T.C.
AKSARAY ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

DIN 41Cr4 ve 30MnB4 ÇELİKLERİNDE MENEVİŞLEME İŞLEMİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Sefer GÜLEKEN

DANIŞMAN
Prof. Dr. Murat ESKİL

AKSARAY, 2023

Aksaray Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 202310001 numaralı Yüksek Lisans öğrencisi Sefer GÜLEKEN tarafından hazırlanan "**DIN 41Cr4 ve 30MnB4 ÇELİKLERİNDE MENEVİŞLEME İŞLEMİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ**" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ/OY ÇOKLUĞU ile FİZİK Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Murat ESKİL

Aksaray Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Prof. Dr. Mustafa YİĞİT

Aksaray Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Prof. Dr. Bülent KURT

Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Tez Savunma Tarihi: 10/01/2023

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

Aksaray Üniversitesi

Doç. Dr. Mehmet Ali HINIS

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

DOĞRULUK BEYANI

Yüksek lisans tezi olarak sunduğum bu çalışmayı, akademik kurallara ve bilimsel etik, ahlak ve geleneklere aykırı düşecek bir yol ve yardıma başvurmaksızın yazdığımı, yararlandığım eserlerin kaynakçada gösterilenlerden oluştuğunu, çalışmamda kullandığım verilerin orijinalliğini ve her türlü intihalden uzak olduğunu beyan ederim.

Enstitü tarafından belli bir zamana bağlı olmaksızın, tezimle ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçlara katlanacağımı bildiririm.

İmza

Sefer GÜLEKEN

TEŞEKKÜR

"DIN 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinde menevişleme işleminin etkisinin incelenmesi" adlı tezimin hazırlanmasında sabır ve özveri ile yardımlarını esirgemeyen, kıymetli bilgilerini benimle paylaşan, pandemiye rağmen bir telefon kadar yakın olan, çok değerli hocam Prof. Dr. Murat ESKİL'e teşekkürlerimi sunarım.

Literatür tercümelerinde yardımını esirgemeyen Yük. Mak. Müh. İbrahim ERENTAY'a, bilgi tecrübesiyle yardımcı olan Metalurji Müh. Engin COŞKUN'a ve metal mikroskobu görüntülerinin alınmasında desteğini esirgemeyen Dr. Öğretim Üyesi Serkan DAL hocama teşekkür ederim. Tezimin imalat aşamasında numunelerin hazırlanmasında desteklerinde dolayı Beşel Bijon Cıvata Metal San. Tic. Ltd. şirketine teşekkür ederim.

Ayrıca tez çalışmalarımda manevi desteğini esirgemeyen kıymetli eşim Çevre Müh. Pınar GÜLEKEN'e ve sevgili çocuklarıma çok teşekkür ederim.

Sefer GÜLEKEN
AKSARAY, 2023

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ÖZET iii
ABSTRACT iv
ŞEKİLLER DİZİNİ v
ÇİZELGELER DİZİNİ xi
SİMGELER VE KISALTMALAR xiii
1. GİRİŞ 1
2. KAYNAK ÖZETLERİ 4
2.1 Isıl İşlem 4
2.2 Fe-C Alaşımlarında Perlit Reaksiyonu 5
2.2.1 Perlit fazının çekirdeklenmesi 7
2.2.2 Perlit büyümesi 8
2.2.3 Ötektoid dışı Fe-C alaşımlarında perlit ..... ….10
2.3 Martensit ve Martensitik Dönüşüm 12
2.4 C veya N İçeren Çeliklerde f.c.c. (γ)→b.c.c. veya f.c.c. (γ) →b.c.t. (α') Dönüşümleri ..... …..14
2.4.1 Diğer alaşımlı çeliklerde morfoloji ve habit düzlemi……..... …...17
2.4.2 Fe-C ve Fe-N alaşımlarının alt morfolojisi……..…...…19
2.4.3 Alaşımlı çeliklerin morfolojisi……...……...……...…..…21
2.4.4 Midrib (damarlar)……...24
2.4.5 Çeşitli martensitlerin kristalografik özelliklerinin tabloları 29
2.4.6 Polikristaller kullanılarak x-ışını analizi 29
2.4.7 Dönüşüm sıcaklığında soğutma hızının etkisi..... 32
2.4.8 Saf demir karbon çelikleri ve azotlu çeliklerin M_s sıcaklıkları…...……..33
2.5 30MnB4 Çeliğinin Isıl İşlemi 35
2.6 Mekanik Özellikler..... 40
2.6.1 Menevişleme sıcaklığı ile çekme ve akma dayanım ilişkisi 40
2.6.2 Menevişleme sıcaklığı ve sertlik ilişkisi 42
2.7 Mikroyapı..... 43
2.8 41Cr4 ve 30MnB4 Üzerinde Yapılan Fizibilite Çalışması 49
3. MALZEME ve YÖNTEM 51
3.1 X-Işını Difraksiyon Ölçümleri 52
3.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve EDS Analizleri 53
3.3 Optik Mikroskop Gözlemleri 54
3.4 Çekme Testi 55
3.5 Sertlik Ölçümleri..... 56
4. ARAŞTIRMA BULGULARI 57
4.1 41Cr4 ve 30MnB4 Çeliklerinin Ham ve Temperlenmiş Numunelerinin İncelenmesi ..... …..57
4.2 41Cr4 ve 30MnB4 Çeliklerinde Menevişleme İşleminin İncelenmesi 91
4.3 Sertlik Test Analizleri 171
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 176
KAYNAKLAR 178
ÖZGEÇMİŞ..... 181

YÜKSEK LİSANS TEZİ

DIN 41Cr4 ve 30MnB4 ÇELİKLERİNDE MENEVİŞLEME İŞLEMİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Sefer GÜLEKEN

Aksaray Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Murat ESKİL

ÖZET

Bu çalışmada, 41Cr4 ve 30MnB4 düşük alaşımlı çeliklerin farklı menevişleme işlemleri sonrasında mekanik, morfolojik ve kristalografik özellikleri karşılaştırıldı. DIN 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinden hazırlanan numuneler 4 istasyonlu yatay soğuk şekillendirme makinesinde üretildi. Her iki malzeme sürekli (continuous) ısıl işlem fırınında 860 ^{o}C de tavlanıp homojenize edildi daha sonra yağda soğutuldu. Arkasından farklı sıcaklıklarda menevişleme işlemi uygulandı. Her sıcaklık değerinde meydana gelen faz yapıları, morfolojik oluşumlar ve mekanik özellikleri saptandı. Isıl işlem süreçleri tamamlanan numuneler tel erezyon ile disk şeklinde parçalar kesilerek X-ışını analizleri için uygun hale getirildi. X-Işını analizi ile faz yapılarının tayini X-ışını difraktometre cihazı ile gerçekleştirildi. Elde edilen yansımalar kullanılarak pikler indislendi. Isıl işlemlerden sonra, numuneler üzerinden kesitler alınarak metalografik örnekler hazırlandı. Parlatılmış ve metal mikroskobu numunelerin mikro yapıları, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelendi. Fazların ihtiva ettiği elementel kompozisyon EDS incelemeleri ile belirlendi. Mekanik özellikleri belirlemek için, her bir farklı temperleme işlemi için beş test çubuğu üzerinde çekme testleri yapılmıştır. Numunelerin Rockwell-C ve Vickers sertlik ölçümleri alındı.

Sonuç olarak bijon üretiminde yaygın olarak kullanılan DIN 41Cr4 ve DIN 42CrMo4 çeliklerine alternatif olarak daha ucuz olan 30MnB4 çeliğinin kullanılabilirliği araştırıldı. Meneviş sıcaklıklarında değişiklik yapılarak her iki malzeme arasındaki sertlik, mekanik ve metalografik özellikler karşılaştırıldı. Bu tez çalışmasının amacı, standartlarda tanımlanan 10.9 kalite sınıfındaki bijonların üretiminde, 30MnB4 çeliğinin daha yaygın kullanarak dışa bağımlılığı nispeten azaltmak ve kaliteden ödün vermeden daha ekonomik bir ürün üreterek ihracata katkı sağlamaktır. Böylece ülkemizde büyük oranda pazar payına sahip bijon ve cıvata üretiminin daha ucuz bir malzemeyle ikame edilerek bu alanda ekonomiye büyük oranda yıllık katkı sağlayacak alternatif malzeme sunulmuştur.

Anahtar Kelimeler: 41Cr4, 30MnB4, Menevişleme İşlemi, Mekanik Özellikler.

Ocak, 2023; 181 sayfa.

M.Sc. THESIS

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE TEMPERATURE PROCESS ON DIN 41Cr4 and 30MnB4 STEELS

Sefer GÜLEKEN

Aksaray University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics

Supervisor: Prof. Dr. Murat ESKİL

ABSTRACT

In this study, the mechanical, morphological and crystallographic properties of 41Cr4 and 30MnB4 low alloy steels were compared after different tempering processes. Samples prepared from DIN 41Cr4 and 30MnB4 steels were produced in a 4-station horizontal cold forming machine. Both materials were annealed and homogenized at 860 ^{o}C in a continuous heat treatment furnace, then cooled in oil. Afterwards, tempering process was applied at different temperatures. Phase structures, morphological formations and mechanical properties of each temperature value were determined. The samples, whose heat treatment processes were completed, were made suitable for X-ray analysis by cutting disc-shaped pieces with wire erosion. Determination of phase structures by X-ray analysis was performed with X-ray diffractometer device. The peaks were indexed using the resulting reflections. After the heat treatments, metallographic samples were prepared by taking sections from the samples. Microstructures of polished and metal microscope samples were examined by scanning electron microscope (SEM). The elemental composition of the phases was determined by EDS examinations. In order to determine the mechanical properties, tensile tests were performed on five test rods for each different tempering process. Rockwell-C and Vickers hardness measurements of the samples were taken.

As a result, the usability of the cheaper 30MnB4 steel as an alternative to DIN 41Cr4 and DIN 42CrMo4 steels, which are widely used in wheel bolt production, was investigated. The hardness, mechanical and metallographic properties between the two materials were compared by changing the tempering temperatures. The aim of this thesis is to reduce foreign dependency relatively by using 30MnB4 steel more widely in the production of 10.9 quality class bolts defined in the standards and to contribute to export by producing a more economical product without sacrificing quality. Thus, by replacing the wheel bolt and bolt production, which has a large market share in our country, with a cheaper material, an alternative material that will contribute to the economy in this area annually is presented.

Keywords:. 41Cr4, 30MnB4, Tempering Process, Mechanical Properties

January, 2023; 181 pages.

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Isıl işlem genel prosesi (Bekletme süresi yaklaşık olarak 1saat/inch'dir) ...4
Şekil 2.2. Fe-C denge diyagramı.....5
Şekil 2.3. Difüzyon işlemiyle ayrışma sonucu austenit tane sınırına ilerleyen bir perlit kolonisi.....6
Şekil 2.4. Difüzyonla ayrışma sürecinde austenit tane sınırlarının çizen perlit çökeltileri (X100).....6
Şekil 2.5. Perlit fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi, a) Çökelti olmayan bir tane sınırında, b) Bu sınırda bir ötektoid fazı (sementit ve ferrit) varken c) Büyümenin daha sonraki bir aşamasında bir perlit kolonisi. 8
Şekil 2.6. Karbonlu çelikler için perlit büyüme hızı ve sıcaklık 10
Şekil 2.7. Orta karbon ötektoid çeliklerinde perlit ve beynit TTT eğrileri 11
Şekil 2.8. Dönüşüm sıcaklığının ötektoid ön ferritin hacim oranı üzerindeki etkisi..11
Şekil 2.9. Karbon çeliklerinde tetragonal martensit ve kübik austenit fazının kafes sabitleri.....15
Şekil 2.10. Soğutulmuş Fe-N ve Fe-C alaşımlarında tetragonal martensit fazına ait kafes sabitleri.....16
Şekil 2.11. Fe-30% NiTi sistemine ait arayer katı çözeltilerde tetragonal martensit fazının eksenel oranları 17
Şekil 2.12. Fe-%32Ni alaşımında martensit yüzey kabartısı, a) Sıradan optik mikrograf, b) Girişim mikrografı.....18
Şekil 2.13. Su verilmiş karbon çeliklerinin elektron mikrografları a) %0.2 C içeren çelikte lath martensit, b) %0.8 C içeren çelikte mercek şekilli martensit c) %1.4 C, mercek şekilli martensit.....19
Şekil 2.14. Fe-1.82 C alaşımında sırasıyla 1, 2 ve 3 yönlerine paralel (011), ($0\bar{1}1$) ve (101) iç ikizlere sahip martensit plaka.....20
Şekil 2.15. Fe-29 Ni-%0.4 C alaşımında iç ikizlerle dolu martensit plakası 22
Şekil 2.16. Fe-%21.7Ni- 1.0 C alaşımında her yerinde iç ikizlerin görüldüğü martensit plaka.....22
Şekil 2.17. Çok düşük sıcaklıklarda üretilen martensitin (-196°C'ye soğutulmuş) optik mikrografları a) ve b) Fe-%31 Ni-%0.28 C c) %5 uzatılmış Fe-%33,5 Ni-%0.22 C d) %10 uzatılmış Fe-%33,5 Ni-%0.22 C alaşımı ...23
Şekil 2.18. -196°C'de soğutulmuş Fe-31% Ni - %0.23 C alaşımının ince bir martensit kristalinin elektron mikrografı 24
Şekil 2.19. Soğutulmuş pik demirde martensit kristalinin bir örneğinin elektron ….25
Şekil 2.20. Alt yapıyı gösteren Fe-%30.64 Ni alaşımlı martensitin yüzey kabartısının elektron mikrografı.....26
Şekil 2.21. Fe-30% Ni alaşımında iki orta damarlı bir martensit kristali gösteren hafif dağlanmış yüzeylerin elektron mikrografları. a) İki paralel orta damar. b) Kayma ile ayrılmış iki orta damar.....27
Şekil 2.22. Fe-31.4Ni-l.l%P alaşımında koni şeklinde fosfid partiküllerinde tutulan austenit bölgelerine sahip bir martensit kristalinin optik mikrograf.....27
Şekil 2.23. a) Bir martensit kristalindeki austenit gölgelerinin şematik çizimi, b) Dönüşüm devam ederken bir parçacıkta austenit gölgesinin oluşumunun şematize edilmiş çizimi.....28
Şekil 2.24. (200) yansımanın x-ışını kırınım profilleri.....31
Şekil 2.25. β cos θ ve sin θ arasındaki ilişki (β pik yarı genişliğidir).....32

Şekil 2.26. Demirin dönüşüm sıcaklığı ile soğutma hızı (%0,001-0,003 C) arasındaki ilişki……34
Şekil 2.27. Düşük karbonlu Fe-C alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları……..……34
Şekil 2.28. Isıl işlem fırını genel görünümü……..….36
Şekil 2.29. Farklı sıcaklıklarda soğutulmuş 30MnB4 çeliğinin balistik çalışması.....37
Şekil 2.30. Farklı homojenizasyon sıcaklığında soğutulmuş olan 30MnB4 çeliğinin sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki……....38
Şekil 2.31. Farklı su verme işlemine sahip 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile zaman arasındaki ilişki……....39
Şekil 2.32. Farklı su verme işlemine sahip 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile sıcaklık arasındaki ilişki…….……..39
Şekil 2.33. Menevişleme ve çekme dayanımı ilişkisi…….……41
Şekil 2.34. Isıl işlem ve akma dayanımı ilişkisi…….42
Şekil 2.35. Isıl işlem ve sertlik (HRC) ilişkisi……42
Şekil 2.36. Farklı homojenizasyon sıcaklıklarına sahip 30MnB4 çeliğinin mikroyapısı (a) 840°C; (b) 860°C; (c) 880°C; (d) 900°C……44
Şekil 2.37. Farklı su verme sıcaklıklarına sahip 30MnB4 çeliğinin morfolojisi (a) 840°C; (b) 860°C; (c) 880°C; (d) 900°C……45
Şekil 2.38. Ham 30MnB4 çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı……46
Şekil 2.39. Tavlama işleminden sonra soğutulmuş 30MnB4 yüksek mukavemetli çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı……46
Şekil 2.40. Menevişleme işleminden sonra 30MnB4 yüksek mukavemetli çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı……47
Şekil 2.41. Ham 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları…….47
Şekil 2.42. 500 °C'de 90 dakika ön ısıtma işlemi uygulanmış 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin mikroyapısı……..48
Şekil 2.43. 860 °C'de tavlanmış 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları…48
Şekil 2.44. Menevişlenmiş 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları…….49
Şekil 3.1. Spektromax kimyasal analiz cihazı……51
Şekil 3.2. Hazırlanan Numune tanımlaması……...51
Şekil 3.3. Analiz için kesilen numuneler a) XRD b) SEM ve metal mikroskobu…..53
Şekil 3.4. a) Zeiss marka EVO 40 model SEM, b) EDX marka EDAX……54
Şekil 3.5. Nikon MA 200 imvert tipi optik metal mikroskobu……...54
Şekil 3.6. Çekme test çubuğu a) Teknik çizim, b) Görsel fotoğrafı……..55
Şekil 3.7. Çekme test cihazı……55
Şekil 3.8. Sertlik cihazları a) Rockwell-C b) Mikro Vickers…….56
Şekil 3.9. Alınan mikro Vickers sertlik ölçümleri……..56
Şekil 4.1. Isıl işlem görmemiş (ham) 41Cr4(41-H) numunesinin XRD pikleri…….58
Şekil 4.2. Isıl işlem görmemiş (ham) 30MnB4 (30-H) numunesinin XRD pikleri…59
Şekil 4.3. 41Cr4 ve 30MnB4 ham numunesinin XRD piklerin karşılaştırılması…...59
Şekil 4.4. 860 ^{o}C'de tavlanmış 41Cr4 (41-T) numunesine ait XRD pikleri……...60
Şekil 4.5. 860 ^{o}C sıcaklıkta tavlanmış 30MnB4 (30-T) numunesine ait XRD pikleri……..61
Şekil 4.6. 41Cr4 ve 30MnB4 860 ^{o}C'de tavlanmış XRD piklerin karşılaştırılması...61
Şekil 4.7. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H1) ait SEM görüntüsü……..62
Şekil 4.8. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinden (41-H1) alınan EDS analizi……..63
Şekil 4.9. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinden (41-H1) alınan EDS analiz piki…....63
Şekil 4.10. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H2) ait SEM görüntüsü……64
Şekil 4.11. 41-H2 numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analiz……65

Şekil 4.12. 41-H2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS Spot 2 c) EDS Spot 3 d) Seçili Alan 1……66
Şekil 4.13. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H3) ait SEM görüntüsü……67
Şekil 4.14. 30MnB4 çeliğinin ham numunesine (30-H) ait SEM görüntüsü (4000X)……68
Şekil 4.15. 30-H numunesine ait SEM görüntüsü. (8000X)……...68
Şekil 4.16. 30-H numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi…….69
Şekil 4.17. 30-H numunesine ait EDS analiz pikleria) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2……69
Şekil 4.18. Farklı malzemelerde perlit morfolojisine ait SEM görüntüleri a) 1010 çeliği b) 1018 çeliği c) 10B21 çeliği d) 10B35 çeliği……..70
Şekil 4.19. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin SEM görüntüsü……..…71
Şekil 4.20. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin SEM görüntüsü…….71
Şekil 4.21. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin SEM görüntüsü…….72
Şekil 4.22. 41Cr4 çeliğinin tavlanmış numunesine ait SEM görüntüsü…….72
Şekil 4.23. 41-T4 numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi…...73
Şekil 4.24. 41-T4 numunesinin EDS pikleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3 d) Spot 4 e) Spot 5 f) Seçilmiş Alan 1……...…74
Şekil 4.25. 30-T1 numunesine ait SEM görüntüsü…….75
Şekil 4.26. 30-T2 numunesine ait SEM görüntüsü…….76
Şekil 4.27. 30-T numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde analiz alınan bölgeler….77
Şekil 4.28. 30-T2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) Seçili Alan 1 c) Seçili Alan 2…….78
Şekil 4.29. 41-H1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….79
Şekil 4.30. 41-H2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….79
Şekil 4.31. 41-H3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….80
Şekil 4.32. 41-H4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….80
Şekil 4.33. 30-H1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….81
Şekil 4.34. 30-H2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….81
Şekil 4.35. 41-T1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….82
Şekil 4.36. 41-T2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….82
Şekil 4.37. 41-T3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….83
Şekil 4.38. 30-T1 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X50)……..83
Şekil 4.39. 30-T2 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X50)……..84
Şekil 4.40. 30-T1 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X100)……84
Şekil 4.41. 30-T2 (860 ^{o}C) numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).....85
Şekil 4.42. 30-T3 (860 ^{o}C) numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…...85
Şekil 4.43. Gerilme uzama grafiği …….86
Şekil 4.44. 41-H numunesine ait gerilim-birim uzama eğrileri……..87
Şekil 4.45. 30-H numunesine ait gerilim-birim uzama eğrileri……..88
Şekil 4.46. 860 ^{0}C'de tavlanmış 41Cr4 (41-T) numunesine ait çekme grafiği……...89
Şekil 4.47. 860 ^{0}C'de tavlanmış 30MnB4 (30-T) numunesine ait çekme grafiği…..90
Şekil 4.48. 510 ^{o}C' de menevişlenmiş 41-A numunesine ait XRD pikleri……91
Şekil 4.49. 480 ^{o}C' de menevişlenmiş 41-B numunesine ait XRD pikleri……..…92
Şekil 4.50. 450 ^{o}C' de menevişlenmiş 41-C numunesine ait XRD pikleri……..…93
Şekil 4.51. 420 ^{o}C' de menevişlenmiş 41-D numunesine ait XRD pikleri……..…94
Şekil 4.52. 390 ^{o}C' de menevişlenmiş 41-E numunesine ait XRD pikleri……95
Şekil 4.53. 510 ^{o}C' de menevişlenmiş 30-A numunesine ait XRD pikleri……96
Şekil 4.54. 510 ^{o}C'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması……..……..96

Şekil 4.55. 480 ºC' de menevişlenmiş 30-B numunesine ait XRD pikleri…….97
Şekil 4.56. 480 ºC'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması …….....…..98
Şekil 4.57. 450 ºC' de menevişlenmiş 30-C numunesine ait XRD pikleri…….98
Şekil 4.58. 450 ºC'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması ……...99
Şekil 4.59. 420 ºC' de menevişlenmiş 30-D numunesine ait XRD pikleri……...100
Şekil 4.60. 420 ºC'de meneviş yapılmış 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması……...…100
Şekil 4.61. 390 ºC' de menevişlenmiş 30-E numunesine ait XRD pikleri……..….101
Şekil 4.62. 390 ºC'de meneviş yapılmış 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması……...……102
Şekil 4.63. 41Cr4 çeliklerinin XRD piklerinin karşılaştırılması……..103
Şekil 4.64. 30MnB4 çeliklerinin XRD piklerinin karşılaştırılması……..103
Şekil 4.65. 41-A1 numunesinin SEM görüntüsü……..105
Şekil 4.66. 41-A2 numunesinin SEM görüntüsü……..105
Şekil 4.67. 41-A numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi…...106
Şekil 4.68. 41-A numunesine ait EDS analiz Pikleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2……..106
Şekil 4.69. 41-A1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….…..107
Şekil 4.70. 41-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...108
Şekil 4.71. 41-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...108
Şekil 4.72. 41-A4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)……...109
Şekil 4.73. 41-A4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...109
Şekil 4.74. 30-A1 numunesine ait SEM görüntüsü…….….110
Şekil 4.75. 30-A2 numunesine ait SEM görüntüsü……..111
Şekil 4.76. 30- A numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde analiz alınan bölgeler.111
Şekil 4.77. 30-A numunesinin EDS analiz pikleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2 c) Tüm Alan1……..……117
Şekil 4.78. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...113
Şekil 4.79. 30-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...113
Şekil 4.80. 30-A1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)……...114
Şekil 4.81. 30-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)……...114
Şekil 4.82. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)……...115
Şekil 4.83. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...115
Şekil 4.84. 41-B1 numunesine ait SEM görüntüsü……...116
Şekil 4.85. 41-B2 numunesine ait SEM görüntüsü……...117
Şekil 4.86. 41-B3 numunesine ait SEM görüntüsü…….…..117
Şekil 4.87. 41-B3 numunesine ait SEM görüntüsünden ölçülen katmanlar…….118
Şekil 4.88. 41-B3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan element dağılım bölgeleri…….....118
Şekil 4.89. 41-B3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) Seçili Alan 1 c) Seçili Alan 2. ……119
Şekil 4.90. 41-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...120
Şekil 4.91. 41-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...121
Şekil 4.92. 41-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...121
Şekil 4.93. 41-B4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)……...122
Şekil 4.94. 41-B4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)……...122
Şekil 4.95. 30-B2 numunesine ait SEM görüntüsü……...…123
Şekil 4.96. 30-B3 numunesine ait SEM görüntüsü……...123

Şekil 4.97. 30-B4 numunesine ait SEM görüntüsü……..….124
Şekil 4.98. 30-B1 ait SEM görüntüsü……...124
Şekil 4.99. 30-B1 numunesşne ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi…..…125
Şekil 4.100. 30-B1 numunesine ait EDS analiz pikleri a) Seçili Alan1
c) Seçili Alan 2……..…..125
Şekil 4.101. 30-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….…126
Şekil 4.102. 30-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….127
Şekil 4.103. 30-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….127
Şekil 4.104. 30-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….128
Şekil 4.105. 30-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….128
Şekil 4.106. 30-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….129
Şekil 4.107. 41-C1 numunesine ait SEM görüntüsü…….130
Şekil 4.108. 41-C2 numunesine ait SEM görüntüsü…….130
Şekil 4.109. 41-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….131
Şekil 4.110. 41-C2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….131
Şekil 4.111. 41-C3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….132
Şekil 4.112. 41-C4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….132
Şekil 4.113. 41-C4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….133
Şekil 4.114. 30-C1 numunesine ait SEM görüntüsü…….…133
Şekil 4.115. 30-C2 numunesine ait SEM görüntüsü…….134
Şekil 4.116. 30-C3 numunesine ait SEM görüntüsü…….134
Şekil 4.117. 30-C3 numunesinin SEM görüntülerinden alınan element dağılım
bölgeleri…….…..135
Şekil 4.118. 30-C3 numunesine ait EDS analiz pikleri (Seçili Alan 1)……...….135
Şekil 4.119. 30-C4 numunesine ait SEM görüntüsü……...…..136
Şekil 4.120. 30-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….136
Şekil 4.121. 30-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….…137
Şekil 4.122. 30-C2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….137
Şekil 4.123. 41-D1 numunesine ait SEM görüntüsü……....138
Şekil 4.124. 41-D2 numunesine ait SEM görüntüsü……....139
Şekil 4.125. 41-D3 numunesine ait SEM görüntüsü……....139
Şekil 4.126. 41-D3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi……140
Şekil 4.127. 41-D3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS
Spot 2 c) Seçili Alan 1 d) Tüm Alan 1……141
Şekil 4.128. 41-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….....141
Şekil 4.129. 41-D2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….142
Şekil 4.130. 41-D3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….143
Şekil 4.131. 41-D4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….143
Şekil 4.132. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….....144
Şekil 4.133. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….144
Şekil 4.134. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X100). …….…145
Şekil 4.135. 30-D1 numunesine ait SEM görüntüsü……....145
Şekil 4.136. 30-D2 numunesine ait SEM görüntüsü……....146
Şekil 4.137. 30-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….....146
Şekil 4.138. 30-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….…147
Şekil 4.139. 30-D2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….147
Şekil 4.140. 41-E1 numunesine ait SEM görüntüsü…….…148
Şekil 4.141. 41-E1 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi……148
Şekil 4.142. 41-E1 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1
b) EDS Spot 2……..149

Şekil 4.143. 41-E2 numunesine ait SEM görüntüsü…….150
Şekil 4.144. 41-E numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi……..150
Şekil 4.145. 41-E3 numunesine ait SEM görüntüsü…….151
Şekil 4.146. 41-E2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1
b) EDS Spot 2 c) Seçili Alan 1. …….152
Şekil 4.147. 41-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….153
Şekil 4.148. 41-E2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….153
Şekil 4.149. 41-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….154
Şekil 4.150. 41-E4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….154
Şekil 4.151. 41-E4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….155
Şekil 4.152. 30-E1 numunesine ait SEM görüntüsü…….155
Şekil 4.153. 30-E2 numunesine ait SEM görüntüsü…….156
Şekil 4.154. 30-E3 numunesine ait SEM görüntüsü…….156
Şekil 4.155. 30-E3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi……157
Şekil 4.156. 30-E3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) Seçili Alan 1
b) Seçili Alan 2…….....157
Şekil 4.157. 30-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….158
Şekil 4.158. 30-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….159
Şekil 4.159. 30-E2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….…159
Şekil 4.160. 30-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20)…….160
Şekil 4.161. 30-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50)…….160
Şekil 4.162. 510 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-A numunesine ait çekme grafiği..…..161
Şekil 4.163. 480 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-B numunesine ait çekme grafiği…....162
Şekil 4.164. 450 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-C numunesine ait çekme grafiği…....163
Şekil 4.165. 420 ^{o}C de meneviş yapılmış 41-D numunesine ait çekme grafiği…....164
Şekil 4.166. 390 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-E numunesine ait çekme grafiği…....165
Şekil 4.167. 510 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-A numunesine ait çekme grafiği…....166
Şekil 4.168. 480 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-B numunesine ait çekme grafiği…....167
Şekil 4.169. 450 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-C numunesine ait çekme grafiği……168
Şekil 4.170. 420 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-D numunesine ait çekme grafiği…....168
Şekil 4.171. 390 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-E numunesine ait çekme grafiği…....169
Şekil 4.172. 41Cr4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerine ait çekme ve
akma grafiği…….……....170
Şekil 4.173. 30MnB4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerine ait çekme ve akma
grafiği……..…….171
Şekil 4.174. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerin Rockwell-C sertlik ölçüm değerleri…..172
Şekil 4.175. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerin Vickers sertlik ölçüm değerleri…….173

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. Bazı C çeliklerinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %)……...2
Çizelge 2.1. N ile C atom yarıçapların karşılaştırılması…….17
Çizelge 2.2. Martensitlerin kristalografik özellikleri …….29
Çizelge 2.3 Karbon oranının demirin elastik sınırı üzerindeki etkisi ……..……..35
Çizelge 2.4. 30MnB4 çeliğinin oda sıcaklığında çekme özellikleri……...……40
Çizelge 2.5. 30MnB4 çelik cıvata malzemesinin çekme özellikleri ……..41
Çizelge 2.6. Fizibilite çalışmasında kullanılan kısaltmalar ve maliyet hesabı…...…50
Çizelge 3.1. Homojenizasyon sıcaklığına göre numune adları……...…51
Çizelge 4.1. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinin (41-H) XRD piklerine ait değerler..58
Çizelge 4.2. 30MnB4 çeliğinin ham numunesi XRD pikine ait değerler……...59
Çizelge 4.3. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış (41-T) XRD piklerine ait değerler...60
Çizelge 4.4. 30MnB4 çeliğinin tavlama yapılmış (30-T) XRD piklerine ait değerler……...…61
Çizelge 4.5. 41-H1 numunesinden alınan EDS analiz pikine ait element kompozisyonu……..…..63
Çizelge 4.6. 41-H2 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu…...67
Çizelge 4.7. 30-H numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu…....70
Çizelge 4.8. 41-T4 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu…...75
Çizelge 4.9. 30-T numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu…....78
Çizelge 4.10. Çekme ve Akma değerleri (ISO 898-1 Standardı)……..…87
Çizelge 4.11. 41Cr4 ham numunesine ait mekanik değerler…….…88
Çizelge 4.12. 30MnB4 ham numunesine ait mekanik değerler…….…89
Çizelge 4.13. 860 ^{o}C'de tavlanmış 41Cr4 numunesine ait mekanikdeğerler…….90
Çizelge 4.14. 860 ^{o}C'de tavlanmış 30MnB4 numunesine ait mekanik değerler.…...90
Çizelge 4.15. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ham ve temperlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması…….……..91
Çizelge 4.16. 41-A numunesi XRD piklerine ait değerler……..92
Çizelge 4.17. 41-B numunesi XRD piklerine ait değerler……..92
Çizelge 4.18. 41-C numunesi XRD piklerine ait değerler……..93
Çizelge 4.19. 41-D numunesi XRD piklerine ait değerler……..94
Çizelge 4.20. 41-E numunesi XRD piklerine ait değerler……..95
Çizelge 4.21. 30-A numunesi XRD piklerine ait değerler……..96
Çizelge 4.22. 30-B numunesi XRD piklerine ait değerler……..97
Çizelge 4.23. 30-C numunesi XRD piklerine ait değerler……..99
Çizelge 4.24. 30-D numunesi XRD piklerine ait değerler……100
Çizelge 4.25. 30-E numunesinin XRD piklerine ait değerler…….……..101
Çizelge 4.26. 41Cr4 çeliğine ait kafes sabitleri……....104
Çizelge 4.27. 30MnB4 çeliğine ait kafes sabitleri……..……..104
Çizelge 4.28. 41-A numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu….107
Çizelge 4.29. 30-A numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu….112
Çizelge 4.30. 41-B3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...120
Çizelge 4.31. 30-B1 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...126
Çizelge 4.32. 30-C3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...135
Çizelge 4.33. 41-D3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...141
Çizelge 4.34. 41-E1 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...149
Çizelge 4.35. 41-E2 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...152
Çizelge 4.36. 30-E3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu...158
Çizelge 4.37. 41-A numunesine ait mekanik değerler……..162

Çizelge 4.38. 41-B numunesine ait mekanik değerler……..162
Çizelge 4.39. 41-C numunesine ait mekanik değerler……..163
Çizelge 4.40. 41-D numunesine ait mekanik değerler……..164
Çizelge 4.41. 41-E numunesine ait mekanik değerler……..165
Çizelge 4.42. 30-A numunesine ait mekanik değerler……..166
Çizelge 4.43. 30-B numunesine ait mekanik değerler……..167
Çizelge 4.44. 30-C numunesine ait mekanik değerler……..168
Çizelge 4.45. 30-D numunesine ait mekanik değerler……..169
Çizelge 4.46. 30-E numunesine ait mekanik değerler……..169
Çizelge 4.47. 41Cr4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması……..…170
Çizelge 4.48. 30MnB4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması…….170
Çizelge 4.49. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait elastisite modülü (E) değerleri…..171
Çizelge 4.50. 41Cr4 numunelerine ait Rockwell-C sertlik değerleri……173
Çizelge 4.51. 30MnB4 numunelerine ait Rockwell-C sertlik değerleri…….……..173
Çizelge 4.52. 41Cr4 numunelerine ait Vickers (HV) sertlik değerleri……..…174
Çizelge 4.53. 30MnB4 numunelerine ait Vickers (HV) sertlik değerleri…….174
Çizelge 4.54. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ortalama Vickers sertlik değerleri…175
Çizelge 4.55. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ortalama Rockwell- C sertlik değerleri…….175

SİMGELER VE KISALTMALAR

AISI American Iron and Steel Institute
A_o Numune kesit alanı
Å Angstron
B Bor
C Karbon
Cr Krom
Cu Bakır
c Sementit
ÇF Çelik fiyatı
Ni Nikel
DIN Deutsches Institut Für Normung
D Difizyon
D_B Difüzyon katsayısı
EN Europan Standards
Fe Demir
F Kuvvet
HV Vickers sertlik değeri
HRC Rockwell serlik değeri
H Sertlik
k Termodinamik sabiti
M Yıllık maliyet
Mn Mangan
Mo Molibden
MPa Megapascal
P Fosfor
Pç Çelik toplam fiyatı
Re Kopma Mukavemeti
Rm Akma Mukavemeti
S Kükürt
SAE Society of Automotive Engineers
Si Silisyum
S* Plakalar arası boşluk
TTT Zaman-Sıcaklı-Dönüşümü
W Yıllık ortalama tüketim
W^{-1} Aşınma
σ Gerilme
Δl Uzama
α Ferrit fazı
α′ Martensit fazı
γ Austenit fazı
δ Delta fazı

1.GİRİŞ

Bilindiği gibi her sene milyonlarca araç üretilmektedir. Dayanıklılık ve kaliteden ödün vermeden daha ekonomik malzeme kullanmak otomotiv sektöründe üretim maliyeti için çok önemli bir faktördür. Çelik genellikle % 2'den daha az miktarlarda karbon içeren demir esaslı bir alaşımdır. Karbon çeliği ise kendisine has özellikleri ve içerdiği karbon oranına göre isimlendirilir. Karbon çeliği metal sanayisinde en yaygın kullanılan malzemelerden bir tanesidir. Alaşımlı çelikler, karbon dışındaki diğer elementlerin oranlarına göre adlandırılan çeliklerdir (Gandy, 2007). Makine parçalarının imalatında uygun malzeme seçimi ile birlikte bu malzemelere uygulanan ısıl işlemlerinde büyük önem arz ettiği bilinmektedir. DIN 41Cr4 (AISI 5140) ve DIN 42CrMo4 (AISI 4140) çelikler otomotiv endüstrisinde krank milleri, araç ön aksları, aks burçları ve direksiyon aksamı gibi sürüş sistemi parçalarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Kam vd., 2016; Bayrak vd., 2006). Bu malzemeler ısıl işlem görebilir ve soğuk ve sıcak şekillendirme uygulamaları için uygundur (Xinbo vd., 2002). Malzeme maliyeti kullanılan ölçülere göre değişkenlik gösterebilir fakat genelde 42CrMo4 çeliğinin maliyeti 41Cr4 çeliğinin maliyetinden daha yüksektir. 41Cr4 ve 42CrMo4 malzemeler orta karbonlu çeliklerdir. Bu alaşımlı çeliklerin, mekanik özelliklerini arttırmak için ısıl işlem (Homojenizasyon, su verme ve menevişleme vb.) yapılabilir. Bu malzemeler çoğunlukla menevişlenmiş olarak martensitik mikro yapıda kullanılır. Menevişleme işlemi ile martensitik çeliğin gevrek yapısı iyileştirilir (Bayrak vd., 2006). 42CrMo4 çeliğinin 41Cr4 çeliğinden farkı %0.15-0.30 arasında Mo içermesidir. Bu durum Çizelge 1.1 de açıkça görülmektedir. Çizelge 1.1 de ayrıca 41Cr4 ve 42CrMo4 çelikleri ile mukayese edilen 20MnB4, 30MnB4, C45 ve C70 çeliklerine ait kimyasal kompozisyonlar da verilmiştir. Çizelge 1.1 de verilmiş olan 41Cr4 ve 42CrMo4 alaşımlarına Cr eklenmesi ile ve 42CrMo4 alaşımına molibden eklenmesiyle daha iyi ısıl işlem yapılabilir ve böylece değişik dayanım ve süneklik (duktilite) kombinasyonları elde edilir. Daha da önemlisi, orta karbonlu çeliklere molibden eklenmesi, bu çeliklerin ısıl işlem sonrası gevrekliklerini gidermeyi sağlar (Bayrak vd., 2006). Mn-B çeliği, Cr ve Ni yerine Mn ve B içeren bir alaşımdır. B elementinin eklenmesi, çeliğin sertleşebilirliğini ve ısıl işlemden sonra çeliğin aşınma direncini önemli ölçüde iyileştirebilir. Mn-B çeliği, pulluk makinesi, öğütücü ve biçerdöverin aşınma kısmı için kullanılabilir. Güler vd. (2014) farklı soğutma ortamında ve farklı ısıtma sürelererinde 30MnB4 çeliğinin mikroyapısı ve özellikleri üzerindeki etkilerini incelemiştir. Bu işlem sonucunda, su verme işlemi

kullanılarak ısıl işlem görmüş 30MnB4 çeliğinin martensitik bir mikro yapı içermesi sebebiyle çok iyi mekanik özellikler sergilediğini göstermiştir. Yazıcı vd. (2012) 30MnB5 çeliğinden üretilen ve farklı temperleme koşullarıyla işlem görmüş bıçaklı pullukların aşınma direncini incelemiştir. Laboratuvar koşullarında aşınma direnci kaybını azaltmak için çeliğin austenit fazının kararlı olduğu 960°C sıcaklıkta 35 dakika ve daha sonrada 350°C sıcaklıkta 10 saniye tuttuktan sonra havada soğutulmuştur (Zhu vd., 2017).

Çizelge 1.1. Bazı C çeliklerinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %).

	DIN 41Cr4 (AISI 5140)	**DIN 42CrMo4 (AISI 4140)**	**20MnB4 (1.5525)**	**30MnB4 (1.5526)**	**C45**	**C70**
C	0.38-0.45	0.38-0.45	0.18-0.23	0.27-0.32	0.40-0.45	0.68-0.73
Si	≤0.40	≤0.40	Max 0.30	Max 0.30	0.10-0.30	0.10-0.30
Mn	0.60-0.90	0.60-0.90	0.90-1.20	0.80-1.10	0.50-0.80	0.50-0.80
P	≤0.035	≤0.035	Max 0.025	Max 0.025	Max 0.035	Max 0.035
S	≤0.035	≤0.035	Max 0.025	Max 0.025	Max 0.035	Max 0.035
Cr	0.90-1.20	0.90-1.20	Max 0.30	Max 0.30	Max 0.20	Max 0.15
Mo	-	0.15-0.30	-	-	Max 0.05	Max 0.05
Cu	-	-	Max 0.25	Max 0.25	Max 0.30	Max 0.25
Ni	-	-	-	-	Max 0.25	Max 0.20
B	-	-	0.0008-0.005	0.0008-0.005	-	-

Vida, somun ve cıvata gibi ürünlerde 20MnB4, 30MnB4, C45 ve C70 çeliklerin homojen bir iç yapı, istenilen mekanik özellikler ve soğuk plastik işlemeye karşı çok iyi bir duyarlılık ile karakterize edilmektedir. Bu çeliklerin kolayca kaynaklanabilir olması, çatlaksız ve boyunsuz karmaşık şekillere sahip ürünlerin ekonomik olarak üretilmesini sağlamaktadır. Yüksek mukavemetli çelik cıvatalar, endüstride statik veya mekanik yükleme koşulları altında makine parçalarını monte etmek için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu nedenle, çelik cıvataların mekanik özellikleri, cıvata üreticisinin akma dayanımı, gerilme mukavemeti ve sertlik gibi gerekli değerleri karşılaması için çok önemlidir. Malzemenin mekanik mukavemeti ısıl işlemler ile iyileştirilebilir (Kınıt vd., 2014).

Cıvatalar, nispeten küçük boyutlarına rağmen, makinelerin, cihazların, araçların, yapıların veya binaların dayanıklılığında ve güvenilirliğinde en yaygın kullanılan ve önemli rol alan bağlantı elemanlarıdır. Bağlantı elemanlarının uygulamalarının çeşitliliği, kalite ve performansları için ilgili gereklilikleri beraberinde getirir. Cıvata üretim yöntemleri soğuk dövme, sıcak dövme, işleme ve ovalama ile diş açmadır (Bickford, 1998). Cıvataların imalatında en avantajlı mekanik özellikleri elde etmek ve aynı zamanda malzeme tasarrufu sağlamak amacıyla kullanılan en yaygın yöntem soğuk dövme yöntemidir. Daha sonrada talaş kaldırmadan ovalama yöntemi ile diş açarak üretimi gerçekleştirmektir. Cıvataların işlevsel özelliklerinin iyileştirilmesi, ısıl işlem uygulanarak da elde edilebilir (Bobylev, 2002; Satanovskii, 1979).

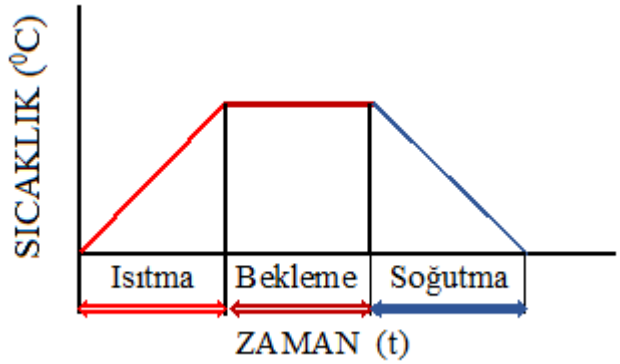
Bu nedenle, bağlantı elemanlarının fonksiyonel özellikleri çeşitli faktörlere bağlıdır. Bu faktörler imalat yöntemi (Ivanov, vd., 1983), üretim için kullanılan malzeme, imalat işlemi sırasında ısıl işlem ve ek kaplamaların uygulanması (Klyachkin, 1988) gibi montajla ilgili hususlar, cıvata şekli (Bobylev, 2002), yağlama, diş aralığı, delik açıklığı, uygulanan tork ve sıkma kuvveti, sıkma hızı ve sıkma ve gevşetme sayısıdır. Bunlardan bazıları montaj işlemi üzerinde diğerlerine göre daha fazla etkiye sahiptir.

Bu çalışmada, 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin temperleme ve menevişleme sonucu ortaya çıkan mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Çizelge 4.10 da verilen ISO 898-1 standartında 10.9 kalite sınıfına eşdeğer mekanik özelliklerden çekme gerilimi, akma dayanımı ve sertlik değerleri bakımından, 30MnB4 çeliğinin ISO 898-1 standartında belirtilen mekanik özellikler elde edilmeye çalışılacaktır. Çeliğin bijon üretimine uygun olabilmesi için işletmeler çekme-akma ve sertlik deneyleri gibi statik deneylerin yanı sıra ilave deney sonuçları istememektedir. Bu yüzden bu çalışmada da çekme, akma ve sertlik verileri kıyaslanacaktır. 30MnB4 çeliğinin mikro yapısı temperlenmiş martensittir. 860°C sıcaklıkta tavlanmış daha sonra ISOMAX 169 ısıl işlem yağında soğutma işlemi ardından beş farklı sıcaklıkta temperlemeden sonra oluşan faz yapıları tayin edilmeye çalışılmıştır. Geleneksel su verme sıcaklığının 30MnB4 çeliğinin mikroyapısı ve özellikleri üzerindeki etkileri literatürde nadiren incelenmiştir. Bu çalışmada, sanayide gerçekleştirilebilecek üretime rehberlik etmek için farklı menevişleme sıcaklıklarının mikroyapısı ve 30MnB4 çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir.

2. KAYNAK ÖZETLERİ

2.1 Isıl İşlem

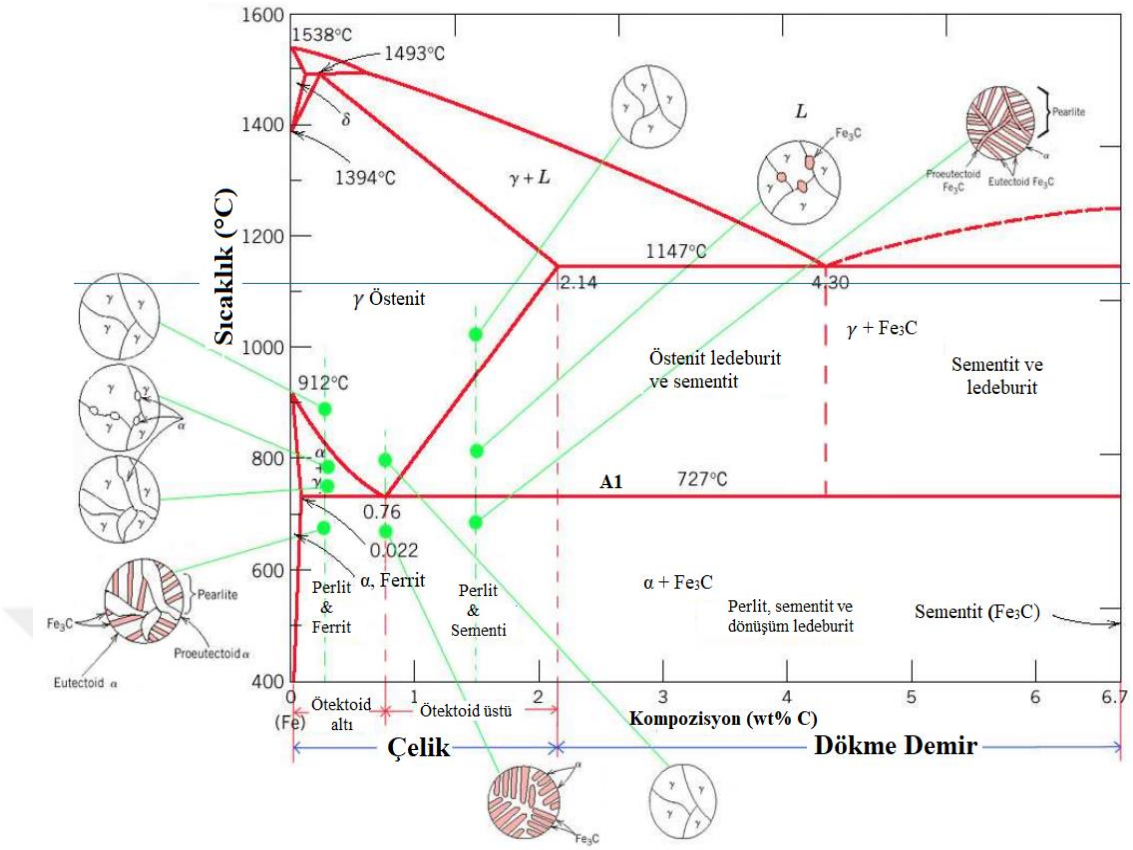
Katı hâldeki metal ve alaşımların kimyasal bileşimlerine göre belirli özellikler kazandırmak için uygulanan bir veya daha çok sayıda ısıtma (tavlama) ve soğutma işlemlerine ısıl işlem adı verilir. Isıl işlem, üç ana safhadan oluşur. Bunlar ısıtma, ısıtılan sıcaklıkta bekletme ve soğutma safhalarıdır (Şekil 2.1). Bütün ısıl işlem yöntemlerinde bu üç ana safha geçerlidir. Fakat uygulanan ısıl işlem türüne göre, ısıl işlem sıcaklığı, bekletme süresi, ısıtma ve tutma hızı gibi parametreler değiştirilir. Isıtma, bekletme ve soğutma safhalarına ısıl çevrimi denir (Dokuzlar, 2018).



Şekil 2.1. Isıl işlem genel prosesi (Bekletme süresi yaklaşık olarak 1saat/inch'dir) (Dokuzlar, 2018).

Çeliklere uygulanan bütün temel ısıl işlemler austenit fazının diğer fazlara dönüşümü ile ilgilidir. Dönüşüm sonucunda oluşan yeni fazlar, malzeme içeriğinin kompozisyonu ve metalografik yapısı çeliğin fiziksel ve mekanik özelliklerini büyük ölçüde etkiler. Başka bir deyişle; bir çeliğin fiziksel ve mekanik özellikleri içerdiği dönüşüm ürünlerinin cinsine, miktarına ve metalografik yapısına bağlıdır (Topbaş, 1998: Dokuzlar, 2018). Çeliklerin ısıl işlemlerini anlayabilmek için Şekil 2.2' de görülen Fe-C denge diyagramının bilinmesi gerekir.

Fe-C denge diyagramının % 2 C bileşimine kadar olan bölgesi çelik kısmıdır. Belirli bir C bileşimine sahip bir çelikte elde edilmesi istenen yapı, dolayısıyla çeliğin kazanacağı özellik, farklı ısıl işlemler için çeliği Fe-C diyagramının çelik kısmındaki farklı sıcaklık bölgelerine çıkarmak, belirli bir süre bekletmek ve uygun soğutma ortamında soğutmak suretiyle elde edilir.



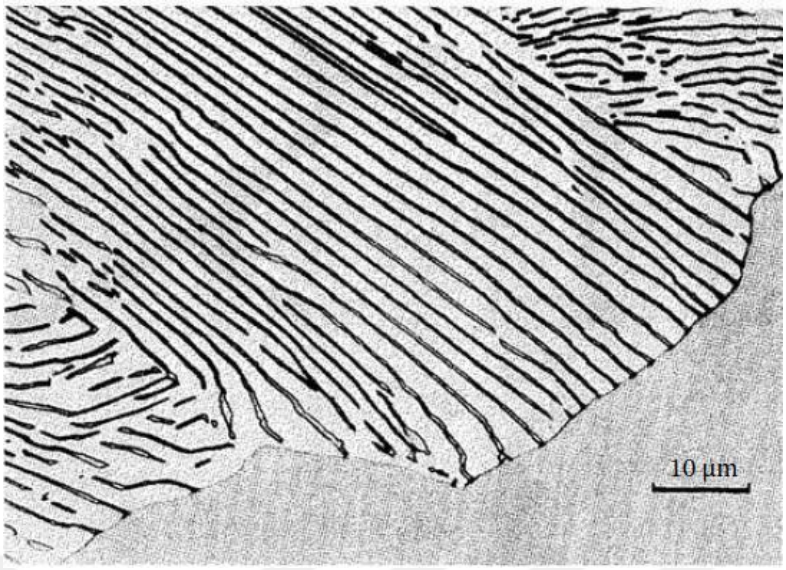
Şekil 2.2. Fe-C denge diyagramı (Ay ve Kapusuz, 2009).

2.2 Fe-C Alaşımlarında Perlit Reaksiyonu

Kütle olarak yaklaşık 0.8 % C içeren çeliklerde austenit fazı A_1 sıcaklığının altına soğutulduğunda ferrit ve sementit fazları aynı anda aşırı doygun hale gelir ve ötektoid dönüşüm sonucu,

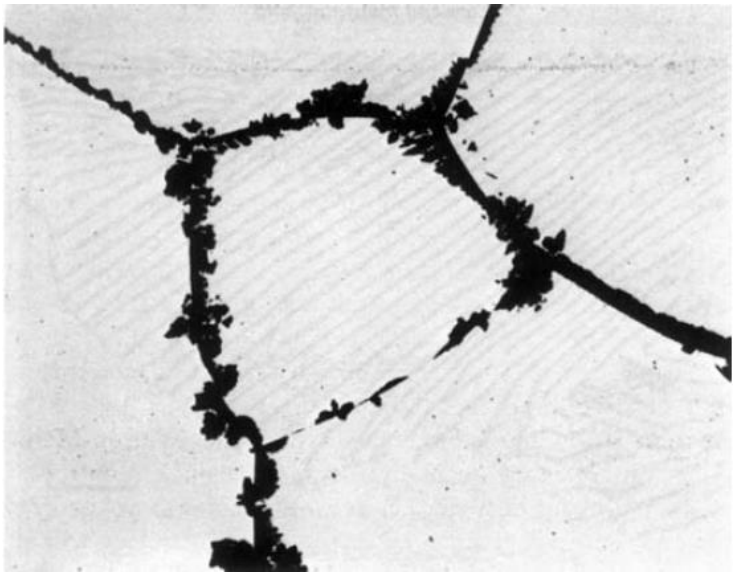
$$\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C \qquad (2.1)$$

şeklinde gerçekleşir (Porter vd., 2009). Katı fazdan diğer iki katı faza gerçekleşen bu reaksiyon sıvı fazdan iki katı faza dönüşen ötektik reaksiyona çok benzeyen bir oluşum ile gerçekleşir. Fe-C alaşımlarında bu dönüşüm sonucunda elde edilen mikro yapı Şekil 2.3 de gösterildiği gibi ferrit fazının içerisine gömülmüş sementit tabakalarından meydana gelen lamellerden oluşur. Meydana gelen bu faz perlit olarak bilinir. Hem sementit hem de ferrit, gösterildiği gibi austenit ile doğrudan bir ara yüzey teması halinde oluşur. Perlit çökeltileri tane sınırları üzerinde çekirdeklenir ve çevresindeki austenit taneciklerini küçülterek hemen hemen sabit bir radyal hızla büyür. A_1 sıcaklığının altına yapılan hızlı soğutmalarda çekirdeklenen perlit çökeltilerinin miktarı nispeten azdır ve çökeltiler birbirlerine karışmadan yarım küre ya da küre şeklinde büyüyebilir (Porter vd., 2009).



Şekil 2.3. Difüzyon işlemiyle ayrışma sonucu austenit tane sınırına ilerleyen bir perlit kolonisi (Porter vd., 2009).

Şekil 2.4 de daha hızlı soğutmalarda çekirdeklenme oranı çok daha yüksektir ve tüm tane sınırları, önceki austenit tane sınırlarının ana hatlarını çizen perlit katmanları oluşturarak birlikte büyüyen çökeltilerle hızla kaplanır (Porter vd., 2009).

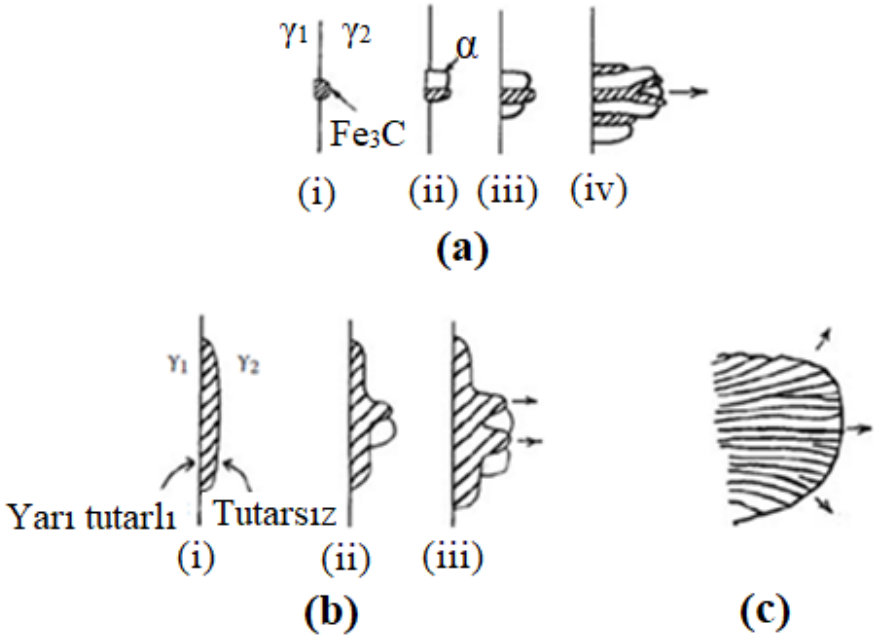


Şekil 2.4. Difüzyonla ayrışma sürecinde austenit tane sınırlarının çizen perlit çökeltileri (Porter vd., 2009).

2.2.1 Perlit fazının çekirdeklenmesi

Perlit oluşumunun ilk aşaması, austenit tane sınırı üzerinde sementit veya ferritin çekirdeklenmesidir. Hangi fazın önce çekirdekleneceği, tane sınırı yapısına ve bileşimine bağlı olacaktır. Eğer sementit fazı ferrit fazından önce çekirdeklenirse Şekil 2.5a 'daki austenit tanelerinden biri olan γ_1 ile bir uyum ilişkisi oluşturarak çekirdeklenmeye karşı aktivasyon enerjisi bariyerini en aza indirmeye çalışacaktır. Sementitin kristal yapısı ortorombiktir ve uyum ilişkisi $\mathbf{(100)_c//(1\bar{1}1)_\gamma}$, $\mathbf{(010)_c//(110)\gamma}$, $\mathbf{(001)_c//(\bar{1}12)_\gamma}$ 'ye yakındır. Bu nedenle çekirdek, γ_1 ile yarı uyumlu, düşük mobiliteli bir arayüze ve γ_2 ile tutarsız bir mobil arayüze sahip olacaktır. Bu çekirdeği çevreleyen austenit, ferritin çökelmesi için itici gücü artıracak olan karbonu tüketecektir ve sementit çekirdeğine bitişik bir ferrit çekirdeği de γ_1 ile uyum ilişkisi ile (Kurdjumov-Sachs ilişkisi) oluşur. Bu süreç, koloninin tane sınırı boyunca yanlamasına yayılmasına neden olacak şekilde tekrarlanabilir. Her iki fazın çekirdeklenmesinden sonra koloni, kararsız arayüzeylerin hareketi ile kenarlara doğru büyüyebilir, yani perlit, uyum ilişkisinin olmadığı austenit tanesine doğru büyür. Ferrit, ötektik katılaşmada olduğu gibi, austenit içinden sementitin önüne doğru yayılır. Alaşım bileşimi ötektoid bileşime tam olarak uymuyorsa, tane sınırları bir ötektoid ön ferrit veya sementit fazı ile zaten kaplanmış olabilir. Örneğin, tane sınırı zaten bir sementit tabakası içeriyorsa, ilk ferrit çekirdeği, Şekil 2.5b'de gösterildiği gibi allotriomorfların hareketli tutarsız tarafında bu sementit ile bir uyum ilişkisi ile oluşacaktır. Ayrıca, tutarsız arayüzeylerin daha yüksek hareketliliği nedeniyle, perlit, uyum ilişkisi olmayan austenite dönüşebilir (Porter vd., 2009).

Perlit çekirdeklenme mekanizması ne olursa olsun, yeni sementit lamelleri, Şekil 2.5a (iv) veya 2.5c'de gösterildiği gibi tek bir lamelin iki yeni lamel halinde dallanmasıyla oluşturulabilir. Ortaya çıkan perlit kolonisi, etkili bir şekilde iç içe geçen iki tek kristaldir. Perlitin çekirdeklenmesinin, iki fazın ortak büyümesinin oluşumunu gerektirdiği görülebilir. Bu iş birliğinin kurulması zaman alır ve bu nedenle koloni çekirdeklenme hızı zamanla artar. Bazı durumlarda iş birliği kurulmaz ve ferrit ve sementit lamelsiz bir şekilde büyür ve dejenere perlit olarak ifade edilen yeni bir yapı oluşur (Porter vd., 2009).



Şekil 2.5. Perlit fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi, a) Çökelti olmayan bir tane sınırında, b) Bu sınırda bir ötektoid fazı (sementit ve ferrit) varken c) Büyümenin daha sonraki bir aşamasında bir perlit kolonisi (Porter vd., 2009).

Şekil 2.5a da (i) ile gösterilen görselde sementit fazı, γ_1 ile yönelim bağıntısı olan ve uyumlu bir tane sınırında γ_2 ile uyumsuz bir arayüzeyde çekirdeklenir. (ii) görselinde, α ferrit fazı sementit fazı ile birlikte çekirdeklenir. α ferrit fazının çekirdeklenmesi uyumlu bir arayüzey ve γ_1 ile yönelim bağıntısı kurarak uyumluluk gösterir. (iii) görselinde, γ_2 fazına dönüşürken çekirdeklenme süreci yanlara doğru tekrar eder ve arayüz uyumlu değildir ve ayrıca (iv) görselinde, yeni plakaların bir dallanma (dendrit) mekanizmasıyla oluşabileceği anlatılmaktadır. Şekil.2.5b'de görüldüğü gibi perlit kararsız taraf üzerinde çekirdeklenecek ve büyüyecektir. Bu durumda sementit ve ferrit arasında farklı bir yönelim bağıntısı ortaya çıkar. Şekil 2.5c' de görüldüğü gibi büyümenin daha sonraki bir aşamasında bir perlit kolonisi meydana gelir (Porter vd., 2009).

2.2.2 Perlit büyümesi

Fe-C alaşımlarında perlit fazının büyümesi, sıvının yerini alan austenit fazının katmanlı ötektik büyümesine benzer. Karbon, austenit boyunca ilerleyen sementit lamellerinin uçlarına arayer olarak yayılabilir. Sonuç olarak, olası lamellar arası

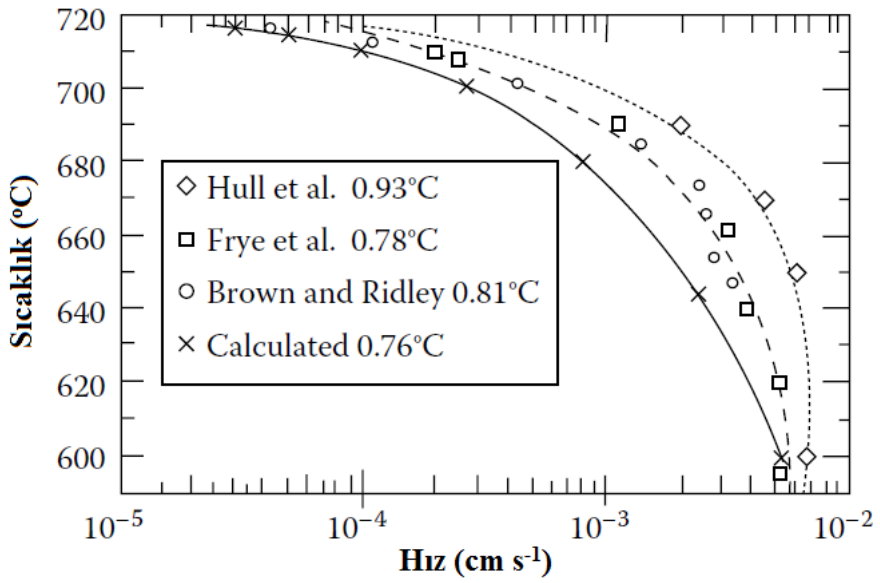
minimum boşluk (S^*), ötektoid sıcaklığın (A_1) altındaki aşırı soğuma ile ters orantılı olarak değişmelidir ve gözlemlenen aralığın (S_0) S^* ile orantılı olduğu varsayılırsa,

$$S_0 \propto S^* \propto (\Delta T)^{-1} \tag{2.2}$$

benzer şekilde, perlit kolonilerinin büyüme hızı sabit olmalı ve aşağıdaki ilişki ile verilmelidir;

$$\vartheta = kD_C^{\gamma}(\Delta T)^2 \tag{2.3}$$

Burada k, sabit olan bir termodinamik terimdir. D_C^{γ} c sementit fazının ve γ fazının difizyonunu temsil eder. Gözlemlenen aralıkların, yüksek sıcaklıklarda ~1 μm ile en düşük büyüme sıcaklıklarında ~0.1 μm arasında değişen, Denklem 2.2'ye uyduğu bulunmuştur. Ancak, S_0 değerinin genellikle $2S^*$ değerinden büyük olduğu bulunmuştur. Yani gözlemlenen aralık maksimum büyüme oranı tarafından belirlenmemiştir. Bununla birlikte yeni sementit lamel oluşturma ihtiyacı ile perlit nodülleri artar. Bu durumda Şekil 2.5c' de görüldüğü gibi yeni sementit lamellerin çekirdeklenmesiyle ya da mevcut lamellerin dallanmasıyla meydana gelebilir. Fe-C çeliklerinde, gözlenen perlit fazı büyüme hızının austenit içindeki karbon difüzyonu tarafından kontrol edildiği varsayımıyla oldukça uyumlu olduğu bulunmuştur. Şekil 2.6 sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülen ve hesaplanan büyüme oranlarını gösterir. Şekil 2.6 da oluşan eğri denklem 2.3'e benzer bir denkleme dayanmaktadır ve ölçülen büyüme oranlarının hacim-difüzyon kontrolü ile makul ölçüde tutarlı olduğunu göstermektedir. Bununla birlikte, γ/α ve γ/sementit arayüzleri boyunca bir miktar karbon difüzyonunun gerçekleşmesi de mümkündür. Bu, Şekil 2.6 'da gösterilen tahmini büyüme oranlarının sürekli olarak çok düşük olduğu gerçeğini açıklayabilir.
Ötektoid Fe-C alaşımlarındaki perlit reaksiyonu için şematik bir faz dönüşümün sıcaklığa ve zamana bağlı değişimini gösteren TTT (Time-Temperature-Transformation) diyagramı Şekil 2.7'de gösterilmektedir. Maksimum dönüşüm yaklaşık 550°C sıcaklıkta gerçekleşir. Daha düşük sıcaklıklarda başka bir dönüşüm ürünü türü olan beynit, perlitten daha hızlı büyüyebilir.



Şekil 2.6. Karbonlu çelikler için perlit büyüme hızı ve sıcaklık (Puis ve Kirkaldy, 1972; Porter vd., 2009).

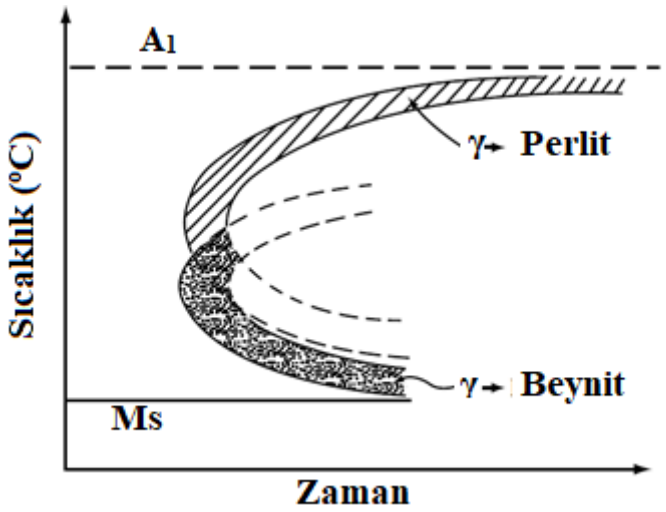
Ötektoid dönüşümler Fe-C çeliğinin yanı sıra birçok alaşımda bulunur. Tüm elementlerin yeralan katı çözelti içinde olduğu alaşımlarda, kafes difüzyonunun gözlenen büyüme oranlarını hesaba katmak için çok yavaş olduğu bulunmuştur. Bu durumlarda difüzyon, koloni/matris arayüzü yoluyla gerçekleşir. Bu durumda difüzyon probleminin dikkate alınması aşağıdaki ilişkiye yol açar;

$$\vartheta = kD_B(\Delta T)^3 \tag{2.4}$$

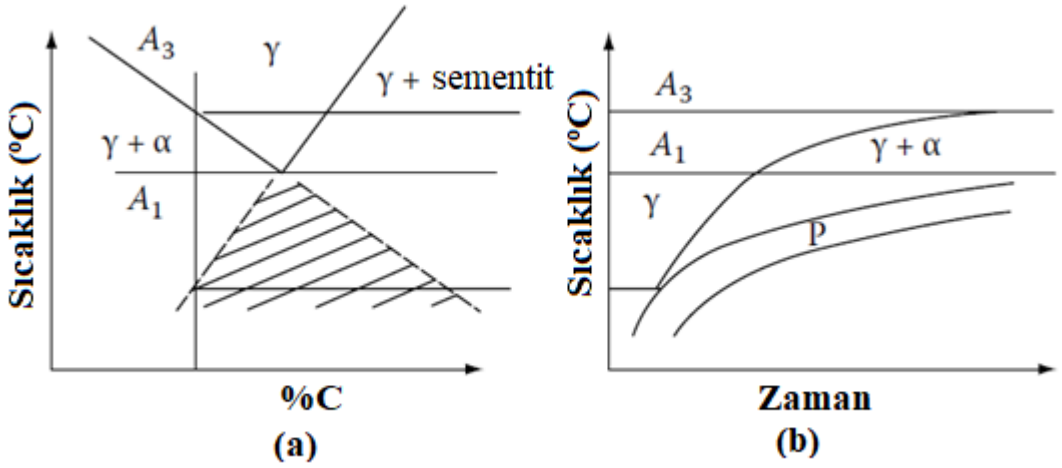
Burada k bir termodinamik sabittir ve D_B, sınır difüzyon katsayısıdır.

2.2.3 Ötektoid dışı Fe-C alaşımlarında perlit

Ötektoid bileşimden daha fazla veya daha az karbon içeren austenit, A_1 sıcaklığının altında izotermal olarak dönüştürüldüğünde, perlit oluşumundan önce genellikle önötektoid ferrit veya sementit çökeltilir. Bununla birlikte, aşırı soğuma yeterince büyükse ve ötektoid bileşimden ayrılma çok büyük değilse, ötektoid olmayan bileşimdeki austenitin doğrudan perlite dönüşmesi mümkündür. Bunun mümkün olduğu bölge, yaklaşık olarak austenitin hem sementite hem de ferrite göre aynı anda doymuş olması koşuluna, yani Şekil 2.8'deki taranmış bölgeye karşılık gelir.



Şekil 2.7. Orta karbon ötektoid çeliklerinde perlit ve beynit TTT eğrileri (Porter vd., 2009).



Şekil 2.8. Dönüşüm sıcaklığının ötektoid ön ferritin hacim oranı üzerindeki etkisi (Porter vd., 2009).

Aşırı soğumalarda, bir miktar ötektoid ön ferrit oluşacaktır, ancak bu, denge faz diyagramında tahmin edilenden daha azdır. Sürekli soğutma sırasındaki dönüşümler için de benzer hususlar geçerlidir; daha büyük tane boyutları ve daha hızlı soğutma oranları, düşük hacimli ferrit miktarı tercih eder.

2.3 Martensit ve Martensitik Dönüşüm

Yavaş soğutma ile elde edilenle karşılaştırıldığında, yüksek sıcaklıkta soğutulan demir-karbon çeliği çok ince ve keskin bir mikro yapıya sahiptir ve çok daha serttir. Su verilmiş çeliklerin mekanik özellikleri ve yapısı, teknolojik önemlerinden dolayı uzun süredir çalışılmaktadır. Martensit terimi başlangıçta optik mikroskopta görüldüğü gibi belirli bir mikro yapıyı belirtmek için benimsenmiştir. Bu nedenle, çalışmalarda, martensitin çökelmenin ilk aşamasında tek fazlı mı yoksa çift fazlı mı olduğu konusunda bir karışıklık vardı. Hatta martensitin iki yığın fazdan oluştuğu teorileştirildi. Martensitin tek bir faz olduğu artık bilinmektedir. Bu nedenle martensitik dönüşüm, bir tek fazdan başka bir tek faza gerçekleşen değişimdir. Ayrıca, dönüştürülmemiş parçanın kimyasal bileşiminin değişmediği tespit edildiğinden, dönüştürülmüş parçanın bileşimi de ana fazın bileşimi ile aynı olmalıdır. Bu, dönüşüm sırasında atomik difüzyonun gerçekleşmediği anlamına gelir. Bu anlamda martensitik dönüşüm, bir tür difüzyonsuz dönüşüm olarak kabul edilir. "Difüzyon" atomların uzun mesafeli yer değiştirmesi anlamına gelir. Bir atomik mesafedeki atomik yer değiştirme hali hazırda meydana gelebileceğinden, eğer bu kararlı bir konumsa atomlar kolaylıkla başka bir kafes bölgesine yer değiştirebilir. Örneğin, Bain distorsiyonunun bir sonucu olarak, martensit kafesindeki karbon atomlarının kafesin tetragonal olmasını sağlayacak şekilde düzenli bir dağılıma sahip olduğu kabul edilir. Sonuç olarak, Fe-C atomlarında meydana gelen martensit tetragonaldir.

Katılarda çökelme ile martensitik dönüşüm arasındaki bir fark, ikincisinde uzun mesafeli difüzyon olmamasıdır. Ayrıca, martensitik dönüşüm belirli bir yönelim ilişkisini, belirli bir habit düzlemini ve düzenli yüzey kabartısı zorunluluğu gerektirir. Ama tersi her zaman böyle değildir. Kafes yönelim ilişkisinin varlığı, martensitik dönüşüm için yeterli bir kriter değildir. Örneğin, çökelme reaksiyonu ayrıca birçok durumda kesin bir yönelim ilişkisi verir ve çökeltilerin de sıklıkla belirli bir habit düzlemi vardır. Bu nedenle, yüzey kabartısı, difüzyon benzeri bir mekanizma ile çökelme veya faz ayrımı durumunda görülmediğinden, martensitik dönüşüm için belirleyici özellik olarak düşünülmelidir. Martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen yüzey kabartısı, atomların tek tek değil de iş birliği içinde hareket ettiği kristal kafes dönüşüm modunun bir sonucudur. Atomların ayrı ayrı hareket ettiği ve diğer

atomlarla koordineli olmadığı dönüşümler için komşu atomların hareketleri koordine edilir.

Bain distorsiyonu, atomların ortak hareketiyle meydana gelen bir dönüşüm örneğidir. Bazı araştırmacılar, atomların bu şekilde yeniden düzenlenmesinin, disiplinli bir şekilde gerçekleşmesi anlamında, martensitik dönüşüme **askeri dönüşümler** adını vermektedirler. Ancak gerçekte atomlar bir dönüşüm ekseni boyunca hareket ederken, düzenli bir şekilde art arda yayılır. Bu nedenle martensitik dönüşümün askeri hareketten ziyade **Shogidaoshi** ("ard arda düşme" anlamına gelen Japonca bir kelime-domino etkisi) gibi olduğunu söylemek daha uygundur. Martensitik dönüşüm, az önce açıklandığı gibi, atomların birlikte hareketiyle gerçekleştiğinden, ana fazda tane sınırları boyunca bir martensit kristalinin büyümesi gerçekleşemez. Öte yandan, çok sayıda martensit kristali ana fazın bir tanesi içinde çekirdeklenebilir ve bu nedenle martensit kristalleri genellikle ince tane boyutunda olmalıdır.

