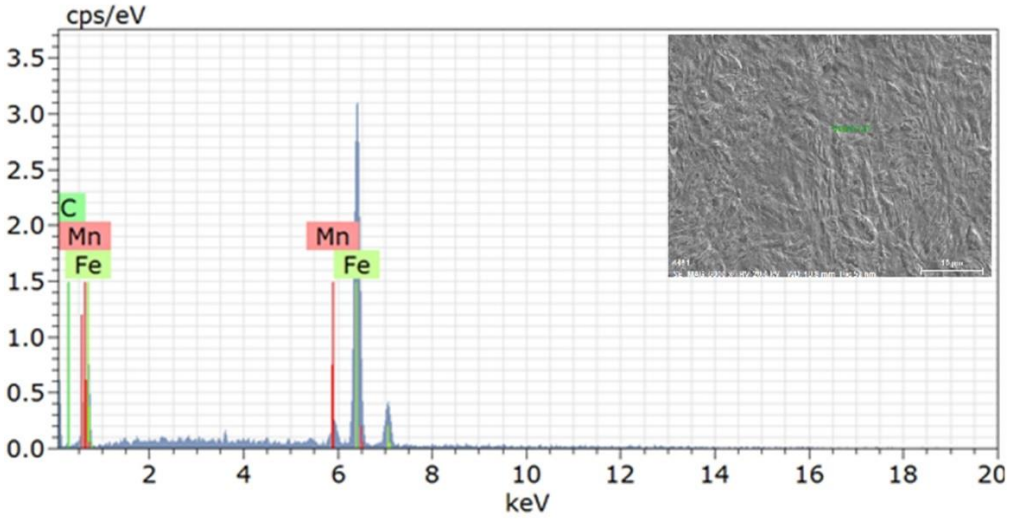
Şekil 5.115. $T300_{0}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği

Tablo 5.16. $S800_{1.2}60$, $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$, $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerindeki kalıntı östenit bileşimi

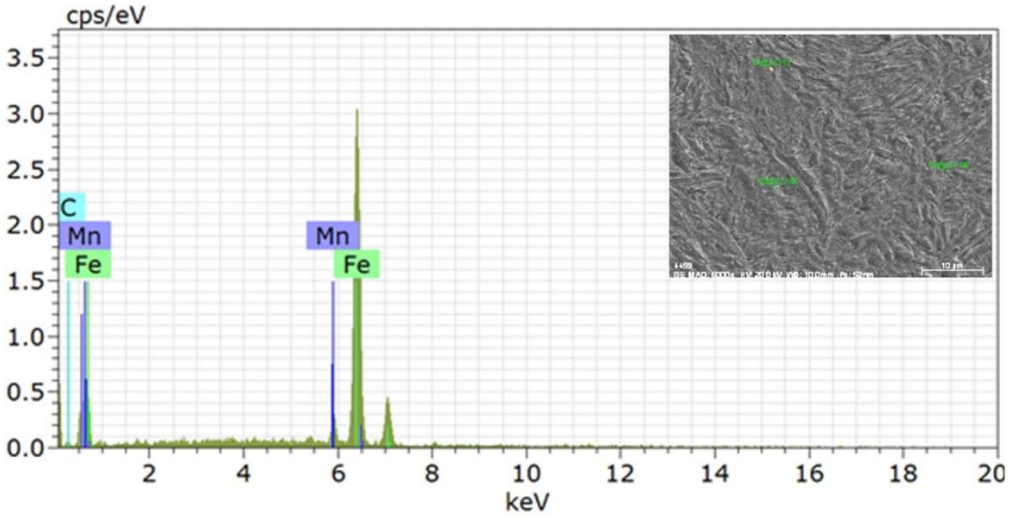
Numune	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Temperleme Süresi (dk.)	Element (ağ.%)	
			Mn	C
$S800_{1.2}60$	–	–	5,52	0,18
$T200_{1.2}20$	200	20	5,75	0,19
$T250_{1.2}20$	250	20	5,77	0,20
$T300_{1.2}20$	300	20	5,78	0,20
$T300_{1.2}60$	300	60	5,89	0,21



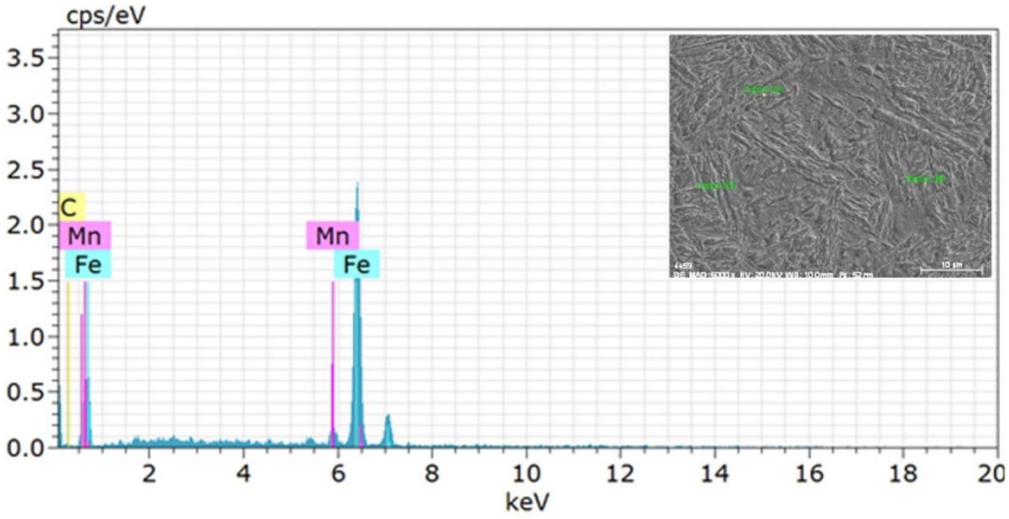
Şekil 5.116. $T200_{1.2}20$ numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.117. T250$_{1,2}$20 numunesine ait EDS analizi grafiği

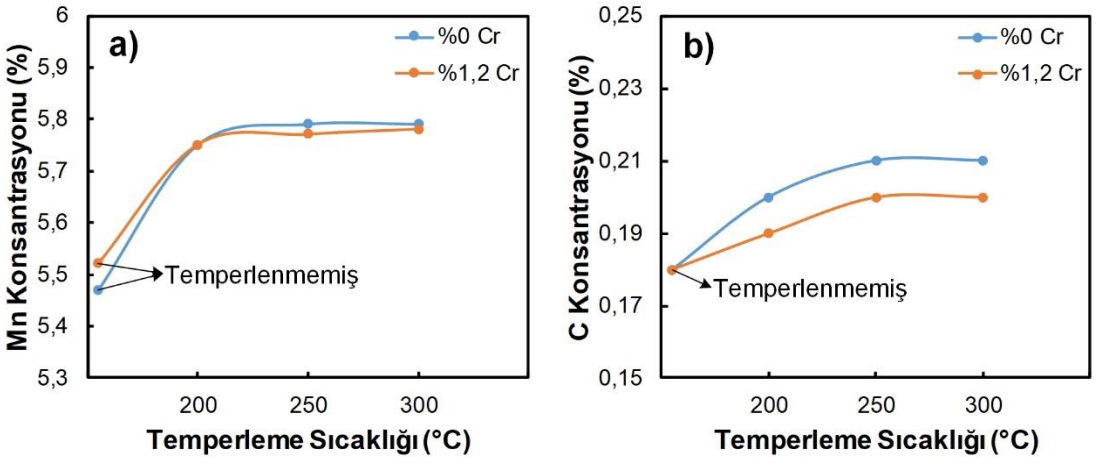


Şekil 5.118. T300$_{1,2}$20 numunesine ait EDS analizi grafiği



Şekil 5.119. T300$_{1,2}$60 numunesine ait EDS analizi grafiği

Temperleme ısıl işleminin uygulandığı $T200_020$, $T250_020$ ve $T300_020$ numuneleri ile yalnızca tavlama işleminden geçen $S800_060$ numunesinin kalıntı östenit bileşimi incelendiğinde, temperleme işleminin kalıntı östenit fazındaki Mn ve C konsantrasyonlarını arttırdığı tespit edilmiştir (Tablo 5.15). Kalıntı östenit bileşiminde görülen bu artış temperleme sıcaklığının yükselmesine bağlı olarak devam etmiştir. Çok sayıda araştırmacı temperleme işlemi sırasında martenzit fazının çözünmesi sonucu ferrit fazının ve sementit çökeltilerinin oluşacağını belirtmiş, dönüşüm esnasında C atomlarının komşu östenit tanelerine de difüze olabileceğine dikkat çekmişlerdir. Ayrıca, temperleme sırasında incelmeye başlayan östenit tanelerinin Mn ve C bakımından zenginleşebileceğini söylemişlerdir [17, 21, 245]. Temperlenen numunelerin kalıntı östenit bileşiminde meydana gelen bu değişim, %1.2 Cr ilaveli numunelerde de gözlemlenmiştir (Tablo 5.16). $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinin kalıntı östenit bileşimleri incelendiğinde, temperleme sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenit fazındaki Mn ve C konsantrasyonlarının arttığı görülmektedir. Ancak, çelik bileşimindeki Cr'den dolayı difüzyon hızı azalan C'nin kalıntı östenit fazındaki zenginleşme oranının daha az olduğu tespit edilmiştir. Temperleme sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenit bileşiminde meydana gelen bu değişimler Şekil 5.120'de gösterilmiştir. 300 °C'de farklı sürelerde temperlenen $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinin kalıntı östenit bileşimleri incelendiğinde, temperleme süresinin uzatılmasına bağlı olarak kalıntı östenit fazının Mn ve C bakımından zenginleştiği gözlemlenmiştir (Tablo 5.16). Bu durum, kalıntı östenit fazının 300 °C'de 60 dakikalık temperleme işleminden sonra bile kararlı olabildiğini göstermektedir.



Şekil 5.120. Temperleme sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin Mn ve C içeriğinde meydana gelen değişimler; a) % Mn, b) % C

Temperlenmiş numunelerin içyapısını oluşturan fazların tespiti ve kalıntı östenit fazının hacimsel oranlarının hesaplanabilmesi amacıyla XRD analizleri gerçekleştirilmiştir. Temperleme işleminin uygulandığı %0 ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin kalıntı östenit oranları sırasıyla Tablo

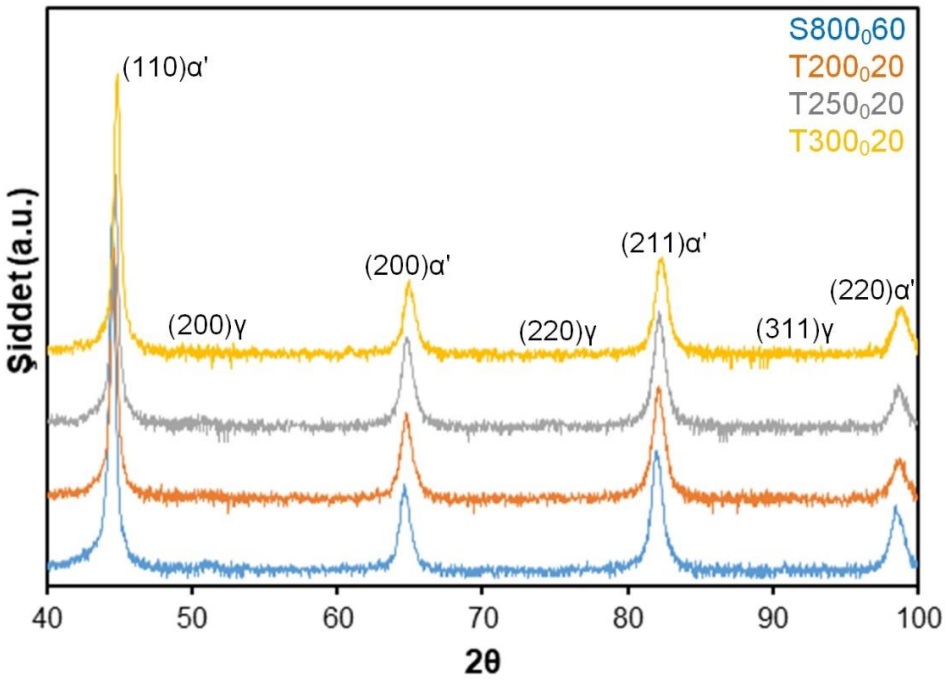
5.17 ve Tablo 5.18'de verilmiştir. Numunelerin XRD grafikleri ise Şekil 5.121 ve Şekil 5.122'de gösterilmiştir. Farklı sürelerde temperlenmiş $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerine ait XRD grafikleri ise Şekil 5.123'te gösterilmiştir.

Tablo 5.17. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

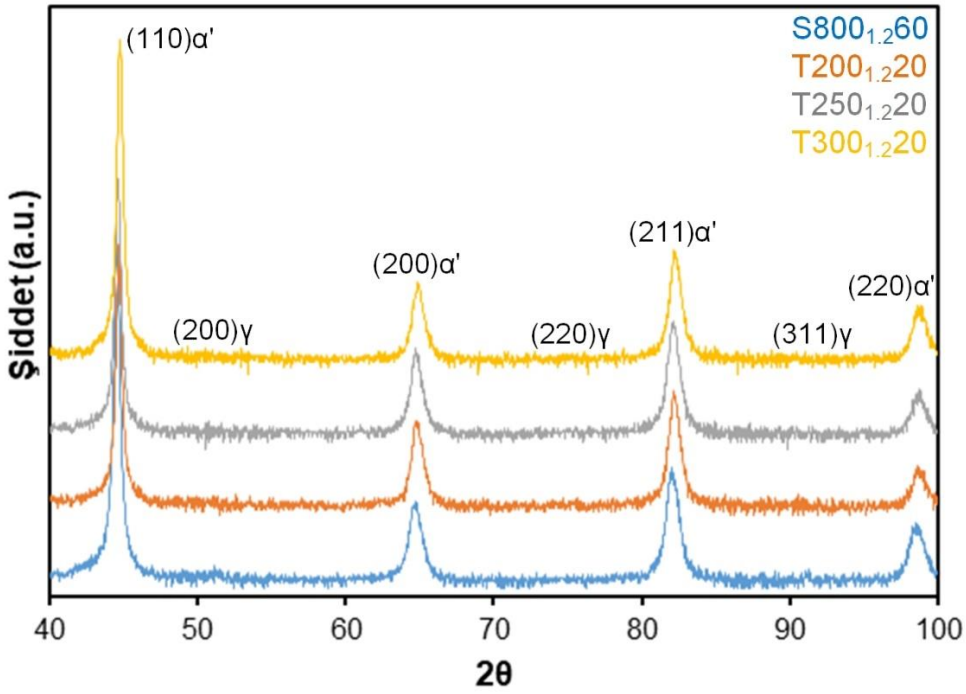
Numune	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S800_{0}60$	–	8
$T200_{0}20$	200	7,1
$T250_{0}20$	250	6,9
$T300_{0}20$	300	7

Tablo 5.18. $S800_{1.2}60$, $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$, $T300_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerine ait kalıntı östenit miktarı

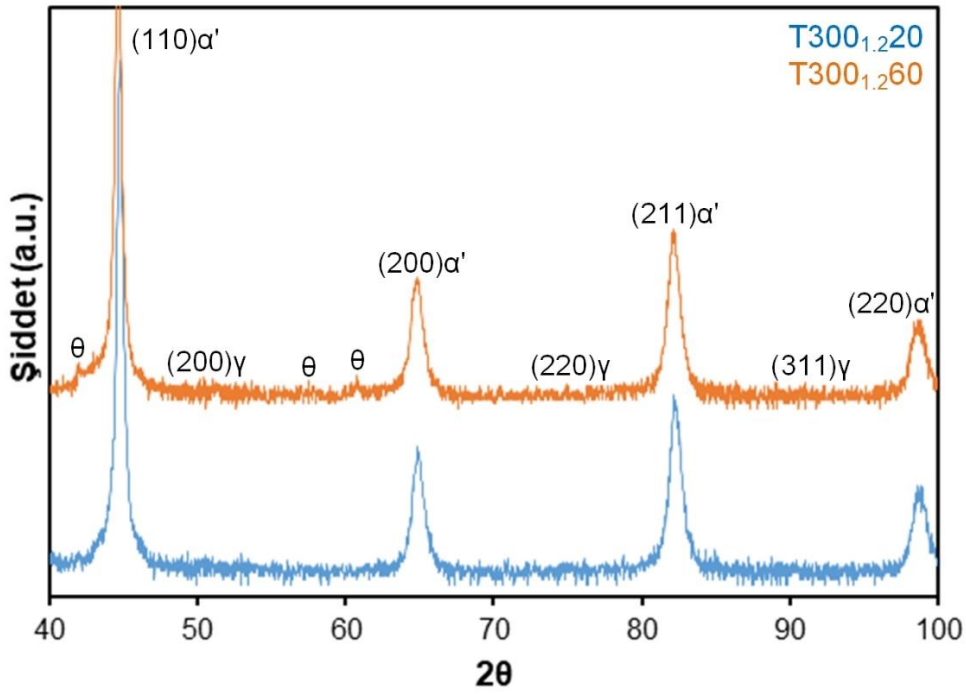
Numune	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Temperleme Süresi (dk.)	Kalıntı Östenit Miktarı (%)
$S800_{1.2}60$	–	–	8,1
$T200_{1.2}20$	200	20	7,3
$T250_{1.2}20$	250	20	7,2
$T300_{1.2}20$	300	20	7,2
$T300_{1.2}60$	300	60	6,7



Şekil 5.121. $S800_{0}60$, $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numunelerine ait XRD analizi grafiği



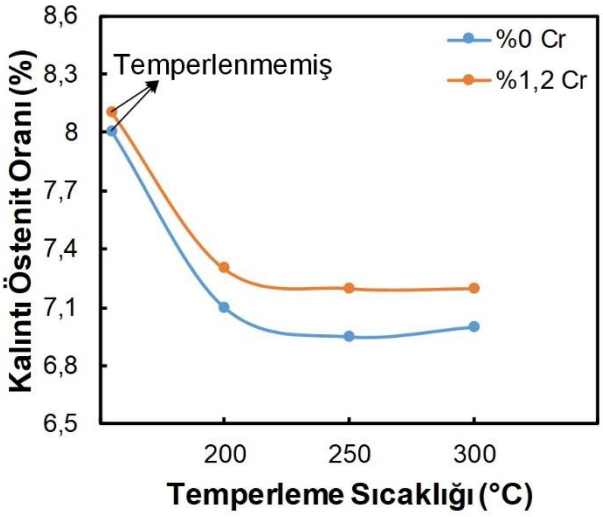
Şekil 5.122. S800$_{1.2}$60, T200$_{1.2}$20, T250$_{1.2}$20, T300$_{1.2}$20 numunelerine ait XRD analizi grafiği



Şekil 5.123. T300$_{1.2}$20 ve T300$_{1.2}$60 numunelerine ait XRD analizi grafiği

S800$_0$60, T200$_0$20, T250$_0$20 ve T300$_0$20 numunelerine ait kalıntı östenit oranları incelendiğinde, 200 °C'deki temperleme işlemi sonrası kalıntı östenit oranında bir miktar azalma gözlemlenmiş olsa da temperleme sıcaklığının yükselmesi kalıntı östenit miktarı üzerinde dikkate

değer bir değişim yaratmamıştır (Tablo 5.17). Temperlenmiş numunelerin kalıntı östenit piklerinde de gözle görülür bir azalma tespit edilememiştir (Şekil 5.121). Temperlenen numunelerin kalıntı östenit bileşimleri ve kalıntı östenit oranlarına göre; kalıntı östenit fazının 300 °C'ye kadarki temperleme işlemlerinde içyapıda çözünmeden kalabileceği söylenebilir. Çok sayıda araştırmacı kalıntı östenit fazının 300 – 350 °C' ye kadar termal kararlılığını koruduğunu ve daha yüksek sıcaklıklarda çözündüğünü belirtmişlerdir [246–248]. Zhao ve diğerleri çalışmalarında kalıntı östenit fazının 400 °C'den daha yüksek sıcaklıklardaki temperleme işlemlerinde çözünmeye başladığını ve kalıntı östenitin yaklaşık %35'nin dönüşüme uğradığını tespit etmişlerdir. Daha düşük temperleme sıcaklıklarında ise kalıntı östenit fazının kararlı olduğunu ve C atomlarının tane sınırlarına göçü neticesinde incelen östenit tanelerinin kalıntı östenit oranında az da olsa bir miktar azalmaya sebebiyet verdiğini belirtmişlerdir [17]. Cr ilavesiz numunelerde gözlemlenen temperlenme davranışı %1.2 oranında Cr içeren numunelerde de görülmüştür (Tablo 5.18). %0 ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin temperleme sonrasındaki kalıntı östenit oranları incelendiğinde, Cr ilaveli numunelerin daha fazla kalıntı östenit fazı ihtiva ettikleri tespit edilmiştir. Çelik bileşimindeki Cr temperleme işlemi sırasında C'nin difüzyonuna engel olarak kalıntı östenitin çözünme direncini arttırmış ve temperleme sonrasındaki kalıntı östenit oranının daha fazla olmasını sağlamıştır [19, 242]. %0 ve %1.2 Cr içeren numunelerin kalıntı östenit oranlarından meydana gelen değişim Şekil 5.124'te gösterilmiştir.



Şekil 5.124. Temperleme sıcaklığının kalıntı östenit oranı üzerindeki etkisi

$T300_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinin XRD grafikleri incelendiğinde, 60 dakika temperlenen $T300_{1.2}60$ numunesinde sementit piklerinin belirginleştiği gözlemlenmiştir. Ayrıca kalıntı östenit oranın bir miktar azaldığı tespit edilmiştir (Tablo 5.18). Temperleme süresinin 20 dakikadan 60 dakikaya uzatılması ile beraber temperlenmiş martenzit miktarının ve sementit

çökeltilerinin arttığı söylenilebilir. Temperleme süresinin 60 dakikaya çıkarılmasına rağmen kalıntı östenit fazının büyük bir bölümünün içyapıda bulunduğu gözlemlenmiştir. Bu sebeple, temperleme işlemi sırasında kalıntı östenit fazında dikkate değer bir çözünme olmadığı düşünülmektedir.

Farklı ısıl işlem parametrelerine göre belirlenmiş olan çok sayıda numuneye EDS ve XRD analizi uygulanmış, EDS ve XRD analizlerinden elde edilen bulguların OM ve SEM incelemeleri ile uyumlu olduğu görülmüştür. Farklı parametrelere sahip bazı numunelerin mikroyapısındaki fazların tane boyutları ve kalıntı östenit miktarları Tablo 5.19'da görülmektedir.

Tablo 5.19. Farklı parametrelere sahip numunelerin faz tane boyutları ve kalıntı östenit oranları

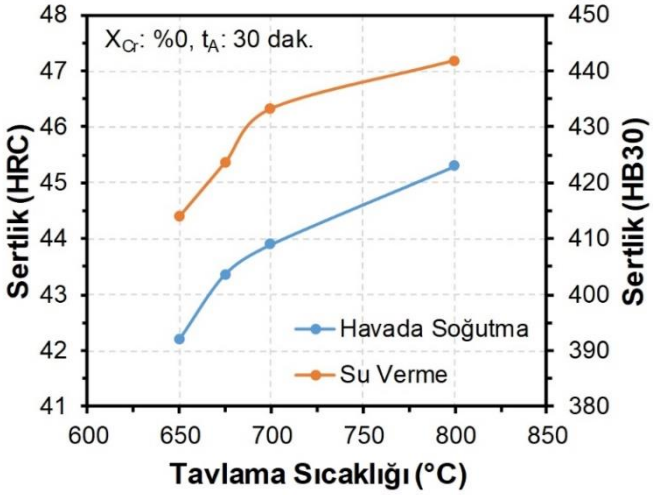
Numune	Tane Boyutu			Kalıntı Östenit Oranı (%)
	Ferrit tane boyutu (µm)	Martenzit katman kalınlığı (nm)	Kalıntı östenit tane boyutu (nm)	
$H650_030$	1,7	250 – 300	200 – 300	13,3
$H675_030$	2,5	200 – 300	200 – 250	10,4
$H700_030$	2,7	250 – 350	200 – 250	9,1
$H800_030$	3,2	300 – 350	200 – 250	7,8
$H650_{1.2}30$	1,2	200 – 250	250 – 300	14,3
$H650_060$	1,9	200 – 300	250 – 300	13,9
$H650_{1.2}60$	1,5	300 – 350	250 – 350	14,8
$S650_030$	1,3	350 – 450	250 – 300	14,8
$S675_030$	2,3	400 – 500	250 – 300	11,3
$S700_030$	2,4	450 – 500	250 – 300	10
$S800_030$	3	450 – 550	200 – 300	8
$S650_{1.2}30$	1	300 – 400	300 – 350	15,9

5.3. Sertlik Testleri

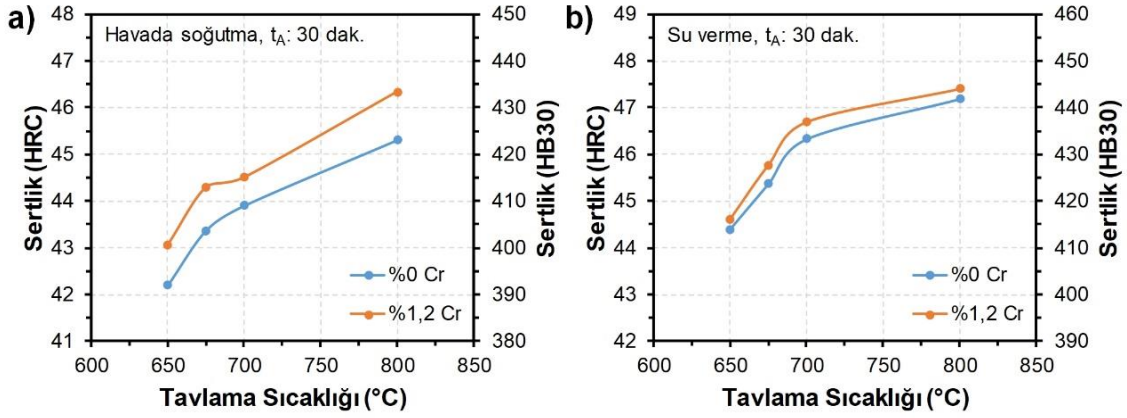
0.16C-5.5Mn çeliğine uygulanan ısıl işlemler nihai içyapının oluşmasında önemli bir rol oynamaktadır. İçyapıyı oluşturan fazların (ferrit, martenzit, beynit, kalıntı östenit) ve bu fazlara ait fraksiyonların tavlama koşullarına oldukça bağlı olduğu, mikroyapı incelemeleri ile XRD analizlerinde de gözlemlenmiştir. 0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısında bulunan ferrit, martenzit, beynit ve kalıntı östenit gibi fazların sertlikleri birbirlerinden farklı olduğundan bu fazların hacimsel fraksiyonlarının 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliği üzerinde büyük bir öneme sahip olduğu söylenebilir [211]. Bu sebeple, farklı koşullarda tavlanan numunelerden sertlik ölçümleri alınarak tavlama parametrelerinin 0.16C-5.5Mn orta manganlı çeliğinin sertliği üzerindeki rolü incelenmiştir. Sertlik ölçümleri Rockwell ve Brinell cinsinden alınmış ve en az üçer kez tekrarlanarak gerçekleştirilmiştir. Farklı oranlarda Cr ihtiva eden numunelerden alınan sertlik

ölçümlerinin ortalamaları kullanılarak her bir tavlama parametresi için sertlik değişim grafikleri çıkarılmıştır.

Tavlama sıcaklığının 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliği üzerindeki etkisinin incelenebilmesi amacıyla farklı sıcaklıklarda tavlanan Cr ilavesiz $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numuneleri ile %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinden sertlik ölçümleri alınmıştır. Tavlama sıcaklığı ile birlikte soğutma ortamının da ele alınabilmesi için $H650_{0}30$, $H675_{0}30$, $H700_{0}30$ ve $H800_{0}30$ numuneleri ile $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinin sertlikleri ölçülmüştür. Tavlama sıcaklığı ve soğutma ortamı parametrelerine göre çizilen sertlik grafikleri Şekil 5.125 ve Şekil 5.126'da görülmektedir.



Şekil 5.125. Farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin sertlik grafiği

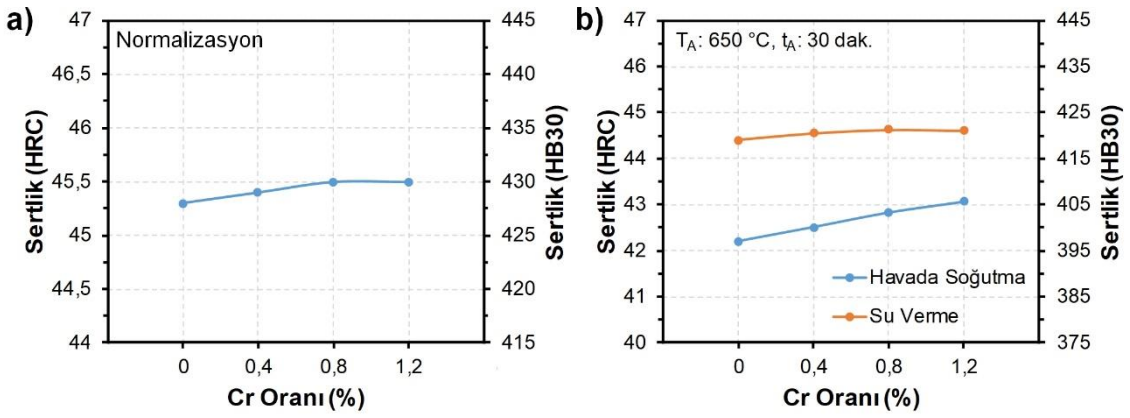


Şekil 5.126. Hava ve su ortamında soğutulan numunelerin sertlik grafiği; a) Havada soğutma, b) Su verme

Farklı sıcaklıklarda tavlanmış numunelerin sertlik grafikleri incelendiğinde, tavlama sıcaklığının yükselmesi ile birlikte numunelerin sertliğinde artış gözlemlenmiştir (Şekil 5.125 ve Şekil 5.126). Bu değişim tavlama sıcaklığına bağlı olarak martenzit fazının hacimsel fraksiyonunda

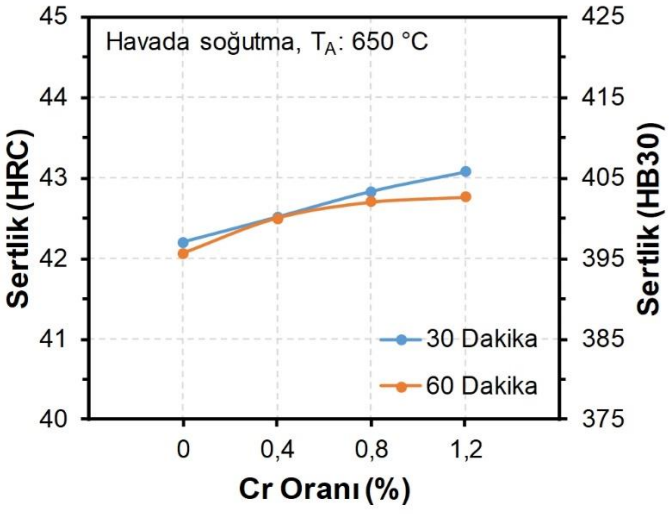
meydana gelen artış ile açıklanabilir [249]. Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasında içyapıda ferrit – östenit dengesi mevcuttur. Kritik sıcaklık aralığında (Ac_1 – Ac_3) sıcaklık yükseldikçe başka bir deyişle Ac_3 sıcaklığına yaklaştıkça içyapıdaki ferrit miktarı azalır, östenit miktarı ise artar. Artan östenit fazı hızlı soğuma sonrasında daha fazla martenzit fazı ile sonuçlanır. Ac_3 sıcaklığının üzerinde ise tamamen östenit fazından ibaret olan içyapının büyük bir bölümü soğuma sonrasında martenzit fazına dönüşür. Tavlama sıcaklığı yükseldikçe martenzit fazı miktarında meydana gelen bu değişim Koistinen – Marburger eşitliğine göre hesaplanan martenzit fazı oranlarında da gözlemlenmiştir (Şekil 5.87). Sonuç olarak; artan martenzit fraksiyonundan dolayı daha yüksek sıcaklıklarda tavlanmış numunelerin sertliklerinin arttığı tespit edilmiştir. Şekil 5.126'da hava ve su ortamında soğutulan numunelerin sertlik grafikleri ayrı ayrı gösterilmiştir ve hava ortamında soğutulan numunelere ait sertlik değerlerinin (Şekil 5.126a) suda soğutulan numunelere (Şekil 5.126b) kıyasla daha düşük olduğu görülmüştür. Bu duruma havada soğutulan numunelerde gözlemlenen beynit fazının neden olduğu düşünülmektedir. Hava ortamındaki yavaş soğumadan dolayı meydana gelen beynitik dönüşüm, soğuma sırasında martenzit oluşumunu sınırlandırmıştır [207]. Ayrıca, yavaş soğuma hızından dolayı ferrit fazı fraksiyonunda bir miktar artış olabilir. Martenzit fazı miktarında meydana gelen azalma ve martenzit fazına göre daha yumuşak bir faz olan beynit fazının içyapıda yer alması, hava ortamında soğutulan numunelerin daha düşük sertliklere sahip olmasına neden olmuştur. Soğuma hızına bağlı olarak Cr ilavesiz numunelerin sertliklerinde meydana gelen azalma, %1.2 Cr içeren numunelerde de gözlemlenmiştir.