Atomik olarak birlikte ve yeniden düzenlemenin bir sonucu olarak, kristal şekli değişme eğilimindedir. Bununla birlikte, değişiklik çevreleyen matris tarafından sınırlandırılır. Böylece şekil değişikliğinin etkisini azaltmak için plastik deformasyon zorunlu olarak gerçekleşir. Plastik deformasyon çevreleyen matriste meydana gelebilsede, dönüşüm sırasında martensitte daha kolay gerçekleşir.

f.c.c. kristal yapısından b.c.c kristal yapısına dönüşüm durumunda plastik deformasyon miktarı çok büyüktür. Kayma (slip) açısı 20° kadar büyüktür, bu nedenle dönüşümün gerçekleşebilmesi için çok fazla sayıda kayma gereklidir. Böyle bir kayma, bir dislokasyonun hareketinden başka bir şey değildir ve kısmi bir dislokasyon durumunda, kristal içinde dislokasyonun ardından bir istifleme hatası kalır.

Kristalde safsızlıklar veya diğer kusurlar tarafından sabitlenmiş birçok mükemmel dislokasyonun kalması çok muhtemeldir. Bazı alaşımlarda, özellikle dönüşüm sıcaklığı düşükse, kayma deformasyonu yerine ikizlenme meydana gelebilir. Bu tür ikizler, küçük şekil değişiklikleri olan dönüşümler dışında genellikle çok ince olmalıdır, çünkü kalın ikizler kenarlarına yakın büyük gerilmeler üretir. Bu anlamda "iç ikiz" terimi, onu olağan ikizden ayırmak için kullanılır, ancak "ikiz hata" terimi, ikiz sınırın varlığını vurgulamak için daha uygun olabilir. Daha önce Greninger,

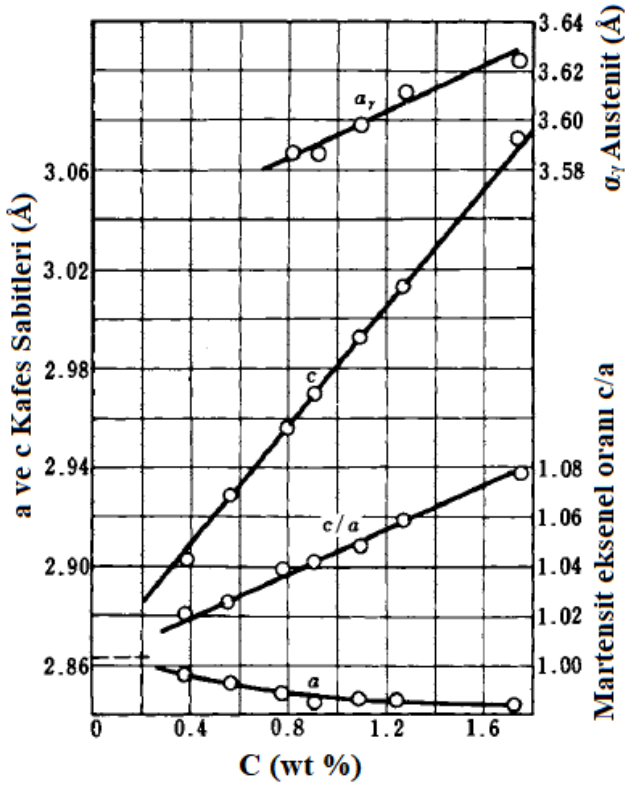
(1949) optik mikroskop altında görülebilecek ve x-ışını kırınımı ile doğrulanabilecek kadar büyük bir ikiz için "dönüşüm ikizi" terimini kullandı. Greninger'in bahsettiği iç ikiz burada açıklanan iç ikizden farklıdır. Greninger'in dönüşüm ikizi, biri diğerinin kristalografik ikizi olan iki dönüşüm varyantı olabilir veya bunlar yeniden kristalleşme ikizleri olabilir. Günümüzde yaygın olarak kullanılan dönüşüm ikizi terimi, "iç ikiz" ile eş anlamlıdır (Greninger, 1949).

Daha önce bahsedilen çizgi kusurlarına ve düzlemsel kusurlara ek olarak noktasal kusurlar da üretilebilir. Arayer atomları bir tür nokta kusurudur, ancak daha da önemlisi, hızla soğutulan malzemelerde önemli bir rol oynayan boşluklardır, ancak bu olasılığa ilişkin veriler eksiktir çünkü boşluklar henüz martensitik dönüşümle ilgili olarak çalışılmamıştır. Kısacası, martensit ortak atomik hareketler tarafından üretildiğinden, dislokasyonlar, istiflenme kusurları ve ikiz kusurlar gibi kafes kusurları kaçınılmaz olarak martensit fazı yapısına dâhil edilir. Kusur miktarları, şekil değiştirme gerilimleri büyük olduğunda büyük, küçük olduğunda küçüktür. Bu tür kafes kusurlarının varlığı, martensitin önemli bir özelliğidir ve bu tür kusurlar, anlamlı bir martensit tartışmasında ihmal edilemez.

2.4 C veya N İçeren Çeliklerde f.c.c. (γ)→b.c.c. veya f.c.c. (γ)→b.c.t. (α') Dönüşümleri

Karbon çeliklerinin austenit (γ) faz sıcaklık aralığı bölgesinden soğutulması ile elde edilen martensitin kristal yapısı, hacim merkezli tetragonaldir (b.c.t.). α' sembolü tetragonal martensiti belirtmektedir. Bu bulgu, Şekil 2.9'da gösterilenlerle aynı kafes parametreleri sonuçları bildiren birçok araştırmacı tarafından doğrulanmıştır. %0.25'in üzerinde karbon içeriği nedeniyle eksenel oran olan c/a değeri karbon içeriği ile artar. Bu ilişki denklem 2.5 de verilmiştir (Nishiyama, 1978).

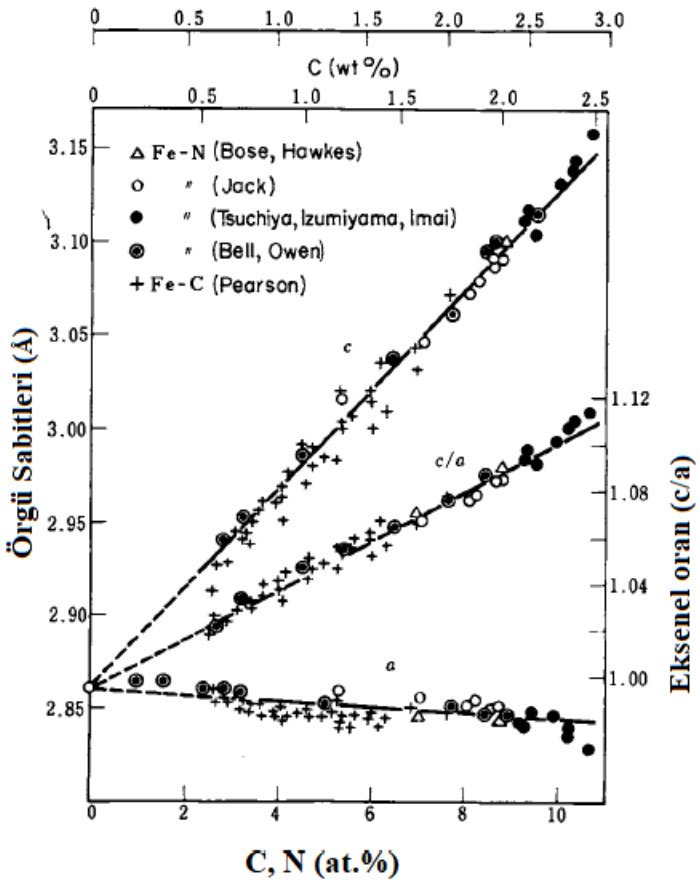
$$c/a = 1.000 + 0.045 \ \ wt\%C. \qquad (2.5)$$



Şekil 2.9. Karbon çeliklerinde tetragonal martensit ve kübik austenit fazının kafes sabitleri (Nishiyama, 1978).

Birim hücrenin hacmi de artan karbon içeriği ile doğrusal olarak artar. Bu, karbon atomlarının demir kafeste arayer bölgelerinde olduğunu gösterir. Karbon atomları gibi büyük bir nitrojen (N) atomu konsantrasyonu, f.c.c. kafesi içerisinde arayer atomu olarak çözülebilir. N atomu içeren demir kafes; yüksek sıcaklıklarda soğutularak martensit üretilir. Kafes, %0.7 oranında az nitrojen içerikleri için kübik ve %0.7 oranında büyük olanlar için tetragonaldir. Nitrojen içeren çeliğin kafes parametreleri, C atomlu martensit için olanlara benzer. Şekil 2.10'da gösterildiği gibi kafes parametrelerini N atomlarının atomik oranının bir fonksiyonu olduğu çizilen noktaların, C atomları durumunda elde edilen hemen hemen aynı çizgiler üzerinde olduğu görülmüştür (Pearson, 1958).

C veya N içeren çeliklere Ni, Cr veya Mn gibi özel elementler eklendiğinde, belirli durumlar dışında orta karbon veya nitrojen çeliklerinde olduğu gibi tetragonal martensit elde ederiz. a ve c, kafes parametreleri eklenen özel elementin atom çapı ile değişse de, c/a eksenel oranı yalnızca karbon veya nitrojen içeriğine bağlıdır.



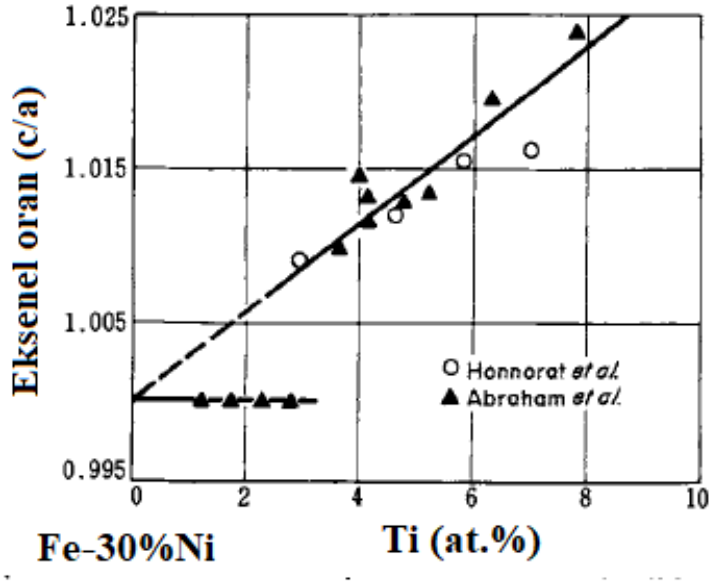
Şekil 2.10. Soğutulmuş Fe-N ve Fe-C alaşımlarında tetragonal martensit fazına ait kafes sabitleri (Pearson, 1958).

Bu durum, tetragonalliğin C veya N atomlarının sıralı dizilişinden kaynaklandığı gerçeğinden anlaşılabilir. Yüksek Al çeliklerinde Al atomlarının sıralı düzeninin etkisinden dolayı eksenel oran bir miktar daha büyüktür. Kristal yapıda yer alan element atomları, çeliğe büyük atom çaplı elementler eklendiklerinde ve yeni düzen oluştuğunda, tetragonallik gibi olağandışı farklılığa yol açabilir. Örneğin, bir Fe-30% Ni alaşımına titanyum eklenmesi, martensiti kristalini tetragonal yapabilir. Şekil 2.11'de gösterildiği gibi, titanyum içeriği ile eksenel oran, karbon çeliklerindekine benzer bir şekilde artar. Demir kafesin arayer bölgesinde çözünmüş bir N atomu, C atomundan şu şekilde farklıdır. C atomunun elektron yapısı ls^2, $2s^2$, $2p^2$ iken, N atomunun elektron yapısı ls^2, $2s^2$, $2p^3$'tür. Buradan yola çıkarak elde edilen hesaplamalara göre, her iki atomun atom yarıçapları Çizelge 2.1 de verilmiştir. Bu, C atomunun N atomundan daha büyük olduğunu gösterir. Bununla birlikte, arayer atomu olarak çözündüklerinde, her iki atom da Şekil 2.10'da gösterildiği gibi aynı büyüklüğe sahipmiş gibi davranır. Bu durumun nedeni, elektrik alanı altında gerçekleştirilen bir difüzyon deneyinden anlaşılmaktadır. γ fazında yüksek sıcaklıklarda C atomları

katoda, N atomları ise anoda göç etmiştir. Bu sonuçtan, C atomlarının pozitif, N atomlarının ise negatif yüklü olduğu kabul edilir. Bu nedenle, demir kafeste C atomları, yarıçapları nötr durumda olduğundan daha küçükmüş gibi, N atomları ise yarıçapları daha büyükmüş gibi davranır.

Çizelge 2.1. N ile C atom yarıçapların karşılaştırılması.

	2s	2p	Tek bağ durumunda
C	0.67 Å	0.66 Å	0.77 Å
N	0.56 Å	0.53 Å	0.70 Å

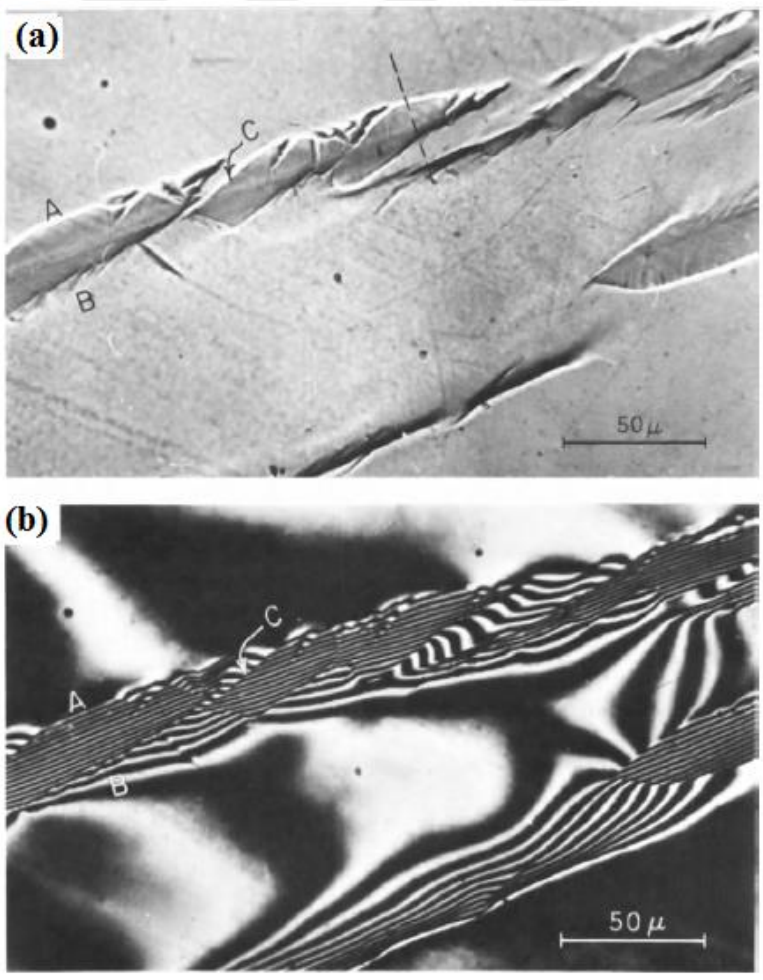


Şekil 2.11. Fe-30% NiTi sistemine ait arayer katı çözeltilerde tetragonal martensit fazının eksenel oranları (Honnorat vd., 1965; Abraham vd., 1696).

2.4.1 Diğer alaşımlı çeliklerde morfoloji ve habit düzlemi.

Karbon çeliklerinde gözlenen habit düzlemi çeşitleri, özel durumlar dışında alaşımlı çeliklerde de görülmektedir. Örneğin, 18-8 paslanmaz çelik α', $\{225\}_\gamma$ habit düzlemine sahiptir. Yaklaşık %5 titanyum içeren Fe-%30Ni alaşımında $\{111\}_\gamma$ habit düzlemi olduğu tespit edilmiştir. Diğer birçok demir alaşımı için habit düzlemleri kimyasal bileşim ile değişir. Austenitin elektro-parlatılmış yüzeyinde, martensit plakaların oluştuğu yerde bir yığılma gözlemlenebilir buna yüzey kabartısı denir. Greninger ve Troiano (1949) bir Fe-%22Ni-0.8C alaşımında yüzey kabartısını incelediler ve her martensit plakasında makroskopik olarak homojen kesmenin plakaya paralel olarak

gerçekleştiğini gözlemlediler. Nishiyama, (1978), mikrointerferometri ile çeşitli Fe-Ni alaşımlarının yüzey kabartısını incelemiş ve **Schiebung** dönüşümündeki yüzey kabartısının bir kayma bandına benzediğini, oysa **Umklapp** dönüşümünde bütün bir bambu yaprağı benzeri kristalin oluştuğunu bulmuştur. Girişim saçakları, bir bütün olarak martensit kristalinin yüzeyinin numune yüzeyine belirli bir açıyla eğildiğini gösterecek şekilde, yöneldiğini gösterdi. Bu nedenle, yüzey kabartısı düzensiz değildir, ancak her martensit kristali doğrusal bir şekil değişikliğine maruz kalır. Patterson ve Wayman, (1966) bir Fe-32Ni alaşımı kullanarak oluşan yüzey kabartısını inceledi. Şekil 2.12, az miktarda martensit üretmek için sıvı nitrojene kısa bir süre batırılmış bir numunede üretilen iki α' kristalinden alınmış yüzey kabartısı morfolojisini göstermektedir. Üst bölgede görülen kristaller biraz karmaşık bir α' arayüzüne sahiptir, ancak kristalin içinde orta bölgede (çok net olmasa da) bir orta midrib görülebilir.

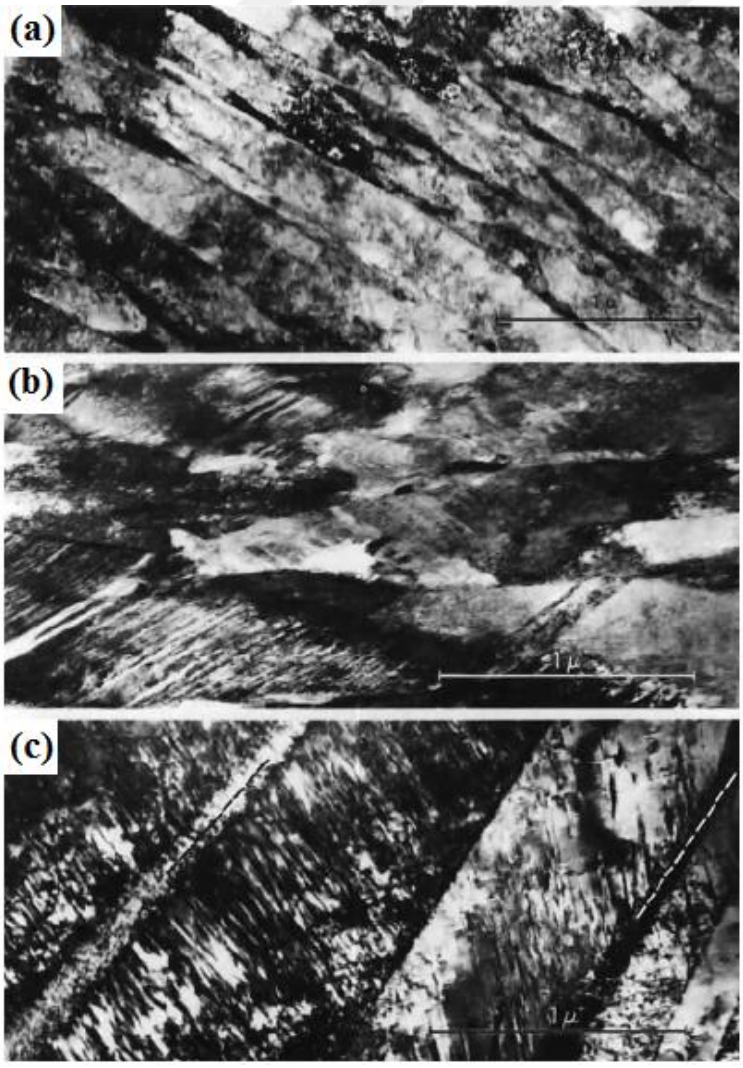


Şekil 2.12. Fe-%32Ni alaşımında martensit yüzey kabartısı, a) Sıradan optik mikrograf, b) Girişim mikrografı (Patterson ve Wayman, 1966).

Şekil 2.12b, de verilmiş olan girişim mikrografın ışığın faz düzlemi, yaklaşık olarak γ matrisinin yüzeyine paralel olarak ayarlandığından, γ matrisi, yavaş değişen interferometre saçakları gösterirken, α' kristallerinde büyük dalgalanmaların varlığını gösteren birçok saçak görülebilir. Ayrıca, saçakların yönü midrib yönüne paraleldir ve bu yön boyunca eğim olmadığını gösterir (Patterson ve Wayman., 1996).

2.4.2 Fe-C ve Fe-N alaşımlarının alt morfolojisi

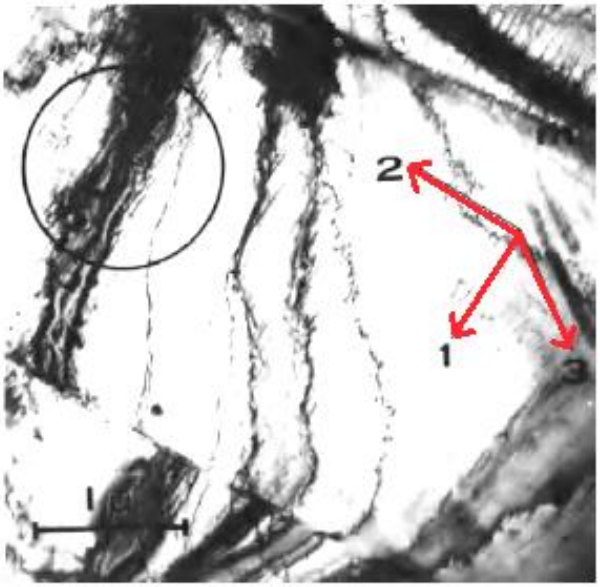
Şekil 2.13a, soğutma işlemi yapılmış %0.2C çelikteki lath martensitinin bir geçirimli transmisyon elektron mikrografıdır. Her kristalde yüksek bir dislokasyon yoğunluğu vardır.



Şekil 2.13. Su verilmiş karbon çeliklerinin elektron mikrografları a) %0.2C içeren çelikte lath martensit, b) %0.8C içeren çelikte mercek şekilli martensit c) %1.4C içeren mercek şekilli martensit (Inoue ve Matsuda, 1970).

%0.8C içeren çelikteki α' kristallerinin elektron mikrografı Şekil 2.13b' de gösterilmiştir. Burada bir merceksi kristal içinde düz çizgilerin yanı sıra birçok plaka da görülebilir. (112) ikizlerin elektron kırınım noktaları, bu çizgilerin iç ikizler olduğunu göstermektedir. Bu tür kusurlar düşük karbonlu çeliklerde görülmez, ancak artan karbon içeriği ile kademeli olarak artar.

Şekil 2.13c, birbiriyle temas halinde olan iki merceksi α' kristalinin bir kısmını gösteren %1.4C içeren çelikteki hızlı soğuma işlemine tabi tutulmuş yapının bir elektron mikrografıdır. Her kristalin içinde dislokasyonlar ve iç ikizler gözlemlenebilir. Noktalı çizgilerle gösterilen kısımlar, optik mikrografta orta midrib olarak görülen kesimlerdir. Fe-%0.88C-0.45Mn çeliğinin α' kristallerinin bir araştırması, genişliği 15-40 Å ve aralığı 15-50 Å olan {112} tipi iç ikizleri de ortaya çıkardı. İç ikizlerde (112) düzlemine paralel olarak değişen parlak ve koyu bantlar görüldü. Bu deneylerde (145} α'- deformasyon ikizleri ve daha önce açıklanan elektron mikroskobu çalışmasında olduğu gibi {112} iç ikizler gözlendi.%0.7C ve %1.4C çeliklerinde gözlenen iç ikizler {112} tipinde düzlemsel kusurlar olmasına rağmen, karbon içeriği arttıkça {011} tipi düzlemsel kusurlar olarak ortaya çıkmıştır. Şekil 2.14' de sırasıyla 1,2 ve 3 oklarına paralel olan (011), $(0\bar{1}1)$ ve (101) olmak üzere üç tip düzlem kusurlar gösteren bir örnektir. Üçünden 1 ve 2 nolu düzleme diktir ve 3 ise düzleme eğimlidir. Diğer bölgelerde (112) ikiz de görülmektedir (Oka ve Wayman, 1969).



Şekil 2.14. Fe-1.82C alaşımında sırasıyla 1, 2 ve 3 yönlerine paralel (011), $(0\bar{1}1)$ ve (101) iç ikizlere sahip martensit plaka (Oka ve Wayman, 1969).

Şimdi {011} düzlem kusurların kökenini ele alalım. Bu düzlem kusurlar açık bir şekilde ince ikizlerle ilişkilidir, ancak bunların ikizlerle ilişkili varyantlar olduğu kavramı geçerli görünmemektedir, çünkü Bain ilişkisi göz önüne alındığında $\{111\}_\gamma$ düzlem takımında türetilmeleri gerekir. Bu, $\{111\}_\gamma$ düzlem takımının dönüşümde bir ayna düzlemi olamayacağı gerçeğiyle çelişir. Bu nedenle, {011} ikizler, dönüşüm gerilmelerini gevşeten plastik deformasyonun neden olduğu ikizlerden başka bir şey olmamalıdır. Fe-1.82C çeliğinde tetragonallik yaklaşık 1.08 olduğundan ve bu tür bir eşleştirme için kesmenin büyüklüğü 0.154 olduğundan, bu tür ikizlerin kolayca oluşturulmaları beklenir. Bu kesme büyüklüğü değeri {112} deformasyon ikizi için gereken 0.71 değerinden oldukça küçüktür. Yani, bu tür ikizlerin nedenleri martensit fazının tetragonalitesindendir (Nishiyama, 1978).

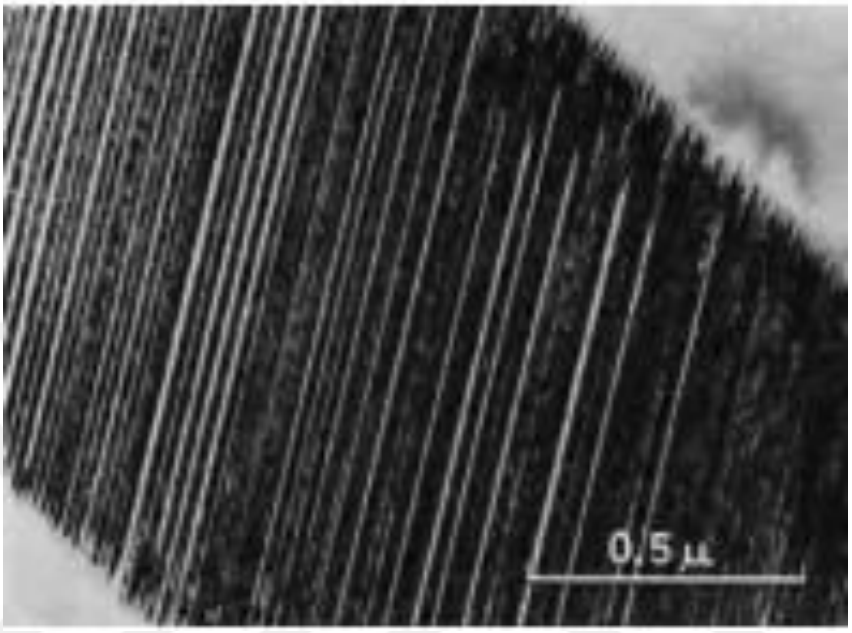
Azot atomları, karbon atomları gibi, demir kafes içinde arayer olarak çözündüğünden, Fe-N alaşımlarındaki α' morfolojisi ve ince yapısı, karbon çeliğinin α' morfolojisine benzer (Nishiyama, 1978).

2.4.3 Alaşımlı çeliklerin morfolojisi

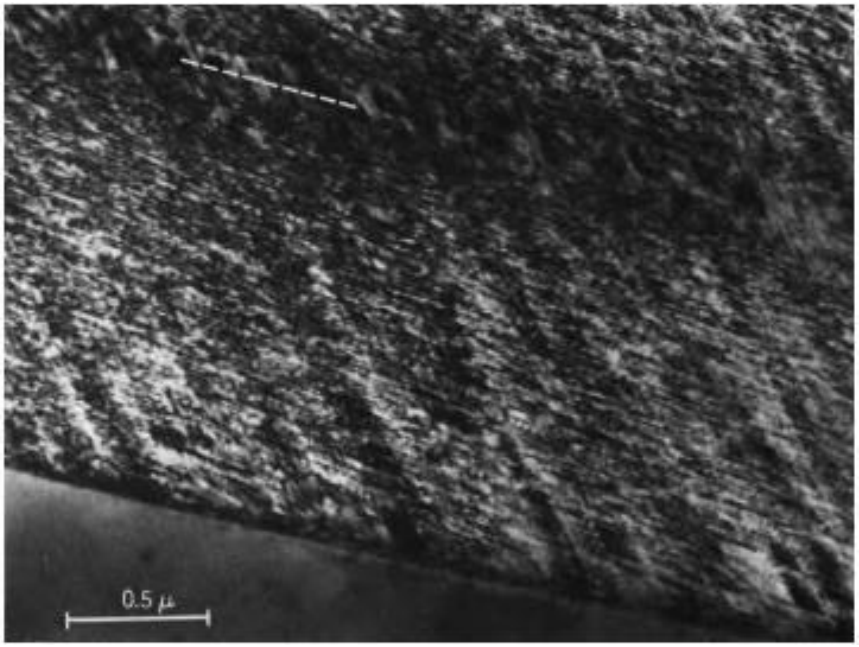
Fe-C veya Fe-N alaşımlarına özel elementlerin eklenmesi, eklenen element miktarı çok büyük olmadığı sürece genel yapıyı belirgin şekilde değiştirmez. Ancak özel elementin eklenmesinin neden olduğu dönüşüm sıcaklığının düşmesi nedeniyle, martensit kristalinin morfolojisi, plakaların ve ikiz kusurların miktarı biraz değişir.
Örneğin, Fe- %3 Cr-%1.5 C ve Fe-%7.9 Cr-1.1% C alaşımlarında, α' kristalleri bazen $\{011\}_{\alpha'}$ düzlemsel kusurlarını içerir. Karbon çeliklerindeki habit düzlemi hangi koşullar altında {225}γ'den $\{259\}_\gamma$'ya değişir ve ikisi arasındaki habit düzleminin varlığının yalnızca $\{011\}_{\alpha'}$ düzlem faylarının görünümünden kaynaklanıp kaynaklanmadığı belirlenmelidir (Nishiyama, 1978).

Fe-Ni alaşımlarında karbonun çözülmesi, biraz farklı bir görünüme sahip martensit ile sonuçlanır. Şekil 2.15, bir α' kristalinin, Tamura vd., (1963) tarafından alınan, plaka boyunca uzanan iç ikizleri gösteren bir elektron mikrografıdır. İkiz plakalarda benekli kontrastlar görülür. Şekil 2.16 Patterson ve Wayman., (1966) tarafından alınan bir elektron mikrografıdır. Aynı zamanda her iki arayüze de tamamen uzanan ve ikiz bölgelerin yanı sıra orta midrib (damar) bölgesinde benekli kontrastlara sahip iç

ikizleri gösterir. Benekli kontrastların gözlenmesinin nedeni henüz tam olarak anlaşılmamıştır, ancak kontrastlar, çözeltideki karbon atomlarının kümelenmesinden dolayı gerinim alanıyla ilgili olabilir. Austenit fazının stabilizasyonunu sağlayan ısıl işlemler genellikle M_s sıcaklığını düşürür (Nishiyama, 1978).

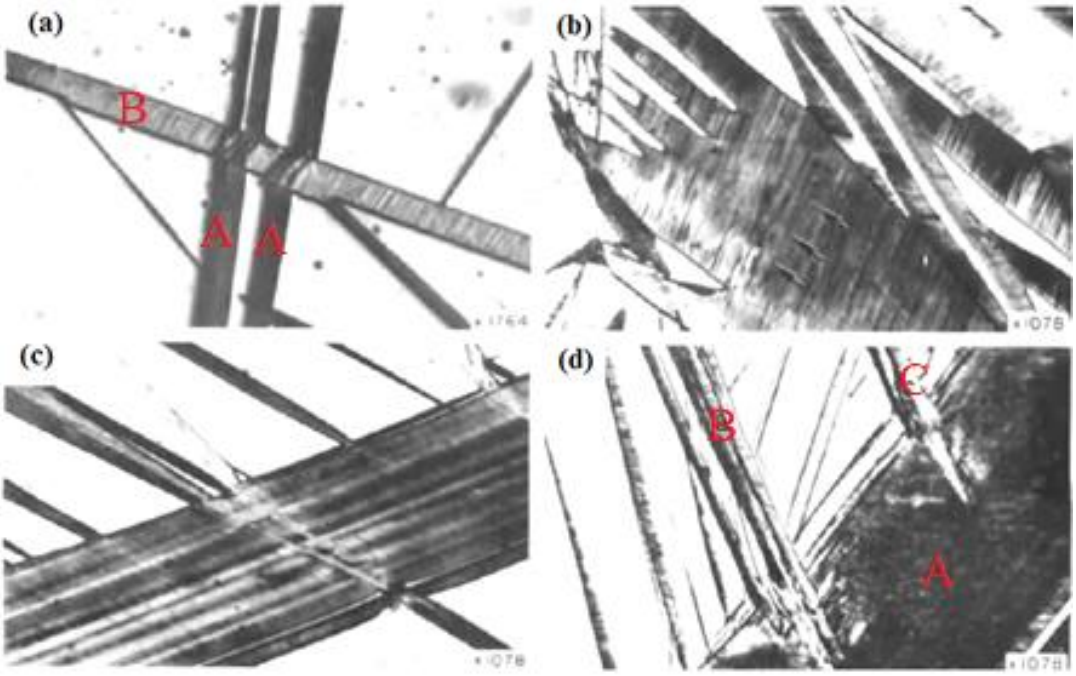


Şekil 2.15. Fe-29 Ni-%0.4C alaşımında iç ikizlerle dolu martensit plakası (Tamura vd., 1963).



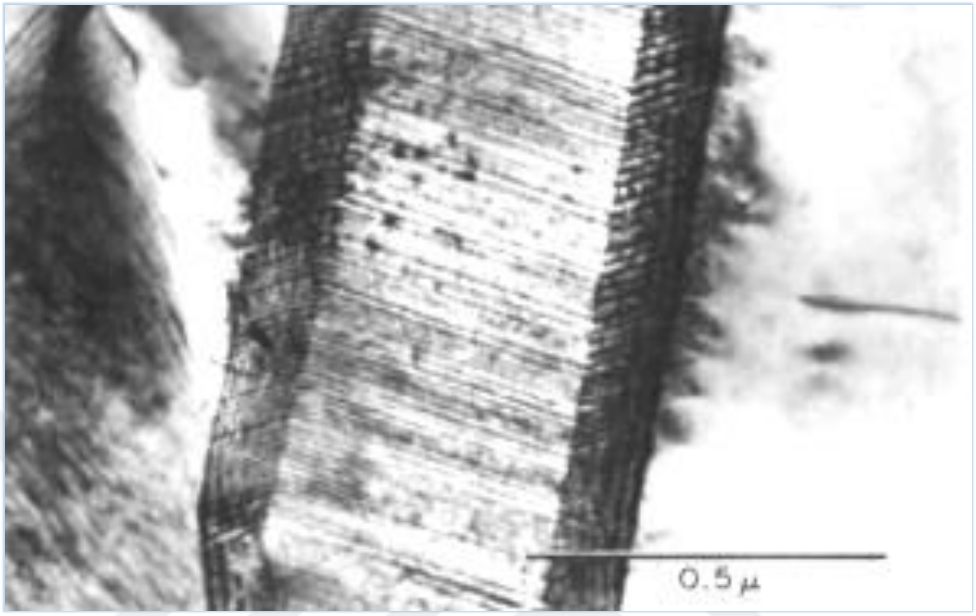
Şekil 2.16. Fe-%21.7Ni- 1.0C alaşımında her yerinde iç ikizlerin görüldüğü martensit plaka (Patterson ve Wayman, 1966).

Fe-31Ni-%0.28C alaşımında Tamura vd., (1963) M_s sıcaklığı -81°C olan merceksi α' martensit plakası orta damarlı ve kısmen ikiz bölgelerden oluşmuştur. Bu alaşımda M_s sıcaklığı azaldıkça, ikizlenen kısım artar. M_s sıcaklığı -171°C olduğunda α' kristalleri merceksi değil, ince plaka benzeri ve tamamen ikizlenmiş haldedir. Çok düşük sıcaklıklarda oluşan ince plaka benzeri martensit, merceksi martensitinkinden biraz farklı bir morfolojiye sahiptir. Örneğin, martensitin farklı varyantlarla kesişimi, Şekil 2.17a'da olduğu gibi sıklıkla gözlenir, burada ilk önce kristal A oluşur. Kristal B daha sonra oluşur, kristal A'ya nüfuz eder ve geçiş noktalarında onu deforme eder. Şekil 2.17 b ve c'de gösterildiği gibi, kalın martensit plakalarda, plaka içinde paralel soluk çizgiler her zaman gözlenir. Bunun, art arda ve yan yana büyüyen ve birleşen ince martensit plakalarının çekirdeklenmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 2.17d'de, A kristali, farklı B ve C varyantlarına (farklı yönlere) sahip diğer martensit kristallerinin çarpmasından sonra kalınlaşır ve B ve C kristalleri A kristaline nüfuz ediyormuş gibi görünür.



Şekil 2.17. Çok düşük sıcaklıklarda üretilen martensitin (-196°C'ye soğutulmuş) optik mikrografları a) ve b) Fe-%31Ni-%0.28C c) %5 uzatılmış Fe-%33,5Ni-%0.22C d) %10 uzatılmış Fe-%33,5Ni-%0.22C alaşımı (Maki vd., 1973).

Şekil 2.18’de eğik olarak kesilmiş plaka benzeri bir kristalin yüksek büyütmeli elektron mikrografıdır. İki yan bant α'-γ arayüzeyleridir ve merkezi bölge, tüm bölgelerde iç ikizlerle kaplı martensit kristalinin içerisi görünmektedir.



Şekil 2.18. -196°C'de soğutulmuş Fe-31% Ni - %0.23 C alaşımının ince bir martensit kristalinin elektron mikrografı (Maki vd., 1973).

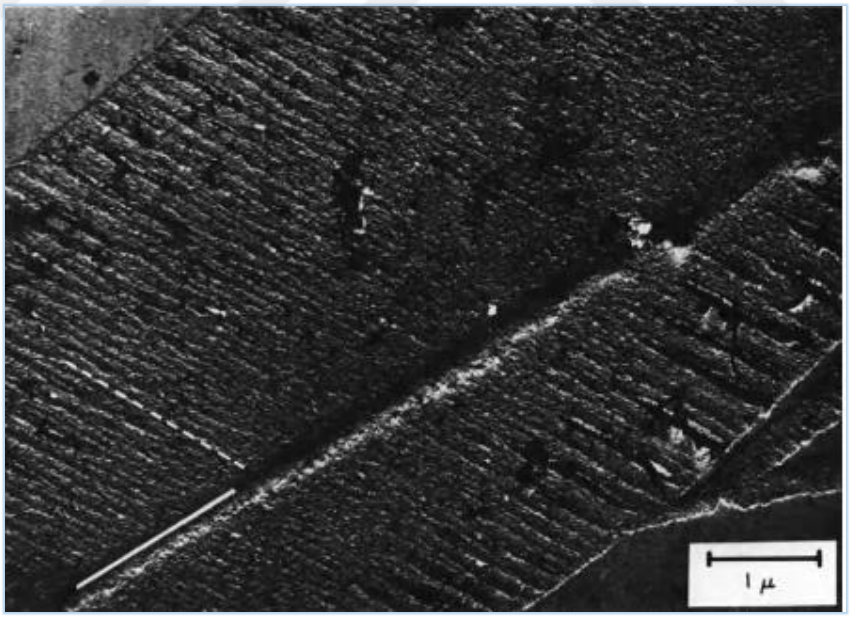
2.4.4 Midrib (damarlar)

$\{259\}_\gamma$ veya $\{225\}_\gamma$ habit düzleme sahip α' kristalleri, düzlemsel olan orta damarlara sahiptir. Bir orta damar her zaman merkezi bölgede bulunmaz, ancak muhtemelen kristalin oluşan ilk parçasıdır. Orta damarlar elektron mikroskobu ve diğer yöntemlerle kapsamlı bir şekilde çalışılmış olsada, temel karakterleri ve kökenleri henüz tam olarak anlaşılamamıştır. Orta damarlar, dönüşüm mekanizmasını anlamamız için çok önemli göründüğünden, şimdiye kadar gözlemlenen gerçekler, bir temel sağlamak amacıyla bu bölümde daha ayrıntılı olarak tartışılmaktadır.

Bazı araştırmacılar orta damarın üst ferritin optik mikroskobunda karbür parçacıklarından oluşan mikro bileşene dönüştürülmüş kısım olduğunu teorileştirdi ve bunun yaklaşık bir moleküler tabaka kalınlığında ince bir sementit plaka olduğunu düşündü. Kısa bir süre sonra midribin karbon atomları olmayan bir Fe-29Ni alaşımında göründüğünü keşfettiği için bu tür görüşlerin doğru olmadığına dikkat çekilmiştir. Orta

damarın martensit kristalinin iki varyantı arasındaki bir arayüzden başka bir şey olmadığı başka bir görüşe göre dönüşümden sonra plastik deformasyon tarafından üretilen kayma çizgilerinin orta damardan bükülmeden geçtiği gözlemine dayanarak reddedildi (Nishiyama, 1978).

Orta damarı anlamada birkaç on yıl boyunca hiçbir ilerleme kaydedilmedi, ancak elektron mikroskobunun metallere uygulanmasının ortaya çıkmasıyla, orta damar çalışması ikinci bir aşamaya girdi. Şekil 2.19'da soğutulmuş beyaz dökme demirdeki bir martensit kristalinin parlatılmış yüzeyinin bir elektron mikrografıdır. Bu kristalin orta bölgesinde bir orta damar (düz beyaz bir çizgi ile gösterilir) ve orta damarın her iki yanında paralel çizgiler (kırık çizgi) bulunur. Bu çizgiler, daha önce bahsedildiği gibi, iç ikizlerle ilişkilendirilebilir. Şekil 2.20'deki elektron mikrografının detaylı incelemesi, iç ikizlere paralel olan ince çizgilerin (noktalı çizgiler) kalın düz çizgi ile gösterilen noktada büküldüğünü ortaya koymaktadır. Bükme açısı küçüktür, en fazla yaklaşık 7°'dir. Bu doğrusal bölgeler, varyantlar arasındaki arayüzden oldukça farklı göründüğünden, orta damarlar olarak kabul edilebilirler.

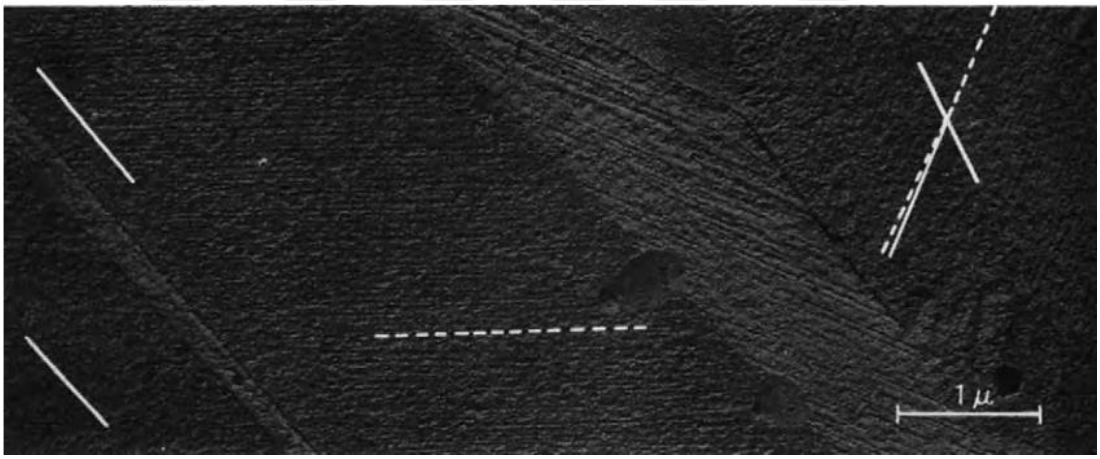


Şekil 2.19. Soğutulmuş pik demirde martensit kristalinin bir örneğinin elektron (Nishiyama, 1978).

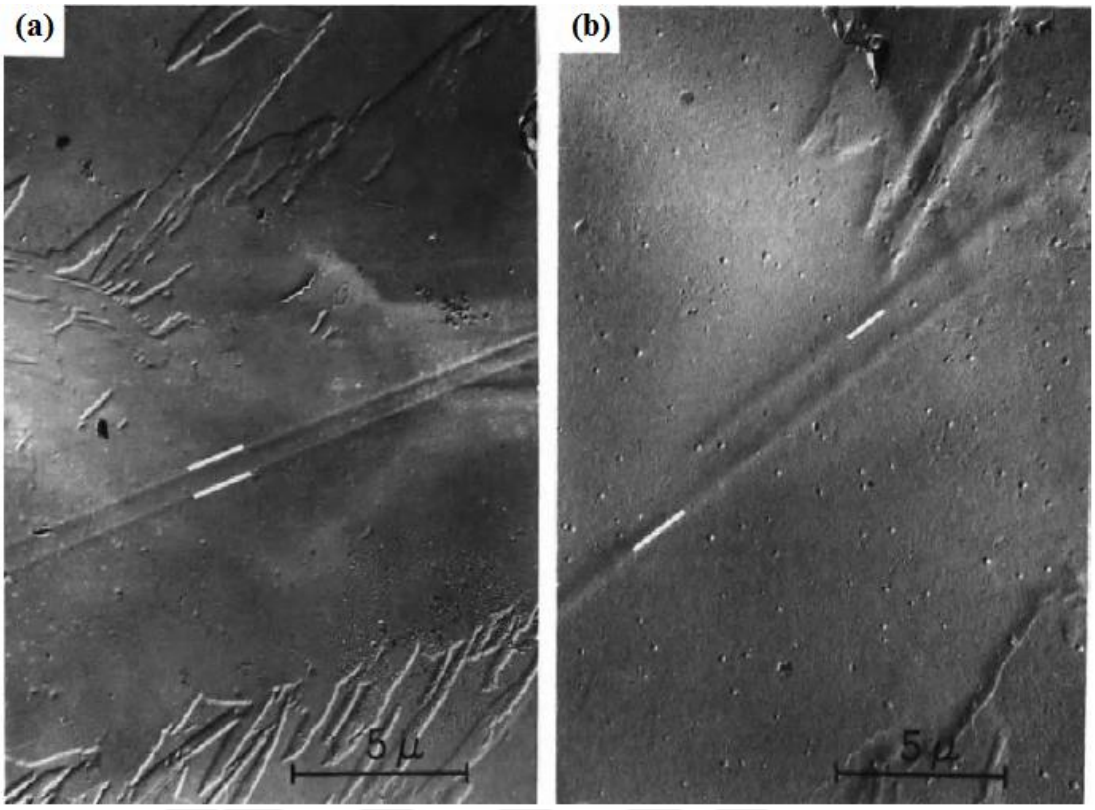
Bu nedenle, orta damarların çok ince olduğu ve elektron mikrografında nadiren gözlemlenebildiği görülmektedir. Şekil 2.19'daki orta damar oldukça kalın

görünmektedir, ancak bu, büyük iç gerilmenin varlığından dolayı orta damara yakın bölgenin tercihli dağlanmasının bir sonucu olarak yorumlanmalıdır. Orta damar her zaman olmamakla birlikte genellikle bir düzlem çizgi şeklinde iki orta damar ilk olarak bir elektron mikroskobu ile bir Fe-30%Ni alaşımındaki martensit yüzey kabartısı gözlendi Şekil 2.21' de yaklaşık 1 μm aralıklı iki paralel orta damar görülmektedir. Şekil 2.21b' de olduğu gibi, bazı durumlarda, bir orta damardan diğerine geçici bir bölge görülebilir.

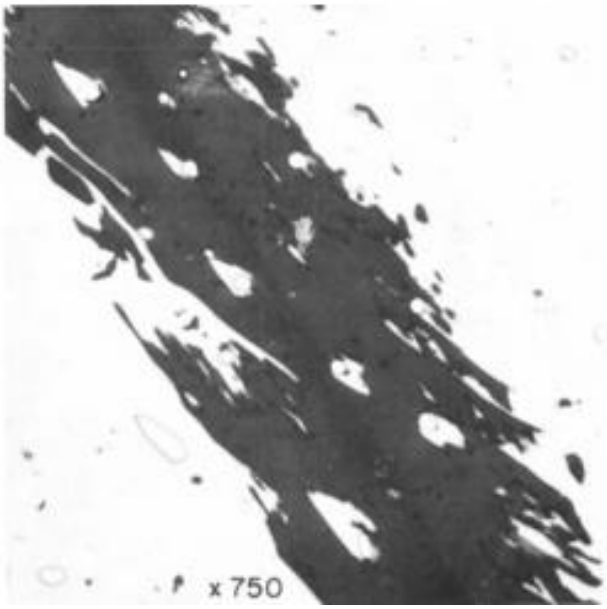
Neuhauser ve Pitsch, (1971) Fe-31.4Ni-l.lP alaşımı üzerindeki çalışmaları sonucunda austenit fazındaki uyumsuz çökelti parçacıklarının martensit fazına dönüşmesinin etkisini gözlemlediler ve martensitik dönüşümde midribin rolünün anlaşılmasını sağlayabilecek bazı sonuçlar elde ettiler. Fe-31.4Ni-l.lP çeliği, 910°C'de 14 gün ısıl işleme tabi tutulduktan sonra suda soğutuldu. Şekil 2.22 de gösterilen parlak γ matrisi ve koyu α' kristali içinde küçük süreksiz küresel fosfit partiküllerinin şematik çizimi, Şekil 2.23a'da verilmiştir.



Şekil 2.20. Alt yapıyı gösteren Fe-%30.64Ni alaşımlı martensitin yüzey kabartısının elektron mikrografı (Nishiyama, 1978).



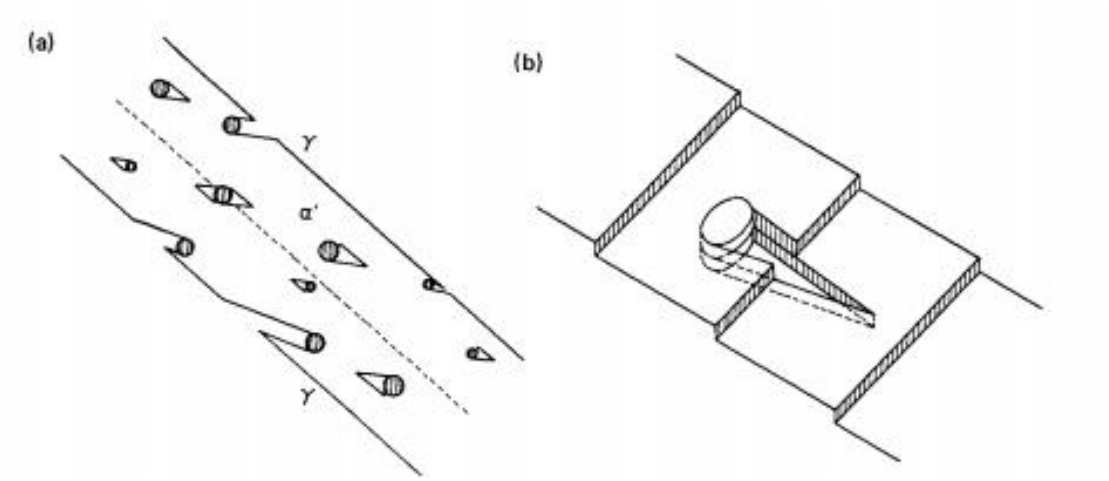
Şekil 2.21. Fe-30% Ni alaşımında iki orta damarlı bir martensit kristali gösteren hafif dağlanmış yüzeylerin elektron mikrografları. a) İki paralel orta damar. b) Kayma ile ayrılmış iki orta damar (Nishiyama, 1978).



Şekil 2.22. Fe-%31.4Ni -%l.lP alaşımında koni şeklinde fosfid partiküllerinde tutulan austenit bölgelerine sahip bir martensit kristalinin optik mikrograf (Neuhauser ve Pitsch, 1971).

Damar düzlemi, dönüşümün başlama düzlemidir ve arayüz, Şekil 2.23b'de gösterildiği gibi, damar düzlemine paralel olan çıkıntılar vasıtasıyla her iki tarafta zıt yönlerde yayılır. Dönüşüm düzlemi, çökelmiş fosfit partiküllerinde sabitlenir ve bu partiküller, hemen arkalarında dönüşümün devam etmesini engeller; böylece gölgeler gibi tutulan austenit bölgeleri kalır. Fe-Si ve Fe-V alaşımlarında α fazlarının deformasyon ikizleri oluşum sürecinde de benzer bir damar gözlenmiştir. Bu gözlem, umklapp süreci ile martensitik dönüşümün, deformasyon ikizinin oluşumuna benzer olduğunu ve benzerliğin, martensitik dönüşümün mekanizması teorisinde önemli olduğunu göstermektedir (Nishiyama, 1978).

Yukarıdaki çıkarımlarından midrib doğasının aşağıdaki gibi olduğu ileri sürülmektedir: α' kristali başlangıçta midrib düzleminde oluşur ve yanal olarak büyür. Bu varsayım, iki α' kristalinin birleşme düzleminin iki midrib kesişme noktasından geçmesi gerçeğiyle desteklenir. Bir spekülasyon olsada bazı araştırmacılar, midribin ince bir kristal plaka olduğuna inanmaktadır. Bu nedenle, şu anda midribin, bazı kafes kusurlarının korunduğu bölge olabileceği düşünülebilir.



Şekil 2.23. a) Bir martensit kristalindeki austenit gölgelerinin şematik çizimi, b) Dönüşüm devam ederken bir parçacıkta austenit gölgesinin oluşumunun şematize edilmiş çizimi (Neuhauser ve Pitsch, 1971).

2.4.5 Çeşitli martensitlerin kristalografik özelliklerinin tabloları

Çizelge 2.2, literatürde rapor edilen çeşitli martensitlerin kristalografik özelliklerinin özetidir. Çelikte martensitten kaynaklanan kırınım hatlarının çok genişlediği iyi bilinmektedir. Kabaca söylemek gerekirse, genişlemenin kaynağı, daha önce listelenen iç gerilmelerde ve küçük kristal alanlarda yatmaktadır. Bu durumda kırınım çizgisinin genişliği yetersiz sayıda saçılma elemanının neden olduğu eksik girişim yani atom düzlemi sayısı ile ilgili olabilir.

Çizelge 2.2. Martensitlerin kristalografik özellikleri (Nishiyama, 1978).

Alaşımlar	Kompozisyon (wt%)	Martensit kristal yapısı	M_s (°C)	Uyum ilişkisi	Habit düzlemi	Örgü yapısı
Fe-C	0-0.2C	α' b.c.c.	~460	—	{111}	ds
	0.2-1.4C	α' b.c.t.	~100	K-S	{225}{259}	tw(112).ds
	1.5-1.8C	α' b.c.t.	~0	K-S	{259}	tw(112) (011)
Fe-Cr-C	2.8-8Cr,1.1-1.5C	α' b.c.t.	-36	—	{225}	tw(112) (011),ds(011)
Fe-Mn	1-15Mn	α' b.c.c.	860-180	—	—	—
	13-25Mn	ε h.c.p.	200-120	S-N	{111}	—
Fe-Mn-C	—	α', ε	—	—	—	—
Fe-Cr-Ni	17-18Cr,8-9Ni	α' b.c.c.	—	K-S	{225} <111> {111}	ds
		ε h.c.p.	—	S-N		st(0001)
Fe-Mn-Cr-Ni	—	α' b.c.c.	—	K-S	{112}	—
	—	ε h.c.p.	—	S-N	{111}	—

2.4.6 Polikristaller kullanılarak x-ışını analizi

Martensit çeliğinden gelen kırınım hatlarının çok genişlediği iyi bilinmektedir. Kabaca söylemek gerekirse, genişlemenin kaynağı, daha önce listelenen iç gerilmelerde ve küçük kristal alanlarda yatmaktadır.

Küçük alan boyutundan kaynaklanan genişleme, yetersiz sayıda saçılma elemanının neden olduğu eksik girişim, yani atom düzlemlerinin sayısı t ile ilgili olabilir. Bu durumda kırınım çizgisinin genişliği β_s şu şekilde ifade edilebilir (Nishiyama, 1978).

$$\beta_s = \frac{k\lambda}{t\,cos\theta} \quad \text{veya } \beta_s\ \cos\theta = \frac{k\lambda}{t} \tag{2.6}$$

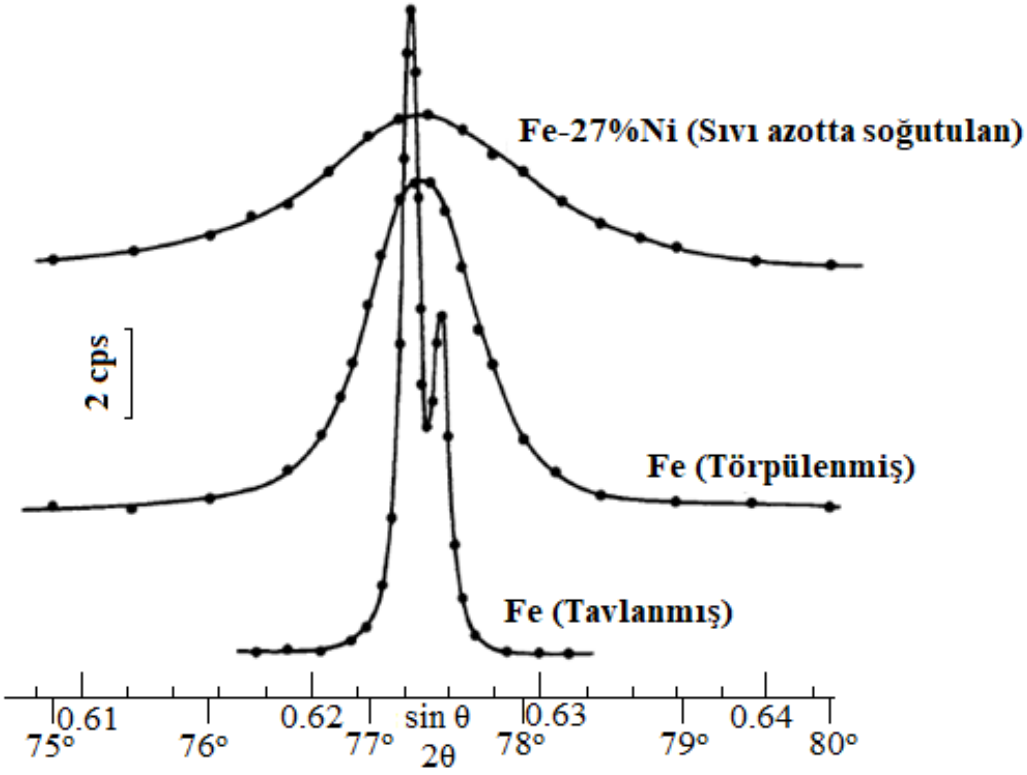
Bu bağıntıya Scherrer formülü denir; bu formülde θ, Bragg açısıdır, λ deneyde kullanılan X ışınlarının dalga boyu ve k 1'e yakın bir sabittir. Formül, bir kırınım desenindeki tüm kırınım çizgileri için $\beta_s \cos\theta$ değerlerinin sabit olduğunu gösterir. *d* değerlerindeki dalgalanmaya karşılık gelen iç gerilmelerden kaynaklanan genişleme, Bragg denkleminin türevi alınarak kabaca tahmin edilebilir. β_s integral genişliği şu şekilde ifade edilir (Nishiyama, 1978).

$$\beta_s = 2 < \varepsilon^2 >^{1/2} \tan\theta \ \text{ veya } \beta_s\, cos\theta = 2 < \varepsilon^2 >^{1/2} \sin\theta \tag{2.7}$$

Burada $<\varepsilon^2>^{1/2}$, kristaldeki kök ifadesi ortalama gerilimi (rmss) temsil eder. Bu denklem, $\beta_s \cos\theta$ ve $\sin\theta$ ile ilgili olduğu anlamına gelir.
Yukarıdaki iki tür genişleme aynı anda meydana gelirse, elde edilen genişlik β şu şekilde ifade edilebilir.

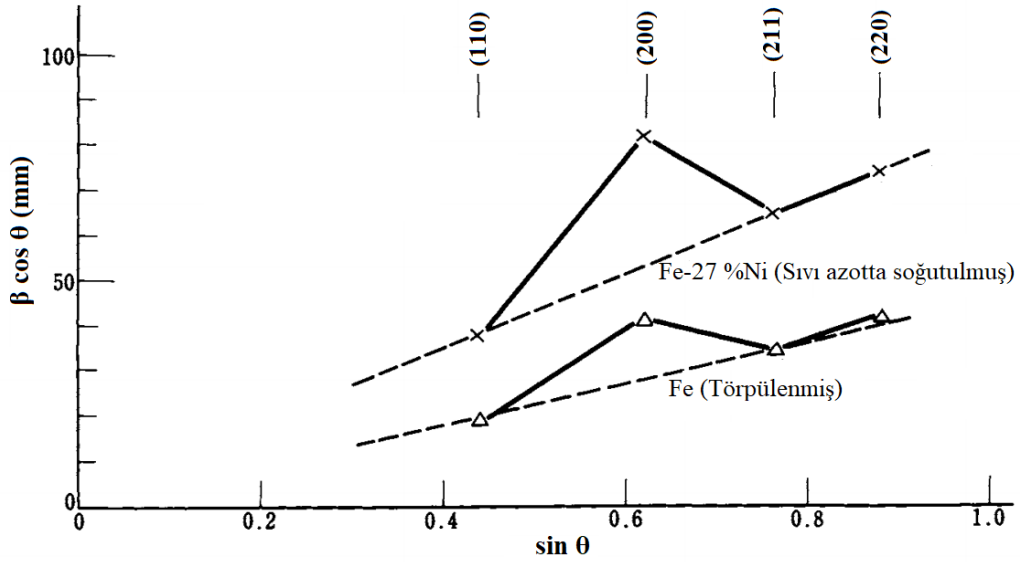
$$\beta\cos\theta = (\beta_s + \beta_c)\cos\theta = (k\lambda/t) + 2<\varepsilon^2>^{1/2}\sin\theta \tag{2.8}$$

Bu nedenle, $\beta \cos\theta$ ile $\sin\theta$ arasındaki, çizimin eğimi $<\varepsilon^2>^{1/2}$ ifadesini verdiğinden ve çizimin ordinatla kesişmesi **kλ/t** değerini verdiğinden, ε gerinimi ve alan boyutu t için kaba bir tahmin verebilir. Martensit hatlarının genişlemesinin kökenine dair birçok araştırma bu yöntemle yapılmıştır. Ne yazık ki, sonuçlar, aşağıdaki bölümde açıklandığı gibi, ara yer atomlarının varlığından dolayı bazı karmaşık etkilere tabidir. Sato, (1962) nispeten az miktarda karbon (%0.06C) içeren ve sıvı nitrojen sıcaklığına soğutulan bir Fe-%27Ni alaşımı kullanarak, martensit içeren kafes kusurlarını araştırdı. Martensit çizgilerinin kırınım profilleri, bir kırınım ölçer kullanılarak sabit sayım yöntemiyle elde edildi. Şekil 2.24 de (200) yansımanın yoğunluk profillerinin bir örneğini göstermektedir. Martensit çizgilerinde eğelenmiş demire kıyasla çok büyük bir genişleme görülür.



Şekil 2.24. (200) yansımanın x-ışını kırınım profilleri (Sato.1962).

Şekil 2.25 de hem sıfır derecenin altına soğutulmuş martensitten hem de deneyde elde edilen törpülenmiş demirden gelen hatlar için β cos θ ile sin θ arasındaki grafikleri göstermektedir. Yukarıda açıklandığı gibi, grafiğin eğimi, kristalin iç gerilimine karşılık gelir. Şekildeki kesik çizgiler, sıfır derecenin altına soğutulmuş martensitteki ortalama gerilme miktarının, dosyalanmış demirdekinin yaklaşık iki katı olduğunu göstermektedir. (200) çizginin anormal derecede büyük β değerleri, esas olarak kristalin elastik anizotropisi ile anlaşılabilir. Bu sonuçlar, Şekil 2.24'de gösterildiği gibi kırınım çizgilerinin yoğunluk profilleri analiz edilerek detaylı olarak incelenmiştir.



Şekil 2.25. β cos θ ve sin θ arasındaki ilişki (β pik yarı genişliğidir) (Sato, 1962).

2.4.7 Dönüşüm sıcaklığında soğutma hızının etkisi

Genel olarak martensitik dönüşüm sıcaklığı, soğutma hızı yüksek olmadığında soğutma hızına bağlıdır; ancak kritik bir soğuma hızının üzerinde, dönüşümün başlangıç sıcaklığı sabittir. Genellikle martensit oluşumunun başladığı bu sıcaklığa M_s sıcaklığı denir. Sabit başlangıç sıcaklığı yıllar önce belirlenmiş olmasına rağmen, M_s sıcaklığının sabit ve soğuma hızından bağımsız olup olmadığı konusu sıklıkla gündeme gelmiştir. Daha sonra tartışılacağı gibi, demir bazlı alaşımlarda, soğutma hızları kritik bir soğutma hızını aştığında dönüşüm sıcaklığına karşı soğutma hızı eğrisinin iki plato gösterdiği sıklıkla gözlemlenir (bkz. Şekil 2.26). Şu ana kadar gerçekleştirilmiş olan deneyler kapsamında, dönüşümün atomların hem bireysel hem de ortak hareketi ile gerçekleştiği yorumlanmalıdır.

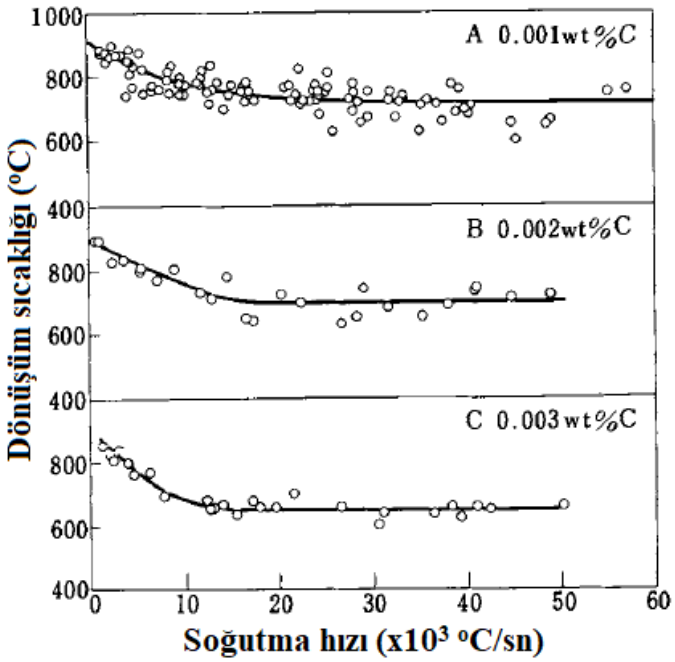
Lieberman, (1970) göre, neredeyse eş atomlu bir Au-Cd alaşımının M_s sıcaklığı, soğutma hızından bağımsız olarak sabittir (32°C). Ayrıca, M_s sıcaklığının altında, dönüşüm ürünü miktarı ile sıcaklık arasındaki ilişki, soğutma hızının kritik bir değerden düşük olması koşuluyla, soğutma hızından bağımsız tek bir eğri ile ifade edilir.

2.4.8 Saf demir, karbon çelikleri ve azotlu çeliklerin M_s sıcaklıkları

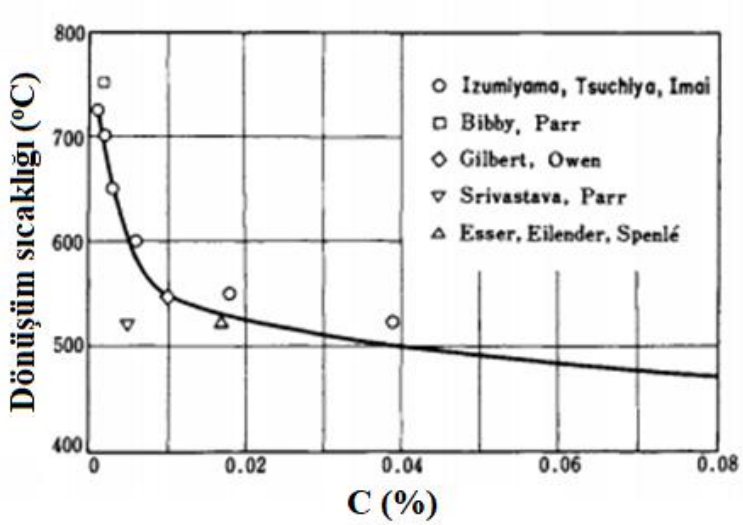
Demir, ısıtıldığında α (b.c.c.) fazdan γ faza (f.c.c.) ve daha sonra δ (b.c.c) dönüşümlerine uğrar. Bu dizinin aşağıdaki nedenlerden kaynaklandığı düşünülmektedir: Genel olarak b.c.c. kafes sıkı paket yapıya sahip değildir ve bu kafes içindeki atomların taşınması daha kolaydır. Bu kararsızlıktan dolayı kafes titreşiminin entropisi büyüktür (b.c.c. yapısına sahip metaller arasında Fe, özellikle büyük bir elastik anizotropiye ve elastik zayıflık yönünde güçlü titreşimlere sahiptir) ve dolayısıyla yüksek sıcaklıklarda serbest enerji F = H—TS (H entalpidir) küçüktür. Bu nedenle, b.c.c. yapı yüksek sıcaklıklarda çok kararlıdır. Bu nedenle b.c.c. yapı, birçok metal ve alaşımda yüksek sıcaklık fazı olarak bulunur. Ancak, b.c.c. yapı daha düşük sıcaklıklarda (kararlı γ fazı için en düşük sıcaklığın altında) tekrar kararlıdır (Mizushima ve Ichijima, 1971). Bunun başka bir nedeni, Fe'deki d elektronlarının bir Fe atomunun elektronik yapısının anizotropik olmasına neden olması ve böylece Fe atomlarının yönlü bağlanmasına katkıda bulunmasıdır. Bununla birlikte, sıcaklıktaki bir artışla, bu yönlü bağlanma izotropik olma eğilimindedir ve sonunda γ demirin sıkı paketlenmiş yapısı daha kararlı hale gelir. Sıcaklığın daha da artmasıyla b.c.c. yapı daha önce bahsedilen nedenden dolayı tekrar kararlı hale gelir. Kritik soğutma hızından daha hızlı soğutulduğunda meydana gelen tek aşamalı dönüşümün martensitik dönüşümün özelliklerine sahip olduğunu gösterir. Bu durumda, genellikle iki aşamadan biri soğuma eğrisinde görünür, ancak nadir durumlarda iki aşama ortaya çıkar. Bunun nedeni numunenin küçük olmasıdır. Bu küçüklük göz önüne alındığında, yüksek saflıktaki A, B ve C numuneleri Şekil 2.26 da dönüşüm sıcaklık eğrilerinin tek bir aşamadan oluşmasına rağmen, gerçekte birbirine çok yakın olan iki aşamadan oluşacak gibi görünmektedir. Örnek küçük olduğu için, çok düşük karbon konsantrasyonuna sahip demir çeliklerinde, kirlilik konsantrasyonunun yerel dalgalanması, ölçüm sonuçları üzerinde büyük bir etkiye sahip olabilir. Böyle yüksek sıcaklıklarda, atomların bireysel hareketi martensitik dönüşümde bir dereceye kadar yer alır. Bu nedenle, gerçek M_s sıcaklığını günümüz teknikleriyle ölçmek imkânsız olabilir.

Fe-C alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları düşük karbonlu çeliklerde Şekil 2.27'de verilmiştir. Çoğu araştırmacı, %0,006C konsantrasyonunun altında, karbon içeriğinin azalmasıyla dönüşüm sıcaklığının önemli ölçüde arttığını bildirmektedir. Şekil

2.27'deki katı eğri, saf demirin dönüşüm sıcaklığının 720°C olduğunu gösterir ve bu değer, yüksek saflıkta ikili Fe-bazlı alaşımların sıcaklıklarının saf demire ekstrapolasyonuyla elde edilen değerle örtüşür. Dolayısıyla bu değer, elde edilen soğuma hızları sınırı içinde saf demirin dönüşüm sıcaklığı olarak alınabilir. Bununla birlikte, kesin bir anlamda, bu sıcaklık saf demirin M_S sıcaklığı olarak yorumlanmamalıdır.



Şekil 2.26. Demirin dönüşüm sıcaklığı ile soğutma hızı (%0,001-0,003C) arasındaki ilişki (Izumiyama vd., 1970).



Şekil 2.27. Düşük karbonlu Fe-C alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları (Izumiyama vd., 1970).

Bu gerçekler göz önüne alındığında, saf demirin M_s sıcaklığı, karbon çeliklerinin M_s sıcaklıklarının sıfır karbon konsantrasyonuna çıkarılmasıyla 720°C sıcaklığın altında olduğu ortaya çıkıyor. Ancak, saf demir için dikkate alınması gereken bir şey daha var. Daha önce açıklandığı gibi, martensitik dönüşüm, özellikle dönüşüm kesme distorsiyonu için kimyasal olmayan enerji gerektirir. Ancak saflığı yüksek bir demirin dönüşümü için nispeten düşük bir kimyasal enerji değeri gereklidir. Çizelge 2.3 de gösterildiği gibi demirin saflığı arttığında sıcaklık belirgin şekilde düşer ve bu durum M_s sıcaklığını yükseltir.

Çizelge 2.3 Karbon oranının demirin elastik sınırı üzerindeki etkisi (Nishiyama, 1978).

Karbon içeriği (wt %)	**Elastik sınırı (kg/mm^2)**	
	20 ºC	**890 ºC**
$<10^{-6}$	3	0.21
10^{-3}	12	1.1

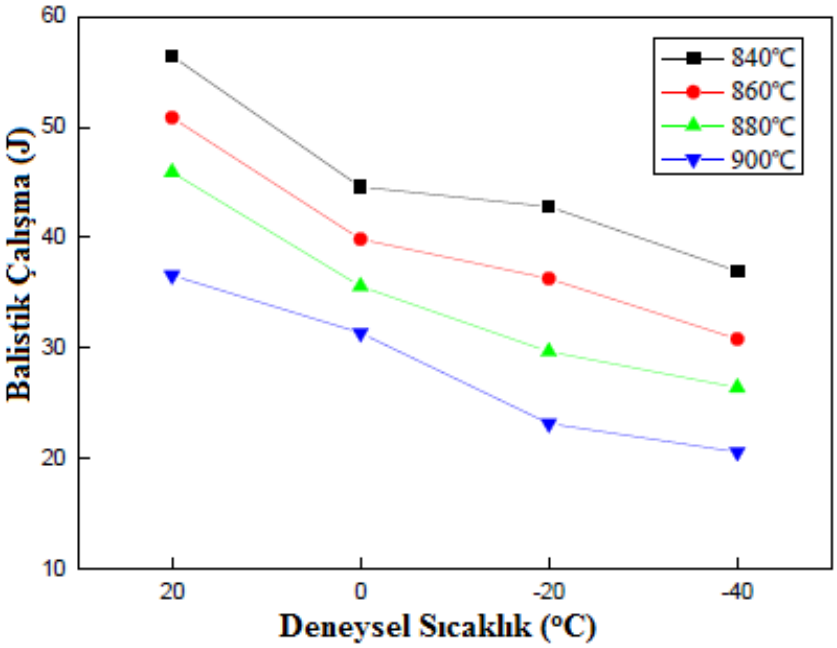
2.5. 30MnB4 Çeliğinin Isıl İşlemi

30MnB4 gibi yüksek mukavemetli cıvata malzemelerinin mekanik mukavemeti ısıl işlemler ile geliştirilebilir. Bu nedenle, yüksek mukavemetli cıvata malzemesine tavlama ve soğutma işlemleri uygulanabilir. Cıvataların soğutma işlemi öncesinde çelik üzerinde, 860°C ve 890°C aralığında yüksek sıcaklıklara ısıtılıp soğutma işleminden sonra, elde edilen martensit yapısı çok sert ve kırılgandır. Ayrıca austenit fazından martnesit fazına geçiş, sertleşmiş olan bölgelerde kalıntı streslere neden olur. Bu nedenle, sertleştirilmiş parçalarda kalan gerilimi azaltmak için temperleme (meneviş) işlemi uygulanır. Meneviş işleminin amacı, sertleştirilmiş parçalarda kalıntı stresi ve sertliği azaltmaktır. Menevişleme işleminden sonra, cıvatalar farklı soğutma ortamları içerisine (bor yağı gibi) atılır. Şekil 2.28'de Isıl işlem fırınından genel bir görüntü verilmiştir.