Çelik bileşimindeki Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliğinde ne tür değişimlere sebep olacağını inceleyebilmek amacıyla farklı oranlarda Cr içeren numunelere sertlik testleri uygulanmıştır. Normalize edilen numuneler (N_0, $N_{0.4}$, $N_{0.8}$. ve $N_{1.2}$) ile kritik tavlama sonrası hava ($H650_030$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$) ve su ($S650_030$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$) ortamında soğutulan numunelerin sertlik grafikleri Şekil 5.127' de gösterilmiştir.



Şekil 5.127. Farklı oranlarda Cr içeren numunelerin sertlik grafiği; a) Normalizasyon, b) Kritik Tavlama

Farklı oranlarda (%0, 0.4, 0.8, 1.2) Cr içeren numunelerin sertlik grafiklerinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının, normalize edilmiş numunelerin sertliklerinde önemli bir değişime sebep olmadığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.127a). Çelik bileşimindeki Cr miktarına bağlı olarak numunelerin sertliklerinde bir miktar artış tespit edilmiş olsa da bu artış dikkate değer bir seviyede gerçekleşmemiştir. 650 °C'de 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sertliklerinde de benzer durum söz konusudur (Şekil 5.127b). Cr oranındaki artışa rağmen suda soğutulan numunelere ait sertlik değerlerinin neredeyse aynı olduğu görülmektedir. Hava ortamında soğutulan numunelere ait sertlik grafiğinde ise çelik bileşimindeki Cr oranının yavaş soğutulan numunelerin sertlikleri üzerinde daha etkin bir rol oynadığı görülmektedir (Şekil 5.127b). Cr oranındaki artışa bağlı olarak hava ortamında soğutulan numunelerin sertliklerinin arttığı tespit edilmiştir. Sertlik değerlerindeki bu değişimin, çelik bileşimine ilave edilen Cr elementinin yavaş soğuma sırasında gerçekleşen beynit dönüşümünü ötelemesinden dolayı meydana geldiği düşünülmektedir. Cr elementi beynitik dönüşümü geciktirerek soğuma sırasında östenit → martenzit dönüşümünün artmasına, dolayısıyla oda sıcaklığındaki içyapıda daha fazla martenzit fazı ile daha az beynit fazı bulunmasına neden olmuştur [16]. İçyapıda meydana gelen bu değişimlerden dolayı çelik bileşimindeki Cr oranına bağlı olarak hava ortamında soğutulan numunelerin sertliklerinde artış meydana gelmiştir. 650 °C'de 30 dakika tavlanıp havada soğutulan numuneler, aynı koşullarda 60 dakika tavlanan numuneler ile kıyaslanarak tavlama süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliği üzerindeki etkisi incelenmiştir (Şekil 5.128).

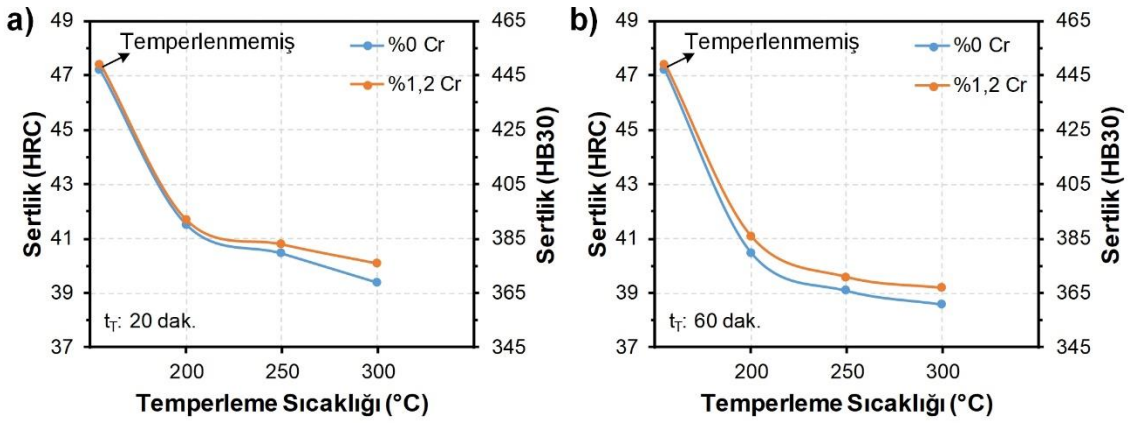


Şekil 5.128. 30 ve 60 dakika tavlanan numunelerin sertlik grafiği

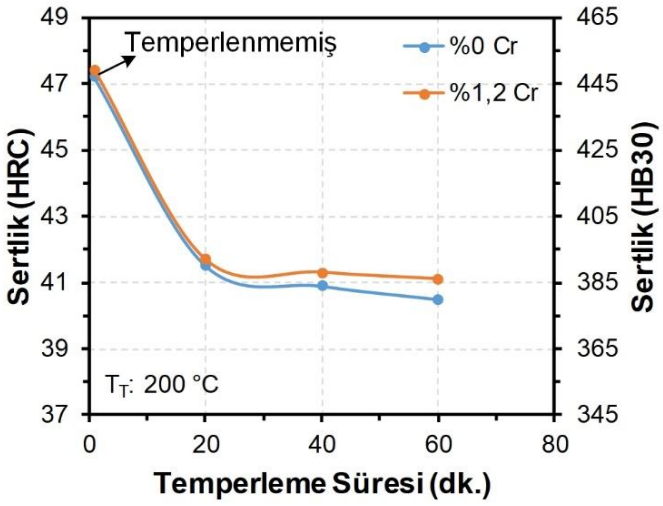
Benzer tavlama koşullarında 30 ve 60 dakika tavlanan numunelerin sertlik grafikleri incelendiğinde, tavlama süresinin 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarılması numunelerin sertliğinde kayda değer bir değişime sebep olmadığı görülmektedir. 60 dakika tavlanan numunelerin

($H650_060$, $H650_{0.4}60$, $H650_{0.8}60$ ve $H650_{1.2}60$) sertlik değerlerinin az da olsa daha düşük olduğu gözlemlense de farklı sürelerde tavlanan numunelere ait sertliklerin birbirlerine oldukça yakın olduğu, $H650_{0.4}30$ ile $H650_{0.4}60$ numunelerinin sertliklerinin hemen hemen aynı olduğu tespit edilmiştir.

Sertlik testlerinden elde edilen sonuçlar tavlama koşullarının ve çelik bileşimindeki Cr oranının numunelerin sertlik değerleri üzerinde önemli bir role sahip olduğunu göstermiştir. Bu parametrelerin temperlenen numuneler üzerindeki etkilerinin incelenebilmesi için temperlenmiş numunelerden de sertlik ölçümleri alınmıştır. Sertlik ölçümlerinden elde edilen veriler temperleme sıcaklığı, temperleme süresi ve çelik bileşimindeki Cr oranı değişkenlerine göre çizilen sertlik grafiklerinde gösterilmiştir. Temperleme sıcaklığı ve temperleme süresine bağlı olarak numunelerin sertlik değerlerinde meydana gelen değişimler Şekil 5.129 ve Şekil 5.130'da gösterilmiştir.



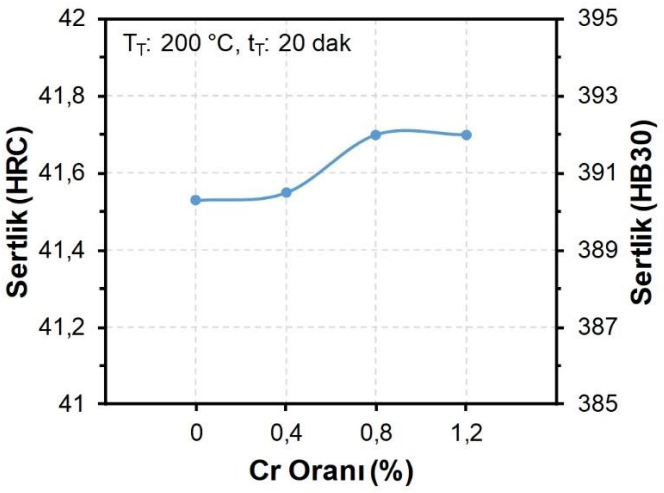
Şekil 5.129. Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerin sertlik grafiği; a) 20 dk. temperleme, b) 60 dk. temperleme



Şekil 5.130. Farklı sürelerde temperlenen numunelerin sertlik grafiği

Farklı sıcaklıklarda 20 dakika temperlenmiş olan $T200_{0}20$, $T250_{0}20$ ve $T300_{0}20$ numuneleri ile $T200_{1.2}20$, $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinin sertlik grafikleri Şekil 5.129a'da görülmektedir. 800°C' de 60 dk. tavlanan $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerinin sertlik değerlerinde 200 °C' de 20 dakikalık temperleme işlemi sonrası belirgin bir düşüş gözlemlenmiştir. Temperleme işlemi sırasında martenzit fazının temperlenme oranına bağlı olarak meydana gelen bu düşüşün, daha yüksek sıcaklıklarda temperlenen numunelerde arttığı tespit edilmiştir. Ancak farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelere ait sertlik değerleri arasında ciddi bir fark olmadığı görülmektedir. Temperlenen numunelerin sertliklerinde gözlemlenen bu değişim farklı sıcaklıklarda 60 dakika temperlenen numunelerde de görülmüş, temperleme süresinin uzaması numunelerin sertlik değerlerinin daha fazla düşmesine sebep olmuştur (Şekil 5.129b).

Sertlik grafiklerinde %1.2 Cr içeren numunelerin sertlik değerlerinin Cr içermeyen numunelere kıyasla az da olsa daha yüksek olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.129a-b). Cr ilaveli numunelerin sertliklerinin daha yüksek olması, Cr elementinin martenzit fazının temperlenme direncini arttırmasından kaynaklandığı söylenilebilir [19, 242]. Cr elementi martenzit fazının çözünmesini geciktirerek temperlenmiş martenzit oranının düşmesine, numunelere ait sertlik değerlerinin ise daha yüksek olmasına sebep olmuştur. Bu durum, 200 °C'de farklı sürelerde temperlenen numunelerde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.130). Cr içermeyen $T200_{0}20$, $T200_{0}40$ ve $T200_{0}60$ numunelerinin sertlik değerlerindeki düşüş tavlama süresine bağlı olarak az da olsa artmıştır. %1.2 Cr ilaveli $T200_{1.2}20$, $T200_{1.2}40$ ve $T200_{1.2}60$ numunelerinde ise sertlik değerlerindeki değişimin daha az olduğu, $T200_{1.2}40$ ve $T200_{1.2}60$ numunelerinin sertliklerinin hemen hemen aynı olduğu görülmektedir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının temperlenmiş numunelerin sertlikleri üzerindeki etkisi 200 °C'de 20 dakika temperlenen $T200_{0}20$, $T200_{0.4}20$, $T200_{0.8}20$ ve $T200_{1.2}20$ numunelerinde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.131). Özellikle $T200_{0.8}20$ ve $T200_{1.2}20$ numunelerine ait sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir.



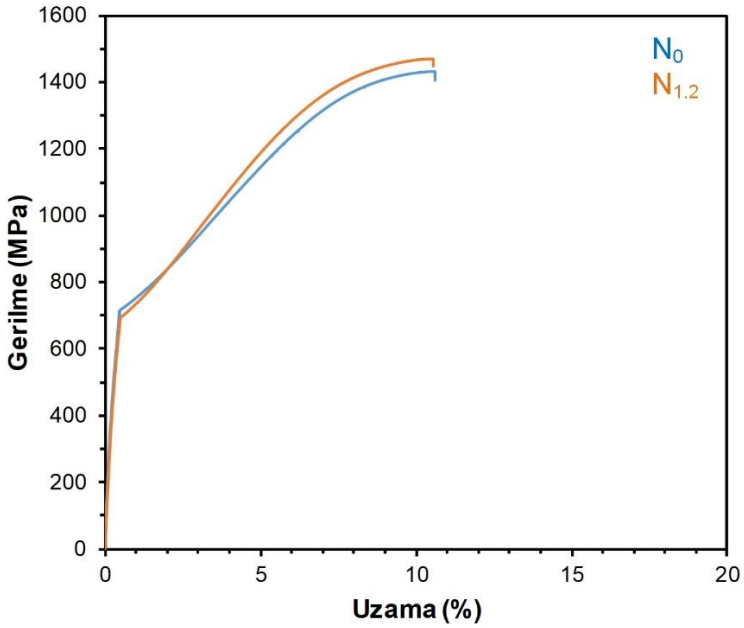
Şekil 5.131. Farklı oranlarda Cr içeren temperlenmiş numunelere ait sertlik grafiği

5.4. Çekme Testleri

Çekme testi, geleneksel çeliklerde olduğu gibi orta manganlı çeliklerde de mekanik özelliklerinin incelenebilmesi amacıyla uygulanan mekanik test yöntemlerinin başında gelmektedir. Literatürde oldukça yaygın bir şekilde kullanılan çekme testleri ile akma dayanımı (MPa), çekme dayanımı (MPa), üniform uzama (%) ve toplam uzama (%) gibi mekanik özellikler tespit edilebilmektedir. Özellikle çekme mukavemeti – toplam uzama (GPa.%) kombinasyonu araştırmacılar tarafından sıklıkla bir kıyas ölçütü olarak kullanılmaktadır.

0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının ve ısıl işlem parametrelerinin, bu çeliklerin mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini inceleyebilmek maksadıyla çok sayıda numuneye çekme testi uygulanmıştır. Elde edilen veriler ile her bir değişken için gerilme-uzama grafikleri çizilmiş, kopma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri (4000x büyütme) ve makro görüntüler ile numunelerin kırılma davranışları incelenmiştir.

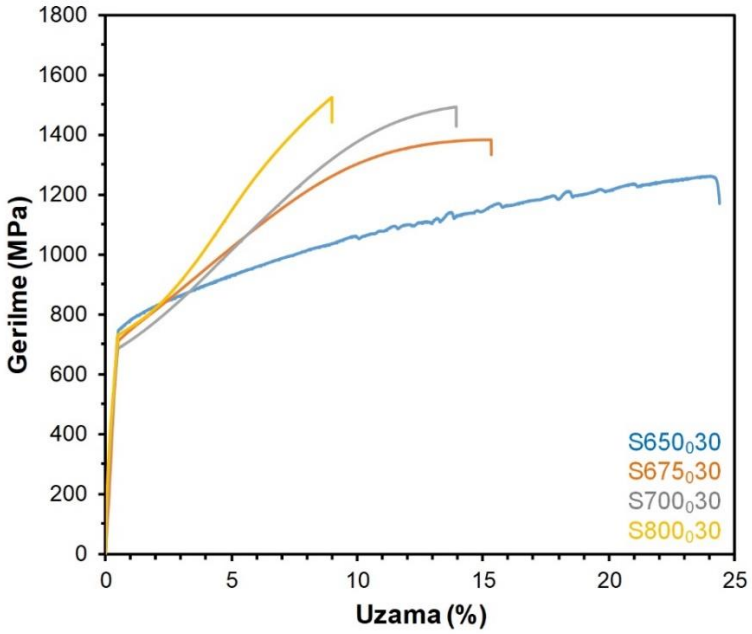
Normalize edilen Cr ilavesiz N_0 ve %1.2 Cr ilaveli $N_{1.2}$ numunelerinin çekme grafikleri incelendiğinde; N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin çekme dayanımlarının sırasıyla 1431 ve 1469 MPa, toplam uzama miktarlarının ise sırasıyla %10,6 ve 10,5 olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.132). 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin çekme dayanımını arttırdığı akma dayanımı ile toplam uzamayı düşürdüğü gözlemlense de yalnızca normalize edilmiş numunelerde Cr ilavesinin dikkate değer bir fark yaratmadığı görülmektedir.



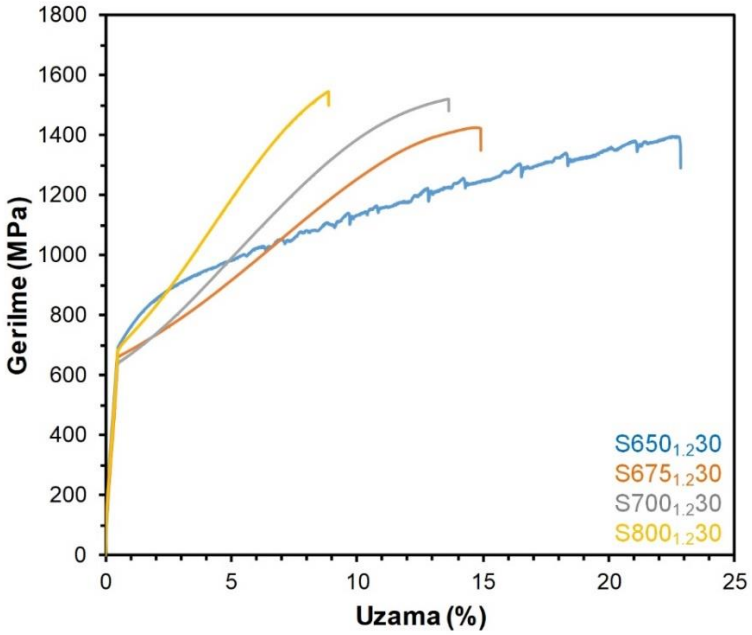
Şekil 5.132. Normalize edilmiş N_0 ve $N_{1.2}$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri

Normalizasyon ısıl işlemi sonrası ikinci ısıl işlem olarak uygulanan kritik tavlama işlemine ait parametreler ise ayrı ayrı ele alınmıştır. Kritik tavlama sıcaklığının 0.16C-5.5Mn çeliğinin

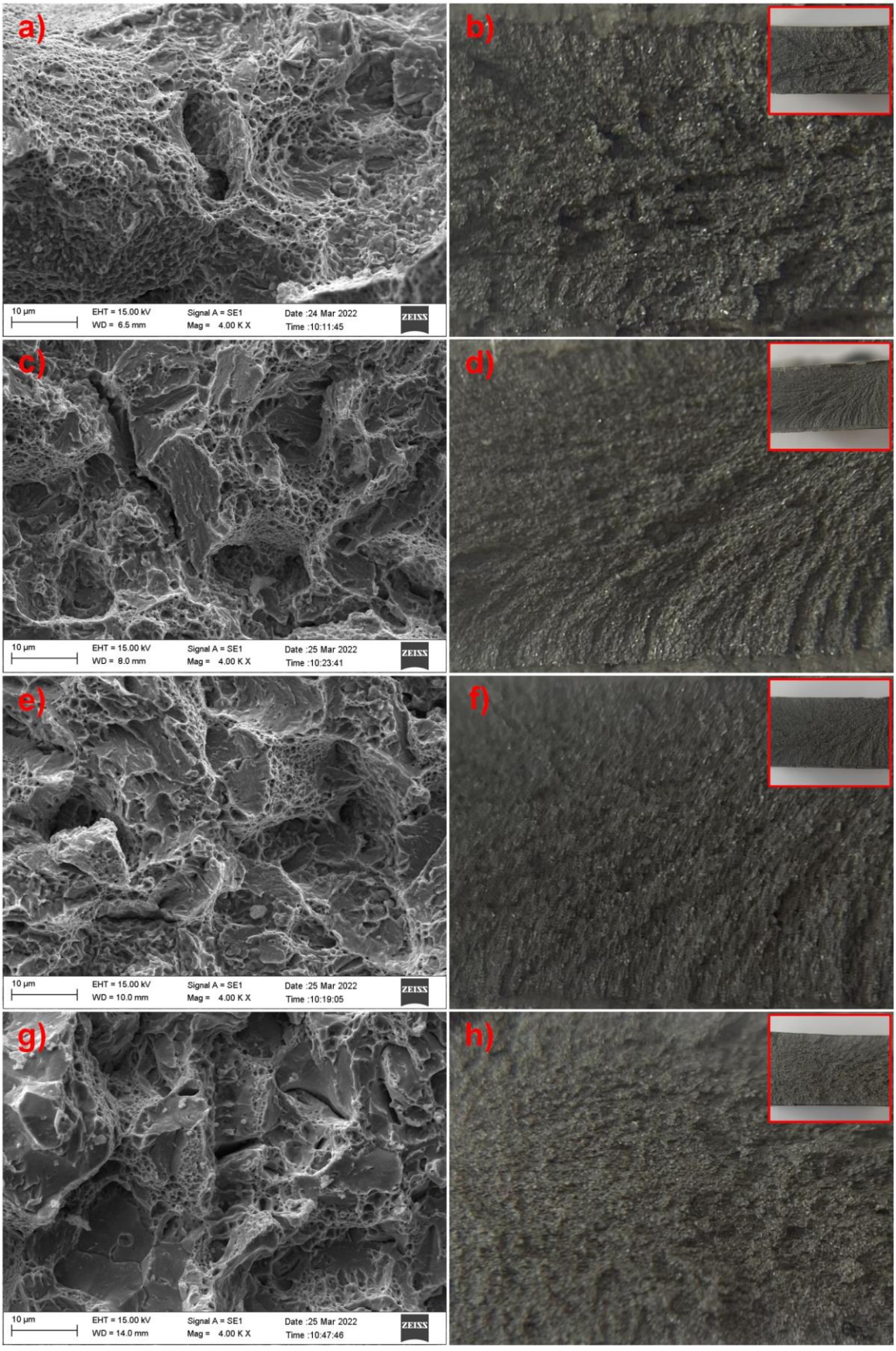
mekanik özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenebilmesi için Cr ilavesiz $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numuneleri ile %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelere çekme testi uygulanmıştır. Farklı sıcaklıklarda (650, 675, 700 ve 800 °C) kritik tavlanma işleminden geçen Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin gerilme-uzama grafikleri sırasıyla Şekil 5.133 ve Şekil 5.134'te verilmiştir. Numunelerin kopma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri (4000x büyütme) ile makro görüntüler ise Şekil 5.135 ve Şekil 5.136'da verilmiştir.



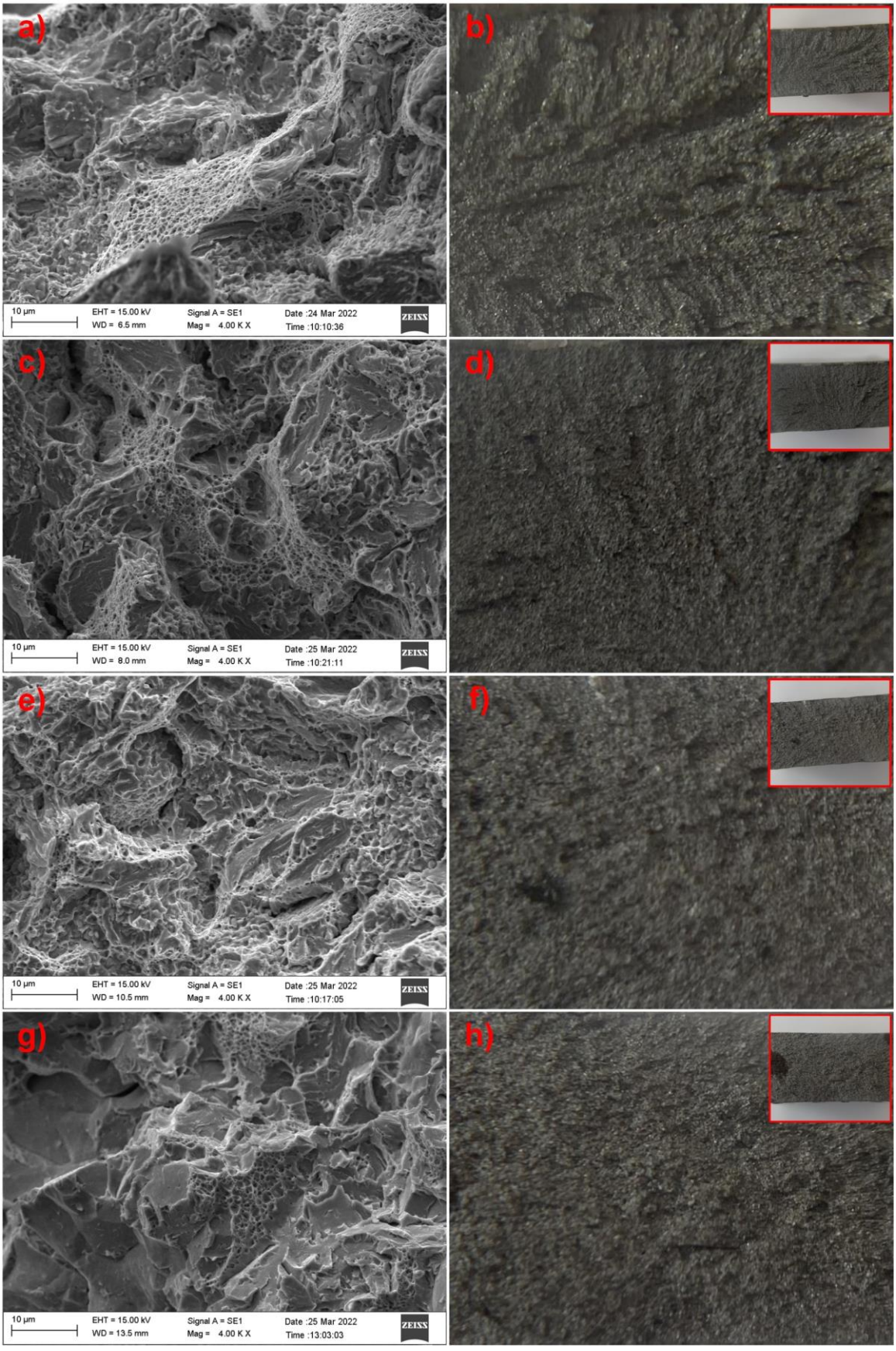
Şekil 5.133. $S650_{0}30$, $S675_{0}30$, $S700_{0}30$ ve $S800_{0}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.134. $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.135. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_030$, c) $S675_030$, e) $S700_030$, g) $S800_030$ ile makro görüntüleri; b) $S650_030$, d) $S675_030$, f) $S700_030$, h) $S800_030$

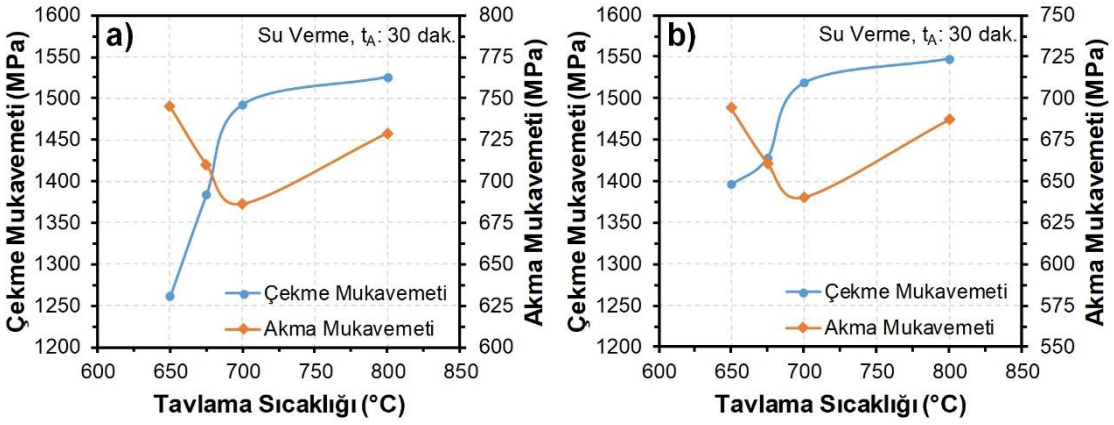


Şekil 5.136. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_{1.2}30$, c) $S675_{1.2}30$, e) $S700_{1.2}30$, g) $S800_{1.2}30$ ile makro görüntüleri; b) $S650_{1.2}30$, d) $S675_{1.2}30$, f) $S700_{1.2}30$, h) $S800_{1.2}30$

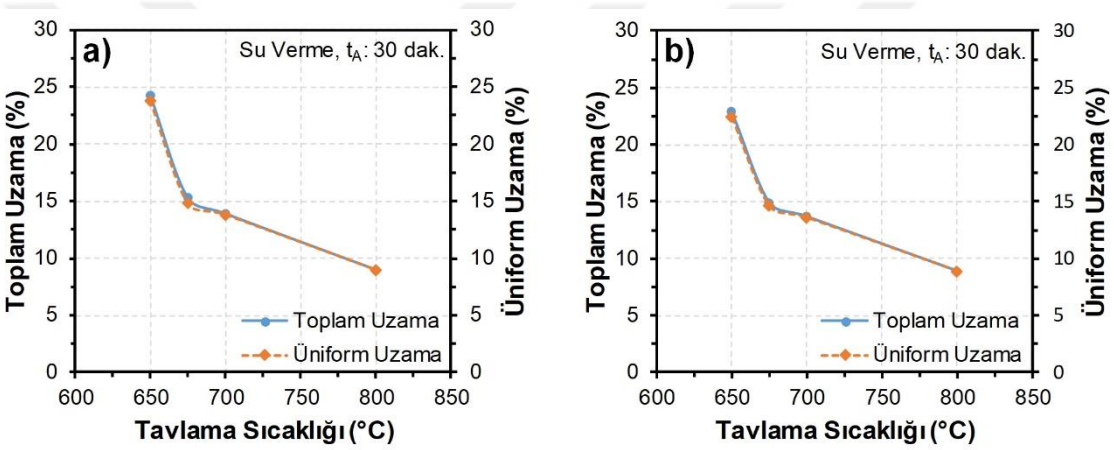
Farklı sıcaklıklarda (650, 675, 700 ve 800 °C) tavlanan $S650_0 30$, $S675_0 30$, $S700_0 30$ ve $S800_0 30$ numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde; tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak 0.16C-5.5Mn çeliğinin çekme dayanımının arttığı, yüzde uzama değerlerinin ise düştüğü açık bir şekilde görülmektedir (Şekil 5.133). Kritik tavlama sıcaklığı 650 °C olan $S650_0 30$ numunesinin çekme dayanımı ve yüzde uzaması sırasıyla 1261 MPa ve %24,3 iken 800 °C'de tavlanan $S800_0 30$ numunesinde çekme dayanımının 1525 MPa değerine ulaştığı, yüzde uzamanın ise %9'a düştüğü tespit edilmiştir. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak numunelerin gerilme-uzama eğrilerinde gözlemlenen bu değişim kritik tavlama sıcaklığının içyapı üzerindeki rolü ile ilişkilendirilebilir. Tavlama sıcaklığı yükseldikçe içyapıda bulunan martenzit fazı oranı artmakta, ferrit ve kalıntı östenit fazları ise azalmaktadır. Bu durum daha yüksek sıcaklıklarda tavlanan numunelerde çekme mukavemetinin daha yüksek, üniform uzama ile toplam uzama değerlerinin ise daha düşük olması ile sonuçlanmıştır. Akma mukavemeti ise 700 °C'ye kadar düşüş göstermiş, kritik sıcaklık aralığının üzerindeki tavlama sıcaklığında (800 °C) ise bir miktar artmıştır. Tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özelliklerinde gözlemlenen bu değişim, Bai ve diğerleri tarafından elde edilen sonuçlar ile benzerlik göstermektedir [11]. Ayrıca çok sayıda araştırmacı daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen tavlama işleminin orta manganlı çeliklerin çekme dayanımını arttırdığını, toplam uzama miktarını ise düşürdüğünü rapor etmişlerdir [13, 18, 68, 250, 251].

Tavlama sıcaklığının Cr ilavesiz numunelerin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi % 1.2 Cr içeren numunelerde de görülmektedir (Şekil 5.134). Farklı sıcaklıklarda tavlanan $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde; daha yüksek sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme dayanımlarının daha yüksek, uzama miktarlarının ise daha düşük olduğu, Cr ilavesiz numunelerde olduğu gibi %1.2 Cr ihtiva eden numunelerde de gözlemlenmiştir. $S650_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinin çekme dayanımları sırasıyla 1396 ve 1547 MPa, toplam uzamaları ise sırasıyla % 22,9 ve 8,9 olarak tespit edilmiştir. Görüldüğü üzere, daha yüksek tavlama sıcaklığı çekme mukavemetini arttırmış olsa da uzama miktarını önemli ölçüde düşürmüştür. Bu durum 650 °C'de tavlanan $S650_{1.2}30$ numunesinin ÇM x TU kombinasyonunun (32 GPa.%), $S800_{1.2}30$ (800 °C) numunesinin ÇM x TU kombinasyonundan (13.8 GPa.%) çok daha iyi olması ile sonuçlanmıştır. Ayrıca %1.2 Cr ilaveli numunelerin çekme dayanımlarının Cr ilavesiz numunelere nazaran daha yüksek olduğu, toplam uzama miktarlarının ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin gerilme-uzama davranışı üzerindeki etkisi sabit tavlama koşulları altında detaylı olarak ele alınacaktır.