Şekil 2.28. Isıl işlem fırını genel görünümü.

30MnB4 çeliğinin, 880°C sıcaklıkta su verme ve ardından 200°C sıcaklıkta temperlemeden sonra minimum aşınma kaybına sahip olduğu anlaşılmıştır. Aşınma sonucu malzeme morfolojisi ince aşınma izi ve sığ oluk şeklindedir (Zhu vd., 2017). 30MnB4 çeliğinin Şekil 2.29 de gösterildiği gibi, -40°C sıcaklığımda yapılan çentik-darbe testi sonucu 20 J değerinin üzerindedir. Bu durum malzemenin düşük sıcaklıkta ideal darbe tokluğuna sahip olduğunu göstermektedir. Homojenizasyon işleminden sonra oda sıcaklığında balistik çalışmaya tabi tutuldu. Homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla birlikte, 30MnB4 çeliğinden elde edilen balistik çalışma enerji değerleri giderek azaldı. 840°C ve 860°C'de hızlı soğutma ve 200°C'de menevişleme işleminden sonra 30MnB4 çeliğinin balistik çalışma eğrileri 0°C ile -20°C arasında düşüş eğilimi yavaşladı, bu da balistik çalışmanın 0°C ile -20°C arasındaki sıcaklığa duyarsız olduğunu gösterdi. Isıl işlemden sonra 30MnB4 çeliğinin darbe testi sıcaklığı -40°C'ye ulaştığında, elde edilen enerji değerleri hala 20 J değerinin üzerindeydi, bu da 30MnB4 çeliğinin düşük sıcaklıkta iyi darbe tokluğuna sahip olduğunu gösterdi (Thomas, 1978).

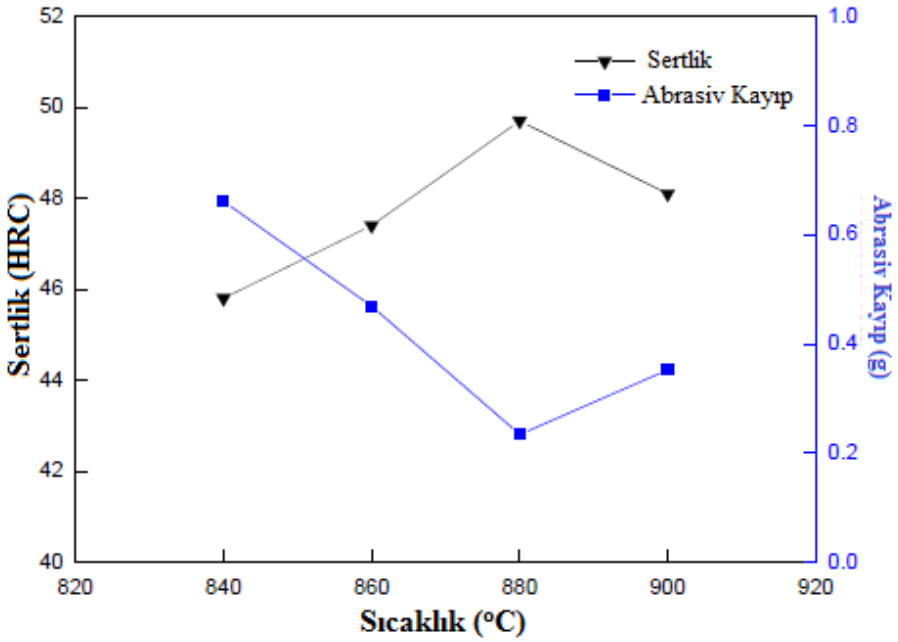


Şekil 2.29. Farklı sıcaklıklarda soğutulmuş 30MnB4 çeliğinin balistik çalışması (Zhu vd., 2017).

Hızlı soğutma sıcaklığının 30MnB4 çeliğin aşınma direncine etkisi ve 30MnB4 çeliğinin sertlik ve aşınma kaybı arasındaki ilişki Şekil 2.30 da gösterilmiştir. Şekil 2.30 de da anlaşılacağı gibi sertlik arttıkça aşınma kaybının azaldığı görülmektedir. Bunun nedeni, malzemenin sertliği ile doğru orantılı olarak değişen aşınma direncidir. Aşınma direnci ile sertlik arasındaki ilişki denklem 2.9 da ifade edilmiştir.

$$W^{-1}=KxH \tag{2.9}$$

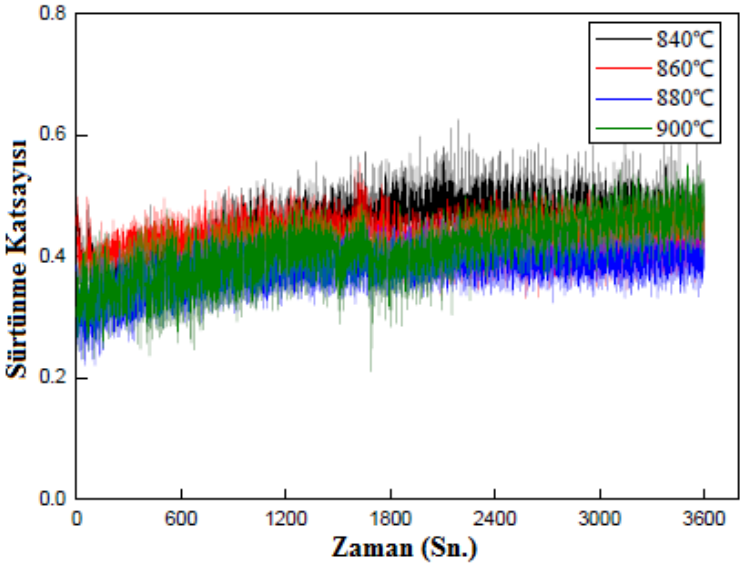
K sürtünme katsayısı, H sertlik ve W^{-1} aşınma direncini ifade eder. 30MnB4 çeliğinin sertliği ne kadar yüksek olursa, Denklem 2.9 da verilen aşınma direnci deneysel verilere o kadar uygun elde edilebilir.



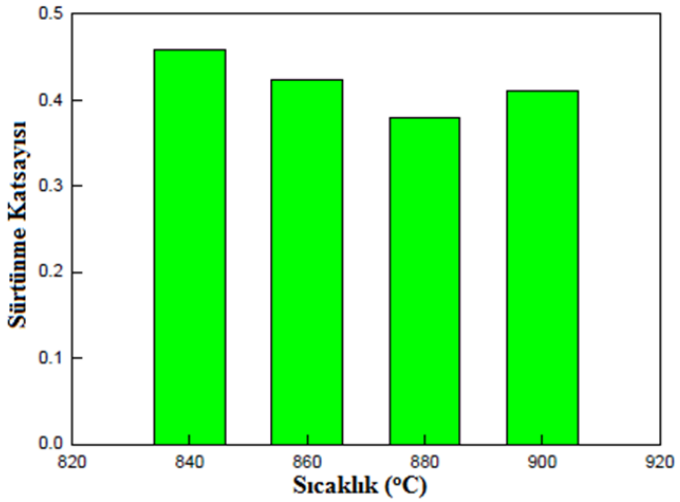
Şekil 2.30. Farklı homojenizasyon sıcaklığında soğutulmuş olan 30MnB4 çeliğinin sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki (Zhu vd., 2017).

Şekil 2.31, 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile zaman arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Sertliğin artmasıyla sürtünme katsayısının azaldığı görülmektedir. Malzemeler birbirine sürtüldüğünde, düşük sertlikteki nesnenin yüzeyinde oluşan derin çukur sürtünmeyi engeller. Sürtünme katsayısı aşınma süresinin artmasıyla artar. Bunun nedeni aşınma davranışının ortaya çıkması, daha fazla aşınma kalıntısının oluşması, aşınma kalıntılarının kayma yönü, numune yüzeyi sürtünmesi boyunca olması ve sürtünme katsayısında bir artışa neden olmasıdır. Sürtünme katsayısı, talaş ile sürtünme yüzeyi ve kesme pulluğu arasındaki karşılıklı yapışma nedeniyle de tüm testte dalgalanmıştır (Feng, 2015).

Dört çeşit homojenizasyon sıcaklığı uygulanmış 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile sıcaklık arasındaki ilişki Şekil 2.32'de gösterilmiştir. 30MnB4 üzerinde oluşmuş olan çatlak çok açık bir şekilde anlaşılmaktadır ve 840°C sıcaklıkta homojenizasyon ve 200°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra derin oluk ve sırt artışı görülmüştür. Ayrıca nispeten düşük sertliği nedeniyle bazı alanlarda büyük çapaklanma oluşmuştur. Elde edilen sertlik değeri, malzemenin diğer nesnelerin basıncına direnme yeteneğini, malzemeler birbirine sürtüldüğünde düşük sertlikteki nesnenin yüzeyinde oluşan derin çukuru ve sürtünme süresinin uzamasıyla, sürtünme yüzeyinin sıcaklığını yansıtmaktadır.



Şekil 2.31. Farklı su verme işlemine sahip 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile zaman arasındaki ilişki (Zhu vd., 2017).



Şekil 2.32. Farklı su verme işlemine sahip 30MnB4 çeliğinin sürtünme katsayısı ile sıcaklık arasındaki ilişki (Zhu vd., 2017).

30MnB4 çeliğinin temas yüzeyi ısıl işlemlerden dolayı yumuşadığından pul pul dökülmesi kolaylaşmıştır. Oluklar ve sırtlar uzun süre sığlamış ve 860°C sıcaklıkta homojenizasyon ve 200°C sıcaklıkta menevişleme ile 30MnB4'ün sertlik artışı nedeniyle büyük bir pul pul dökülme olmamıştır. 30MnB4, 880°C sıcaklıkta, 900°C sıcaklıkta homojenizasyon ve 200°C sıcaklıkta menevişleme ile yüksek sertlik değerine sahip olmuştur. Aşınma morfolojisi ince aşınma izi, sığ oluk ve sırt büyütme şeklinde görülmektedir (Zhu vd., 2017).

2.6. Mekanik Özellikler

2.6.1 Menevişleme sıcaklığı ile çekme ve akma dayanımı ilişkisi

Zhu vd., (2017) yaptığı çalışmada 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemeti, 840°C sıcaklık ile 900°C sıcaklıklarda homojenizasyon ve daha sonra farklı sıcaklıklarda temperlendikten sonra 1350 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Menevişleme sonrası 30MnB4 çeliğin mekanik özelliklerine homojenizasyon sıcaklığının etkisi Çizelge 2.4'de verilmiştir. 30MnB4 çeliğinin 840°C-900°C arasındaki sıcaklıklarda homojenizasyon ve ardından 200°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra çok yüksek bir mukavemete sahip olduğu anlaşılmıştır. Bunun nedeni, homojenizasyon işleminden sonra menevişlenmiş martensit bölgesinde yüksek yoğunluklu plakaların varlığıdır. 30MnB4 çeliği dış kuvvetlere maruz kaldığında dislokasyonların birbiri ile iç içe olması dislokasyonun hareket etmesini engelleyerek mukavemeti arttırmıştır. Hızlı soğutma için kullanılan homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla çekme ve akma mukavemeti artmış ve daha sonrada 900°C sıcaklıkta yapılan tavlama ile azalmıştır. 840°C sıcaklıkta homojenizasyon işlemi ve 200°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra, çelik içerisinde kalıntı austenit fazının mevcut olduğu anlaşılmıştır. Kalıntı austenit fazının sünek olması ve mukavemetinin düşük olması nedeniyle, 840°C sıcaklıkta homojenizasyon işlemi ve 200°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra malzemenin en düşük mukavemete, en yüksek uzama miktarına ve büzülmeye sahip olduğu görülmüştür. Homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla, kalıntı austenit miktarı kademeli olarak azaldı, bu da mukavemeti artırdı ve uzama ve büzülmeyi azalttı.

Çizelge 2.4. 30MnB4 çeliğinin oda sıcaklığında çekme özellikleri (Zhu vd., 2017).

Tavlama Sıcaklığı (ºC)	**Oda sıcaklığındaki mekanik değerler**			
	Rm (MPa)	**$R_{p0,2}$ (MPa)**	**A%**	**Z%**
840	1383	1235	11.5	46.0
860	1529	1367	9.5	36.0
880	1703	1573	8.0	28.5
900	1687	1528	6.5	21.5

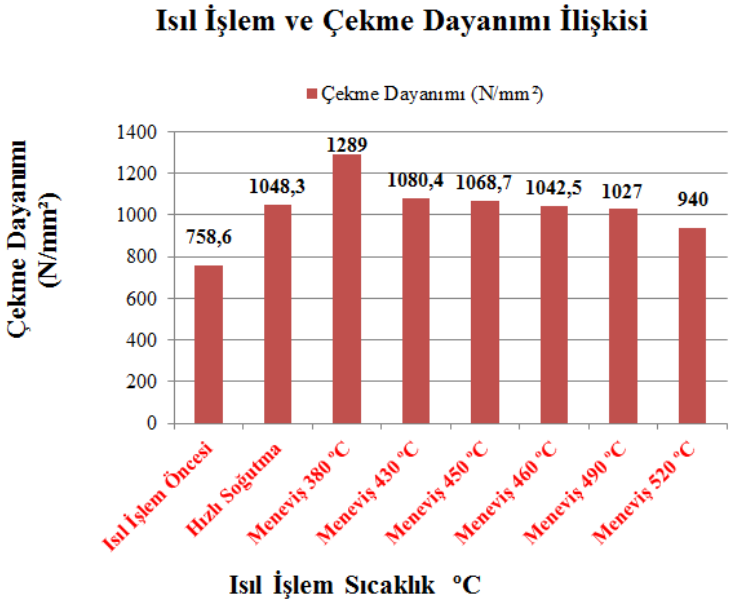
Kınıt vd., (2014) yapmış olduğu çalışmada 30MnB4 yüksek mukavemetli cıvata malzemesine uygulanan menevişleme işlemi sonucunda mekanik özellikler üzerindeki

etkisi, ısıl işlem öncesi ve ısıl işlem sonrası meneviş yapılmış cıvatalar üzerinde gerilim testi uygulanmıştır. Test sonuçları Çizelge 2.5'de verilmiştir.

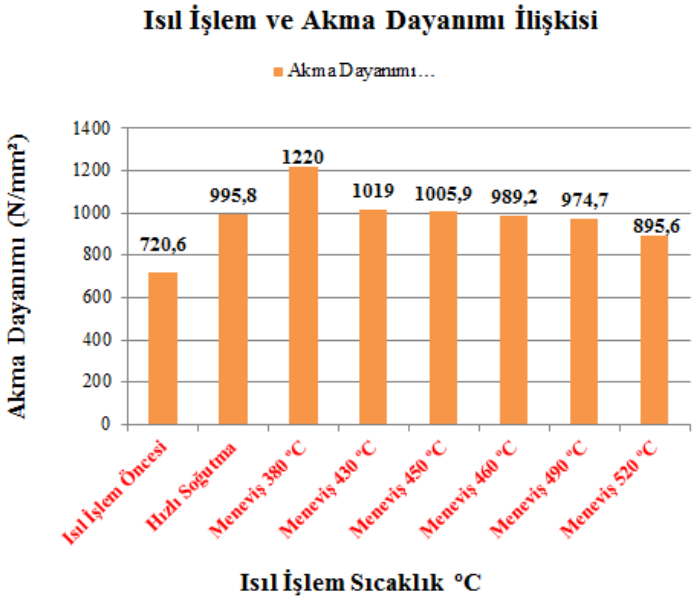
Çizelge 2.5. 30MnB4 çelik cıvata malzemesinin çekme özellikleri (Kınıt vd., 2014).

Mekanik Özellikler	Menevişleme sıcaklığı (°C)					
	380	**430**	**450**	**460**	**490**	**520**
Cıvata Kalite Sınıfı	12.9	10.9	10.9	10.9	8.8	8.8
Akma Dayanımı (N/mm^2)	1220	1019	1005.9	989.2	974.7	895.6
Çekme Dayanımı (N/mm^2)	1289	1080.4	1068.7	1042.5	1027	940

30MnB4 yüksek mukavemetli cıvata malzemesinin ısıl işlem ve gerilme mukavemeti ilişkisi Şekil 2.33' de sunulmuştur. Çelik cıvata malzemesinin gerilme mukavemeti, menevişleme işlem sıcaklığının düşürülmesiyle artar. Menevişleme işlem sıcaklığı 520 °C sıcaklıktan 380 °C sıcaklığa düşürülürken, çekme mukavemeti 940 N/mm^2 den 1289 N/mm^2 ye çıkar. 30MnB4 yüksek mukavemetli çelik cıvata malzemesinin çekme testi ile elde edilmiş ısıl işlem ve akma dayanım ilişkisi Şekil 2.34'de sunulmuştur. Menevişleme işlem sıcaklığının düşürülmesiyle cıvata malzemesinin akma dayanımı artış gösterir. Menevişleme sıcaklığı 520°C sıcaklıktan 380 °C sıcaklığa düşürülürken akma mukavemeti 895,6 N/mm^2 den 1220 N/mm^2 ye yükselmiştir (Kınıt vd., 2014).



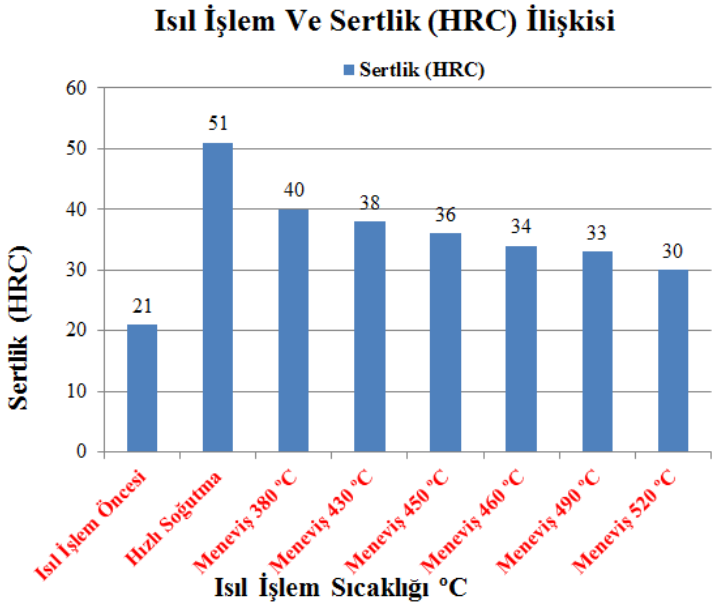
Şekil 2.33. Menevişleme ve çekme dayanımı ilişkisi (Kınıt vd., 2014).



Şekil 2.34. Isıl işlem ve akma dayanımı ilişkisi (Kınıt vd., 2014).

2.6.2 Menevişleme sıcaklığı ve sertlik ilişkisi

30MnB4 çeliğinin yüksek mukavemetli cıvata malzemesinin ısıl işlem ve sertlik ilişkisi Şekil 2.35' de verilmiştir. Menevişleme işlem sıcaklığı azaltıldığında çelik cıvata malzemesinin sertliği artar. Yapılmış olan çalışmada menevişleme işlem sıcaklığı 380 °C den 520 °C 'ye kadar farklı sıcaklıklarda yapılmış olan denemelerde, sertlik değerlerinin 30 HRC ve 40 HRC arasında olduğu görülmüştür (Kınıt vd., 2014).

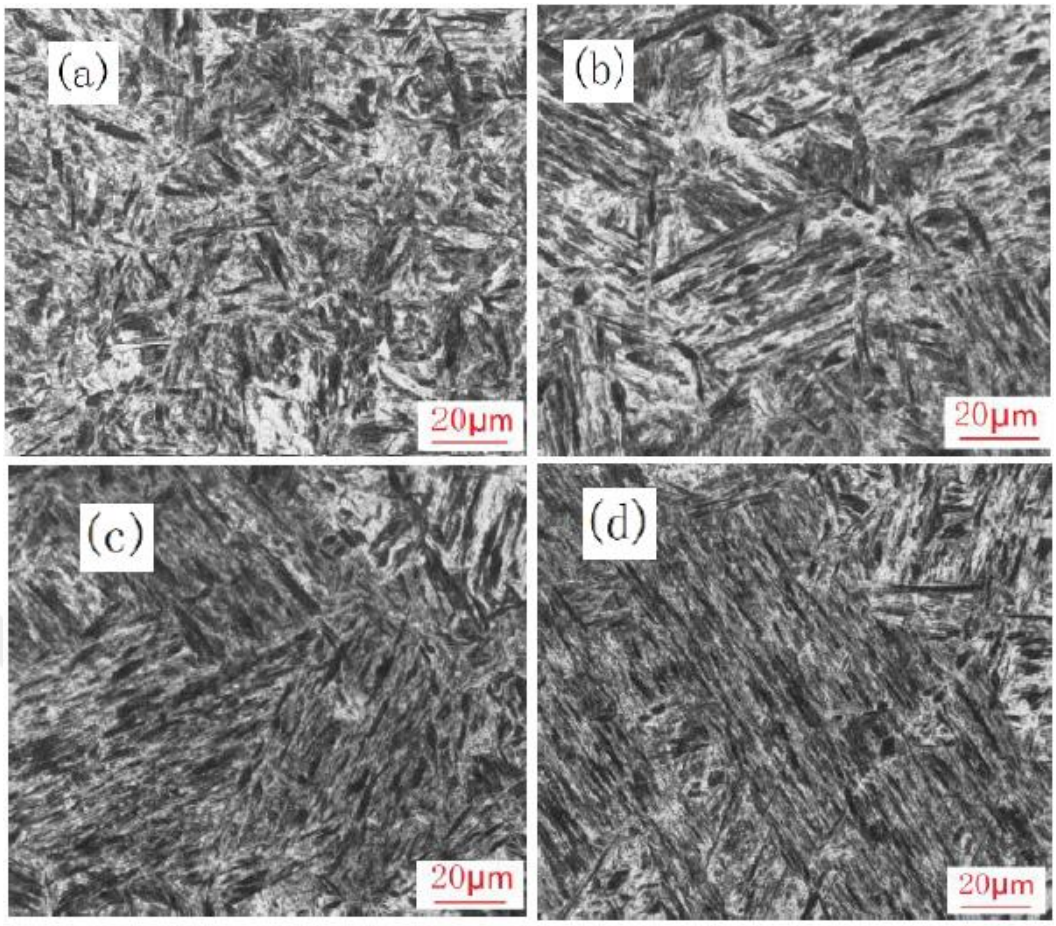


Şekil 2.35. Isıl işlem ve sertlik (HRC) ilişkisi (Kınıt vd., 2014).

Dokuzlar, (2018) 42CrMo4 ile 36CrB4 çeliklerinde 860 °C sıcaklıkta 120 dakika tavlama işlemi uygulamış daha sonrasında farklı ortamlarda menevişleme işlemi yapmışlardır. Buna bağlı olarakta yağda soğutma sonucu sertliği 480-510 HV civarında ölçülmüştür. Yine uygun menevişleme sonucunda 10.9 kalite için gerekli sertlik (320–380 HV) değeri bulunmuştur. Mikroyapı incelemesi sonuçlarına göre görülen farklılıkların nedeni, 42CrMo4 çeliğinde Mo elementinin olması, C oranının 36CrB4 çeliğindeki orandan fazla olması, 36CrB4 çeliğinde B katkısının olması ve soğutma etkilerinden dolayı martensit yapıda farklı oranların varlığıdır. Malzemenin yağda soğutma sonucu sertliği 510–600 HV civarında ölçülmüştür. Uygun meneviş yapılarak 10.9 kalite için gerekli sertlik (320–380 HV) değeri bulunmuştur.

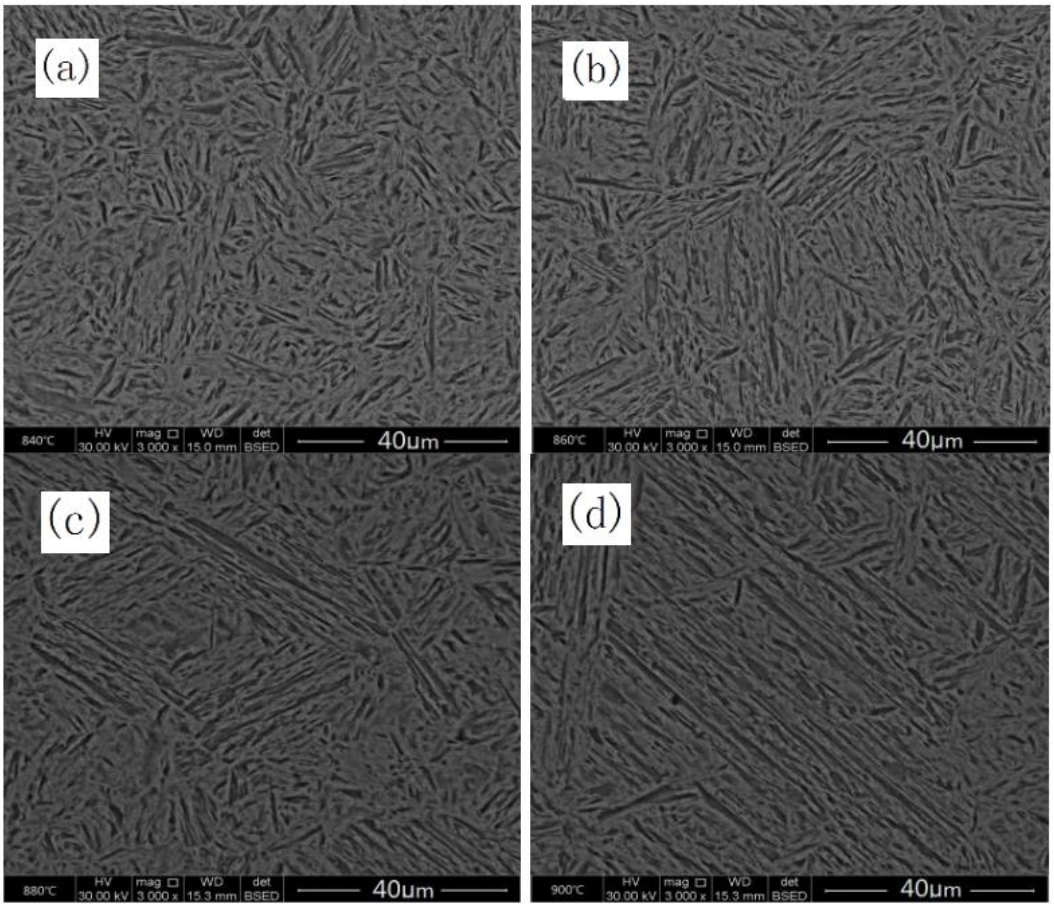
2.7 Mikroyapı

Zhu vd., (2017) 30MnB4 çeliği üzerine yapmış oldukları bir çalışmada, 30MnB4 çeliği 200°C'de temperlendiğinde malzeme içerisinde karbür çökelmesi meydana gelmediğini tespit etmişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre sadece karbon ayrışması meydana geldiğini görmüşlerdir. Şekil 2.36' da görülebileceği gibi, numunenin matrisinin, homojenizasyon işleminden sonra temperlenmiş martensit ve kalıntı austenit fazlarından oluştuğu görülmüştür. 200°C'de yapılan menevişleme işlemi sırasında iç atomik aktivite artarak martensit fazı ayrışmaya başladı ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesi azaldı. Düşük sıcaklıkta menevişleme işleminde martensit plakaları, plaka sınırları ve tane sınırları, karbür çökeltmesi için uygun konumlardır. Ancak Şekil 2.37'da karbür çökelmesi gözlemlenmedi. 30MnB4 çeliği 200°C'de temperlendiğinde karbür çökelmesinin meydana gelmediği, sadece karbon ayrışmasının meydana geldiği anlaşıldı.



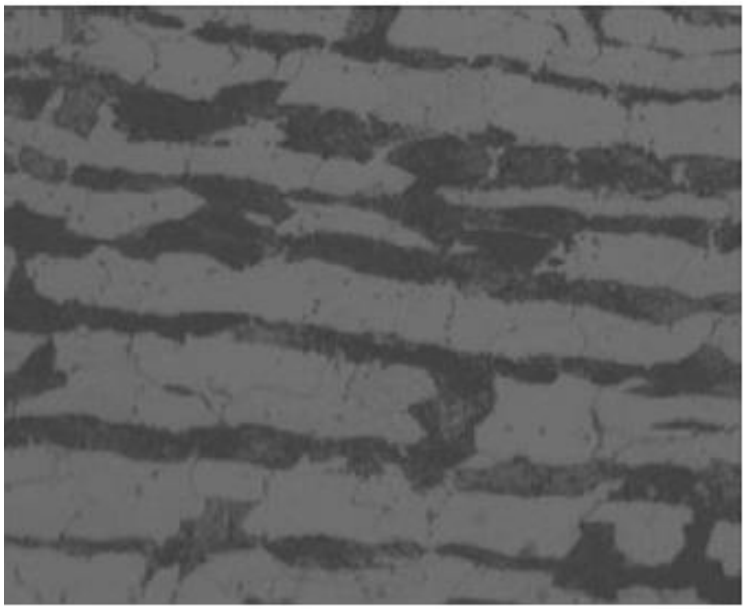
Şekil 2.36. Farklı homojenizasyon sıcaklıklarına sahip 30MnB4 çeliğinin mikroyapısı (a) 840°C; (b) 860°C; (c) 880°C; (d) 900°C (Zhu vd., 2017).

Hızlı soğutma işlemi için homojenizasyon sıcaklığı 840°C'den 900°C'ye yükseltildiğinde, Şekil.2.36 ve Şekil.2.37' de gösterildiği gibi, martensit plakasının kirişinin boyutu kademeli olarak artmıştır. Bunun nedeni, kompozisyon ve bekletme süresi sabitlendiğinde austenit tane boyutunun ısıtma sıcaklığının artmasıyla büyümesidir (Zhu vd., 2017). Bununla birlikte, homojenizasyon sıcaklığı 900 °C sıcaklığa ulaştığında, çelikteki austenit tanelerinin belirgin bir şekilde kabalaştığı görüldü. Daha az tane sınırı nedeniyle tane sınırı dislokasyonlarının bariyer etkisi de azaldı ve bu da mukavemetin düşmesine neden oldu (Zhu vd., 2017).

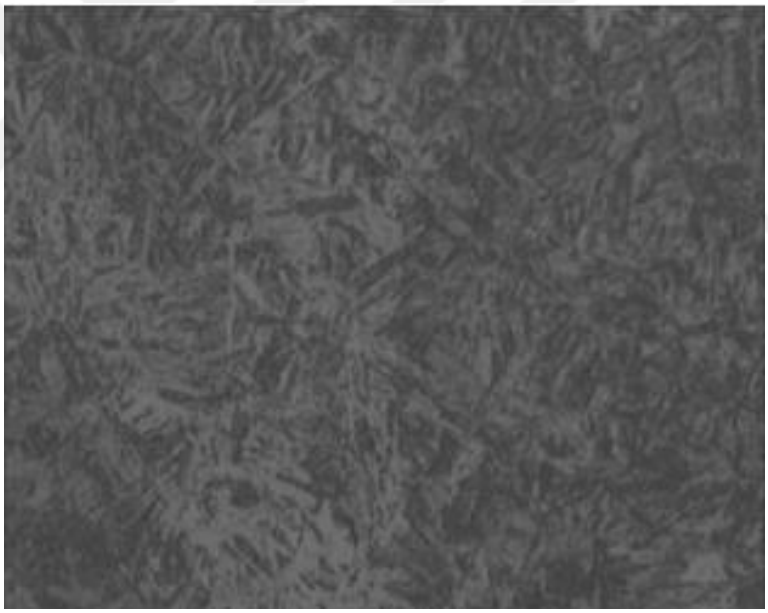


Şekil 2.37. Farklı su verme sıcaklıklarına sahip 30MnB4 çeliğinin morfolojisi a) 840°C. b) 860°C. c) 880°C. d) 900°C (Zhu vd., 2017).

Isıl işlem görmemiş yüksek mukavemetli 30MnB4 cıvata malzemesinin perlit mikro yapısı Şekil 2.38 de verilmiştir (Kınıt vd., 2014). Tavlama ve ardından yapılan soğutma işleminden sonra yüksek mukavemetli 30MnB4 cıvata malzemesi martensit yapıdadır ve bu durum Şekil 2.39 da gösterilmiştir.

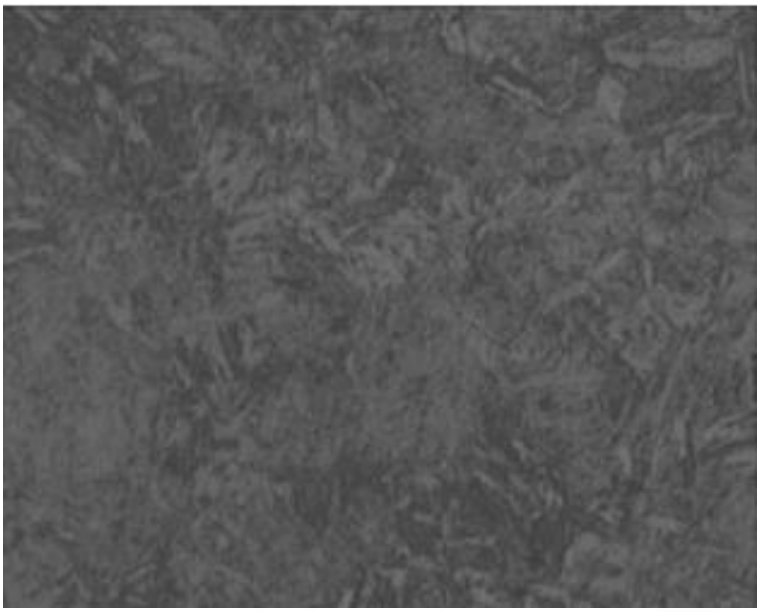


Şekil 2.38. Ham 30MnB4 çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı (Kınıt vd., 2014).



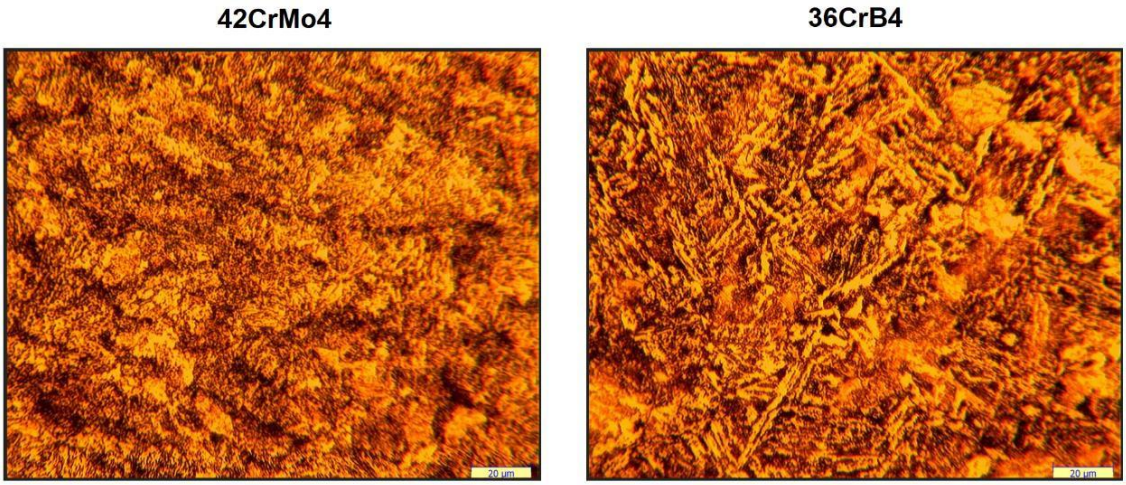
Şekil 2.39. Tavlama işleminden sonra soğutulmuş 30MnB4 yüksek mukavemetli çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı (Kınıt vd., 2014).

Menevişleme işleminden sonra 30MnB4 cıvata malzemesi martensit yapıdadır. Elde edilmiş olan martensit fazına ait morfoloji Şekil 2.40'da gösterilmiştir.



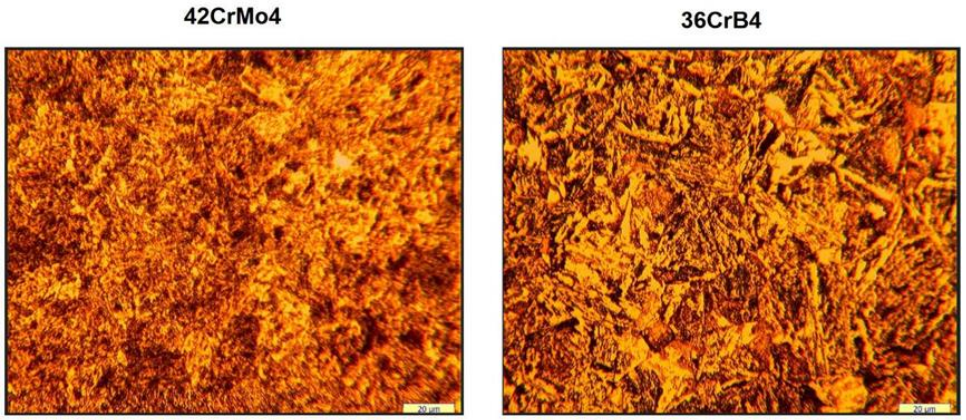
Şekil 2.40. Menevişleme işleminden sonra 30MnB4 yüksek mukavemetli çelik cıvata malzemesinin mikroyapısı (Kınıt vd., 2014).

42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin ısıl işlem görmeden önceki mikroyapıları Şekil 2.41'de gösterilmiştir. ASTM E112 standardına göre 42CrMo4 çeliğinde %65 – 70 perlit fazı, %30 – 35 oranları arasında ferrit fazı olduğu ve 36CrB4 çeliğinde ise %55 – 60 perlit, %40 – 45 ferrit fazı olduğu ifade edilmektedir (Dokuzlar, 2018).



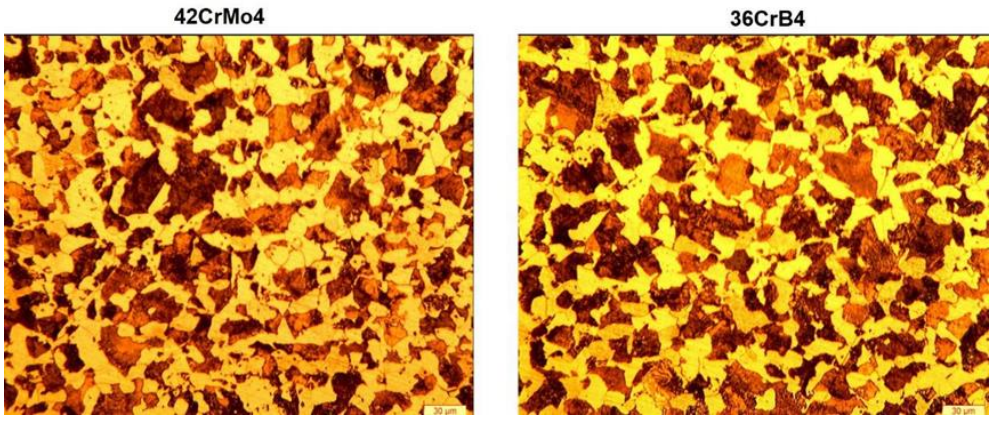
Şekil 2.41. Ham 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları (Dokuzlar 2018).

42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin 500 °C sıcaklıkta 90 dakika ön ısıtma işlemi uygulanmış mikroyapıları Şekil 2.42'de gösterilmiştir. 42CrMo4 çeliğinde %65–70 perlit, %30– 35 ferrit olduğu ve ASTM E112 standardına göre tane boyutlarının 5-6 µm olduğu görülmektedir. 36CrB4 çeliğinde ise %55–60 perlit, %40–45 ferrit olduğu tane boyutlarının 4-5 µm olduğu görülmektedir. 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin 860 °C sıcaklıkta 120 dakika tavlama işlemi uygulanmış mikroyapıları Şekil 2.43'de gösterilmiştir. 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin tavlama işlemi sonrasında fırında yaklaşık olarak 40 dakika soğutulmuştur. Daha sonra hava ortamında soğutma işlemi devam etmiştir.



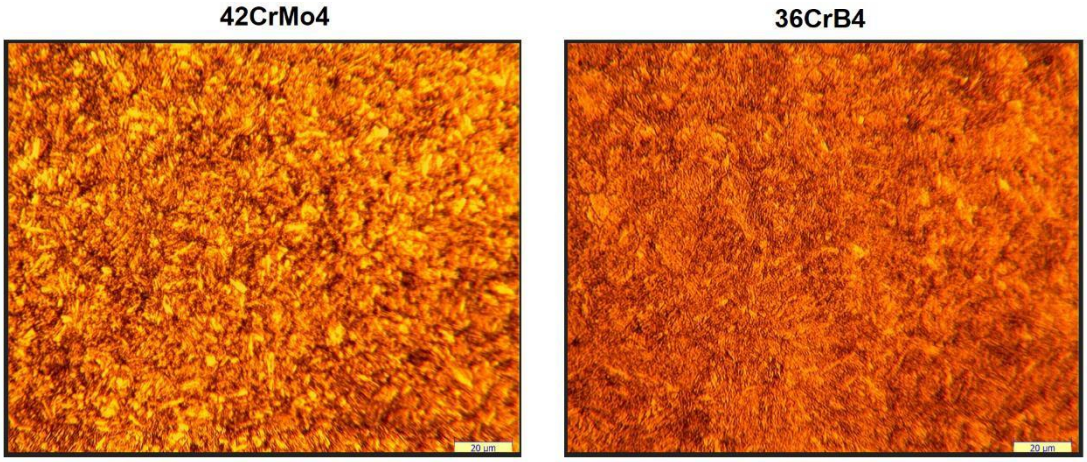
Şekil 2.42. 500 °C'de 90 dakika ön ısıtma işlemi uygulanmış 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin mikroyapısı (Dokuzlar, 2018).

42CrMo4 çeliğinde %60–65 perlit, %35– 40 ferrit içerdiği ve ASTM E112 standardına göre tane boyutlarının 6-7 µm olduğu görülmektedir. 36CrB4 çeliğinde ise %55–60 perlit, %40–45 ferrit olduğu tane boyutlarının 7-8 µm olduğu görülmektedir.



Şekil 2.43. 860 °C'de tavlanmış 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları (Dokuzlar, 2018).

42CrMo4 ve 36CrB4 çeliğinin meneviş işlemi uygulanmış mikroyapıları Şekil 2.44'de gösterilmiştir. 42CrMo4 malzeme soğutulduktan sonra %90–95 martensit, %2 ferrit ve geri kalan kısımdada beynit elde edildiğini görüyoruz. 36CrB4 malzemeyi suda soğuttuktan sonra %80–85 martensit, %5 ferrit ve geri kalan kısımdada beynit oluşmuştur (Dokuzlar 2018).



Şekil 2.44. Menevişlenmiş 42CrMo4 ve 36CrB4 çeliklerinin mikroyapıları (Dokuzlar, 2018).

2.8. 41Cr4 ve 30MnB4 Üzerinde Yapılan Fizibilite Çalışması

41Cr4 çeliği küresel tavlama öncesi sertlik değerleri 210–240 HB değerleri arasındadır. Küresel tavlama sonrasında ortalama 160–170 HB sertliğe düşmektedir. Bu çalışmanın büyük kısmının gerçekleştirileceği Beşel Bijon İşletmesi'nde bijon üretimi için bir yılda ortalama 1200 ton çelik kullanılmaktadır. Beşel Bijon İşletmesi'nin tüketimi ile ilgili yapılabilecek fizibilite çalışmasında kullanılacak kısaltmalar Çizelge 2.6 da verilmiştir. Ham çeliğin fiyatı **ÇF** ile ifade edilirken küresel tavlama ve ham çeliğin toplam fiyatı **PÇ** ile ifade edilmiştir.

Çizelge 2.6. Fizibilite çalışmasında kullanılan kısaltmalar ve maliyet hesabı.

TANIMLAMA	MALZEME CİNSİ	
	41Cr4	**30MnB4**
YILLIK ORTALAMA TÜKETİM (W)	1200 ton	1200 ton
ÇELİK FİYATI (ÇF)	1140 USD/ton	1020 USD/ton
KÜRESEL TAV FİYATI (KTF)	80 USD/ton	0 USD/ton
ÇELİK TOPLAM FİYATI (PÇ)	1220 USD/ton	1020 USD/ton
YILLIK MALİYET (M)	1464000 USD	1224000 USD

41Cr4 için ÇF değeri 1140 USD/ton iken 30MnB4 için ÇF değeri 1020 USD/ton dur. Yıllık maliyet, M=W*PÇ olarak hesaplanırsa 41Cr4 için,

$$M_{41Cr4}=1200*1220=1464000 \text{ USD/yıl} \quad (2.10)$$

olarak bulunur. Daha düşük maliyetli 30MnB4, 175-185 HB sertlik değerindedir ve işleme sürecinde küresel tavlamaya gerek kalmadan soğuk şekillenebilir. Sadece ısıl işlemle istenen mekanik özellikleri sağlanabilen 30MnB4 çeliğinin yıllık tüketimle maliyeti,

$$M_{30MnB4}=1200*1020=1224000 \text{ USD/yıl} \quad (2.11)$$

41Cr4 çeliği ile 30MnB4 çeliği arasında yıllık maliyet farkı (MF)

$$MF=M_{41Cr4}-M_{30MnB4}=1464000-1224000=240000\text{USD/yıl} \quad (2.12)$$

şeklindedir. Bu durumda işletmeye 240000 USD/yıl kazanç elde edilmiş olur. 30MnB4 çeliği, 41Cr4 çeliğine gore yaklaşık %19,6 oranında daha ekonomiktir.

3. MALZEME ve YÖNTEM

Şekil 3.1’ de gösterilen Spektromax kimyasal analiz cihazında kimyasal analizleri yapılmış 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin kimyasal kompazisyonları Çizelge 1.1'de verilmiştir. 41Cr4 ve 30MnB4 çelikleri 860 °C de tavalanıp Isomax 169 ısıl işlem yağında soğutma yapılmış ve daha sonra Çizelge 3.1 de verilen sıcaklıklarda gerçekleştirilmiş olan menevişleme işlemleri sonucu farklı faz yapıları tespit edilmiştir. H numunesi dışındaki tüm numuneler yağ ortamında soğutulmuştur.

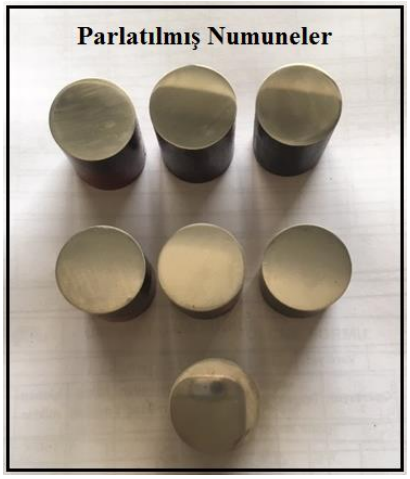


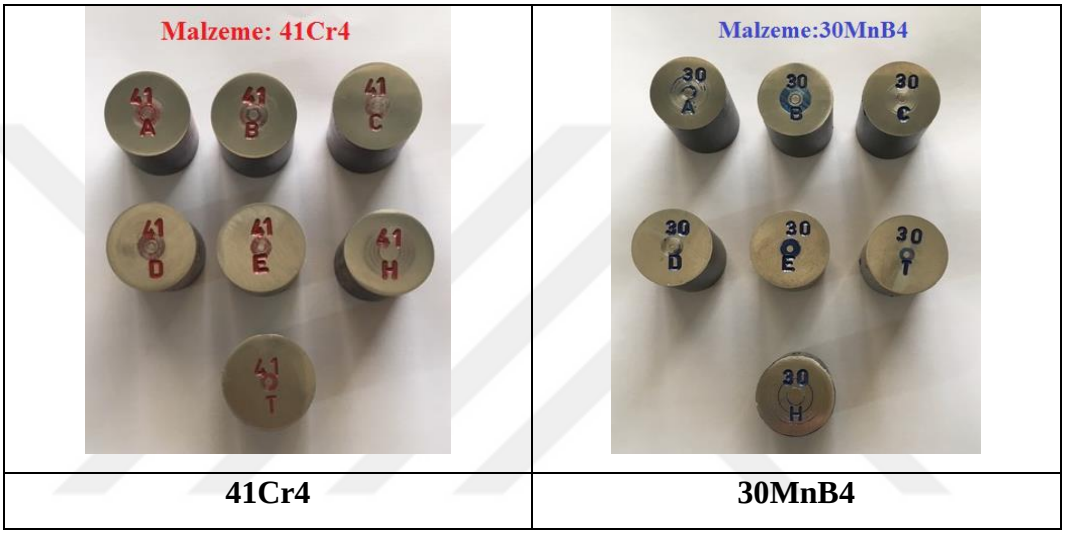
Şekil 3.1. Spektromax kimyasal analiz cihazı.

Çizelge 3.1. Homojenizasyon sıcaklığına göre numune adları.

Sıcaklık	Malzeme Cinsi ve Numune Adı		Açıklama
	41Cr4	30MnB4	
510 °C	41-A	30-A	510 °C'de Meneviş
480 °C	41-B	30-B	480 °C'de Meneviş
450 °C	41-C	30-C	450 °C'de Meneviş
420 °C	41-D	30-D	420 °C'de Meneviş
390 °C	41-E	30-E	390 °C'de Meneviş
HAM	41-H	30-H	Isıl işlem görmemiş
860 °C	41-T	30-T	860 °C'de Tavlama

Şekil 3.2’ de belirtilen numunelerin tümünün X-ışınları difraksiyonu pikleri elde edildi. Tüm numunelerin SEM fotoğrafları çekildi ve EDS analizleri yapıldı. Numunelerin tümünün optik mikroskop görüntüleri elde edildi. Farklı işlem görmüş numunelerin sertlik değerleri, Vickers ve Rokwel sertlik ölçümleri karşılaştırıldı.





Şekil 3.2. Hazırlanan numune tanımlaması.

3.1 X-Işını Difraksiyon Ölçümleri

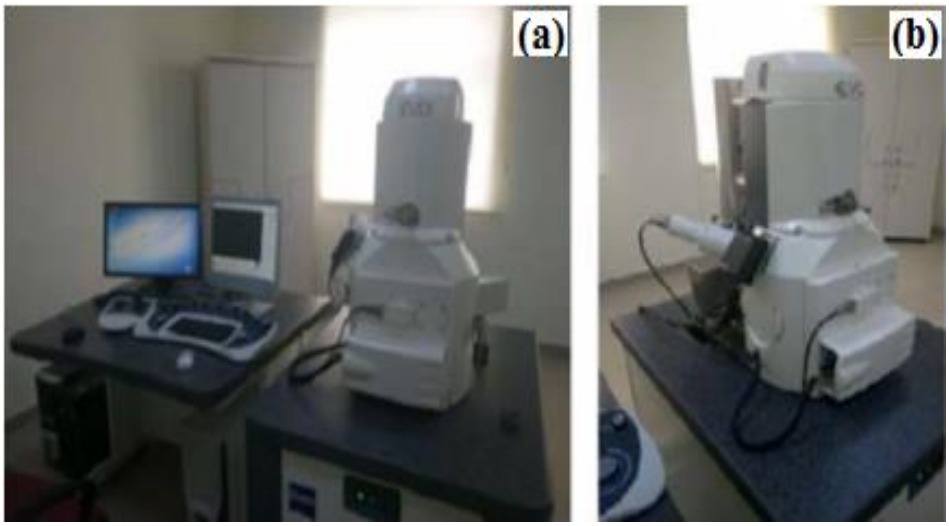
Isıl işlem süreçleri tamamlanan numuneler Şekil 3.3 de görüldüğü gibi disk şeklinde parçalar kesilmek suretiyle oda sıcaklığında üretilerek kristal yapısı, X-Işını difraktometresi (XRD, Bruker D8 Advance with DaVinci) yardımıyla belirlenmiştir. Kullanılan Cu K_α radyasyonu dalga boyu 1,5406 Å dur. Bütün difraktogramlar alınırken difraktometrenin 2θ açısı tarama hızı 2 °/dk olarak seçildi.



Şekil 3.3. Analiz için kesilen numuneler a) XRD b) SEM ve metal mikroskobu.

3.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve EDS Analizleri

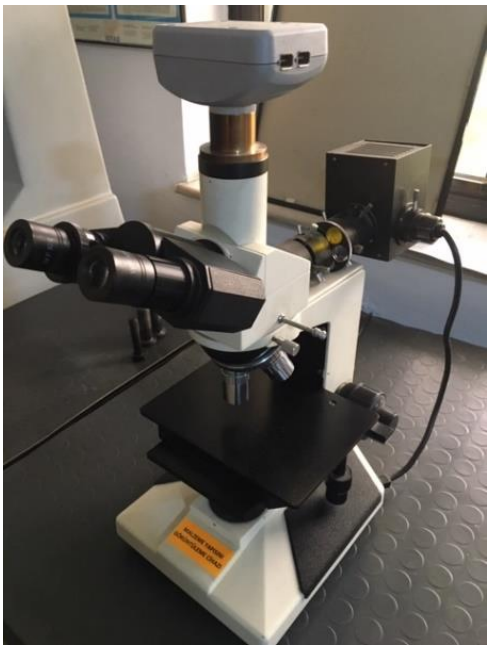
Ø22x25 mm ebatlarında kesilen metalografik numunelere faz yapılarının gözlenmesi amacıyla Çizelge 1.1'de verilen 41Cr4 ve 30MnB4 alaşımlarına, Çizelge 3.1'deki sıcaklıklarda ısıl işlem uygulandı. Isıl işlem uygulanan bu numuneler daha sonra Struers Cito-Press-1 bakalit cihazında kalıba alındı. Bakalite alınan numuneler parlatma işleminden sonra %25 etanol- %75 HCl solüsyonu ile dağlama işlemine tabi tutuldu. Malzemelerin mikroyapısı Şekil 3.4 de verilmiş olan Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM, ZEISS EUO LS 10) ile gözlenmiştir. Numuneler cihaza yerleştirilmeden önce altın ve platinyum ile kaplandı. EDS analizlerinin alındığı Zeiss Evo 40 marka Ametek EDAX model Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDX) ile çalışmada incelenen numuneler içerisindeki madde miktarlarının dağılımı ölçülmüştür.



Şekil 3.4. a) Zeiss marka EVO 40 model SEM, b) EDX marka EDAX.

3.3 Optik Mikroskop Gözlemleri

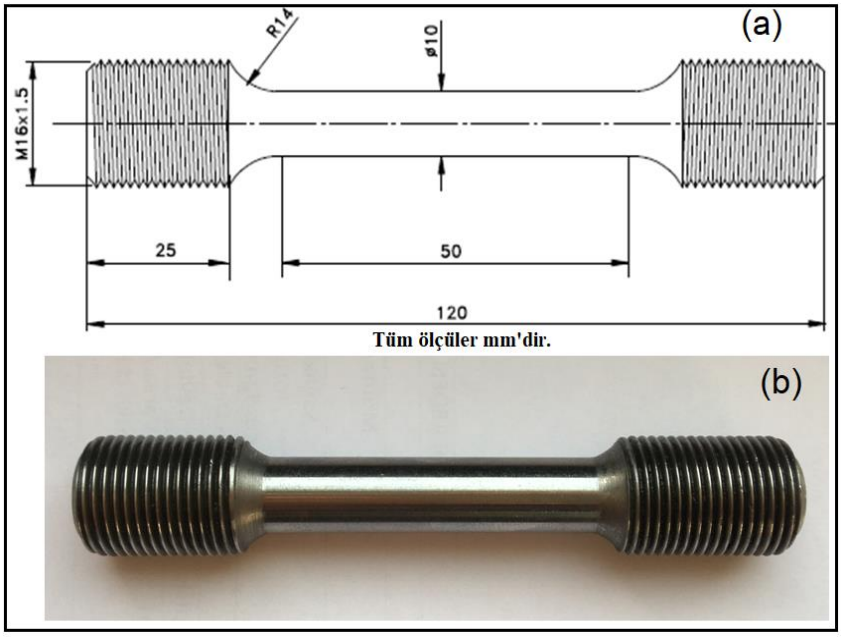
Numuneler optik mikroskop gözlemleri için SEM numunelerine benzer şekilde hazırlandı. Dağlama işlemi bitince numunelerin Şekil 3.5 de verilmiş olan Nikon MA 200 Imvert tipi optik metal mikroskobunda görüntü analizleri yapıldı.



Şekil 3.5. Nikon MA 200 imvert tipi optik metal mikroskobu.

3.4 Çekme Testi

Numunelerin mekanik testlerini yapmak için Şekil.3.6 daki deney çubukları hazırlandı. Daha sonra Şekil 3.7'de gösterilen Baz marka 600 kN gücünde üniversal bir çekme test cihazı kullanılarak EN-ISO 898-1 standardına göre gerilme gerinim testi yapıldı. 50 mm ölçü uzunluğunda çekme numuneleri kopuncaya kadar çekme yükü uygulandı.



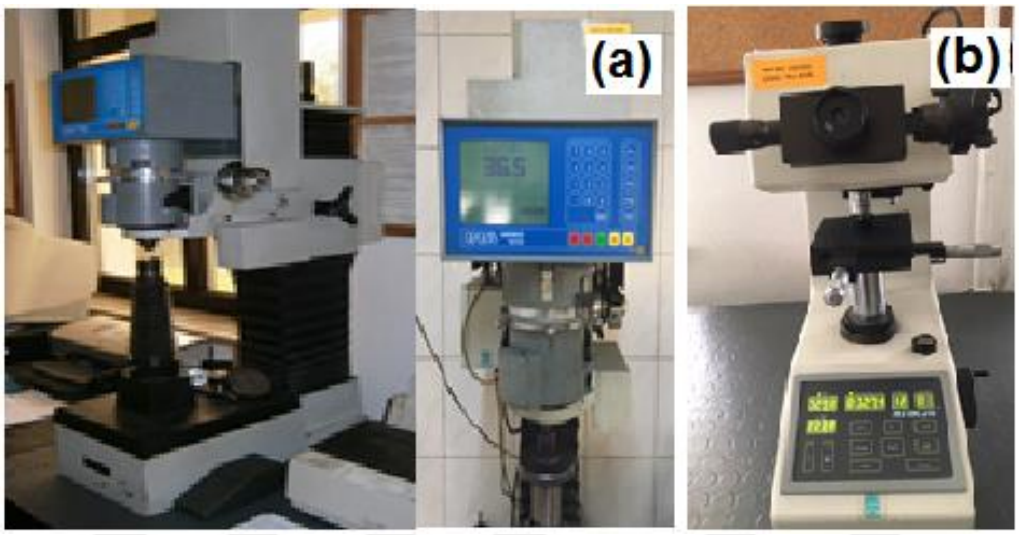
Şekil 3.6. Çekme test çubuğu a) Teknik çizim, b) Görsel fotoğrafı.



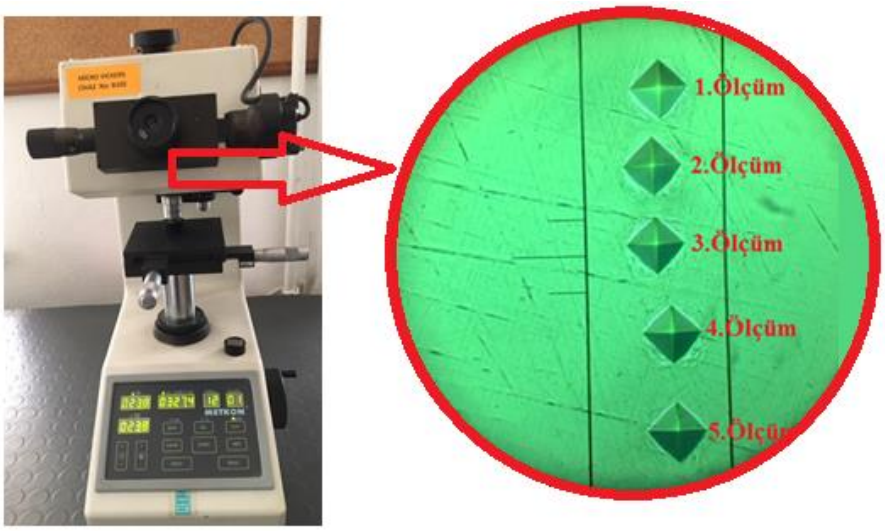
Şekil 3.7. Çekme test cihazı.

3.5 Sertlik Ölçümleri

Şekil 3.2’ de verilen numunelerin sertlik değerlerini elde etmek için Rockwell-C ve Mikro Vickers sertlik ölçümleri alındı. Sertlik ölçümleri Şekil 3.8 de verilmiş olan Rockwell-C için 150 kg. yükle AT200 Ernst marka, Mikro Vickers için 100 gramlık yükle Metkon marka cihaz kullanıldı. Şekil 3.9’da görüldüğü gibi her bir numune için beş ölçüm alınarak yapıldı.



Şekil 3.8. Sertlik cihazları a) Rockwell-C b) Mikro vickers.



Şekil 3.9. Alınan mikro vickers sertlik ölçümleri.

4. ARAŞTIRMA BULGULARI

4.1 41Cr4 ve 30MnB4 Çeliklerinin Ham ve Temperlenmiş Numunelerinin İncelenmesi

X-ışını difraksiyonu desenlerinden, her iki çeliğin menevişleme işlemi sonucunda faz yapılarının genel olarak degişmeksizin kısmen farklı oldugu görülmüştür. Alaşımlar γ faz bölgesinde farklı sıcaklıklarda homojenleştirilip daha sonra alınan X-ışını difraktogramlarının deneysel verileri kullanılarak ferrit fazı için kübik yapı;

$$d^2 = \frac{a^2}{h^2+k^2+l^2} \tag{4.1}$$

Tetragonal martensit için;

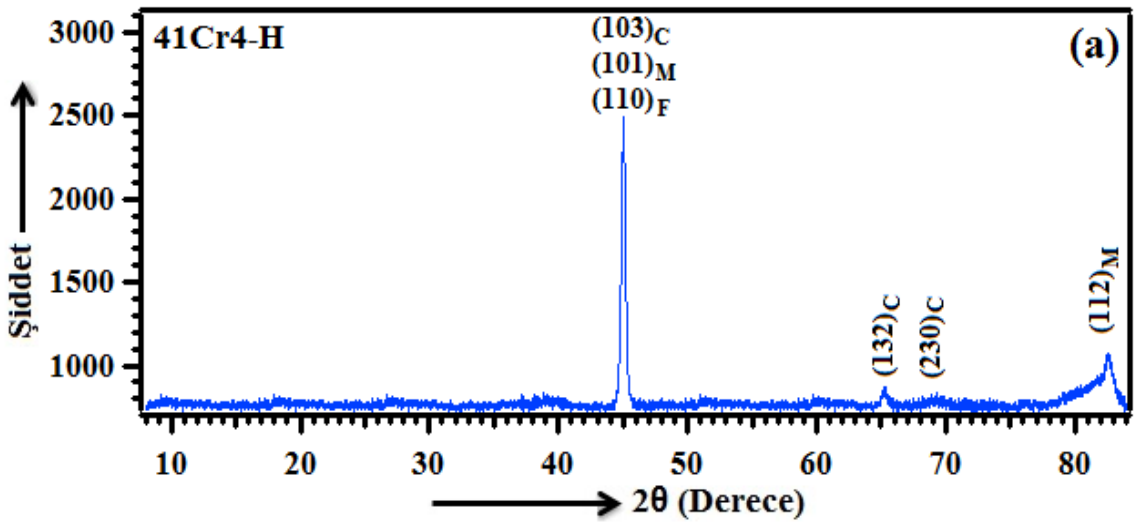
$$d^2 = \frac{a^2}{h^2+k^2} + \frac{c^2}{l^2} \tag{4.2}$$

Ve ortorombik sementit için;

$$d^2 = \frac{a^2}{h^2} + \frac{b^2}{k^2} + \frac{c^2}{l^2} \tag{4.3}$$

Eşitlikleri kullanıldı.

41Cr4-H numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.1 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit, ferrit ve martensit olmak üzere üç farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.1 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.797Å ve $c_{\alpha'}$=2.894Å (c/a=1.034); $(103)_C$, $(132)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitlerinin a_C=4.637Å, b_C=5.059Å ve c_C=6.697Å; $(110)_F$ pikinden ferrit fazına ait kafes sabitinin a_F=2.844Å olduğu anlaşıldı. Çizelge 4.1 de, 41Cr4 çeliğinin ham numunesinin (41-H) XRD pikine ait bazı kristalografik değerler verilmiştir.

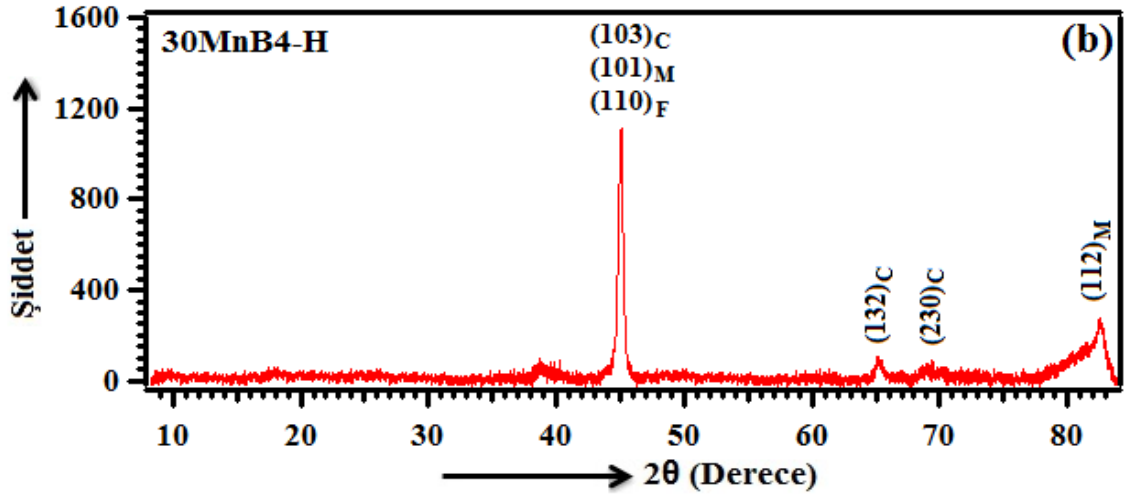


Şekil 4.1. Isıl işlem görmemiş (ham) 41Cr4(41-H) numunesinin XRD pikleri.

Çizelge 4.1. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinin (41-H) XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	38.8021	2.32085	0.9446	40.78	43.77
2	45.0719	2.01151	0.3542	380.44	1088.72
3	65.1175	1.43253	0.551	41.67	76.66
4	68.8402	1.36387	1.2595	45.25	36.42
5	82.5291	1.16794	0.576	170.05	221.42

30MnB4-H numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.2 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit, ferrit ve martensit olmak üzere üç farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.2'deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.803Å ve $c_{\alpha'}$=2.890 Å (c/a=1.031); $(103)_C$, $(230)_C$ ve $(132)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitlerinin a_C=4.596Å, b_C=5.054Å ve c_C=6.714Å; $(110)_F$ pikinden ferrit fazına ait kafes sabiti a_F=2.845Å olarak bulundu. Çizelge 4.2 de, 30MnB4 çeliğinin ham numunesinin (30-H) XRD pikine ait bazı kristalografik değerler verilmiştir.

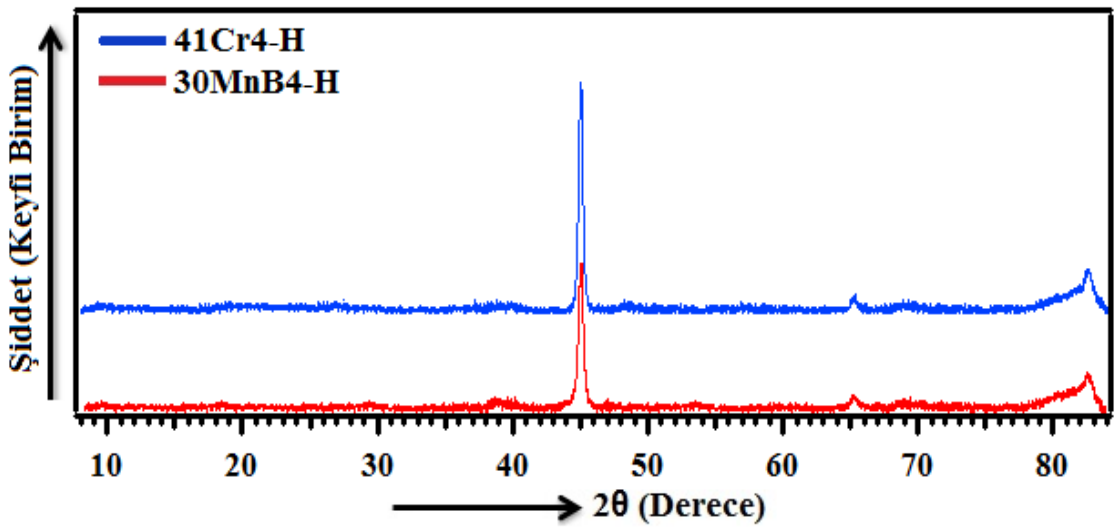


Şekil 4.2. Isıl işlem görmemiş (ham) 30MnB4 (30-H) numunesinin XRD pikleri.

Çizelge 4.2. 30MnB4 çeliğinin ham numunesi XRD pikine ait değerler.

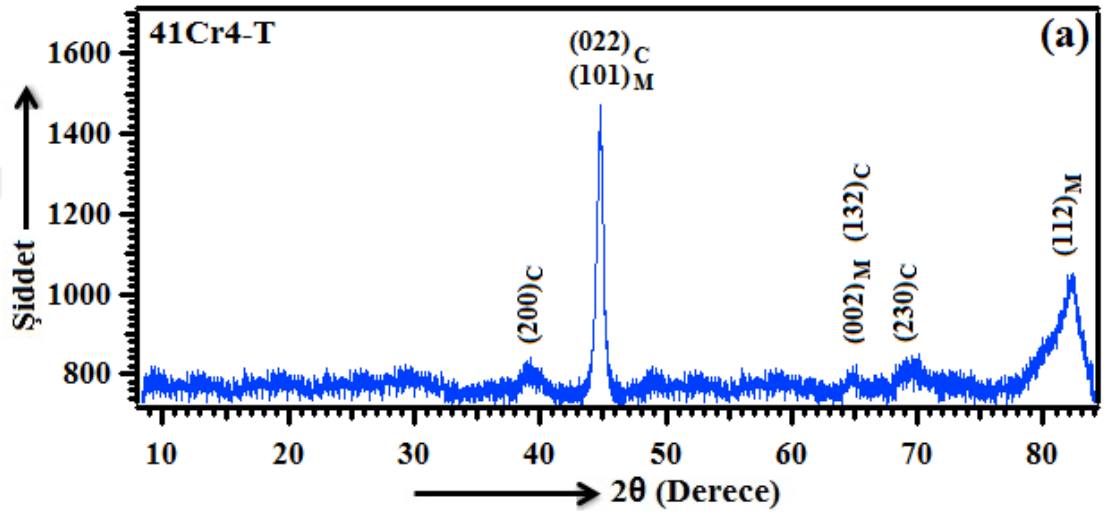
No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	38.8644	2.31728	0.9446	40.39	43.35
2	45.0515	2.01237	0.3542	382.76	1095.36
3	65.1981	1.43096	0.551	45.07	82.92
4	69.1339	1.35879	1.2595	42.05	33.84
5	82.5398	1.16781	0.576	169.62	220.86

Şekil 4.3'de 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ısıl işlem yapılmamış ham numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı karşılılaştırılmıştır.



Şekil 4.3. 41Cr4 ve 30MnB4 ham numunesinin XRD piklerin karşılaştırılması.

41Cr4-T numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.4 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.4'deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.841Å ve $c_{\alpha'}$=2.882 Å (c/a=1.014); $(022)_C$, $(200)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitlerinin a_C=4.643Å, b_C=5.026Å ve c_C=6.954Å olarak bulundu. Çizelge 4.3 de, 41Cr4 çeliğinin (41-T) numunesinin XRD pikine ait bazı kristalografik değerler verilmiştir.

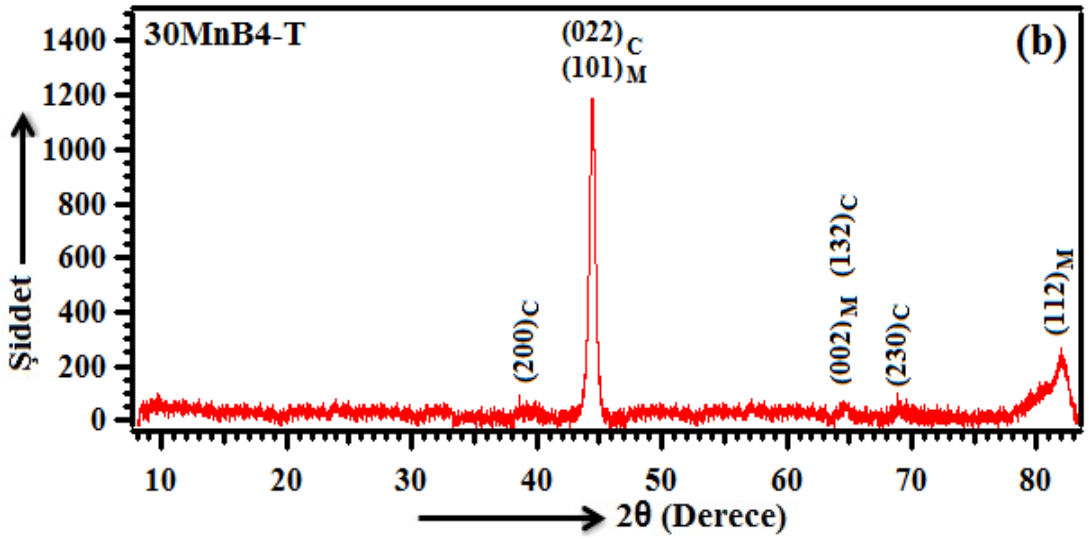


Şekil 4.4. 860 °C'de tavlanmış 41Cr4 (41-T) numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.3. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış (41-T) XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	38.7887	2.32162	1.8893	45.01	24.15
2	44.4765	2.03704	0.4723	540.55	1160.18
3	64.6684	1.44139	0.7872	36.73	47.3
4	69.0794	1.35861	1.536	67.49	32.95
5	82.247	1.1712			

30MnB4-T numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.5 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.5 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.852Å ve $c_{\alpha'}$=2.883 Å (c/a=1.011); $(022)_C$, $(200)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitlerinin a_C=4.598Å, b_C=5.042Å ve c_C=6.917Å olarak bulundu. Çizelge 4.4 de, 30MnB4 çeliğinin (30-T) numunesinin XRD pikine ait bazı kristalografik değerler verilmiştir.

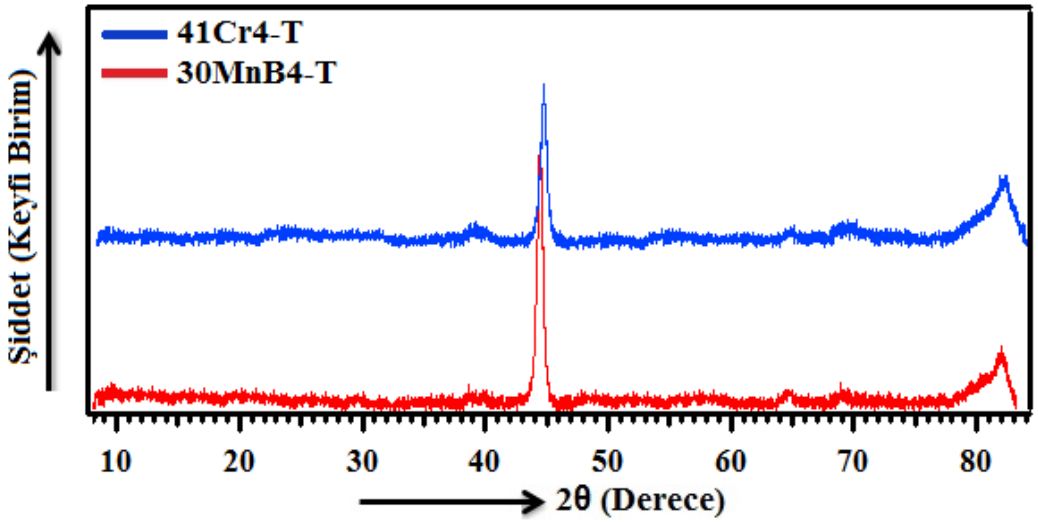


Şekil 4.5. 860 ºC sıcaklıkta tavlanmış 30MnB4 (30-T) numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.4. 30MnB4 çeliğinin tavlama yapılmış (30-T) XRD piklerine ait değerler.

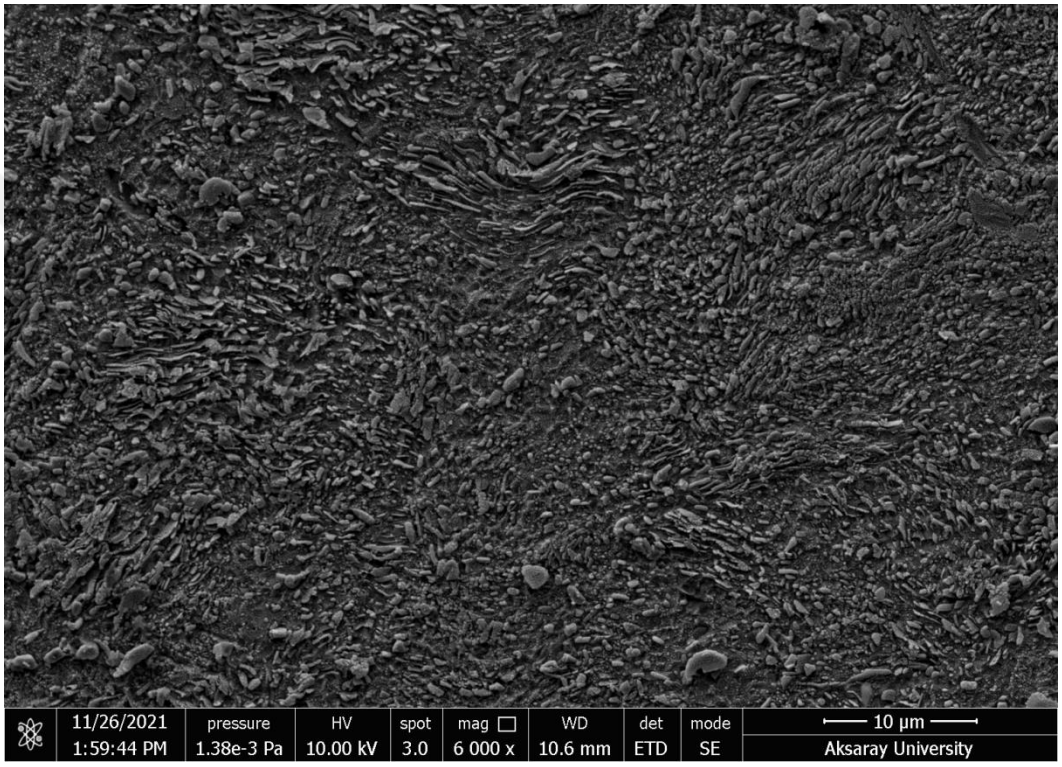
No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.197	2.29838	1.8893	36.97	19.84
2	44.4667	2.03747	0.4723	540.72	1160.53
3	64.6507	1.44174	0.7872	36.2	46.62
4	69.1727	1.357	1.536	63.58	31.04
5	82.101	1.1729			

Şekil 4.6'da 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 860 ºC sıcaklıkta tavlanmış numunesinden alınan X-ışını difraktoğramları karşılaştırılmıştır.



Şekil 4.6. 41Cr4 ve 30MnB4 860 ºC'de tavlanmış XRD piklerin karşılaştırılması.

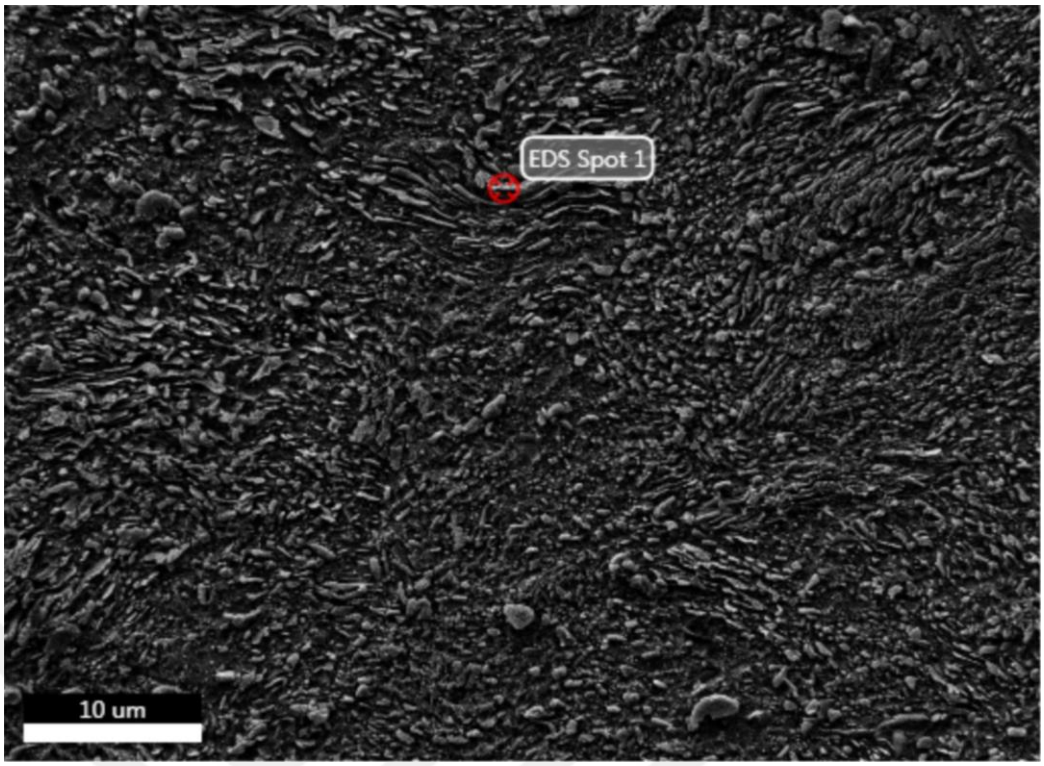
41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H1) ait SEM görüntüsü Şekil 4.7 de verilmiştir. Şekil 4. 8 de ise aynı mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.5 de Şekil 4.8 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.9 da verilen piklerin element kompozisyonu verilmiştir. Çizelge 4.5'de görülebileceği gibi numunede analiz alınan bölgenin karbür çökeltisi olduğu düşünülmektedir. Ham numuneden alınan bu analizde karbonun aşırı doyma derecesi yüksektir.



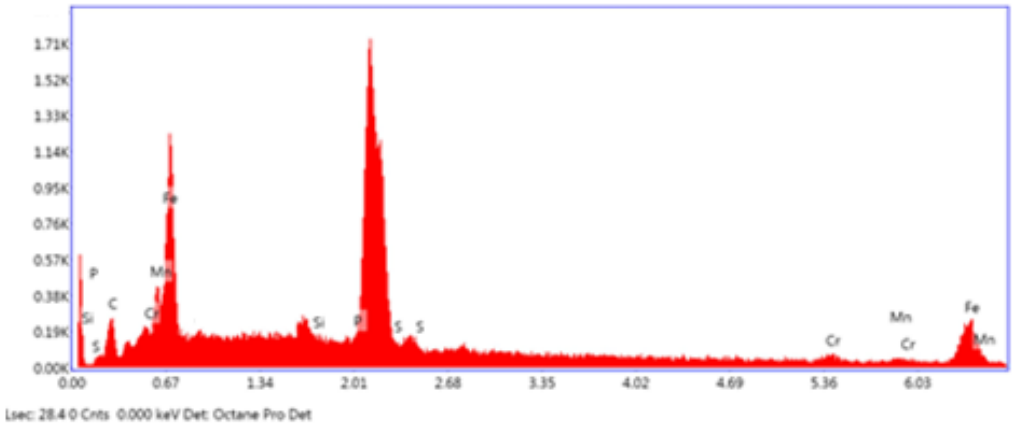
Şekil 4.7. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H1) ait SEM görüntüsü.

Şekil 4.8 de verilen bölge, malzemenin genel kompozisyonu ile karşılaştırıldığında, söz konusu bölgenin Fe açısından daha fakir olduğu, diğer elementler açısından yığılmanın daha çoğaldığı anlaşılmaktadır.

41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H2) ait diğer bir SEM görüntüsü de Şekil 4.10 da verilmiştir. Şekil 4.11’ de ise aynı mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir.



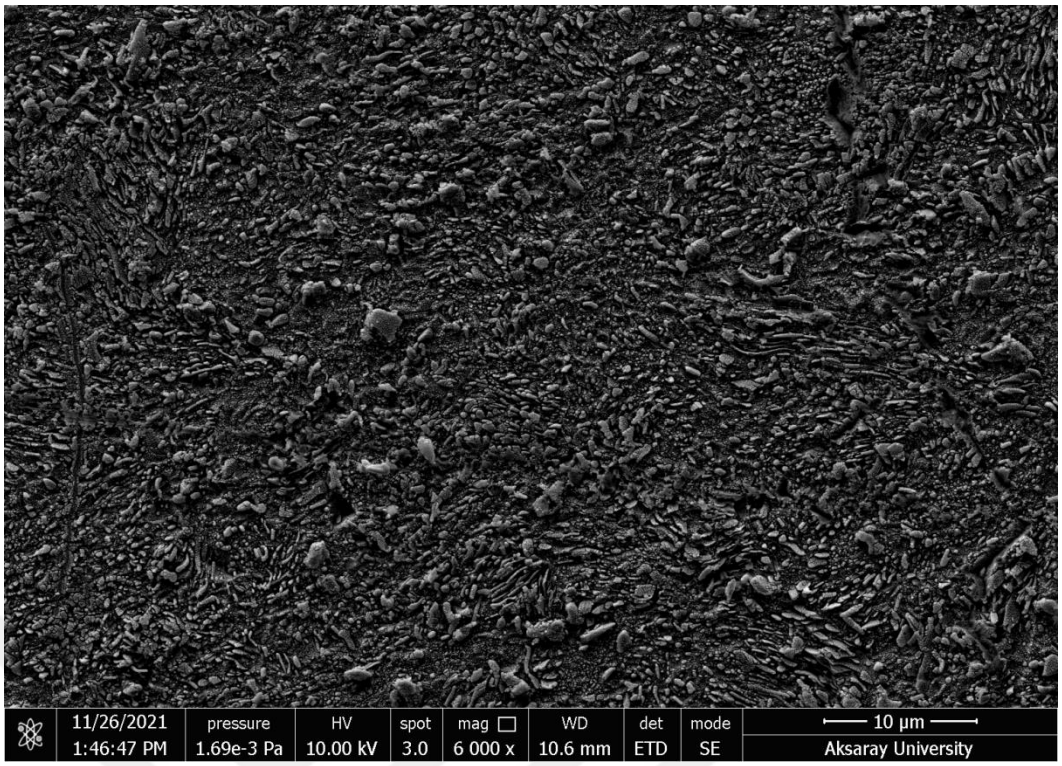
Şekil 4.8. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinden (41-H1) alınan EDS analizi.



Şekil 4.9. 41Cr4 çeliğinin ham numunesinden (41-H1) alınan EDS analiz piki.

Çizelge 4.5 41-H1 numunesinden alınan EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

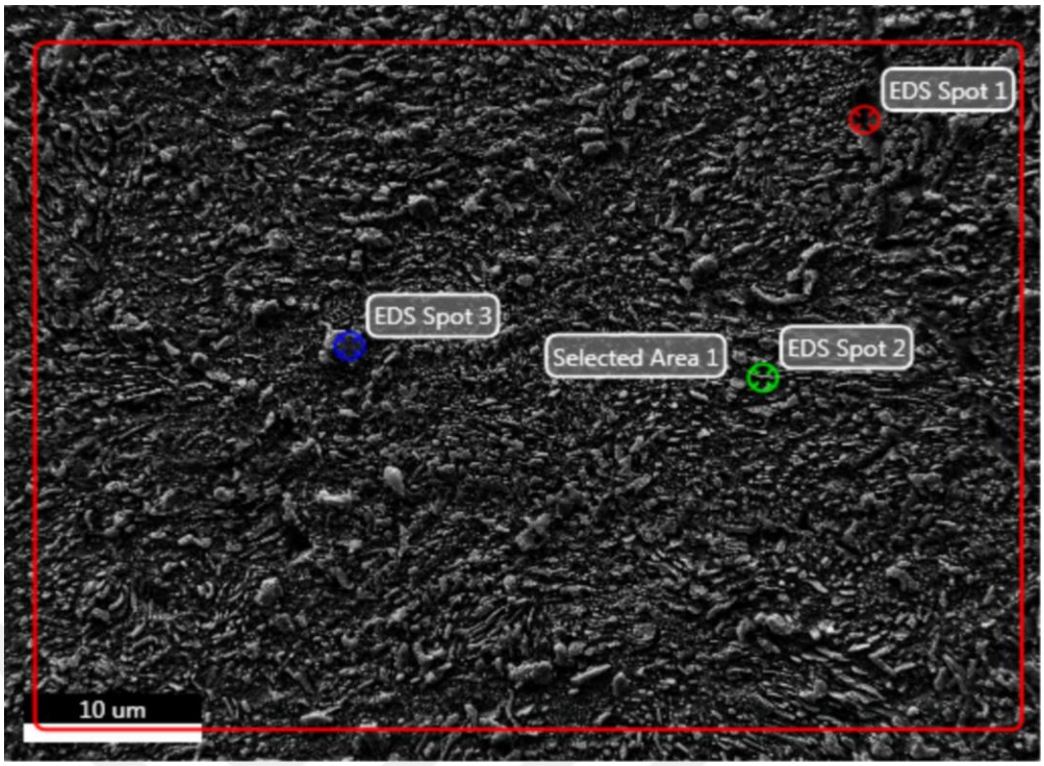
Element	**C_K**	**Fe_L**	**Si_K**	**P_K**	**S_K**	**Cr_K**	**Mn_K**
Wt. %	21.10	43.41	2.72	11.68	14.04	4.06	2.99
At. %	49.16	21.62	2.70	10.55	12.25	2.18	1.54



Şekil 4.10. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H2) ait SEM görüntüsü.

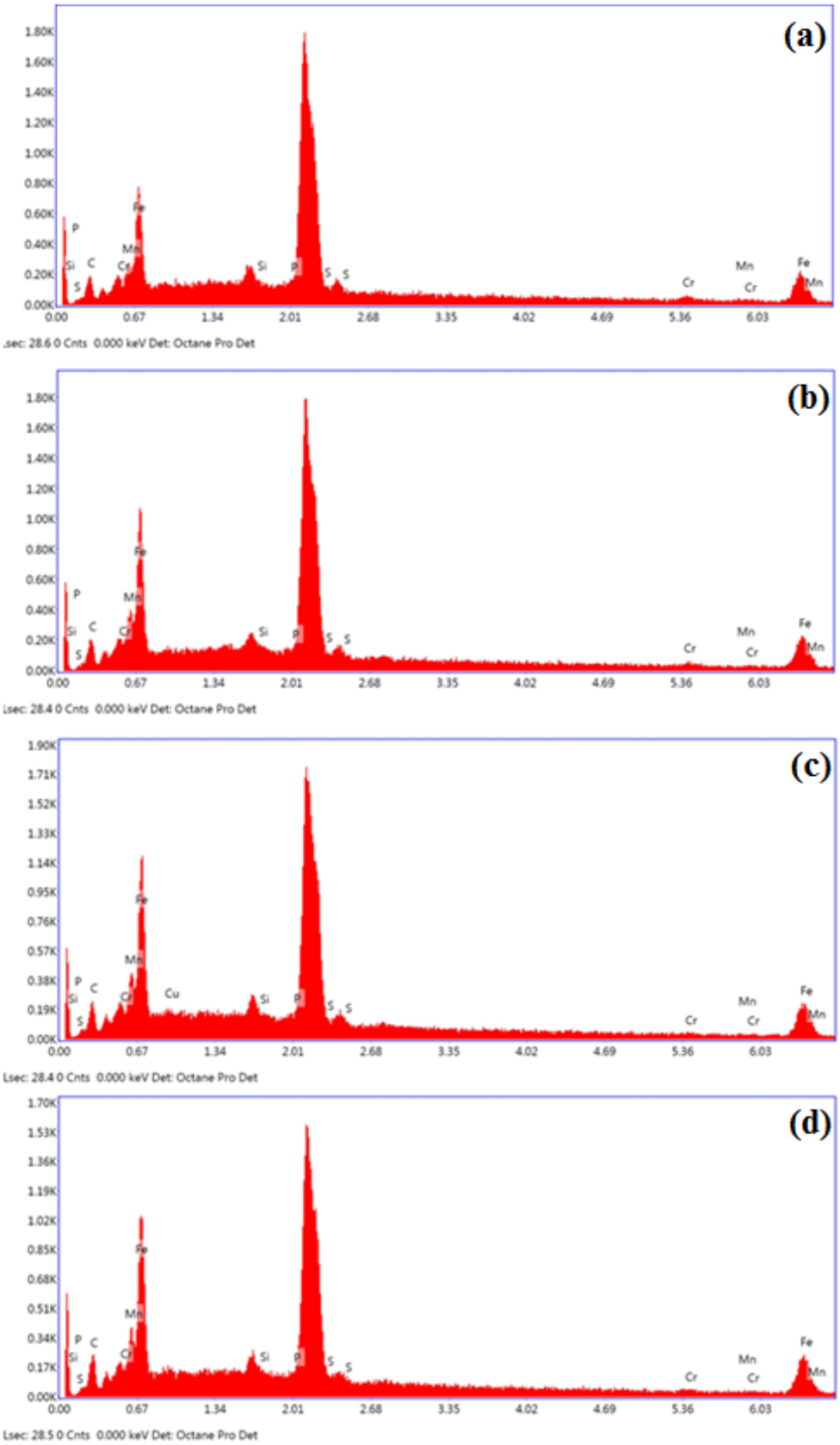
Şekil 4.11'de 41Cr4 çeliğinin Şekil 4.10'da verilmiş olan ham numunesine ait SEM görüntüsünden EDS analizi alınmış bölgeyi göstermektedir. Çizelge 4.6 da Şekil 4.11 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.12 de verilen piklerin element kompozisyonu verilmiştir. Şekil 4.11 de verilen bölgeler malzemenin genel kompozisyonu ile karşılaştırıldığında, söz konusu bölgelerin Fe açısından daha fakir olduğu, diğer elementler açısından yığılmanın daha çoğaldığı anlaşılmaktadır. EDS Spot 3 olarak anılan büyük topaklanmanın element dağılımının malzemenin genel element kompozisyonu ile aynı olduğu görülmektedir. EDS Spot 1 ve EDS Spot 2 nin ise Cr ve Mn açısından zenginleştiği anlaşılmaktadır. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H3) ait diğer bir SEM görüntüsü de Şekil 4.13 de verilmiştir.

Şekil 4.15, Şekil 4.14 de verilmiş olan 30MnB4 çeliğinin ham numunesinin morfolojisinin iki katı büyütülmüş halidir. Şekil 4.15 de, Şekil 4.14 ün üst orta bölgesinin daha büyütülmüş hali görülmektedir. Bor içeren 30MnB4 çeliğinin ham numuneleri incelendiğinde malzeme içerisinde çözülmüş perlit fazının katmanlar arası boşlukları ve oluşturdukları perlit kolonileri net bir şekilde görülmektedir.



Şekil 4.11. 41-H2 numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analiz.

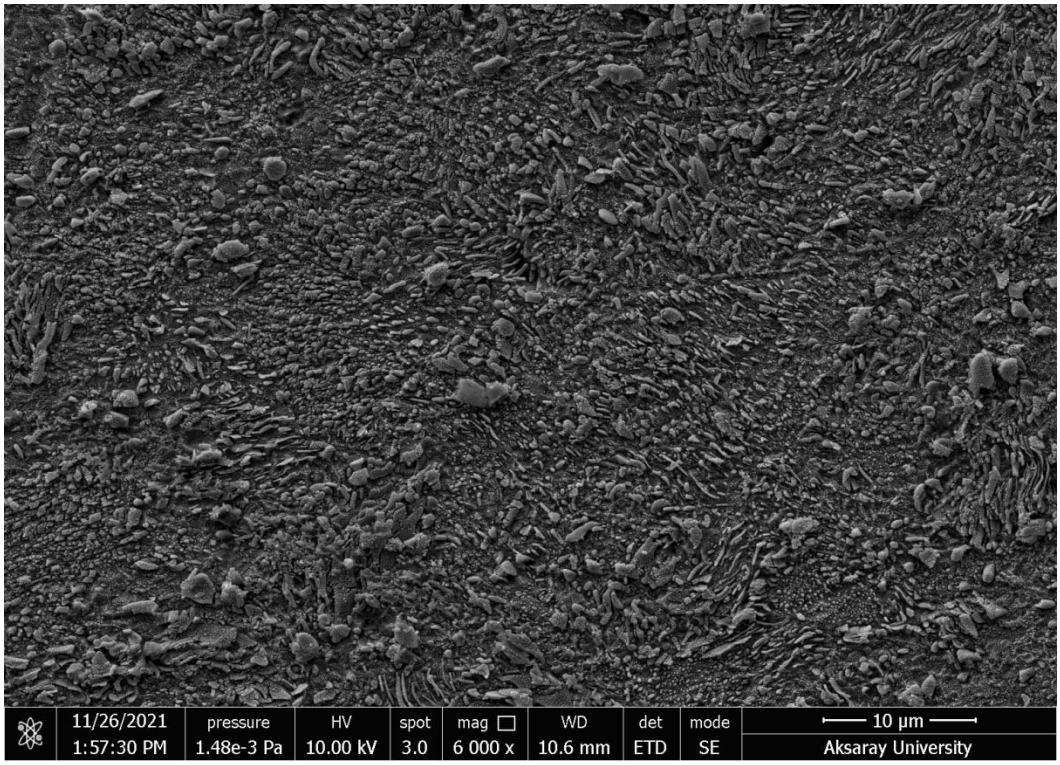
30MnB4 çeliğinin ham numunesine (30-H) ait SEM görüntüsünde EDS analizi alınan bölgeler Şekil 4.16 da verilmiştir. Çizelge 4.7 de Şekil 4.16 da verilen EDS analizi alınan bölgelerinin ve Şekil 4.17 de verilen piklerin element kompozisyonu temsil edilmektedir. Şekil 4.18 de Madhuri ve arkadaşlarının (2019) Bor içeren ve Bor içermeyen soğuk şekillendirme çeliklerinden elde ettikleri benzer perlit morfolojileri verilmiştir. Şekil 4.16 da verilen bölgeler malzemenin genel kompozisyonu ile karşılaştırıldığında, söz konusu bölgelerin Fe açısından daha fakir olduğu, diğer elementler açısından yığılmanın daha çoğaldığı anlaşılmaktadır. Perlit fazının C ve Mn açısından daha zengin, ancak Fe ve Cr açısından daha fakir olduğu anlaşılmaktadır. Bor içeren 30MnB4 çeliğinin bor içermeyen 41Cr4 çeliğine kıyasla marjinal olarak daha yüksek perlit oranı içerdiği görülmektedir. Hatta 41Cr4 çeliğinde perlit lamellerine rastlanmamıştır. Perlit görülen 30MnB4 çeliğine ait Şekil 4.14 ve Şekil 4.15 detaylı bir şekilde incelendiğinde perlit koloni boyutu ve lamel aralığının belirli bir ortalama uzaklıkta olmadığı görülmektedir. Bor içeren 30MnB4 çeliğinde tane boyutunun bor içermeyen 41Cr4 e göre daha ince olduğu anlaşılmıştır. Gerçekleştirilen işlem sonucunda elde edilen mikro yapı incelediğinde martensit ve alt beynit oluşumu gözlenmiştir.



Şekil 4.12. 41-H2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS Spot 2 c) EDS Spot 3 d) Seçili Alan 1.

Çizelge 4.6. 41-H2 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

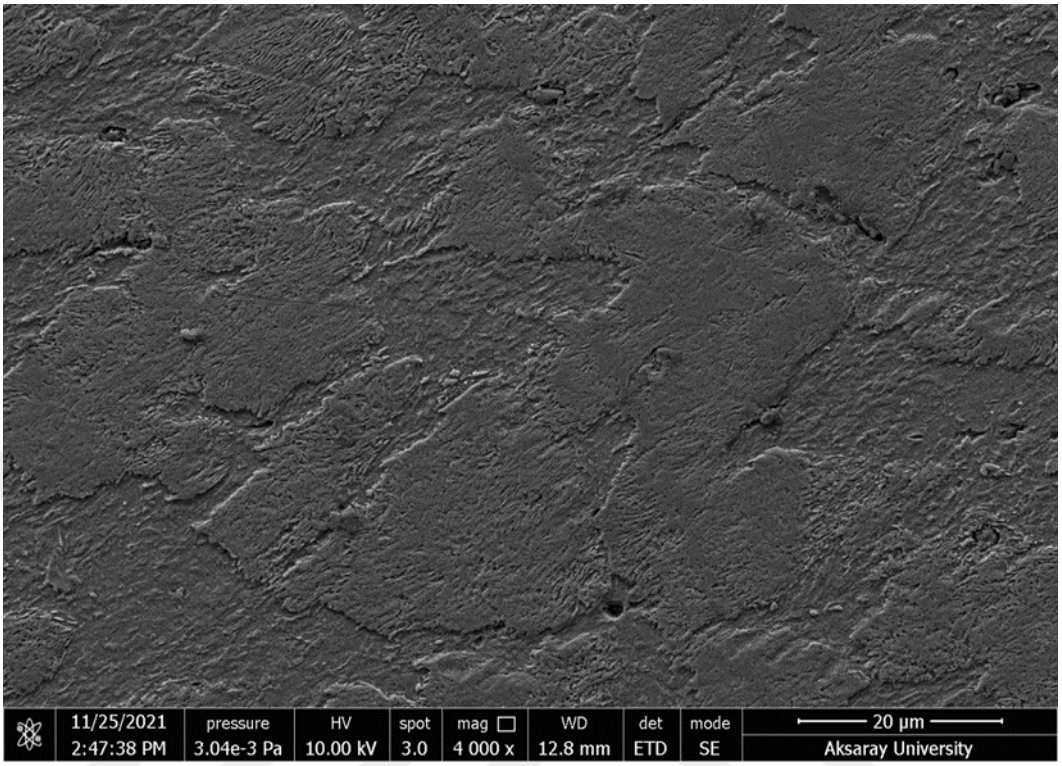
	EDS Spot 1		EDS Spot 2		EDS Spot 3		Seçili Alan 1	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
C_K	18.19	43.64	19.15	45.53	22.75	51.20	22.75	51.20
Fe_L	31.70	16.36	40.19	20.57	42.54	20.55	42.54	20.55
Si_K	2.79	2.87	2.57	2.62	2.32	2.24	2.32	2.24
P_K	13.74	12.78	13.38	12.35	12.48	10.89	12.48	10.89
S_K	17.12	15.39	15.81	14.10	14.97	12.62	14.97	12.62
Cr_K	10.89	6.04	6.75	3.71	2.44	1.27	2.44	1.27
Mn_K	5.57	2.92	2.14	1.11	2.48	1.22	2.48	1.22



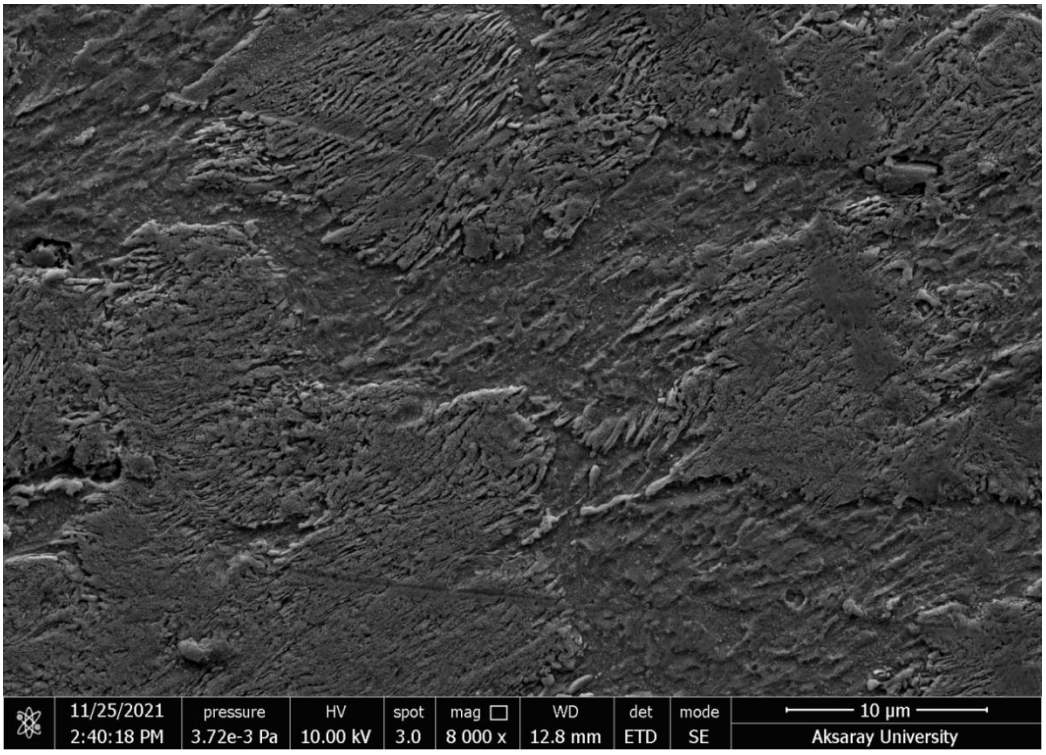
Şekil 4.13. 41Cr4 çeliğinin ham numunesine (41-H3) ait SEM görüntüsü.

Şekil 4.19, Şekil 4.20 ve Şekil 4.21, 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin SEM görüntülerini içermektedir. Şekil 4.19 da görülebileceği gibi, numunenin matrisinin, homojenizasyon işleminden sonra temperlenmiş martensit fazından oluştuğu görülmüştür. 860°C sıcaklıkta yapılan homojenizasyon işlemi sırasında iç atomik aktivite artarak martensit fazı ayrışmaya başlamış ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesi azalmıştır. Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon

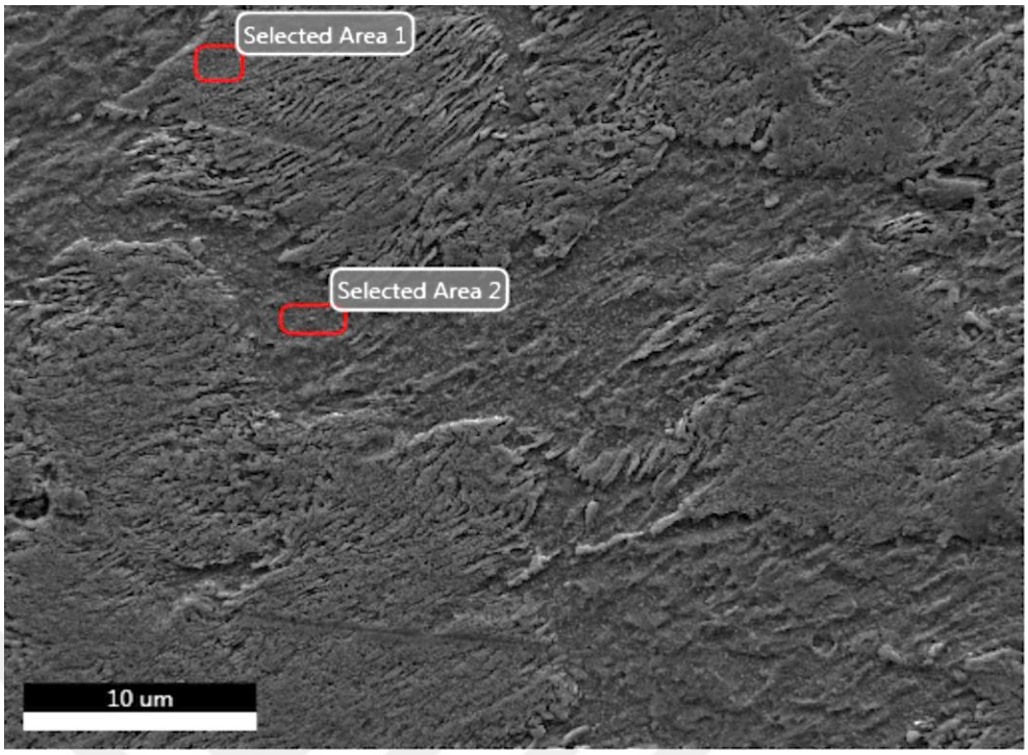
işleminde martensit plakaları, plaka sınırları ve tane sınırları, karbür çökeltmesi için hiç uygun değildir.



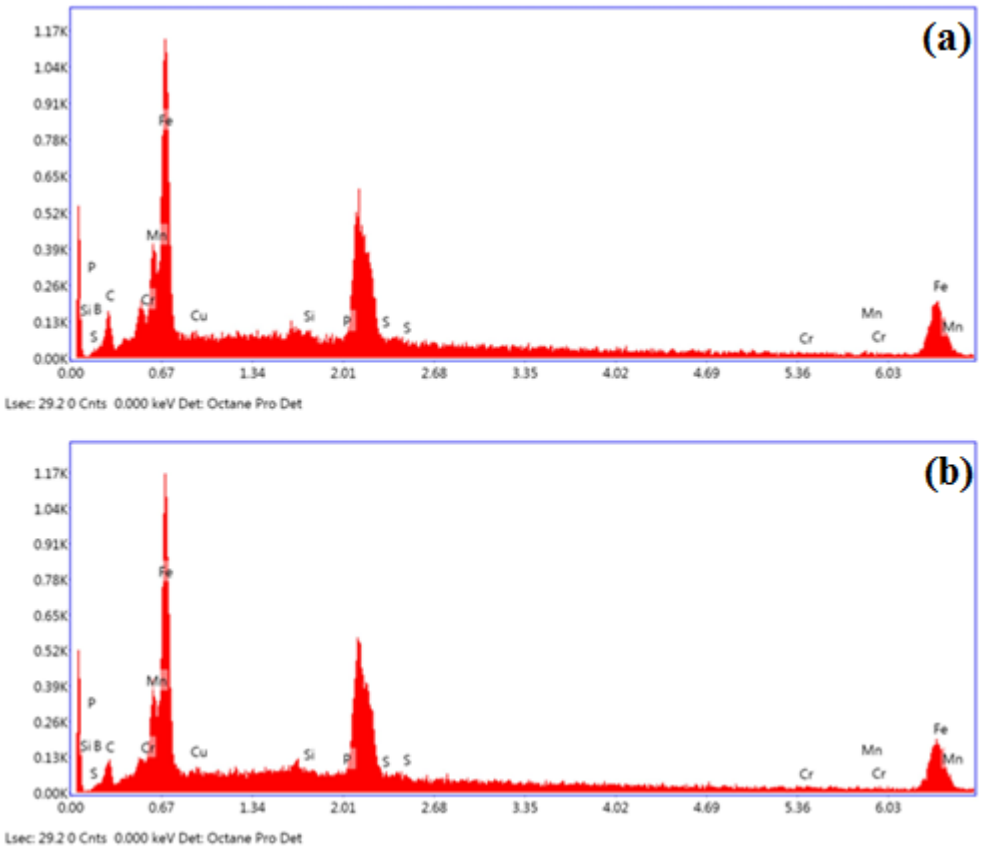
Şekil 4.14. 30MnB4 çeliğinin ham numunesine (30-H) ait SEM görüntüsü (4000X).



Şekil 4.15. 30-H numunesine ait SEM görüntüsü. (8000X).



Şekil 4.16. 30-H numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi.

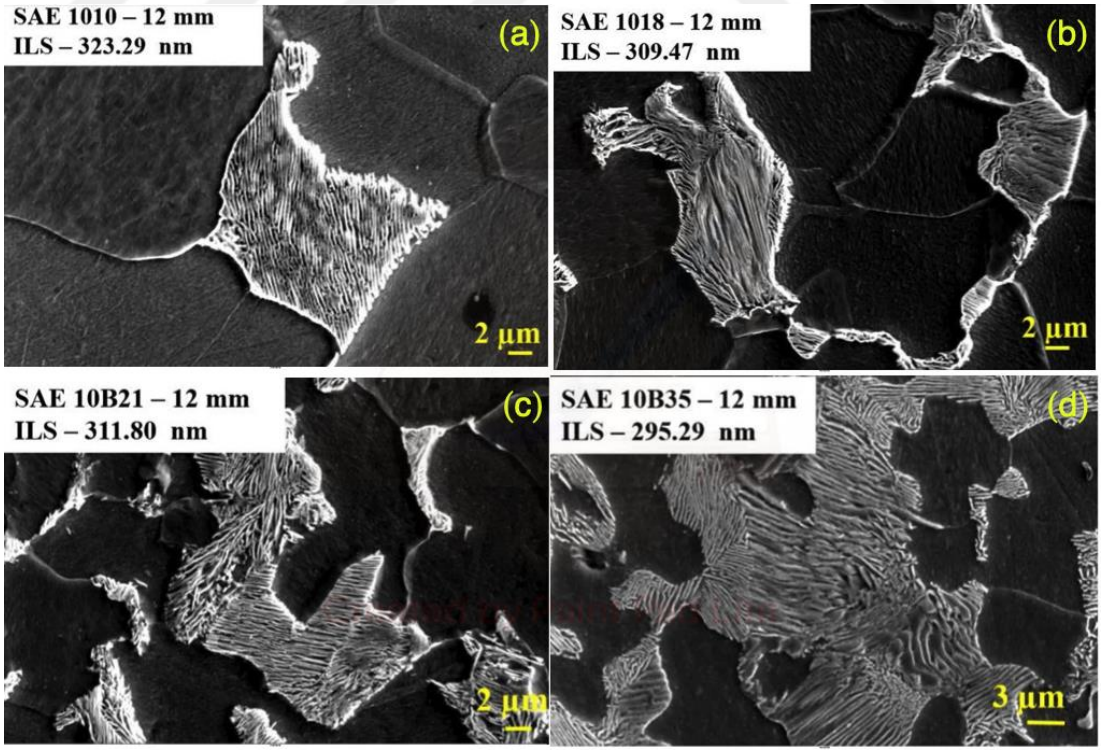


Şekil 4.17. 30-H numunesine ait EDS analiz pikleria) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2.

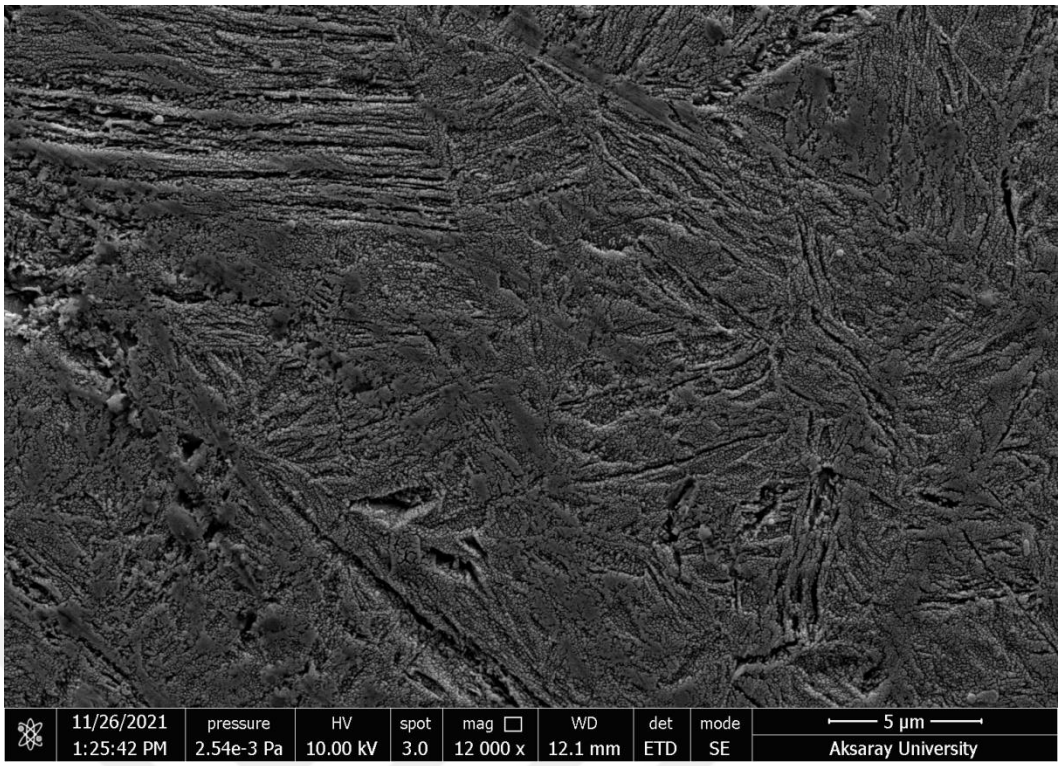
Çizelge 4.7. 30-H numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

	Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
B_K	0.15	0.47	0.15	0.51
C_K	14.03	40.04	10.76	33.20
Fe_L	63.13	38.72	65.34	43.36
Cu_L	1.43	0.77	1.53	0.89
Si_K	1.37	1.68	1.25	1.65
P_K	5.73	6.34	5.50	6.59
S_K	6.87	7.35	6.60	7.63
Cr_K	2.35	1.55	4.78	3.41
Mn_K	4.94	3.08	4.09	2.76

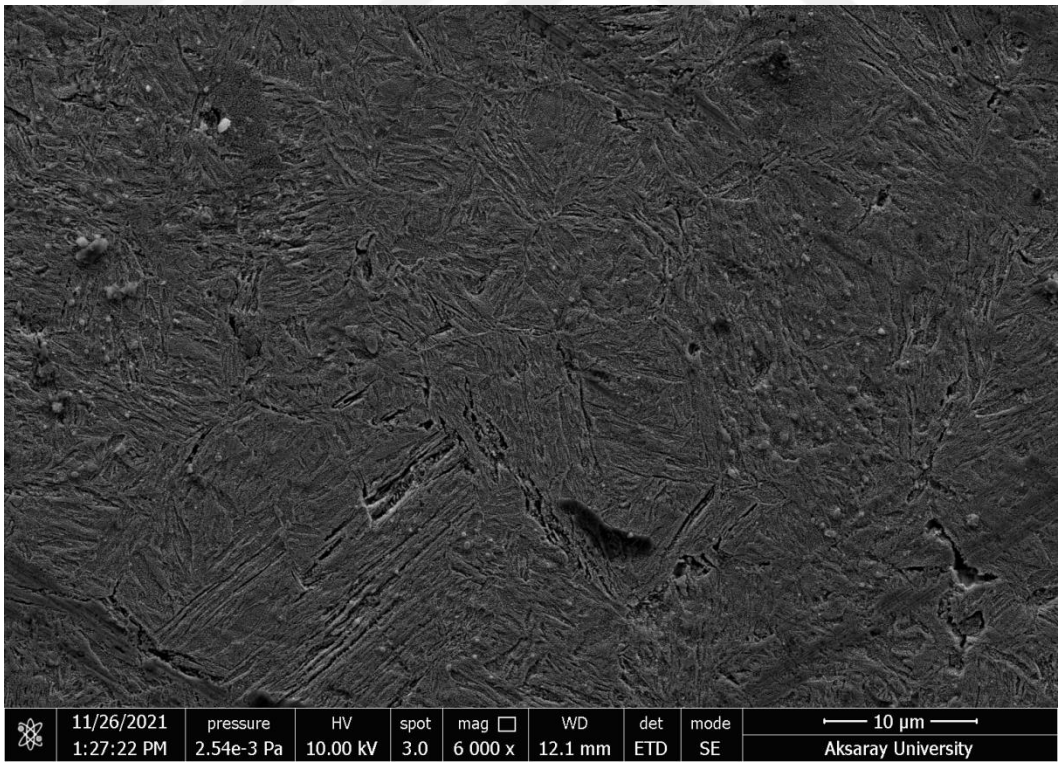
Bu yüzden Şekil 4.20'de karbür çökelmesi gözlemlenmemiştir. 41Cr4 çeliği homojenize edildiğinde karbür çökelmesinin meydana gelmediği anlaşıldı. Homojenizasyon sıcaklığı 860°C olduğunda, Şekil 4.21 de gösterildiği gibi, martensit plakasının kirişinin boyutunun büyük olduğu görülmüştür. Şekil 4.23 ise Şekil 4.22 nin EDS analizi alınmış bölgelerini ve Şekil 4.24 de bu bölgelerden alınan EDS pikleri göstermektedir.



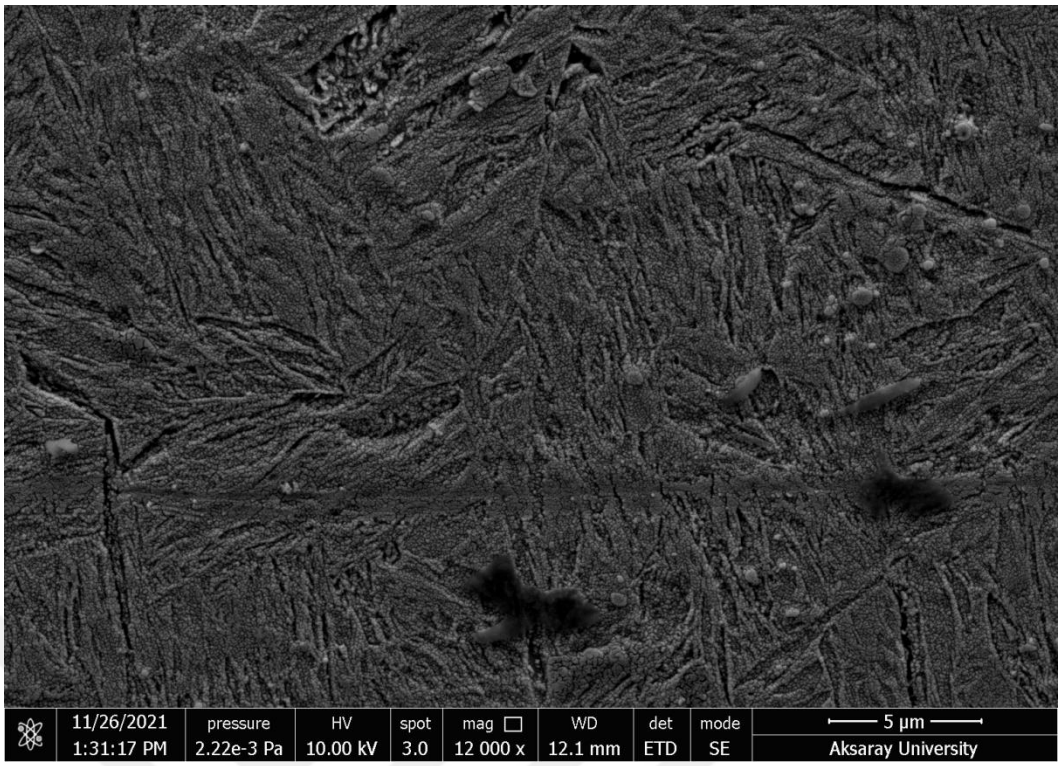
Şekil 4.18. Farklı malzemelerde perlit morfolojisine ait SEM görüntüleri a) 1010 çeliği b) 1018 çeliği c) 10B21 çeliği d) 10B35 çeliği (Madhuri vd., 2019).



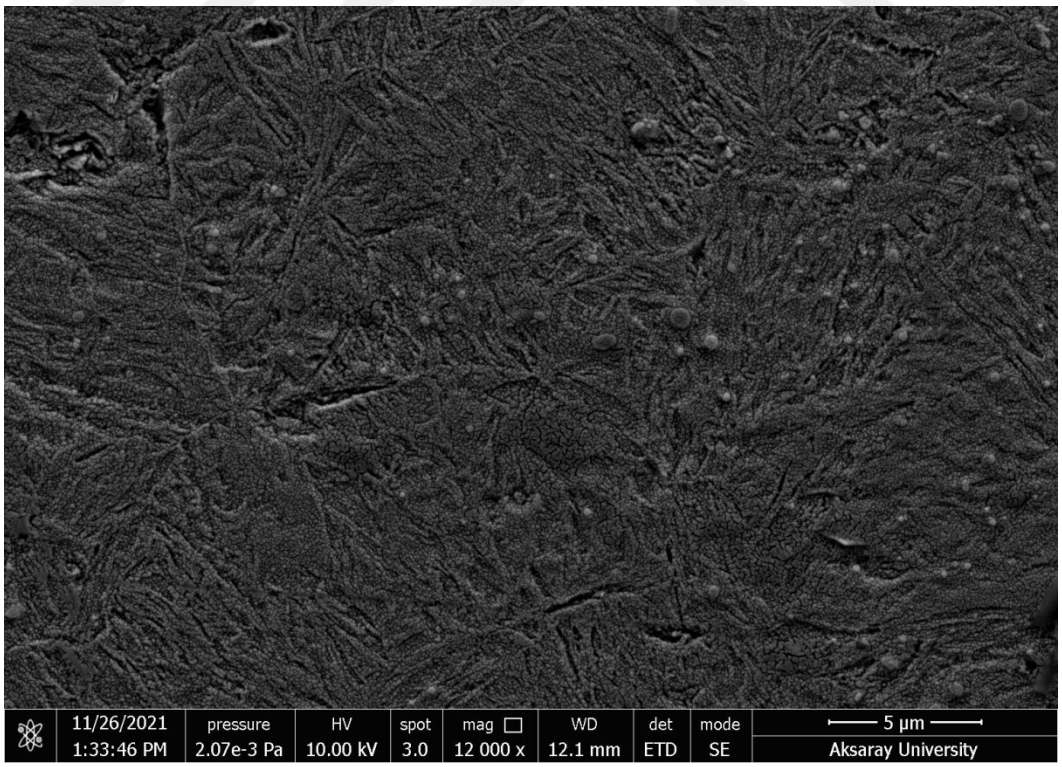
Şekil 4.19. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin (41-T1) SEM görüntüsü.



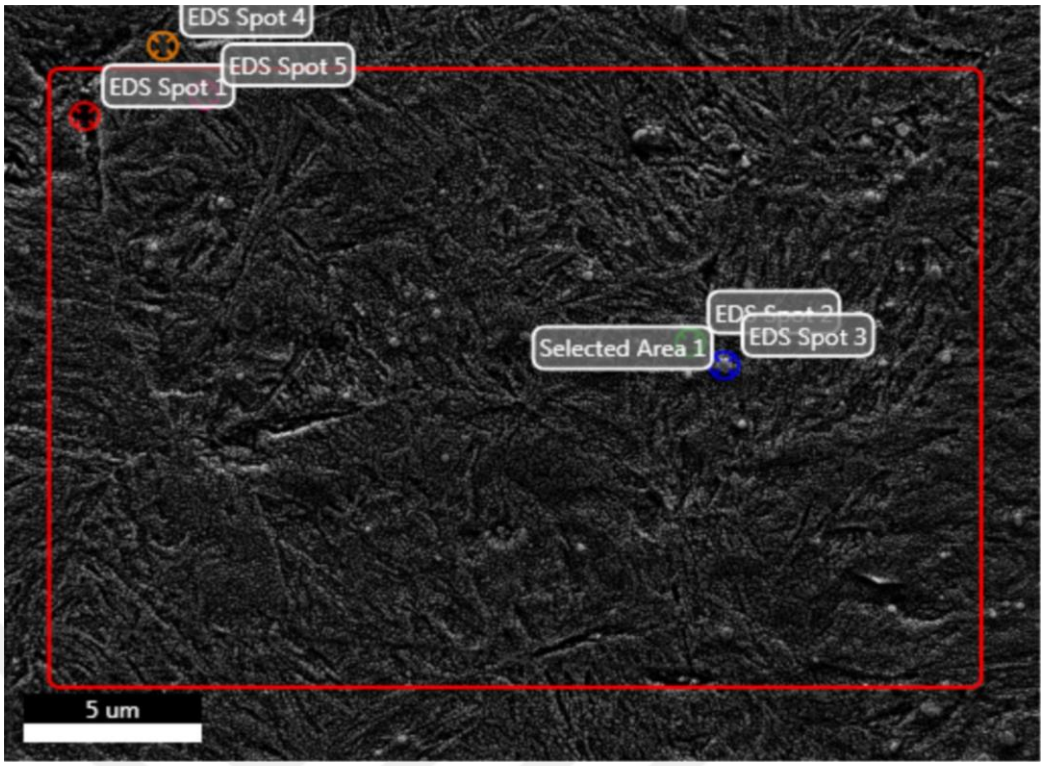
Şekil 4.20. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin (41-T2) SEM görüntüsü.



Şekil 4.21. 41Cr4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin (41-T3) SEM görüntüsü.



Şekil 4.22. 41Cr4 çeliğinin tavlanmış numunesine (41-T4) ait SEM görüntüsü.



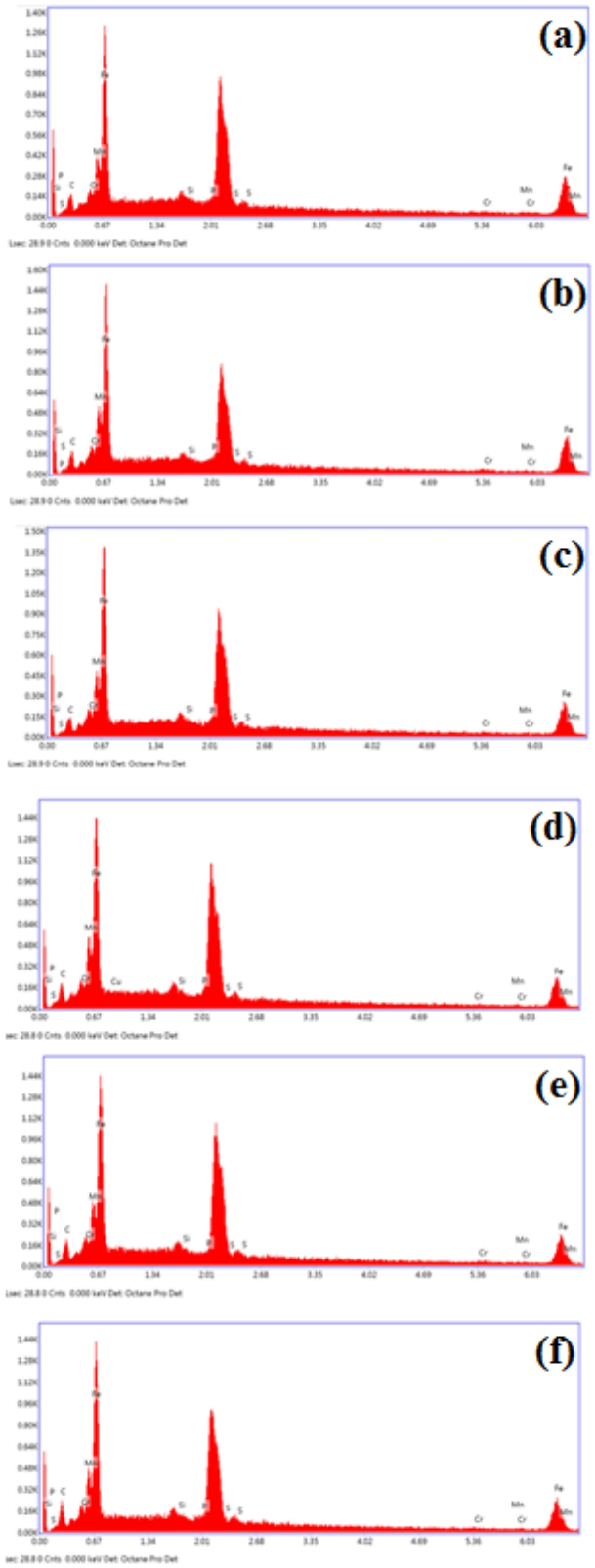
Şekil 4.23. 41-T4 numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi.

Çizelge 4.8'de verilen mikrografın genelinden alınan element analizinden de anlaşılacağı gibi mikrografın bütününün C oranı diğer bölgelerden yüksek çıkmaktadır.

Martensit fazı görülen 860 ^{o}C sıcaklıkta tavlanmış 30MnB4 çeliğine ait Şekil 4.25 teki SEM görüntüsü detaylı bir şekilde incelendiğinde martensit yapılanmalarının homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Bor içeren 30MnB4 te martensit morfolojisinin bor içermeyen 41Cr4 e göre daha farklı olduğu anlaşılmıştır. Şekil 4.26, 30MnB4 çeliğinin tavlama yapılmış numunesinin SEM görüntüsünü içermektedir. Şekil 4.27, Şekil 4.26 nın EDS analiz alınmış bölgelerini ve Şekil 4.28 de bu bölgelerden alınan EDS pikleri göstermektedir. Çizelge 4.9'da verilen element analizinden de anlaşılacağı gibi martensit fazı olarak değerlendirilen EDS Spot 1 analizi S oranı açısından diğer bölgelerden yüksek çıkmaktadır.

Bu çalışmada 41Cr4 çeliğinin ham numunelerine (ısıl işlem görmemiş) ait metal mikroskobu görüntüleri Şekil 4.29, Şekil 4.30, Şekil 4.31 ve Şekil 4. 32 de verilmiştir. 30MnB4 çeliğinin ham numunesine ait metal mikroskobu görüntüleri ise Şekil 4.33 ve Şekil 4.34 de verilmiştir. Her iki alaşım içinde martensit yapılanmaları

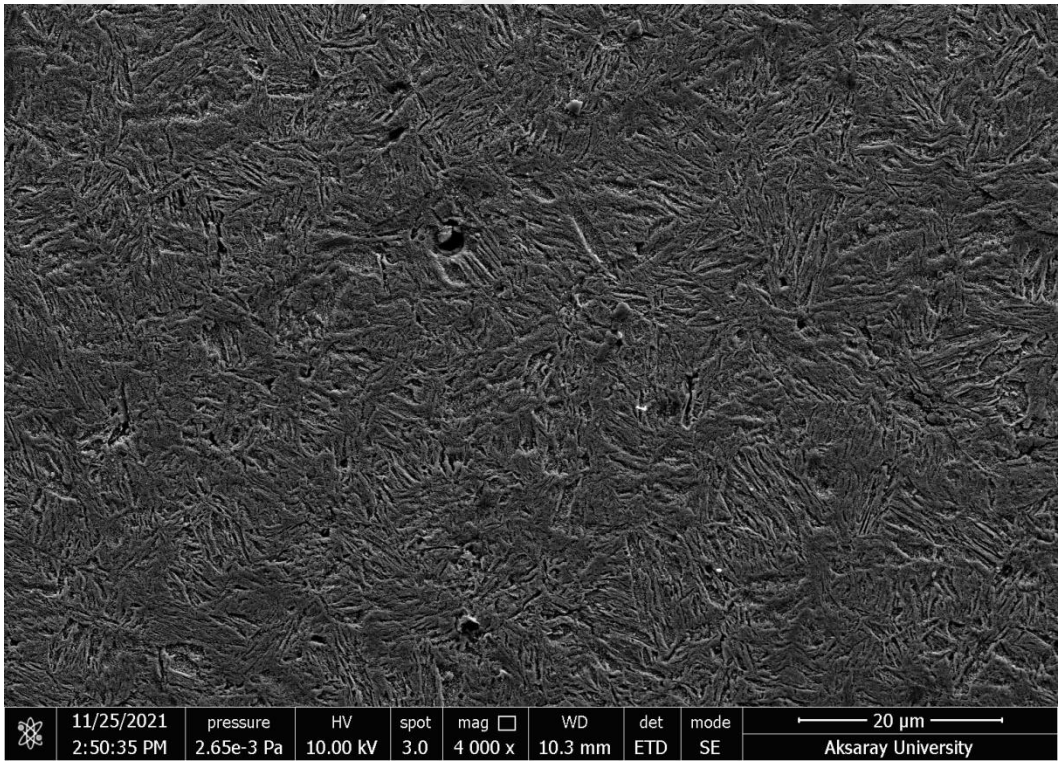
gözlemlenememiştir. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinden ham numunelerinin morfolojilerinin birbirinden çok farklı olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.24. 41-T4 numunesinin EDS pikleri a) Spot 1 b) Spot 2 c) Spot 3 d) Spot 4 e) Spot 5 f) Seçilmiş Alan 1.

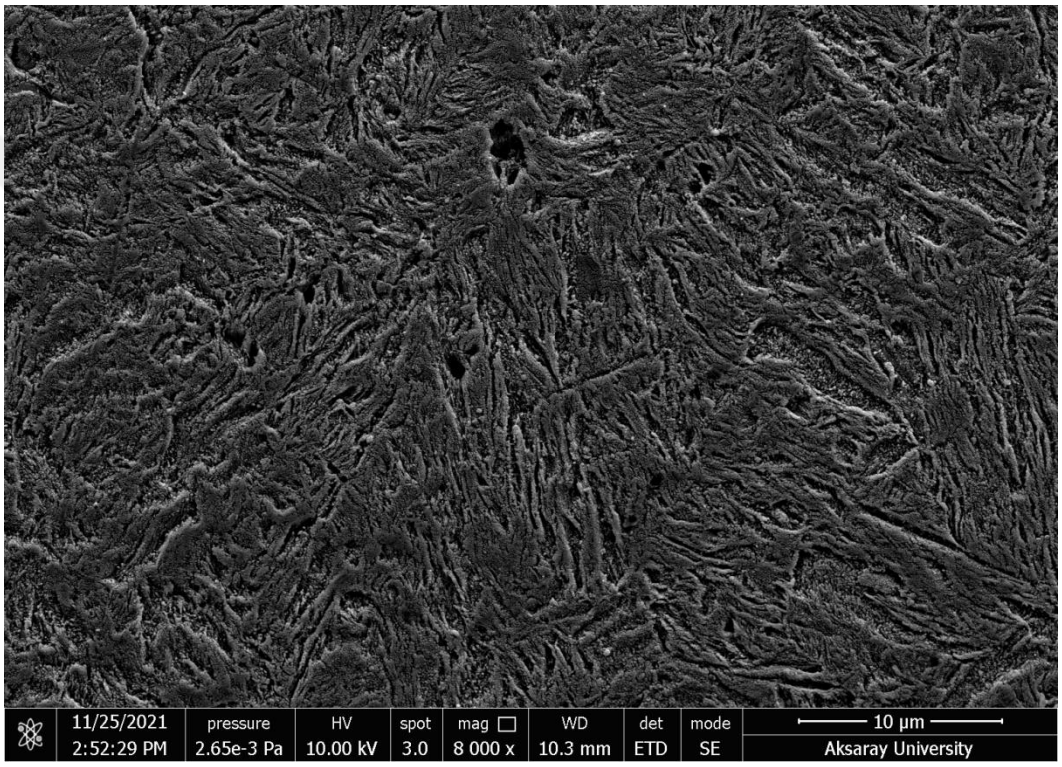
Çizelge 4.8. 41-T4 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

		Elementler						
		C_K	Fe_L	Si_K	P_K	S_K	Cr_K	Mn_K
EDS Spot 1	**Wt %**	10.70	58.18	1.75	7.43	7.73	7.35	6.86
	At %	32.56	37.89	2.27	8.75	8.80	5.16	4.56
EDS Spot 2	**Wt %**	11.44	64.46	1.41	6.44	6.63	6.18	3.44
	At %	34.63	41.87	1.83	7.55	7.52	4.33	2.28
EDS Spot 3	**Wt %**	12.77	63.60	1.80	8.05	8.70	3.41	1.65
	At %	36.76	39.32	2.22	8.99	9.39	2.27	1.04
EDS Spot 4	**Wt %**	14.41	61.38	2.28	8.36	9.46	2.18	1.92
	At %	39.75	36.28	2.69	8.94	9.78	1.40	1.15
EDS Spot 5	**Wt %**	15.27	59.84	2.07	7.79	9.60	3.07	2.35
	At %	41.49	34.78	2.41	8.21	9.78	1.93	1.40
Seçilmiş Alan 1	**Wt %**	17.19	59.63	2.03	8.18	9.22	2.10	1.64
	At %	44.85	33.37	2.27	8.28	9.02	1.26	0.94

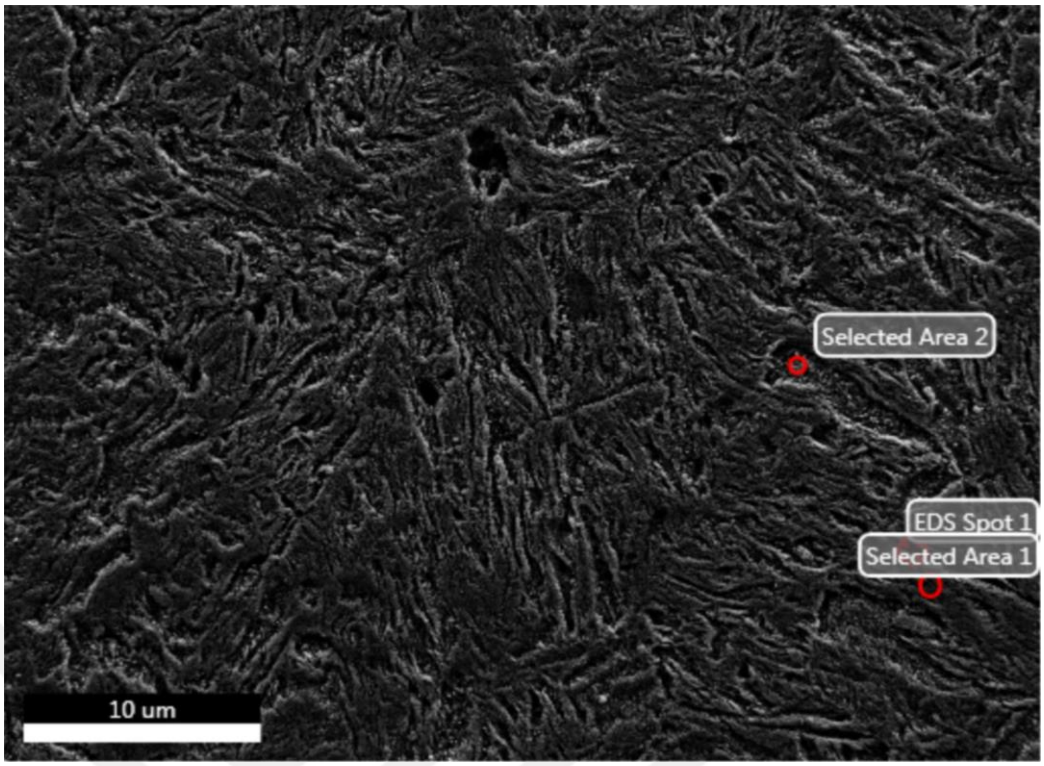


Şekil 4.25. 30-T1 numunesine ait SEM görüntüsü.

Şekil 4.35, Şekil 4.36 ve Şekil 4.37 de verilmiş olan ve 41Cr4 çeliğinin tavlanmış numunesine ait metal mikroskobu görüntüleri malzemenin içerisinin tamamiyle martensit fazı ile dolu olduğunu göstermektedir. Şekil 4.35'de görülebileceği gibi, numunenin matrisinin, homojenizasyon işleminden sonra temperlenmiş martensit fazından oluştuğu görülmüştür. Temperleme işlemi sırasında iç atomik aktivite artarak martensit fazı ayrışmaya başladı ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesi azaldı.



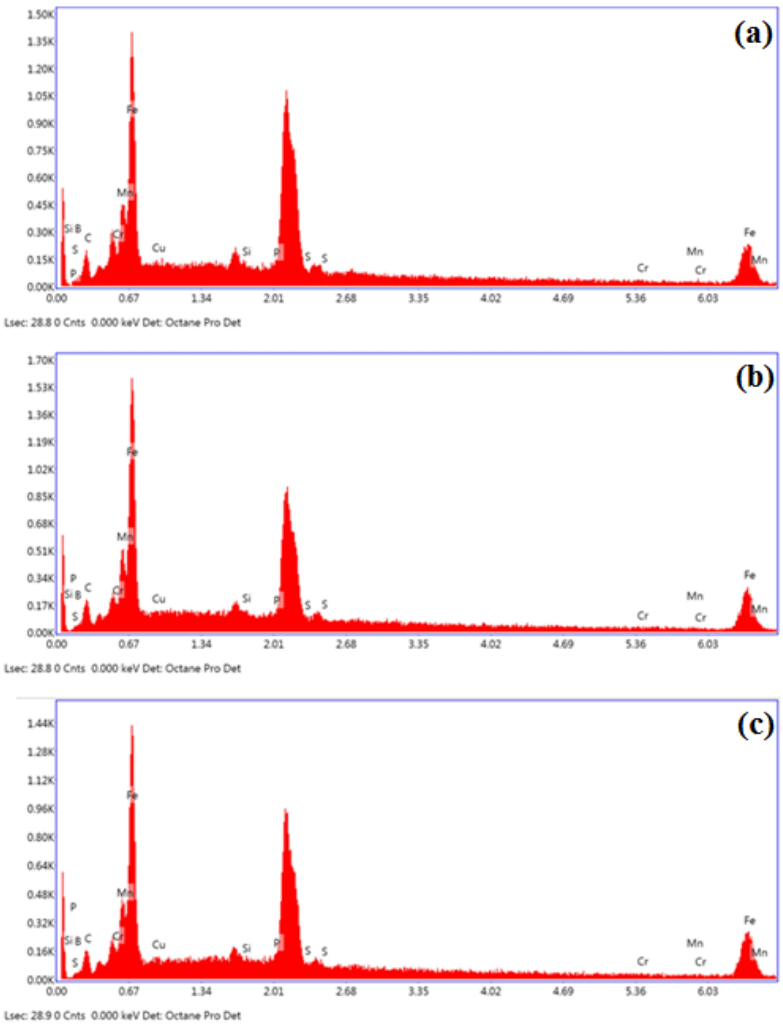
Şekil 4.26. 30-T2 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.27. 30-T numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde analiz alınan bölgeler.

Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon işlemi gerçekleştirildiğinde martensit plakaları, plaka sınırları ve tane sınırları, karbür çökeltmesi için uygun konumda olmadığından Şekil 4.36'da karbür çökelmesi gözlemlenmedi. 41Cr4 çeliği yüksek sıcaklıkta temperlendiğinde karbür çökelmesinin meydana gelmediği, sadece karbon ayrışmasının meydana geldiği anlaşıldı. Hızlı soğutma işlemi için homojenizasyon sıcaklığı 860°C olduğunda, Şekil 4.37 de gösterildiği gibi, martensit plakasının kirişinin boyutunun büyük olduğu anlaşılmıştır.

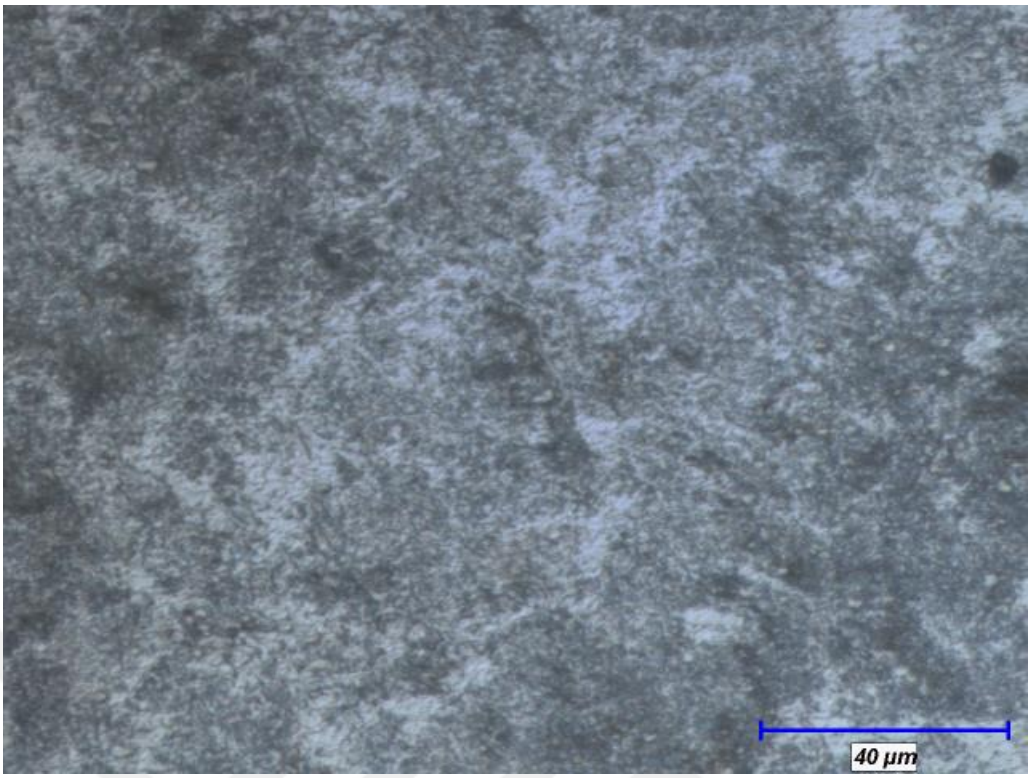
30MnB4 çeliğinin tavlanmış numunesine ait metal mikroskobu görüntüleri ise Şekil 4.38, Şekil 4.39, Şekil 4.40, Şekil 4.41 ve Şekil 4.42 de verilmiştir. Her iki alaşımın tavlanmış numunelerinin birbirinden çok farklı olduğu anlaşılmaktadır.



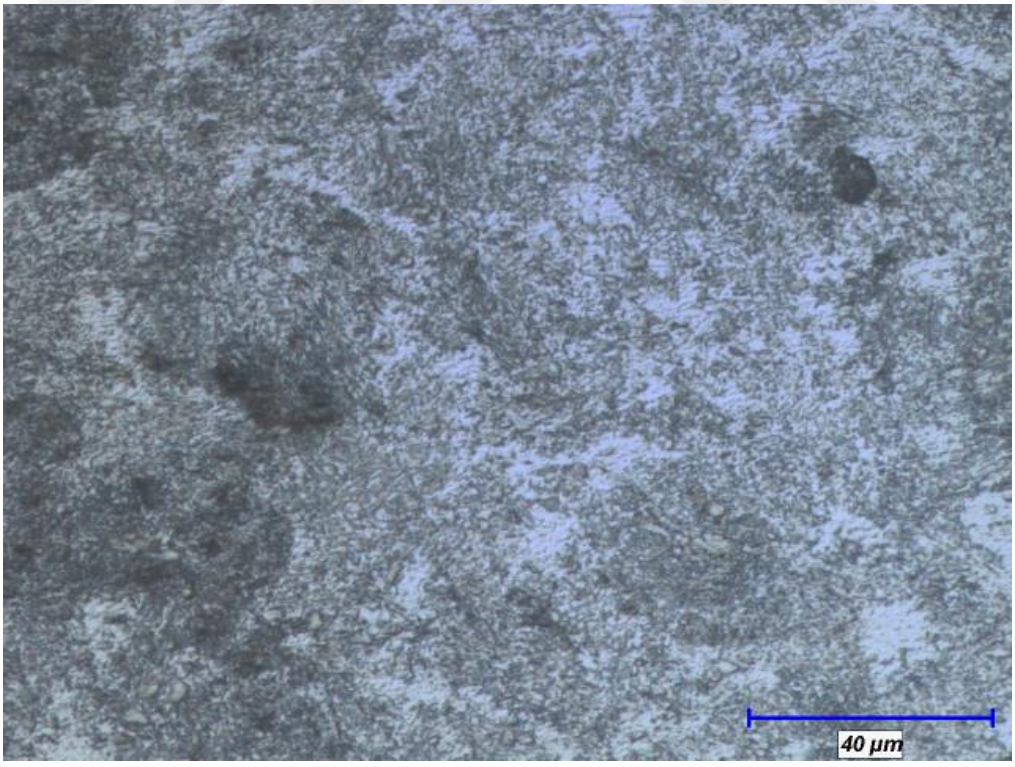
Şekil 4.28. 30-T2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) Seçili Alan 1 c) Seçili Alan 2.