Tavlama sıcaklığının içyapı üzerindeki rolü 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özelliklerini de etkilemiş, hem Cr ilavesiz hem de Cr ilaveli numunelerin gerilme-uzama davranışlarında farklılıklar gözlemlenmiştir. Numunelerin çekme ve akma mukavemetleri ile üniform ve toplam uzamalarındaki değişimler sırasıyla Şekil 5.137 ve Şekil 5.138'de verilmiştir.



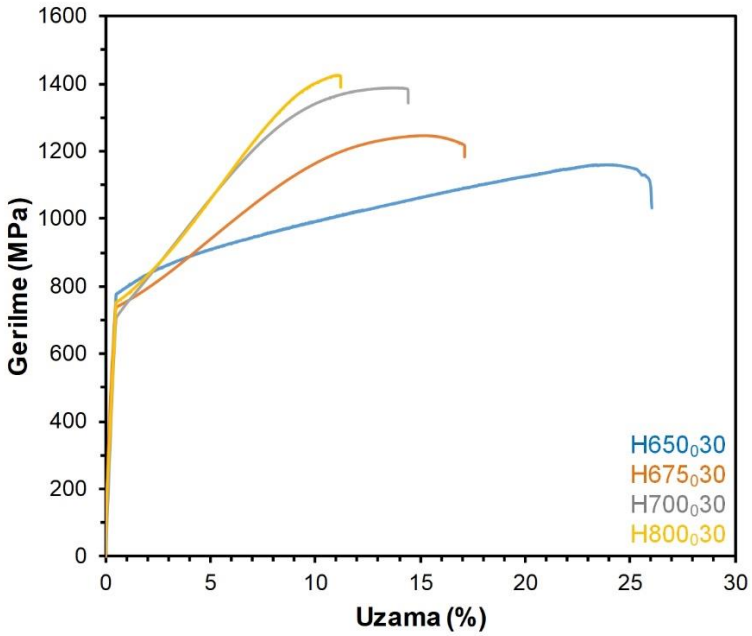
Şekil 5.137. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin akma ve çekme mukavemetlerinde meydana gelen değişimler; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr



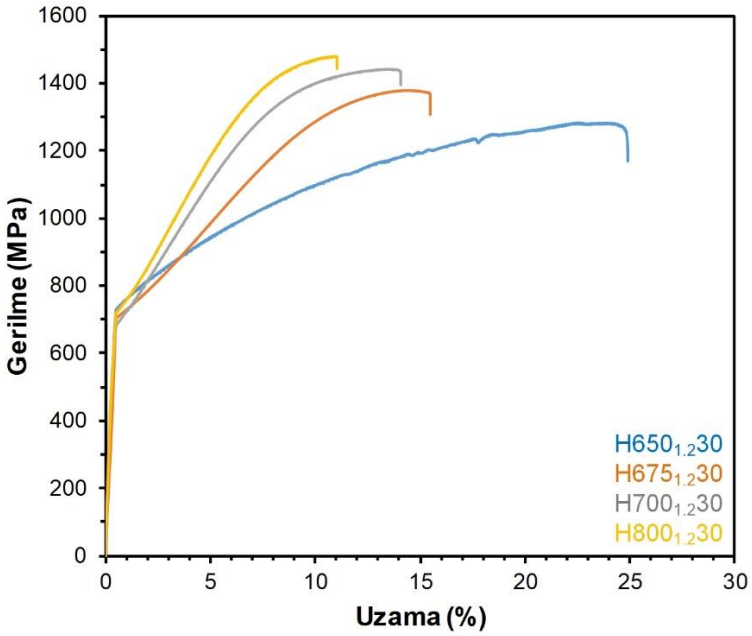
Şekil 5.138. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin üniform ve toplam uzama miktarlarında meydana gelen değişimler; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr

Farklı sıcaklıklarda (650, 675, 700 ve 800 °C) 30 dakika tavlandıktan sonra su ortamında soğutulan $S650_030$, $S675_030$, $S700_030$ ve $S800_030$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler incelendiğinde, su ortamında soğutulan numunelerin kırılma davranışına gevrek kırılma mekanizmasının hâkim olduğu görülmektedir (Şekil 5.135). $S650_030$ ve $S675_030$ numunelerinde gevrek kırılma ile birlikte sünek kırılma mekanizmasının da gerçekleştiği gözlemlense de daha yüksek sıcaklıklarda tavlanmış olan $S700_030$ ve $S800_030$ numunelerinde sünek kırılma mekanizmasının oldukça azaldığı ve gevrek formda bir kırılmanın meydana geldiği görülmektedir (Şekil 5.135e, g). Benzer kırılma davranışı % 1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinde de görülmektedir (Şekil 5.136). Su ortamındaki yüksek soğutma hızı neticesinde meydana gelen martenzit matrisinden dolayı numunelerde belirgin bir boyun verme gözlemlenmemiş, buna bağlı olarak üniform ve toplam uzama miktarlarının neredeyse aynı olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.138). Bu sebeple suda soğutulan numunelerin kırılma davranışlarına gevrek kırılma mekanizması hâkim olmuştur.

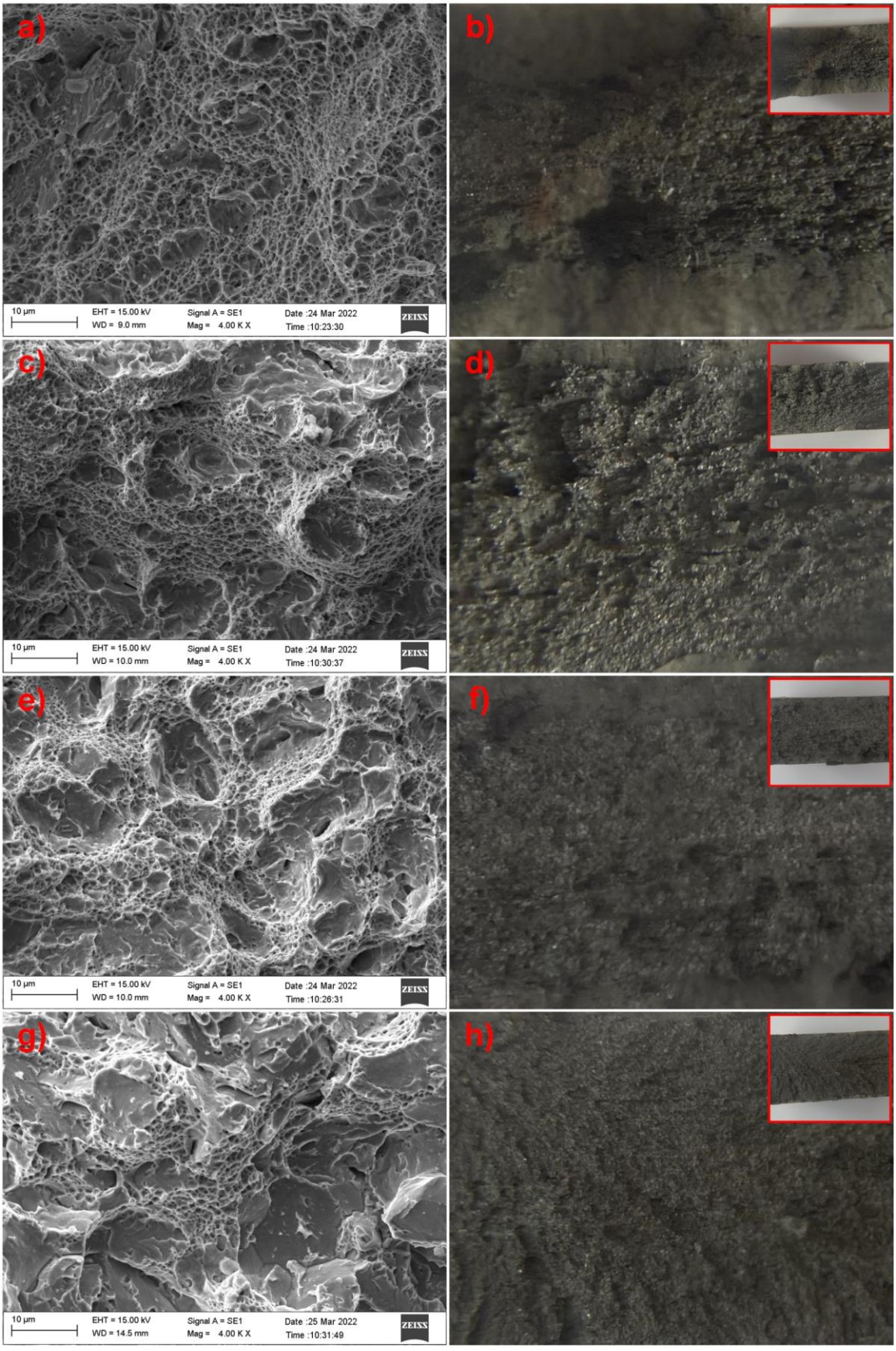
Suda soğutulan numuneler ile aynı tavlama koşullarında tavlanıp hava ortamında soğutulan numunelere çekme testleri uygulanarak, soğutma ortamının 0.16C-5.5Mn çeliğinin gerilme-uzama davranışı üzerindeki etkisi incelenmiştir. $H650_{0}30$, $H675_{0}30$, $H700_{0}30$ ve $H800_{0}30$ numuneleri ile $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri sırasıyla Şekil 5.139 ve Şekil 5.140'ta, numunelerin kopma yüzeylerine ait SEM ve makro görüntüler ise Şekil 5.141 ve Şekil 5.142'de verilmiştir.



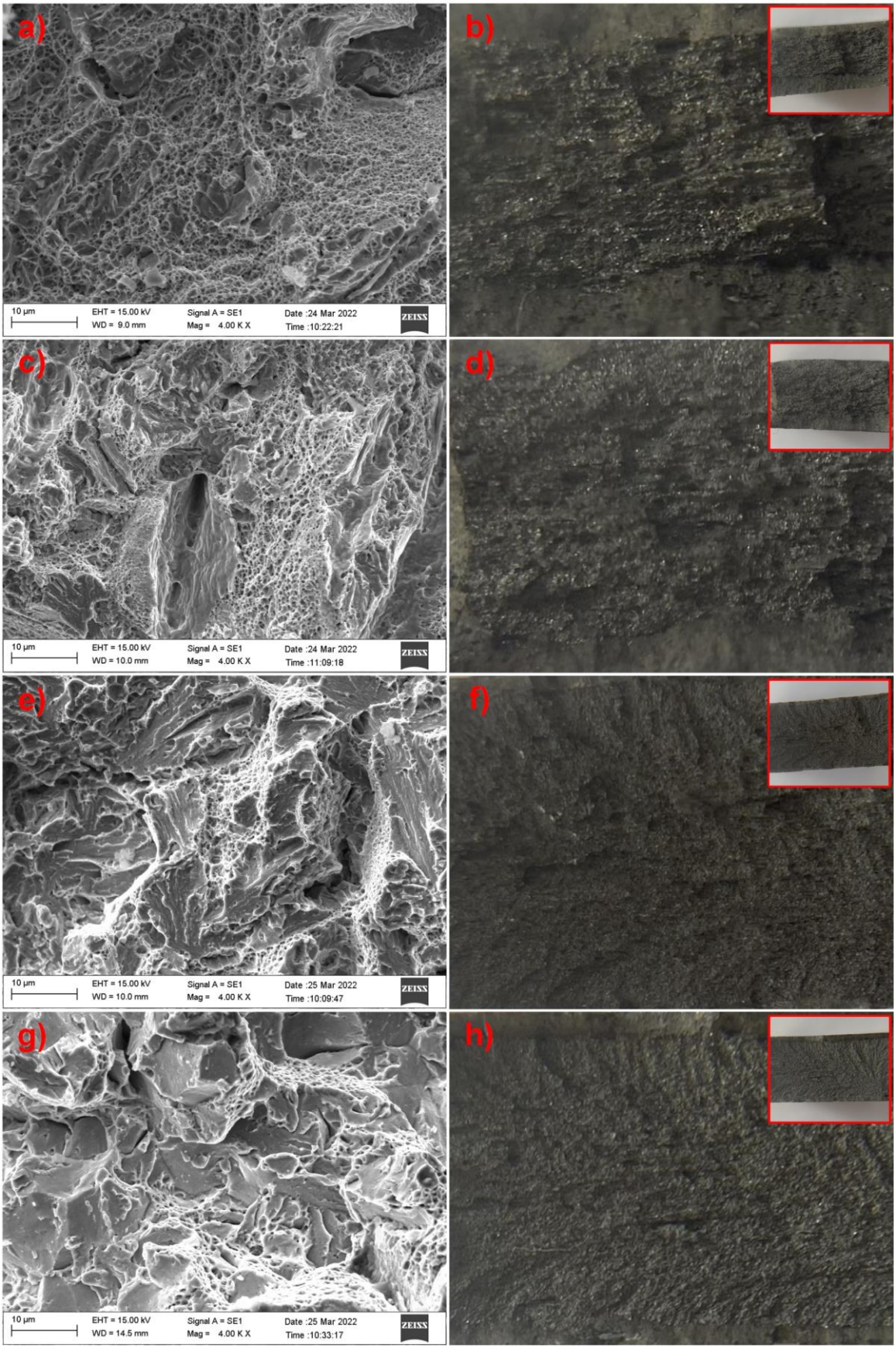
Şekil 5.139. $H650_{0}30$, $H675_{0}30$, $H700_{0}30$ ve $H800_{0}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.140. $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.141. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $H650_030$, c) $H675_030$, e) $H700_030$, g) $H800_030$ ile makro görüntüleri; b) $H650_030$, d) $H675_030$, f) $H700_030$, h) $H800_030$

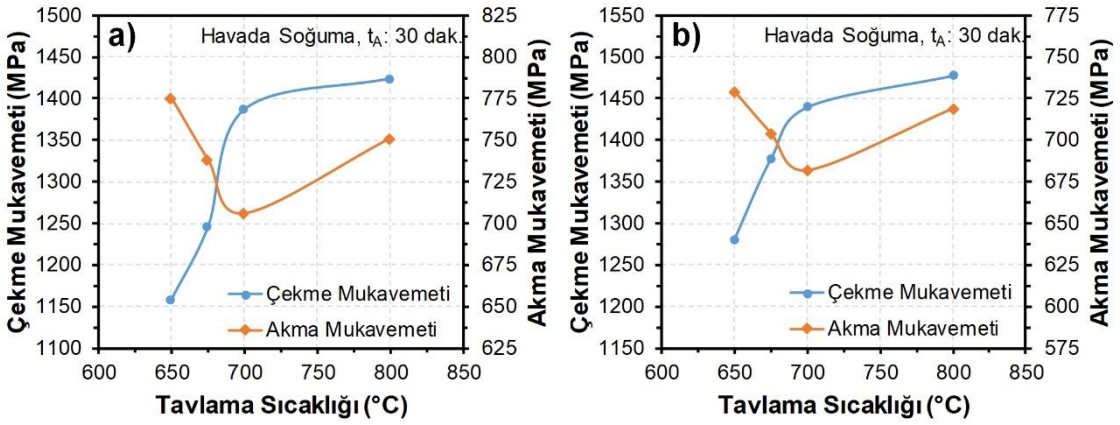


Şekil 5.142. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $H650_{1.2}30$, c) $H675_{1.2}30$, e) $H700_{1.2}30$, g) $H800_{1.2}30$ ile makro görüntüleri; b) $H650_{1.2}30$, d) $H675_{1.2}30$, f) $H700_{1.2}30$, h) $H800_{1.2}30$

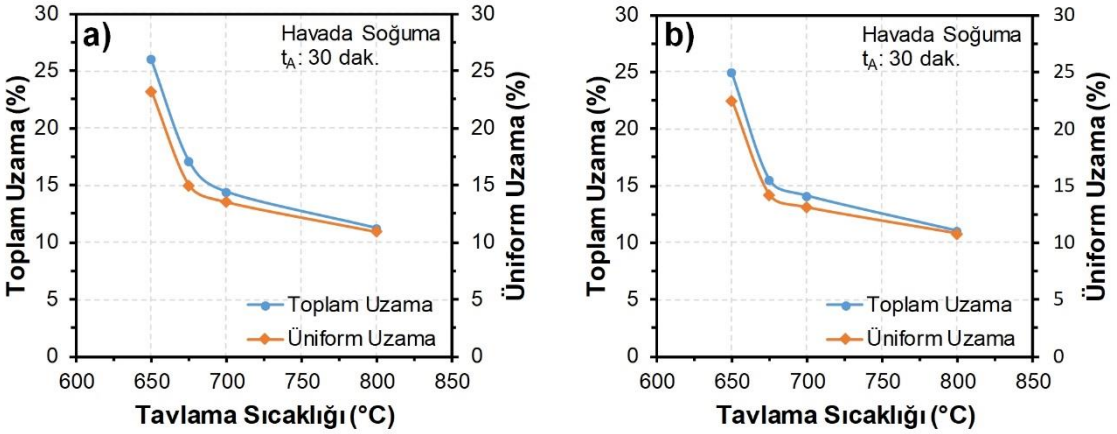
Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz $H650_0 30$, $H675_0 30$, $H700_0 30$ ve $H800_0 30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri; daha yüksek sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme dayanımlarının daha yüksek toplam uzamalarının ise daha düşük olduğunu göstermektedir (Şekil 5.139). Suda soğutulan numunelerde olduğu gibi hava ortamında daha yavaş soğutulan numunelerde de tavlama sıcaklığının numunelerin mekanik özellikleri üzerinde etkili olduğu görülmektedir. Hava ortamında soğutulan numunelerin gerilme-uzama eğrilerinde tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak çekme dayanımının arttığı akma dayanımı, üniform uzama ve toplam uzamanın ise düştüğü gözlemlenmiştir. Tavlama sıcaklığının hava ortamında soğutulan numunelerin gerilme-uzama davranışları üzerindeki etkisi %1.2 Cr içeren $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinde de gözlemlenmiştir (Şekil 5.140).

Hava ortamında soğutulan numunelerin toplam uzama miktarlarının genel olarak suda soğutulan numunelerden daha fazla olduğu, çekme dayanımlarının ise daha düşük olduğu görülmektedir. Farklı hızlarda soğutulan numunelerin gerilme-uzama davranışları arasındaki bu farklılık, yavaş soğuma hızından dolayı meydana gelen beynitik dönüşüm ile birlikte içyapıdaki martenzit fazı oranının azalması, beynit ve ferrit fazlarının ise artmasından kaynaklanmaktadır. Benzer durum %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$, $H675_{1.2}30$, $H700_{1.2}30$ ve $H800_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafiklerinde de mevcuttur. Ancak 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin beynitik dönüşüm ötelemesi %1.2 Cr ilaveli numunelerin çekme dayanımlarının artmasına, toplam uzama miktarlarının ise düşmesine sebep olmuştur.

Farklı sıcaklıklarda tavlanıp hava ortamında soğutulan numunelerin gerilme-uzama eğrileri literatürdeki orta manganlı çelikler üzerine yapılan çalışmalar ile karşılaştırıldığında, birçok çalışmada benzer bulguların elde edildiği görülmektedir [14, 252, 253]. Özellikle Steineder ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen çalışmada oldukça benzer sonuçlar rapor edilmiştir [22]. Hava ortamında soğutulan numunelerin çekme testlerinden elde edilen sonuçlar Şekil 5.143 ve Şekil 5.144'te verilmiştir.



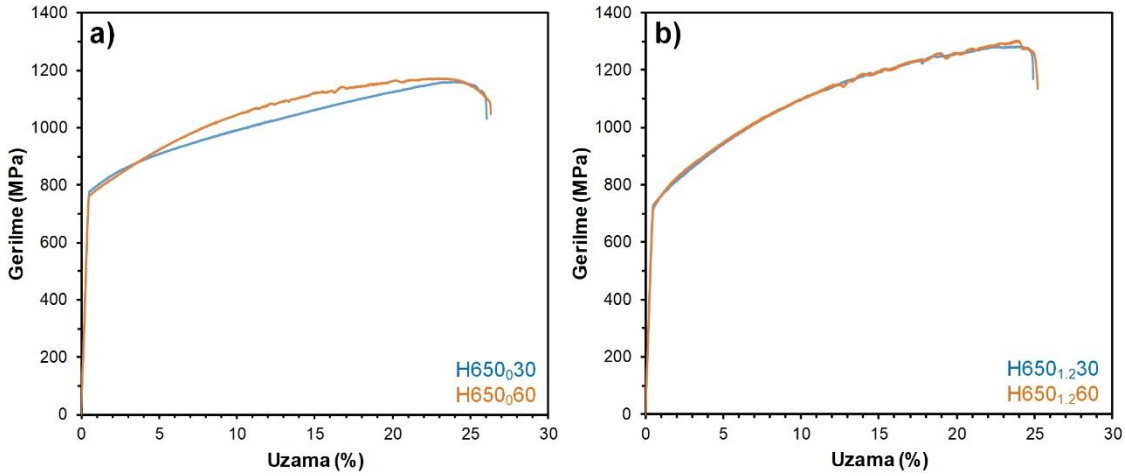
Şekil 5.143. Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin akma ve çekme mukavemetleri; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr



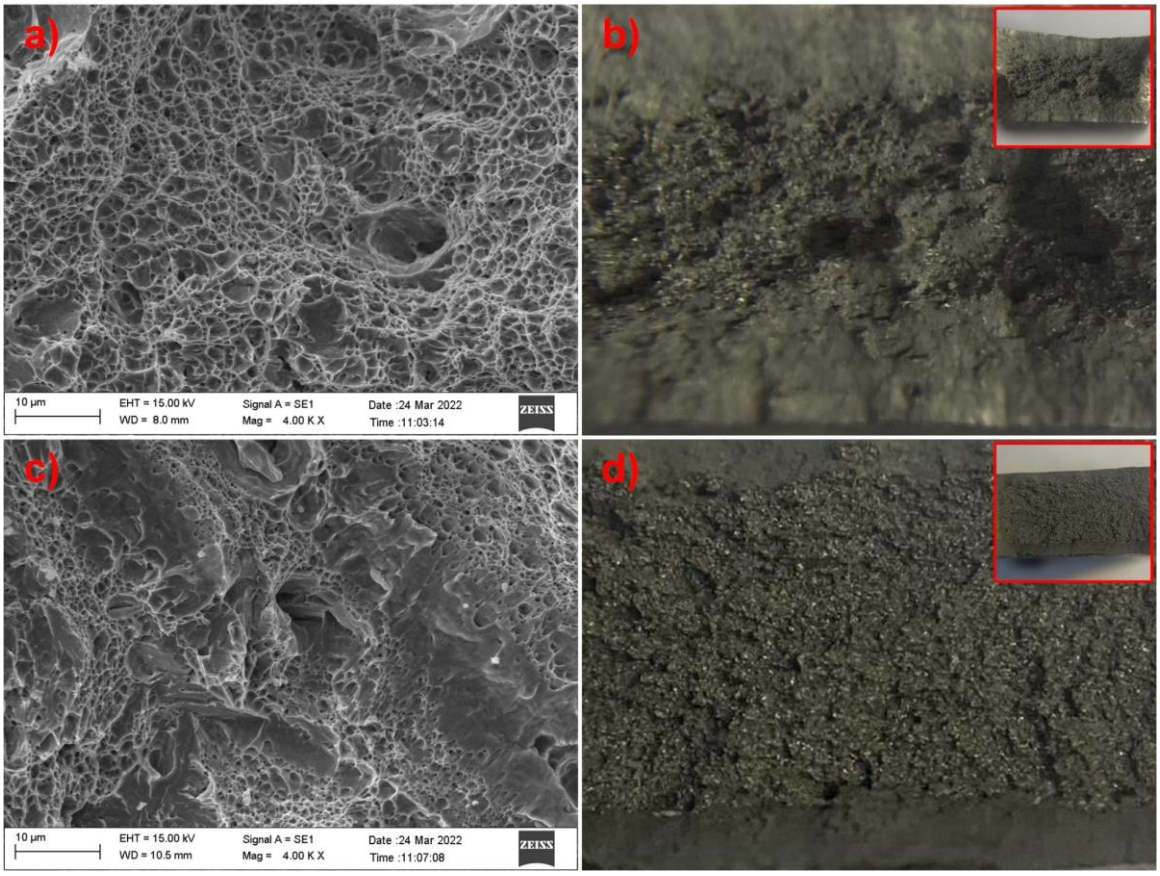
Şekil 5.144. Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin üniform ve toplam uzama miktarları; a) %0 Cr, b) %1.2 Cr

Hava ortamında soğutulan Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ile makro görüntüler incelendiğinde, kırılma davranışının genel olarak karışık (sünek-gevrek) kırılma formunda olduğu, 800 °C'de tavlanan numunelerde ise gevrek kırılma mekanizmasının daha baskın olduğu söylenilebilir (Şekil 5.141 ve Şekil 5.142). Suda soğutulan numunelerin üniform uzama değerleri ile toplam uzama değeri hemen hemen aynı iken (Şekil 5.138) hava ortamında daha yavaş soğuyan numunelerin üniform ve toplam uzama miktarı arasındaki farkın daha fazla olması (Şekil 5.144), hava ortamında soğuyan numunelerde boyun vermenin gerçekleştiğini göstermektedir. Bu durum özellikle 650 °C'de tavlanan numunelerin kopma yüzeylerinde görülebilmektedir (Şekil 5.141b ve Şekil 5.142b). Hava ortamında soğutulan numunelerin daha sünek bir davranış sergilemelerinde, düşük soğuma hızından dolayı azalan martenzit fazı oranı ve artan ferrit ve beynit fazı oranlarının etkili olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak yavaş soğuma içyapıyı etkilemiş ve havada soğutulan numunelerde hem gevrek hem de sünek kırılma mekanizmaları birlikte meydana gelmiştir. Tavlama sıcaklığındaki artış ise suda soğutulan numunelerde olduğu gibi hava ortamında soğutulan numunelerde de gevrek kırılma mekanizmasının etkinliğini arttırmıştır.

0.16C-5.5Mn çeliğine uygulanan tavlama işlemlerinin bir diğer parametresi olan tavlama süresinin gerilme-uzama davranışı üzerindeki etkisinin incelenebilmesi amacıyla 650 °C'de 60 dakika süresince tavlanan $H650_0 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerine çekme testleri uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar aynı tavlama koşulları altında 30 dakika tavlanan $H650_0 30$ ve $H650_{1.2} 30$ numunelerine ait sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. $H650_0 30$, $H650_0 60$, $H650_{1.2} 30$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerine ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.145'te verilmiş olup, $H650_0 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerinin kopma yüzeylerinde alınan SEM görüntüleri ile makro görüntüler Şekil 5.146'da gösterilmiştir. $H650_0 30$ ve $H650_{1.2} 30$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan görüntüler ise sırasıyla Şekil 5.141 ve Şekil 5.142'de verilmişti.



Şekil 5.145. 650 °C'de farklı sürelerde tavlanan Cr ilavesiz (a) ve %1.2 Cr ilaveli (b) numunelerin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.146. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) H650$_0$60, c) H650$_{1.2}$60 ile makro görüntüleri; b) H650$_0$60, d) H650$_{1.2}$60

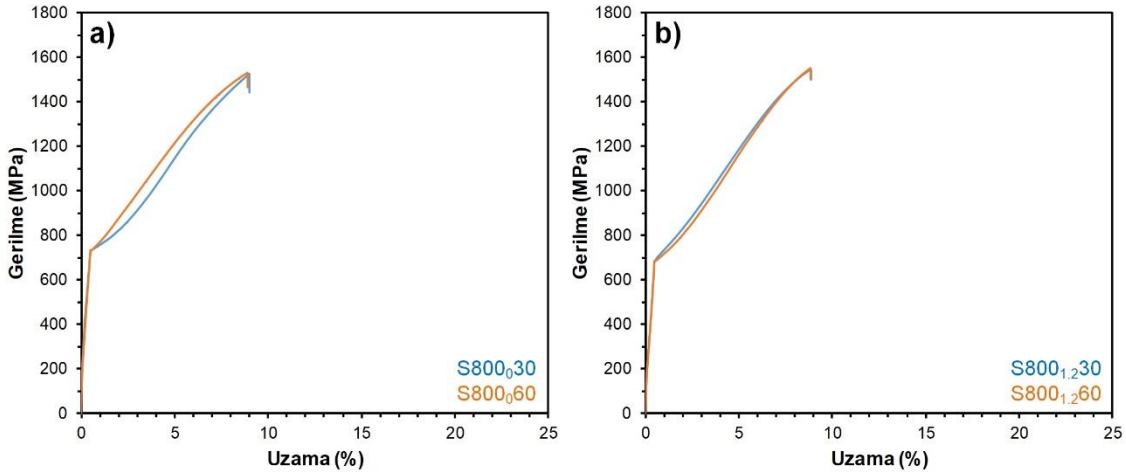
650 °C'de farklı sürelerde tavlanan numunelerin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde tavlama süresindeki artışın hem çekme dayanımını hem de toplam uzama miktarını az da olsa arttırdığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.145). 650 °C'de 30 dakika süresince tavlanan H650$_0$30 numunesinin çekme dayanımı ve toplam uzama miktarı sırasıyla 1159 MPa ve % 26 iken 60 dakika

tavlanan $H650_0 60$ numunesinde çekme dayanımı 1171 MPa, toplam uzama miktarı ise %26,3 olarak tespit edilmiştir. Tavlama süresindeki artışa bağlı olarak Cr ilavesiz numunelerin mekanik özelliklerinde gözlemlenen gelişim %1.2 Cr ilaveli numunelerde de görülmektedir. 30 dakika tavlanan numunelerde olduğu gibi 60 dakika numunelerde de çelik bileşimine ilave edilen Cr'nin çekme dayanımı arttırdığı, toplama uzama miktarını ise düşürdüğü gözlemlenmiştir. $H650_0 30$, $H650_0 60$, $H650_{1.2} 30$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerinin çekme mukavemeti - toplam uzama kombinasyonları incelendiğinde, en iyi ÇM x TU değerinin (32.7 GPa.%) $H650_{1.2} 60$ numunesinde elde edildiği tespit edilmiştir. Farklı sürelerde tavlanan numunelerde gözlemlenen bu değişimler Cao vd. tarafından gerçekleştirilen çalışmada da gözlemlenmiştir. Cao ve arkadaşları optimum tavlama süresinin 6 saat olduğunu belirtmişler, tavlama süresine bağlı olarak mekanik özelliklerde meydana gelen gelişimi östenit fazının kararlığında ve hacimsel oranında meydana gelen artış ile ilişkilendirmişlerdir [7]. Benzer sonuçlar Arlazarov ve arkadaşlarına ait çalışmada da rapor edilmiştir [6]. 60 dakika tavlanan $H650_0 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerinin gerilme uzama grafiklerinde (Şekil 5.145), $H650_0 30$ ve $H650_{1.2} 30$ numunelerinden farklı olarak zikzaklanmalar olduğu gözlemlenmiştir. Bu zikzaklanmalar TRIP ve TWIP çeliklerinde sık gözlenmekte olup, dinamik pekleşmelerden kaynaklanmaktadır [23]. Bu dinamik pekleşmeler TRIP çeliklerinde artan deformasyona bağlı olarak gerçekleşen kalıntı östenit→martenzit dönüşümünden kaynaklı plastisiteden (TRIP etkisi) dolayı meydana gelmektedir [24].