Çizelge 4.9. 30-T numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

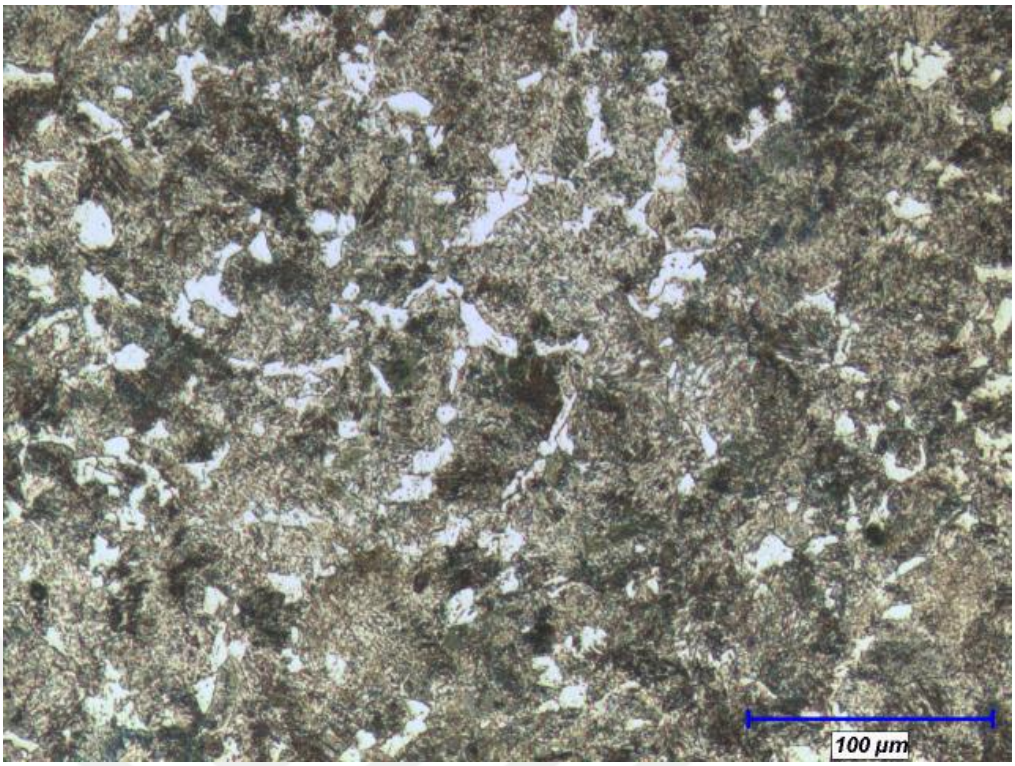
	EDS Spot 1		Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
B_K	0.11	0.36	0.10	0.33	0.11	0.37
C_K	12.74	36.44	13.22	38.26	11.75	34.72
Fe_L	54.11	33.30	60.70	37.79	58.10	36.91
Cu_L	1.99	1.08	1.56	0.85	1.22	0.68
Si_K	1.95	2.39	1.48	1.83	1.68	2.13
P_K	7.93	8.79	6.04	6.78	7.42	8.50
S_K	9.36	10.03	7.27	7.89	8.07	8.93
Cr_K	6.31	4.17	4.91	3.28	6.39	4.36
Mn_K	5.50	3.44	4.72	2.99	5.26	3.40



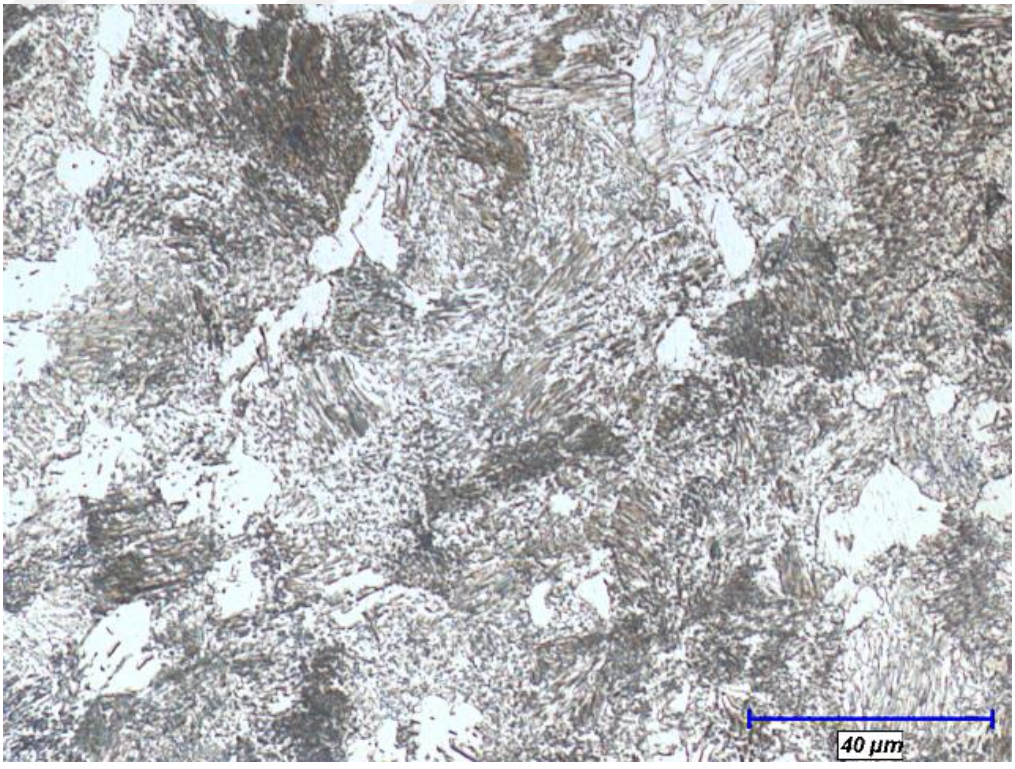
Şekil 4.29. 41-H1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



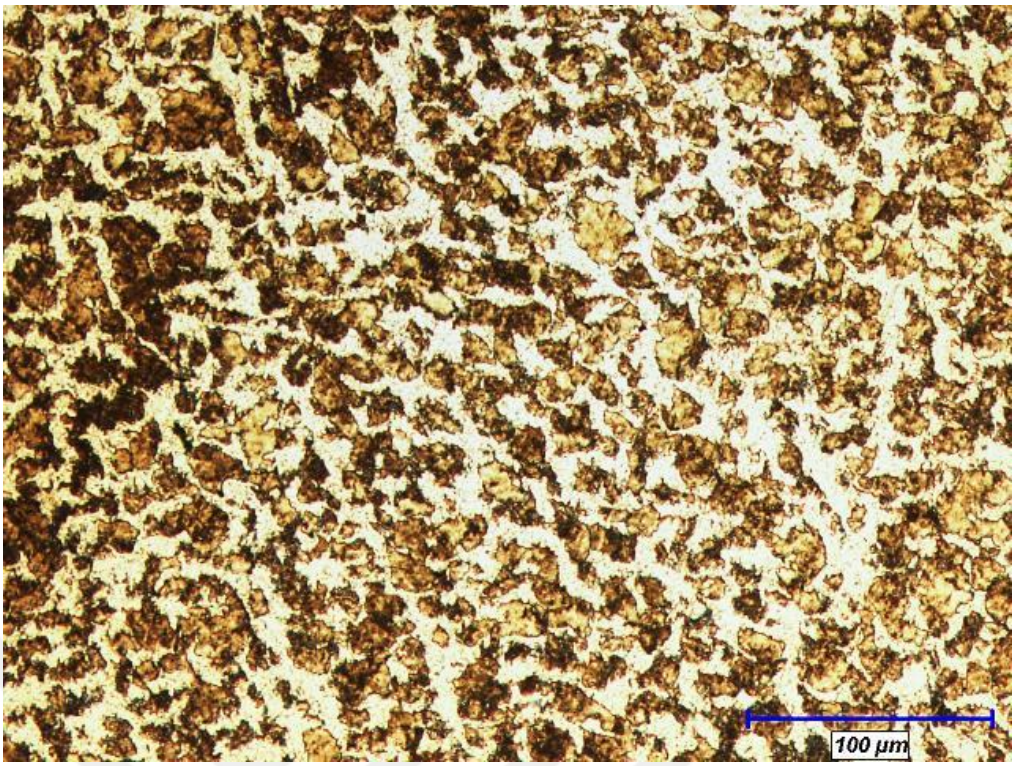
Şekil 4.30. 41-H2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



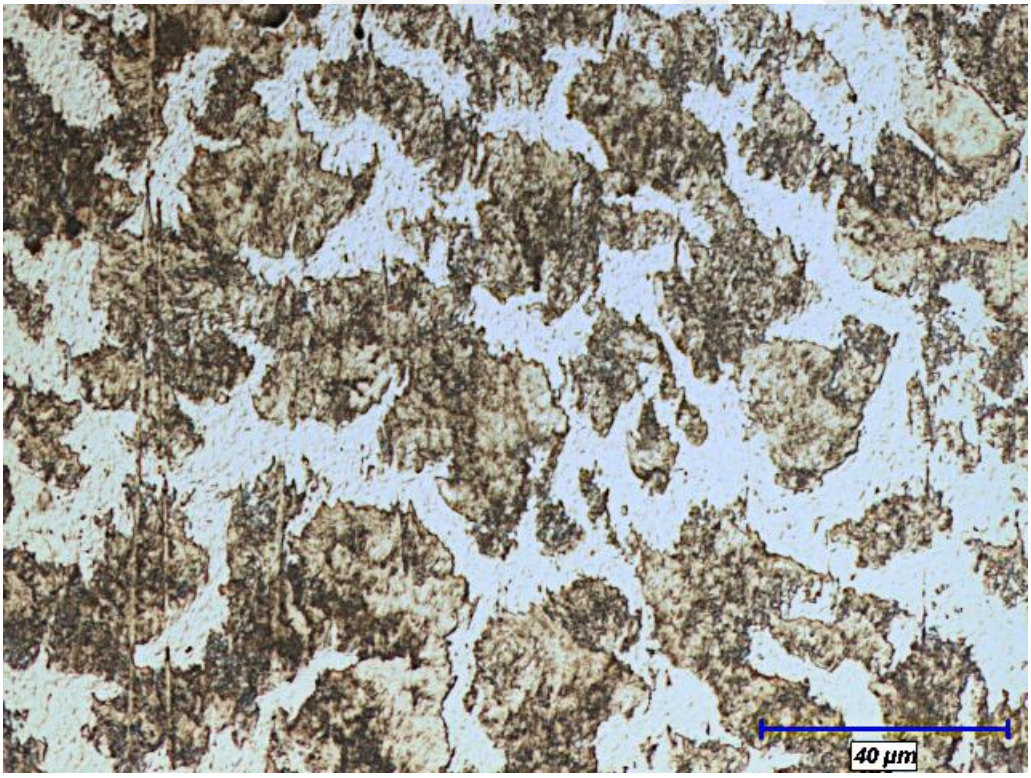
Şekil 4.31. 41-H3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



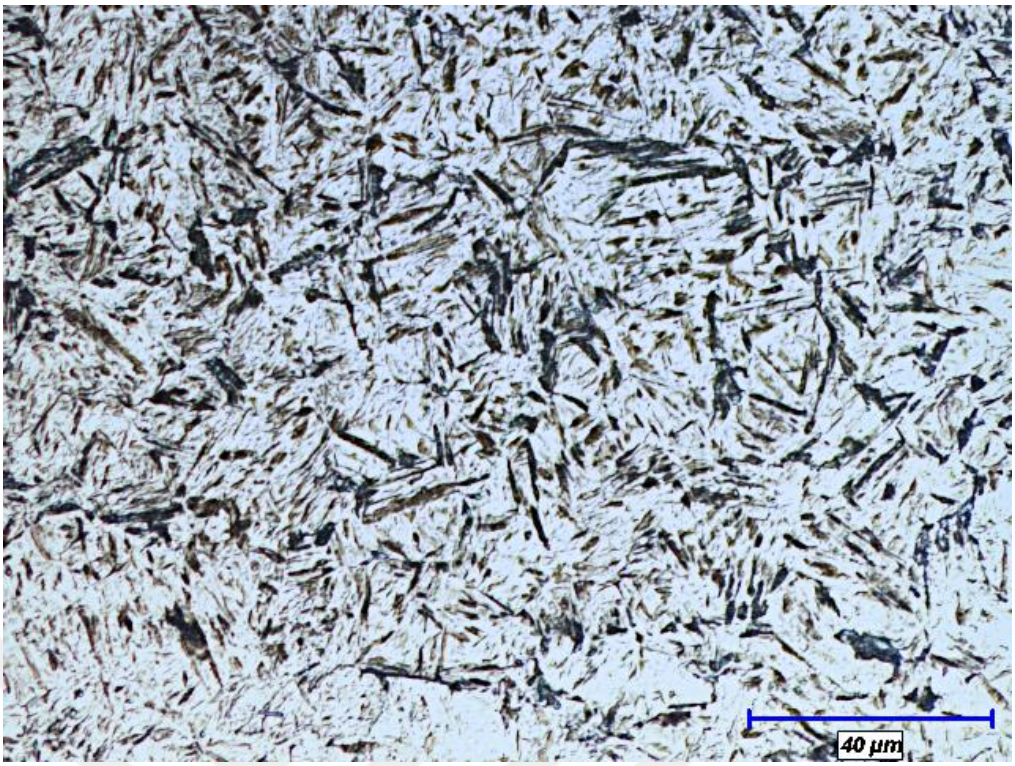
Şekil 4.32. 41-H4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



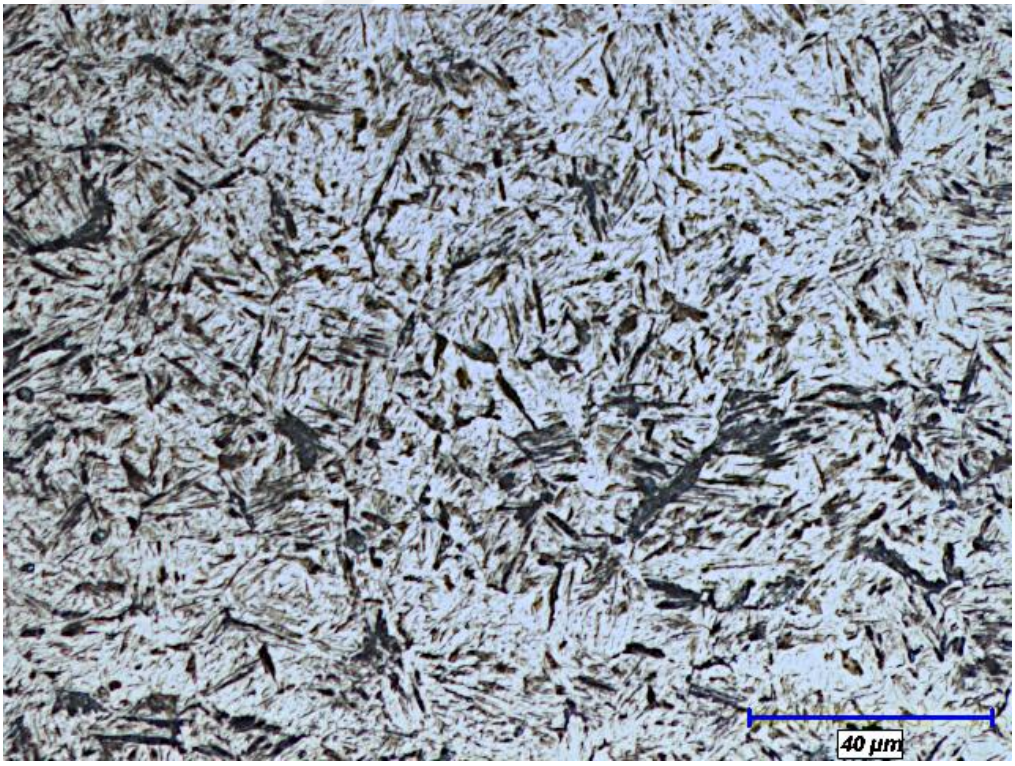
Şekil 4.33. 30-H1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



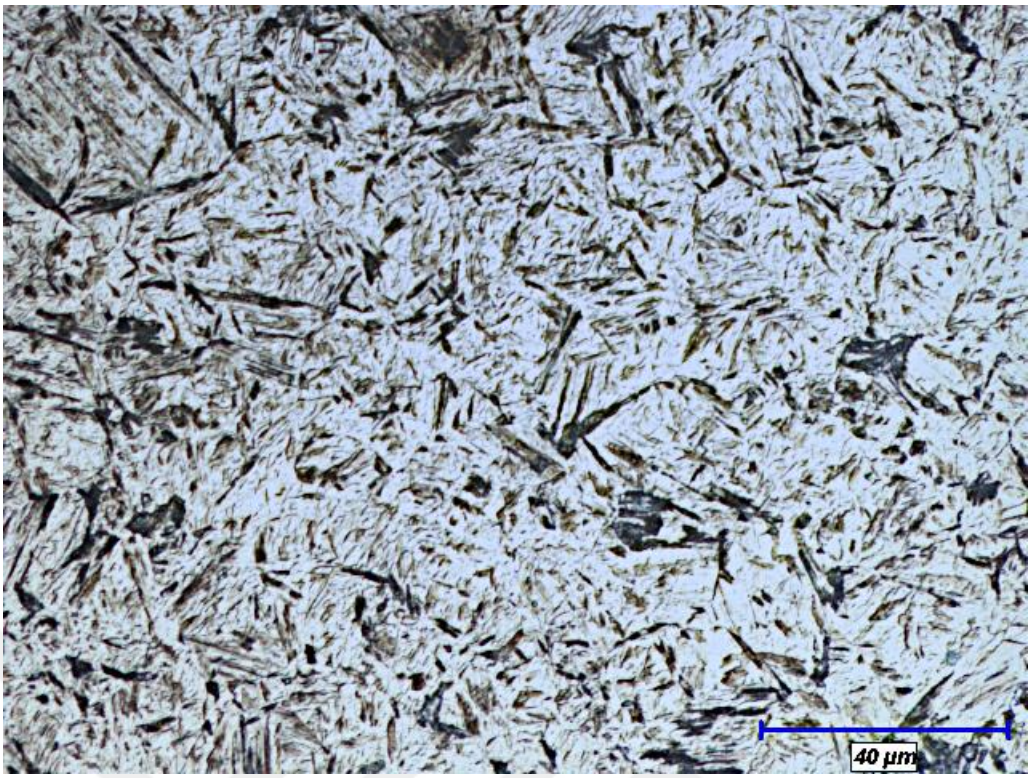
Şekil 4.34. 30-H2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



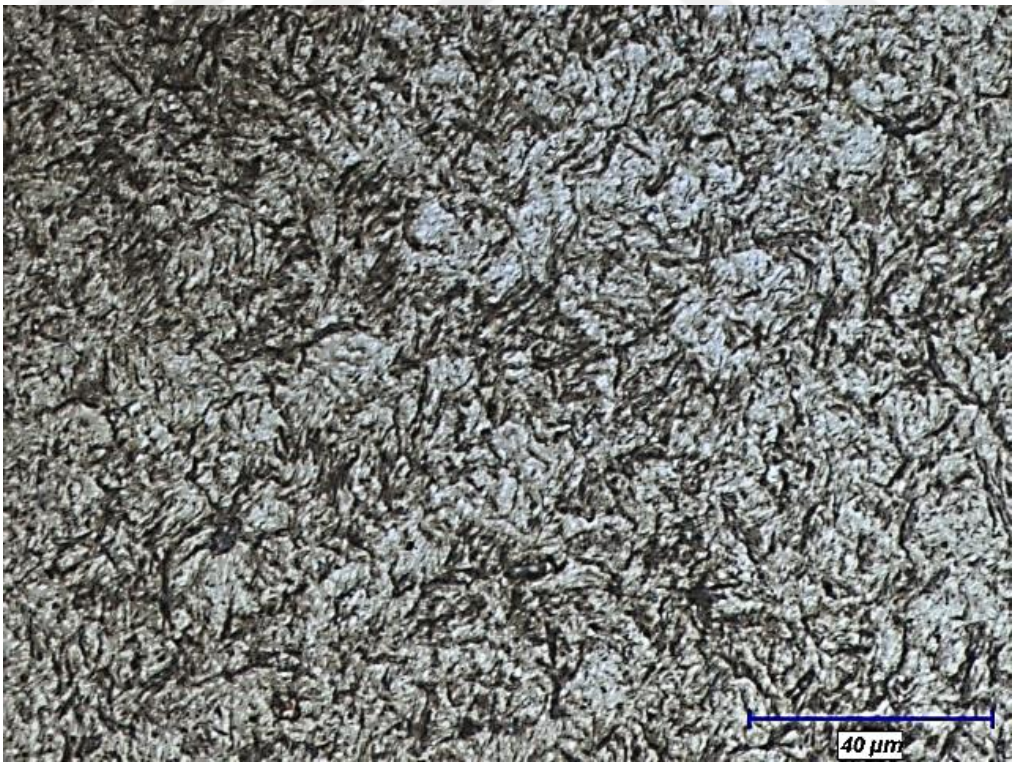
Şekil 4.35. 41-T1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



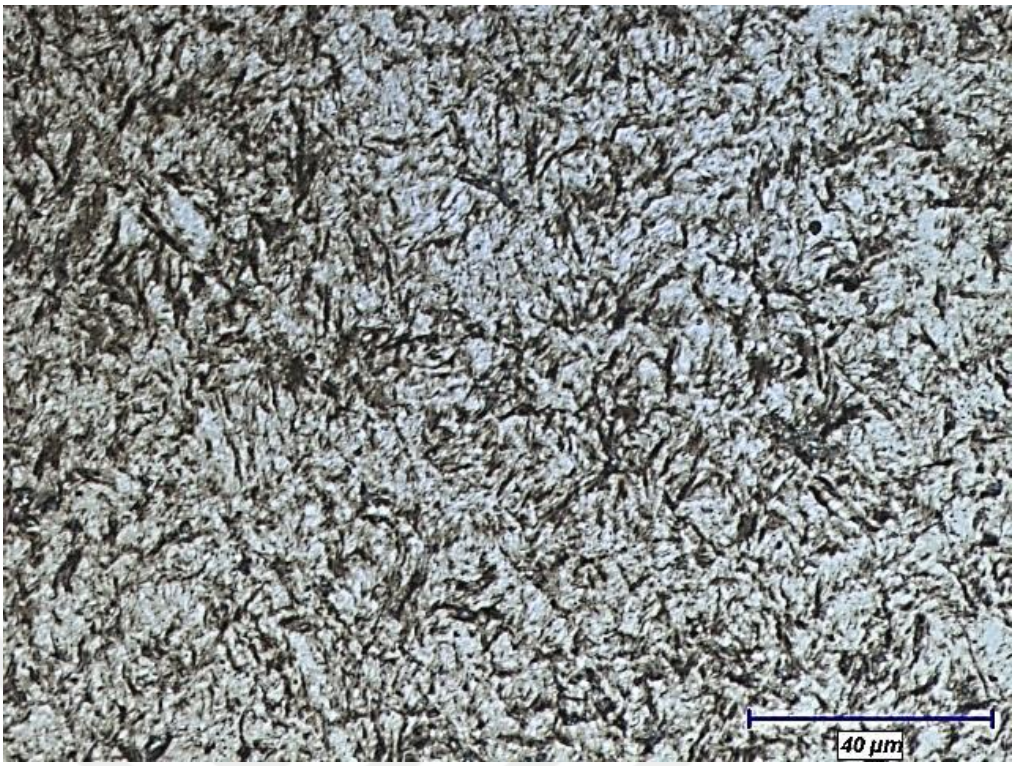
Şekil 4.36. 41-T2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



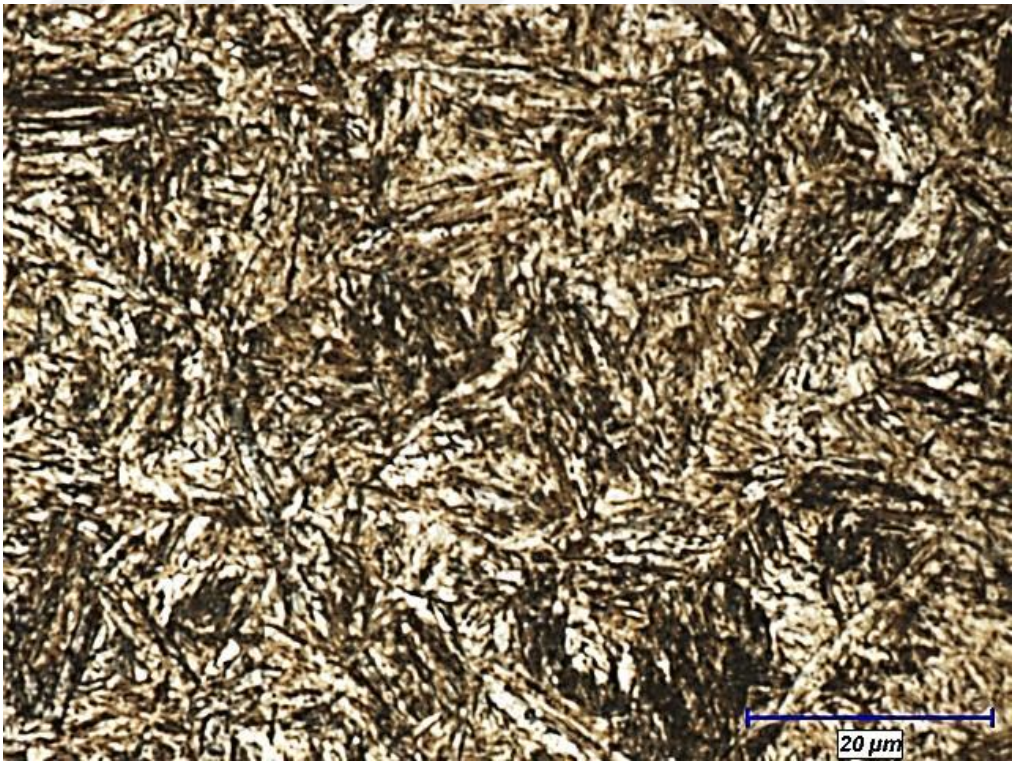
Şekil 4.37. 41-T3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



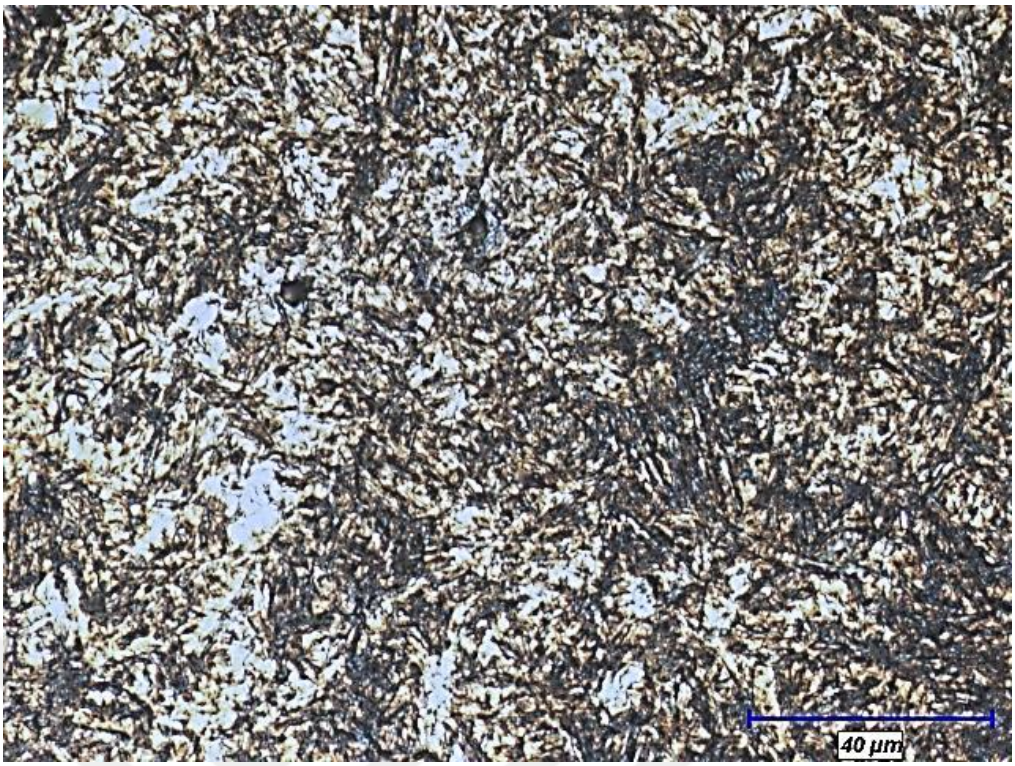
Şekil 4.38. 30-T1 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X50).



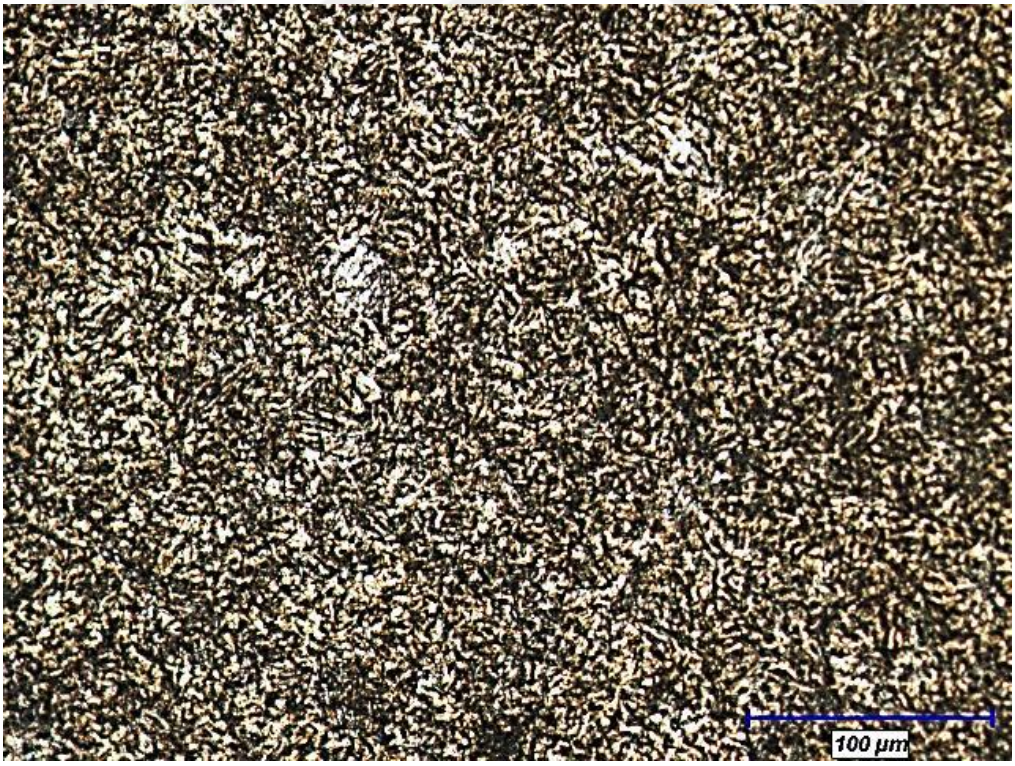
Şekil 4.39. 30-T2 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.40. 30-T1 (860 ^{o}C) numunesinin metal mikroskobu görüntüsü (X100).



Şekil 4.41. 30-T2 (860 ^{o}C) numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



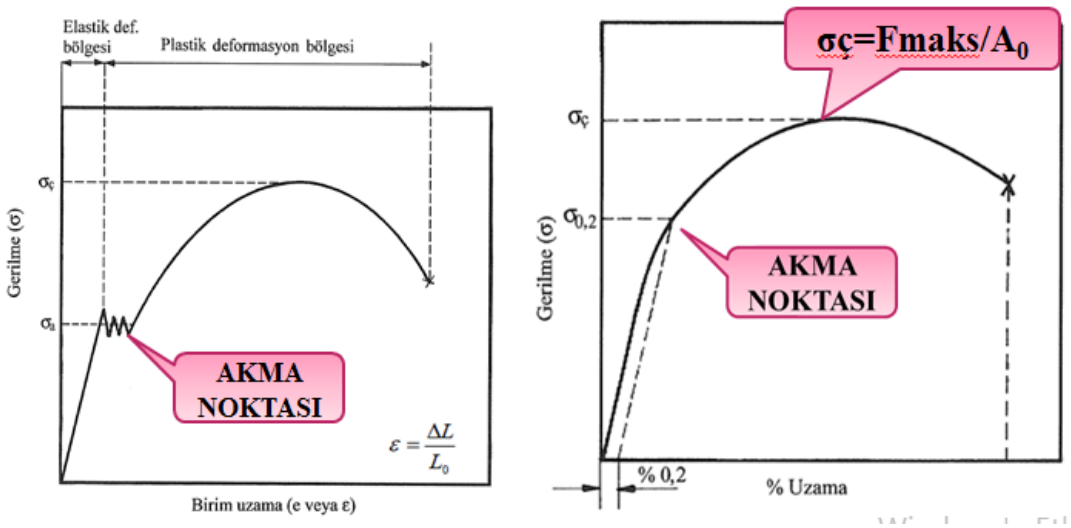
Şekil 4.42. 30-T3 (860 ^{o}C) numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).

Malzemelerin mekanik özelliklerini bulmak için çekme testi uygulanır**.** Çekme testi sonucunda kuvvet (F) ve uzama (Δl) eğrisi elde edilir. Asıl istenen Gerilme-Uzama eğrisidir. Gerilmeyi hesaplamak için;

$$\sigma=F/A_0 \qquad (4.4)$$

denklemi kullanılır.

σ: Gerilme, F: Kuvvet ve A_0 :numune kesit alanını ifade eder. Şekil 4.43'de gerilme uzama grafiğinde görüldüğü gibi, bu grafik düşük karbonlu çeliklerde (yumuşak çeliklerde) akma bölgesinde bir dalgalanma şeklinde ortaya çıkarken yüksek karbonlu çeliklerde (sert çeliklerde) düz bir hat olarak ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle sert çeliklerde akma bölgesini gözle tespit etmek zor olduğu için elastik bölge çizgisi % 0,2 ötelenerek ana çizgiyi kestiği nokta akma noktası olarak kabul edilir. ISO 898-1 standardında cıvataların kalite sınıflarına göre çekme ve akma değerleri Çizelge 4.10' da verilmiştir.

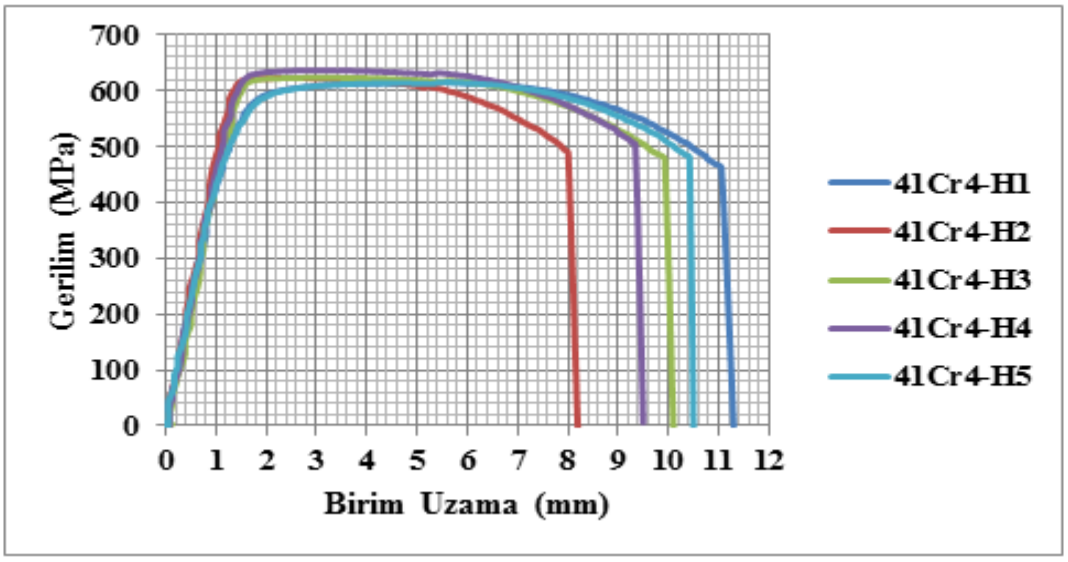


Şekil 4.43. Gerilme uzama grafiği.

30MnB4 çeliğinin 41Cr4 çeliğinden farkı 30MnB4 çeliğinin % 0.0008-0.005 oranlar arasında B içermesidir. Şekil 4.44 de 41Cr4 ve Şekil 4.45 de 30MnB4 çeliklerinin ham numunelerine ait gerilme-birim uzama eğrileri verilmiştir.

Çizelge 4.10. Çekme ve Akma değerleri (ISO 898-1 Standardı).

NO	MEKANİK VEYA FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ		Mukavemet Sınıfı									
			4.6	**4.8**	**5.6**	**5.8**	**6.8**	**8.8**		**9.8**	**10.9**	**12.9/ 12.9**
								d≤16 mm[a]	d>16 mm[b]	d≤16 mm		
1	Çekme Gerilimi R_m (MP_a)	anma[c]	400		500		600	800		900	1000	1200
		en az	400	420	500	520	600	800	830	900	1040	1220
2	Alt Akma Dayanımı R_{eL}[d], (MP_a)	anma[c]	240	-	300	-	-	-	-	-	-	-
		en az	240		300	-	-	-	-	-	-	-
3	%0.2 Orantısız Uzamada Gerilme $R_{p0.2}$, (MP_a)	anma[c]	-	-	-	-	-	640	640	720	900	1080
		en az	-	-	-	-	-	640	660	720	940	1100
4	Tam Boy Bağlama Elemanları için 0.0048d Orantısız Uzamadaki Gerilme R_{pf}, (MP_a)	anma[c]	-	320		400	480	-	-	-	-	-
		en az	-	340[e]		420[e]	480[e]	-	-	-	-	-
5	Deneme Yükü Altında Gerilme S_{pf}, (MP_a)		225	310	280	380	440	580	600	650	830	970
	Deneme Dayanım Oranı $S_{panma}/R_{eL\ en\ az}$ veya $S_{panma}/R_{p0.2\ en\ az}$ veya $S_{panma}/R_{pf\ en\ az}$		0.94	0.91	0.93	0.90	0.92	0.91	0.91	0.90	0.88	0.88
6	Kopmadan Sonraki Uzama Yüzdesi,işlenmiş deney parçası için A % en za		22	-	20	-	-	12	12	10	9	8
7	İşlenmiş deney parçaları için kopmadan sonra alanın azalma oranı Z % en az				-			52		48	48	44
8	Tam boy bağlama elemanları için kopmadan sonra Uzama A_f		-	0.24		0.22	0.20	-	-	-	-	-
9	Baş Sağlamlığı		Kopma Yok									



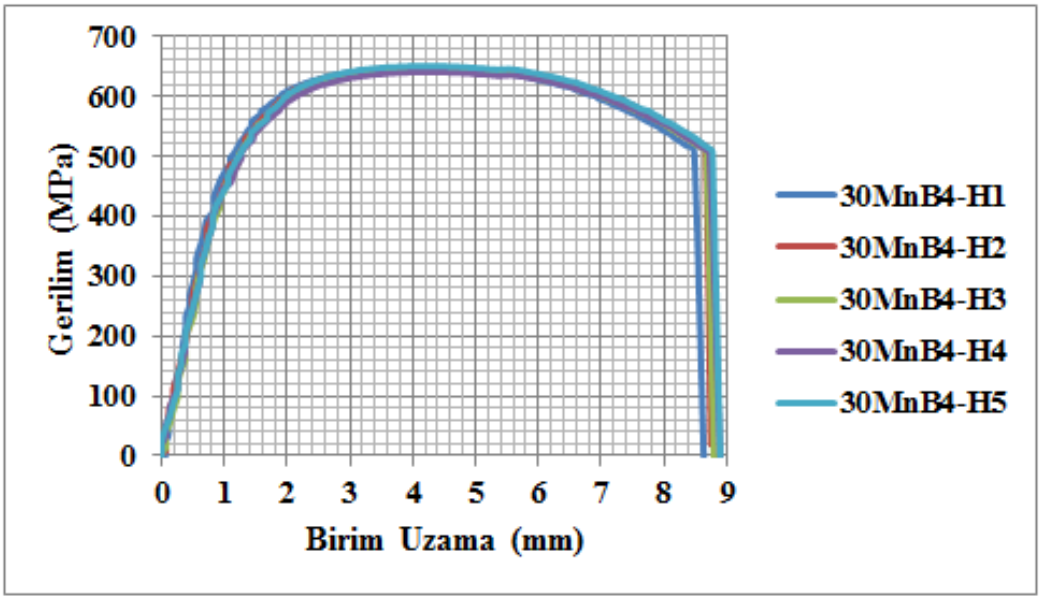
Şekil 4.44. 41-H numunesine ait gerilim-birim uzama eğrileri.

Çizelge 4.11 de 41Cr4 çeliğinin ham numunelerine ait gerilme-birim uzama sonuçları verilmiştir. Ham 41Cr4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 620 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Bu değerler 10.9 ve 12.9 kalite sınıfına uymamaktadır. Çekme mukavemeti 6.8 kalite sınıfına uymaktadır.

Çizelge 4.11. 41Cr4 ham numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-H	H1	H2	H3	H4	H5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	615	622	623	636	615	622.2
Akma Mukavemeti (MPa)	612	622	618	631	613	619.2
Alt Akma Re_L	612	622	618	630	613	619.0
Üst Akma Re_H	612	622	618	631	613	619.2
Birim Uzama L_1 (mm)	61.3	58.2	60.1	59.3	60.5	59.8
Z (%)	22.6	16.4	20.2	18.6	21	19.7

Şekil 4.46 da 41Cr4 ve Şekil 4.47 de ise 30MnB4 çeliklerinin 860 ^{0}C sıcaklıkta tavlanmış ve soğutma işlemine tabi tutulmuş numunelerine ait gerilme-birim uzama eğrileri verilmiştir.



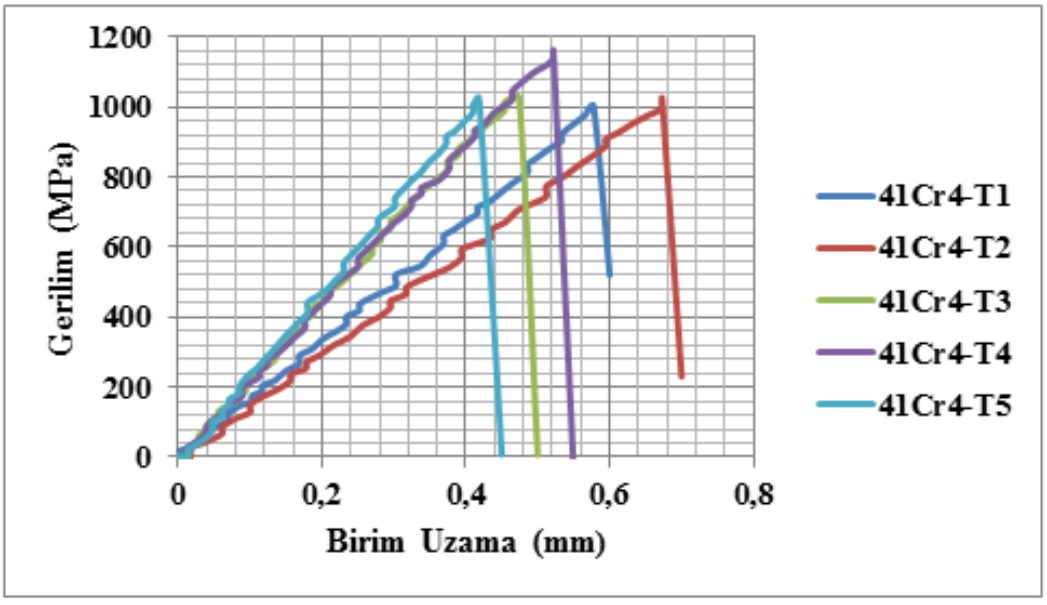
Şekil 4.45. 30-H numunesine ait gerilim-birim uzama eğrileri.

Çizelge 4.12 de 30MnB4 çeliğinin ham numunelerine ait gerilme-birim uzama sonuçları verilmiştir. Ham 41Cr4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 640 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Bu değerler 10.9 ve 12.9 kalite sınıfına uymamaktadır. Çekme mukavemeti 6.8 kalite sınıfına uymaktadır.

Çizelge 4.12. 30MnB4 ham numunesine ait mekanik değerler.

30MnB4-H	**H1**	**H2**	**H3**	**H4**	**H5**	**Ortalama**
Çekme Mukavemeti (MPa)	645	647	644	640	650	645.2
Akma Mukavemeti (MPa)	643	643	641	635	647	641.8
Alt Akma Re_L	643	643	641	635	647	641.8
Üst Akma Re_H	643	643	641	635	647	641.8
Birim Uzama L_1 (mm)	58.64	58.75	58.8	58.8	58.9	58.7
Z (%)	17.28	17.5	17.6	17.6	17.8	17.5

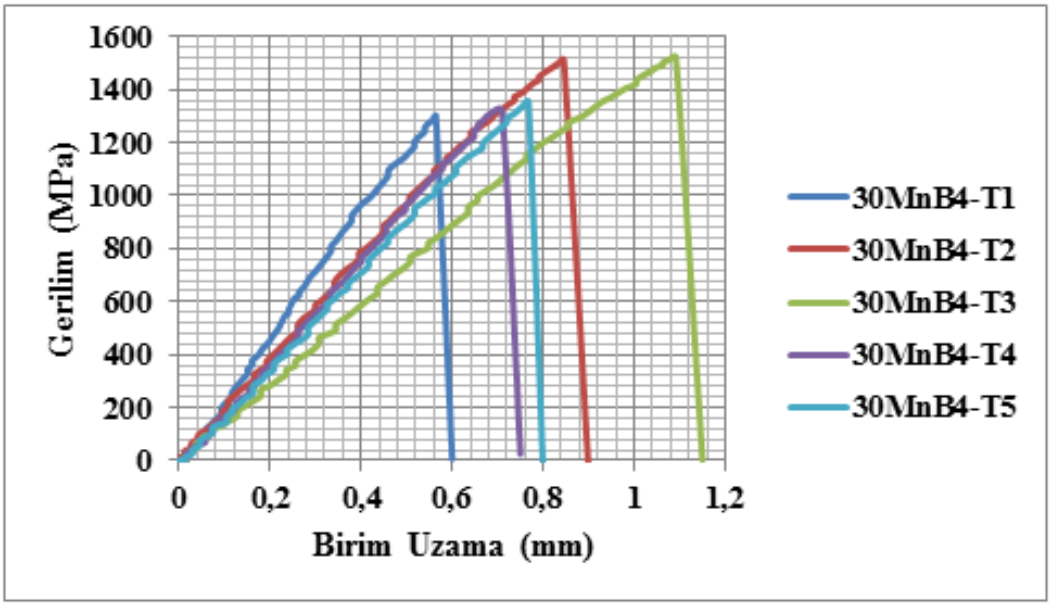
Çizelge 4.13 ve 4.14 de ise sırasıyla 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 860 ^{0}C'de tavlanmış numunelerine ait gerilme-birim uzama sonuçları verilmiştir. Her iki numune de de plastik deformasyon gerçekleşmeden kopma meydana geldiğinden malzeme içerisinde elde edilen yapının çok sert ve kırılgan olduğu anlaşılmaktadır. Bu sert ve kırılgan yapının sebebi austenit fazından martensit fazına geçiş esnasında sertleşmiş olan bölgelerde kalıntı streslerin meydana gelmesidir.



Şekil 4.46. 860 ^{0}C'de tavlanmış 41Cr4 (41-T) numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.13. 860 ^{0}C'de tavlanmış 41Cr4 numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-T	T1	T2	T3	T4	T5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1001	1024	1024	1160	1024	1046.6
Akma Mukavemeti (MPa)	-	-	-	-	-	-
Birim Uzama L_1 (mm)	50.6	50.7	50.7	50.55	50.45	50.6
Z (%)	1.2	1.4	1.4	1.1	0.9	1.2



Şekil 4.47. 860 ^{0}C'de tavlanmış 30MnB4 (30-T) numunesine ait çekme grafiği.

Bu nedenle, sertleştirilmiş parçalarda kalan gerilimi azaltmak için temperleme (menevişleme) işlemi uygulanır. Meneviş işleminin amacı, sertleştirilmiş parçalarda kalıntı stresi ve sertliği azaltmaktır.

Çizelge 4.14. 860 ^{0}C'de tavlanmış 30MnB4 (30-T) numunesine ait mekanik değerler.

30MnB4-T	T1	T2	T3	T4	T5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1300	1513	1522	1319	1354	1401.6
Akma Mukavemeti (MPa)	-	-	-	-	-	-
Birim Uzama L_1 (mm)	50.6	50.9	51.15	50.75	50.8	50.84
Z%	1.2	1.8	2.3	1.5	1.6	1.68

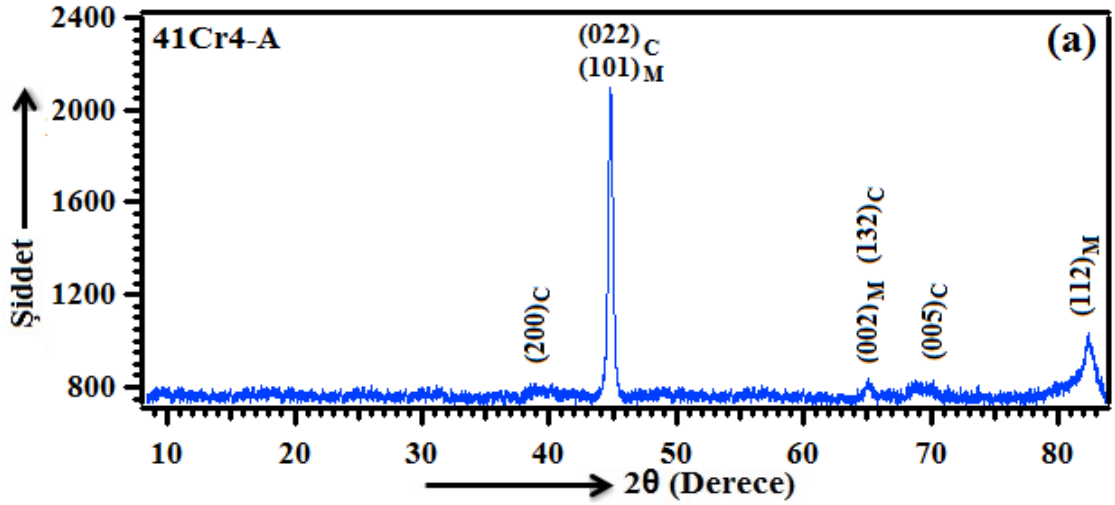
Çizelge 4.15'de 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ham ve temperlenmiş numunelerinin mekanik değerleri karşılaştırılmıştır. Çizelgedende görüleceği gibi 30MnB4 çeliğinin ham ve temperlenmiş numunelerinin çekme mukavemetlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Her iki çeliğe tavlama ve homojenizasyon işleminin uygulanması, bu çeliklerin çekme mukavemetlerini ve esneklik modüllerinin artırmasını sağlar.

Çizelge 4.15. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ham ve temperlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması.

	41Cr4-H	**30MnB4-H**	**41Cr4-T**	**30MnB4-T**
Çekme Mukavemeti (MPa)	622.2	645.2	1046.6	1401.6
Akma Mukavemeti (MPa)	619.2	641.8	-	-
Alt Akma Re_L	619	641.8	-	-
Üst Akma Re_H	619.2	641.8	-	-
Birim Uzama L_1 (mm)	59.88	58.778	50.6	50.84
Z (%)	19.76	17.556	1.2	1.68

4.2 41Cr4 ve 30MnB4 Çeliklerinde Menevişleme İşleminin İncelenmesi

41Cr4-A numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.48 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.48 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.857Å ve $c_{\alpha'}$=2.873 Å (c/a=1.006); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(005)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.622Å, b_C=5.092Å ve c_C=6.767Å olarak bulundu.

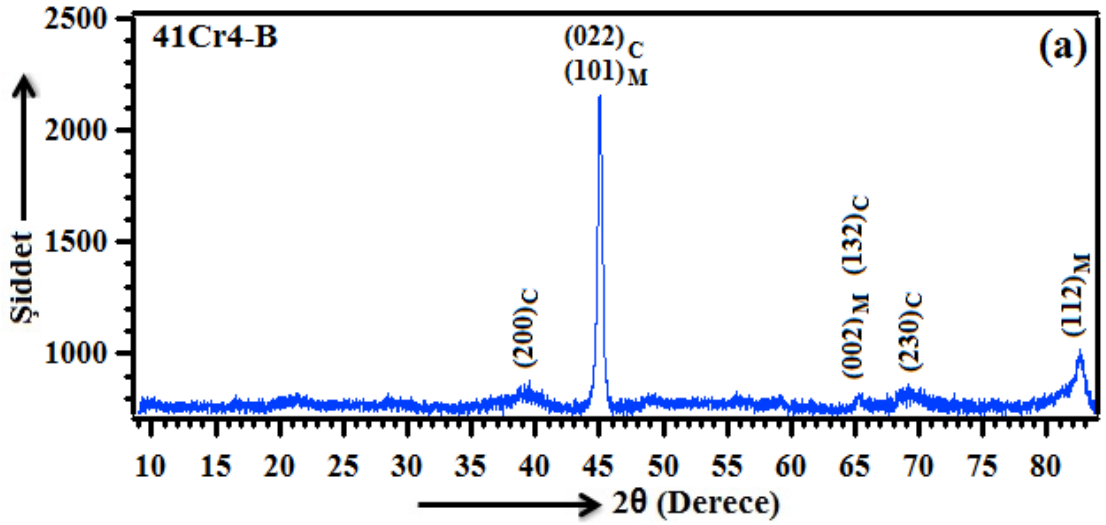


Şekil 4.48. 510 ºC' de menevişlenmiş 41-A numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.16. 41-A numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	38.9711	2.31117	0.8747	57.14	34.02
2	44.5339	2.03455	0.246	640.49	1356.0
3	64.9036	1.43673	0.4373	45.51	54.2
4	69.4491	1.3534	1.312	74.85	29.7
5	82.2799	1.17084	0.4	219.58	285.9

41Cr4-B numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.49 da indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.49'daki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.857Å ve $c_{\alpha'}$=2.884 Å (c/a=1.009); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitlerinin a_C=4.537Å, b_C=5.106Å ve c_C=6.831Å olarak bulundu.

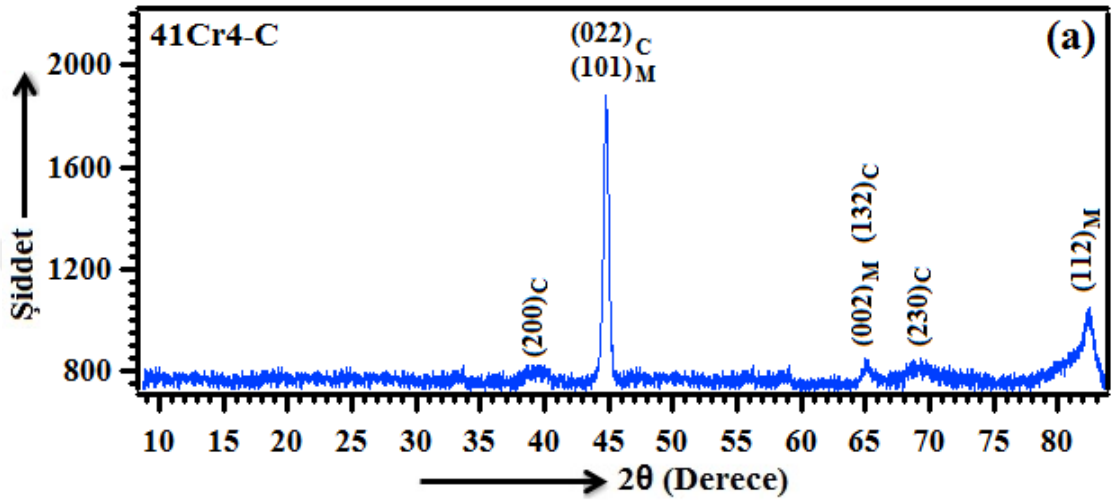


Şekil 4.49. 480 ºC' de menevişlenmiş 41-B numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.17. 41-B numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.7301	2.26876	1.8893	51.87	27.83
2	44.2944	2.045	0.2952	423.63	1454.78
3	64.6253	1.44225	0.9446	64.37	69.08
4	68.9768	1.3615	1.5744	49.67	31.98
5	82.0211	1.17388	0.768	272.49	266.10

41Cr4-C numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.50 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.50 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.864Å ve $c_{\alpha'}$=2.879 Å (c/a=1.005); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.632Å, b_C=5.048Å ve c_C=6.927Å olarak bulundu.

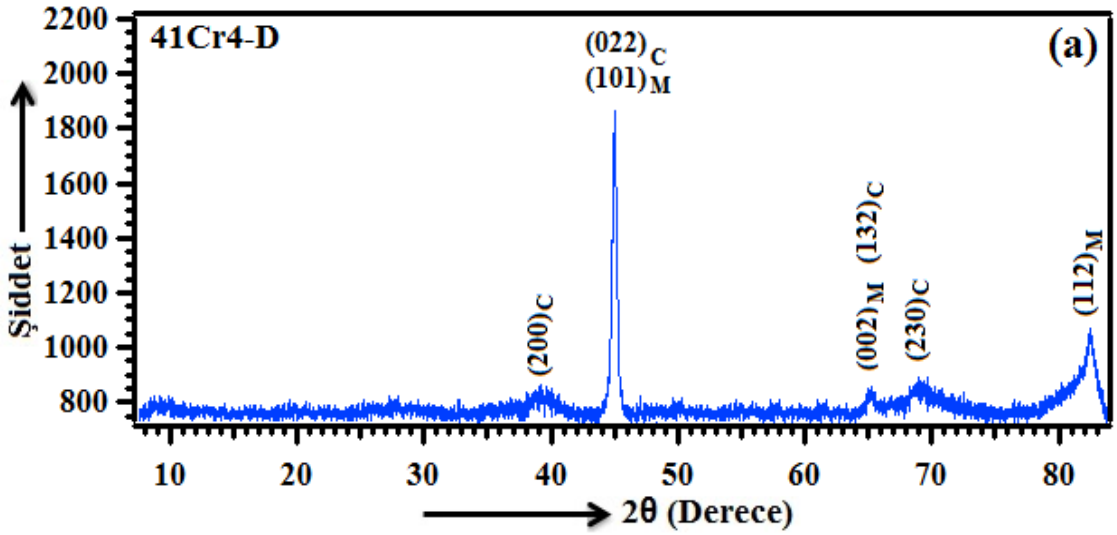


Şekil 4.50. 450 ºC' de menevişlenmiş 41-C numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.18. 41-C numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	38.8848	2.3161	1.2595	47.89	38.55
2	44.4101	2.03993	0.2952	337.05	1157.45
3	64.7398	1.43997	0.6298	34.41	55.38
4	68.9849	1.36136	1.5744	59.24	38.14
5	82.0383	1.17368	0.768	237.52	231.96

41Cr4-D numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.51 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.51 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.863Å ve $c_{\alpha'}$=2.883 Å (c/a=1.007); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.606Å, b_C=5.079Å ve c_C=6.868Å olarak bulundu.

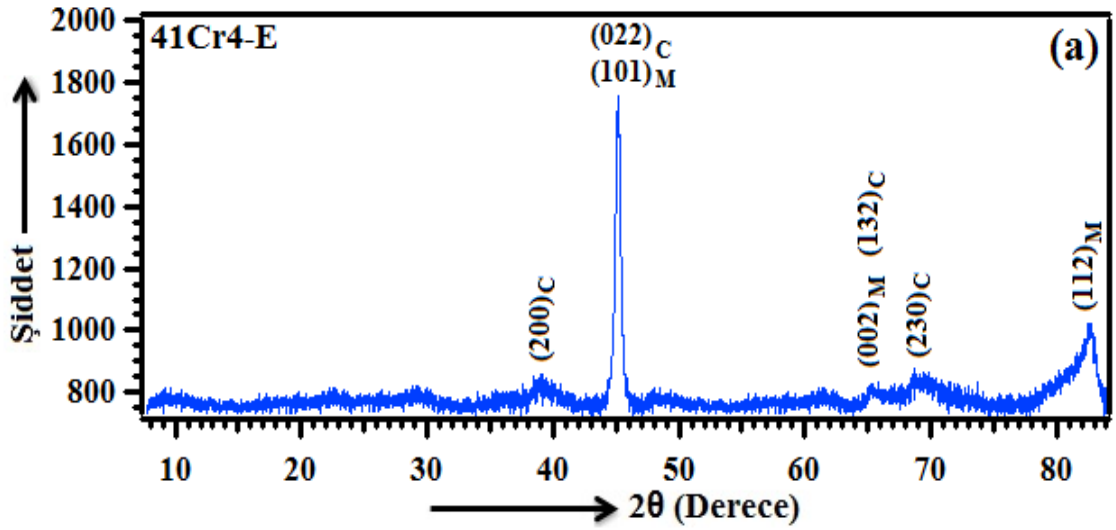


Şekil 4.51. 420 ºC' de menevişlenmiş 41-D numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.19. 41-D numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.1072	2.30345	1.8893	60.75	32.60
2	44.3643	2.04194	0.433	572.49	1340.44
3	64.6517	1.44172	0.9446	47.33	50.79
4	68.8175	1.36427	1.8893	58.24	31.25
5	81.974	1.17444	0.768	255.46	249.47

41Cr4-E numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.52 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.52 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.852Å ve $c_{\alpha'}$=2.879 Å (c/a=1.009); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.542Å, b_C=5.116Å ve c_C=6.726Å olarak bulundu.



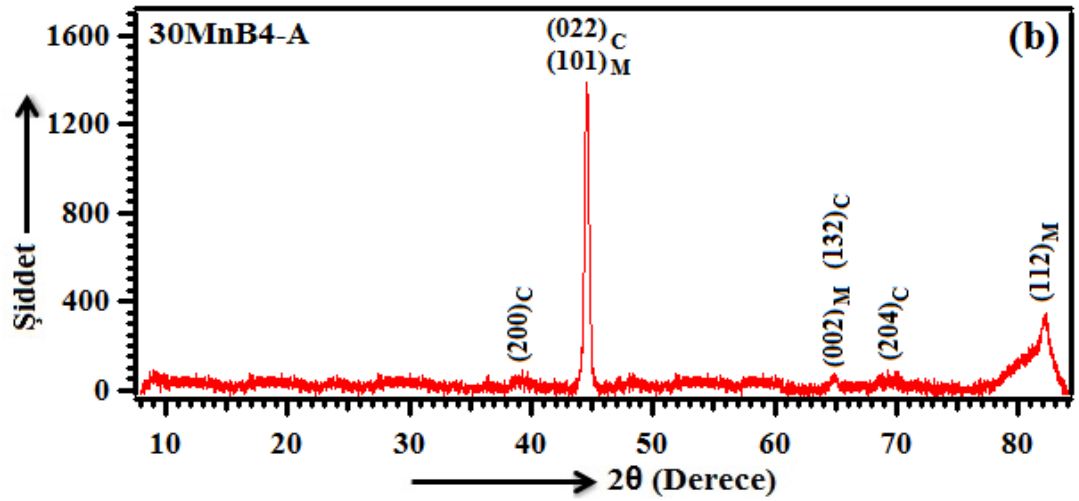
Şekil 4.52. 390 ºC' de menevişlenmiş 41-E numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.20. 41-E numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.6846	2.27125	1.5744	45.39	29.23
2	44.4986	2.03608	0.3936	601.09	1548.14
3	64.755	1.43967	0.6298	29.77	47.92
4	68.8468	1.36376	1.2595	42.05	33.84
5	82.2012	1.17177	0.96	293.19	229.05

30MnB4-A numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.53 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.53 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α′ martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.863Å ve $c_{\alpha'}$=2.873 Å (c/a=1.003); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(204)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.602Å, b_C=5.110Å ve c_C=6.715Å olarak bulundu.

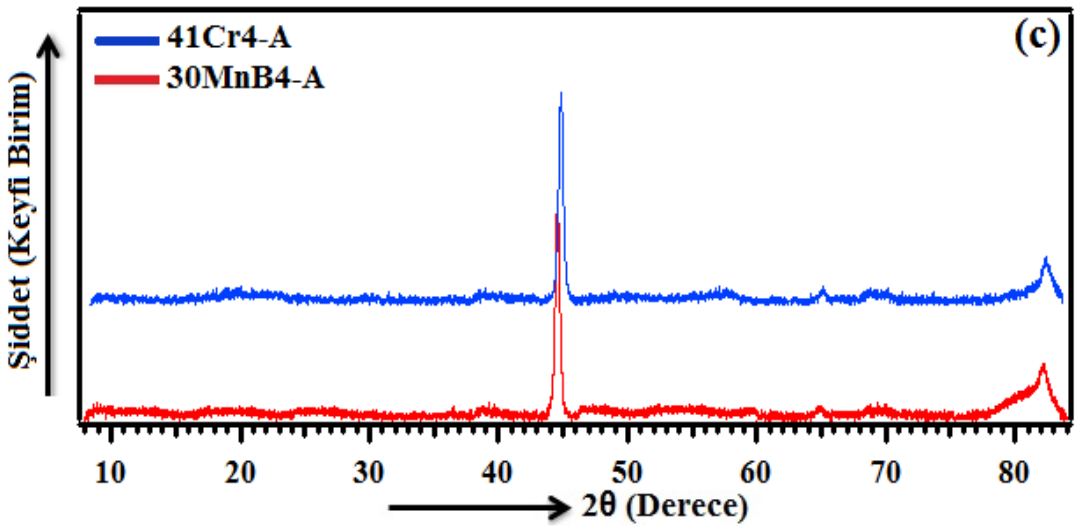
41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 510 ºC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesinden alınan her iki çeliğin X-ışını difraktoğramı karşılılaştırılmış hali Şekil 4.54'de gösterilmiştir. 41Cr4-A ve 30MnB4-A karşılaştırıldığında 44º-45º aralığında görülen pikin bir miktar kaydığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.53. 510 ºC' de menevişlenmiş 30-A numunesine ait XRD pikleri.

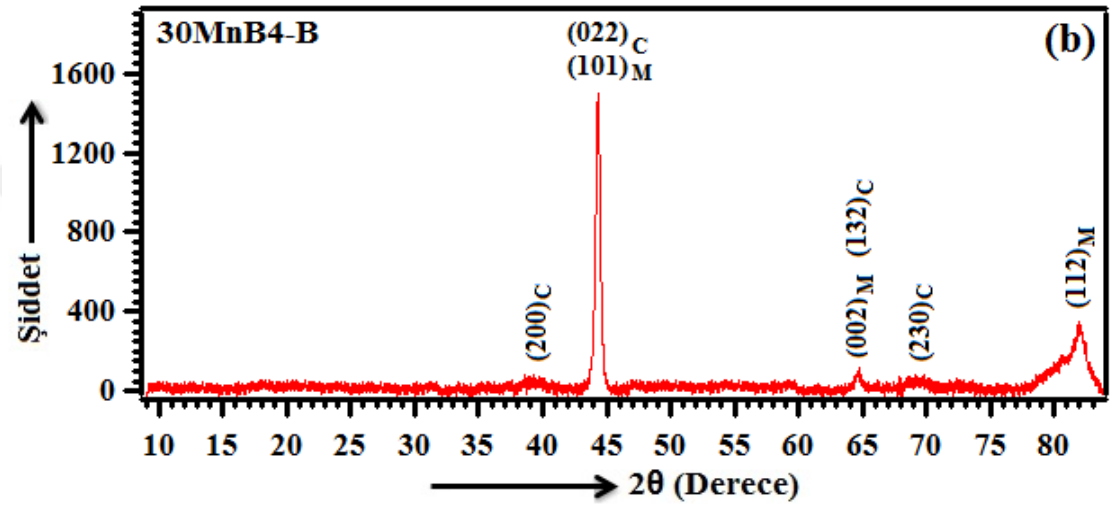
Çizelge 4.21. 30-A numunesi XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.1415	2.3015	1.2595	40.44	32.55
2	44.5631	2.03329	0.3542	478.1	1368.19
3	64.8813	1.43717	0.6298	33.88	54.55
4	69.4368	1.35361	1.8893	55.44	29.75
5	82.1789	1.17203	0.576	212.96	277.29



Şekil 4.54. 510 ºC'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması.

30MnB4-B numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.55 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.55 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α′ martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.866Å ve $c_{\alpha'}$=2.882Å (c/a=1.005); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.589Å, b_C=5.046Å ve c_C=6.970Å olarak bulundu.

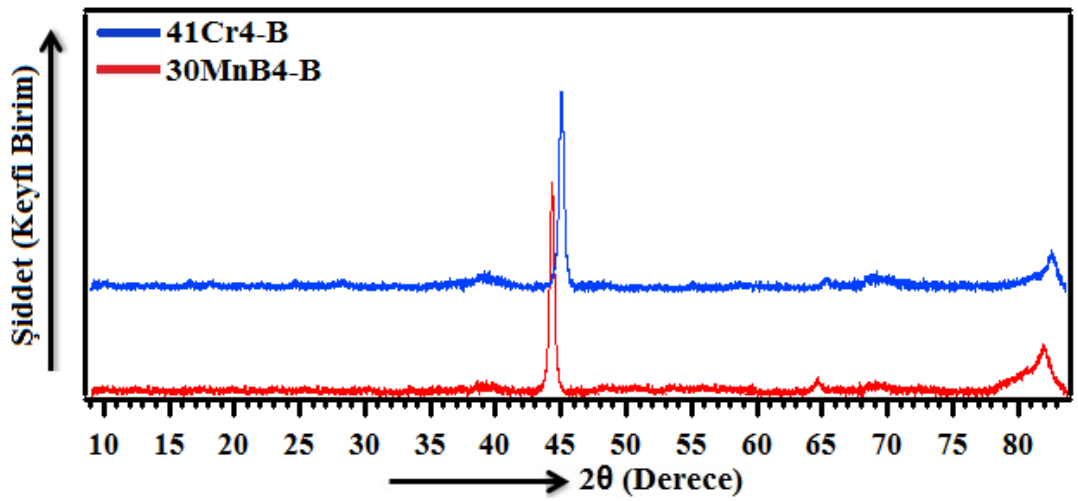


Şekil 4.55. 480 °C' de menevişlenmiş 30-B numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.22. 30-B numunesi XRD piklerine ait değerler.

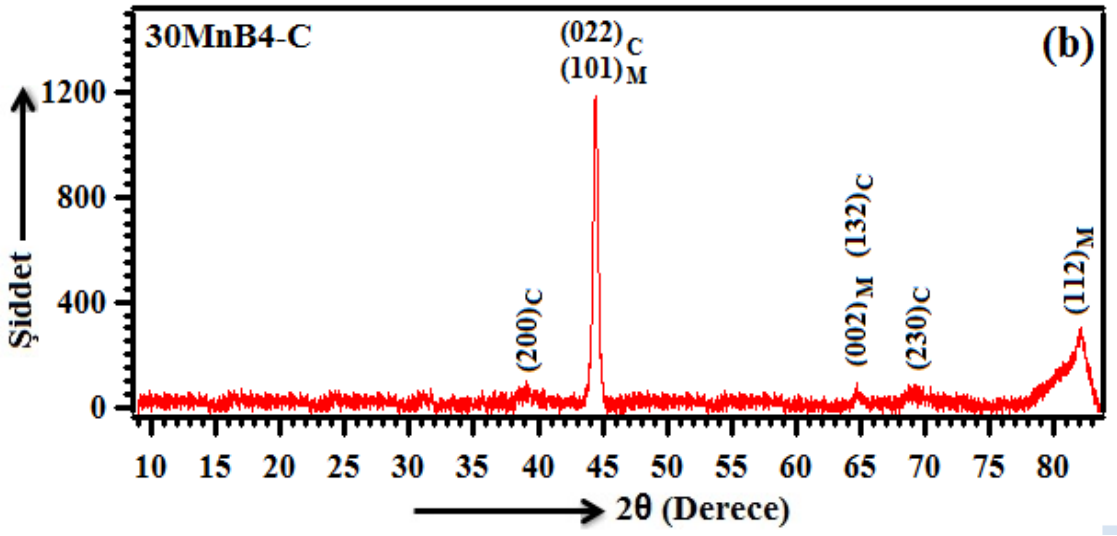
No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.2585	2.29492	1.8893	52.72	28.29
2	44.3172	2.044	0.2952	430.34	1477.8
3	64.6841	1.44108	0.9446	65	69.75
4	69.2501	1.3568	1.5744	50.54	32.54
5	81.9742	1.17444	0.768	273.33	266.93

41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 480 °C sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesinden alınan her iki çeliğin X-ışını difraktoğramı karşılılaştırılmış hali Şekil 4.56'da gösterilmiştir. 41Cr4-B ve 30MnB4-B karşılaştırıldığında 44°-45° aralığında görülen pikin bir miktar kaydığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.56. 480 °C'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması.

30MnB4-C numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.57 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.57 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.868Å ve $c_{\alpha'}$=2.878 Å (c/a=1.003); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.603Å, b_C=5.047Å ve c_C=6.916Å olarak bulundu.

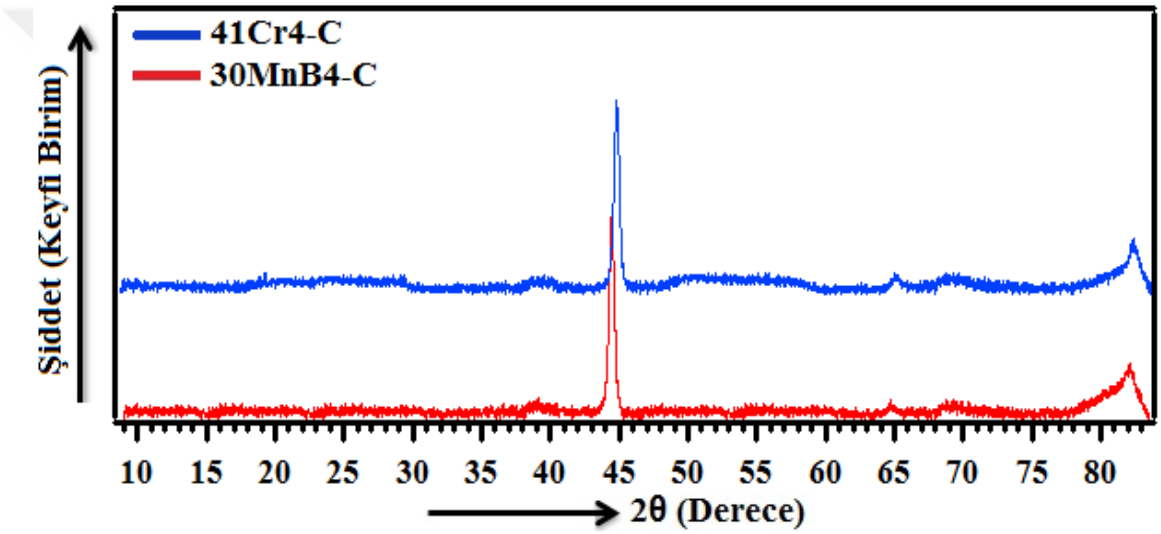


Şekil 4.57. 450 °C' de menevişlenmiş 30-C numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.23. 30-C numunesi XRD piklerine ait değerler.