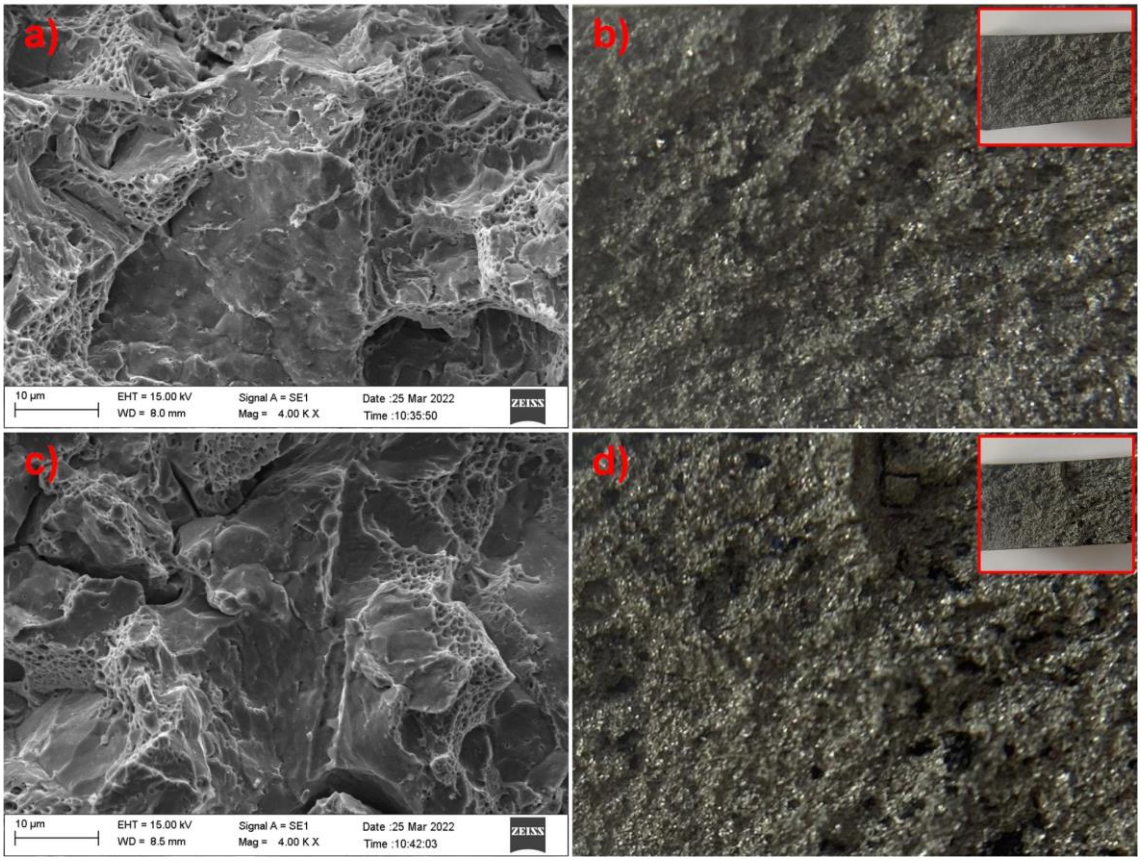
$H650_0 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler incelendiğinde, $H650_0 60$ numunesinin kopma davranışına sünek kırılma mekanizmasının hâkim olduğu, $H650_{1.2} 60$ numunesinde ise kırılma tipinin sünek-gevrek formunda olduğu görülmüştür (Şekil 5.146). 60 dk. tavlanan $H650_0 60$ ve $H650_{1.2} 60$ numuneleri 30 dk. tavlanmış olan $H650_0 30$ ve $H650_{1.2} 30$ numuneleri ile kıyaslandığında ise daha uzun süreli tavlanmış numunelerde sünek davranışın arttığı gözlemlenmiştir. Tavlama süresindeki artışa bağlı olarak numunelerin daha sünek bir davranış sergilemeleri artan kalıntı östenit miktarı ve bekleme süresine bağlı olarak ferrit fazı fraksiyonunda meydana gelebilecek artış ile açıklanabilir. Kopma yüzeylerinden alınan görüntülerin üniform ve toplam uzama miktarları ile de uyumlu olduğu görülmektedir. $H650_0 30$ numunesinin üniform ve toplam uzama miktarları sırasıyla % 23,2 ve 26 iken $H650_0 60$ numunesinde % 22,5 ve 26,3 olarak tespit edilmiş, tavlama süresindeki artışın boyun verme sonrasındaki uzama miktarını arttırdığı gözlemlenmiştir. Benzer değişimler Arlazarov ve diğerlerinin yapmış olduğu çalışmada da rapor edilmiştir [6].

650 °C'de tavlanan numunelere ek olarak kritik sıcaklık aralığının üzerinde (800 °C) tavlanan $S800_0 60$ ve $S800_{1.2} 60$ numunelerine de çekme testleri uygulanmıştır. $S800_0 60$ ve $S800_{1.2} 60$ numuneleri $S800_0 30$ ve $S800_{1.2} 30$ numuneleri ile kıyaslanmış, kritik sıcaklık aralığı üzerinde tavlama süresindeki artışın numunelerin gerilme-uzama eğrilerinde ve kırılma davranışlarında dikkate değer bir değişim meydana getirmediği görülmüştür. $S800_0 30$ ve $S800_0 60$

numuneleri ile $S800_{1.2}30$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.147'de verilmiş olup, $S800_{0}60$ ve $S800_{1.2}60$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüleri Şekil 5.148'de gösterilmiştir. $S800_{0}30$ ve $S800_{1.2}30$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan görüntüler ise sırasıyla Şekil 5.135 ve Şekil 5.136'da verilmişti.

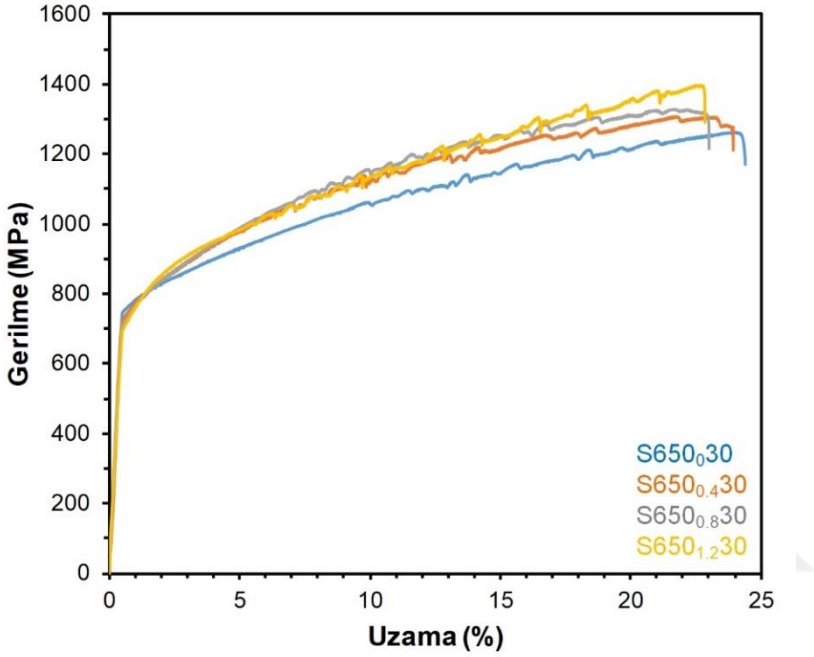


Şekil 5.147. 800 °C'de farklı sürelerde tavlanan Cr ilavesiz (a) ve %1.2 Cr ilaveli (b) numunelerin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.148. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S800_{0}60$, c) $S800_{1.2}60$ ile makro görüntüleri; b) $S800_{0}60$, d) $S800_{1.2}60$

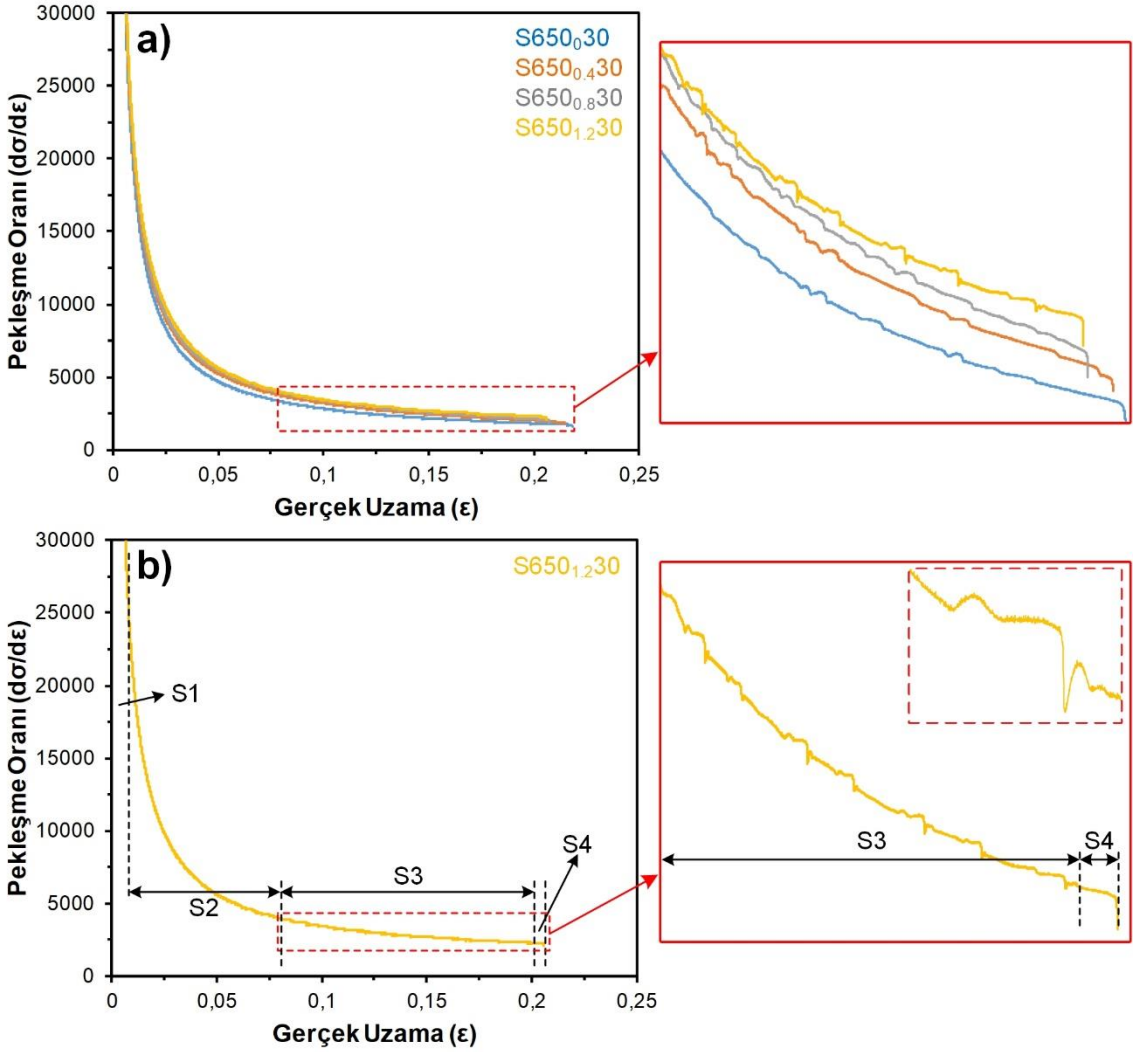
0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının numunelerin gerilme-uzama davranışları üzerindeki etkisinin araştırılabilmesi amacıyla, farklı oranlarda Cr içeren $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine çekme testleri uygulanmıştır. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri Şekil 5.149'da verilmiş olup, çelik bileşimindeki Cr oranına bağlı olarak numunelerin mekanik özelliklerinde farklılıklar gözlemlenmiştir.



Şekil 5.149. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri

Şekil 5.149'da 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin çekme mukavemetinin artmasına, akma mukavemeti ile toplam uzama miktarının ise düşmesine sebep olduğu görülmektedir. Cr ilaveli numunelerde kalıntı östenit miktarının daha fazla olması (Tablo 5.13), plastik deformasyon esnasında gerçekleşen TRIP etkisini arttırarak daha yüksek çekme mukavemeti değerleri elde edilmesini sağlamıştır. Ancak artan kalıntı östenit oranı ile birlikte azalan Mn ve C konsantrasyonu kalıntı östenit fazının mekanik kararlılığının düşmesine ve TRIP etkisinin daha düşük gerinme değerlerinde başlamasına sebep olmuştur. Bununla birlikte çelik bileşimine ilave edilen Cr miktarına bağlı olarak içyapıdaki martenzit fazı oranının artması ve ferrit fazının azalması, Cr ilaveli numunelerde akma dayanımının ve toplam uzama miktarının düşmesine sebep olmuştur (Şekil 5.149).

0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edile Cr'nin pekleşme üzerindeki etkisini inceleyebilmek amacıyla $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin çekme testlerinden elde edilen veriler kullanılarak pekleşme oranı–gerçek uzama grafikleri çizilmiştir (Şekil 5.150).

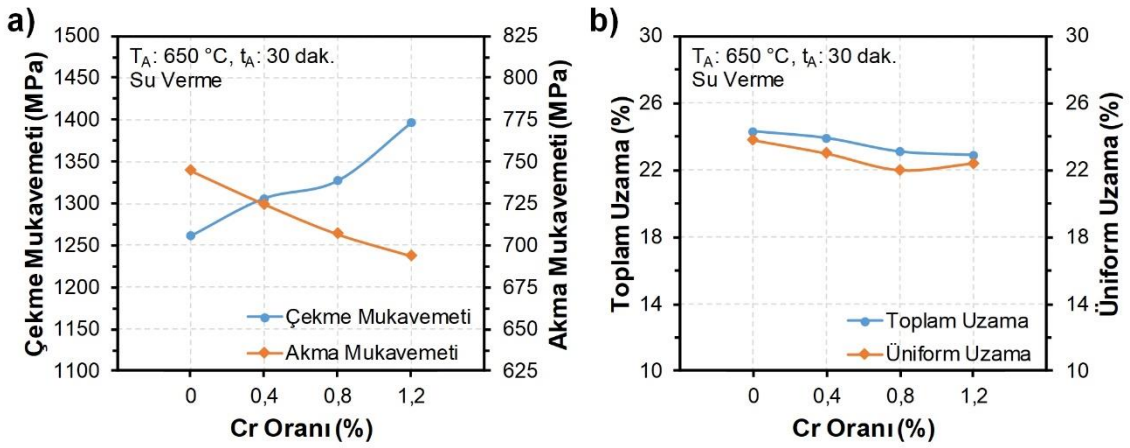


Şekil 5.150. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin pekleşme oranı grafikleri (a) ve pekleşme evreleri (b)

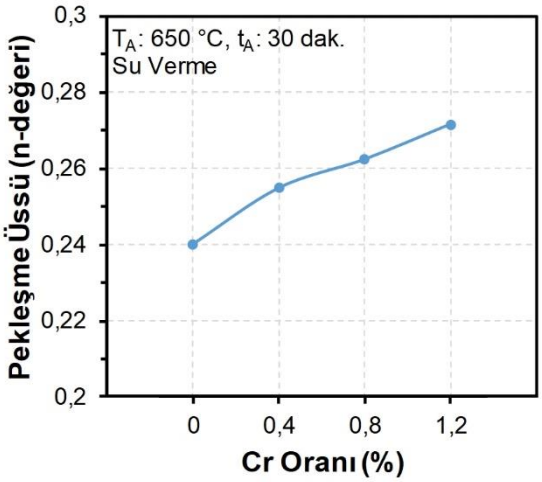
Farklı oranlarda Cr içeren numunelerin pekleşme oranları incelendiğinde, 0.16C-5.5Mn çeliğindeki Cr miktarının pekleşme oranını (pekleşme hızı) arttırdığı görülmektedir (Şekil 5.150). $S650_{1.2}30$ numunesine ait pekleşme oranı-gerçek uzama eğrisinde TRIP etkisinden kaynaklı dinamik pekleşme artışlarının daha yoğun olduğu ve TRIP etkisinin daha düşük gerçek uzama (gerinme) değerlerinde meydana gelmeye başladığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.150a). Şekil 5.150b'de ise $S650_{1.2}30$ numunesinin pekleşme davranışı dört ayrı evrede açıklanmıştır. Birinci evrede (S1) pekleşme oranının hızla düştüğü görülmektedir. Bu evre elastik deformasyonu kapsamakta olup, ferrit fazının deformasyonu ile ilişkilidir [25]. İkinci evrede (S2) plastik deformasyonun devreye girmesiyle birlikte pekleşme oranındaki düşüşün azalmaya başladığı, ancak bu evredeki gerinme miktarlarının TRIP etkisini (kalıntı östenit→martenzit) başlatacak seviyelerde olmadığı gözlemlenmiştir [14]. Üçüncü evre (S3) TRIP etkisinin aktif olduğu evre olup, bu evrede dinamik pekleşme piklerinin meydana geldiği görülmektedir [6, 254]. Son evrede

(S4) ise TRIP etkisinin sürekliliği ortadan kalkmış ve kopma gerçekleşene kadar pekleşme oranının düşmeye devam ettiği gözlemlenmiştir.

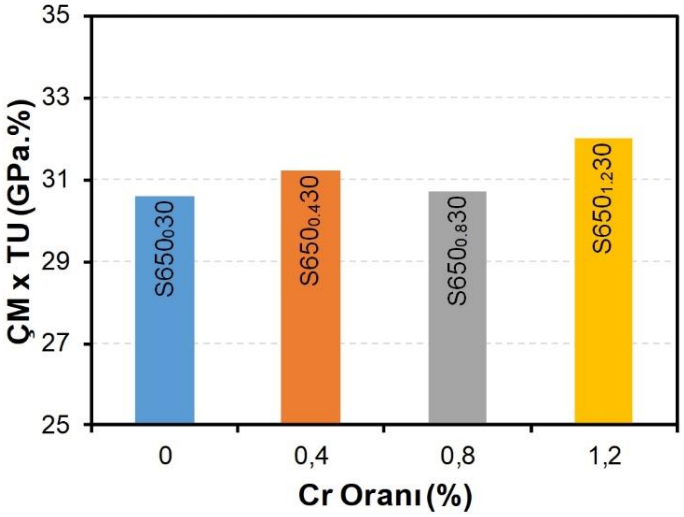
$S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine uygulanan çekme testleri 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin numunelerin mekanik özellikleri ve pekleşme oranı üzerinde etkili olduğunu göstermiştir. Numunelerin mekanik özellerinde ve pekleşme üssünde meydana gelen değişimler sırasıyla Şekil 5.151 ve Şekil 5.152'de verilmiş olup, benzer bulgular Öztürk vd. tarafından yapılan çalışmada da gözlemlenmiştir [255]. Numunelerin çekme mukavemeti-toplam uzama kombinasyonları incelendiğinde ise çelik bileşimindeki Cr'nin ÇM x TU kombinasyonunu geliştirdiği tespit edilmiştir (Şekil 5.153). Cr oranına bağlı olarak artan kalıntı östenit miktarı numunelerin ÇM x TU kombinasyonuna katkıda bulunmuş ve en iyi ÇM x TU değeri (32 GPa.%) %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$ numunesinde elde edilmiştir. Kalıntı östenit miktarının ÇM x TU kombinasyonu üzerindeki etkisi farklı araştırmacılar tarafından da dile getirilmiştir [25, 254, 255].



Şekil 5.151. Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı

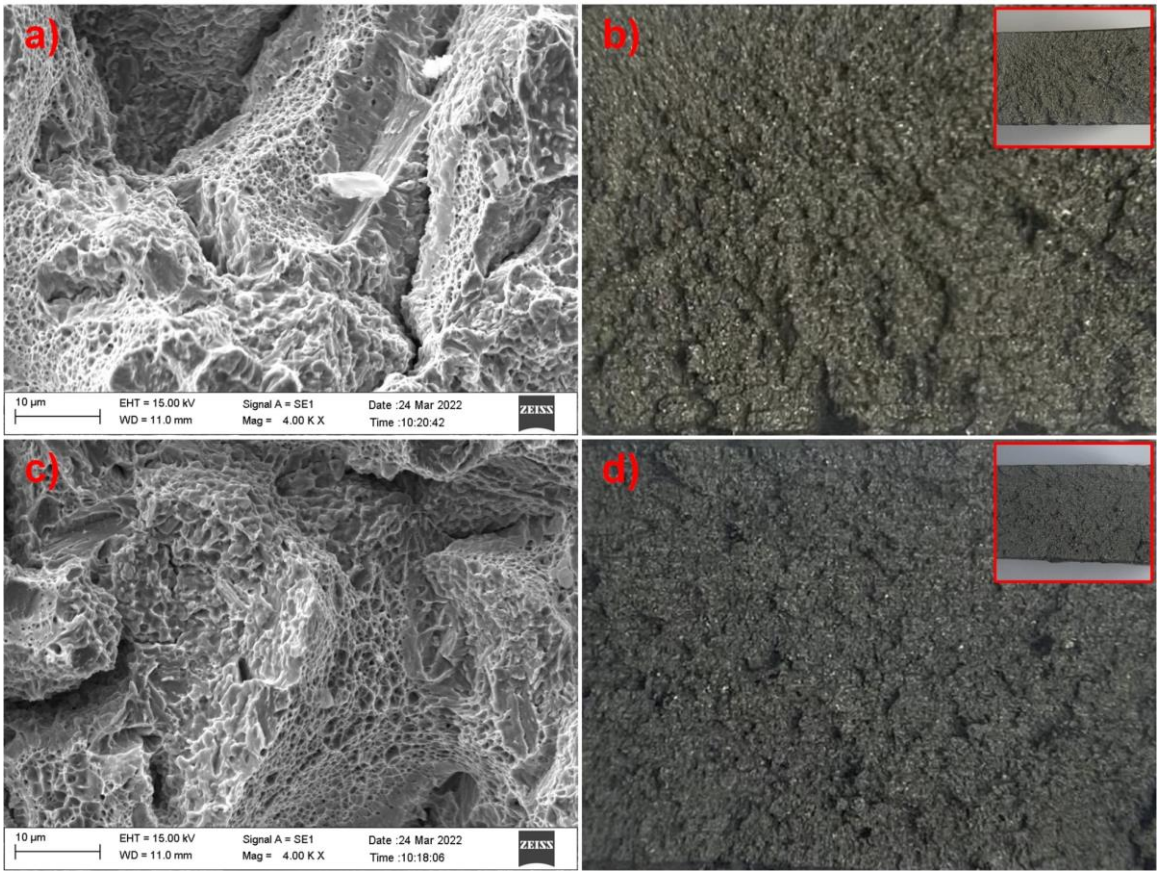


Şekil 5.152. Çelik bileşimindeki Cr oranına bağlı olarak pekleşme üssünde meydana gelen değişim



Şekil 5.153. $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerine ait ÇM x TU değerleri

$S650_{0.4}30$ ve $S650_{0.8}30$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüleri Şekil 5.154'te gösterilmiş olup, $S650_{0}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinden alınan kırık yüzey görüntüleri ise sırasıyla Şekil 5.135 ve Şekil 5.136'da verilmişti.

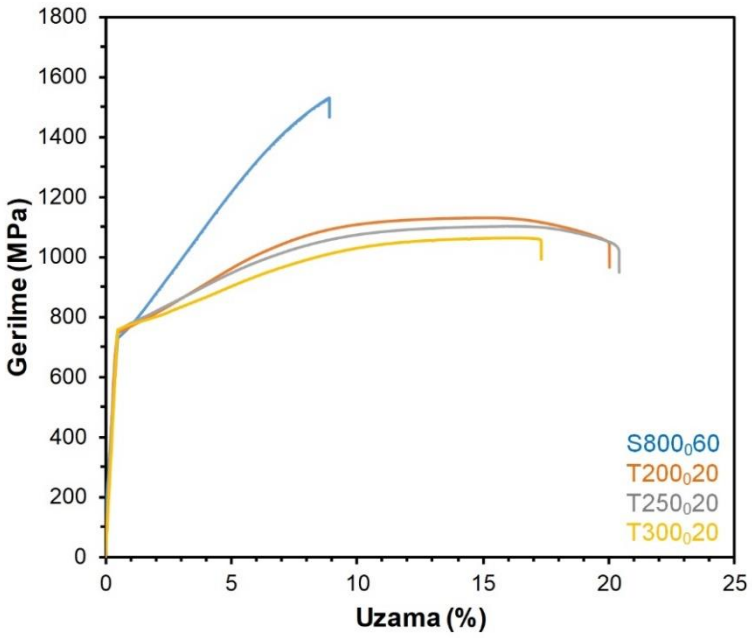


Şekil 5.154. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $S650_{0.4}30$, c) $S650_{0.8}30$ ile makro görüntüleri; b) $S650_{0.4}30$, d) $S650_{0.8}30$

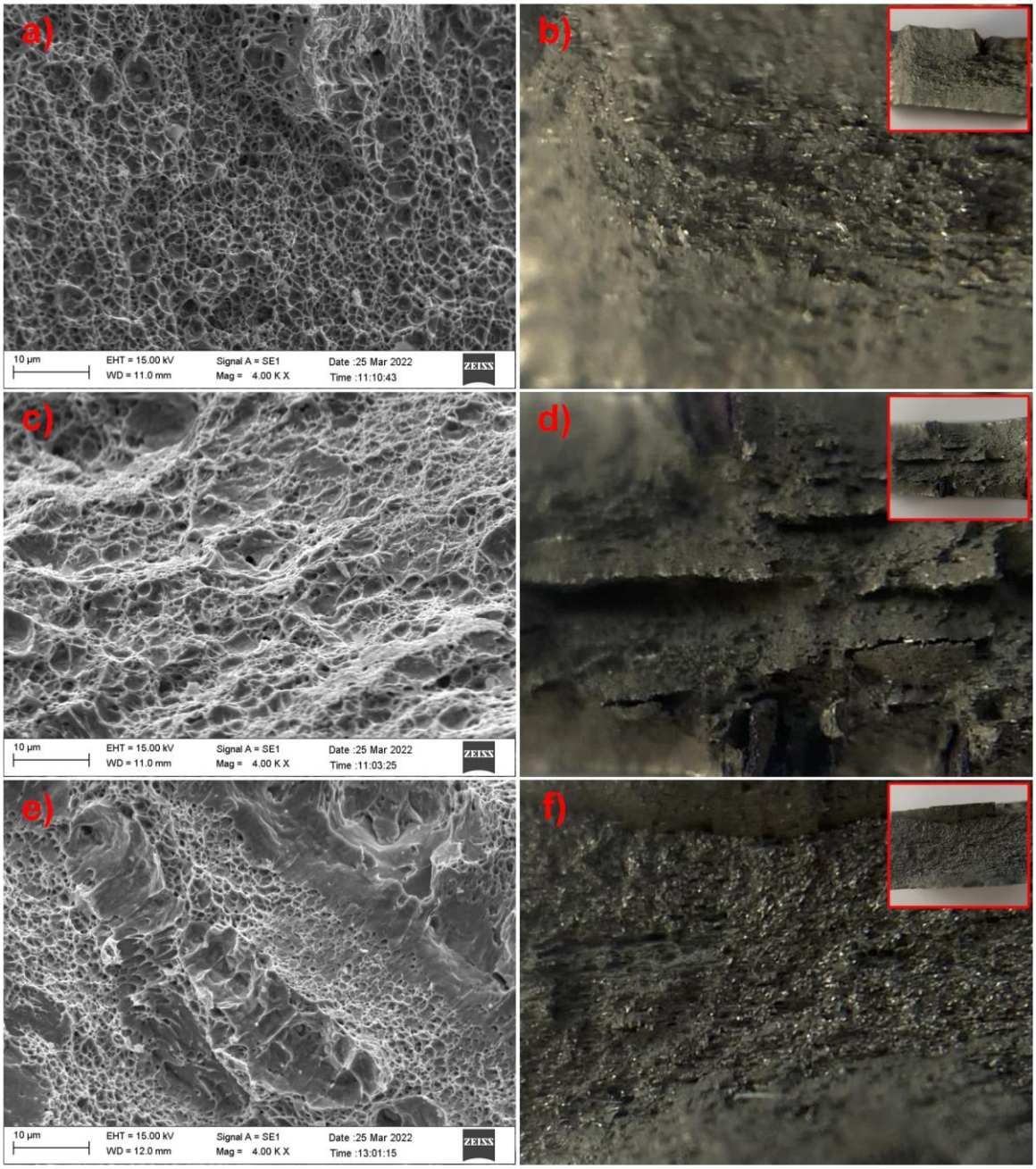
$S650_0 30$, $S650_{0.4} 30$, $S650_{0.8} 30$ ve $S650_{1.2} 30$ numunelerin kopma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ile makro görüntüler incelendiğinde, $S650_0 30$ ve $S650_{1.2} 30$ numunelerinde olduğu gibi (Şekil 5.135 ve Şekil 5.136) $S650_{0.4} 30$ ve $S650_{0.8} 30$ numunelerinde de hem sünek hem de gevrek kırılma mekanizmalarının meydana geldiği gözlemlenmiştir. Sonuç olarak, 650 °C'de tavlanan $S650_0 30$, $S650_{0.4} 30$, $S650_{0.8} 30$ ve $S650_{1.2} 30$ numunelerin tamamında sünek-gevrek kırılma tipinin mevcut olduğu söylenilebilir.

Farklı koşullar altında tavlanan numunelerin gerilme-uzama grafikleri, tavlama parametrelerinin ve 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin numunelerin mekanik özellikleri üzerinde belirleyici bir role sahip olduğunu göstermiştir. Tavlama işleminin yanı sıra temperleme ısıl işleminin de gerilme-uzama davranışı üzerindeki etkilerinin incelenebilmesi amacıyla farklı koşullarda temperlenmiş olan numunelere çekme testleri uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar ile temperleme sıcaklığı ve temperleme süresi parametreleri ele alınmış, aynı koşullar altında temperlenen farklı Cr içeriğine sahip numunelerin gerilme-uzama eğrileri ile de çelik bileşimindeki Cr oranının temperlenme üzerindeki etkisi incelenmiştir.

Temperleme sıcaklığının 0.16C-5.5Mn çeliğinin gerilme-uzama davranışı üzerindeki etkisini inceleyebilmek amacıyla farklı sıcaklıklarda temperlenmiş olan numunelere çekme testi uygulanmış, sırasıyla 200, 250 ve 300 °C'de temperlenmiş olan $T200_0 20$, $T250_0 20$, $T300_0 20$ numuneleri ile temperlenmemiş $S800_0 60$ numunesine ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.155'te verilmiştir. $T200_0 20$, $T250_0 20$, $T300_0 20$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler Şekil 5.156'da gösterilmiş, $S800_0 60$ numunesinin kopma yüzeylerinden alınan görüntüler ise Şekil 5.148'te verilmişti.



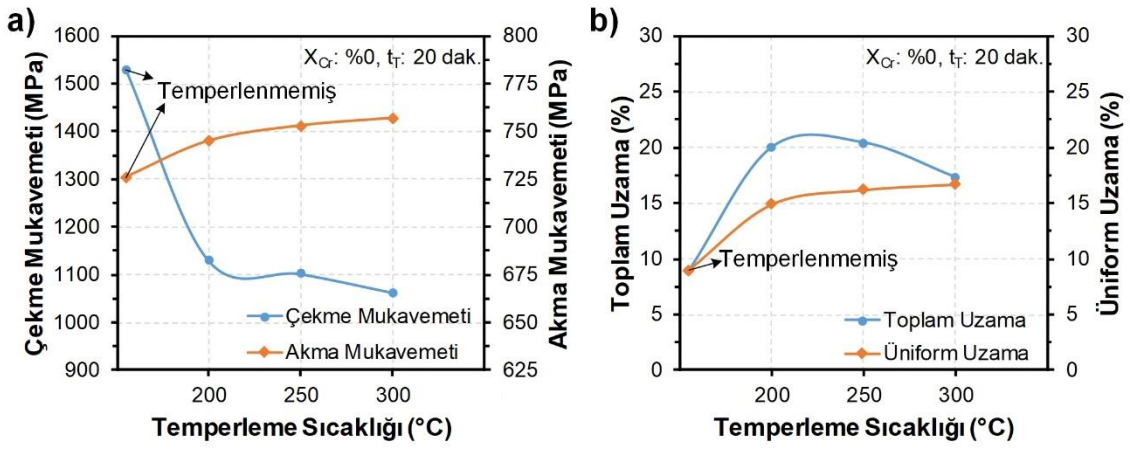
Şekil 5.155. $S800_0 60$, $T200_0 20$, $T250_0 20$ ve $T300_0 20$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri



Şekil 5.156. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_020$, c) $T250_020$, e) $T300_020$ ile makro görüntüleri; b) $T200_020$, d) $T250_020$, f) $T300_020$

Farklı sıcaklıklarda temperlenmiş olan numunelerin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde, temperleme ısıl işleminin uygulanmadığı $S800_060$ numunesine kıyasla $T200_020$, $T250_020$, $T300_020$ numunelerinde çekme mukavemetlerinin azaldığı, toplam uzama miktarlarının ise arttığı açık bir şekilde görülmektedir. (Şekil 5.155) $S800_060$ numunesinde 1529 MPa olan çekme mukavemeti temperleme işlemi sırasında martenzit fazının temperlenmesine bağlı olarak belirgin bir düşüş göstermiş, temperleme sıcaklığındaki artış çekme mukavemetini daha düşük seviyelere çekmiştir. 300 °C'de temperlenen $T300_020$ numunesinde çekme mukavemetinin 1063 MPa' ya kadar düştüğü

tespit edilmiştir. Numunelerin yüzde uzama miktarlarına bakıldığında ise temperleme ısıl işleminin toplam uzamayı önemli ölçüde arttırdığı gözlemlenmektedir. $S800_060$ numunesinde toplam uzama miktarı %9 iken $T200_020$ (T_T: 200 °C) ve $T250_020$ (T_T: 250 °C) numunelerinin toplam uzama miktarları sırasıyla % 20 ve 20.4 olarak tespit edilmiştir. Temperleme işlemi sırasında martenzit fazının temperlenmesi ile birlikte çökelen karbürlerin nano boyutta olması $T200_020$ ve $T250_020$ numunelerinin hem mukavemetini hem de uzama (%) kabiliyetini iyileştirmiş, temperleme sonrasında kalıntı östenit fazının büyük bir bölümünün çözünmeden içyapıda bulunması da uzama miktarlarında meydana gelen bu iyileşmeye katkıda bulunmuştur. $T200_020$ ve $T250_020$ numunelerinde temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak toplama uzama miktarının arttığı görülürken, $T300_020$ (T_T: 300 °C) numunesinde toplam uzamanın (% 17,3) azaldığı gözlemlenmiştir. $T300_020$ numunesinin M_S sıcaklığından (290 °C) daha yüksek bir sıcaklıkta temperlenmiş olması içyapıdaki sementit yoğunluğunu arttırmış ve bazı karbürlerin kabalaşmasına sebep olmuştur (Şekil 5.65). Bu durum $T300_020$ numunesinin uzama kabiliyetini düşürerek daha düşük uzama miktarı ile sonuçlanmıştır [17, 227]. $T300_020$ numunesinin toplam uzama miktarında meydana gelen düşüş ÇM x TU kombinasyonunu da etkilemiş, farklı sıcaklarda temperlenen numuneler arasında en kötü ÇM x TU değerinin (18,3 GPa.%) $T300_020$ numunesine ait olduğu tespit edilmiştir. En iyi ÇM x TU kombinasyonu ise $T200_020$ numunesinde elde edilmiş (22,6 GPa.%), temperlenen numunelerin ÇM x TU değerlerinin $S800_060$ numunesine nazaran oldukça yüksek olduğu tespit edilmiştir. Temperleme sıcaklığına bağlı olarak numunelerin mekanik özelliklerinde gözlemlenen farklılıklar Şekil 5.157'de verilmiş olup, benzer bulgular farklı araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalarda da rapor edilmiştir [26, 256, 257].

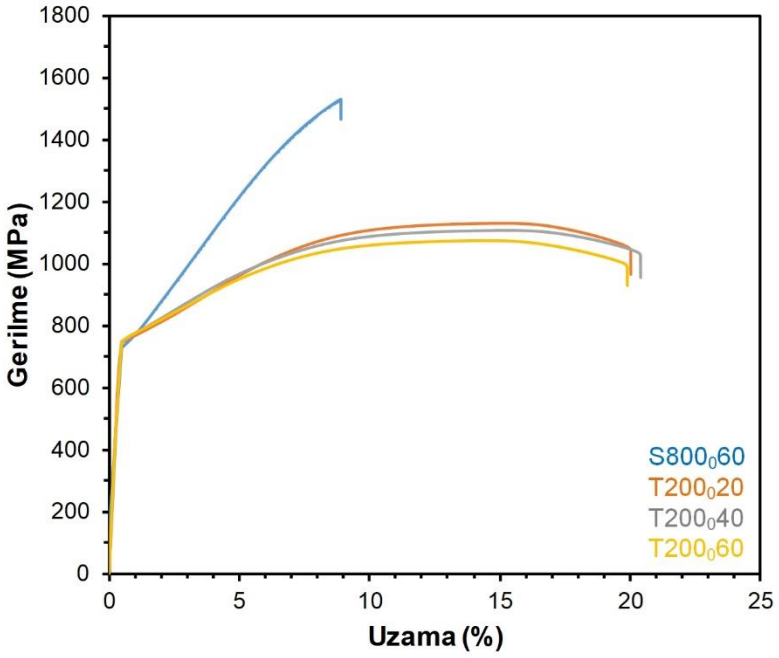


Şekil 5.157. Temperleme sıcaklığının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı

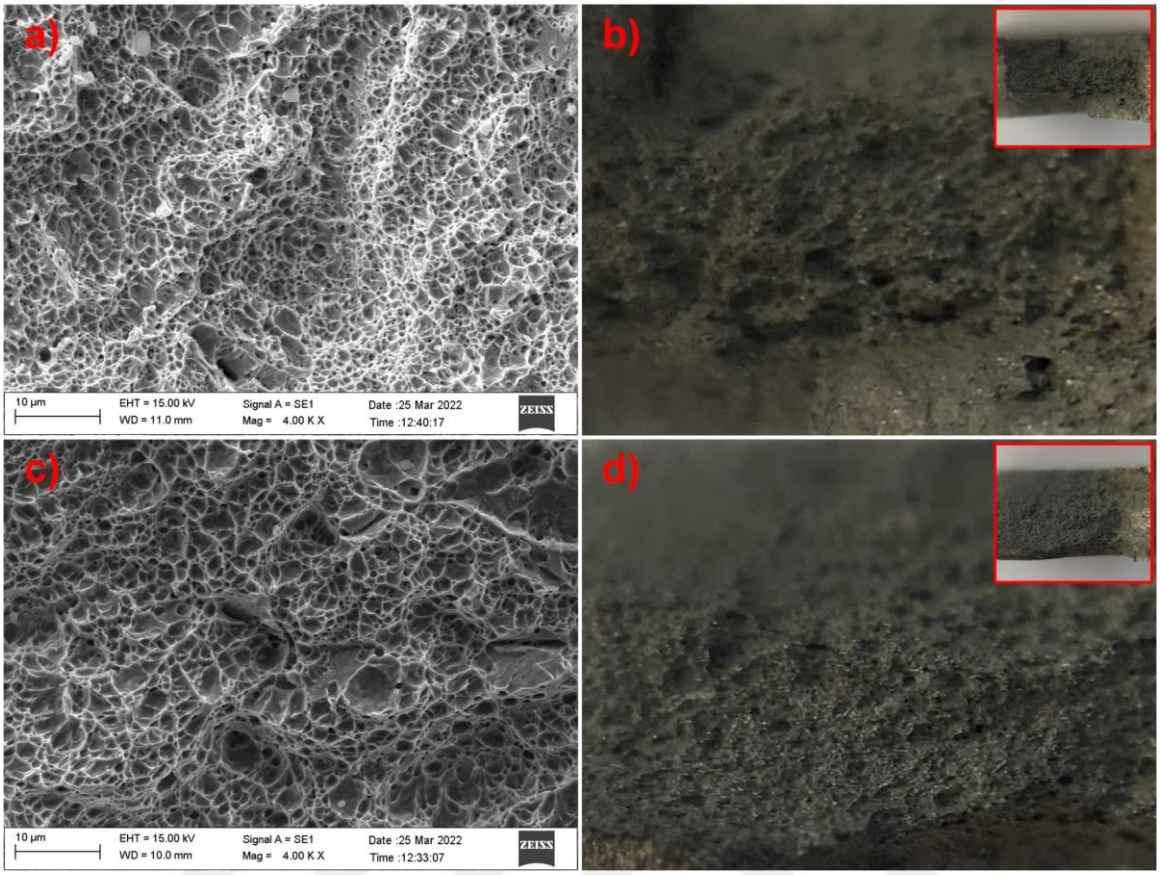
Şekil 5.157'de temperleme sıcaklığına bağlı olarak 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler görülmektedir. Temperleme sıcaklığındaki artış ile

birlikte akma mukavemeti artmış, çekme mukavemeti ise azalmıştır. Toplam uzama ile üniform uzamanın ise temperleme sıcaklığı ile birlikte arttığı, toplam uzamanın 300 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen ($T300_0 20$) temperleme işlemi sonrasında bir miktar düştüğü gözlemlenmiştir. Toplam ve üniform uzama değerlerinin temperlenmemiş $S800_0 60$ numunesinde ve $T300_0 20$ (T_T: 300 °C) numunesinde hemen hemen aynı olduğu, $T200_0 20$ (T_T: 200 °C) ve $T250_0 20$ (T_T: 250 °C) numunelerinde ise toplam ve üniform uzama miktarları arasında bir miktar fark olduğu görülmektedir (Şekil 5.157). Bu fark boyun vermeden sonra da uzamanın devam ettiği anlamına gelmektedir (Şekil 5.155). $T200_0 20$ ve $T250_0 20$ numunelerinin toplam ve üniform uzama miktarlarında gözlemlenen bu farkın numunelerin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler ile de uyumlu olduğu görülmektedir. Numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan görüntülerde $T200_0 20$ ve $T250_0 20$ numunelerinin kırılmanın sünek olarak gerçekleştiği, $T300_0 20$ numunesinde ise karışık kırılma tipinin mevcut olduğu ve gevrek kırılma mekanizmasının baskın olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 5.156). Temperlenmemiş $S800_0 60$ numunesinin ise gevrek formda kırıldığı bilinmektedir (Şekil 5.148).

Diğer bir temperleme parametresi olan temperleme süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki tesirinin incelebilmesi için 200 °C'de farklı sürelerde (20, 40 ve 60 dk.) temperlenmiş olan $T200_0 20$, $T200_0 40$ ve $T200_0 60$ numunelerine çekme testleri uygulanmıştır. Elde edilen verilere göre çizilen gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.158'de verilmiş olup, $T200_0 40$ ve $T200_0 60$ kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler Şekil 5.159'da gösterilmiştir. $T200_0 20$ numunesinin kopma yüzeylerinden alınan görüntüler ise Şekil 5.156'da verilmişti.



Şekil 5.158. $S800_0 60$, $T200_0 20$, $T200_0 40$ ve $T200_0 60$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri

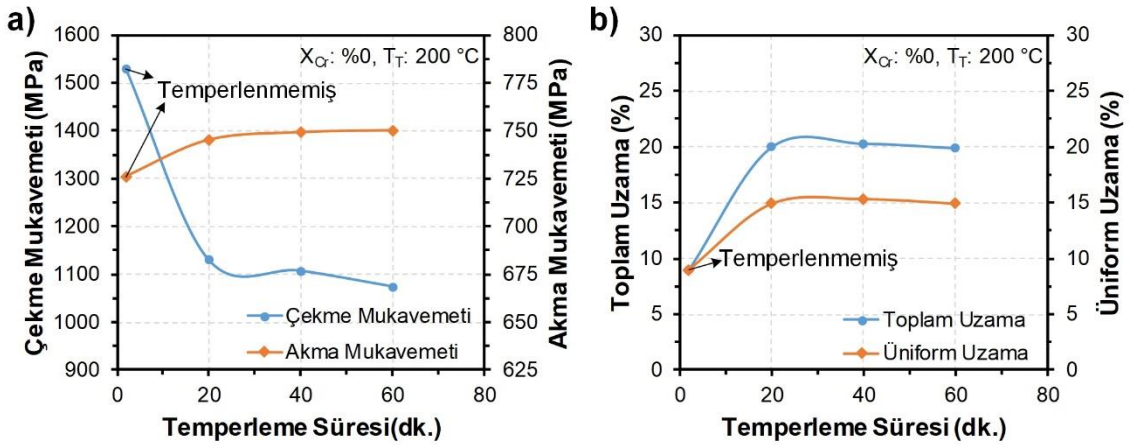


Şekil 5.159. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_040$, c) $T200_060$ ile makro görüntüleri; b) $T200_040$, d) $T200_060$

200 °C'de farklı sürelerde temperlenen $T200_020$ (t_T: 20 dk.), $T200_040$ (t_T: 40 dk.) ve $T200_060$ (t_T: 60 dk.) numunelerinin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde, $S800_060$ numunesine nazaran temperlenen numunelerde çekme mukavemetinin daha düşük, toplam uzamanın ise daha fazla olduğu görülmüştür (Şekil 5.158). Temperlenen numunelerin oldukça benzer gerilme-uzama davranışı sergiledikleri gözlemlenmiş, temperleme süresindeki artışla birlikte çekme mukavemetindeki düşüş devam etmiştir. Çekme mukavemetinde meydana gelen düşüş ile birlikte numunelerin uzama kabiliyetlerinin iyileştiği net bir şekilde görülmektedir. Ancak 60 dakika temperlenen $T200_060$ numunesinde toplam uzamanın bir miktar azaldığı tespit edilmiş, uzun süreli temperleme işlemlerinin uzama kabiliyetini olumsuz etkileyebileceği Zhou ve arkadaşları tarafından da belirtilmiştir [227].

Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerde gözlemlendiği gibi, farklı sürelerde temperlenen numunelerde de ÇM x TU kombinasyonun temperlenmemiş $S800_060$ numunesine kıyasla çok daha iyi olduğu tespit edilmiştir. 200 °C'de farklı sürelerde temperlenen numuneler arasında en iyi ÇM x TU kombinasyonu $T200_020$ numunesinde elde edilmiş, $S800_060$ numunesinde 13,7 GPa.% olan ÇM x TU değerinin $T200_020$ numunesinde 22,6 GPa.% olduğu tespit edilmiştir. Temperleme süresine bağlı olarak 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler

Şekil 5.160'ta verilmiş olup, S. Yan vd. tarafından yapılmış olan çalışmada da temperleme süresindeki artışın mekanik özellikler üzerinde benzer bir etki yarattığı görülmüştür [70].

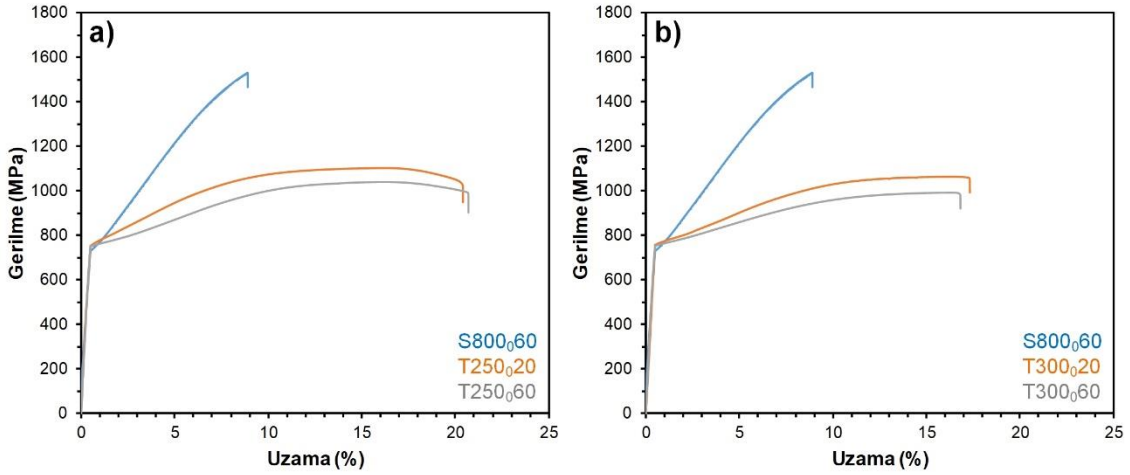


Şekil 5.160. Temperleme süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, a) Çekme ve akma mukavemeti; b) Üniform ve toplam uzama miktarı

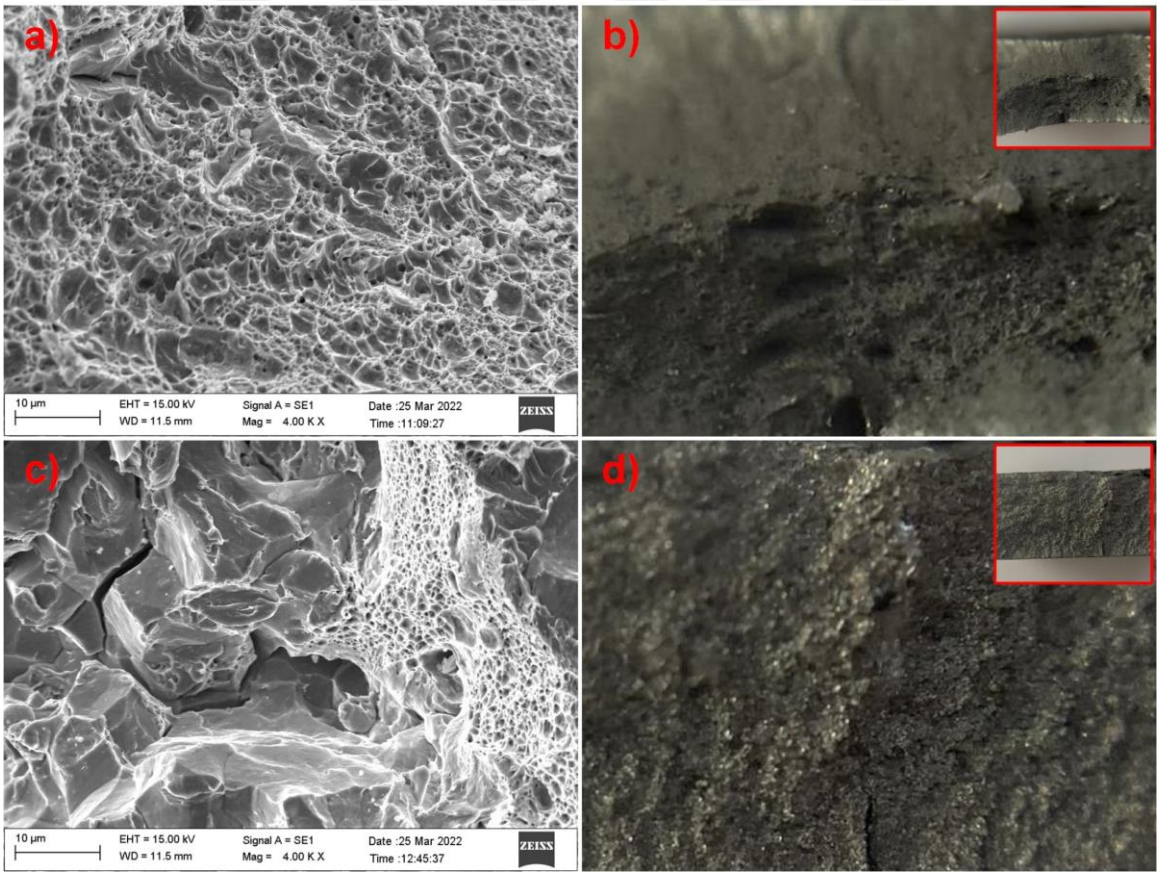
Şekil 5.160'ta farklı sürelerde temperlenen numunelere ait mekanik özellikler verilmiş olup, temperleme süresinin uzatılmasıyla çekme dayanımının azaldığı akma dayanımının ise arttığı görülmektedir. Toplam ve üniform uzama miktarı temperleme süresine bağlı olarak artış göstermiş, temperlenen numunelerin tamamında toplam uzama miktarının üniform uzamaya göre daha fazla olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.160). Farklı sürelerde temperlenen numunelerin gerilme-uzama eğrilerinde temperlenmiş numunelerin boyun verdiği gözlemlenmiş (Şekil 5.158), $T200_020$ numunesinde olduğu gibi $T200_040$ ve $T200_060$ numunelerinde de kırılmanın sünek formda gerçekleştiği görülmüştür (Şekil 5.159).

200 °C'de farklı sürelerde temperlenen numunelerin yanı sıra 250 ve 300 °C'de farklı sürelerde temperlenen numunelerin de gerilme-uzama davranışları incelenmiştir. 250 °C'de sırasıyla 20 ve 60 dakika temperlenen $T250_020$ ve $T250_060$ numuneleri ile 300 °C'de sırasıyla 20 ve 60 dakika temperlenen $T300_020$ ve $T300_060$ numunelerine ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.161'de verilmiştir. $T250_060$ ve $T300_060$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler Şekil 5.162'de gösterilmiş, $T250_020$ ve $T300_020$ numunelerinin kırık yüzey görüntüleri ise Şekil 5.156'da verilmişti. 250 ve 300 °C'de farklı sürelerde temperlenen numunelerin de gerilme-uzama davranışları incelendiğinde, daha uzun tavlama süresinin hem 250 °C hem de 300 °C sıcaklıkta çekme dayanımını düşürdüğü gözlemlenmiştir (Şekil 5.161). 250 °C'de tavlanan numunelerde tavlama süresindeki artışın toplam uzamayı arttırdığı görülürken (Şekil 5.161a), 300 °C'de bu durumun tam tersi meydana gelmiştir (Şekil 5.161b). Her iki sıcaklıkta da 20 dakika temperlenen numunelerin ($T250_020$ ve $T300_020$) daha iyi ÇM x TU kombinasyonuna sahip olduğu tespit edilmiştir. Numunelerin kırılma davranışlarında ise temperleme süresinin

dikkate değer bir fark yaratmadığı görülmektedir (Şekil 5.162). 250 °C'de temperlenen numunelerin sünek formda kırılırken, 300 °C'de temperlenen numunelerde sünek-gevrek (karışık) kırılma tipinin mevcut olduğu gözlemlenmiştir.

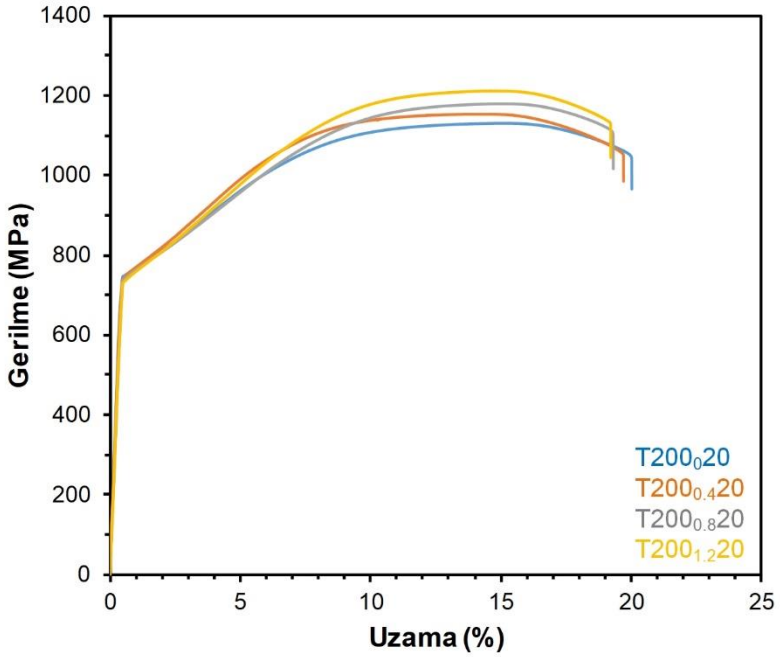


Şekil 5.161. Farklı sürelerde temperlenen $T250_020$ ve $T250_060$ numuneleri ile $T300_020$ ve $T300_060$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri; a) 250 °C, b) 300 °C



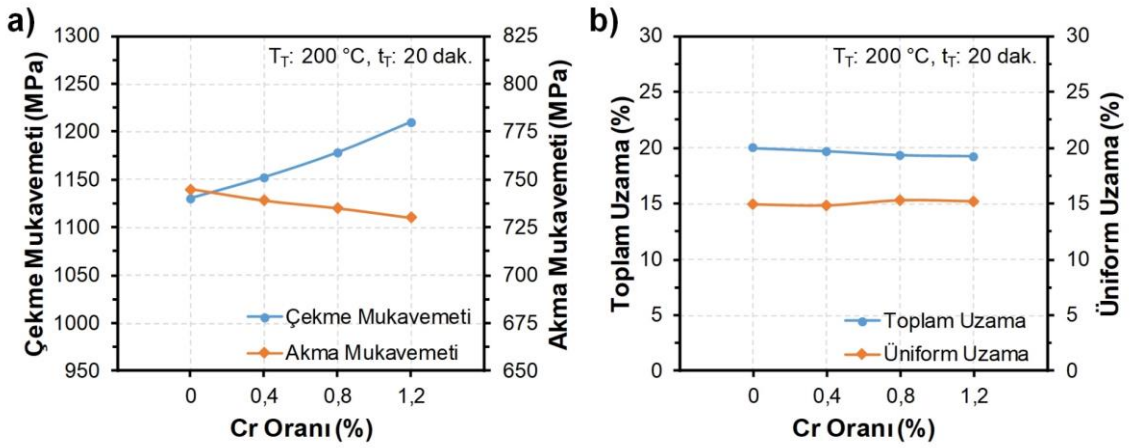
Şekil 5.162. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T250_060$, c) $T300_060$ ile makro görüntüleri; b) $T250_060$, d) $T300_060$

Çok sayıda temperlenmiş numuneye çekme testleri uygulanarak temperleme sıcaklığı ve temperleme süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiş, en iyi çekme dayanımı-toplam uzama kombinasyonu $T200_0 20$ numunesinde elde edilmiştir. 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin temperleme işlemi üzerindeki etkisini inceleyebilmek için 200 °C'de 20 dakika temperlenmiş ve farklı oranlarda Cr içeren numunelere çekme testleri uygulanmıştır. $T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerine ait gerilme-uzama grafikleri Şekil 5.163'te verilmiştir.

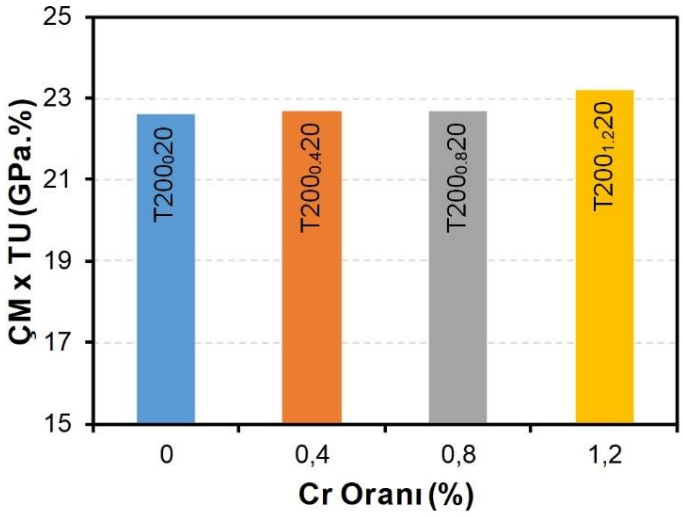


Şekil 5.163. $T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerinin gerilme-uzama grafikleri

$T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerinin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranına bağlı olarak çekme dayanımının arttığı toplam uzamanın ise bir miktar azaldığı gözlemlenmiştir (Şekil 5.163). Çelik bileşimindeki Cr'nin martenzit fazının temperlenme direncini arttırması çekme mukavemetini arttırdığı [19, 242], kalıntı östenit fazının büyük bir bölümünün temperleme sonrasında da içyapıda bulunması toplam uzamada meydana gelen düşüşü sınırladığı düşünülmektedir [17]. Sonuç olarak çekme mukavemeti ve toplama uzama birlikte ele alındığında, çelik bileşimindeki Cr'nin ÇM x TU kombinasyonunu geliştirdiği tespit edilmiş, 200 °C'de 20 dakika temperlenen numuneler arasında en iyi ÇM x TU değeri $T200_{1.2} 20$ numunesinde elde edilmiştir (23,2 GPa.%). 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranına bağlı olarak numunelerin mekanik özelliklerinde gözlemlenen değişimler ile $T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerine ait ÇM x TU kombinasyonları sırasıyla Şekil 5.164 ve Şekil 5.165'te gösterilmiştir.



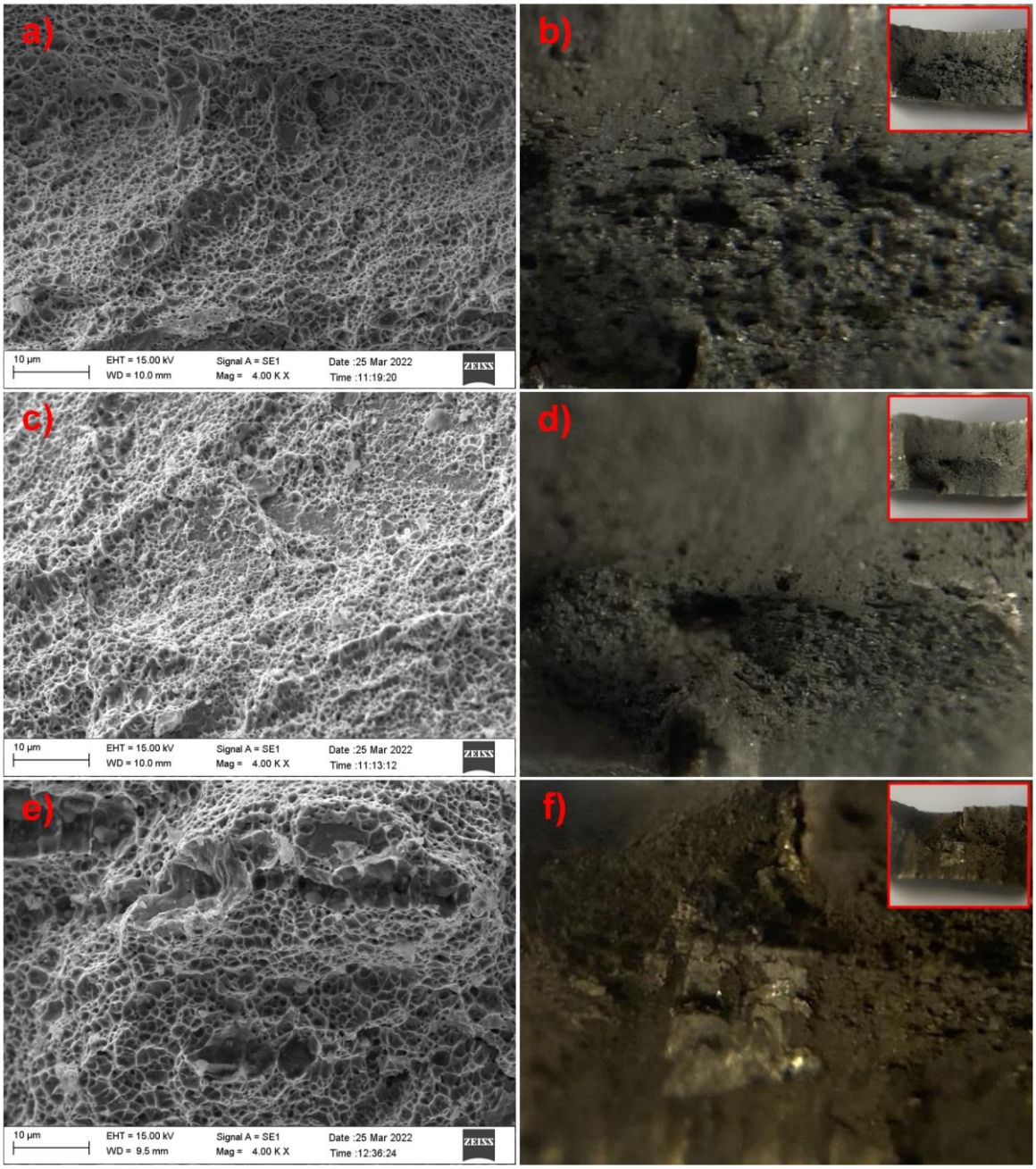
Şekil 5.164. Temperlenen numunelerde Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi; a) Çekme ve akma mukavemeti, b) Üniform ve toplam uzama miktarı



Şekil 5.165. $T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerine ait ÇM x TU değerleri

$T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerinin kırılma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler Şekil 5.166'da gösterilmiş olup, $T200_0 20$ numunesinin kopma yüzeyi görüntüleri ise Şekil 5.156'da verilmişti.

Şekil 5.166'da $T200_0 20$, $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerinin kopma yüzeylerinden alınan SEM ve makro görüntüler görülmektedir. Görüntülerde $T200_0 20$ numunesinde olduğu gibi $T200_{0.4} 20$, $T200_{0.8} 20$ ve $T200_{1.2} 20$ numunelerin de sünek formda kırıldığı gözlemlenmiştir. Numunelerin kırılma davranışına sünek kırılma mekanizmasının hâkim olduğu görülmüş olup, sünek kırılma mekanizması ile birlikte gevrek kırılma mekanizmasının da gerçekleştiği tespit edilmiştir. Özellikle %1.2 Cr ilaveli $T200_{1.2} 20$ numunesinde klivaj kırılma yüzeyleri net bir şekilde görülmektedir (Şekil 5.166e).