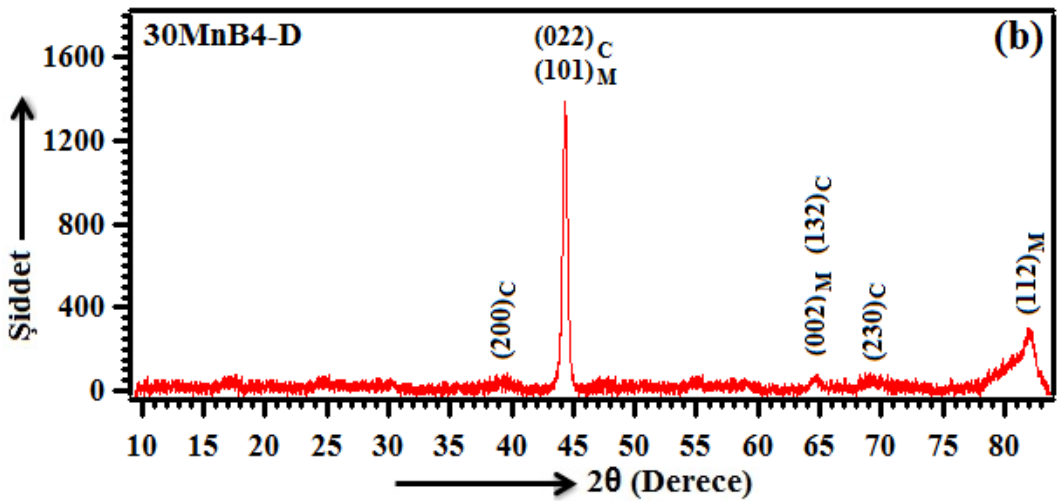
No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.1334	2.30197	1.2595	49.44	39.79
2	44.4431	2.03849	0.2952	341.9	1174.12
3	64.7865	1.43905	0.6298	32.07	51.63
4	69.163	1.35829	1.5744	58.5	37.67
5	82.0455	1.1736	0.768	238.45	232.87

41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 450 ^{o}C' de meneviş yapılmış numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.58'de karşılılaştırılmış. 41Cr4-C ve 30MnB4-C karşılaştırıldığında 44^{o}-45^{o} aralığında görülen pikin bir miktar kaydığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.58. 450 ^{o}C'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması.

30MnB4-D numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.59 da indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.59 daki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.864Å ve $c_{\alpha'}$=2.883 Å (c/a=1.007); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.598Å, b_C=5.053Å ve c_C=6.939Å olarak bulundu.

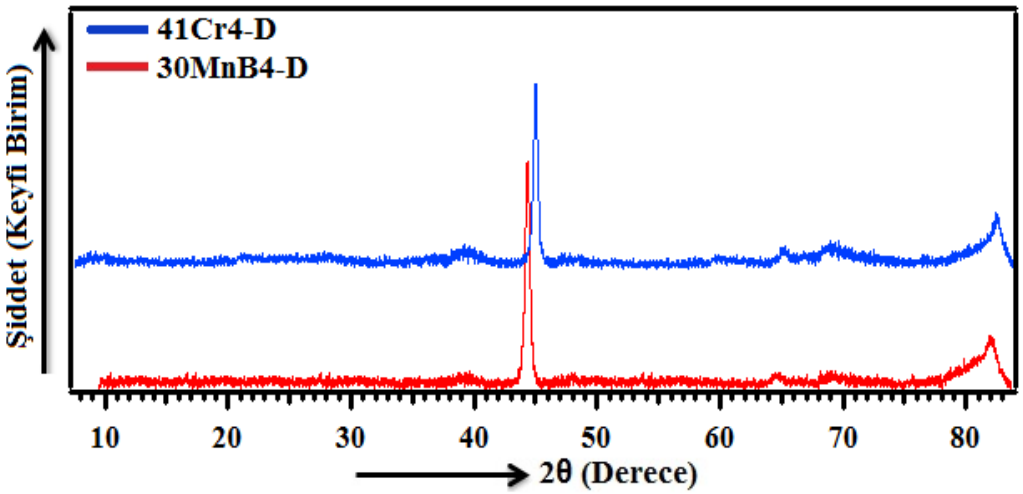


Şekil 4.59. 420 ºC' de menevişlenmiş 30-D numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.24. 30-D numunesi XRD piklerine ait değerler.

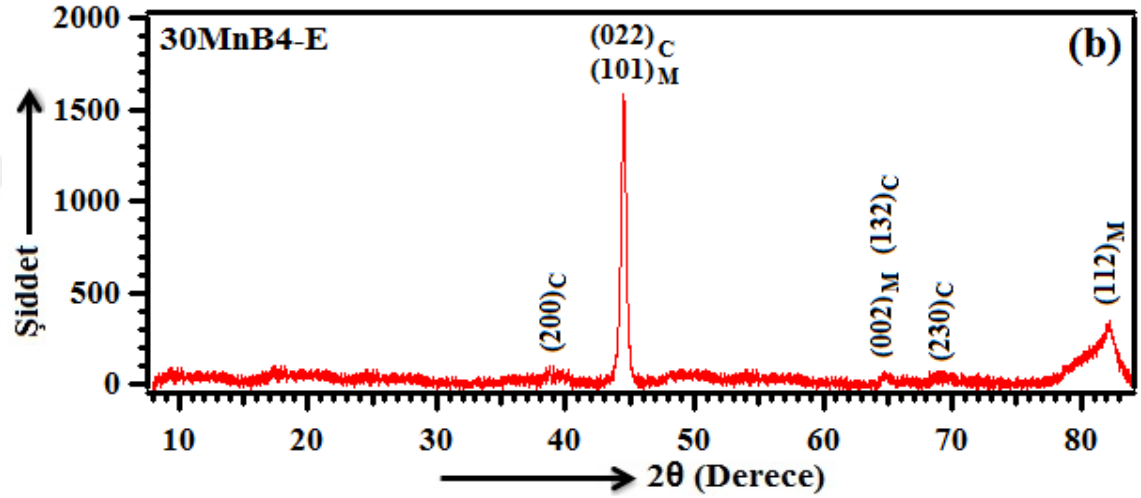
No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.1806	2.2993	1.8893	60.2	32.30
2	44.3483	2.04263	0.433	577.74	1352.73
3	64.6624	1.44151	0.9446	47.29	50.75
4	69.1281	1.35889	1.8893	73.99	39.70
5	81.9747	1.17443	0.768	255.38	249.40

41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 420 ºC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesinden alınan her iki çeliğin X-ışını difraktoğramı karşılılaştırılmış hali Şekil 4.60'da gösterilmiştir. 41Cr4-D ve 30MnB4-D karşılaştırıldığında 44º-45º aralığında görülen pikin bir miktar kaydığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.60. 420 ºC'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması.

30MnB4-E numunesinden alınan X-ışını difraktoğramı Şekil 4.61 de indislenmiş olarak gösterilmiştir. Bu numunede sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın olduğu tespit edildi. Şekil 4.61 deki X-ışını difraktoğramının $(101)_M$ ve $(112)_M$ piklerinden α' martensit fazına ait kafes sabitlerinin $a_{\alpha'}$=2.830Å ve $c_{\alpha'}$=2.876 Å (c/a=1.016); $(200)_C$, $(022)_C$ ve $(230)_C$ piklerinden sementit fazına ait kafes sabitleri a_C=4.586Å, b_C=5.060Å ve c_C=6.852Å olarak bulundu.

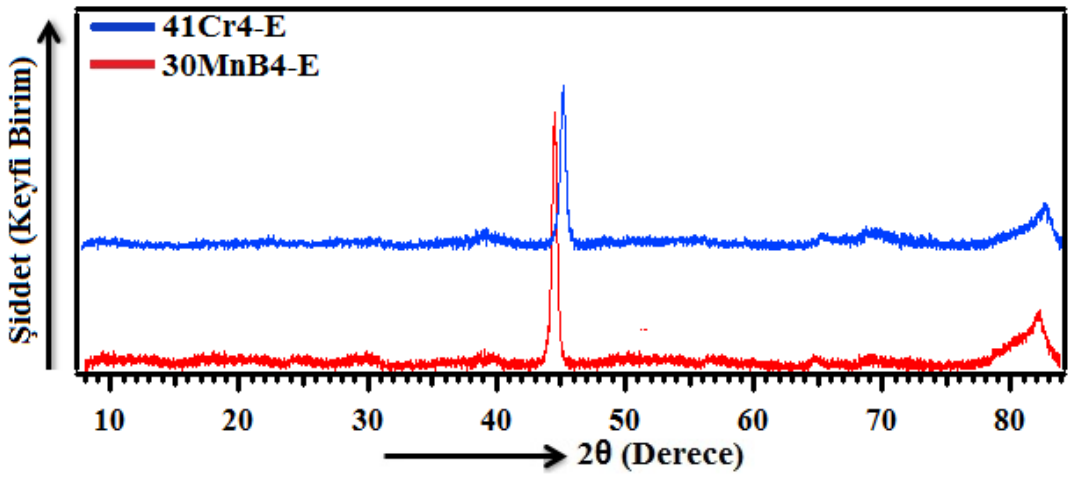


Şekil 4.61. 390 ºC' de menevişlenmiş 30-E numunesine ait XRD pikleri.

Çizelge 4.25. 30-E numunesinin XRD piklerine ait değerler.

No.	Pos. [°2Th.]	d-spacing [Å]	FWHM [°2Th.]	Alan [cts*°2Th.]	Yükseklik [cts]
1	39.2692	2.29432	1.5744	45.57	29.34
2	44.5116	2.03552	0.3936	603.22	1553.63
3	64.8241	1.4383	0.6298	29.57	47.59
4	69.116	1.3591	1.2595	46.91	37.76
5	82.1274	1.17263	0.96	296.18	231.39

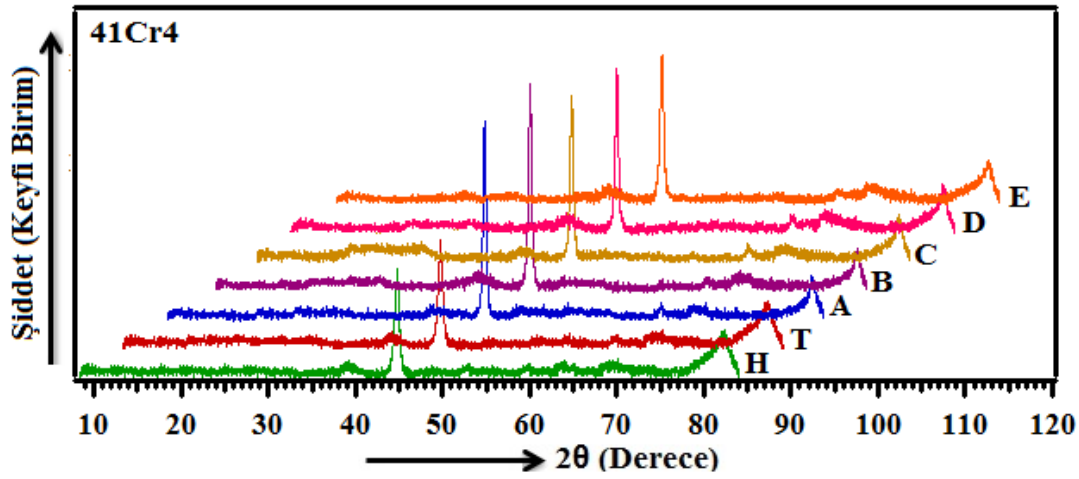
41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 390 ºC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesinden alınan her iki çeliğin X-ışını difraktoğramı karşılılaştırılmış hali Şekil 4.62'de gösterilmiştir. 41Cr4-E ve 30MnB4-E karşılaştırıldığında 44º-45º aralığında görülen pikin bir miktar kaydığı anlaşılmaktadır



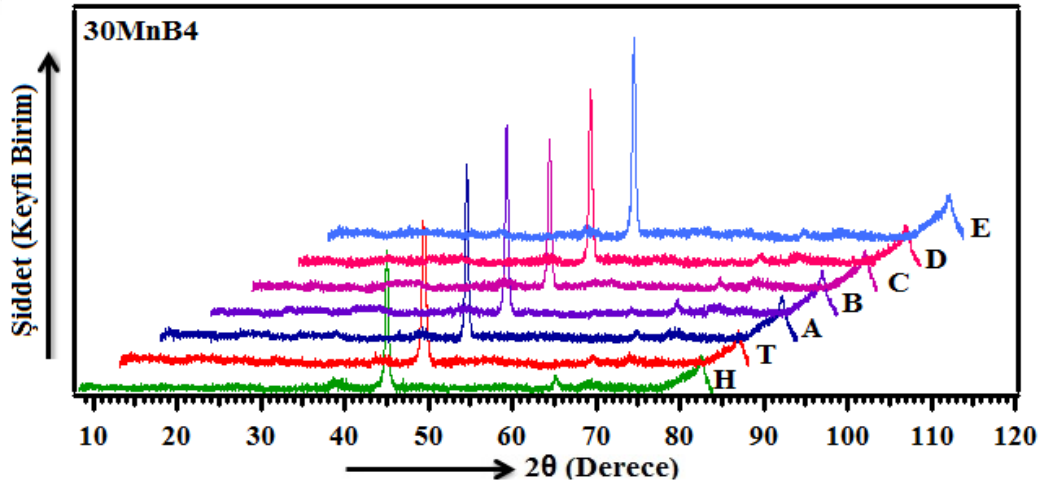
Şekil 4.62. 390 ^{o}C'de menevişlenmiş 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması.

Şekil 4.63 de 41Cr4 çeliklerine ve Şekil 4.64 de ise 30MnB4 çeliklerine ait ham numunelerinin, 860 ^{o}C sıcaklıkta tavlanmış ve farklı sıcaklıklarda meneviş yapılmış numunelerin XRD piklerinin karşılaştırılması verilmiştir. Bu numunelerin sadece ısıl işlem görmemiş ham numunelerinde sementit, ferrit ve martensit olmak üzere üç farklı fazın yaklaşık 45^{o} de oluştuğu diğer tavlanmış ve farklı sıcaklıklarda meneviş yapılmış numunelerde sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın yaklaşık 44^{o} ila 44.5^{o} aralığında oluştuğu piklerden anlaşılmaktadır. 44^{o}- 44.5^{o} arasında oluşan bu pikin ham ve tavlanmış numunelerde küçük, meneviş işlemine tabi tutulmuş numunelerde ise daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

Her iki alaşım içinde elde edilen $(101)_{M}$ pikinin gerçekleştirilmiş olan menevişleme işlemleri sonrasında kayda değer bir şekilde büyüdüğü görülmektedir. Bu durum menevişleme işlemi sırasında iç atomik aktivitenin artarak martensit fazının ayrışmaya başladığını ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesinin azaldığını düşündürmektedir.



Şekil 4.63. 41Cr4 çeliklerinin XRD piklerinin karşılaştırılması.



Şekil 4.64. 30MnB4 çeliklerinin XRD piklerinin karşılaştırılması.

41Cr4 ve 30MnB4 piklerinin menevişleme işlemi sonrasındaki değişimi kıyaslandığında ise 41Cr4 çeliğinin $(101)_M$ pikinde meydana gelen değişimler kıyaslandığında meydana gelen değişimin hemen hemen benzer olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca her iki çeliktede 450 ^oC sıcaklıkta yapılan menevişleme işleminde martensit pikinin yaklaşık olarak ham ve meneviş işlemine tabi tutulmadan homojenize edilmemiş numunelerin $(101)_M$ pikinin büyüklüğü kadar olduğu görülmektedir. Martensit pikinin en yüksek olduğu numune ise her iki çelikte de en düşük menevişleme işleminde ortaya çıkmıştır. Çizelge 4.26 da 41Cr4 çeliklerine ait kafes sabitleri değerleri verilmiştir. Aynı şekilde Çizelge 4.27 de ise 30MnB4 çeliklerine ait kafes sabitleri verilmiştir.

Çizelge 4.26. 41Cr4 çeliğine ait kafes sabitleri.

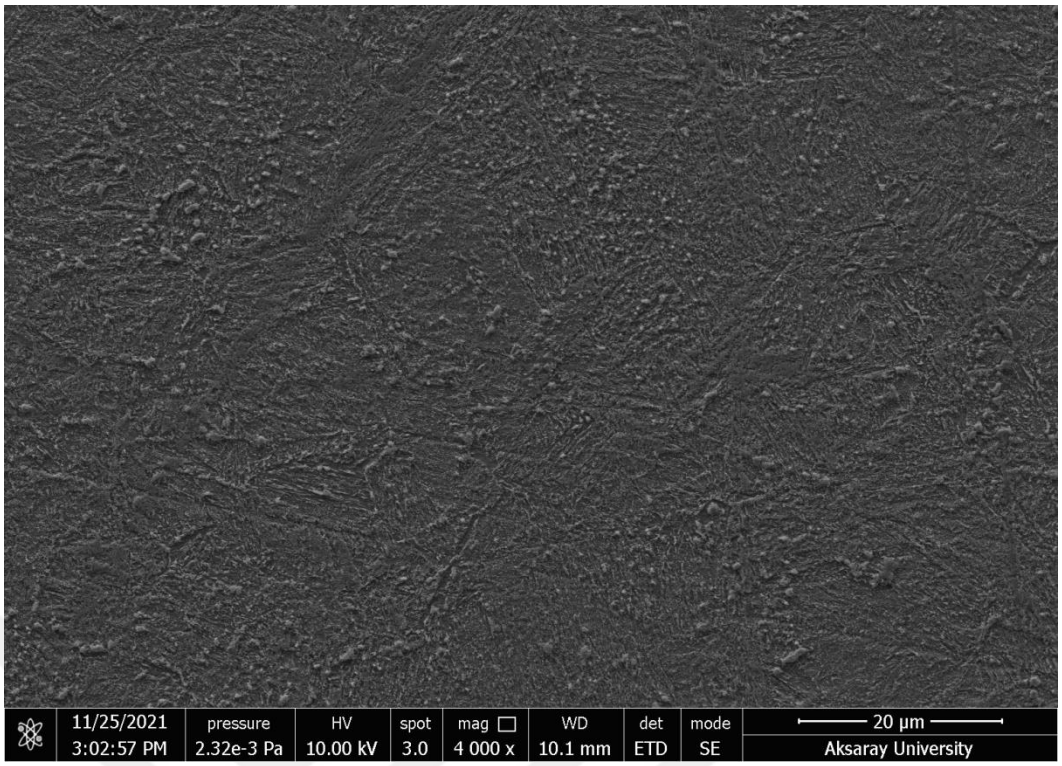
Numune adı	Martensit			Ferrit	Sementit		
	$a_{\alpha'}$ (Å)	$c_{\alpha'}$ (Å)	c/a (Å)	a_F (Å)	a_c (Å)	b_c (Å)	c_c (Å)
41-H	2.797	2.894	1.035	2.844	4.637	5.059	6.697
41-T	2.841	2.882	1.014	-	4.643	5.026	6.954
41-A	2.857	2.873	1.006	-	4.622	5.092	6.767
41-B	2.857	2.884	1.009	-	4.537	5.106	6.831
41-C	2.864	2.879	1.005	-	4.632	5.048	6.927
41-D	2.863	2.883	1.007	-	4.606	5.079	6.868
41-E	2.852	2.879	1.009	-	4.542	5.116	6.726

Çizelge 4.27. 30MnB4 çeliğine ait kafes sabitleri.

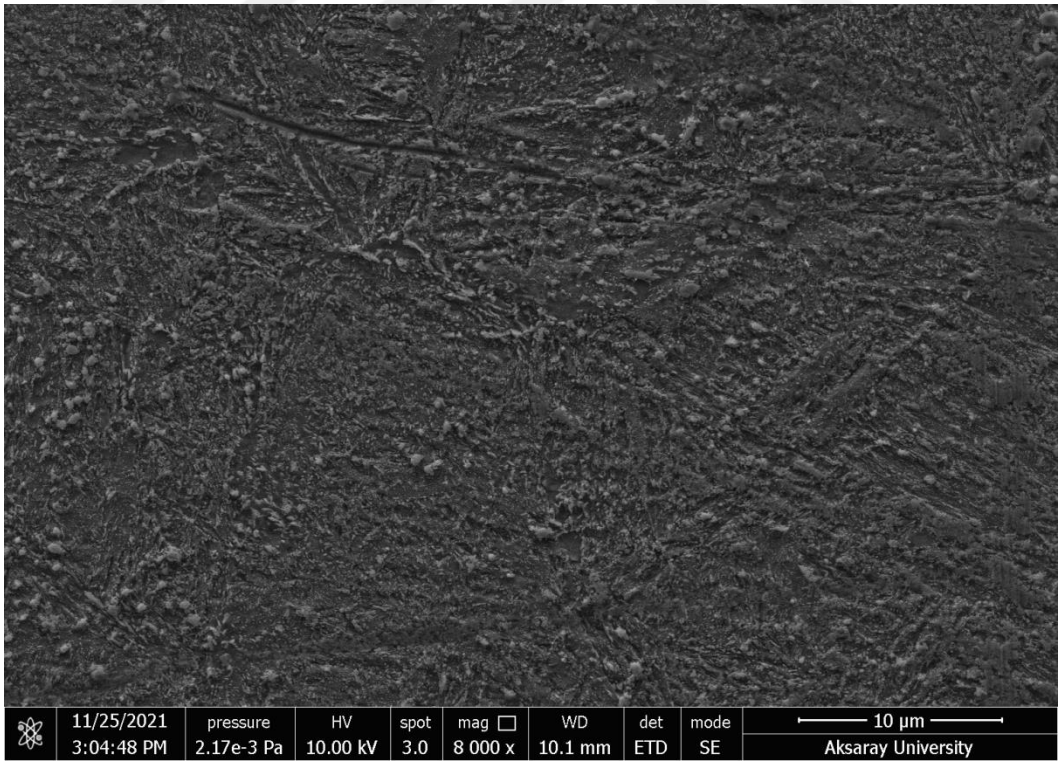
Numune adı	Martensit			Ferrit	Sementit		
	$a_{\alpha'}$ (Å)	$c_{\alpha'}$ (Å)	c/a (Å)	a_F (Å)	a_c (Å)	b_c (Å)	c_c (Å)
30-H	2.803	2.890	1.031	2.845	4.596	5.054	6.714
30-T	2.852	2.883	1.011	-	4.598	5.042	6.917
30-A	2.863	2.873	1.003	-	4.602	5.110	6.715
30-B	2.866	2.882	1.005	-	4.589	5.046	6.970
30-C	2.868	2.878	1.003	-	4.603	5.047	6.916
30-D	2.864	2.883	1.007	-	4.598	5.053	6.939
30-E	2.830	2.876	1.016	-	4.586	5.060	6.852

41Cr4 çeliğinin 510 ^oC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesine ait SEM görüntüsü Şekil 4.65 ve Şekil 4.66 da verilmiştir. Şekil 4.67 de ise Şekil 4.66 da verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.28 de Şekil 4.67 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.68 deki piklerin element kompozisyonu verilmiştir. Alınan EDS analizlerinde seçilmiş bölgelerin element dağılımlarının birbirinden çok farklı olmadığı görülmektedir.

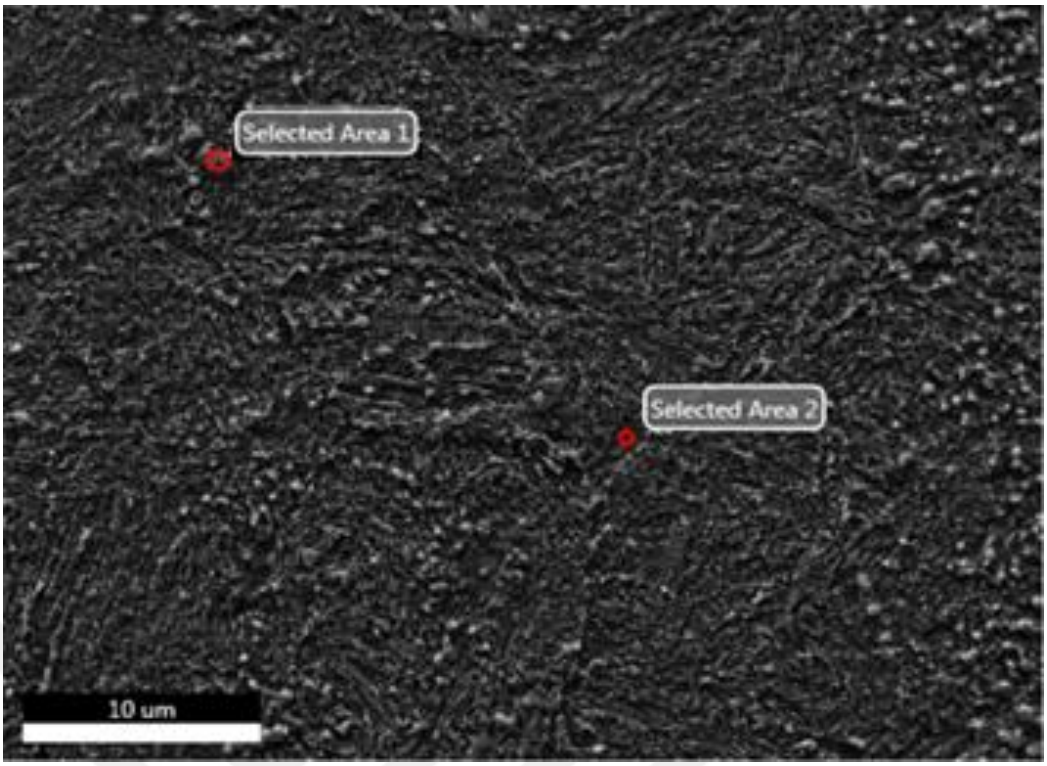
Şekil 4.69, Şekil 4.70, Şekil 4.71, Şekil 4.72 ve Şekil 4.73, 41Cr4 çeliğinin 510 ^oC sıcaklığında meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait metal mikroskobu görüntülerini vermektedir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.



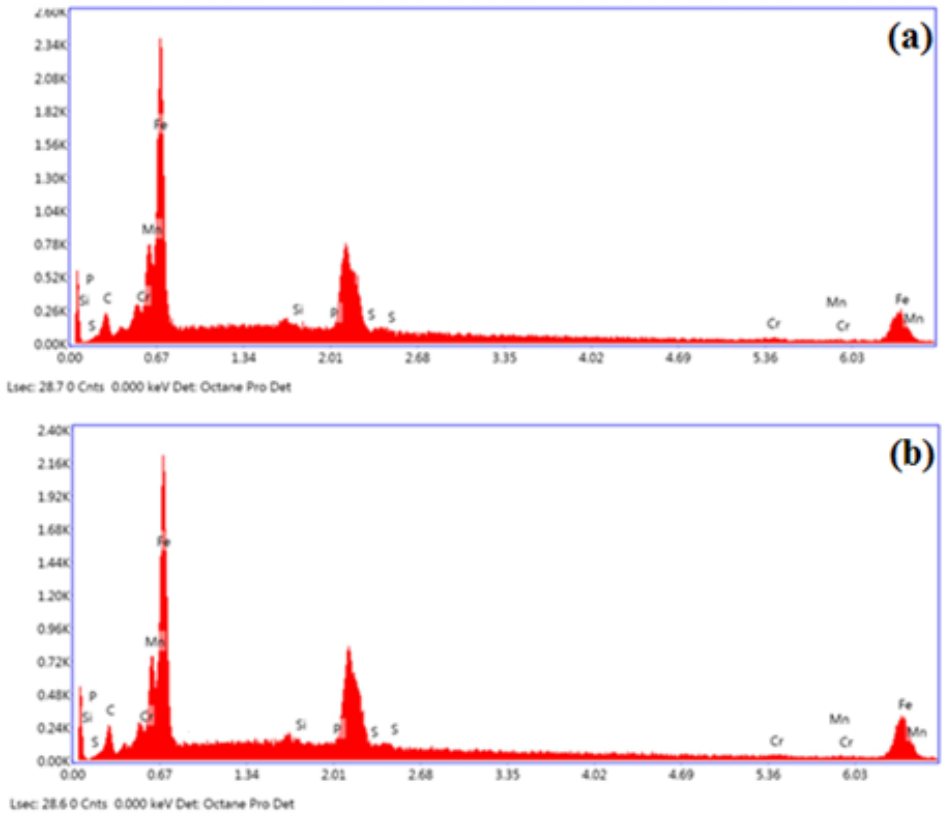
Şekil 4.65. 41-A1 numunesinin SEM görüntüsü.



Şekil 4.66. 41-A2 numunesinin SEM görüntüsü.



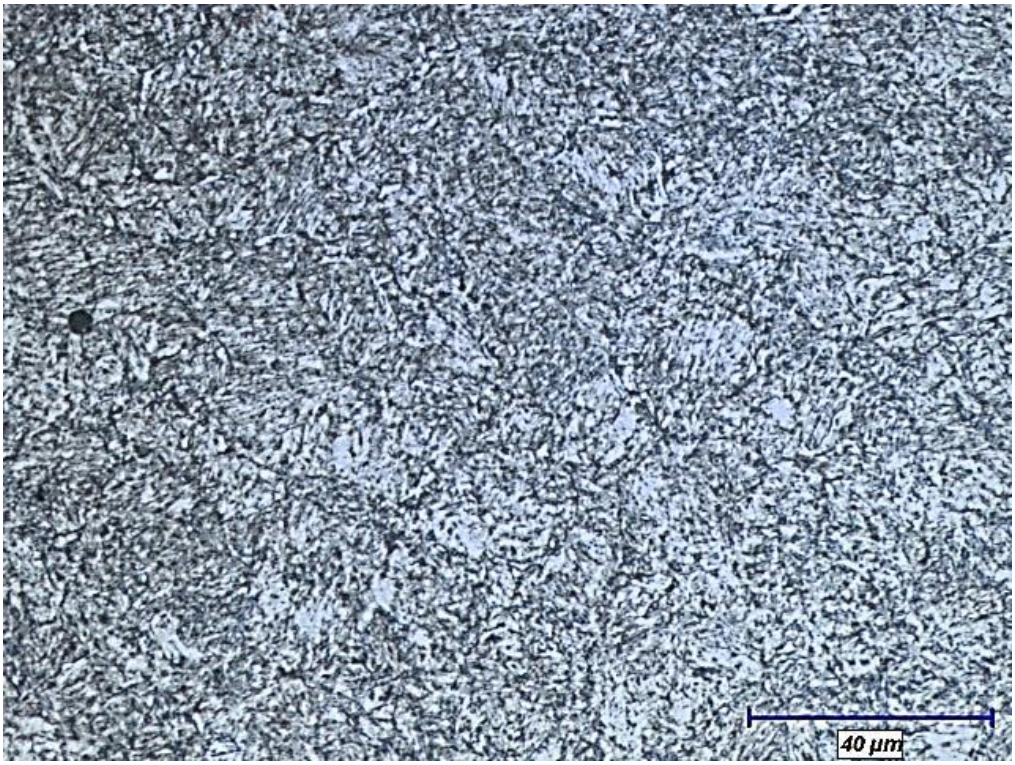
Şekil 4.67. 41-A numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde alınan EDS analizi.



Şekil 4.68. 41-A numunesine ait EDS analiz Pikleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2.

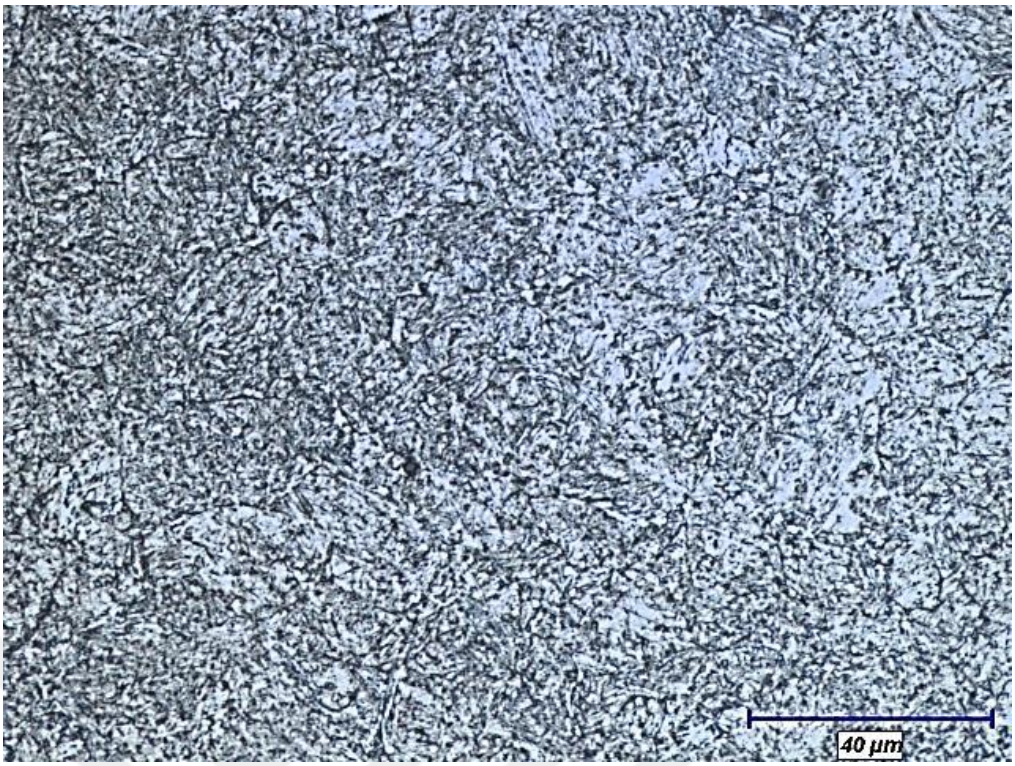
Çizelge 4.28. 41-A numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

	Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
C_K	11.36	35.08	11.71	35.87
Fe_L	70.64	46.86	69.0-60	45.76
Si_K	1.50	1.98	1.14	1.49
P_K	4.18	5.01	4.67	5.54
S_K	5.34	6.19	5.31	6.09
Cr_K	4.54	3.24	4.86	3.44
Mn_K	2.43	1.64	2.70	1.80

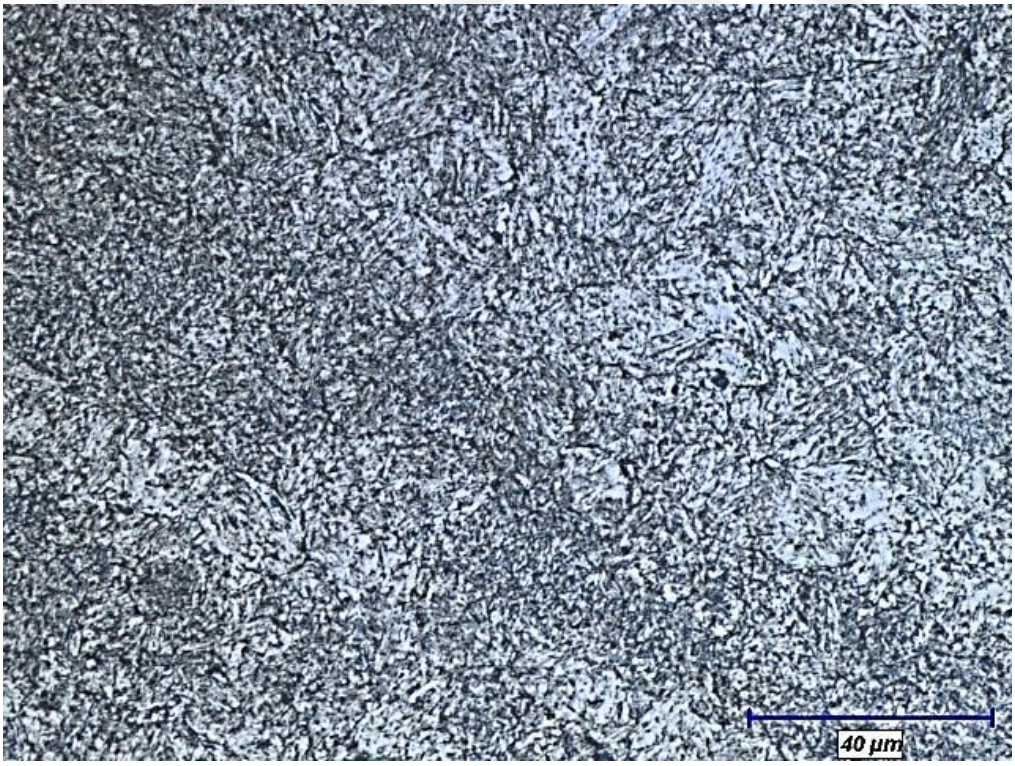


Şekil 4.69. 41-A1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

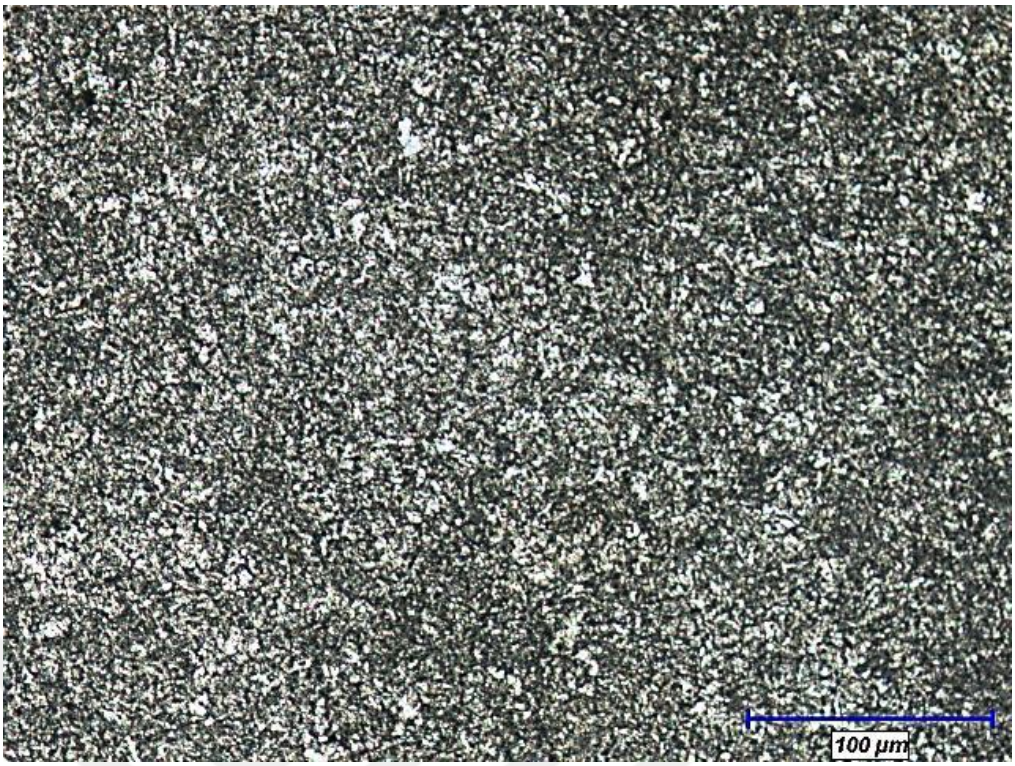
41Cr4 510 ^oC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunelerine ait farklı büyütmelerde metal mikroskobu görüntülerinden martensit bir yapıya sahip olduğu anlaşılmaktadır.



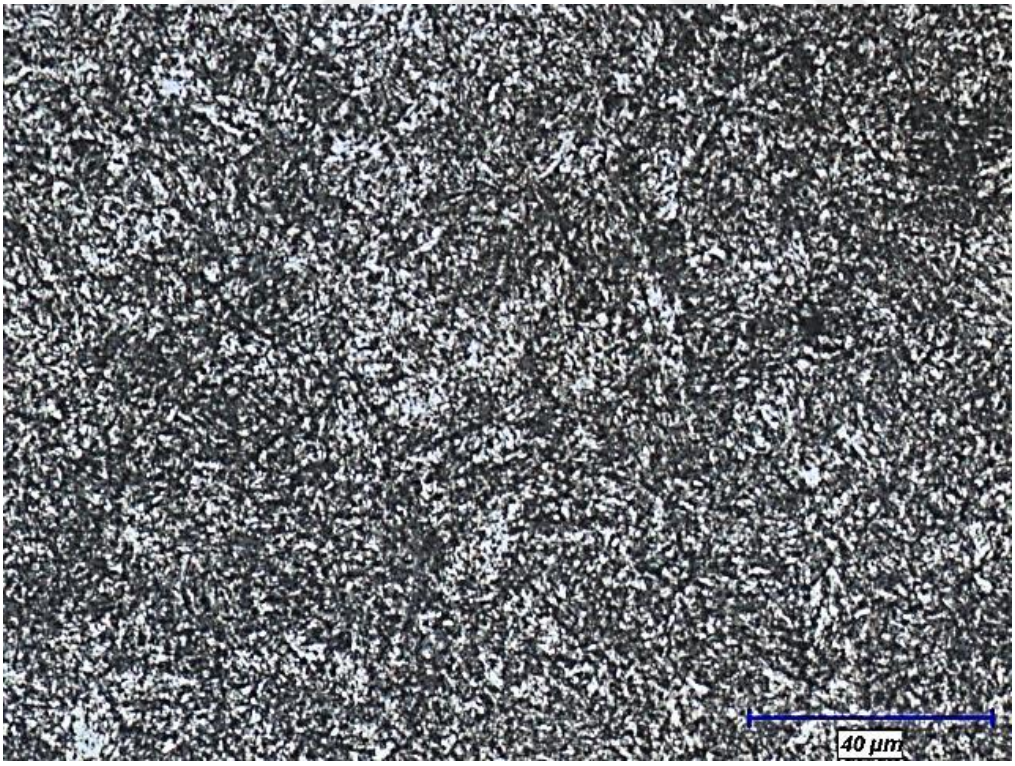
Şekil 4.70. 41-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.71. 41-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



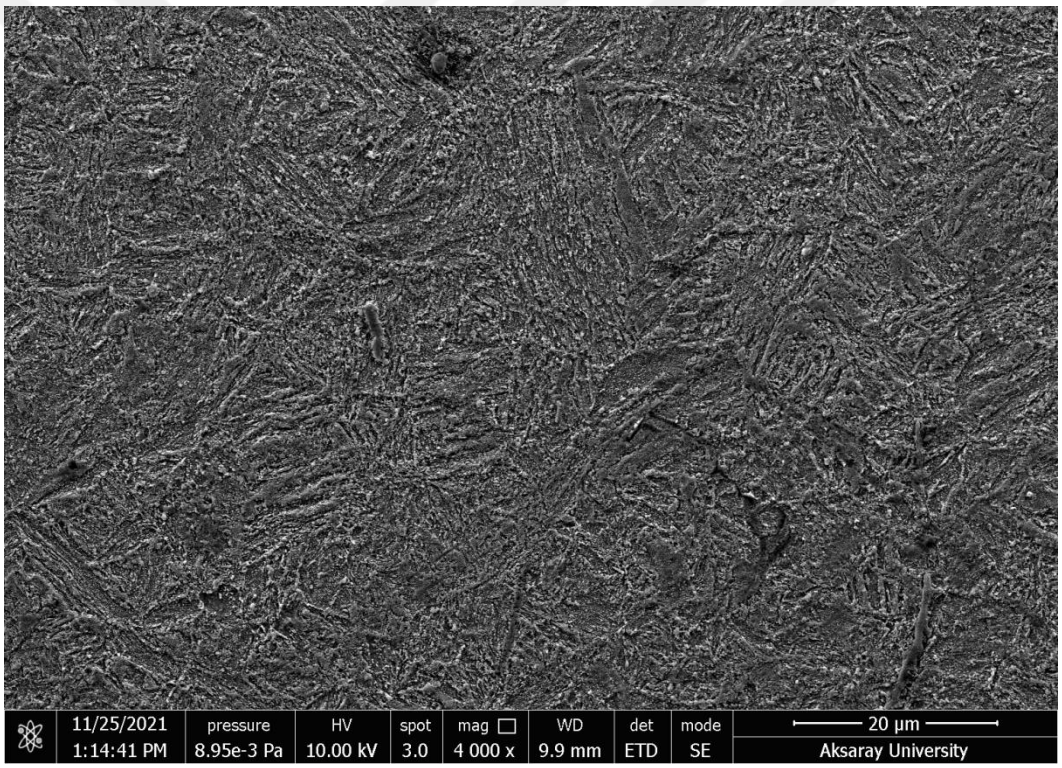
Şekil 4.72. 41-A4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



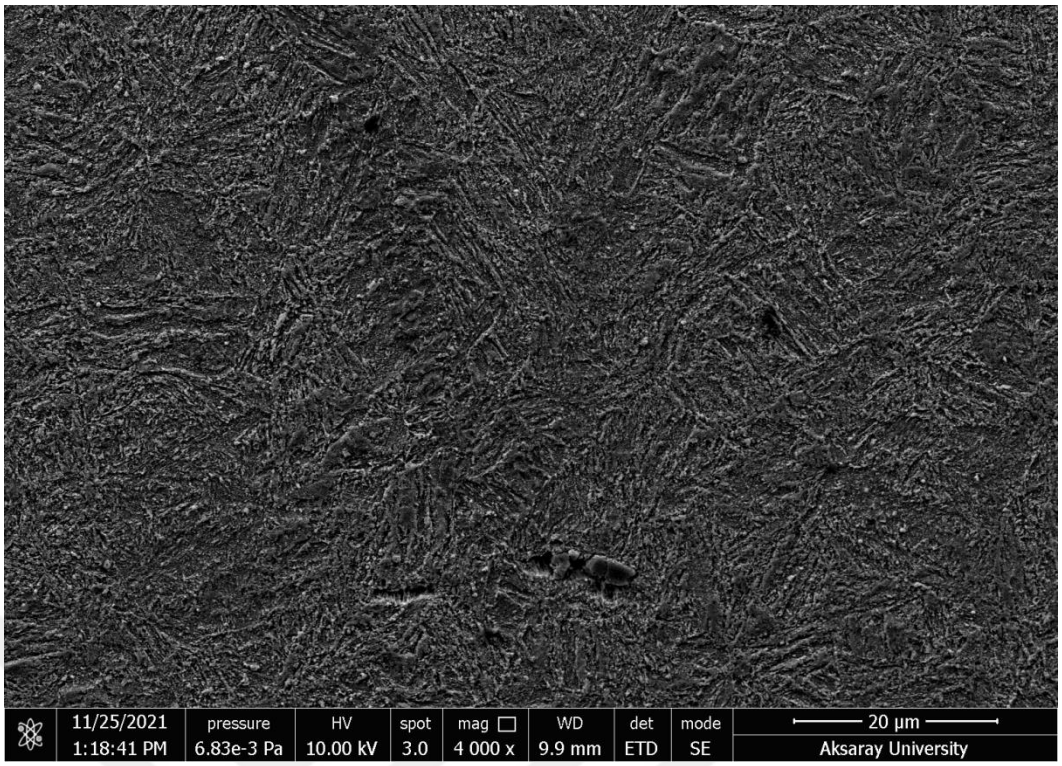
Şekil 4.73. 41-A4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

30MnB4 çeliğinin 510 ºC sıcaklıkta meneviş işlemine tabi tutulmuş numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 4.74 ve Şekil 4.75 de verilmiştir. Şekil 4.76 da ise SEM görüntüsü üzerinde EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.29 da Şekil 4.76 da verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.77 de verilen piklerin element kompozisyonu verilmiştir. Alınan EDS analizlerinde seçilmiş bölgelerin element dağılımlarının birbirinden çok farklı olmadığı görülmektedir.

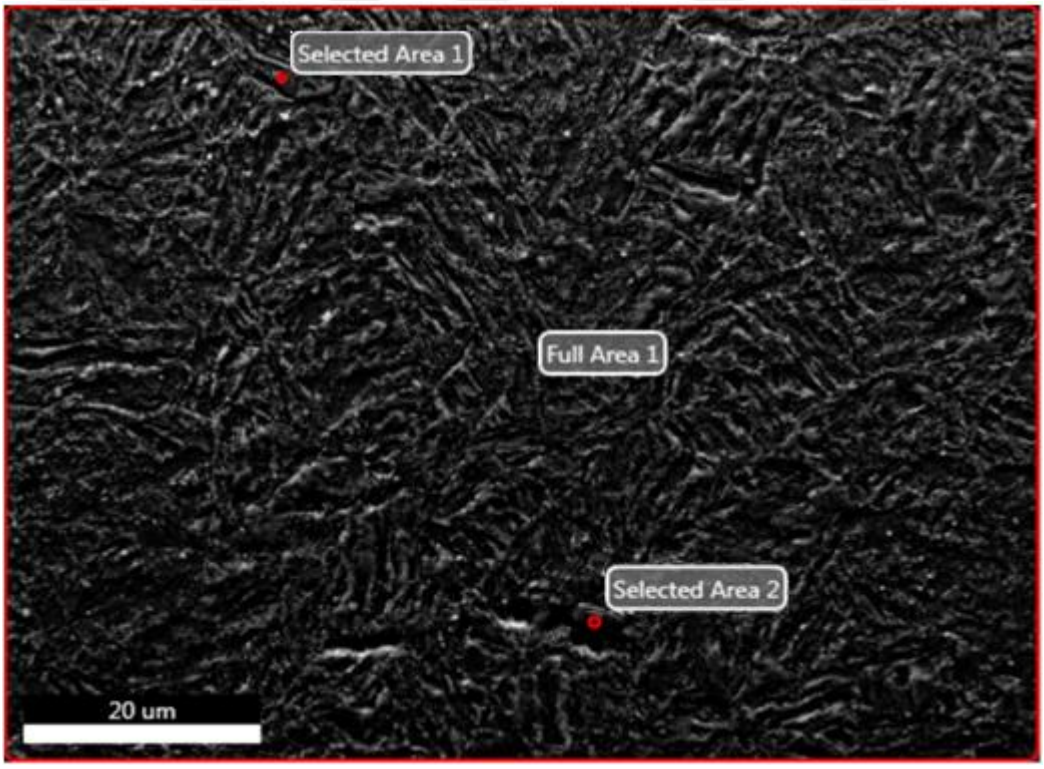
Şekil 4.78, Şekil 4.79, Şekil 4.80, Şekil 4.81, Şekil 4.82 ve Şekil 4.83 de 30MnB4 çeliğinin 510 ºC sıcaklığında meneviş işlemine tabi tutlan numuneye ait metal mikroskobu görüntülerini vermektedir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.



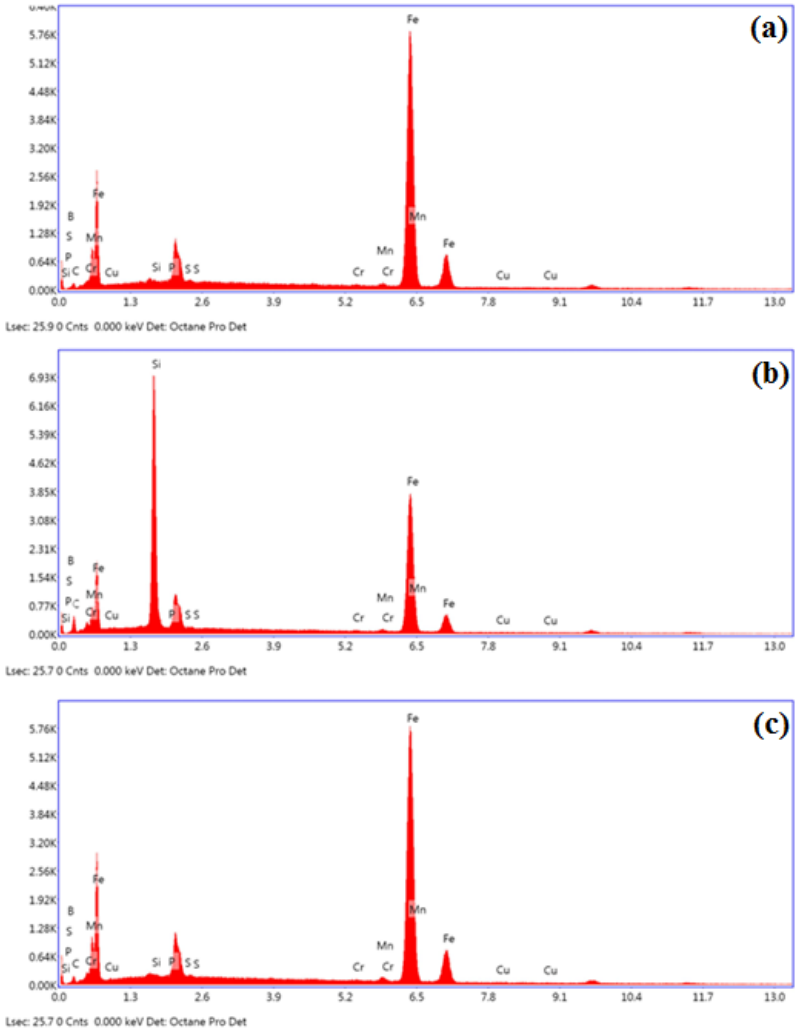
Şekil 4.74. 30-A1 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.75. 30-A2 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.76. 30- A numunesine ait SEM görüntüsü üzerinde analiz alınan bölgeler.

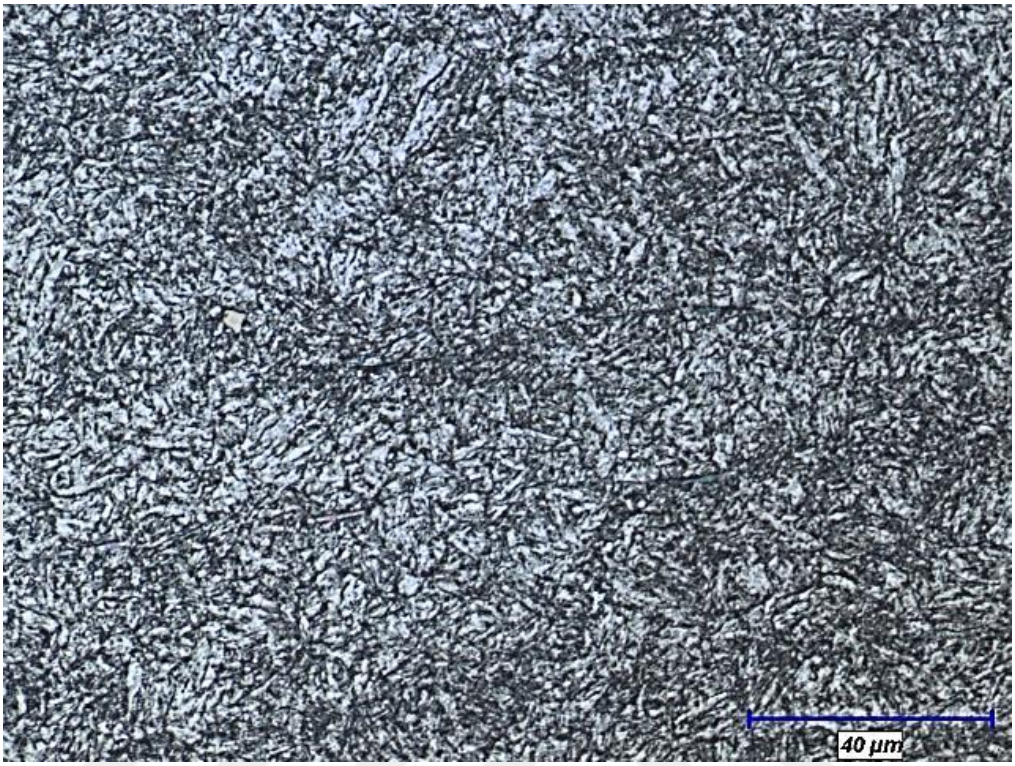


Şekil 4.77. 30-A numunesinin EDS analiz pikleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2 c) Tüm Alan 1.

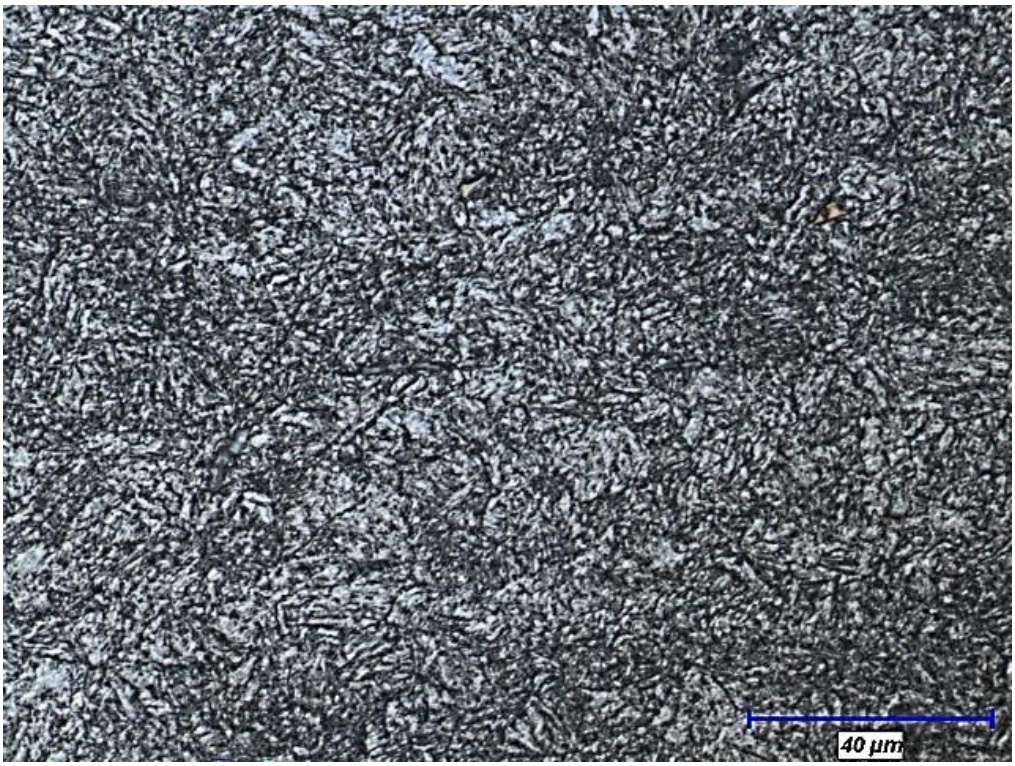
Çizelge 4.29. 30-A numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

	Seçili Alan 1		Seçili Alan 2		Full Alan 1	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
BK	0.04	0.20	0.06	0.17	0.04	0.19
CK	3.50	14.16	16.37	41.17	4.65	18.16
FeK	92.17	80.07	56.75	30.70	91.68	76.95
CuK	0.54	0.41	0.35	0.16	0.26	0.19
SiK	0.45	0.78	23.26	25.02	0.41	0.69
PK	1.14	1.79	1.28	1.25	1.08	1.64
SK	1.05	1.59	1.14	1.08	0.93	1.36
CrK	0.33	0.31	0.20	0.12	0.10	0.09
MnK	0.78	0.69	0.59	0.33	0.85	0.73

30MnB4 çeliğinin metal mikroskobu görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.



Şekil 4.78. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



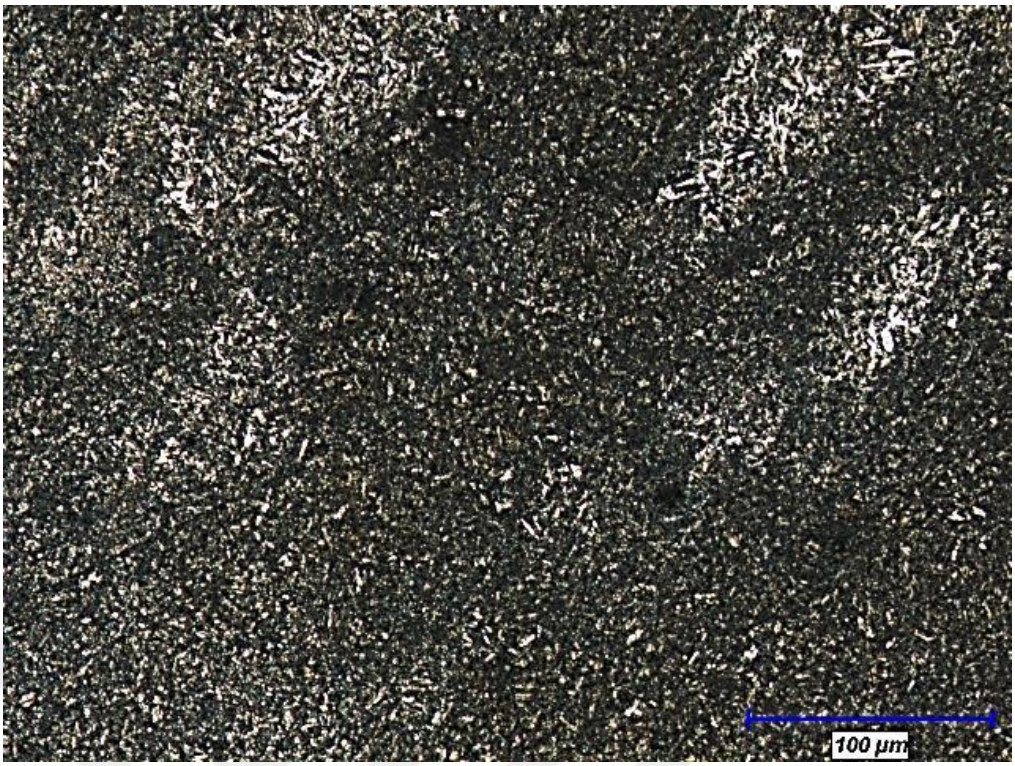
Şekil 4.79. 30-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



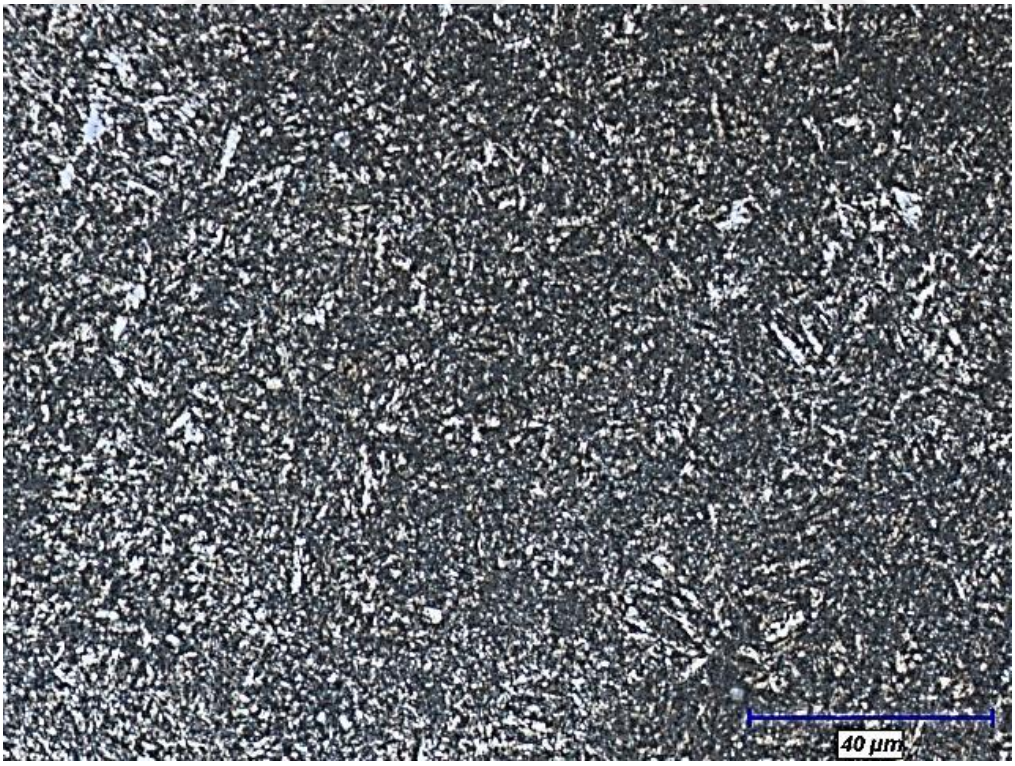
Şekil 4.80. 30-A1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



Şekil 4.81. 30-A2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



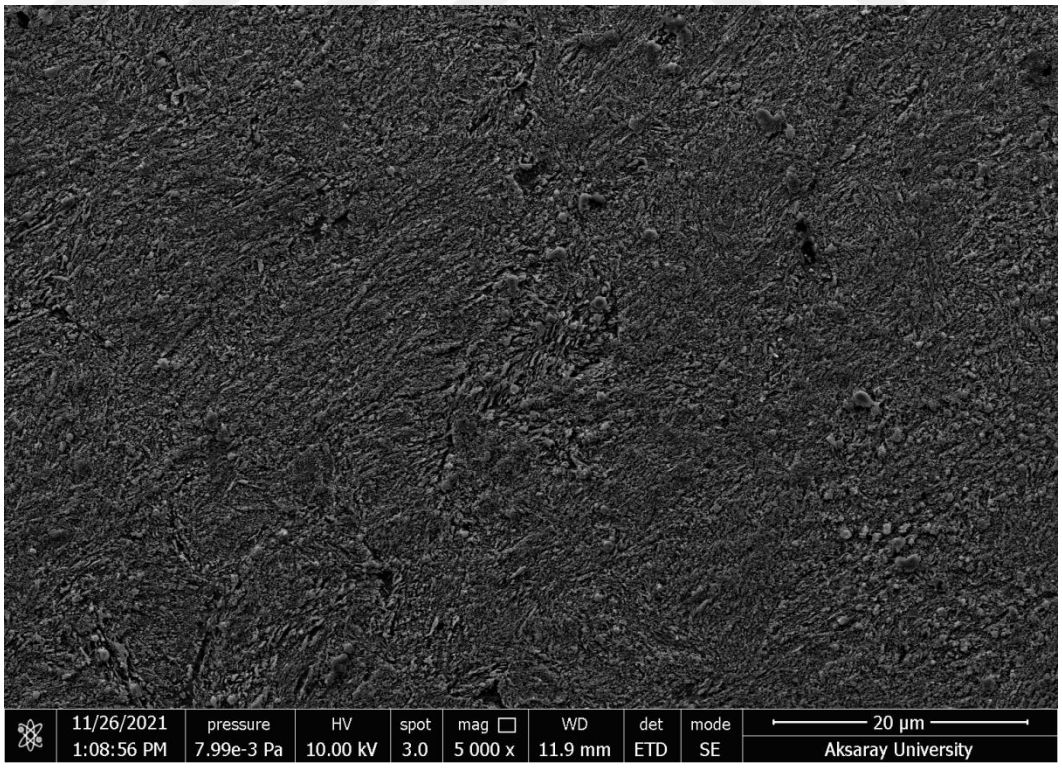
Şekil 4.82. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



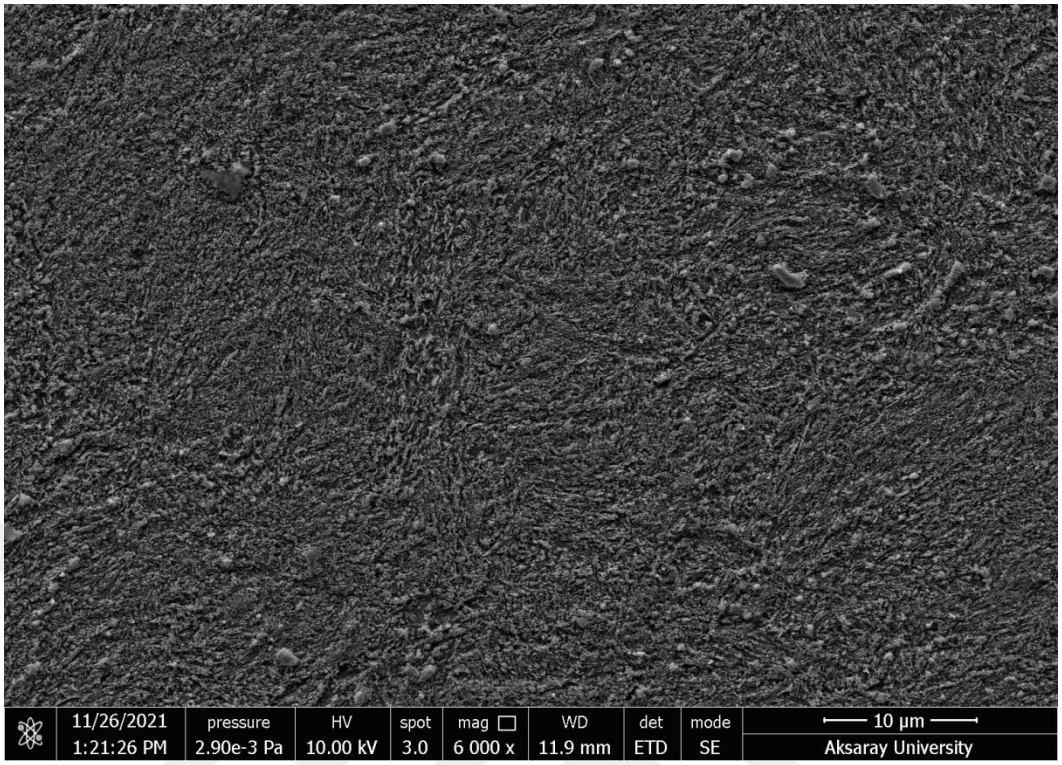
Şekil 4.83. 30-A3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

Bor içermeyen 41Cr4 çeliğinin 480 ºC sıcaklığında meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait SEM mikrografı Şekil 4.84, Şekil 4.85 ve Şekil 4.86 da verilmiştir. Aynı numuneye ait Şekil 4.86 ve Şekil 4.87 ya ait mikrografın sağ alt köşesinde görülen diklemesine katmanlar arası boşluk eni 1.255µm ve boşluktan sonra gelen ikinci uzantı eni ise 236.1 nm olarak ölçülmüştür. Mikrografın sağ kısmında bulunan Şekil 4.88 de gösterilen EDS Spot 1 ve Seçili Alan 2 üzerinden alınan, pikleri Şekil 4. 89 da verilen ve element analiz sonuçları Çizelge 4.30 de gösterilen Seçili Alan 1 ile karşılaştırıldığında Seçili Alan 2 de karbon miktarında büyük farklılık olduğu anlaşılmaktadır.

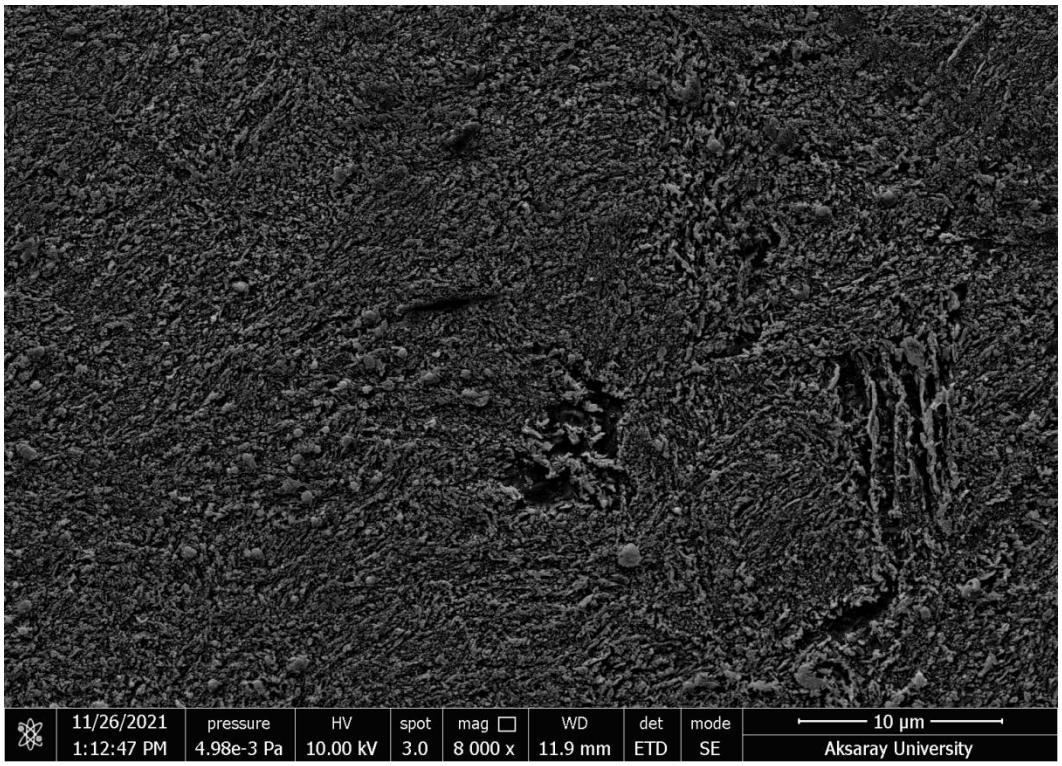
Şekil 4.90, Şekil 4.91, Şekil 4.92, Şekil 4.93 ve Şekil 4.94 de 41Cr4 çeliğinin 480 ºC sıcaklıkta yapılan meneviş işlemi sonucunda numunesine ait elde edilen metal mikroskobu görüntülerini vermektedir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.



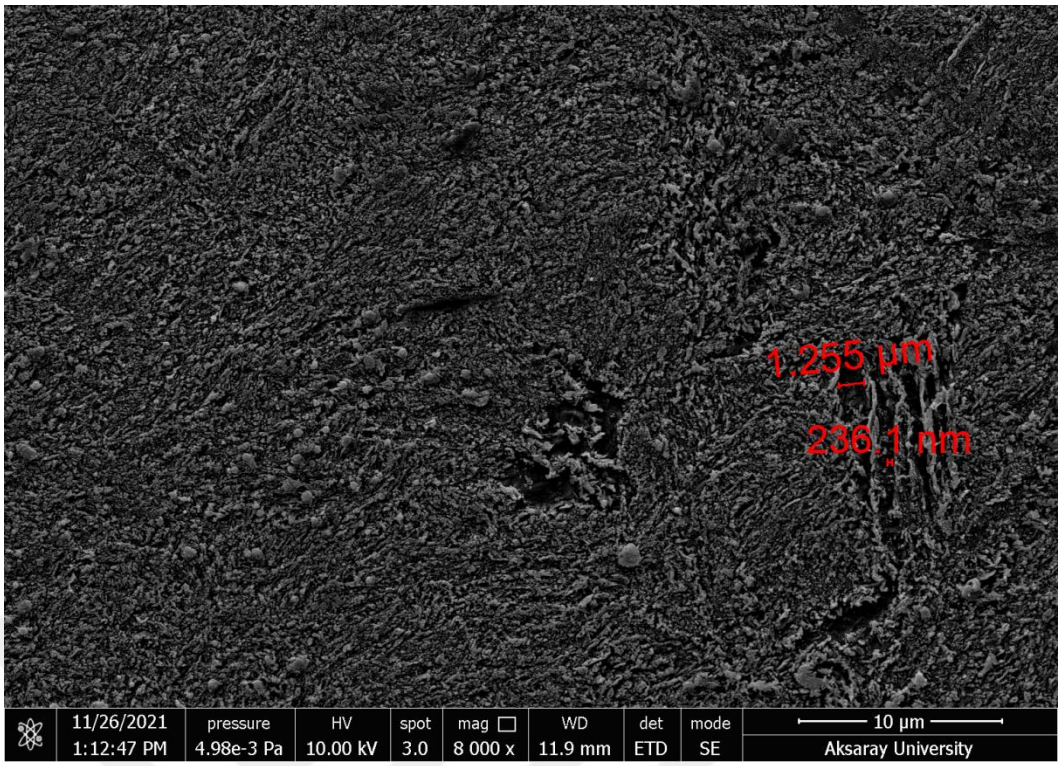
Şekil 4.84. 41-B1 numunesine ait SEM görüntüsü.