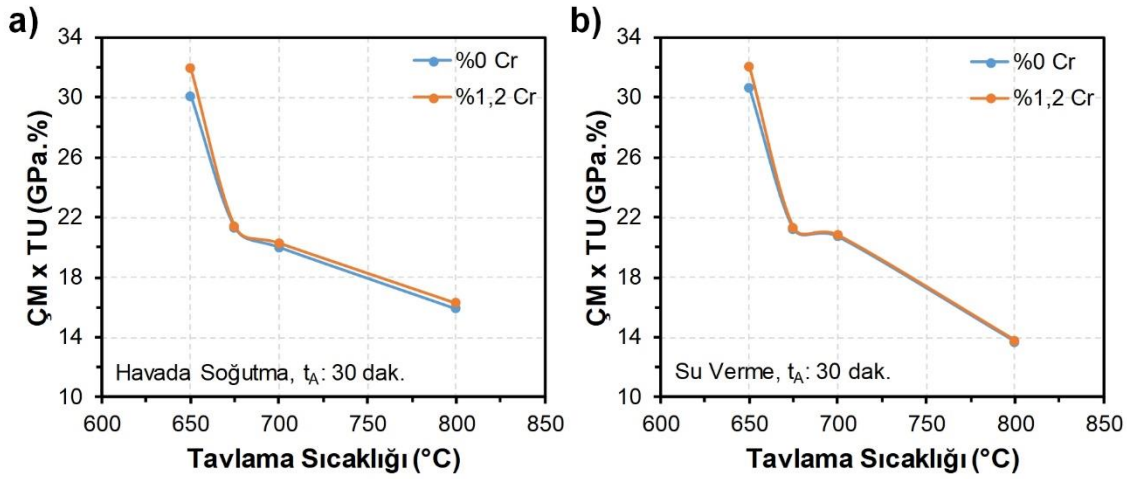
Şekil 5.166. Kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) $T200_{0.4}20$, c) $T200_{0.8}20$, e) $T200_{1.2}20$ ile makro görüntüleri; b) $T200_{0.4}20$, d) $T200_{0.8}20$, f) $T200_{1.2}20$

Farklı parametrelere sahip çok sayıda numuneye sertlik ve çekme testleri uygulanarak farklı ısıl işlem proseslerinin ve çelik bileşimindeki Cr'nin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Numunelerin göstermiş oldukları mekanik davranışların içyapıya oldukça bağlı olduğu gözlemlenmiş, tavlama parametrelerine ve çelik bileşimine bağlı olarak içyapıda gözlemlenen farklılıklar doğrudan mekanik özellikleri de etkileyerek, numunelerin sertliklerini ve gerilme-uzama davranışlarını belirlemiştir. Her bir değişken göz önünde bulundurularak belirlenmiş olan numunelere ait mekanik özellikler Tablo 5.20'de gösterilmiştir.

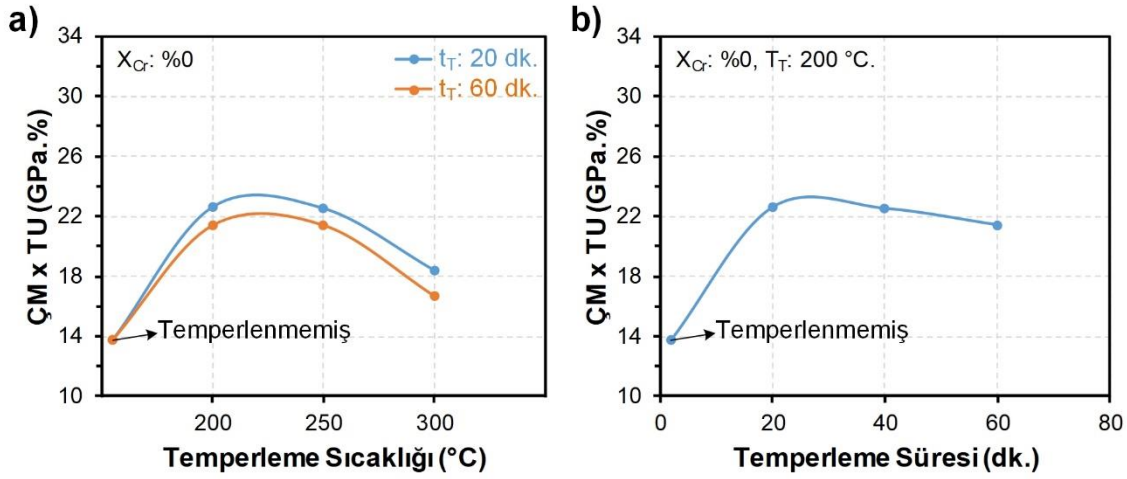
Tablo 5.20. Farklı parametrelere sahip numunelerin mekanik özellikleri

Numune	Sertlik (HB30)	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Üniform Uzama (%)	Toplam Uzama (%)	ÇM x TU (GPa.%)
N_0	426	718	1431	10,4	10,6	15,1
$N_{1.2}$	428	693	1469	10,3	10,5	15,4
$H650_0$30	397	775	1159	23,2	26	30,1
$H675_0$30	408	738	1246	15	17,1	21,3
$H700_0$30	413	706	1387	13,5	14,4	20
$H800_0$30	426	751	1424	10,9	11,2	15,9
$H650_{1.2}$30	405	729	1281	22,5	24,9	31,9
$H675_{1.2}$30	416	704	1378	14,2	15,5	21,4
$H700_{1.2}$30	418	682	1440	13,1	14,1	20,3
$H800_{1.2}$30	436	719	1478	10,8	11	16,3
$S650_0$30	417	745	1261	23,8	24,3	30,6
$S675_0$30	426	710	1383	14,9	15,3	21,2
$S700_0$30	436	686	1492	13,8	13,9	20,7
$S800_0$30	444	729	1525	9	9	13,7
$S650_{1.2}$30	419	694	1396	22,4	22,9	32
$S675_{1.2}$30	430	661	1428	14,6	14,9	21,3
$S700_{1.2}$30	439	640	1518	13,6	13,7	20,8
$S800_{1.2}$30	446	687	1547	8,9	8,9	13,8
$S650_{0.4}$30	419	725	1306	23	23,9	31,2
$S650_{0.8}$30	420	707	1327	22	23,1	30,7
$H650_0$60	395	760	1171	22,5	26,3	30,8
$H650_{1.2}$60	402	715	1299	23,7	25,2	32,7
$S800_0$60	444	726	1529	9	9	13,8
$S800_{1.2}$60	446	685	1553	8,9	8,9	13,9
$T200_0$20	390	745	1130	14,9	20	22,6
$T250_0$20	380	753	1102	16,2	20,4	22,5
$T300_0$20	370	757	1063	16,7	17,3	18,4
$T200_0$40	384	749	1107	15,3	20,3	22,5
$T200_0$60	381	750	1074	14,9	19,9	21,4
$T250_0$60	368	752	1039	16,3	20,6	21,4
$T300_0$60	363	753	992	16,4	16,8	16,7
$T200_{0.4}$20	391	739	1152	14,8	19,7	22,7
$T200_{0.8}$20	392	735	1178	15,3	19,3	22,7
$T200_{1.2}$20	392	730	1210	15,2	19,2	23,2

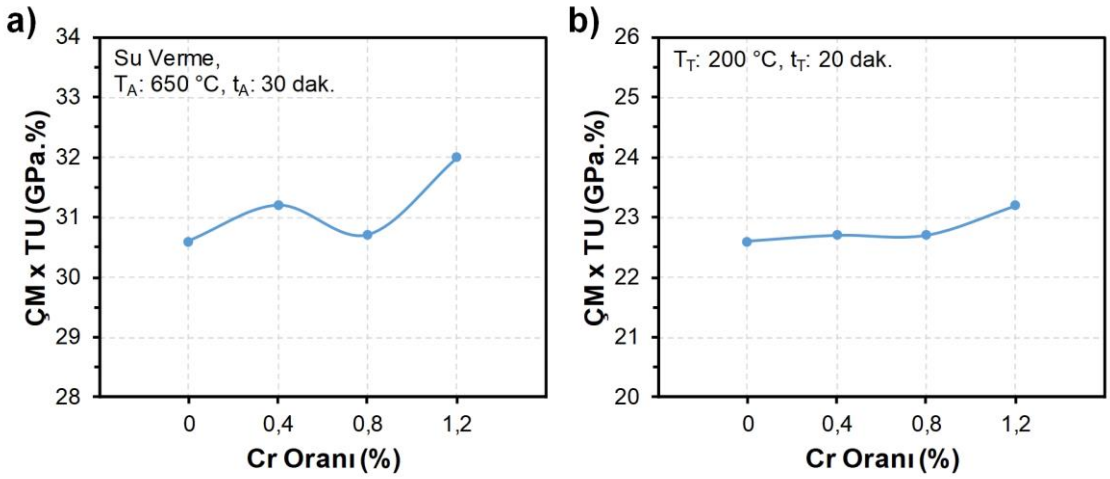
0.16C-5.5Mn çeliğine uygulanan mekanik testler kapsamında çok sayıda numune çekme ve sertlik testlerine tabi tutulmuş olup, mekanik testlerden elde edilen sonuçlar Tablo 5.20'de verilmiştir. Tablo 5.20'de numunelerin mekanik özellikleri ile beraber çekme mukavemeti – toplam uzama (ÇM x TU) kombinasyonuna da yer verilmiş, ısıl işlem parametrelerine ve çelik bileşimine ilave edilen Cr oranına bağlı olarak ÇM x TU değerinin değişkenlik gösterdiği gözlemlenmiştir. Tavlama parametreleri, temperleme parametreleri ve çelik bileşiminin ÇM x TU kombinasyonu üzerindeki etkisini gösteren grafikler sırasıyla Şekil 5.167, Şekil 5.168 ve Şekil. 5.169'da verilmiştir.



Şekil 5.167. Kritik tavlama parametrelerinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Havada soğutma, b) Su verme

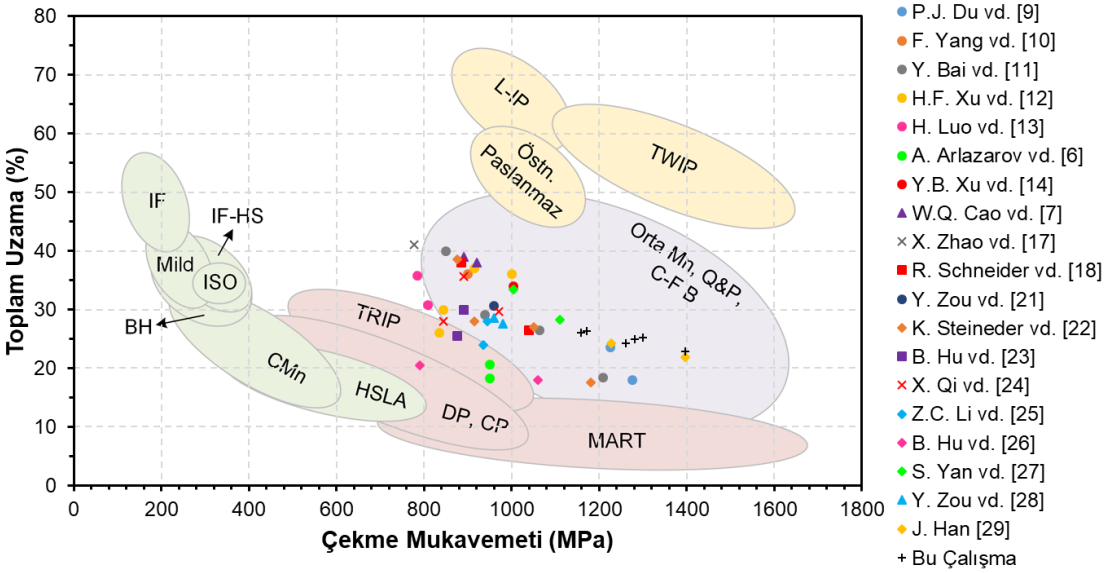


Şekil 5.168. Temperleme parametrelerinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Temperleme Sıcaklığı, b) Temperleme Süresi

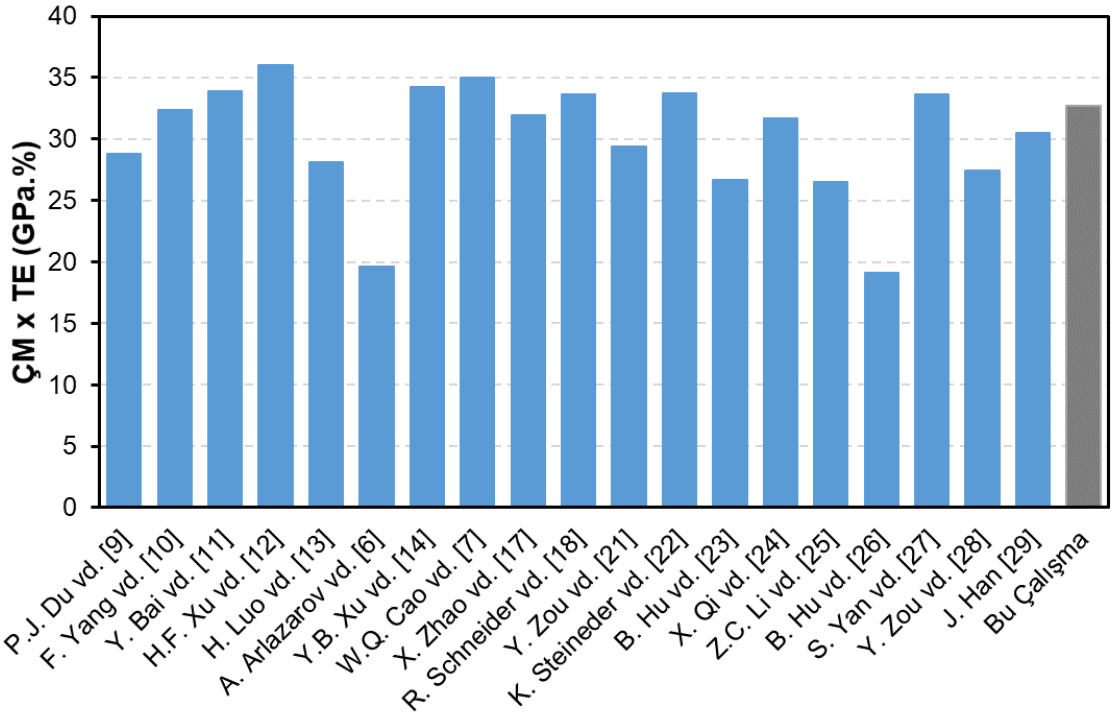


Şekil 5.169. Farklı ısıl işlem proseslerinde Cr oranının 0.16C-5.5Mn çeliğinin ÇM – TU kombinasyonu üzerindeki etkisi; a) Kritik tavlama işlemi, b) Temperleme ısıl işlemi

Isıl işlem prosesine ve çelik bileşimine bağlı olarak 13 ile 33 (GPa.%) aralığında değişkenlik gösteren çekme mukavemeti – toplam uzama kombinasyonu, literatürde farklı araştırmacılar tarafından rapor edilen ÇM x TU değerleri ile karşılaştırılmıştır. Kıyaslamalar için en iyi ÇM x TU değerleri (~32 GPa.%), benzer bileşimdeki orta manganlı çelikler (0.1/0.2C-5/7Mn) üzerine yapılan ve benzer tavlama parametrelerinin (T_A: 620–720 °C, t_A: 10–720 dk.) uygulandığı çalışmalardaki sonuçlar ile birlikte Şekil 5.170 ve Şekil 5.171'de gösterilmiştir. Bahsi geçen çalışmalara ait parametreler ise Tablo 5.21'de verilmiştir Literatürdeki çalışmalar ile yapılan kıyaslamalar neticesinde 0.16C-5.5Mn çeliğinin göstermiş olduğu ÇM x TU kombinasyonunun yeni nesil AHSS çeliklerinin sahip olduğu değerler ile benzer olduğu görülmüştür.



Şekil 5.170. Farklı yazarlar tarafından rapor edilen orta manganlı çelik saclara ait çekme mukavemeti ve toplam uzama değerleri



Şekil 5.171. Farklı yazarlar tarafından rapor edilen orta manganlı çelik saclara ait çekme mukavemeti – toplam uzama kombinasyonları

Tablo 5.21. Farklı araştırmacılar tarafından orta Mn çelikleri üzerine gerçekleştirilen bazı çalışmalara ait çelik bileşimi ve tavlama parametreleri

Referans	Çelik Bileşimi (ağ.%)	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)
P.J. Du vd. [9]	0.28C–6.2Mn	620/640	600
F. Yang vd. [10]	0.22C–7.2Mn	680	60
Y. Bai vd. [11]	0.1C–5Mn	660/680/700/720	165
H.F. Xu vd. [12]	0.2C–5Mn	650	30/60
H. Luo vd. [13]	0.17C–4.8Mn	650	600
A. Arlazarov vd. [6]	0.1C–4.6Mn	670	60/120
Y.B. Xu vd. [14]	0.2C–5.0Mn	715	300
W.Q. Cao vd. [7]	0.2C–5.0Mn	650	30/60
X. Zhao vd. [17]	0.1C–5.0Mn	650	30
R. Schneider vd. [18]	0.1C–6.5Mn	640/660	480
Y. Zou vd. [21]	0.1C–5.1Mn	645	90
K. Steineder vd. [22]	0.1C–6.38Mn	640/660	480
B. Hu vd. [23]	0.25C–7.17Mn	640/660	300
X. Qi vd. [24]	0.05C–5Mn	630/650/670	30
Z.C. Li vd. [25]	0.2C–6.1Mn	650	720
B. Hu vd. [26]	0.13C–4.87Mn	650/670	10

Tablo 5.21. (Devamı)

Referans	Çelik Bileşimi (ağ.%)	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)
S. Yan vd. [27]	0.12 C–6.1Mn	640	30/60
Y. Zou vd. [28]	0.05C–5.0Mn	630	300
J. Han [29]	0.1C–7.2Mn	640	30

6. SONUÇLAR

Bu çalışmada, orta manganlı çeliklerin Cr ile alaşımlanmasının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Farklı tavlama proseslerine tabi tutulan numunelerden alınan OM ve SEM mikrografları ile tavlama parametrelerinin ve çelik bileşimindeki Cr içeriğinin mikroyapı üzerindeki rolü ele alınmış olup, EDS ve XRD analizleri ile kalıntı östenit fazının hacimsel miktarına ve bileşimine yönelik incelemeler yapılmıştır. Sertlik ve çekme testleri ile farklı koşullar altında tavlanan numunelerin mekanik davranışları belirlenmiş, kopma yüzeylerinden alınan görüntüler ile numunelerin kırılma davranışları analiz edilmiştir. Elde edilen deneysel ve teorik veriler doğrultusunda aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

Metalografik karakterizasyon;

- Farklı tavlama parametrelerine sahip numunelerin OM ve SEM görüntüleri incelendiğinde, 0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısının farklı oranlardaki martenzit, ferrit, kalıntı östenit ve/veya beynit fazlarından meydana geldiği görülmüştür. Çift fazlı bölgede tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte ferrit miktarının azaldığı ve ferrit fazı morfolojisinde değişim olduğu gözlemlenmiştir. $H650_{0}30$ numunesine ait OM görüntülerinde hem çıta tipinde hem de poligonal ferrit taneleri mevcut iken, tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte $H675_{0}30$ ve $H700_{0}30$ numunelerinde çıta tipindeki ferrit tanelerinin yerinin eş eksenli ve poligonal ferrit taneleri almıştır. Ayrıca, tavlama sıcaklığının armasıyla birlikte daha kaba ferrit taneleri gözlemlenmiştir.
- Farklı hızlarda soğutulan numunelerin içyapılarını değerlendirecek olursak, hava ortamında soğutulan numunelerin aksine su verilen numunelere ait OM ve SEM görüntülerinde beynit fazının oldukça az olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, hava ortamında soğutulan numunelerin içyapısında karbür oluşumları gözlemlenirken suda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntülerinde bu karbür çökeltilerinin seyrekleştiği görülmüştür.
- Kritik tavlama süresinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mikroyapısı üzerindeki etkisi incelendiğinde, kritik tavlama süresi ile kritik tavlama sıcaklığındaki artışın içyapı üzerindeki etkileri arasında benzerlik olduğu gözlemlenmiştir. 30 dakika süresince tavlanan $H650_{1.2}30$ numunesine ait OM görüntülerinde yoğun bir şekilde görülen çıta morfolojisindeki ferrit tanelerinin, tavlama süresinin 60 dakikaya uzatılmasıyla birlikte poligonal ferrit tanelerine evrilmeye başladığı ve mevcut poligonal tanelerin az da olsa kabalaştığı tespit edilmiştir.
- 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranındaki değişimin mikroyapı üzerindeki etkisi incelendiğinde, Cr ilavesinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin içyapısını rafine ettiği ve ferrit fazı morfolojisini etkilediği tespit edilmiştir. Cr içermeyen $H650_{0}30$ numunesinde ferrit taneleri

daha çok çıta ve eş eksenli iken, %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesinde ferrit tanelerinin çıta tipinde ve iğnesel morfolojide oldukları gözlemlenmiştir. Ayrıca, $H650_{0}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin SEM mikrografları, Cr ilavesiz $H650_{0}30$ numunesindeki karbür varlığı oldukça az iken %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}30$ numunesinde karbür yoğunluğunun arttığını göstermiştir. Farklı oranlarda Cr ihtiva eden $H650_{0}30$, $H650_{0.4}30$, $H650_{0.8}30$ ve $H650_{1.2}30$ numunelerinin renklendirilmiş OM görüntülerinde; Cr ilavesinin yalnızca fazların morfolojisini değil, aynı zamanda içyapıyı oluşturan fazların miktarını da etkilediği görülmüştür. Martenzit matrisi içerisindeki ferrit tanelerinin ve beynit oluşumlarının, 0.16C-5.5Mn çeliğindeki Cr miktarına bağlı olarak seyrekleştiği gözlemlenmiştir.

- Temperleme ısıl işleminin 0.16C-5.5Mn çeliğinin mikroyapısı üzerindeki etkisi incelendiğinde, temperleme işlemi sonrasında martenzit matrisinin kısmen temperlendiği ve mikroyapıda karbür oluşumları gözlemlenmiştir. 200 °C' de temperlenen $T200_{0}20$ numunesinin içyapısında nano boyutta iğnemsi karbür çökeltileri gözlemlenmiş, bu karbür çökeltilerinin ortalama 250 – 300 nm boyutunda olduğu tespit edilmiştir. Temperleme sıcaklığı 250 °C'ye çıkarıldığında, iğnemsi karbürler ile birlikte küresel şekilli karbür oluşumları da gözlemlenmiştir. Küresel karbür çökeltilerinin ortalama tane boyutu 200 – 250 nm, iğnemsi karbürler ise artan temperleme sıcaklığı ile beraber bir miktar uzama göstermiş ve 450 – 500 nm olarak ölçülmüştür. 300 °C'deki temperleme işleminden sonra ise mikroyapıdaki karbür oluşumlarının bir miktar yoğunlaştığı görülmüştür. $T250_{0}20$ numunesinde görülen küresel ve iğnemsi karbürler $T300_{0}20$ numunesinin SEM görüntülerinde de gözlemlenmiştir. Ayrıca, bazı iğnemsi karbürlerin artan temperleme sıcaklığı ile birlikte kabalaştığı ve 700 – 750 nm boyutundaki çıta tipinde karbürlerin oluştuğu tespit edilmiştir. Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerin mikroyapı görüntülerinde, kalıntı östenit fazının temperleme sıcaklığındaki artışa rağmen içyapıda mevcut olduğu görülmüştür.
- Farklı sürelerde temperlenen numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde; temperleme süresinin artmasıyla, temperlenmemiş martenzit matrisinin azaldığı ve karbür oluşumunun arttığı görülmüştür. Kalıntı östenit fazında ise dikkate değer bir çözünme gözlemlenmemiştir.
- Bileşiminde Cr bulunmayan $T200_{0}20$ numunesi ile sırasıyla %0.4, %0.8 ve %1.2 Cr içeren $T200_{0.4}20$, $T200_{0.8}20$ ve $T200_{1.2}20$ numunelerinin OM ve SEM görüntülerinde, numunelerin mikroyapıları arasında dikkate değer bir farklılık gözlemlenmemiştir. Ancak daha yüksek sıcaklıklarda temperlenen $T250_{1.2}20$ ve $T300_{1.2}20$ numunelerinde, 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin temperleme direncini arttırdığı görülmüştür. Cr'nin temperlenme davranışı üzerindeki bu etkisi, daha uzun süreli temperleme işlemi uygulanan $T200_{1.2}60$, $T250_{1.2}60$ ve $T300_{1.2}60$ numunelerinde de gözlemlenmiştir.

Kalıntı östenit fazının bileşimi ve hacimsel oranı;

- Kritik sıcaklık aralığında ($Ac_1 - Ac_3$) tavlanan $S650_{1.2}30$, $S675_{1.2}30$, $S700_{1.2}30$ numuneleri ile Ac_3 sıcaklığının üzerinde tavlanan $S800_{1.2}30$ numunesinin EDS ve XRD analizlerinden elde edilen veriler, kritik tavlama sıcaklığı yükseldikçe kalıntı östenit fazının C ve Mn konsantrasyonunun düştüğünü göstermiştir. $S800_{1.2}30$ numunesinde ise kalıntı östenit bileşiminin çelik bileşimi ile hemen hemen aynı olduğu tespit edilmiştir. Tavlama sıcaklığındaki artış, kalıntı östenit fazının yalnızca bileşimini değil aynı zamanda hacimsel miktarını da düşürmüştür. Hem Cr ilavesiz hem de Cr ilaveli numunelerde, yüksek tavlama sıcaklığı kalıntı östenit fazının termal kararlılığını düşürmüş ve dolayısıyla en yüksek kalıntı östenit oranları (~ %15.9) 650 °C'de tavlanan numunelerde elde edilmiştir.
- Hava ve su ortamlarında soğutulan numunelerin EDS ve XRD analizlerinden elde edilen veriler doğrultusunda, numunelerin bileşimindeki Cr miktarından bağımsız olarak yüksek hızlardaki soğumanın kalıntı östenit fazının kararlılığını arttırdığı tespit edilmiştir ve suda soğutulan numunelerin daha yüksek oranda kalıntı östenit fazı ihtiva ettikleri görülmüştür.
- Diğer bir ısıl işlem parametresi olan bekleme süresinin uzatılması, kalıntı östenit fazının C konsantrasyonunda dikkate değer bir değişim yaratmazken, östenitin Mn bakımından zenginleşmesini geliştirmiştir. Ayrıca, 60 dakika tavlanan numunelerin 30 dakika tavlanan numunelere nazaran içyapılarında daha yüksek oranda kalıntı östenit fazı ihtiva ettiği tespit edilmiştir.
- Aynı koşullar altında tavlanmış olan farklı oranlarda Cr ihtiva eden $S650_{0}30$, $S650_{0.4}30$, $S650_{0.8}30$ ve $S650_{1.2}30$ numunelerinin EDS ve XRD analizlerinden elde edilen sonuçlara göre; çelik bileşimine ilave edilen Cr oranı arttıkça, kalıntı östenit fazının C ve Mn bakımından az da olsa fakirleştiği tespit edilmiştir. Ancak Cr ilaveli numunelerde kalıntı östenitin hacimsel miktarının daha fazla olduğu görülmüş, en yüksek kalıntı östenit oranı (%15.9) %1.2 Cr ilaveli $S650_{1.2}30$ numunesinde elde edilmiştir. Bu sonuçlar ferrit yapıcı bir element olarak bilinen Cr elementinin düşük oranlardaki (< %7) ilavelerinde kalıntı östenit fazının termal kararlılığını arttırdığını ortaya koymuştur.
- Temperlenen numuneler ele alındığında ise, temperleme parametrelerine bağlı olarak kalıntı östenit fazının C ve Mn bakımından bir miktar zenginleştiği söylenebilir. Temperleme ısıl işlemi sırasında numunelerin içyapısında bulunan kalıntı östenit fazı kısmen dönüşüme uğramış olsa da, kalıntı östenitin büyük bir bölümünün temperleme sonrasında içyapıda çözünmeden bulunduğu tespit edilmiştir.
- Çelik bileşimine ilave edilen Cr'nin temperlenme davranışı üzerindeki etkisi incelendiğinde, Cr elementinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin temperlenme direncini arttırdığı ve kalıntı östenit fazının çözünmesini geciktirdiği görülmüştür. Bu durum, Cr ilaveli numunelerin içyapısında temperleme işlemi sonrası daha fazla kalıntı östenit fazı bulunması ile sonuçlanmıştır.

Sertlik testleri;

- Kritik tavlama parametrelerinin 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliği üzerindeki etkisi incelendiğinde; tavlama sıcaklığındaki artış ile birlikte numunelerin sertlik değerlerinin yükseldiği tespit edilmiş, bekleme süresinin 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarılmasının numunelerin sertlikleri üzerinde dikkate değer bir değişim yaratmadığı görülmüştür. Farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerde ise, su ortamında soğutulan numunelere ait sertlik değerlerinin havada soğutulan numunelerin sertliklerine nazaran daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.
- 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin sertlik değerleri üzerindeki etkisini ele aldığımızda, çelik bileşimindeki Cr değişiminin su ortamında soğutulan numunelerin sertlik değerleri üzerinde elle tutulur bir değişim meydana getirmediği görülmüştür. Hava ortamında soğutulan numunelerde ise Cr ilavesiz ve %1.2 Cr ilaveli numunelerin sertlik değerleri arasında daha belirgin bir fark olduğu tespit edilmiştir. Genel olarak, çelik bileşimine ilave edilen Cr'nin 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliğini az da olsa bir miktar arttırdığı görülmüştür.
- Temperlenmiş numunelerden alınan sertlik ölçümleri, temperleme ısıl işleminin 0.16C-5.5Mn çeliğinin sertliğini önemli ölçüde düşürdüğünü göstermiştir. Cr ilavesiz numunelerin sertlik değerlerinde gözlemlenen bu düşüş, temperleme sıcaklığı ve süresindeki artışa bağlı olarak azalarak devam etmiştir. %1.2 Cr ilaveli temperlenmiş numunelerde ise sertlik değerlerinin Cr içermeyen temperlenmiş numunelere oranla daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Gerilme – uzama davranışları ve kırılma yüzeyleri;

- Farklı sıcaklıklarda tavlanan $S650_0 30$, $S675_0 30$, $S700_0 30$ ve $S800_0 30$ numunelerinin gerilme-uzama davranışları incelendiğinde; tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak 0.16C-5.5Mn çeliğinin çekme mukavemetinin arttığı, toplam uzamasının ise düştüğü gözlemlenmiştir. $S650_0 30$ numunesinin çekme dayanımı ve toplam uzaması sırasıyla 1261 MPa ve %24,3 iken $S800_0 30$ numunesinde çekme dayanımının 1525 MPa değerine ulaştığı, toplam uzamanın ise %9'a düştüğü görülmüştür.
- Hava ve su ortamında soğutulan numunelerin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde, hava ortamında soğutulan numunelerin toplam uzama miktarlarının genel olarak suda soğutulan numunelere nazaran fazla olduğu, çekme dayanımlarının ise daha düşük olduğu tespit edilmiştir.
- Farklı sürelerde tavlanan numunelerin gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde tavlama süresindeki artışın hem çekme dayanımını hem de toplam uzama miktarını az da olsa

arttırdığı gözlemlense de, tavlama süresinin 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarılması numunelerin gerilme-uzama davranışlarında kayda değer bir değişim yaratmamıştır.

- 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr miktarının gerilme-uzama davranışları üzerindeki etkisini ele aldığımızda, çelik bileşimindeki Cr varlığının çekme mukavemetinin artmasına, akma mukavemeti ile toplam uzama miktarının ise düşmesine sebep olduğu görülmüştür. Ek olarak, Cr ilavesinin 0.16C-5.5Mn çeliğin pekleşme oranını da arttırdığı tespit edilmiştir.
- Temperleme ısıl işleminin uygulandığı numunelerde ise, temperleme işleminin çekme dayanımını düşürdüğü ve uzama kabiliyetini geliştirdiği görülmüştür. Çelik bileşimine ilave edilen Cr miktarı, kritik tavlama işleminden geçen numunelerde olduğu gibi temperlenmiş numunelerde de çekme mukavemetini arttırmış, toplam uzamayı ise düşürmüştür.
- Farklı koşullar altında tavlanan veya temperlenen numunelerin gerilme-uzama grafikleri, ısıl işlem parametrelerinin ve 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr'nin numunelerin çekme mukavemeti-toplam uzama (ÇM x TU) kombinasyonları üzerinde belirleyici bir role sahip olduğunu göstermiştir. Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasında gerçekleştirilen kritik tavlama işlemi ile Ac_3 sıcaklığı üzerinde uygulanan geleneksel tavlamaya göre çok daha iyi ÇM x TU değerlerinin elde edilebileceği görülmüştür. Örneğin; $S800_0$30 numunesinin ÇM x TU kombinasyonu 13,7 GPa.% iken, $S650_0$30 numunesinde bu değer 30,6 GPa.% olarak tespit edilmiştir. Kritik sıcaklık aralığında tavlanan numunelerde tavlama sıcaklığı belirleyici bir rol oynamış ve 650 °C'nin 0.16C-5.5Mn çeliği için optimum tavlama sıcaklığı olduğu gözlemlenmiştir. Diğer tavlama parametreleri ise ÇM x TU kombinasyonu üzerinde tavlama sıcaklığı kadar etkili olmamış ve elle tutulur değişimler yaratmamıştır. Temperleme ısıl işlemi ise Ac_3 sıcaklığının üzerinde tavlanan numunelerin göstermiş olduğu düşük ÇM x TU kombinasyonlarının iyileştirilebileceğini ortaya koymuştur. $S800_0$60 numunesinin 13,8 GPa.% olan ÇM x TU kombinasyonu, $T200_0$20 numunesinde temperleme ısıl işlemi ile 22,6 GPa.% 'ye kadar geliştirilebilmiştir.
- Isıl işlem koşullarından ayrı olarak çelik bileşimindeki Cr oranını ele aldığımızda, düşük kabul edilebilecek Cr ilavelerinin 0.16C-5.5Mn orta manganlı çeliğinin çekme mukavemeti-toplam uzama kombinasyonunu geliştirdiği tespit edilmiştir. Bu çalışma kapsamında incelenmiş olan numuneler arasında en iyi ÇM x TU kombinasyonu %1.2 Cr ilaveli olan $H650_{1.2}$30, $H650_{1.2}$60 ve $S650_{1.2}$30 numunelerinde elde edilmiştir (~ 32 GPa.%). Cr'nin ÇM x TU kombinasyonu üzerindeki etkisi temperlenmiş numuneler üzerinde de gözlemlenmiş, temperlenen numunelerdeki en iyi ÇM x TU kombinasyonu %1.2 Cr ilaveli $T200_{1.2}$20 numunesinde elde edilmiştir (~ 23 GPa.%).
- Kırılma yüzeylerinden alınan SEM mikrografları ile makro görüntüler incelendiğinde genel olarak; hava ortamında soğutulan numunelerde kırılmanın karışık (sünek – gevrek) formda olduğu, suda soğutulan numunelerde ise gevrek kırılma mekanizmasının daha baskın olduğu

gözlemlenmiştir. Ayrıca, tavlama sıcaklığındaki artışa bağlı olarak numunelerin kırılma davranışında gevrek kırılma mekanizmasının daha etkili olduğu, daha uzun süreli tavlanmış numunelerde ise sünek davranışın arttığı gözlemlenmiştir. Ac_3 sıcaklığının üzerinde tavlanan numunelerin gevrek formda koptuğu gözlemlenmiş, bu numuneler temperleme işlemi sonrası sünek bir kırılma davranışı sergilemişlerdir. 200 ve 250 °C sıcaklıklarda temperlenen numunelerin kırılma davranışına sünek kırılma mekanizması hâkim iken, 300 °C'de temperlenen numunelerde karışık kırılma tipinin mevcut olduğu tespit edilmiştir.