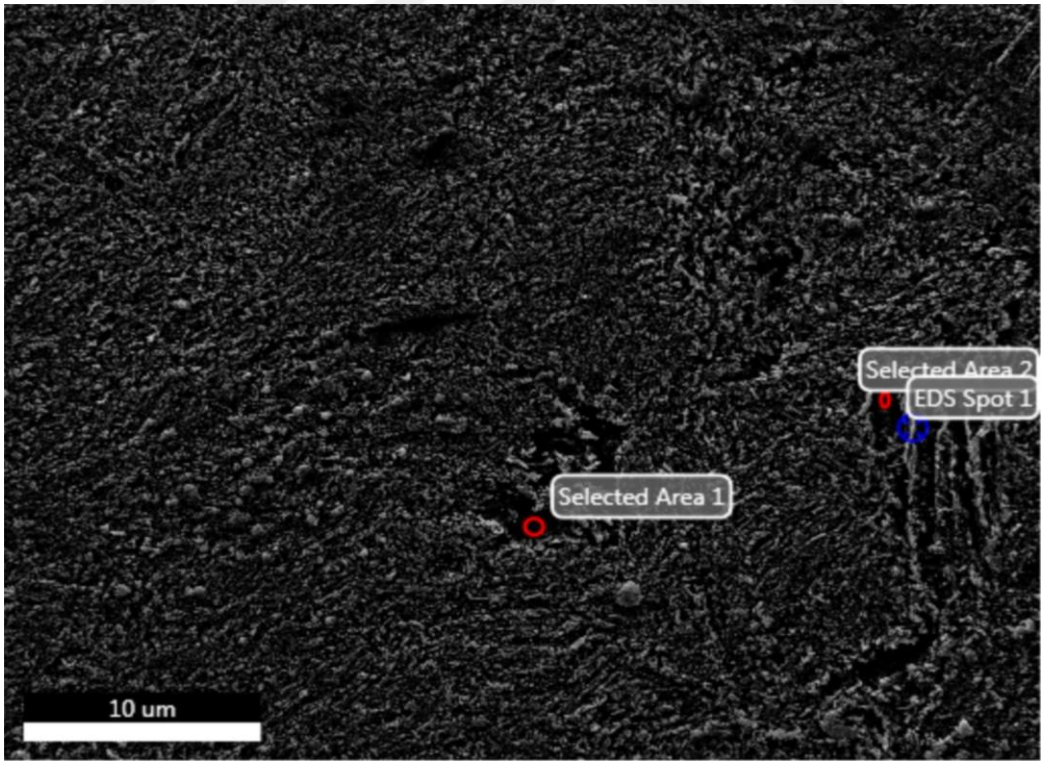
Şekil 4.85. 41-B2 numunesine ait SEM görüntüsü.



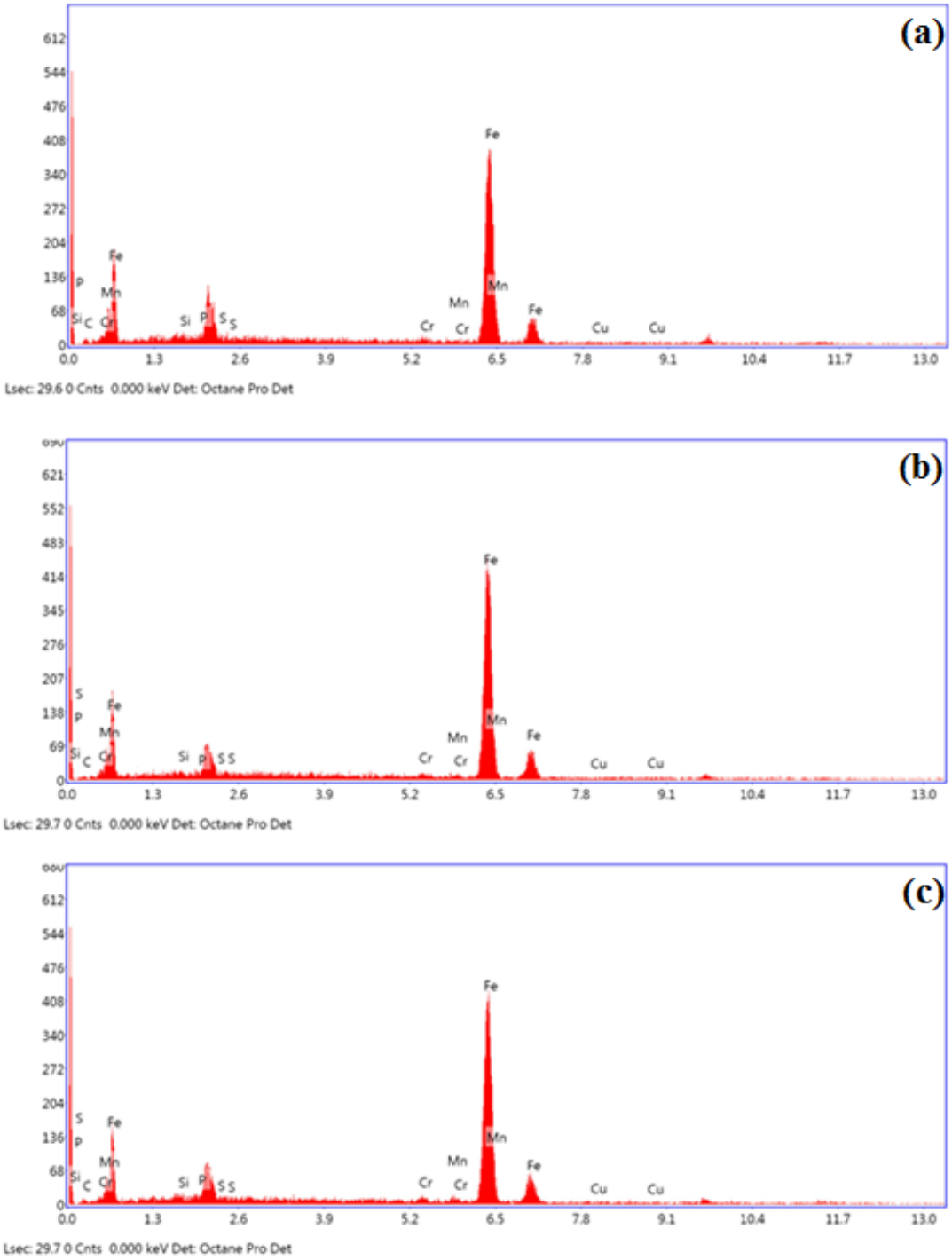
Şekil 4.86. 41-B3 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.87. 41-B3 numunesine ait SEM görüntüsünden ölçülen katmanlar.



Şekil 4.88. 41-B3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan element dağılım bölgeleri.



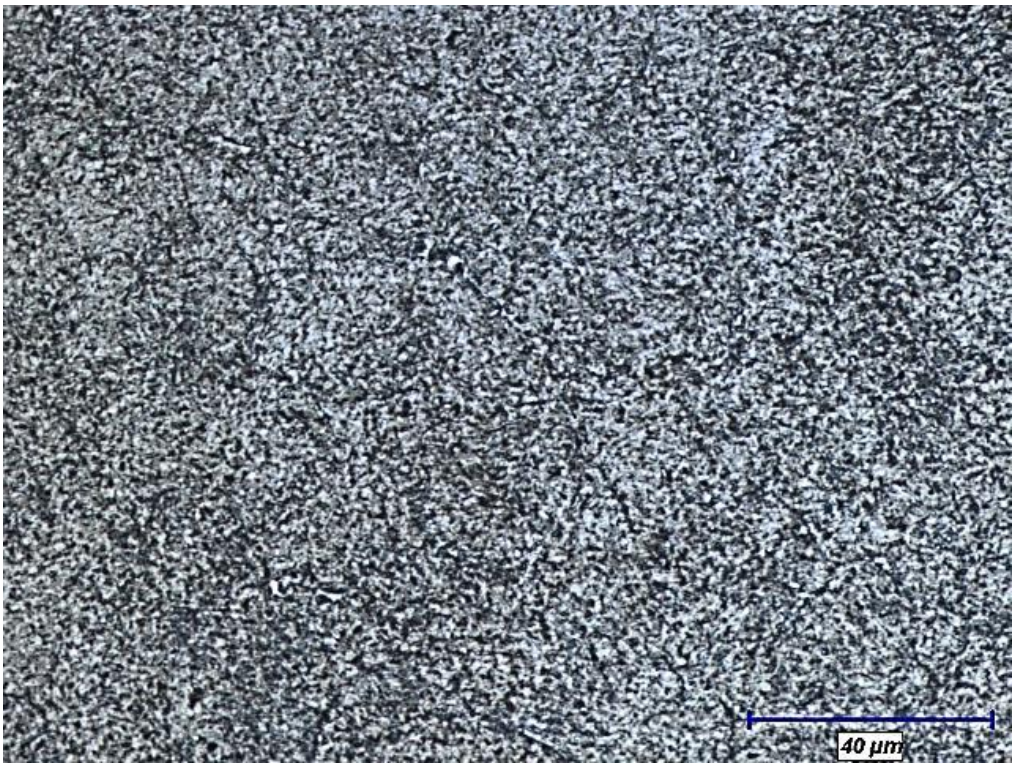
Şekil 4.89. 41-B3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) Seçili Alan 1 c) Seçili Alan 2.

30MnB4 çeliğinin 480 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen meneviş işlemin sonunda elde edilen numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 4.95, Şekil 4.96, Şekil 4.97 ve Şekil 4.98 de verilmiştir. Şekil 4. 99 da ise Şekil 4.98 de verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.31 de Şekil 4.99 da verilen EDS bölgelerinin ve

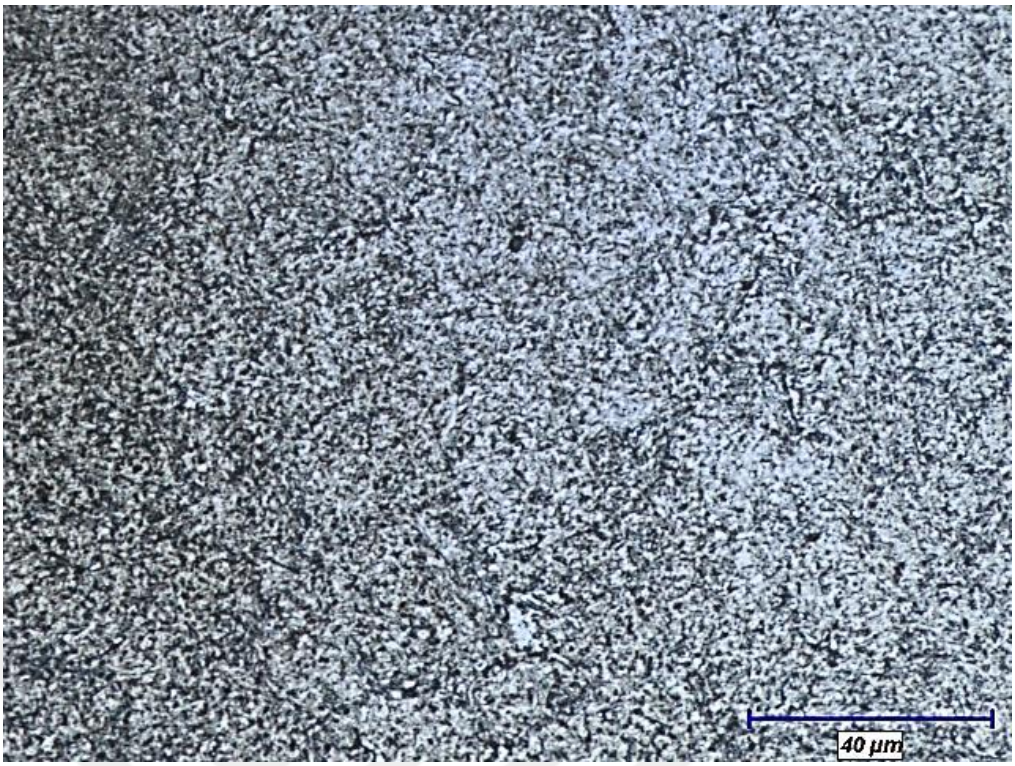
Şekil 4.100 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir. 30MnB4 çeliğinin 480 ^{o}C' de meneviş yapılmış numunesinden alınan EDS analizlerinde Seçili Bölge 2 nin element dağılımlarında Cr miktarının iki katına çıktığı anlaşılmaktadır. Çizelge 4. 31'de görülebileceği gibi numunenin, homojenizasyon işleminden sonra 480 ^{o}C' de meneviş yapılmış numunesinden Seçili Bölge 2'nin sementit fazı, Seçili Alan 1 in ise karbür çökeltisi olduğu düşünülmektedir.

Çizelge 4.30. 41-B3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu**.**

	EDS Spot 1		Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
C$_K$	4.72	18.28	2.16	9.18	4.37	17.13
Fe$_K$	90.17	75.02	94.08	85.68	90.25	75.98
Si$_K$	0.78	1.30	0.35	0.64	0.73	1.23
P$_K$	1.40	2.10	1.00	1.63	1.47	2.24
S$_K$	1.27	1.84	0.92	1.45	1.10	1.61
Cr$_K$	1.04	0.92	0.79	0.77	0.85	0.76
Mn$_K$	0.62	0.53	0.69	0.65	1.24	1.06



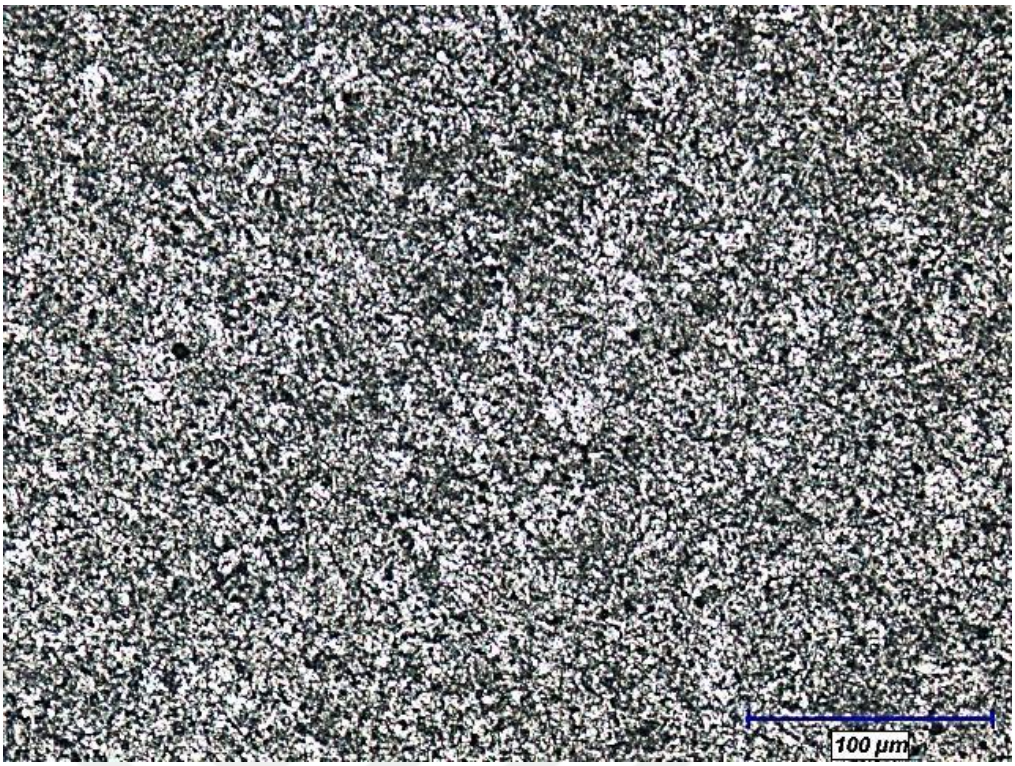
Şekil 4.90. 41-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



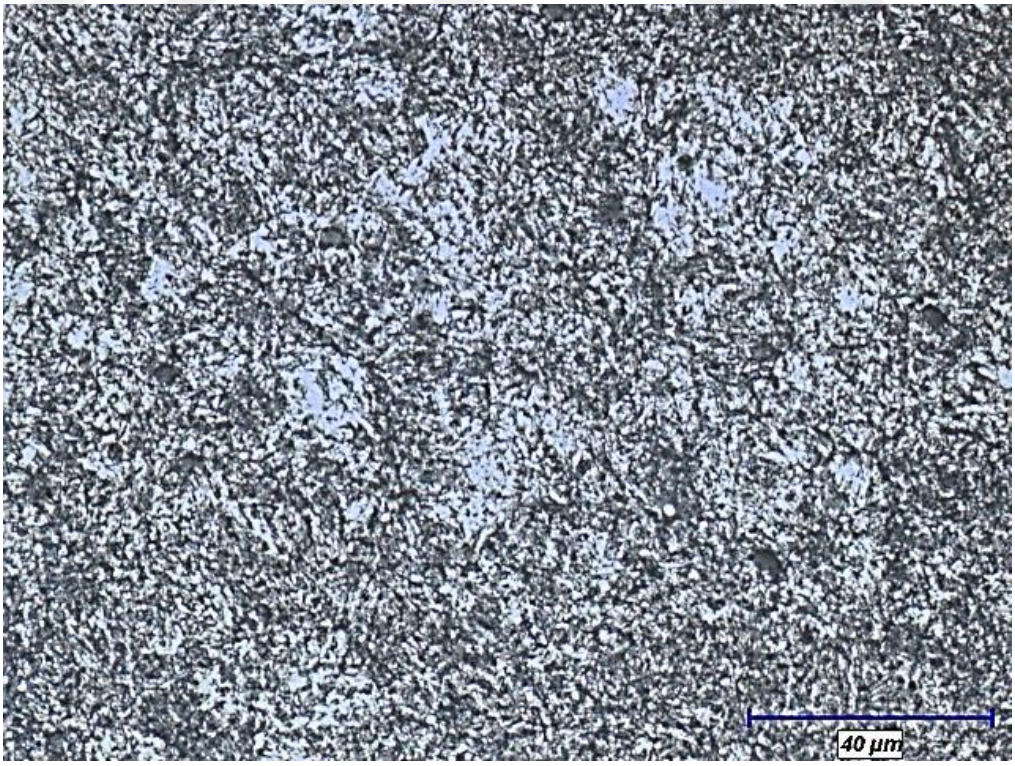
Şekil 4.91. 41-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



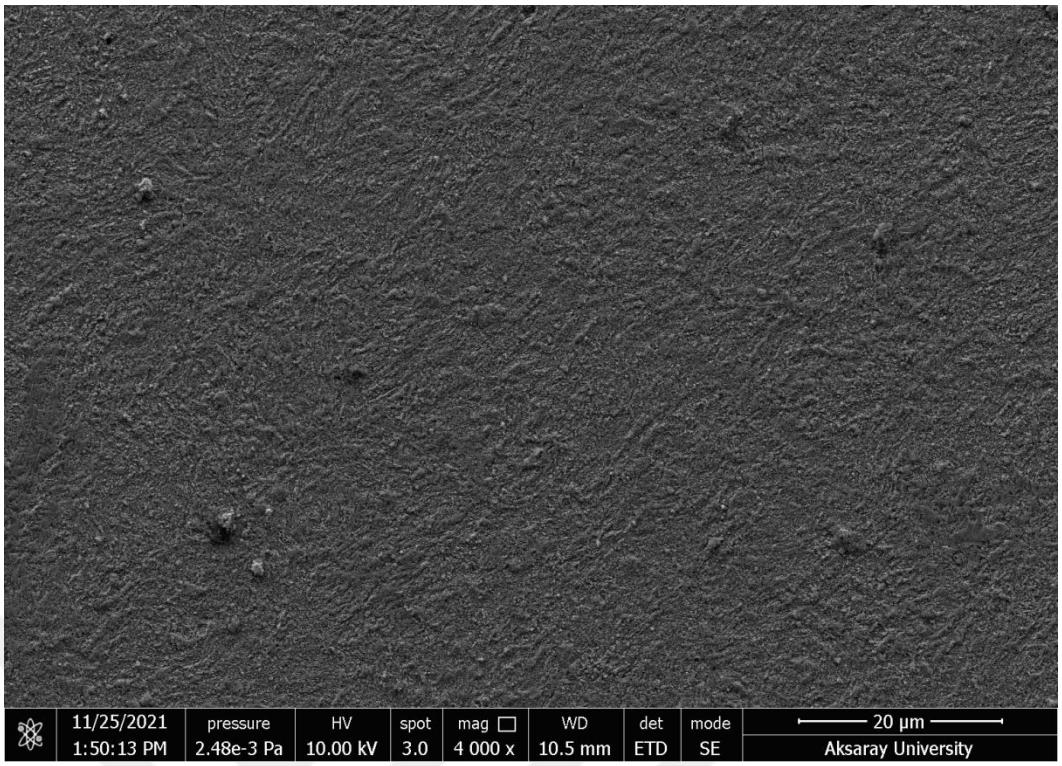
Şekil 4.92. 41-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



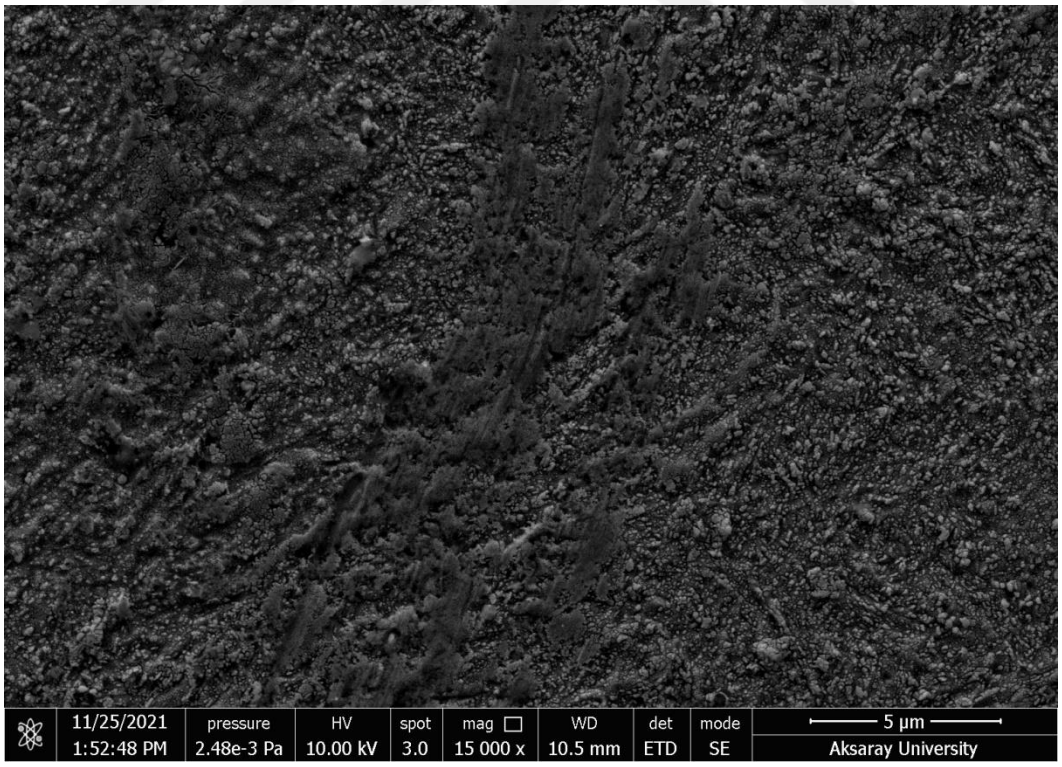
Şekil 4.93. 41-B4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



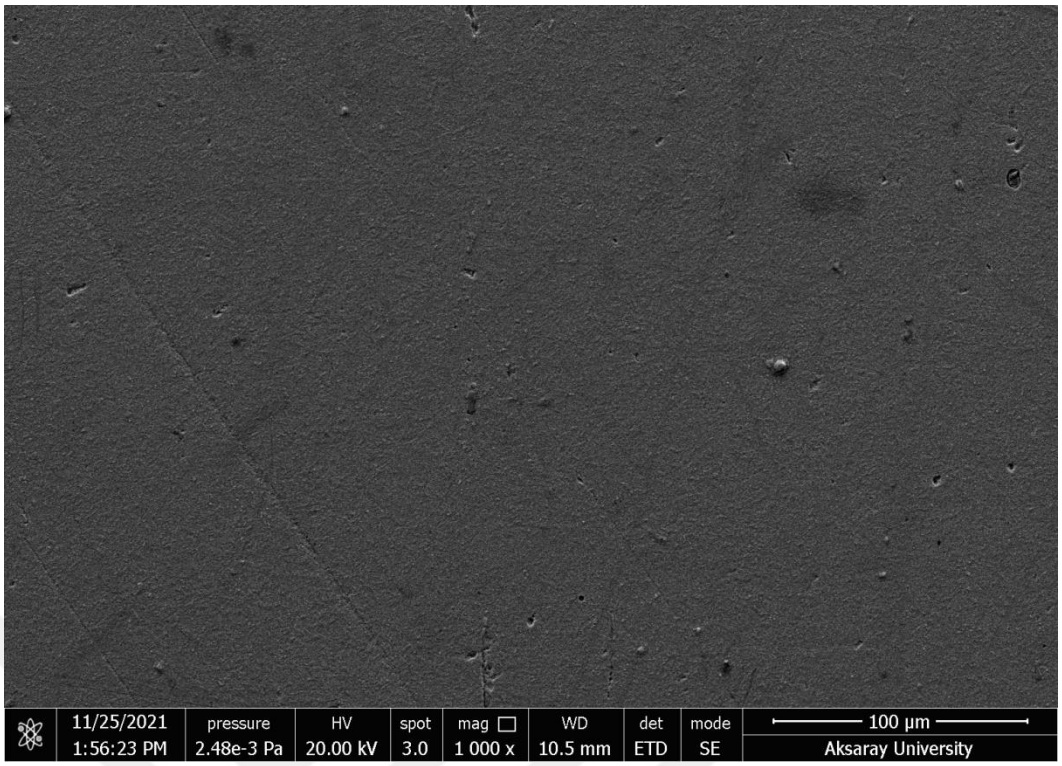
Şekil 4.94. 41-B4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



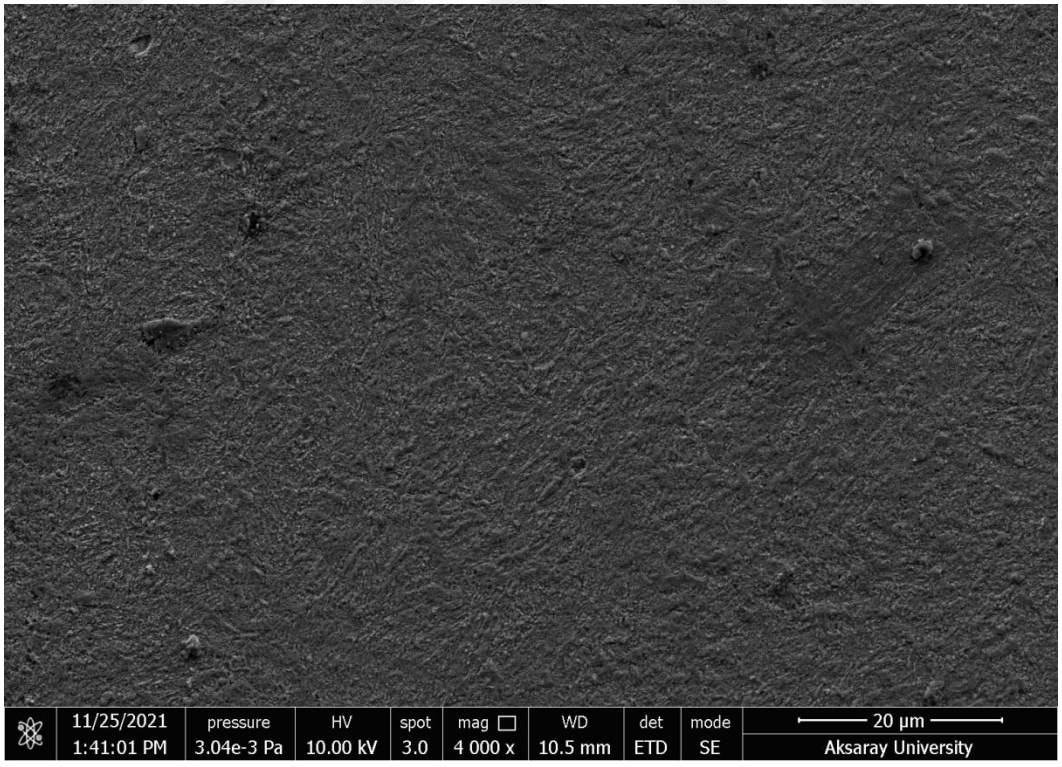
Şekil 4.95. 30-B2 numunesine ait SEM görüntüsü.



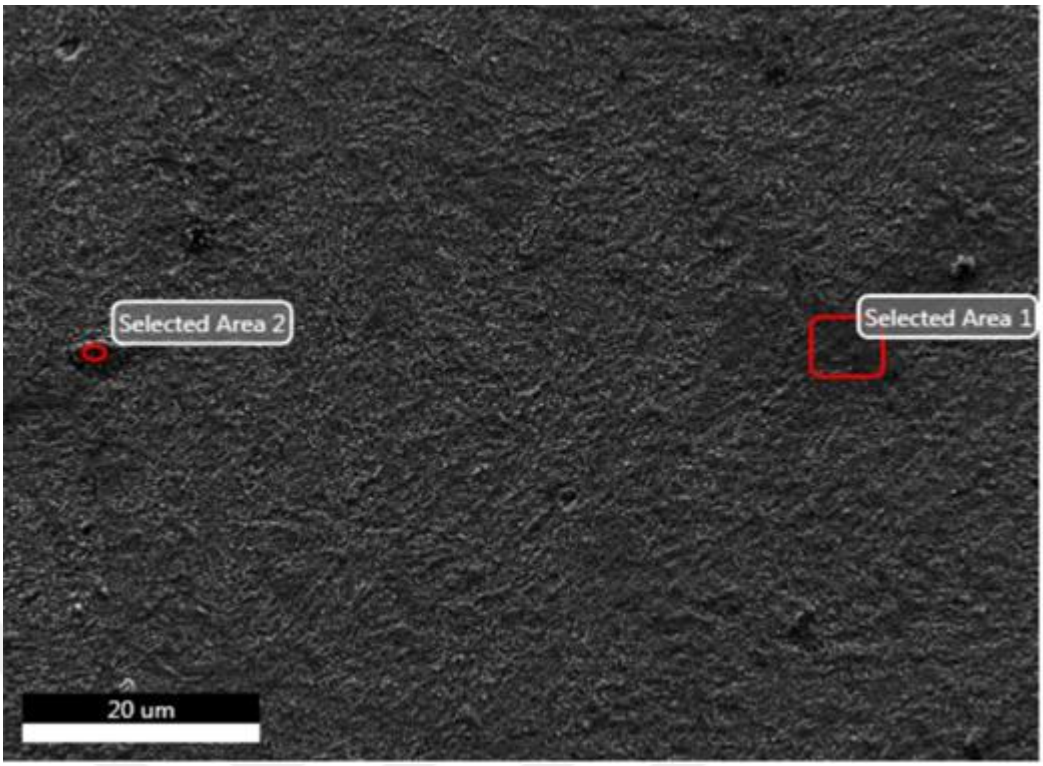
Şekil 4.96. 30-B3 numunesine ait SEM görüntüsü.



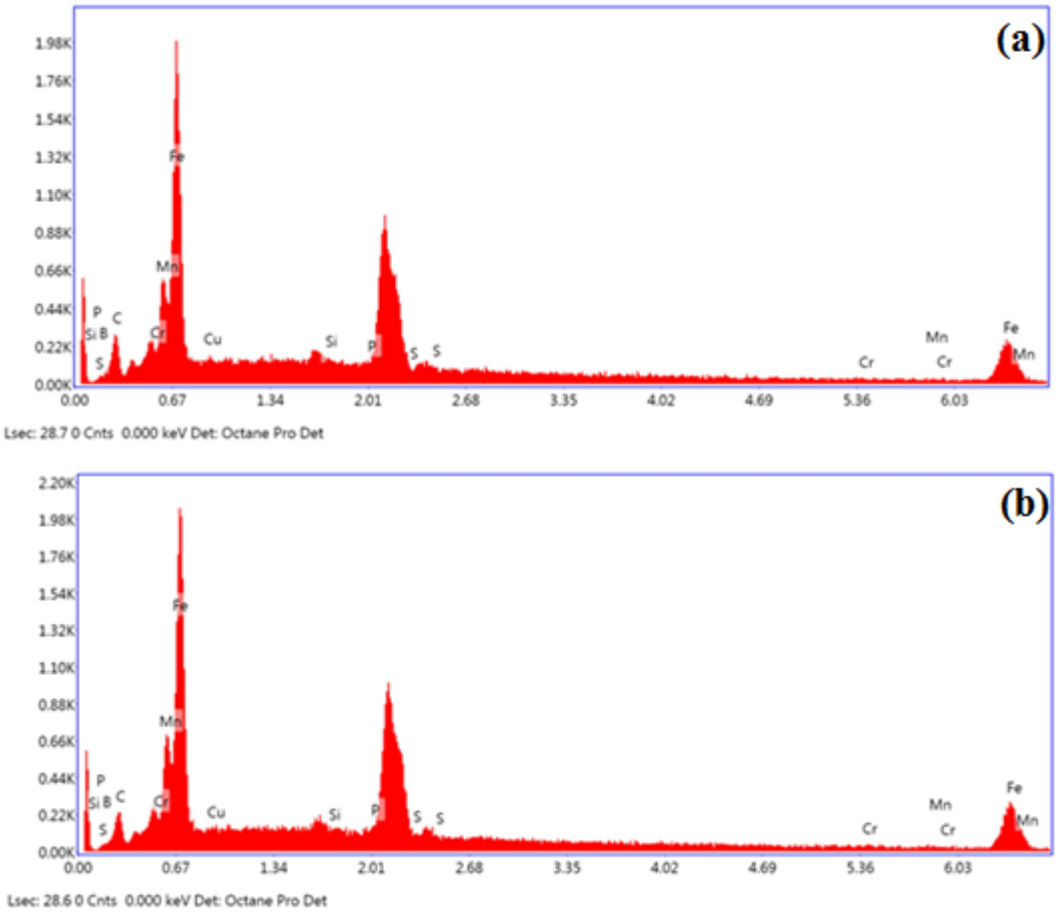
Şekil 4.97. 30-B4 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.98. 30-B1 ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.99. 30-B1 numunesşne ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi.



Şekil 4.100. 30-B1 numunesine ait EDS analiz pikleri a) Seçili Alan1 c) Seçili Alan 2.

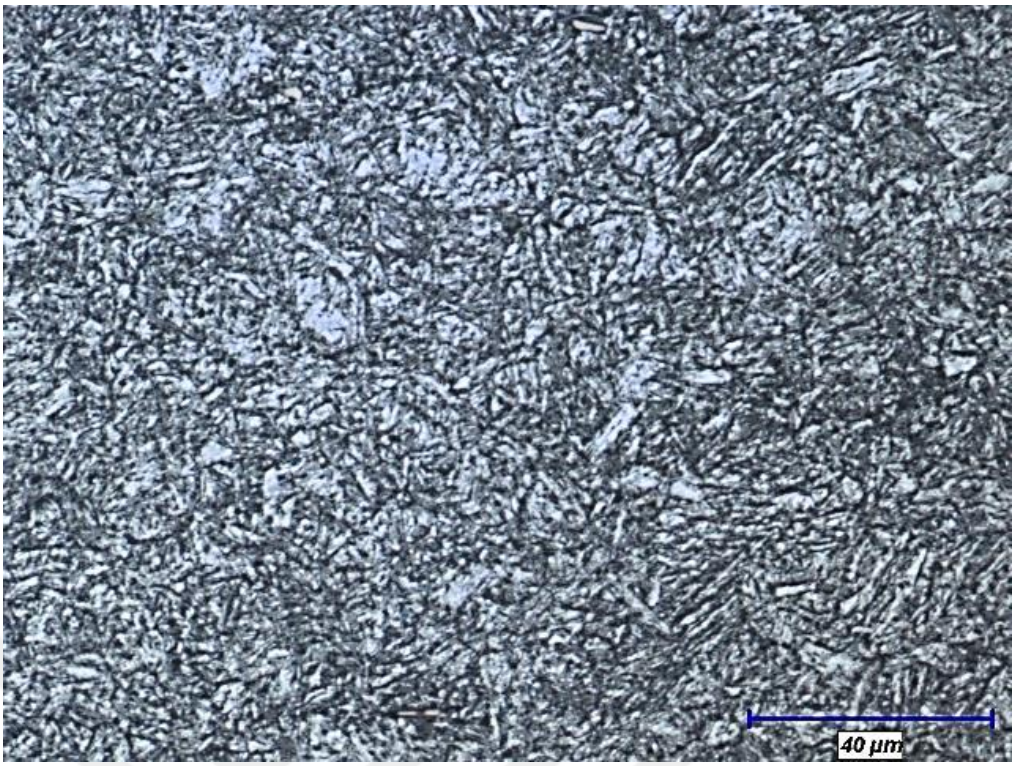
Çizelge 4.31. 30-B1 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

	Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
B_K	0.09	0.27	0.08	0.27
C_K	15.71	43.25	11.86	35.62
Fe_L	62.89	37.22	63.42	40.95
Cu_L	1.63	0.85	1.60	0.91
Si_K	1.51	1.78	1.47	1.89
P_K	5.98	6.38	5.59	6.51
S_K	6.66	6.86	6.77	7.62
Cr_K	2.08	1.32	4.93	3.42
Mn_K	3.45	2.07	4.28	2.81

Şekil 4.101, Şekil 4.102, Şekil 4.103, Şekil 4.104, Şekil 4.105 ve Şekil 4.106 da 30MnB4 çeliğinin 480 ^oC' de meneviş yapılmış numunesine ait metal mikroskobu görüntülerini vermektedir.



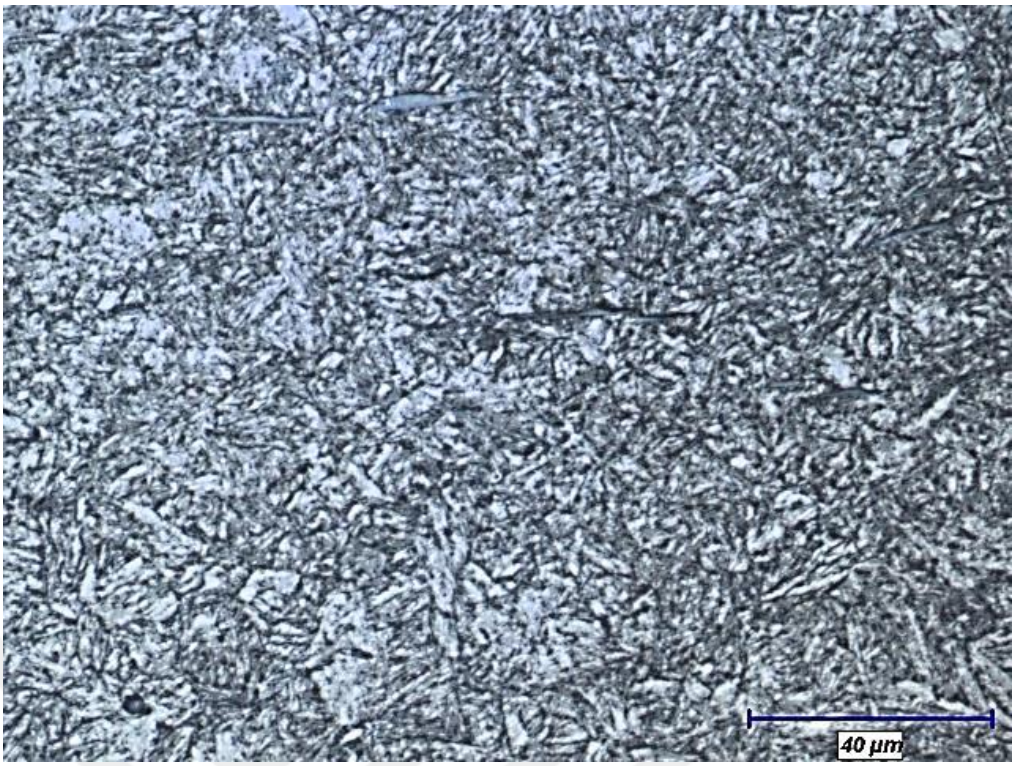
Şekil 4.101. 30-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



Şekil 4.102. 30-B1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.103. 30-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



Şekil 4.104. 30-B2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.105. 30-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



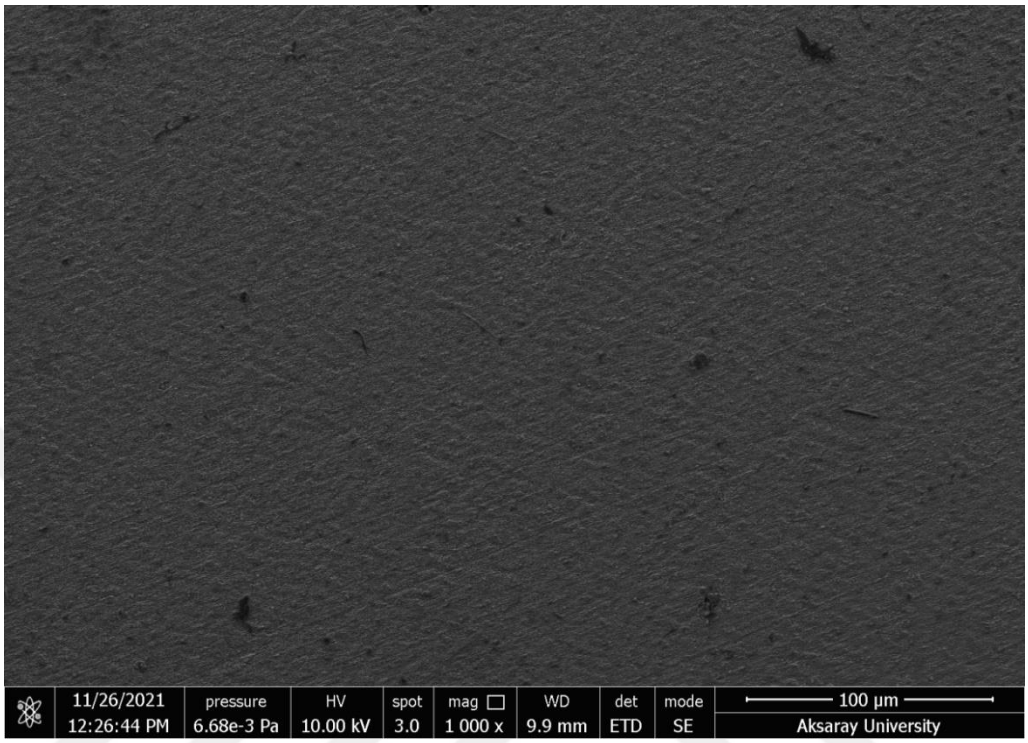
Şekil 4.106. 30-B3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

Bor içermeyen 41Cr4 çeliğinin 450 ^{o}C sıcaklığında meneviş işlemine tabi tutulmuş numunesine ait SEM mikrografı Şekil 4.107 ve Şekil 4.108 de verilmiştir. Aynı numuneye ait metal mikroskobu fotoğrafları ise Şekil 4.109, Şekil 4.110, Şekil 4.111, Şekil 4.112 ve Şekil 4.113 deki mikrograflarda verilmiştir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.

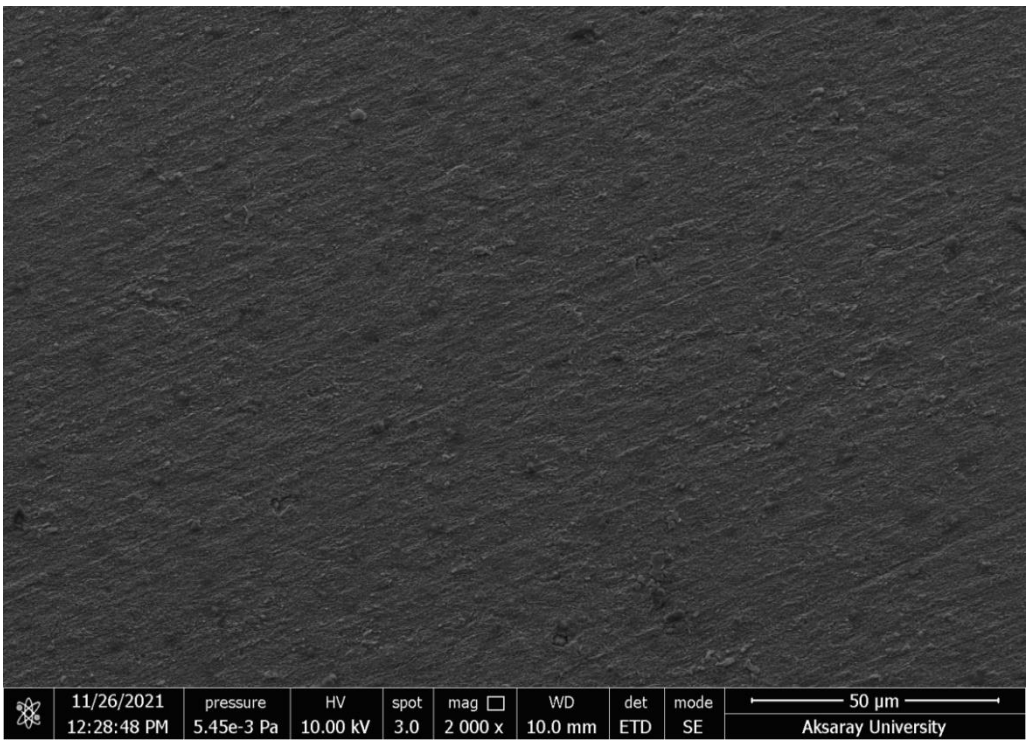
30MnB4 çeliğinin 450 ^{o}C sıcaklığında gerçekleştirilen meneviş işleminden elde edilen numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 4.114, Şekil 4.115 ve Şekil 4.116 da verilmiştir. Mikrograflardan görülebileceği gibi, numunenin matrisinin, homojenizasyon işleminden sonra ağırlıklı olarak temperlenmiş martensit fazından oluştuğu görülmüştür. 450 ^{o}C sıcaklıkta yapılan menevişleme işlemi sırasında iç atomik aktivite artarak martensit fazının ayrışmaya başladığı ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesinın azaldığı sonucuna varılmıştır.

Şekil 4.117 da ise Şekil 4.116 da verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.32 da Şekil 4.117 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.118 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir. Şekil 4.119 da ise 30MnB4 çeliğinin 450 ^{o}C de meneviş yapılmış numunesine ait başka bir SEM

görüntüsü verilmiştir. Aynı numuneye ait metal mikroskobu fotoğrafları ise Şekil 4.120, Şekil 4.121 ve Şekil 4.122 deki mikrograflarda verilmiştir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numunenin her tarafı martensit fazı ile kaplanmıştır.



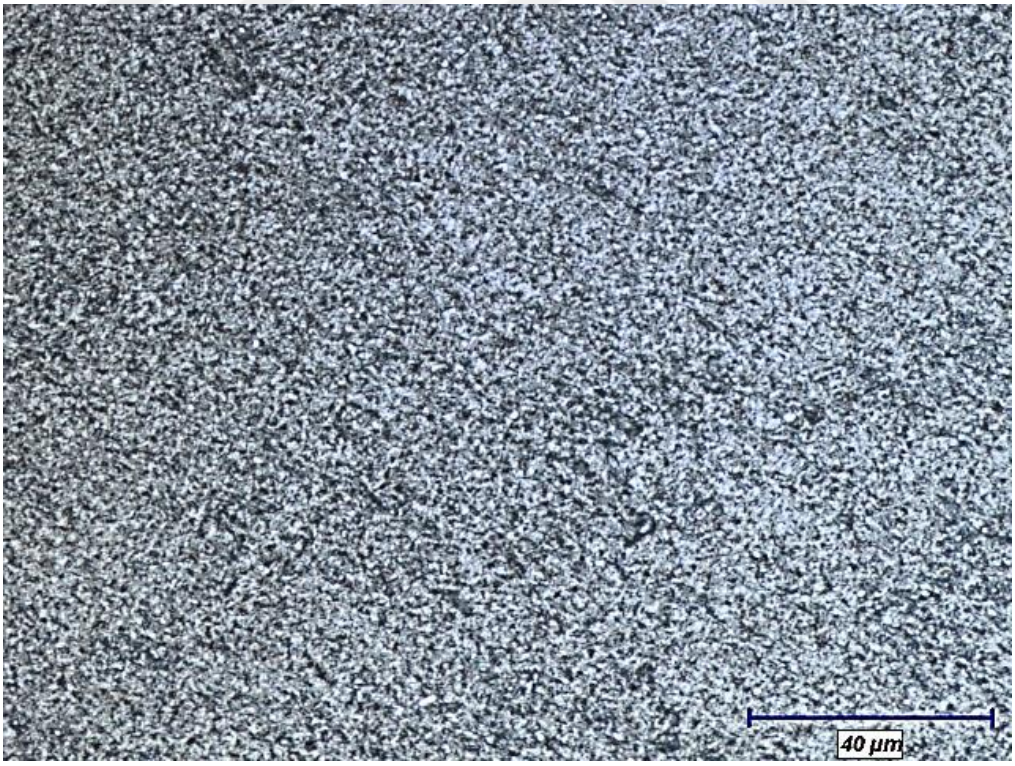
Şekil 4.107. 41-C1 numunesine ait SEM görüntüsü.



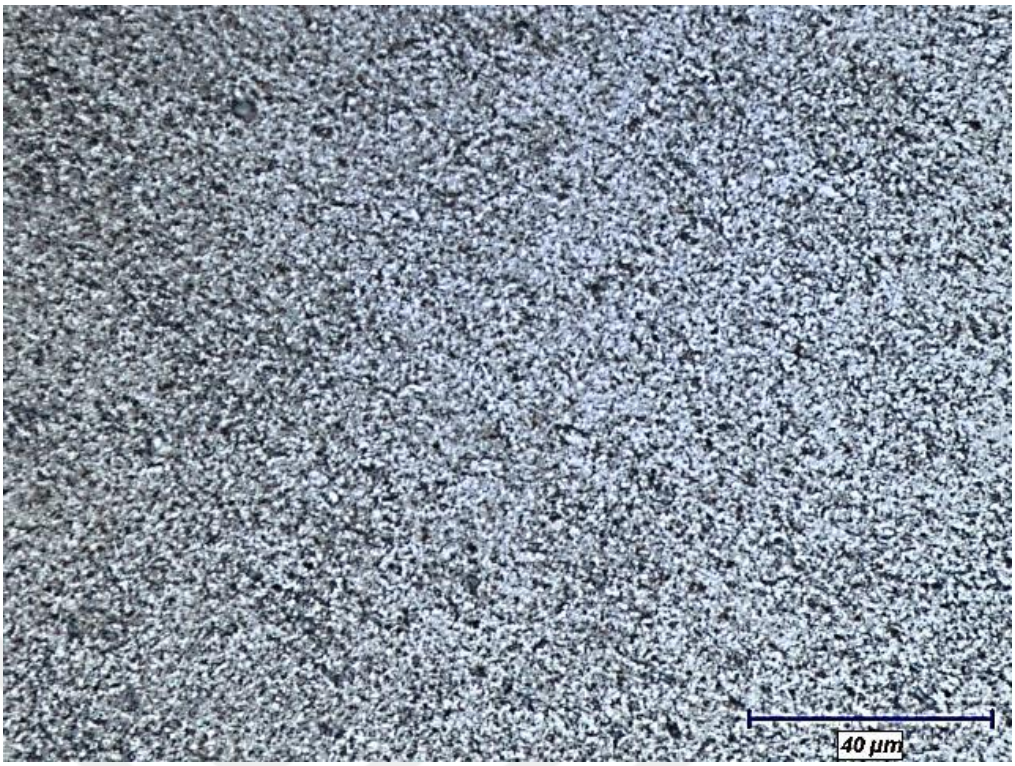
Şekil 4.108. 41-C2 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.109. 41-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



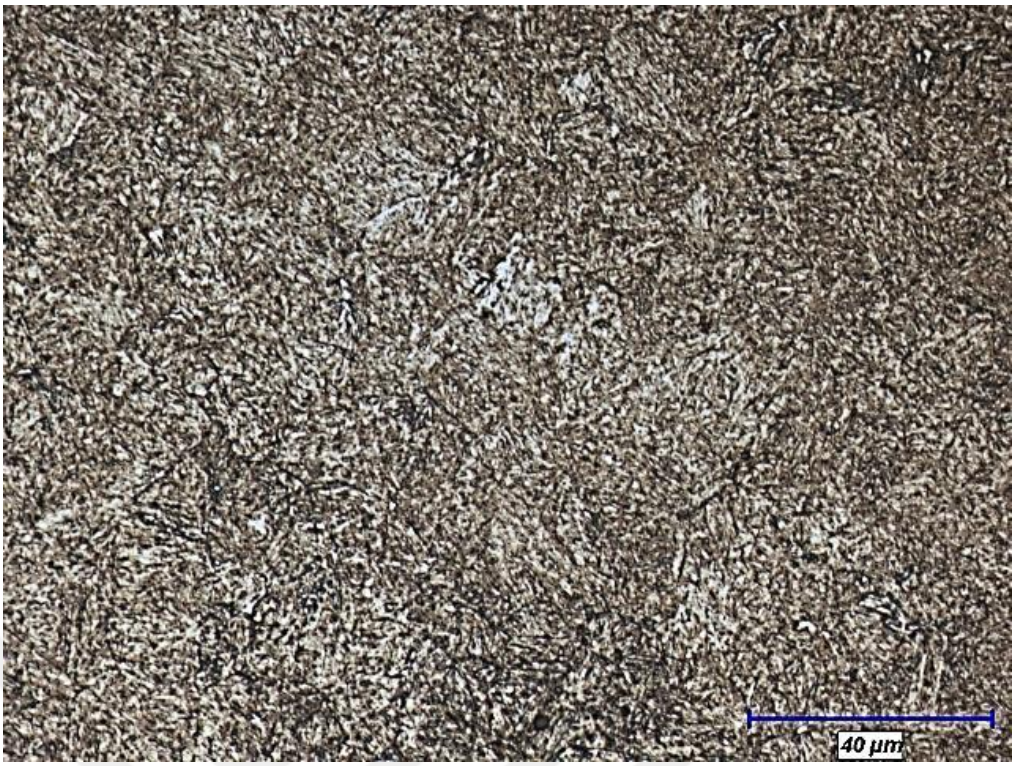
Şekil 4.110. 41-C2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



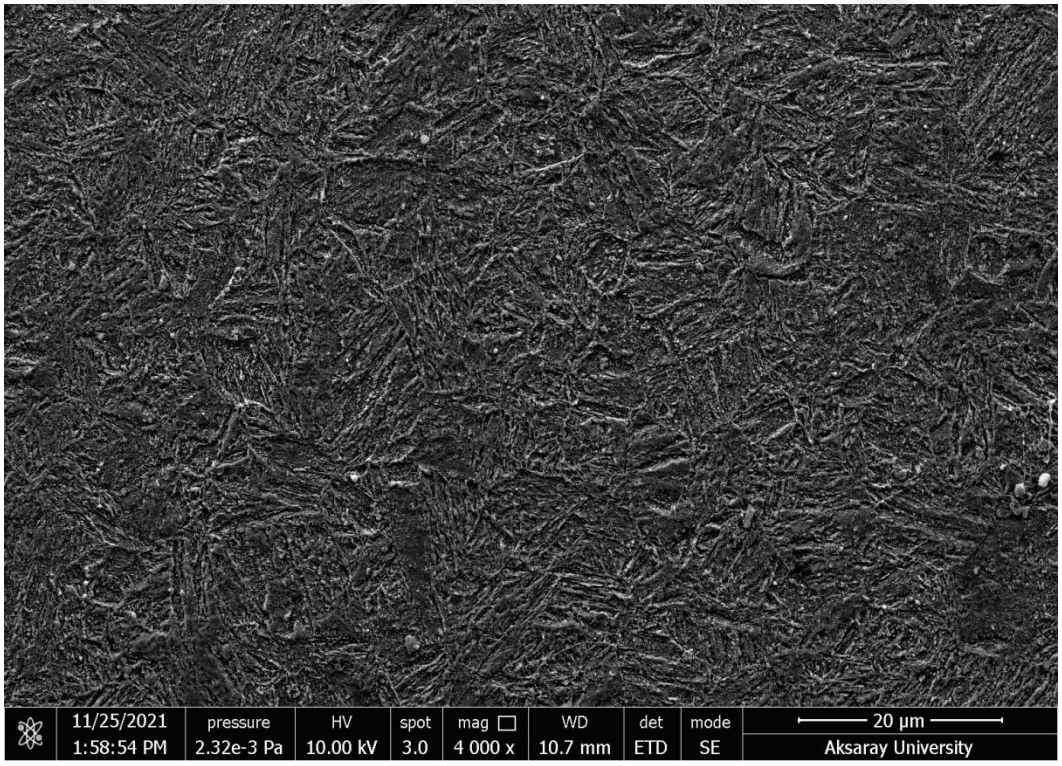
Şekil 4.111. 41-C3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



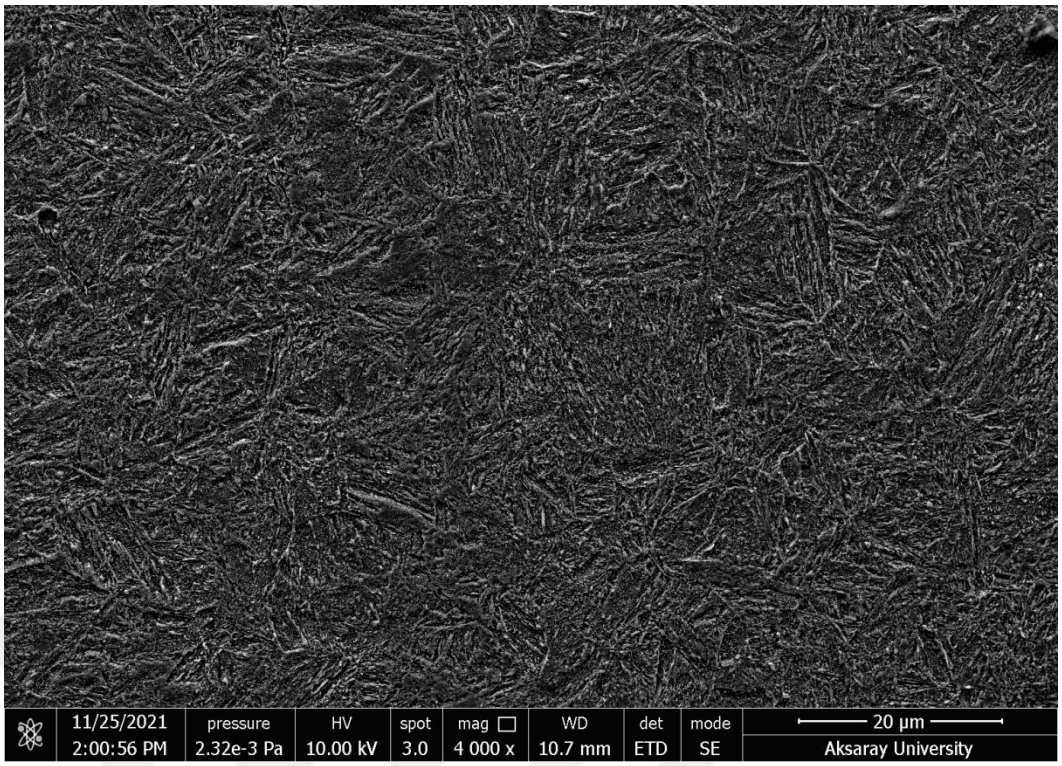
Şekil 4.112. 41-C4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



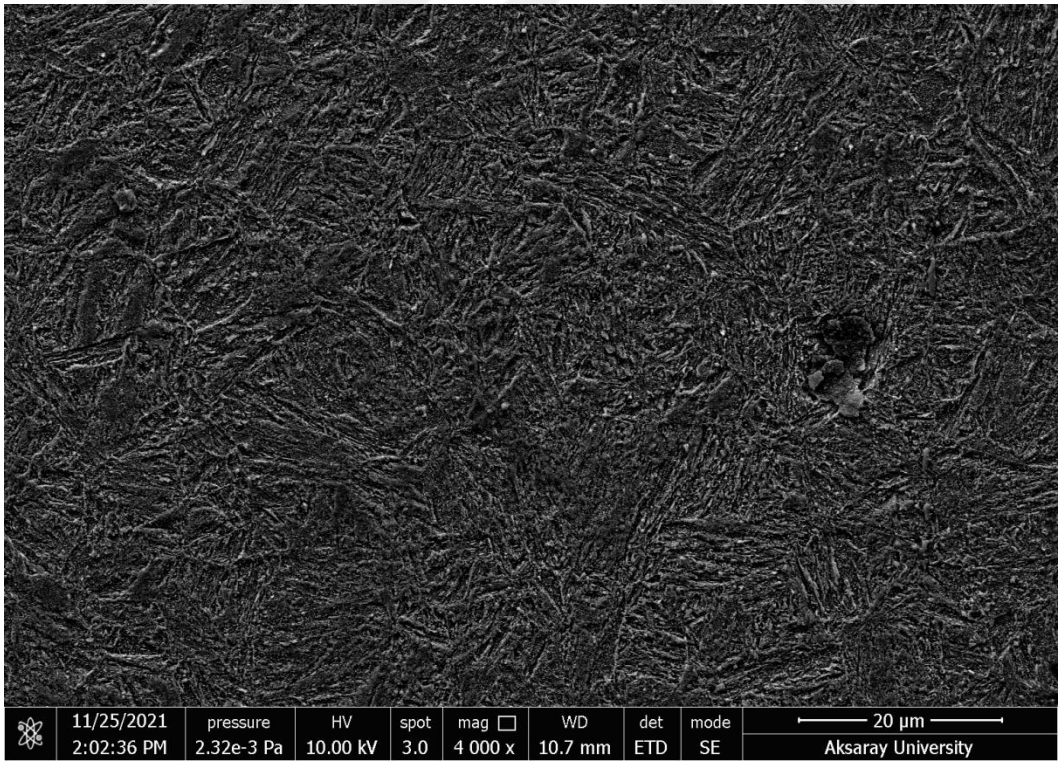
Şekil 4.113. 41-C4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



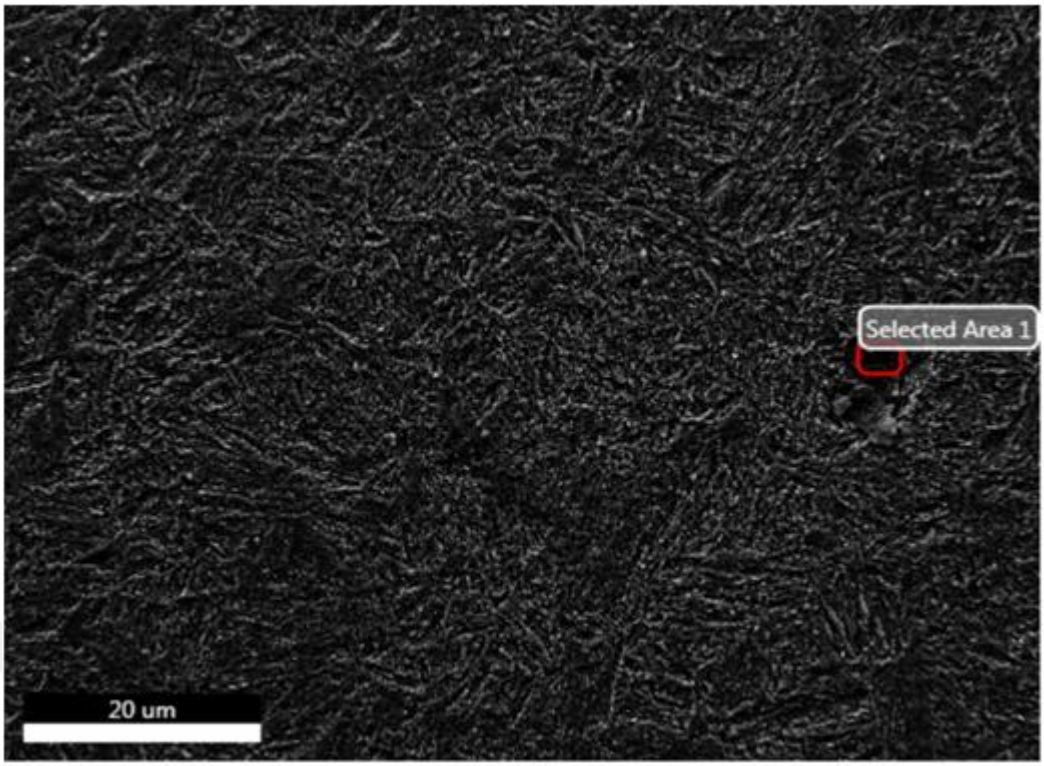
Şekil 4.114. 30-C1 numunesine ait SEM görüntüsü.



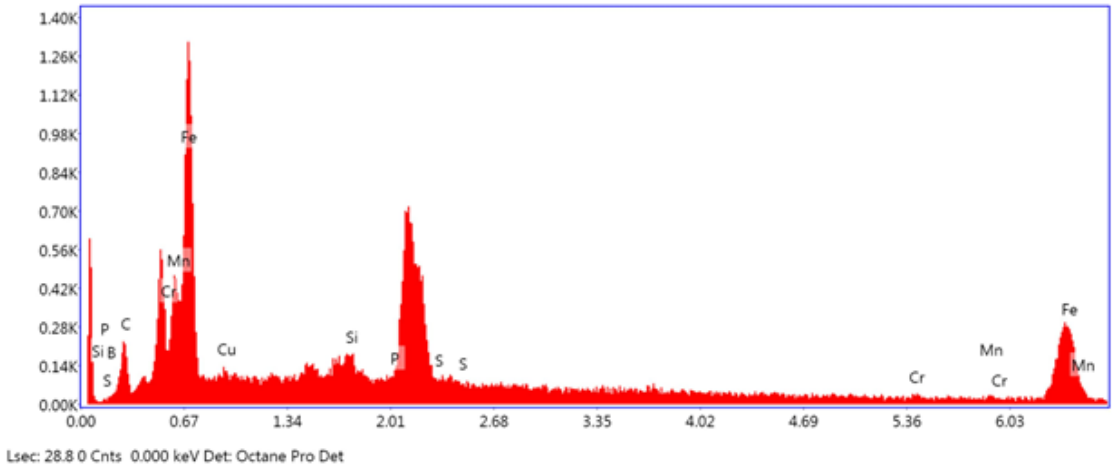
Şekil 4.115. 30-C2 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.116. 30-C3 numunesine ait SEM görüntüsü.



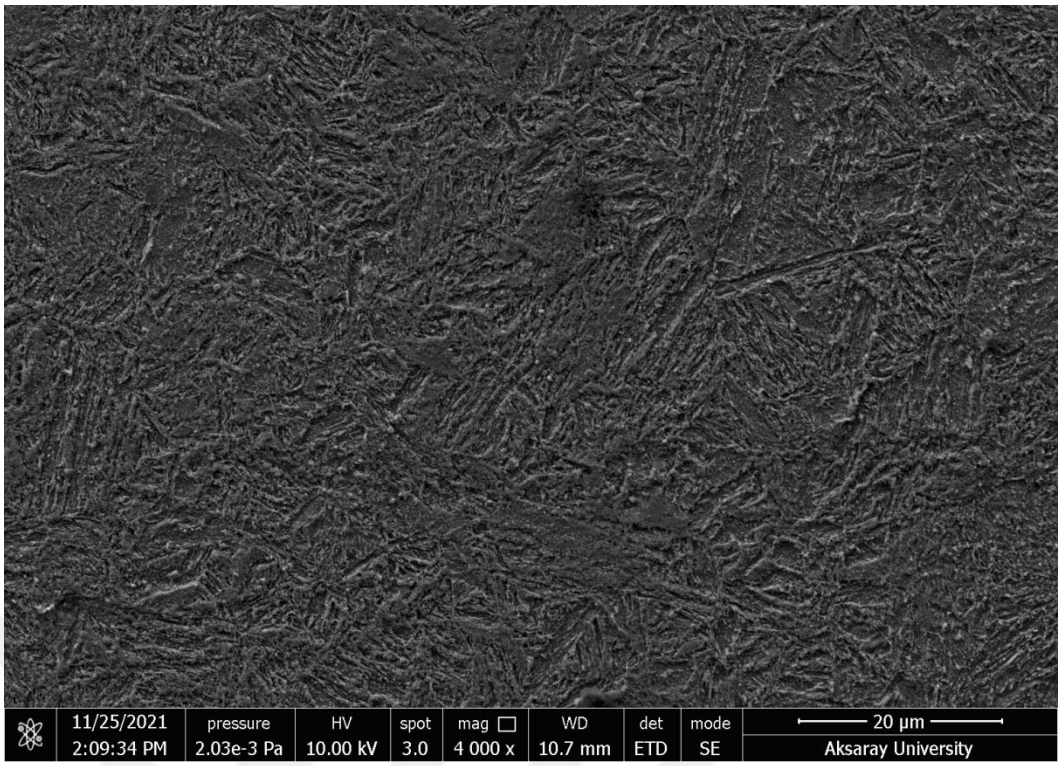
Şekil 4.117. 30-C3 numunesinin SEM görüntülerinden alınan element dağılım bölgeleri.



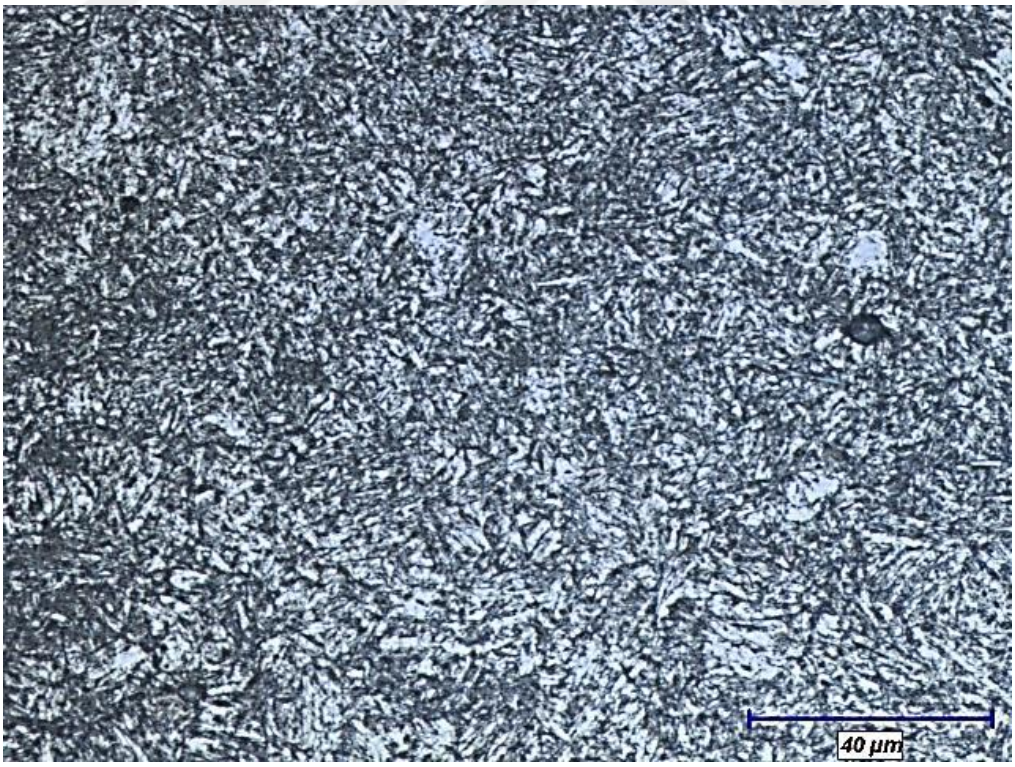
Şekil 4.118. 30-C3 numunesine ait EDS analiz pikleri (Seçili Alan 1).