- 0.16C-5.5Mn çeliğine ilave edilen Cr oranının kırılma davranışı üzerinde etkisi incelediğinde, çelik bileşimindeki Cr oranı arttıkça gevrek kırılma mekanizmasının daha etkili olduğu söylenilebilir. Örneğin; Cr içermeyen $H650_{0}60$ numunesi ile %1.2 Cr ilaveli $H650_{1.2}60$ numunesinin kırılma davranışları karşılaştırıldığında; $H650_{0}60$ numunesinin kırılma davranışına sünek kırılma mekanizmasının hâkim olduğu, $H650_{1.2}60$ numunesinde ise kırılma tipinin sünek-gevrek formunda olduğu gözlemlenmiştir.

ÖNERİLER

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv sektöründeki yeri ve orta manganlı çeliklerin mevcut potansiyeli göz önünde bulundurulduğunda, yeni nesil AHSS türlerinin araştırılmaya açık bir alan olduğu söylenilebilir. Bu sebeple, aşağıda verilmiş olan önerilerin gelecekte yapılması muhtemel çalışmalar için faydalı olabileceği düşünülmektedir.

- Kalıntı östenit fazının içyapıdaki varlığı ve morfolojisi geçirimli elektron mikroskobu (TEM) görüntüleri vasıtasıyla daha ayrıntılı bir şekilde gözlemlenebilir, bu görüntüler üzerinden alınacak EDS analizleri ile kalıntı östenit tanelerindeki Mn ve C segregasyonları incelenebilir.
- Östenit fazının Mn bakımından arzu edilen düzeyde zenginleştirilebilmesi amacıyla daha uzun süreli tavlama işlemleri tercih edilebilir.
- XRD analizleri hem deformasyon öncesi hem de deformasyon sonrası uygulanarak, kalıntı östenitin deformasyon sırasındaki dönüşüm oranları hesaplanabilir ve kalıntı östenit fazının mekanik kararlılığı daha detaylı incelenebilir.

KAYNAKLAR

[1] Fonstein, N. (2015). Evolution of Strength of Automotive Steels to Meet Customer Challenges. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties* içinde (1–16. ss.). Springer, London. doi:10.1007/978-3-319-19165-2

[2] Speer, J., Matlock, D.K., De Cooman, B.C., Schroth, J.G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation, *Acta Materialia*, C. 51(9), 2611–2622. doi:10.1016/s1359-6454(03)00059-4

[3] Matlock, D.K., Speer, J.G. (2006). Design Consideration for the next Generation of Advanced High Strength Sheet Steels. *The 3rd International Conference on Advanced Structural Steels* içinde (774–781. ss.). Gyeongju, Korea

[4] Arlazarov, A., Hazotte, A., Bouaziz, O., Gouné, M., Kegel, F. (2012). Characterization of microstructure formation and mechanical behaviour of an advanced Medium-Mn steel, *Conf. Proc. Materials Science & Technology* içinde (1124–1131. ss.). MS&T, Pittsburgh

[5] Fonstein, N. (2015). Candidates for the Third Generation: Medium Mn Steels. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties* içinde (297–326. ss.). Springer, London. doi:10.1007/978-3-319-19165-2

[6] Arlazarov, A., Gouné, M., Bouaziz, O., Hazotte, A., Petitgand, G., Barges, P. (2012). Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing, *Materials Science and Engineering A*, C. 542, 31–39. doi:10.1016/j.msea.2012.02.024

[7] Cao, W.Q., Wang, C., Shi, J., Wang, M.Q., Hui, W.J., Dong, H. (2011). Microstructure and mechanical properties of Fe–0.2C–5Mn steel processed by ART-annealing, *Materials Science and Engineering: A*, C. 528(22-23), 6661–6666. doi:10.1016/j.msea.2011.05.039

[8] Seo, E.J., Cho, L., De Cooman, B.C. (2014). Application of Quenching and Partitioning (Q&P) Processing to Press Hardening Steel, *Metallurgıcal and Materıals Transactıons A*, C. 45, 4022-4037. doi:10.1007/s11661-014-2316-z

[9] Du, P. J., Yang, D. P., Bai, M. K., Xiong, X. C., Wu, D., Wang, G. D., Yi, H. L. (2019). Austenite stabilisation by two step partitioning of manganese and carbon in a Mn-TRIP steel, *Materials Science and Technology*, C. 35(17), 2084-2091. doi:10.1080/02670836.2019.1572316

[10] Yang, F., Luo, H., Hu, C., Pu, E., Dong, H. (2017). Effects of intercritical annealing process on microstructures and tensile properties of cold-rolled 7Mn steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 685, 115–122. doi:10.1016/j.msea.2016.12.119

[11] Bai, Y., Matsui, Y., Shibata, A., Tsuji, N. (2019). Effect of thermomechanical processing at $\alpha+\gamma$ two-phase temperatures on microstructure and mechanical property of 5Mn–0.1C–2Si medium-manganese steel, *Materials Science & Engineering A*, C. 743, 57–66. doi:10.1016/j.msea.2018.11.061

[12] Xu, H.F., Zhao, J., Cao, W.Q., Shi, J., Wang, C.Y., Wang, C., Li, J., Dong H. (2012). Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C–5Mn), *Materials Science and Engineering A*, C. 532, 435–442. doi:10.1016/j.msea.2011.11.009

[13] Luo, H., Dong, H., Huang, M. (2015). Effect of intercritical annealing on the Luders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels, Materials and Design, C. 83, 42–48. doi:10.1016/j.matdes.2015.05.085

[14] Xu, Y.B., Zou, Y., Hu, Z.P., Han, D.T., Chen, S.Q., Misra, R.D.K. (2017). Correlation between deformation behavior and austenite characteristics in a Mn-Al type TRIP steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 698, 126–135. doi:10.1016/j.msea.2017.05.058

[15] Lee, S.J., Matlock, D.K., Van Tyne, C.J. (2011). Carbon diffusivity in multi-component austenite, *Scripta Materialia*, C. 64(9), 805–808. doi:10.1016/j.scriptamat.2011.01.001

[16] Pierce, D.T., Coughlin, D.R., Clarke, K.D., De Moor, E., Poplawsky, J., Williamson, D.L., Mazumder, B., Speer, J.G., Hood, A., Clarke, A.J. (2018). Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions, *Acta Materialia*, C. 151, 454–469. doi:10.1016/j.actamat.2018.03.007

[17] Zhao, X., Zhang, Y., Shao, C., Hui, W., Dong, H. (2017). Thermal stability of retained austenite and mechanical properties of medium-Mn steel during tempering treatment, *Journal of Iron and Steel Research, International*, C. 24, 830–837. doi:10.1016/s1006-706x(17)30123-1

[18] Schneider, R., Steineder, K., Krizan, D., Sommitsch, C. (2019). Effect of the heat treatment on the microstructure and mechanical properties of medium-Mn-steels, *Materials Science and Technology*, C. 35(17), 2045-2053. doi: 10.1080/02670836.2018.1548957

[19] Wei, X., Chai, Z., Lu, Q., Hu, J., Liu, Z., Lai, Q., Wang, J., Xu, W. (2021). Cr-alloyed novel press-hardening steel with superior combination of strength and ductility, *Materials Science and Engineering A*, C. 819, 141461. doi:10.1016/j.msea.2021.141461

[20] Hossain, R., Pahlevani, F., Sahajwalla, V. (2017). Effect of small addition of Cr on stability of retained austenite in high carbon steel, *Materials Characterization*, C. 125, 114–122. doi:10.1016/j.matchar.2017.02.001

[21] Zou, Y., Xu, Y.B., Wang, G., Han, Y., Teng, H.X., Han, D.T., Qiu, M.S., Yang, F., Misra, R.D.K. (2021). Improved strength-ductility-toughness balance of a precipitation-strengthened low-carbon medium-Mn steel by adopting intercritical annealing-tempering process, *Materials Science and Engineering A*, C. 802, 140636. doi:10.1016/j.msea.2020.140636

[22] Steineder, K., Krizan, D., Schneider, R., Béal, C., Sommitsch, C. (2017). On the microstructural characteristics influencing the yielding behavior of ultra-fine grained medium-Mn steels, *Acta Materialia*, C. 139, 39–50. doi:10.1016/j.actamat.2017.07.056

[23] Hu, B., Luo, H. (2017). A strong and ductile 7Mn steel manufactured by warm rolling and exhibiting both transformation and twinning induced plasticity, *Journal of Alloys and Compounds*, C. 725, 684–693. doi:10.1016/j.jallcom.2017.07.203

[24] Qi, X., Du, L., Hu, J., Devesh Kumar Misra, R. (2019). Effect of austenite stability on toughness, ductility, and work-hardening of medium-Mn steel, *Materials Science and Technology*, C. 35(17), 2134-2142. doi:10.1080/02670836.2018.1522088

[25] Li, Z.C., Ding, H., Misra, R.D.K., Cai, Z.H. (2017). Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments, *Materials Science and Engineering A*, C. 682, 211–219. doi:10.1016/j.msea.2016.11.048

[26] Hu, B., Luo, H. (2019). A novel two-step intercritical annealing process to improve mechanical properties of medium Mn steel, *Acta Materialia*, C. 176, 250–263 doi:10.1016/j.actamat.2019.07.014

[27] Yan, S., Liu, X., Liang, T., Zhao, Y. (2018). The effects of the initial microstructure on microstructural evolution, mechanical properties and reversed austenite stability of intercritically annealed Fe-6.1Mn-1.5Si-0.12C steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 712, 332–340. doi:10.1016/j.msea.2017.11.118

[28] Zou, Y., Xu, Y.B., Hu, Z.P., Chen, S.Q., Han, D.T., Misra, R.D.K., Wang, G.Z. (2017). High strength-toughness combination of a low-carbon medium-manganese steel plate with laminated microstructure and retained austenite, *Materials Science and Engineering A*, C. 707, 270–279. doi:10.1016/j.msea.2017.09.059

[29] Han, J., Nam, J.H., Lee, Y.K. (2016). The mechanism of hydrogen embrittlement in intercritically annealed medium Mn TRIP steel, *Acta Materialia*, C. 113, 1–10. doi:10.1016/j.actamat.2016.04.038

[30] Shome, M., Tumuluru, M. (2015). Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS). M. Shome ve M. Tumuluru (Ed.), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)* içinde (1–8. ss.). Woodhead Publishing, Cambridge

[31] https://www.steel.org/steel-markets/automotive/, Erişim: 20 Ocak 2022

[32] Bouaziz, O., Zurob, H., Huang, M. (2013). Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications, *Steel Research International*, C. 84(10), 937–947. doi:10.1002/srin.201200288

[33] Keeler, S., Kimchi, M. (2014). Advanced high-strength steels application guidelines version 5.0, The World Auto Steel. https://www.worldautosteel.org/

[34] Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, C. 8(2), 103–117. doi:10.1016/s1644-9665(12)60197-6

[35] Demeri, M.Y. (2013). *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*, ASM International, Materials Park, Ohio

[36] Keeler, S., Kimchi, M., Mooney, P.J. (2017). Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0, The World Auto Steel. https://www.worldautosteel.org/

[37] Bhattacharya, D. (2011). Metallurgical perspectives on advanced sheet steels for automotive applications. *Advanced steels* içinde (163–175. ss.). Springer, Berlin

[38] Davies, G. (2012). *Material for automobile bodies*, Butterworth-Heinemann, London

[39] Galán, J., Samek, L., Verleysen, P., Verbeken, K., Houbaert, Y. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry, *Revista de Metalurgia*, C. 48(2), 118–131. doi:10.3989/revmetalm.1158

[40] Senuma, T. (2001). Advances in Physical Metallurgy and Processing of Steels. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. *ISIJ International*, C. 41(6), 520–532. doi:10.2355/isijinternational.41.520

[41] Radakovic, D.J., Tumuluru, M. (2012). An evaluation of the cross-tension test of resistance spot welds in high-strength dual-phase steels, *Welding Journal*, C. 91(1), 8–15.

[42] Sharma, R.S., Molian, P. (2011). Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser, *Journal of Materials Processing Technology*, C. 211(11), 1888–1897. doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.06.009

[43] Tumuluru, M. (2013). Evolution of steel Grades, joining Trends and Challenges in the automotive Industry, *American welding society FABTECH Welding Show and Conference*, Chicago IL.

[44] Liu, H., Li, F., Shi, W., Swaminathan, S., He, Y., Rohwerder, M., Li, L. (2012). Challenges in hot-dip galvanizing of high strength dual phase steel: Surface selective oxidation and mechanical property degradation, *Surface and Coatings Technology*, C. 206(16), 3428–3436. doi:10.1016/j.surfcoat.2012.02.001

[45] Hilditch, T.B., de Souza, T., Hodgson, P.D. (2015). Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). M. Shome ve M. Tumuluru (Ed.), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)* içinde (9–28. ss.). Woodhead Publishing, Cambridge

[46] Kang, Y., Han, Q., Zhao, X., Cai, M. (2013). Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium, *Materials & Design*, C. 44, 331–339. doi:10.1016/j.matdes.2012.07.068

[47] Shome, M., Tumuluru, M. (Ed.). (2015). *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Woodhead Publishing, Cambridge

[48] Davies, R.G. (1978). Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels, *Metallurgical Transactions A*, C. 9(5), 671–679. doi:10.1007/bf02659924

[49] Sakuma, Y. (2004). Recent achievements in manufacturing and application of high-strength steel sheets for automotive body structure, *The International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications*, Winter Park, Colorado

[50] Llewellyn, D.T., Hudd, R.C. (1998). *Steels: Metallurgy and Applications (3rd ed.)*, Butterworth Heinemann, Oxford

[51] Ramos, L.F.V. (1979). *A study of strengthening mechanisms of the Fe-C-Mn dual-phase steels*, M.S. Thesis, Colorado School of Mines

[52] Wang, W., Li, M., He, C., Wei, X., Wang, D., Du, H. (2013). Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000MPa dual phase steels and 1200MPa fully martensitic steels, *Materials & Design*, C. 47, 510–521. doi:10.1016/j.matdes.2012.12.068

[53] Vaissiere, L., Laurent, J.P., Reinhardt, A. (2003). Development of Pre-Coated Boron Steel for Applications on PSA Peugeot Citroën and RENAULT Bodies in White, *SAE Transactions: Journal of Materials and Manufacturing*, C. 111, 909–917. http://www.jstor.org/stable/44718720

[54] Chiang, J., Lawrence, B., Boyd, J.D., Pilkey, A.K. (2011). Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels, *Materials Science and Engineering A*, C. 528(13-14), 4516–4521. doi:10.1016/j.msea.2011.02.032

[55] Streicher, A.M., Speer, J.G., Matlock, D.K. (2002). Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steel, *Steel Research*, C. 73(6-7), 287–293. doi:10.1002/srin.200200210

[56] Sugimoto, K., Kobayashi, M., Nagasaka, A., Hashimoto, S. (1995). Warm stretch-formability of TRIP-aided dual-phase sheet steels, *ISIJ international*, C. 35(11), 1407-1414. doi:10.2355/isijinternational.35.1407

[57] Seo, C., Kwon, K.H., Choi, K., Kim, K.H., Kwak, J.H., Lee, S., Kim, N.J. (2012). Deformation behavior of ferrite–austenite duplex lightweight Fe–Mn–Al–C steel, *Scripta Materialia*, C. 66(8), 519–522. doi:10.1016/j.scriptamat.2011.12.026

[58] Welsch, E., Ponge, D., Hafez Haghighat, S. M., Sandlöbes, S., Choi, P., Herbig, M., Zaefferer, S., Raabe, D. (2016). Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel, *Acta Materialia*, C. 116, 188–199. doi:10.1016/j.actamat.2016.06.037

[59] Frommeyer, G., Brüx, U. (2006). Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe-Mn-Al-C Light-Weight TRIPLEX Steels, Steel Research International, C. 77(9-10), 627–633. doi:10.1002/srin.200606440

[60] Plaut, R.L., Herrera, C., Escriba, D.M., Rios, P.R., Padilha, A.F. (2007). A Short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance, *Materials Research*, C. 10(4), 453–460. doi:10.1590/s1516-14392007000400021

[61] Ford Scientific Research Lab, Archived Microstructure Files, Formability Lab, Dearborn, Michigan. https://www.thehenryford.org/

[62] Frommeyer, G., Brüx, U., Neumann, P. (2003). Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes, *ISIJ International*, C. 43(3), 438–446. doi:10.2355/isijinternational.43.438

[63] Prakash, A., Hochrainer, T., Reisacher, E., Riedel, H. (2008). Twinning Models in Self-Consistent Texture Simulations of TWIP Steels, *Steel Research International*, C. 79(8), 645–652. doi:10.1002/srin.200806178

[64] De Cooman, B.C., Chin, K.G., Kim, J. (2011). High Mn TWIP Steels for Automotive Applications. M. Chiaberge (Ed.), *In New Trends and Developments in Automotive System Engineering* içinde (101–128. ss.). InTech, Rijeka

[65] Lee, Y.K., Han, J. (2015). Current opinion in medium manganese steel, *Materials Science and Technology*, C. 31(7), 843–856. doi:10.1179/1743284714y.0000000722

[66] Tsukatani, I., Hashimoto, S., Inoue, T. (1991). Effects of Silicon and Manganese Addition on Mechanical Properties of High-strength Hot-rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite, *ISIJ International*, C. 31(9), 992–1000. doi:10.2355/isijinternational.31.992

[67] Hashimoto, S., Ikeda, S., Sugimoto, K., Miyake, S. (2004). Effects of Nb and Mo Addition to 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn Steel on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-aided Steel Sheets, *ISIJ International*, C. 44(9), 1590–1598. doi:10.2355/isijinternational.44.1590

[68] Lee, S., Lee, S.J., Santhosh Kumar, S., Lee, K., De Cooman, B.C. (2011). Localized Deformation in Multiphase, Ultra-Fine-Grained 6 Pct Mn Transformation-Induced Plasticity Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 42(12), 3638–3651. doi:10.1007/s11661-011-0636-9

[69] Lee, S., Estrin, Y., De Cooman, B.C. (2013). Constitutive Modeling of the Mechanical Properties of V-added Medium Manganese TRIP Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 44(7), 3136–3146. doi:10.1007/s11661-013-1648-4

[70] Suh, D.W., Park, S.J., Lee, T.H., Oh, C.S., Kim, S.J. (2010). Influence of Al on the Microstructural Evolution and Mechanical Behavior of Low-Carbon, Manganese Transformation-Induced-Plasticity Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 41(2), 397–408. doi:10.1007/s11661-009-0124-7

[71] Furukawa, T., Huang, H., Matsumura, O. (1994). Effects of carbon content on mechanical properties of 5%Mn steels exhibiting transformation induced plasticity, *Materials Science and Technology*, C. 10(11), 964–970. doi:10.1179/mst.1994.10.11.964

[72] Cai, M., Li, Z., Chao, Q., Hodgson, P.D. (2014). A Novel Mo and Nb Microalloyed Medium Mn TRIP Steel with Maximal Ultimate Strength and Moderate Ductility, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 45(12), 5624–5634. doi:10.1007/s11661-014-2504-x

[73] Cai, M.H., Zhu, W.J., Stanford, N., Pan, L.B., Chao, Q., Hodgson, P.D. (2016). Dependence of deformation behavior on grain size and strain rate in an ultrahigh strength-ductile Mn-based TRIP alloy, *Materials Science and Engineering A*, C. 653, 35–42. doi:10.1016/j.msea.2015.11.103

[74] Siciliano, F., Poliak, E.I. (2005). Modeling of the Resistance to Hot Deformation and the Effects of Microalloying in High-Al Steels under Industrial Conditions, *Materials Science Forum*, C. 500-501, 195–202. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.500-501.195

[75] Gibbs, P.J., De Moor, E., Merwin, M.J., Clausen, B., Speer, J.G., Matlock, D.K. (2011). Austenite Stability Effects on Tensile Behavior of Manganese-Enriched-Austenite Transformation-Induced Plasticity Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 42(12), 3691–3702. doi:10.1007/s11661-011-0687-y

[76] Dong, H. (2012). High performance steels: Initiative and practice, *Science China Technological Sciences*, C. 55(7), 1774–1790. doi:10.1007/s11431-012-4911-9

[77] Hodgson, P., Cai, M.H., Rolfe, B. (2016). Hot Forming of Medium Mn Steels with TRIP Effect. Y. Zhang ve M. Ma (Ed.), *Advanced High Strength Steel and Press Hardening: Proceedings of the 2nd International Conference (ICHSU2015)* içinde (27–34. ss.). World Scientific, Changsha. https://doi.org/10.1142/9789813140622_0005

[78] Speer, J.G., Assunção, F.C.R., Matlock, D.K., Edmonds, D.V. (2005). The "quenching and partitioning" process: background and recent progress, *Materials Research*, C. 8(4), 417–423. doi:10.1590/s1516-14392005000400010

[79] Wang, L., Speer, J.G. (2013). Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment, Metallography, Microstructure, and Analysis, C. 2(4), 268–281. doi:10.1007/s13632-013-0082-8

[80] Krauss, G. (1990). *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Materials Park, Ohio

[81] Honeycombe, R.W.K. and H.K.D.H. Bhadeshia. (1995). *Steels: Microstructure and Properties*, Edward Arnold, London

[82] Toji, Y., Matsuda, H., Herbig, M., Choi, P.P., Raabe, D. (2014). Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy, *Acta Materialia*, C. 65, 215–228. doi:10.1016/j.actamat.2013.10.064

[83] Toji, Y., Miyamoto, G., Raabe, D. (2015). Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation, *Acta Materialia*, C. 86, 137–147. doi:10.1016/j.actamat.2014.11.049

[84] Speer, J.G., Edmonds, D.V., Rizzo, F.C., Matlock, D.K. (2004). Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, C. 8(3-4), 219–237. doi:10.1016/j.cossms.2004.09.003

[85] Sugimoto, K., Kanda, A., Kikuchi, R., Hashimoto, S., Kashima, T., Ikeda, S. (2002). Ductility and Formability of Newly Developed High Strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Annealed Martensite Matrix, *ISIJ International*, C. 42(8), 910–915. doi:10.2355/isijinternational.42.910

[86] Caballero, F.G., Allain, S., Cornide, J., Puerta Velásquez, J.D., Garcia-Mateo, C., Miller, M.K. (2013). Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application, *Materials & Design*, C. 49, 667–680. doi:10.1016/j.matdes.2013.02.046

[87] Keeler, S.P., Brazier, W.G. (1975). Relationship between laboratory material characterizations and press shop formability. *Proceedings of the 75th Conference, Microalloying* içinde (517–530. ss.). Union Carbide, New York

[88] Nikhare, C., Hodgson, P.D., Weiss, M. (2011). Necking and fracture of advanced high strength steels, *Materials Science and Engineering A*, C. 528(6), 3010–3013. doi:10.1016/j.msea.2010.12.098

[89] AISI. (2003). *Formability characterization of a new generation of high-strength steels*. American Iron and Steel Institute/U.S. Department of Energy Technology Roadmap Program. Report No. TRP 0012

[90] Davies, R. G. (1984). "Side-wall curl" in high-strength steels, *Journal of Applied Metalworking*, C. 3(2), 120–126. doi:10.1007/bf02833690

[91] Fredriksson, K., Melander, A., Hedman, M. (1989). Influence of prestraining and ageing on the fatigue properties of a dual-phase sheet steel with tensile strength of 410MPa, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, C. 18, 155–165

[92] DiCello, J.A., George, R.A. (1974). Design Criteria for the Dent Resistance of Auto Body Panels, *SAE Transactions*, C. 83, 389–397. http://www.jstor.org/stable/44721396

[93] AISI. (2003). *Characterization of fatigue and crash performance of new generation high-strength steels for automotive applications*. American Iron and Steel Institute/U.S. Department of Energy Technology Roadmap Program. Report No. TRP 0038

[94] Fonstein, N. (2015). Main Features of Heat Treatment from Intercritical Region. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties* içinde (17–66. ss.). Springer, London. doi:10.1007/978-3-319-19165-2

[95] Garcia, C.I., Deardo, A.J. (1979). Formation of Austenite in Low-Alloy Steels. *Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting* içinde (40–61. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[96] Speich, G.R., Demarest, V.A., Miller, R.L. (1981). Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 12(8), 1419–1428. doi:10.1007/bf02643686

[97] Azizi-Alizamini, H., Militzer, M., Poole, W.J. (2011). Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 42(6), 1544–1557. doi:10.1007/s11661-010-0551-5

[98] Dyachenko, S.S. (1982). The Austenite Formation in Fe-C Alloys, *M. Metallurgia*, C. 128

[99] Wycliffe, P., Purdy, G.R., Embury, J.D. (1981). Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Ternary and Quaternary Dual-Phase Steels. *Conference of Fundamentals of Dual-Phase Steels, Symposium at the 110th AIME Annual Meeting* içinde (59–83. ss.). Metallurgical Society of AIME, Chicago

[100] Golovanenko, S.A., Fonstein, N.M. (1986). Dual-Phase Low Alloyed Steels, *M. Metallurgia*, C. 206

[101] Sadovsky, V.D. (1973). Structure Inheritance in Steels, M. Metallurgia, C. 205.

[102] Koo, J.Y., Thomas, G. (1977). Design of duplex Fe/X/0.1C steels for improved mechanical properties, *Metallurgical Transactions A*, C. 8(3), 525–528. doi:10.1007/bf02661770

[103] Souza, M.M., Guimarães, J.R.C., Chawla, K.K. (1982). Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels, *Metallurgical Transactions A*, C. 13(4), 575–579. doi:10.1007/bf02644421

[104] Savran, V.I., Van Leeuwen, Y., Hanlon, D.N., Kwakernaak, C., Sloof, W.G., Sietsma, J. (2007). Microstructural Features of Austenite Formation in C35 and C45 alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 38(5), 946–955. doi:10.1007/s11661-007-9128-3

[105] Garcia, C.I., Deardo, A.J. (1981). Formation of austenite in 1.5 pct Mn steels, *Metallurgical Transactions A*, C. 12(3), 521–530. doi:10.1007/bf02648551

[106] Pawlovski, B. (2011). Critical Points in Hypoeutectoid Steel - Prediction of the Pearlite Dissolution Finish Temperature Ac_{1f}, *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, C. 49(2): 331–337

[107] Oliveira, F.L.G., Andrade, M.S., Cota, A.B. (2007). Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel, *Materials Characterization*, C. 58(3), 256–261. doi:10.1016/j.matchar.2006.04.027

[108] Surovtsev, A.P., Yarovoi, V.V., Sukhanov, V.E., Proklova, A.N. (1986). Kinetics of polymorphic transformation in low-carbon steels, *Metal Science and Heat Treatment*, C. 28(2), 104–106. doi:10.1007/bf00717529

[109] Yi, J.J., Kim, I.S., Choi, H.S. (1985). Austenitization during intercritical annealing of an Fe-C-Si-Mn dual-phase steel, *Metallurgical Transactions A*, C. 16(7), 1237–1245. doi:10.1007/bf02670328

[110] Speich, G.R. (1981). Physical metallurgy of dual-phase steels. R.A. Kot, B.L. Bramfit (Ed.), *Fundamentals of Dual-Phase Steels* içinde (3–45. ss.). The Metallurgical Society of AIME, Warrendale

[111] Shtansky, D.V., Nakai, K., Ohmori, Y. (1999). Pearlite to austenite transformation in an Fe–2.6Cr–1C alloy, *Acta Materialia*, C. 47(9), 2619–2632. doi:10.1016/s1359-6454(99)00142-1

[112] Stevenson, R., Bailey, D.J., Thomas, G. (1979). High strength low carbon sheet steel by thermomechanical treatment: II. Microstructure, *Metallurgical Transactions A*, C. 10(1), 57–62. doi:10.1007/bf02686406

[113] Speich, G.R., Miller, R.L. (1981). Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels. *Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting* içinde (145–182. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[114] Girina, O.A., Bhattacharya, D. (2003). Effect of Mn on the Stability of Austenite in a Continuously Annealed Dual-Phase Steel. *45th MWSP Conf., Proc. ISS* içinde (415–420. ss.). Chicago, Illinois

[115] Girina, O.A., Fonstein, N.M., Bhattacharya, D. (2003). Effect of Annealing Parameters on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-Phase Steel. *45th MWSP Conf., Proc. ISS* içinde (403–414. ss.). Chicago, Illinois

[116] Maalekian, M., Radis, R., Militzer, M., Moreau, A., Poole, W.J. (2012). In situ measurement and modelling of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel, *Acta Materialia*, C. 60(3), 1015–1026. doi:10.1016/j.actamat.2011.11.016

[117] Fonstein, N.M. (1985). A heat treatment for obtaining a controlled ferritic-martensitic structure in steel, *Metal Science and Heat Treatment*, C. 27(8), 610–616. doi:10.1007/bf00699362

[118] Law, N.C., Edmonds, D.V. (1980). The formation of austenite in a low-alloy steel, *Metallurgical Transactions A*, C. 11(1), 33–46. doi:10.1007/bf02700436

[119] Avrami, M. (1940). Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei, *The Journal of Chemical Physics*, C. 8(2), 212–224. doi:10.1063/1.1750631

[120] Huang, J., Poole, W.J., Militzer, M. (2004). Austenite formation during intercritical annealing, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 35(11), 3363–3375. doi:10.1007/s11661-004-0173-x

[121] Mohanty, R.R., Girina, O.A., & Fonstein, N.M. (2011). Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 42(12), 3680–3690. doi:10.1007/s11661-011-0753-5

[122] Geib, M.D., Matlock, D.K., Krauss, G. (1980). The effect of intercritical annealing temperature on the structure of niobium microalloyed dualphase steel, *Metallurgical Transactions A*, C. 11(10), 1683–1689. doi:10.1007/bf02660523

[123] Messien, P., Herman, J.C., and Greday, T. (1981). Phase Transformation and Microstructures of Intercritically Annealed Dual-Phase Steels. *Conference of Fundamentals of Dual-Phase Steels, Symposium at the 110th AIME Annual Meeting*, içinde (161–80. ss.). Metallurgical Society of AIME, Warrendale

[124] Thomas, G., and Koo, J.Y. (1981). Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic - Martensitic Steels. *Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting* içinde (183–201. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[125] Garcia, C.I., Cho, K., Redkin, K., Deardo, A.J., Tan, S., Somani, M., Karjalainen, L.P. (2011). Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature during Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP-980 Steels, *ISIJ International*, C. 51(6), 969–974. doi:10.2355/isijinternational.51.969

[126] Nakaoka, K., Hosoya, Y., Ohmura, M., Nishimoto, A. (1981). Reassessment of the Water–Quenching Process as a Means of Producing Formable Steel Sheets. Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting içinde (330–345. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[127] Lagneborg, R. (1978). Structure-Property Relationship in Dual-Phase Steels. *Dual-Phase and Cold Pressing Vanadium Steels, Seminar of Vanitec* içinde (43–52. ss.). Vanadium International Technical Committee, Berlin

[128] Eldis, G.T. (1981). Influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat Treated Dual-Phase Steels. *Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting* içinde (202–220. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[129] Matlock, D.K., Krauss, G.L., Romas, F., Huppi, G.S. (1981). A Correlation of Processing Variables with Deformation Behavior of Dual-Phase Steels. *Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting* içinde (62–90. ss.). Metallurgical Society of AIME, New Orleans

[130] Fonstein, N.M., Storojeva, L.M., Efimova, T.M. (1984). Development of Ferritic-Martensitic Structure in Low-Alloy Steels during Heat Treatment in Continuous Furnaces, *Steel in USSR*, C. 9, 75–77.

[131] Malen, D.E. (2011). *Fundamentals of Automobile Body Structure Design*, SAE International, Warrendale

[132] Davies, G. (2012). *Materials for Automobile Bodies*, Butterworth-Heinemann, Oxford

[133] AISI. (1998). *UltraLight steel auto body final report*. American Iron and Steel Institute

[134] Choi, I.D., Bruce, D.M., Kim, S.J., Lee, C.G., Park, S.H., Matlock, D.K., Speer, J.G. (2002). Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates, *ISIJ International*, C. 42(12), 1483–1489. doi:10.2355/isijinternational.42.1483

[135] Horvath, C.D., Fekete, J.R. (2004). Opportunities and challenges for increased usage of advanced high strength steels in automotive applications. *Proceedings of International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications* içinde (3–10. ss.). Winter Park, Colorado

[136] Bleck, W., Larour, P., Baeumer, A. (2005). High strain tensile testing of modern car body steels. *Materials Forum*, C. 29, 21–28.

[137] Cao, W.Q., Wang, C.Y., Shi, J., Dong, H. (2010). Application of Quenching and Partitioning to Improve Ductility of Ultrahigh Strength Low Alloy Steel, *Materials Science Forum*, C. 654-656, 29–32. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.654-656.29

[138] Miller, R.L. (1972). Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels, *Metallurgical and Materials Transactions B*, C. 3(4), 905–912. doi:10.1007/bf02647665

[139] Merwin, M.J. (2006). Method for Producing High Strength, High Ductility Manganese Steel Strip. *U.S. Patent Application Publication*, US 2006/0162824 A1

[140] Merwin, M.J. (2007). Low-Carbon Manganese TRIP Steels, *Materials Science Forum*, C. 539-543, 4327–4332. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.539-543.4327

[141] Merwin, M.J. (2008). Microstructure and Properties of Cold-Rolled and Annealed Lowcarbon Manganese TRIP Steels, *Iron & Steel Technology*, C. 5, 66–84

[142] Morrison, W.B. (1966). The Effect of Grain Size on Stress-Strain Relationship in Low Carbon Steels, *Trans. Am. Soc. Metals*, C. 59, 824–846

[143] You, J.S., Hong, H., Lee, O.Y., Jin, K.G., Kim, S.J. (2004). Effect of Reverse Transformation Treatment on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties of C-Mn TRIP Steels, *Korean Journal of Materials Research*, C. 14(2), 126–132. https://doi.org/10.3740/MRSK.2004.14.2.126

[144] Furukawa, T. (1989). Dependence of strength–ductility characteristics on thermal history in lowcarbon, 5 wt-%Mn steels, *Materials Science and Technology*, C. 5(5), 465–470. doi:10.1179/mst.1989.5.5.465

[145] Jun, H.J., Yakubovsky, O., Fonstein, N.M. (2011). On Stability of Retained Austenite in Medium Mn TRIP Steels, *The 1st International Conference on High Manganese Steels*, Seoul, Korea

[146] Zhao, X., Shen, Y., Qiu, L., Liu, Y., Sun, X., Zuo, L. (2014). Effects of Intercritical Annealing Temperature on Mechanical Properties of Fe-7.9Mn-0.14Si-0.05Al-0.07C Steel, *Materials*, C. 7(12), 7891–7906. doi:10.3390/ma7127891

[147] Jun, H.J., Fonstein, N.M. (2008). Microstructure and tensile properties of TRIP-aided CR sheet steels: TRIP dual and Q&P. J.G. Speer, B. Nelson, R. Pradhan (Eds.), *Proceedings of the International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels* içinde (155–168. ss.). AIST, Warrendale, PA

[148] Lee, S.J., Lee, S., De Cooman, B.C. (2011). Mn partitioning during the intercritical annealing of ultrafine-grained 6% Mn transformation-induced plasticity steel, *Scripta Materialia*, C. 64(7), 649–652. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.12.012

[149] Lee, S., Lee, S.J., De Cooman, B.C. (2011). Austenite stability of ultrafine-grained transformation-induced plasticity steel with Mn partitioning, *Scripta Materialia*, C. 65(3), 225–228. doi:10.1016/j.scriptamat.2011.04.010

[150] Lee, S., Lee, S.J., De Cooman, B.C. (2011). Work hardening behavior of ultrafine-grained Mn transformation-induced plasticity steel, *Acta Materialia*, C. 59(20), 7546–7553. doi:10.1016/j.actamat.2011.08.030

[151] Sun, R., Xu, W., Wang, C., Shi, J., Dong, H., Cao, W. (2012). Work Hardening Behavior of Ultrafine Grained Duplex Medium-Mn Steels Processed by ART-Annealing, *Steel Research International*, C. 83(4), 316–321. doi:10.1002/srin.201100317

[152] Shi, J., Sun, X., Wang, M., Hui, W., Dong, H., Cao, W. (2010). Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite, *Scripta Materialia*, C. 63(8), 815–818. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.06.023

[153] Tokizane, M., Matsumura, N., Tsuzaki, K., Maki, T., Tamura, I. (1982). Recrystallization and formation of austenite in deformed lath martensitic structure of low carbon steels, *Metallurgical Transactions A*, C. 13(8), 1379–1388. doi:10.1007/bf02642875

[154] Han, J., Lee, Y.K. (2014). The effects of the heating rate on the reverse transformation mechanism and the phase stability of reverted austenite in medium Mn steels. *Acta Materialia*, C. 67, 354–361. doi:10.1016/j.actamat.2013.12.038

[155] Cao, W., Wang, C., Wang, C., Shi, J., Wang, M., Dong, H., Weng, Y. (2012). Microstructures and mechanical properties of the third generation automobile steels fabricated by ART-annealing, *Science China Technological Sciences*, C. 55(7), 1814–1822. doi:10.1007/s11431-012-4877-7

[156] Jun, H.J., Yakubovsky, O., Fonstein, N. (2010). Effect of Initial Microstructure and Parameters of Annealing of 4% and 6.7% Steels on the Evolution of Microstructure and Mechanical Properties, MS&T'2010, Houston, Texas

[157] Suh, D.W., Park, S.J., Han, H.N., Kim, S.J. (2010). Influence of Al on Microstructure and Mechanical Behavior of Cr-Containing Transformation-Induced Plasticity Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 41(13), 3276–3281. doi:10.1007/s11661-010-0482-1

[158] Oh, C.S., Kang, J., Park, S.J., Kim, S.J. (2010). Microstructure and Tensile Properties of Nb-Added High Manganese TRIP-Aided Steel Sheets, MS&T'2010, Houston, Texas

[159] Lee, S., Lee, K., De Cooman, B.C. (2010). Ultra Fine Grained 6wt% Manganese TRIP Steel, Materials Science Forum, C. 654–656, 286–289. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.654-656.286

[160] Huang, H., Matsumura, O., Furukawa, T. (1994). Retained austenite in low carbon, manganese steel after intercritical heat treatment, *Materials Science and Technology*, C. 10(7), 621–626. doi:10.1179/mst.1994.10.7.621

[161] De Moor, E., Matlock, D.K., Speer, J.G., Merwin, M.J. (2011). Austenite stabilization through manganese enrichment, *Scripta Materialia*, C. 64(2), 185–188. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.09.040

[162] De Moor, E., Kang, S., Speer, J.G., Matlock, D.K. (2014). Manganese Diffusion in Third Generation Advanced High Strength Steels. *Proceedings of the International Conference on Mining, Materials and Metallurgical Engineering* içinde (1–7. ss.). Prague, Czech Republic

[163] Lee, S., De Cooman, B.C. (2014). Tensile Behavior of Intercritically Annealed 10 pct Mn Multi-phase Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 45(2), 709–716. doi:10.1007/s11661-013-2047-6

[164] Olson, G.B., Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC → HCP transformation, *Metallurgical Transactions A*, C. 7(12), 1897–1904. doi:10.1007/bf02659822

[165] Bleck, W., Hulka, K., Papamentellos, K. (1998). Effect of Niobium on the Mechanical Properties of TRIP Steels, *Materials Science Forum*, C. 284-286, 327–334. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.284-286.327

[166] Lee, S., De Cooman, B.C. (2013). On the Selection of the Optimal Intercritical Annealing Temperature for Medium Mn TRIP Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 44(11), 5018–5024. doi:10.1007/s11661-013-1860-2

[167] Arlazarov, A., Gouné, M., Bouaziz, O., Hazotte, A., Kegel, F. (2012). Effect of Intercritical Annealing Time on Microstructure and Mechanical Behavior of Advanced Medium Mn Steels, *Materials Science Forum*, C. 706-709, 2693–2698. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.706-709.2693

[168] De Cooman, B.C., Gibbs, P., Lee, S., Matlock, D.K. (2013). Transmission Electron Microscopy Analysis of Yielding in Ultrafine-Grained Medium Mn Transformation-Induced Plasticity Steel, Metallurgical and *Materials Transactions A*, C. 44(6), 2563–2572. doi:10.1007/s11661-013-1638-6

[169] Mandal, S.K. (2016). *Heat Treatment of Steels*, McGraw Hill Education Private Limited, New Delhi

[170] Diamond Thermogravimetric/Differential Thermal Analyzer, Perkin Elmer, http://yiqi-oss.oss-cn-hangzhou.aliyuncs.com/aliyun/900102447/goods_img/246875.pdf, Erişim: 10 Şubat 2022

[171] Han, J., Kang, S.H., Lee, S.J., Lee, Y.K. (2016). Fabrication of bimodal-grained Al-free medium Mn steel by double intercritical annealing and its tensile properties, *Journal of Alloys and Compounds*, C. 681, 580–588. doi:10.1016/j.jallcom.2016.04.014

[172] Han, J., Lee, S.J., Jung, J.G., Lee, Y.K. (2014). The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe–9Mn–0.05C steel, *Acta Materialia*, C. 78, 369–377. doi:10.1016/j.actamat.2014.07.005

[173] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N.H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S.E., Wright, J.P., van der Zwaag, S. (2009). The effect of aluminium and phosphorus on the stability of individual austenite grains in TRIP steels. *Acta Materialia*, C. 57(2), 533–543. doi:10.1016/j.actamat.2008.09.040

[174] Zhang, R., Cao, W.Q., Peng, Z.J., Shi, J., Dong, H., Huang, C.X. (2013). Intercritical rolling induced ultrafine microstructure and excellent mechanical properties of the medium-Mn steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 583, 84–88. doi:10.1016/j.msea.2013.06.067

[175] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N.H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S.E., Wright, J.P., van der Zwaag, S. (2007). Characterization of individual retained austenite grains and their stability in low-alloyed TRIP steels, *Acta Materialia*, C. 55(20), 6713–6723. doi:10.1016/j.actamat.2007.08.040

[176] Jimenez-Melero, E., van Dijk, N.H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S.E., Wright, J.P., van der Zwaag, S. (2007). Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels, *Scripta Materialia*, C. 56(5), 421–424. doi:10.1016/j.scriptamat.2006.10.041

[177] Arlazarov, A., Gouné, M., Bouaziz, O., Hazotte, A. (2017). Critical factors governing the thermal stability of austenite in an ultra-fined grained Medium-Mn steel, *Philosophical Magazine Letters*, C. 97(4), 125–131. doi:10.1080/09500839.2017.1290293

[178] Koistinen, D.P., Marburger, R.E. (1959). A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels, *Acta Metallurgica*, C. 7(1), 59–60. doi:10.1016/0001-6160(59)90170-1

[179] Lee, S.J., Lee, S., De Cooman, B.C. (2013). Martensite transformation of sub-micron retained austenite in ultra-fine grained manganese transformation-induced plasticity steel, *International Journal of Materials Research*, C. 104(5), 423–429. doi:10.3139/146.110882

[180] Mahieu, J., De Cooman, B.C., Maki, J. (2002). Phase transformation and mechanical properties of si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 33(8), 2573–2580. doi:10.1007/s11661-002-0378-9

[181] Van Bohemen, S.M.C., Sietsma, J. (2009). Martensite Formation in Partially and Fully Austenitic Plain Carbon Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 40(5), 1059–1068. doi:10.1007/s11661-009-9796-2

[182] Jatczak, C. F. (1980). Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction, *SAE Transactions*, 89, 1657–1676. http://www.jstor.org/stable/44633786

[183] De Meyer, M., Vanderschueren, D., De Blauwe, K., De Cooman, B.C. (1999). The characterization of retained austenite in TRIP steels by X-ray diffraction. 41. Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, ISS, Baltimore, MD.

[184] Grajcar, A., Krztoń, H. (2009). Effect of isothermal bainitic transformation temperature on retained austenite fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type steel, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, C. 35(2), 169-176.

[185] Cai, Z.H., Ding, H., Tang, Z.Y., Misra, R.D.K. (2016). Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 676, 289–293. doi:10.1016/j.msea.2016.08.124

[186] Tan, X., Xu, Y., Yang, X., Liu, Z., Wu, D. (2014). Effect of partitioning procedure on microstructure and mechanical properties of a hot-rolled directly quenched and partitioned steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 594, 149–160. doi:10.1016/j.msea.2013.11.064

[187] Cullity, B.D., Stock, S.R. (2014). *Elements of X-Ray Diffraction: Pearson New International Edition*, 3. Basım, Pearson Education Limited, Harlow

[188] Cai, Z.H., Ding, H., Misra, R.D.K., Ying, Z.Y. (2015). Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content, *Acta Materialia*, C. 84, 229–236. doi:10.1016/j.actamat.2014.10.052

[189] Xu, H.F., Zhao, J., Cao, W.Q., Shi, J., Wang, C.Y., Li, J., Dong, H. (2012). Tempering Effects on the Stability of Retained Austenite and Mechanical Properties in a Medium Manganese Steel, *ISIJ International*, C. 52(5), 868–873. doi:10.2355/isijinternational.52.868

[190] Kuhn, H., Medlin, D. (2000). *ASM Handbook, vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation*, ASM International, Materials Park, Ohio

[191] Hollomon, J.H. (1945). Tensile deformation. *Transactions of AIME*, C. 162, 268–290

[192] Alharbi, F., Gazder, A.A., Kostryzhev, A., De Cooman, B.C., Pereloma, E. V. (2014). The effect of processing parameters on the microstructure and mechanical properties of low-Si transformation-induced plasticity steels, *Journal of Materials Science*, C. 49(7), 2960–2974. doi:10.1007/s10853-013-8008-z

[193] Nagata, M., Horikawa, N., Kawabata, M., Ameyama, K. (2019). Effects of Microstructure on Mechanical Properties of Harmonic Structure Designed Pure Ni, Materials Transactions, C. 60(9), 1914–1920. doi:10.2320/matertrans.mt-m2019145

[194] Mukarati, T.W., Mostert, R.J., Siyasiya, C.W. (2019). Development of a mathematical equation describing the strain hardening behaviour of metastable AISI 301 austenitic stainless steel, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 655, 012008. doi:10.1088/1757-899x/655/1/012008

[195] Den Uijl, N.J., Carless, L.J. (2012). Advanced metal-forming technologies for automotive applications, J. Rowe (Ed.), *Advanced Materials in Automotive Engineering* içinde (28–56), Woodhead Publishing, Cambridge

[196] Zhukov, A.A., Krishtal, M.A. (1975). Thermodynamic activity of alloy components, *Metal Science and Heat Treatment*, C. 17, 626–633. doi:10.1007/bf00680420

[197] Payson, P., Savage, H. (1944). Martensite Reactions in Alloy Steels, *Trans. A.S.M.*, C. 33, 261–280

[198] Rowland, E.S., Lyle, S.R. (1946). The Application of Ms Points Case Depth Measurement, *Trans. A.S.M.*, C. 37, 27–46

[199] Grange, R.A., Stewart, H.M. (1946). The Temperature Range of Martensite Formation, *Trans. A.I.M.M.E.*, C. 167, 467–494

[200] Nehrenberg, A.E. (1946). The Temperature Range of Martensite Formation, *Trans. A.I.M.E.*, C. 167, 494–498

[201] Steven, W., Haynes, A.G. (1956). The Temperature Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels Some Effects of Chemical Composition, *J.I.S.I.*, C. 183, 349–359

[202] Andrews, K.W. (1965). Empirical Formulae for Calculation of Some Transformation Temperatures, *J.I.S.I.*, C. 203, 721–727

[203] Carapella, L.A. (1944). Computing A" or M, (Transformation Temperature on Quenching) from Analysis, *Metals Progress*, C. 46, 108-108

[204] Finkler, H., Schirra, M. (1996). Transformation Behaviour of the High Temperature Martensitic Steels with 8 - 14% Chromium, *Steel Research*, C. 67(8), 328-342. doi:10.1002/srin.199605498

[205] Liu, Y. X. (1981). *Principle of Heat Treatment*, China Mechanical Industry Press, Beijing

[206] Han, F., Hwang, B.C., Suh, D.W., Wang, Z., Lee, D.L., Kim, S.J. (2008). Effect of Molybdenum and Chromium on Hardenability of Low-Carbon Boron-Added Steels, *Metals and Materials International*, C. 14(6), 667–672. doi:10.3365/met.mat.2008.12.667

[207] Grajcar, A., Kuziak, R., Zalecki W. (2012). Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, C. 12(3), 334–341. doi:10.1016/j.acme.2012.06.011

[208] Hu, J., Du, L.X., Liu, H., Sun, G.S., Xie, H., Yi, H.L., Misra, R.D.K. (2015). Structure–mechanical property relationship in a low-C medium-Mn ultrahigh strength heavy plate steel with austenite-martensite submicro-laminate structure, *Materials Science and Engineering A*, C. 647, 144–151. doi:10.1016/j.msea.2015.09.008

[209] Zou, Y., Xu, Y.B., Hu, Z.P., Gu, X.L., Peng, F., Tan, X.D., Chen, S.Q., Han, D.T., Misra, R.D.K., Wang, G.D. (2016). Austenite stability and its effect on the toughness of a high strength ultra-low carbon medium manganese steel plate, *Materials Science and Engineering A*, C. 675, 153–163. doi:10.1016/j.msea.2016.07.104

[210] Luo, L., Li, W., Liu, S., Wang, L., Jin, X. (2019). Effect of intermediate temperature annealing on the stability of retained austenite and mechanical properties of medium Mn-TRIP steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 742, 69–77. doi:10.1016/j.msea.2018.10.102

[211] Zhao, C., Cao, W.Q., Zhang, C., Yang, Z.G., Dong, H., Weng, Y.Q. (2014). Effect of annealing temperature and time on microstructure evolution of 0.2C–5Mn steel during intercritical annealing process, *Materials Science and Technology*, C. 30(7), 791–799. doi:10.1179/1743284713Y.0000000416

[212] Beswick, J.M. (1987). The effect of chromium in high carbon bearing steels, *Metallurgical Transactions A*, C. 18(11), 1897–1906. doi:10.1007/bf02647019

[213] Kong, L., Liu, Y., Liu, J., Song, Y., Li, S., Zhang, R., Li, T., Liang, Y. (2015). The influence of chromium on the pearlite-austenite transformation kinetics of the Fe–Cr–C ternary steels, *Journal of Alloys and Compounds*, C. 648, 494–499. doi:10.1016/j.jallcom.2015.06.259

[214] Zhang, H., Pradeep, K.G., Mandal, S., Ponge, D., Raabe, D. (2014). New insights into the austenitization process of low-alloyed hypereutectoid steels: Nucleation analysis of strain-induced austenite formation, *Acta Materialia*, C. 80, 296–308. doi:10.1016/j.actamat.2014.07.073

[215] Pelton, A.D., Koukkari, P., Pajarre, R., Eriksson, G. (2014). Para-equilibrium phase diagrams, *The Journal of Chemical Thermodynamics*, C. 72, 16–22. doi:10.1016/j.jct.2013.12.023

[216] Shaposhnikov, N. G., Mogutnov, B. M. (2007). Paraequilibria in the Fe-Cr(Ni,Mn)-C systems and their effect on phase transformations, *Russian Metallurgy (Metally)*, 2007(2), C. 153–160. doi:10.1134/s0036029507020127

[217] Luo, H., Shi, J., Wang, C., Cao, W., Sun, X., Dong, H. (2011). Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel, *Acta Materialia*, C. 59(10), 4002–4014. doi:10.1016/j.actamat.2011.03.025

[218] Lee, S.J., Matlock, D.K., Van Tyne, C.J. (2011). An Empirical Model for Carbon Diffusion in Austenite Incorporating Alloying Element Effects, *ISIJ International*, C. 51(11), 1903–1911. doi:10.2355/isijinternational.51.1903

[219] De Moor, E., Föjer, C., Clarke, A.J., Penning, J., Speer, J.G. (2008). Quench & partitioning response of a Mo-alloyed CMnSi steel, *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*, Minerals, Metals, & Materials Society, Buenos Aires.

[220] Yan, S., Liu, X., Liu, W.J., Lan, H., Wu, H. (2015). Comparison on mechanical properties and microstructure of a C–Mn–Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes, *Materials Science and Engineering A*, C. 620, 58–66. doi:10.1016/j.msea.2014.09.047

[221] Ohlund, C.E.I.C., Schlangen, E., Offerman, S.E., (2013). The kinetics of softening and microstructure evolution of martensite in Fe–C–Mn steel during tempering at 300°C, *Materials Science and Engineering A*, C. 560, 351–357. doi:10.1016/j.msea.2012.09.078

[222] Van Bohemen, S.M.C., Sietsma, J., Hermans, M.J.M., Richardson, I.M. (2003). Kinetics of the martensitic transformation in low-alloy steel studied by means of acoustic emission, *Acta Materialia*, C. 51(14), 4183–4196. doi:10.1016/s1359-6454(03)00236-2

[223] Babu, S.R., Jaskari, M., Järvenpää, A., Porter, D. (2019). The Effect of Hot-Mounting on the Microstructure of an As-Quenched Auto-Tempered Low-Carbon Martensitic Steel, *Metals*, C. 9(5), 550. doi:10.3390/met9050550

[224] Morsdorf, L., Tasan, C.C., Ponge, D., Raabe, D. (2015). 3D structural and atomic-scale analysis of lath martensite: Effect of the transformation sequence, *Acta Materialia*, C. 95, 366–377. doi:10.1016/j.actamat.2015.05.023

[225] Ning, D., Dai, C.R., Wu, J.L., Wang, Y.D., Wang, Y.Q., Jing, Y., Sun, J. (2021). Carbide precipitation and coarsening kinetics in low carbon and low alloy steel during quenching and subsequently tempering, *Materials Characterization*, C. 176, 111111. doi:10.1016/j.matchar.2021.111111

[226] Krauss, G. (2012). Tempering of martensite in carbon steels, E. Pereloma, D.V. Edmonds (Ed.), *Phase Transformation in Steels* içinde (C. 2, 126–150), Woodhead Publishing, Cambridge. doi:10.1533/9780857096111.1.126

[227] Zhou, N., Song, R., Li, X., Li, J. (2018). Dependence of austenite stability and deformation behavior on tempering time in an ultrahigh strength medium Mn TRIP steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 738, 153–162. doi:10.1016/j.msea.2018.09.098

[228] Bhadeshia, H.K.D.H., Chintha, A.R., Lenka, S. (2019). Critical Assessment 34: Are χ (Hägg), η and ϵ carbides transition-phases relative to cementite in steels?, *Materials Science and Technology*, C. 35(11), 1301–1305. doi:10.1080/02670836.2019.1625526

[229] Babu, S.S., Bhadeshia, H.K.D.H. (1995). Diffusion of carbon in substitutionally alloyed austenite, *Journal of Materials Science Letters*, C. 14, 314–316. doi:10.1007/bf00592135

[230] Zhu, C., Xiong, X.Y., Cerezo, A., Hardwicke, R., Krauss, G., Smith, G.D.W. (2007). Three-dimensional atom probe characterization of alloy element partitioning in cementite during tempering of alloy steel, *Ultramicroscopy*, 107(9), 808–812. doi:10.1016/j.ultramic.2007.02.033

[231] Hou, Z. R., Zhao, X.M., Zhang, W., Liu, H.L., Yi, H.L. (2018). A medium manganese steel designed for water quenching and partitioning. *Materials Science and Technology*, C. 34(10), 1168–1175. doi:10.1080/02670836.2018.1426678

[232] Rana, R. (2019). Special issue on 'Medium manganese steels', *Materials Science and Technology*, C. 35(17), 2039-2044. doi:10.1080/02670836.2019.1673971

[233] Santofimia, M.J., Zhao, L., Sietsma, J. (2008). Microstructural Evolution of a Low-Carbon Steel during Application of Quenching and Partitioning Heat Treatments after Partial Austenitization, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 40, 46–57. doi:10.1007/s11661-008-9701-4

[234] Gomez, M., Garcia, C.I., Deardo, A.J. (2010). The Role of New Ferrite on Retained Austenite Stabilization in Al-TRIP Steels, *ISIJ International*, C. 50(1), 139–146. doi:10.2355/isijinternational.50.139

[235] Steineder, K., Schneider, R., Krizan, D., Béal, C., Sommitsch, C. (2015). Comparative Investigation of Phase Transformation Behavior as a Function of Annealing Temperature and Cooling Rate of Two Medium-Mn Steels, *Steel Research International*, C. 86(10), 1179–1186. doi:10.1002/srin.201400551

[236] Wei, R., Enomoto, M., Hadian, R., Zurob, H.S., Purdy, G.R. (2013). Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy, *Acta Materialia*, C. 61(2), 697–707. doi:10.1016/j.actamat.2012.10.019

[237] Wang, C., Cao, W., Han, Y., Wang, C., Huang, C., Dong, H. (2015). Influences of Austenization Temperature and Annealing Time on Duplex Ultrafine Microstructure and Mechanical Properties of Medium Mn Steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, C. 22, 42–47. doi:10.1016/s1006-706x(15)60007-3

[238] Han, Q., Zhang, Y., Wang, L. (2015). Effect of Annealing Time on Microstructural Evolution and Deformation Characteristics in 10Mn1.5Al TRIP Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 46(5), 1917–1926. doi:10.1007/s11661-015-2822-7

[239] Li, Z.D., Miyamoto, G., Yang, Z.G., & Furuhara, T. (2011). Kinetics of Reverse Transformation from Pearlite to Austenite in an Fe-0.6 Mass pct C Alloy and the Effects of Alloying Elements, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 42(6), 1586–1596. doi:10.1007/s11661-010-0560-4

[240] Miyamoto, G., Usuki, H., Li, Z.D., Furuhara, T. (2010). Effects of Mn, Si and Cr addition on reverse transformation at 1073K from spheroidized cementite structure in Fe–0.6 mass% C alloy, *Acta Materialia*, C. 58(13), 4492–4502. doi:10.1016/j.actamat.2010.04.045

[241] Goldstein, J.I., Moren, A.E. (1978). Diffusion modeling of the carburization process, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 9(11), 1515–1525. doi:10.1007/bf02661934

[242] Rowan, O.K., Sisson, R.D. (2009). Effect of Alloy Composition on Carburizing Performance of Steel, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, C. 30(3), 235–241. doi:10.1007/s11669-009-9500-7

[243] Suzuki, T., Ono, Y., Miyamoto, G., Furuhara, T. (2010). Effects of Si and Cr on Bainite Microstructure of Medium Carbon Steels, *ISIJ International*, C. 50(10), 1476–1482. doi:10.2355/isijinternational.50.1476

[244] Kirchner, G., Nishizawa, T., Uhrenius, B. (1973). The distribution of chromium between ferrite and austenite and the thermodynamics of the α/γ equilibrium in the Fe-Cr and Fe-Mn Systems, *Metallurgical Transactions*, C. 4, 167–174. doi:10.1007/bf02649616

[245] Cai, Z.H., Ding, H., Misra, R.D.K., Kong, H., Wu, H.Y. (2014). Unique impact of ferrite in influencing austenite stability and deformation behavior in a hot-rolled Fe–Mn–Al–C steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 595, 86–91. doi:10.1016/j.msea.2013.12.003

[246] Rashid, M.S., Rao, B.V.N. (1982). Tempering characteristics of a vanadium containing dual phase steel, *Metallurgical Transactions A*, C. 13(10), 1679–1686. doi:10.1007/bf02647823

[247] Jun, H.J., Park, S.H., Choi, S.D., Park, C.G. (2004). Decomposition of retained austenite during coiling process of hot rolled TRIP-aided steels, Materials Science and Engineering A, C. 379(1-2), 204–209. doi:10.1016/j.msea.2004.01.029

[248] Park, H.S., Seol, J.B., Lim, N.S., Kim, S.I., Park, C.G. (2015). Study of the decomposition behavior of retained austenite and the partitioning of alloying elements during tempering in CMnSiAl TRIP steels, *Materials & Design*, C. 82, 173–180. doi:10.1016/j.matdes.2015.05.059

[249] Park, E.S., Yoo, D.K., Sung, J.H., Kang, C.Y., Lee, J.H., Sung, J.H. (2004). Formation of reversed austenite during tempering of 14Cr−7Ni−0.3Nb−0.7Mo−0.03C super martensitic stainless steel, *Metals and Materials International*, C. 10(6), 521–525. doi:10.1007/bf03027413

[250] Ma, Y. (2017). Medium-manganese steels processed by austenite-reverted-transformation annealing for automotive applications, *Materials Science and Technology*, C. 33(15), 1713–1727. doi:10.1080/02670836.2017.1312208

[251] Luo, H., Dong, H. (2015). New ultrahigh-strength Mn-alloyed TRIP steels with improved formability manufactured by intercritical annealing. *Materials Science and Engineering: A*, C. 626, 207–212. doi:10.1016/j.msea.2014.12.049

[252] Choi, H., Lee, S., Lee, J., Barlat, F., De Cooman, B. C. (2017). Characterization of fracture in medium Mn steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 687, 200–210. doi:10.1016/j.msea.2017.01.055

[253] Lee, S., Shin, S., Kwon, M., Lee, K., De Cooman, B. C. (2017). Tensile Properties of Medium Mn Steel with a Bimodal UFG $\alpha + \gamma$ and Coarse δ-Ferrite Microstructure, *Metallurgical and Materials Transactions A*, C. 48(4), 1678–1700. doi:10.1007/s11661-017-3979-z

[254] Li, Z.C., Misra, R.D.K., Cai, Z.H., Li, H.X., Ding, H. (2016). Mechanical properties and deformation behavior in hot-rolled 0.2C-1.5/3Al-8.5Mn-Fe TRIP steel: The discontinuous TRIP effect, *Materials Science and Engineering A*, C. 673, 63–72. doi:10.1016/j.msea.2016.07.023

[255] Ozturk, F., Polat, A., Toros, S., Picu, R.C. (2013). Strain Hardening and Strain Rate Sensitivity Behaviors of Advanced High Strength Steels, *Journal of Iron and Steel Research*, International, C. 20(6), 68–74. doi:10.1016/s1006-706x(13)60114-4

[256] Sun, W.W., Wu, Y.X., Yang, S.C., Hutchinson, C.R. (2018). Advanced high strength steel (AHSS) development through chemical patterning of austenite, *Scripta Materialia*, C. 146, 60–63. doi:10.1016/j.scriptamat.2017.11.007

[257] Cai, Z.H., Ding, H., Kamoutsi, H., Haidemenopoulos, G.N., Misra, R.D.K. (2016). Interplay between deformation behavior and mechanical properties of intercritically annealed and tempered medium-manganese transformation-induced plasticity steel, *Materials Science and Engineering A*, C. 654, 359–367. doi:10.1016/j.msea.2015.12.057

ÖZGEÇMİŞ

Fatih DEMİR

[redacted]

[redacted]

[redacted]

[redacted]

[redacted]

[redacted]

[redacted]

AKADEMİK FAALİYETLER

Bildiriler:

1. Demir F., Eroglu M. (2021). Effect Of Heat Treatment Conditions On Microstructure And Mechanical Properties Of Advanced High Strength Steels. *Euroasia Summit 1st International Applied Sciences Congress*, Batumi, Georgia.

Projeler:

1. Orta Manganlı İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerde Krom İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yükseköğretim Kurumları tarafından destekli bilimsel araştırma projesi, Yürütücü: Mehmet EROĞLU, Araştırmacı: Fatih DEMİR, 28/11/2019 – (Devam Ediyor) (Ulusal)