Çizelge 4.32. 30-C3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

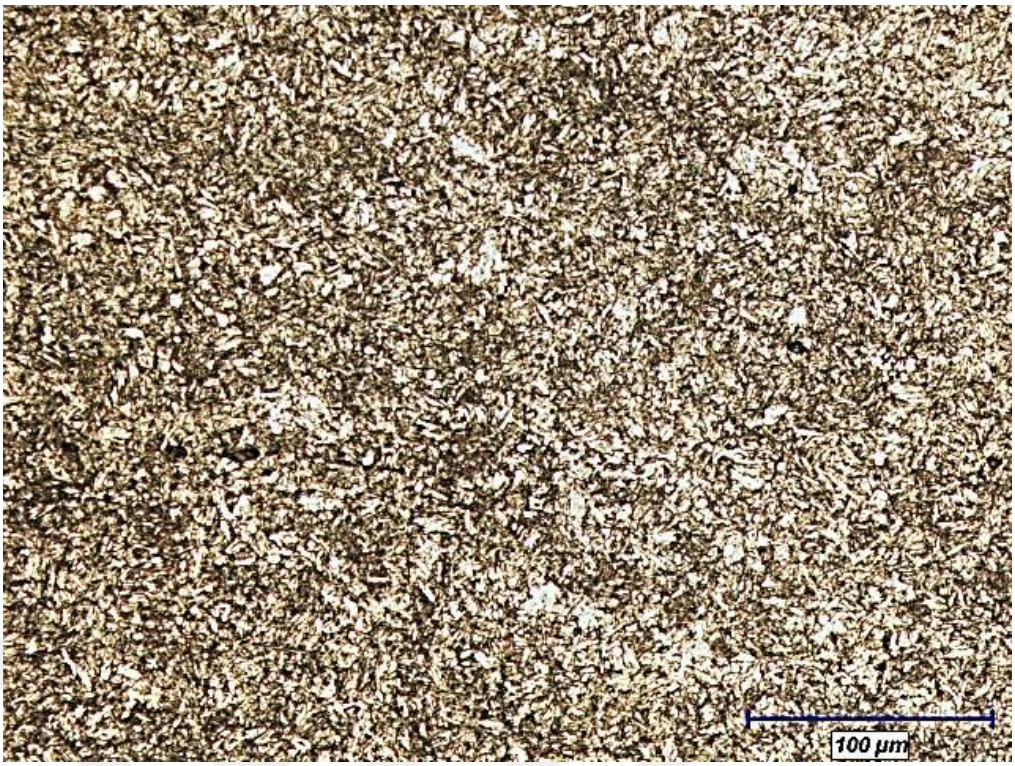
	Seçili Alan 1								
Element	**B_K**	**C_K**	**Fe_L**	**Cu_L**	**Si_K**	**P_K**	**S_K**	**Cr_K**	**Mn_K**
Wt. %	0.13	17.00	59.00	0.69	2.95	5.88	7.29	2.66	4.40
At. %	0.38	44.98	33.55	0.34	3.33	6.03	7.22	1.62	12.55



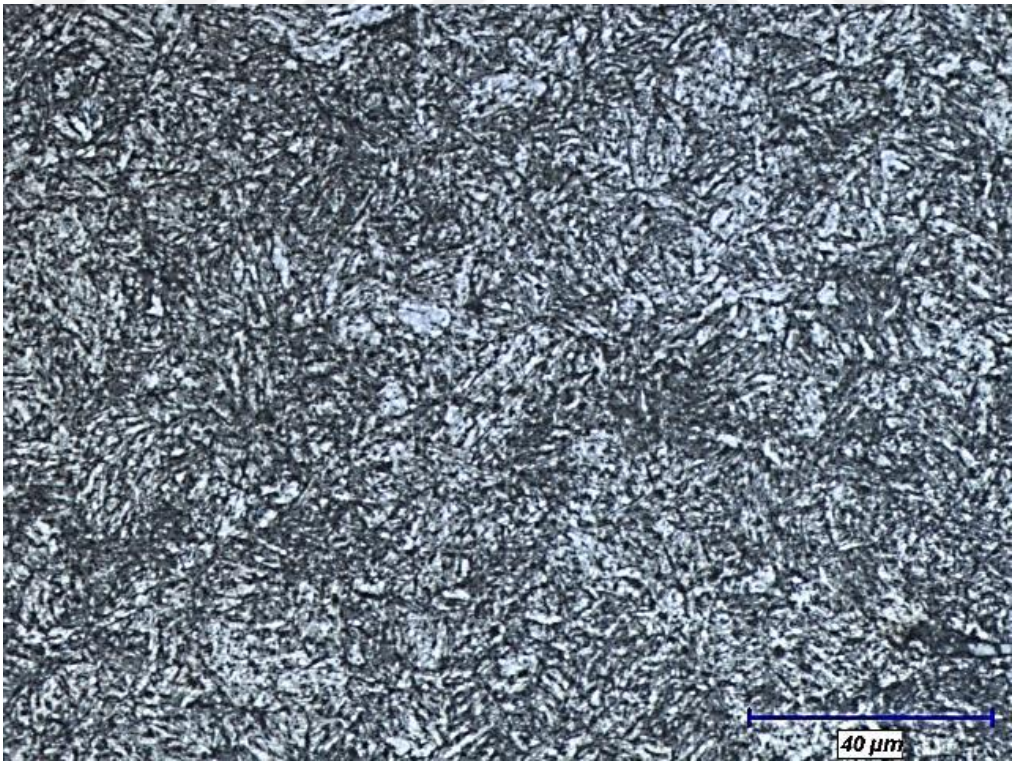
Şekil 4.119. 30-C4 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.120. 30-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



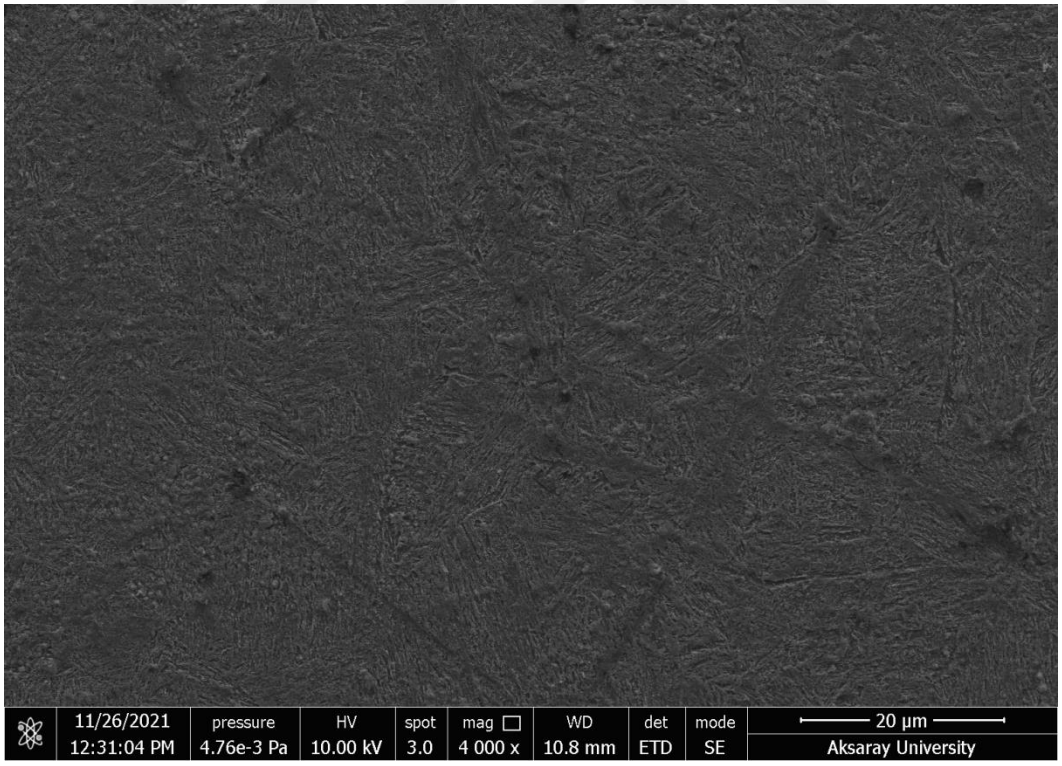
Şekil 4.121. 30-C1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



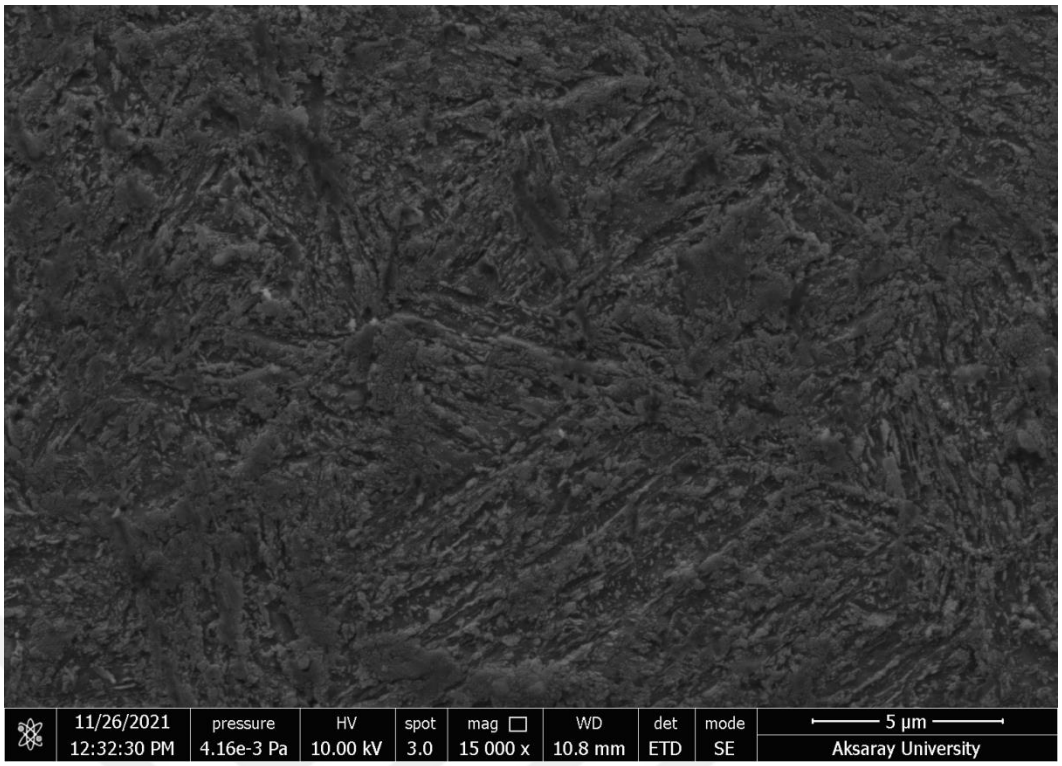
Şekil 4.122. 30-C2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

Bor içermeyen 41Cr4 çeliğinin 420 ºC sıcaklıkta meneviş numunesine ait SEM mikrografı Şekil 4.123, Şekil 4.124 ve Şekil 4.125 de verilmiştir. Aynı numuneye ait Şekil 4.126 da, Şekil 4.125 de verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeleri verilmiştir. Çizelge 4.33 de Şekil 4.126 da verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.127 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir.

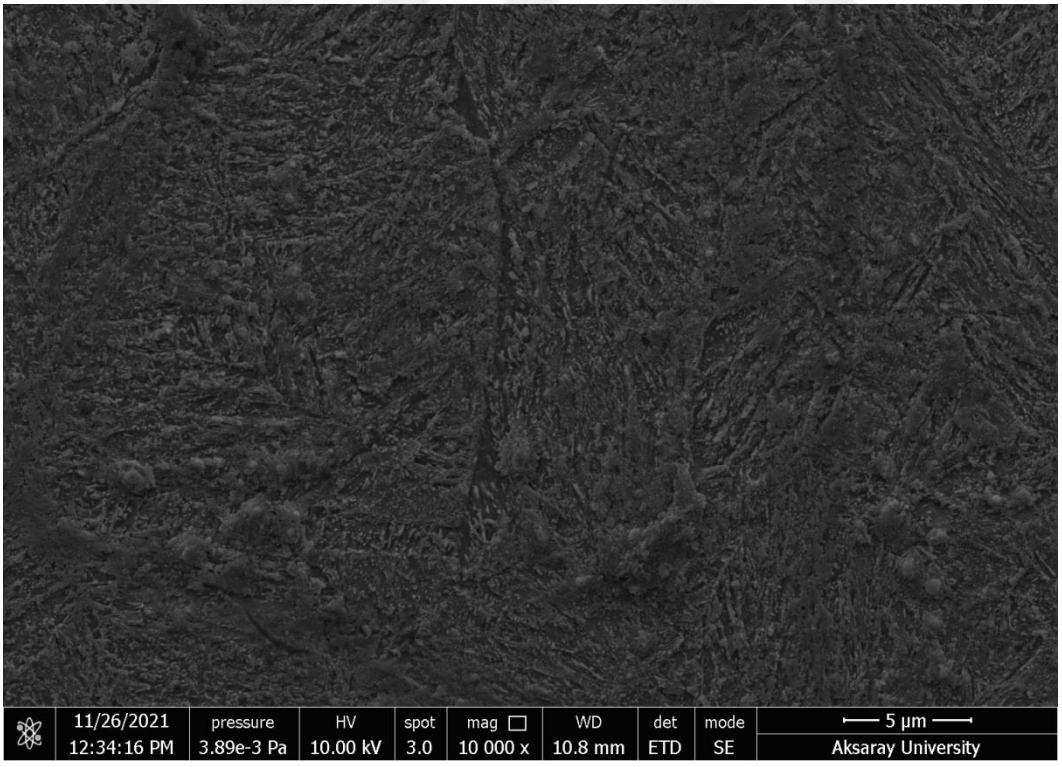
Şekil 4.128, Şekil 4.129, Şekil 4.130, Şekil 4.131, Şekil 4.132, Şekil 4.133 ve Şekil 4.134 de 41Cr4 çeliğinin 420 ºC sıcaklığında gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait metal mikroskobu görüntüleri verilmiştir.
30MnB4 çeliğinin 420 ºC sıcaklığında gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait SEM görüntüsü Şekil 4.135 ve Şekil 4.136 da verilmiştir. Aynı numuneye ait metal mikroskobu fotoğrafları ise Şekil 4.137, Şekil 4.138 ve Şekil 4.139 daki mikrograflarda verilmiştir. Görüntülerden de anlaşılacağı gibi numune martensit fazı ile kaplanmıştır.



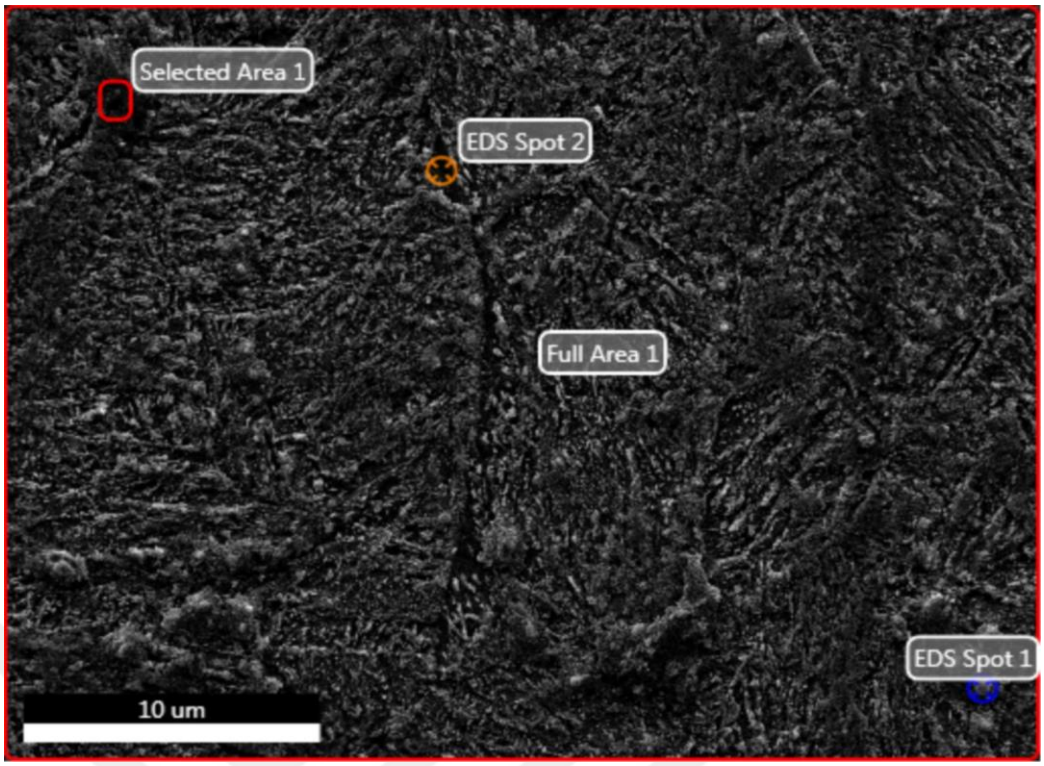
Şekil 4.123. 41-D1 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.124. 41-D2 numunesine ait SEM görüntüsü.

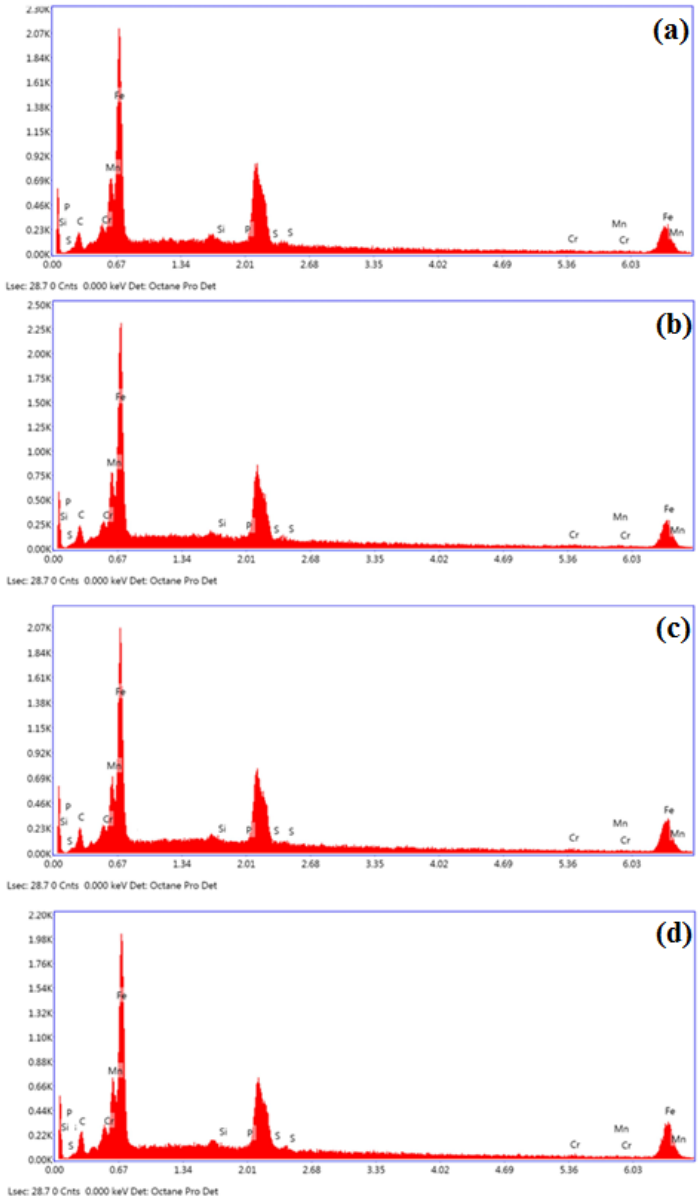


Şekil 4.125. 41-D3 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.126. 41-D3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi.

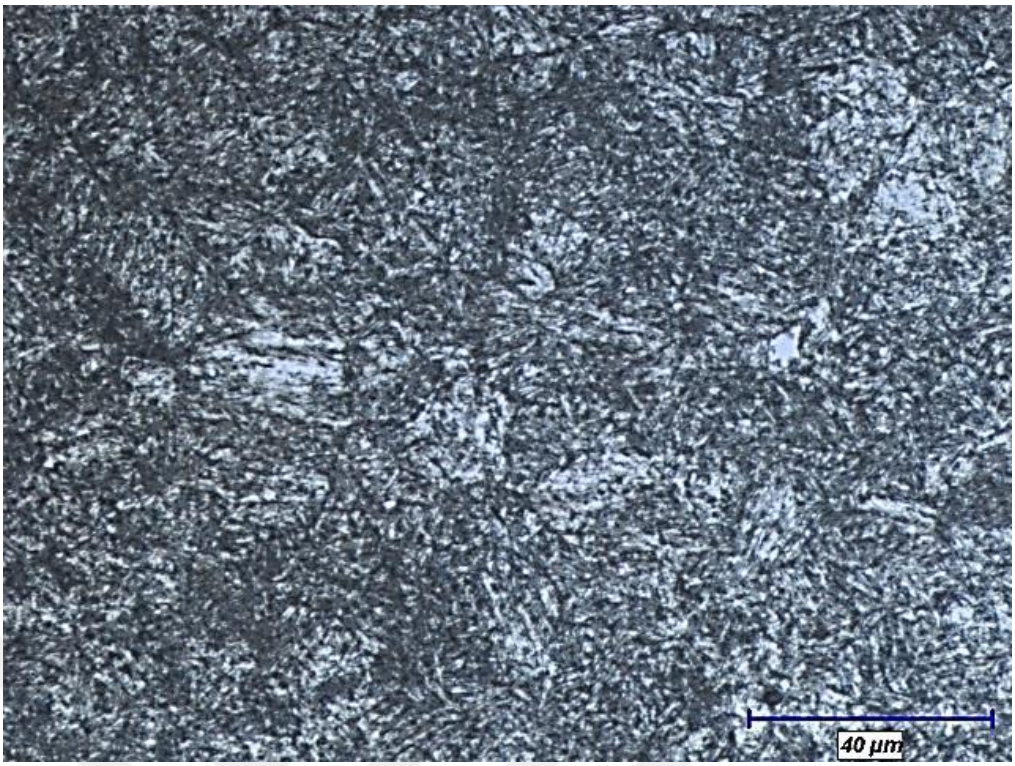
Bor içermeyen 41Cr4 çeliğinin 390 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait SEM mikrografı Şekil 4.140 da verilmiştir. Aynı numuneye ait Şekil 4.141 de, Şekil 4.140 da verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeleri verilmiştir. Çizelge 4.34 de, Şekil 4.141 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.142 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir. Yine başka 41Cr4 çeliğinin 390 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait SEM mikrografı Şekil 4.143 de verilmiştir. Aynı numuneye ait Şekil 4.144 de, Şekil 4.143 de verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Şekil 4.145 de 390 ºC sıcaklıkta meneviş yapılmış 41Cr4 çeliğine ait başka bir SEM görünütüsü verilmiştir. Çizelge 4.35 de Şekil 4.144 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.146 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir. Genel element komposizyonuna bakıldığında demir elementi açısından zengin olduğu ve EDS Spot 2 de C açısından yaklaşık iki kat yığılmanın olduğu görülmektedir. 41Cr4 çeliğinin 390 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait metal mikroskobu görüntüleri Şekil 4.147, Şekil 4.148, Şekil 4.149, Şekil 4.150 ve Şekil 4.151 de verilmiştir.



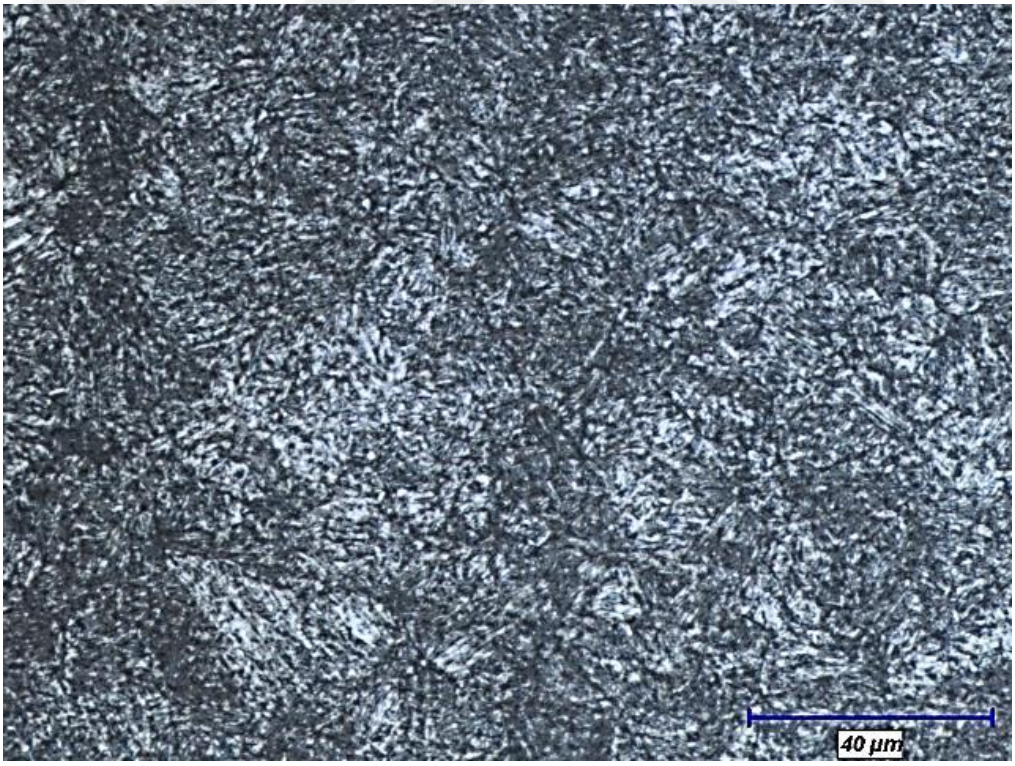
Şekil 4.127. 41-D3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS Spot 2 c) Seçili Alan 1 d) Tüm Alan 1.

Çizelge 4.33. 41-D3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

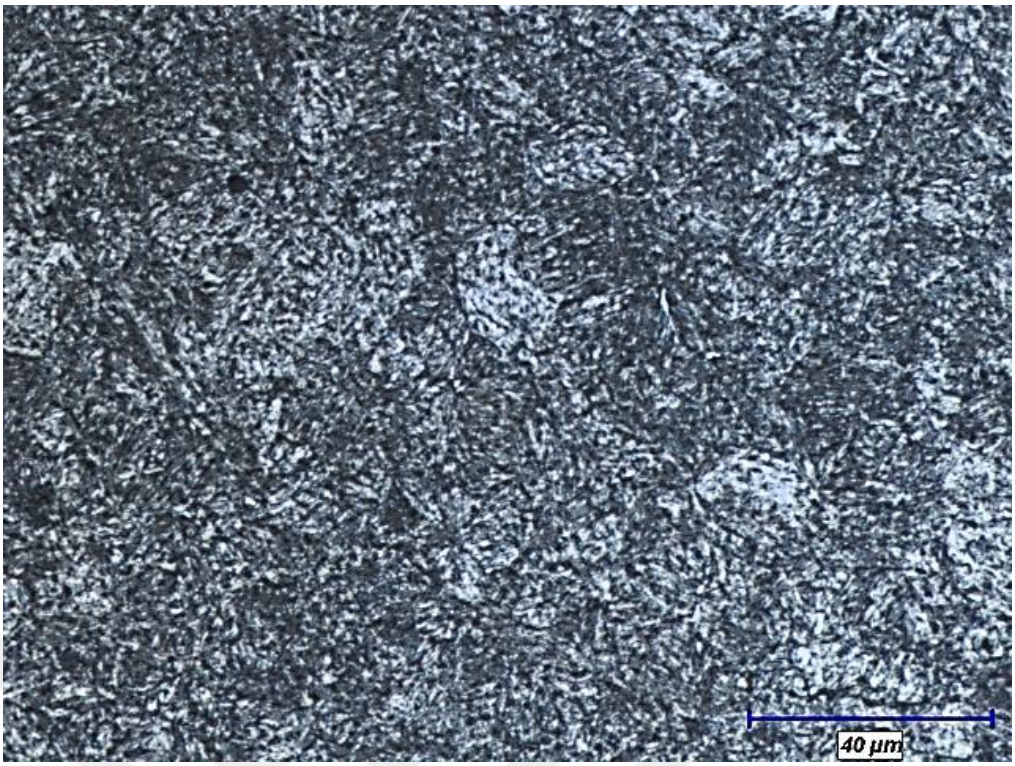
	EDS Spot 1		EDS Spot 2		Seçili Alan 1		Full Alan 1	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
CK	11.56	35.07	12.21	36.72	12.78	38.06	12.45	37.49
FeL	71.38	46.42	72.37	46.95	71.53	45.73	68.78	44.51
SiK	1.85	2.40	1.26	1.62	1.12	1.43	1.14	1.47
PK	5.52	6.49	5.28	6.18	4.88	5.64	4.35	5.08
SK	6.63	7.53	5.57	6.29	5.92	6.60	5.43	6.13
CrK	1.63	1.14	1.71	1.19	2.40	1.66	4.19	2.92
MnK	1.42	0.94	1.59	1.05	1.36	0.88	3.64	2.40



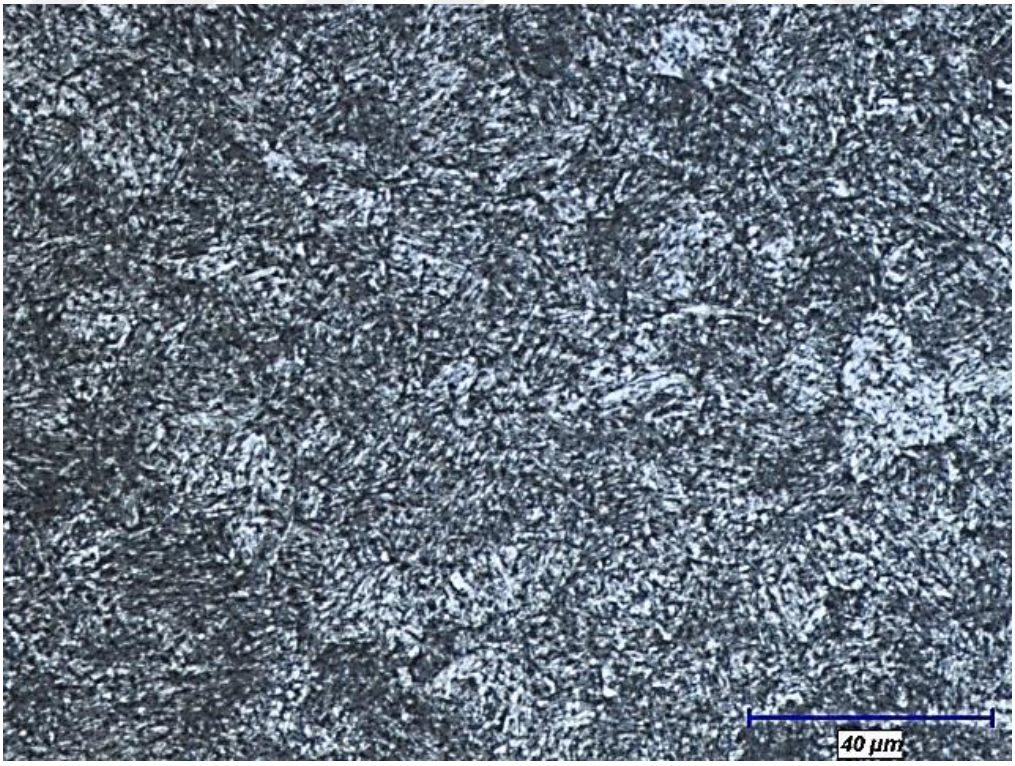
Şekil 4.128. 41-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.129. 41-D2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



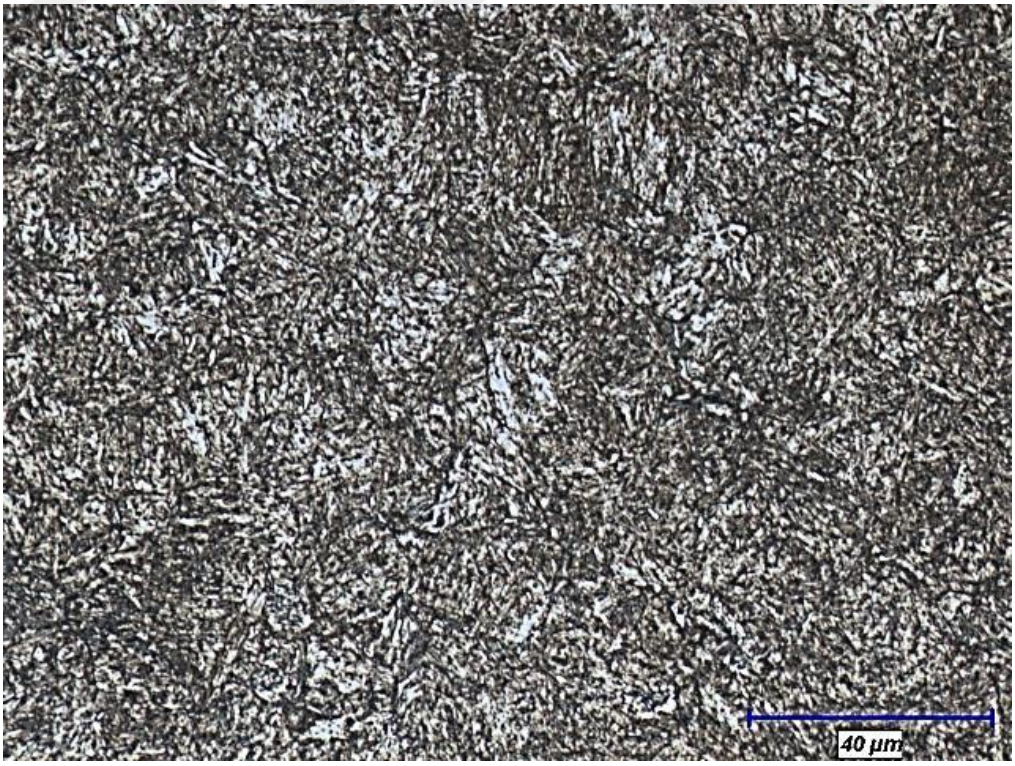
Şekil 4.130. 41-D3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



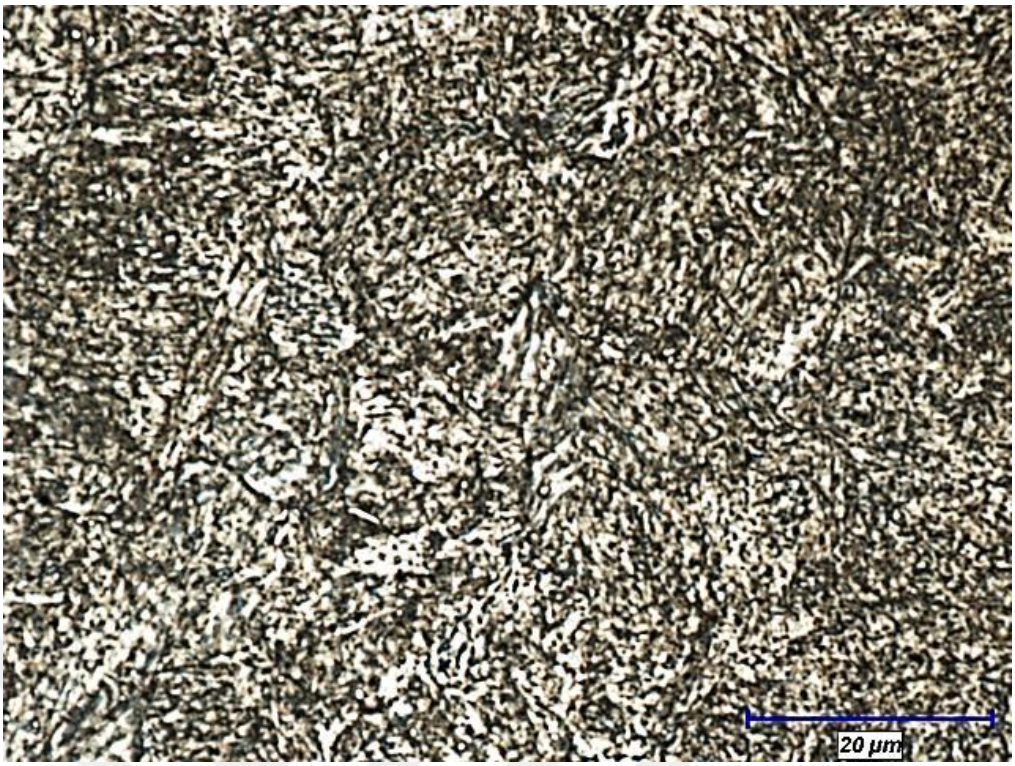
Şekil 4.131. 41-D4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



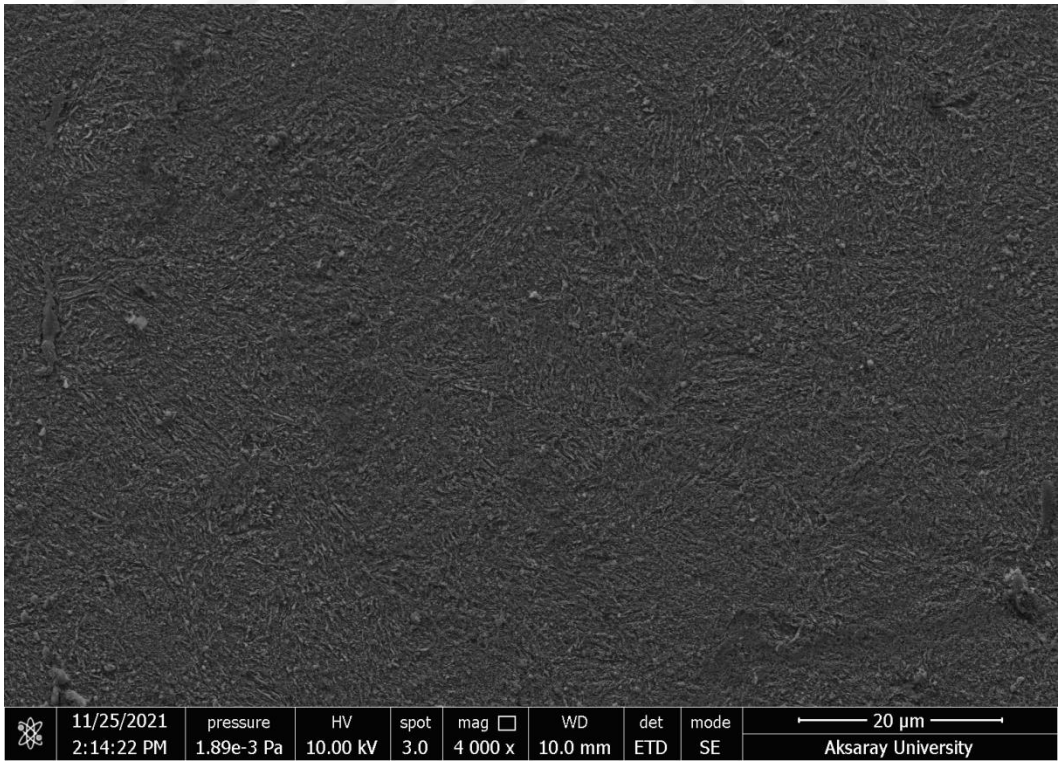
Şekil 4.132. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



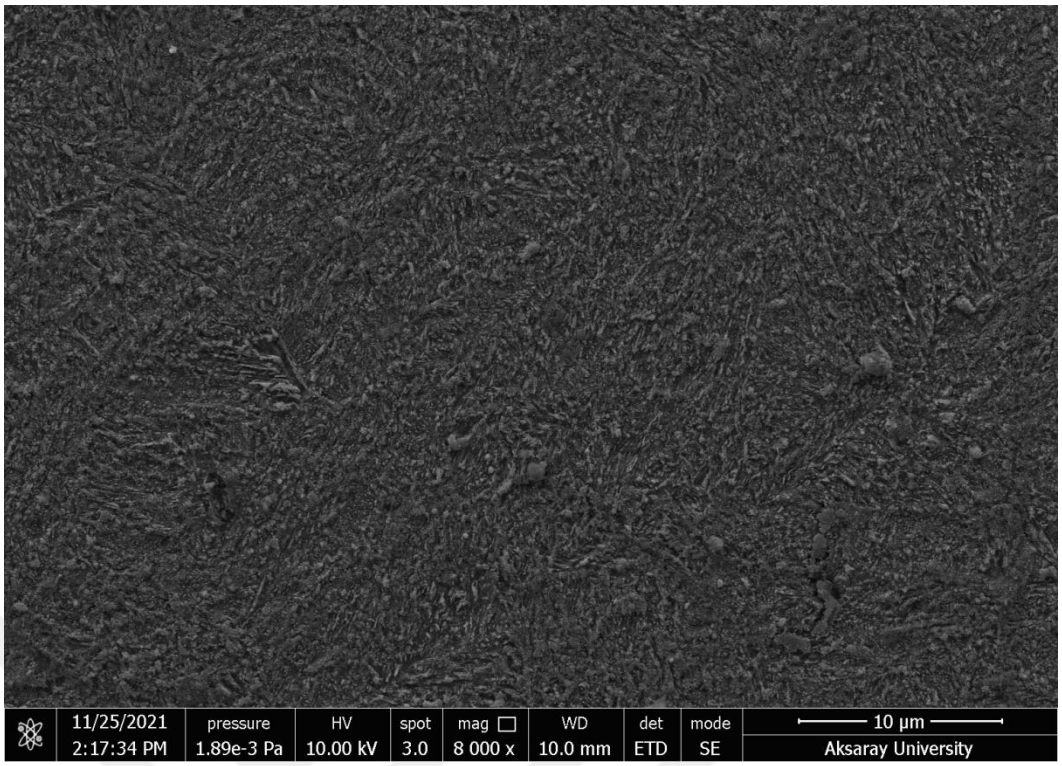
Şekil 4.133. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



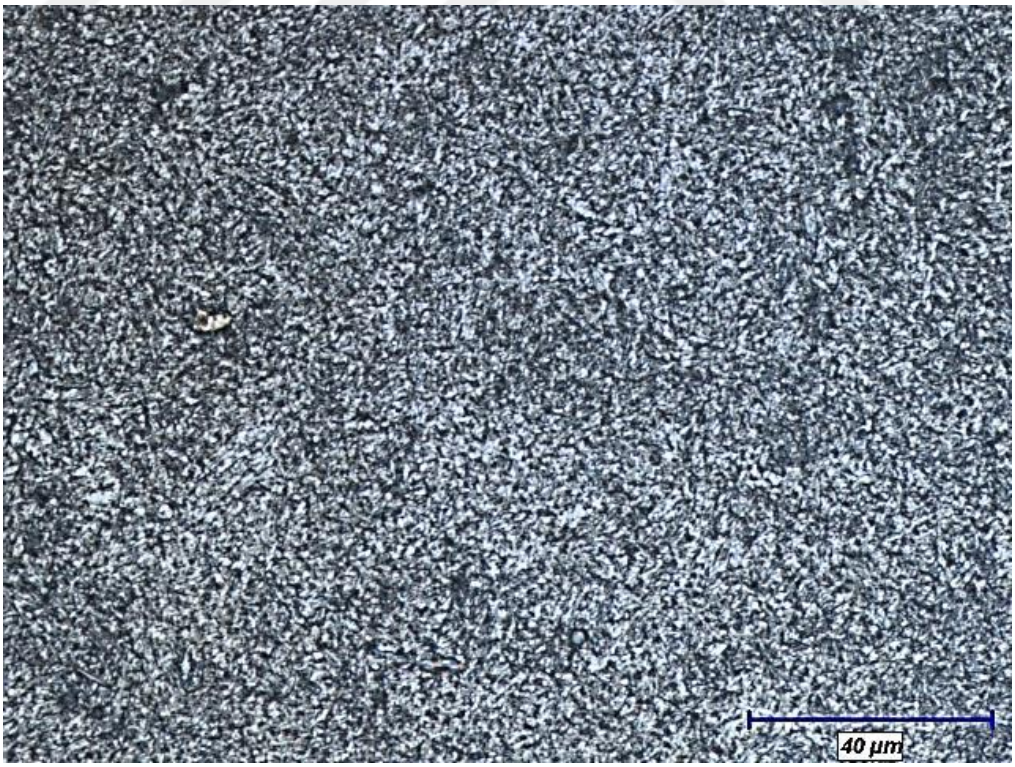
Şekil 4.134. 41-D5 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X100).



Şekil 4.135. 30-D1 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.136. 30-D2 numunesine ait SEM görüntüsü.



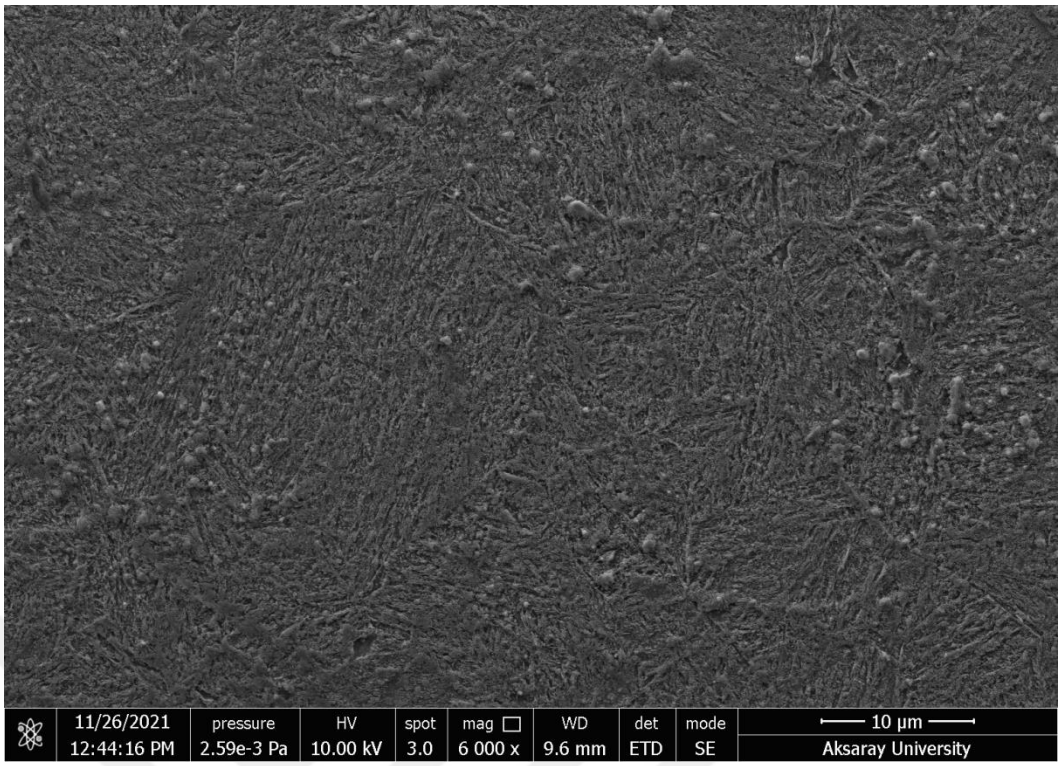
Şekil 4.137. 30-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



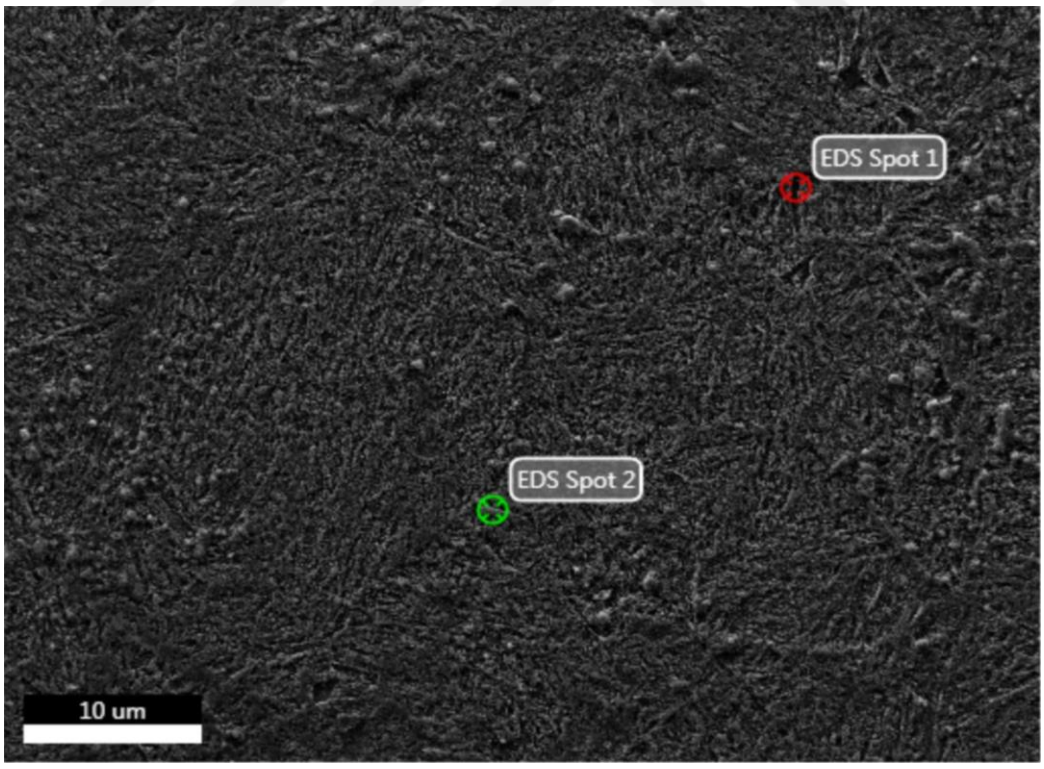
Şekil 4.138. 30-D1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



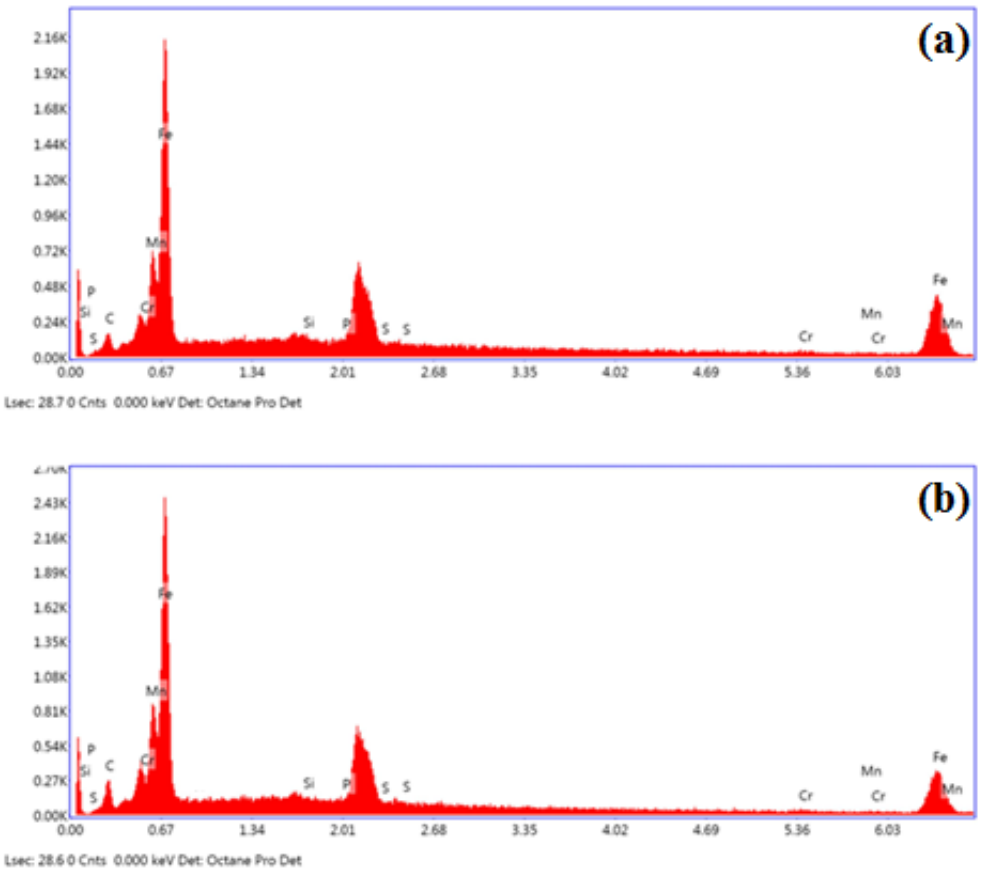
Şekil 4.139. 30-D2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.140. 41-E1 numunesine ait SEM görüntüsü.



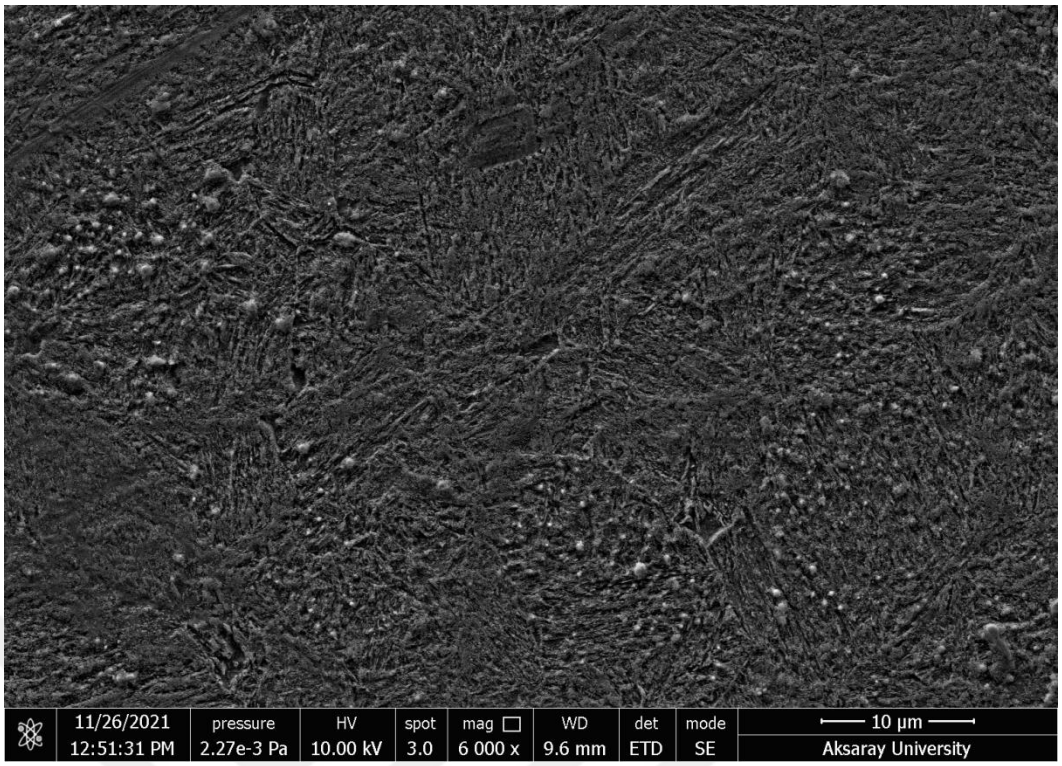
Şekil 4.141. 41-E1 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi.



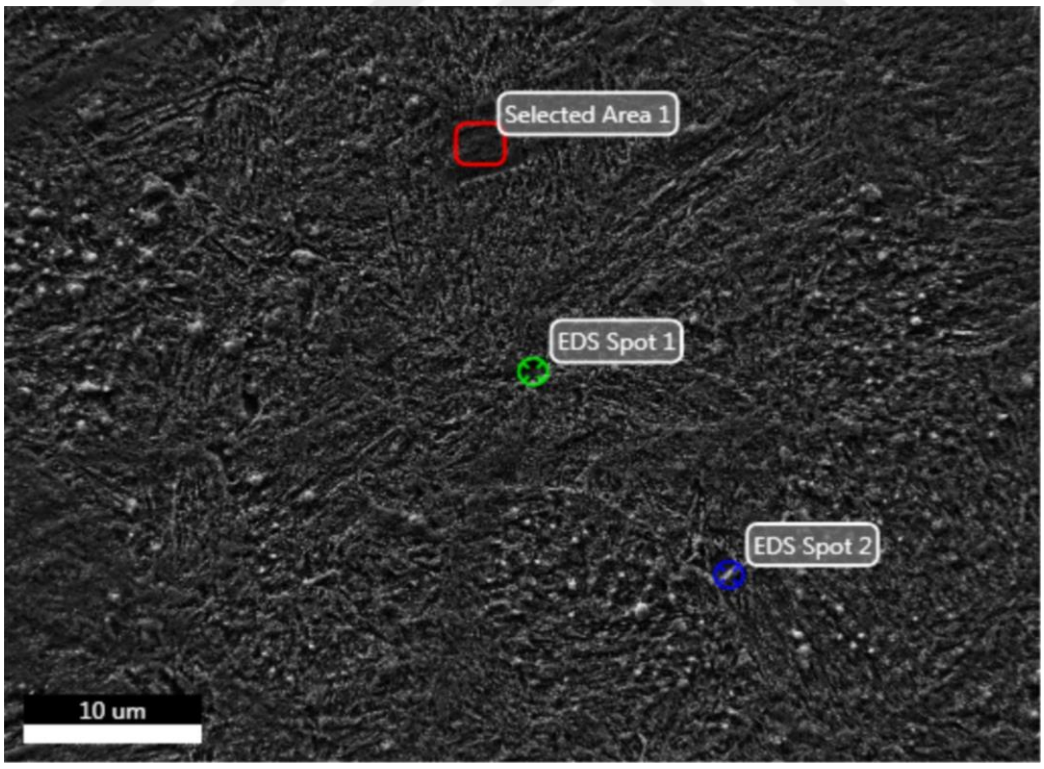
Şekil 4.142. 41-E1 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS Spot 2.

Çizelge 4.34. 41-E1 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

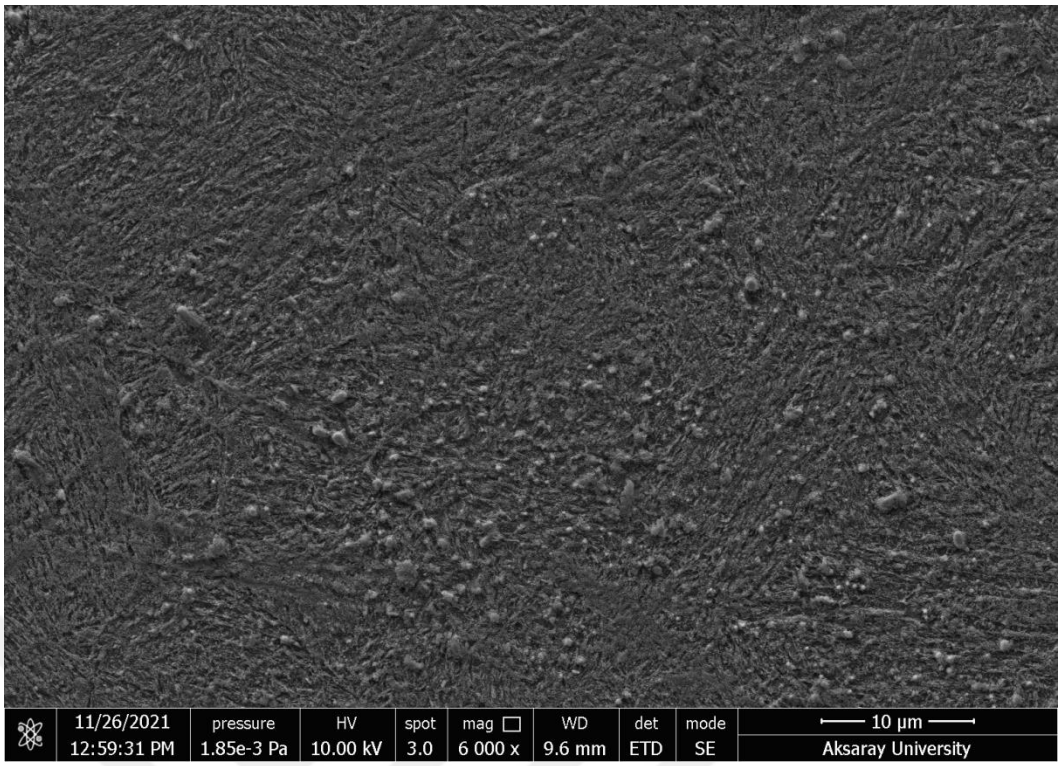
	EDS Spot 1		EDS Spot 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
C$_K$	8.70	28.92	11.69	36.22
Fe$_L$	76.11	54.97	73.68	49.01
Si$_K$	0.75	1.05	0.97	1.28
P$_K$	4.12	5.31	3.72	4.47
S$_K$	4.06	5.06	4.44	5.16
Cr$_K$	3.48	2.67	3.43	2.46
Mn$_K$	2.79	2.03	2.06	1.39



Şekil 4.143. 41-E2 numunesine ait SEM görüntüsü.



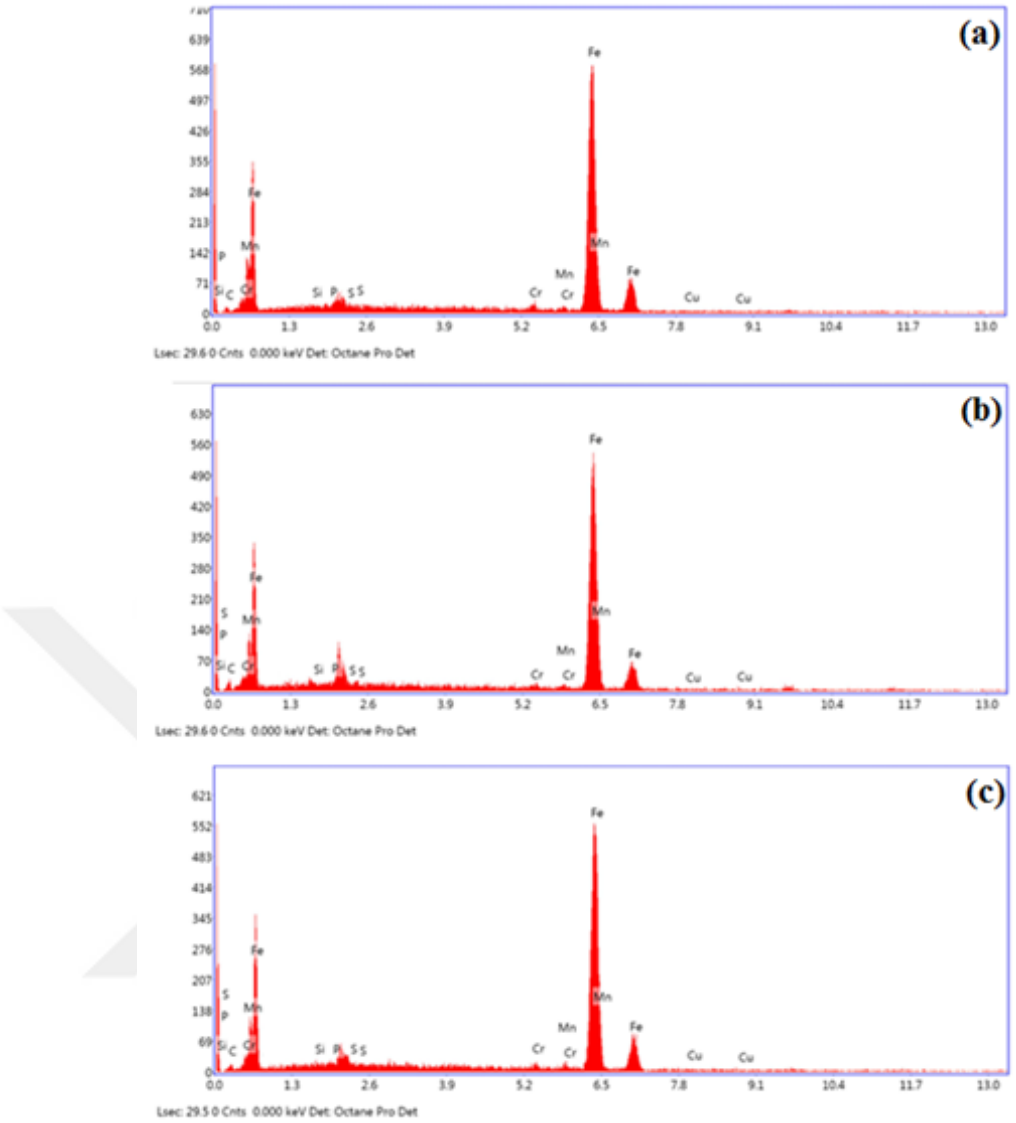
Şekil 4.144. 41-E numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi.



Şekil 4.145. 41-E3 numunesine ait SEM görüntüsü.

Bor içeren 30MnB4 çeliğinin 390 ºC sıcaklıkta gerçekleştirilen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait SEM mikrografı Şekil 4.152, Şekil 4.153 ve Şekil 4.154 de verilmiştir. Aynı numuneye ait Şekil 4.155 de Şekil 4.154 de verilen mikrograf üzerinden EDS analizi alınan bölgeler verilmiştir. Çizelge 4.36 da Şekil 4.155 de verilen EDS bölgelerinin ve Şekil 4.156 de verilen piklerin element kompozisyonu sergilenmektedir.

30MnB4 çeliğinin 390 ºC sıcaklığında gerçekleşen meneviş işlemi sonucunda elde edilen numuneye ait metal mikroskobu görüntüleri Şekil 4.157, Şekil 4.158, Şekil 4.159, Şekil 4.160 ve Şekil 4.161 de verilmiştir.



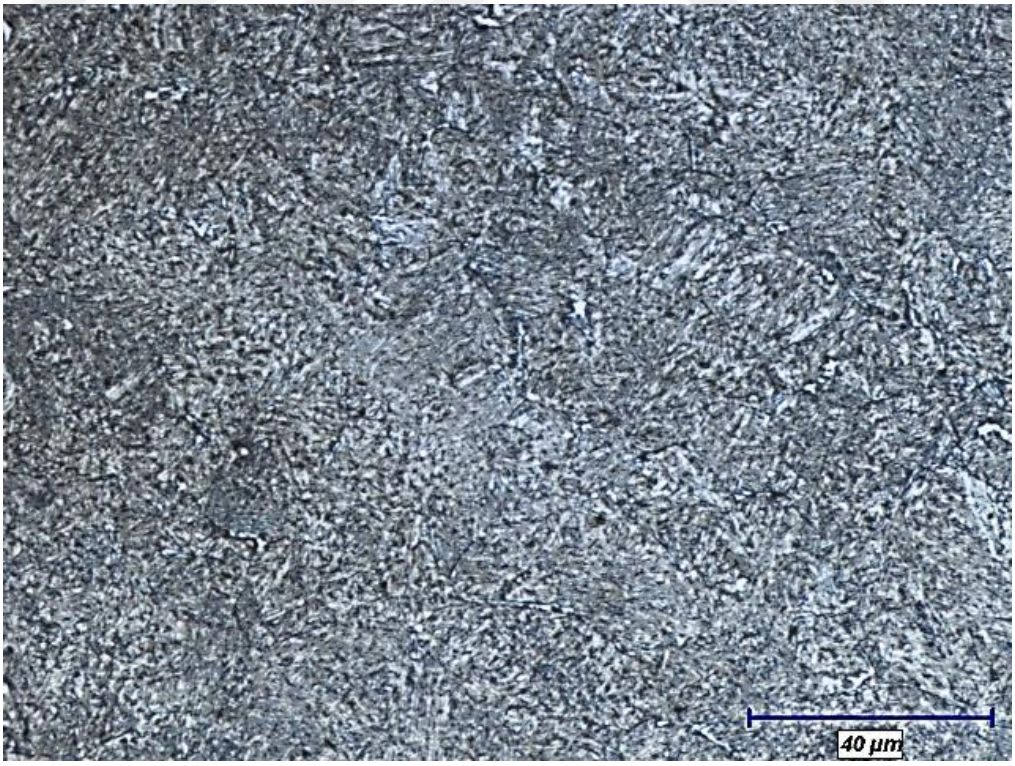
Şekil 4.146. 41-E2 numunesine ait EDS analiz pikleri a) EDS Spot 1 b) EDS Spot 2 c) Seçili Alan 1.

Çizelge 4.35. 41-E2 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

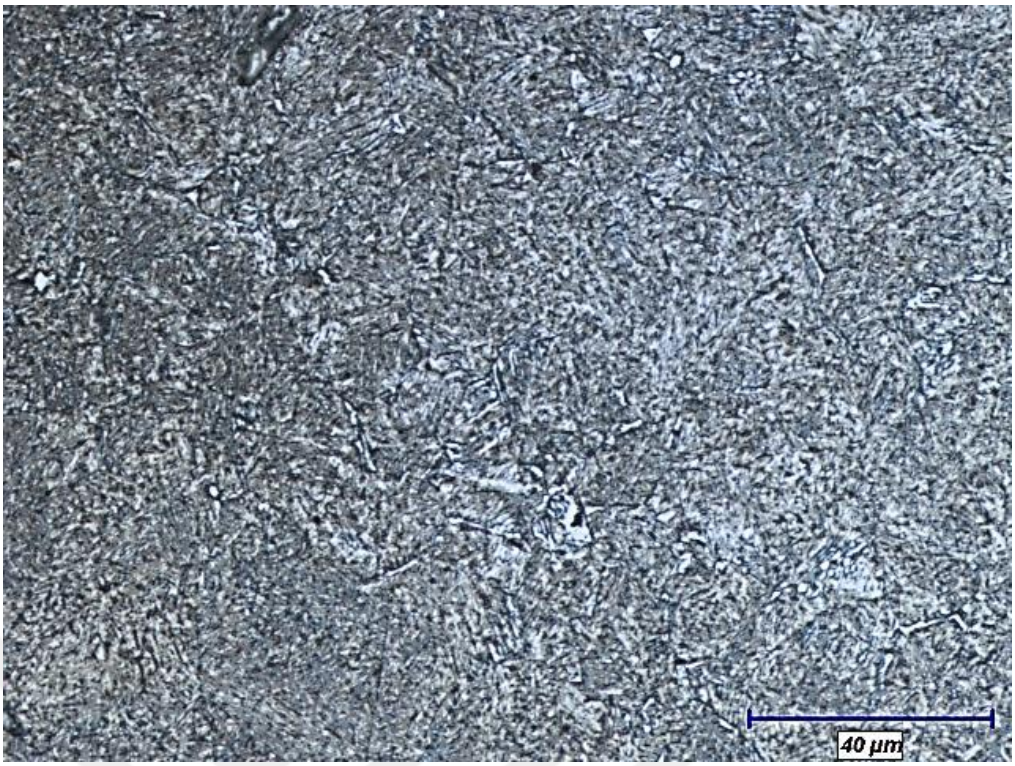
	EDS Spot 1		EDS Spot 2		Seçili Alan 1	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
CK	3.71	15.03	6.64	24.48	3.71	15.03
FeK	92.57	80.69	89.41	70.84	92.57	80.69
SiK	0.25	0.45	0.53	0.84	0.25	0.45
PK	0.63	0.99	1.01	1.45	0.63	0.99
SK	0.61	0.93	0.74	1.03	0.61	0.93
CrK	1.21	1.13	0.84	0.71	1.21	1.13
MnK	1.01	0.90	0.81	0.65	1.01	0.90



Şekil 4.147. 41-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.148. 41-E2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



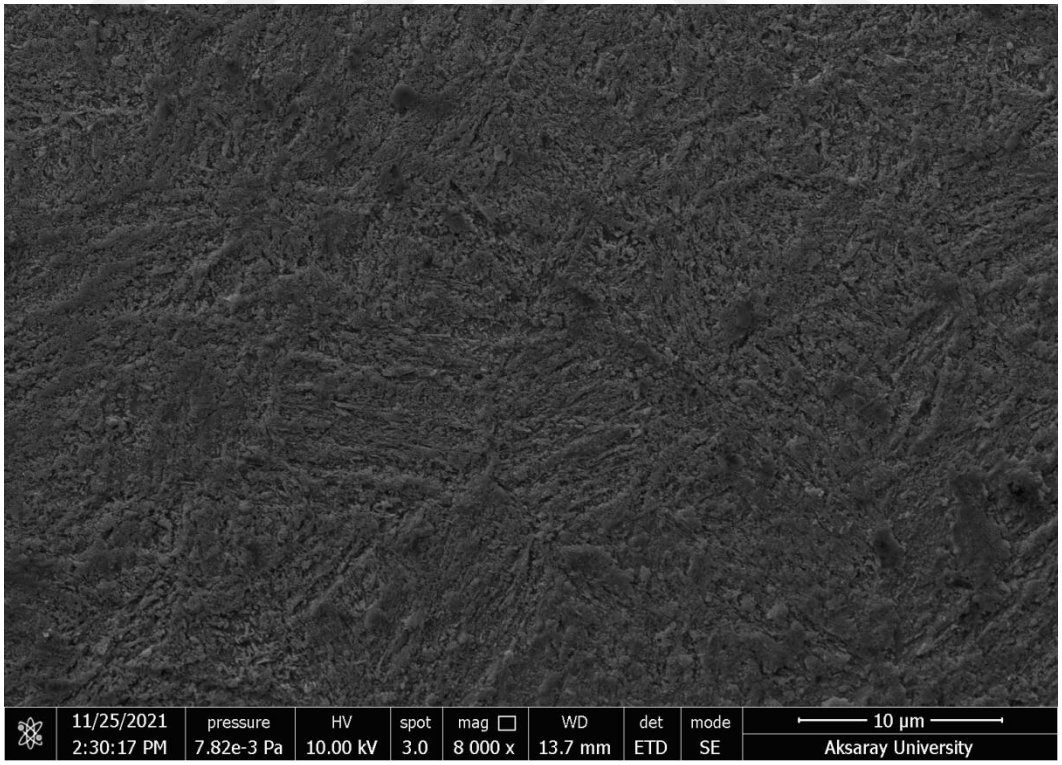
Şekil 4.149. 41-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



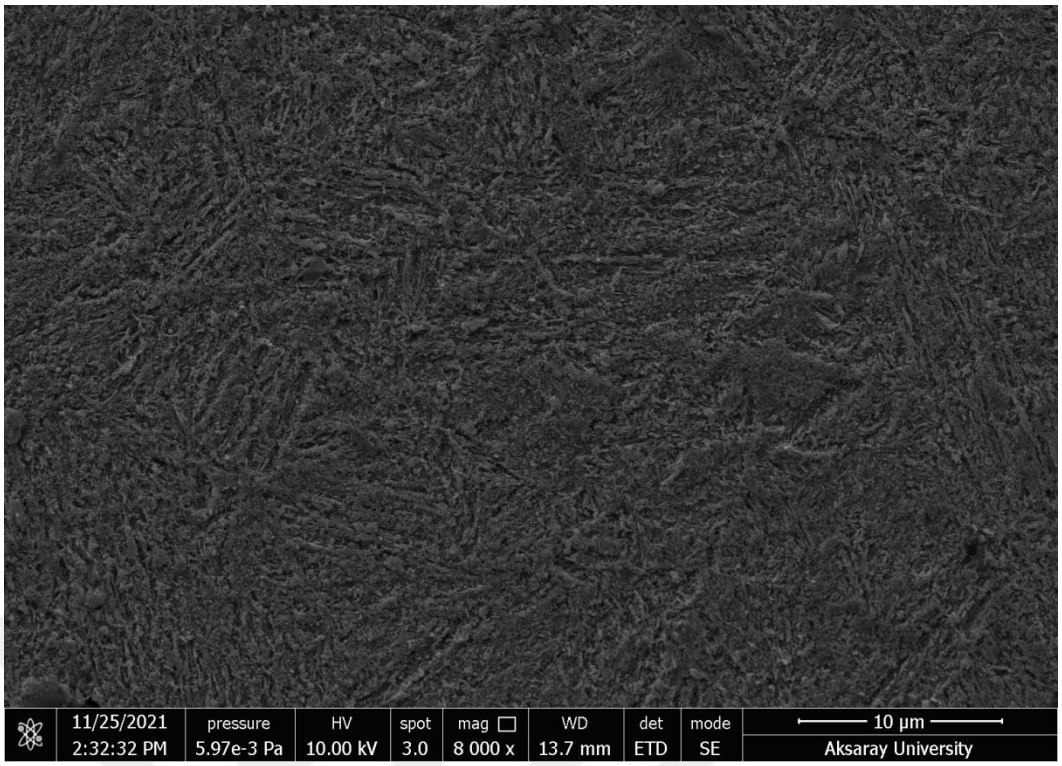
Şekil 4.150. 41-E4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



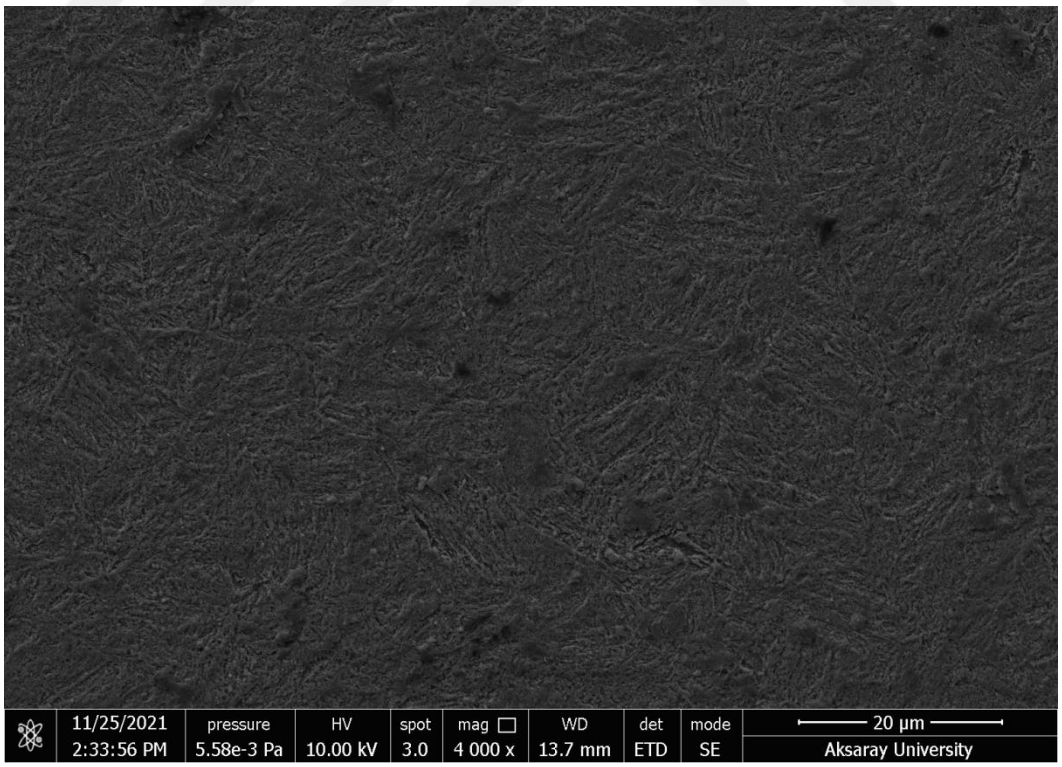
Şekil 4.151. 41-E4 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



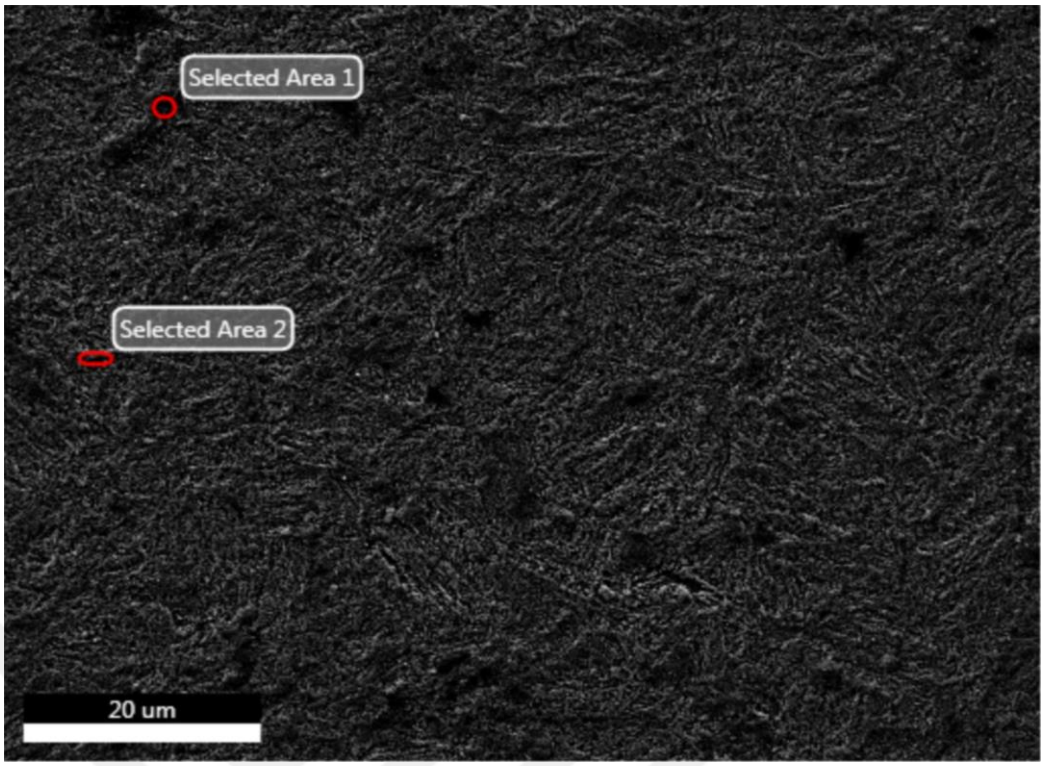
Şekil 4.152. 30-E1 numunesine ait SEM görüntüsü.



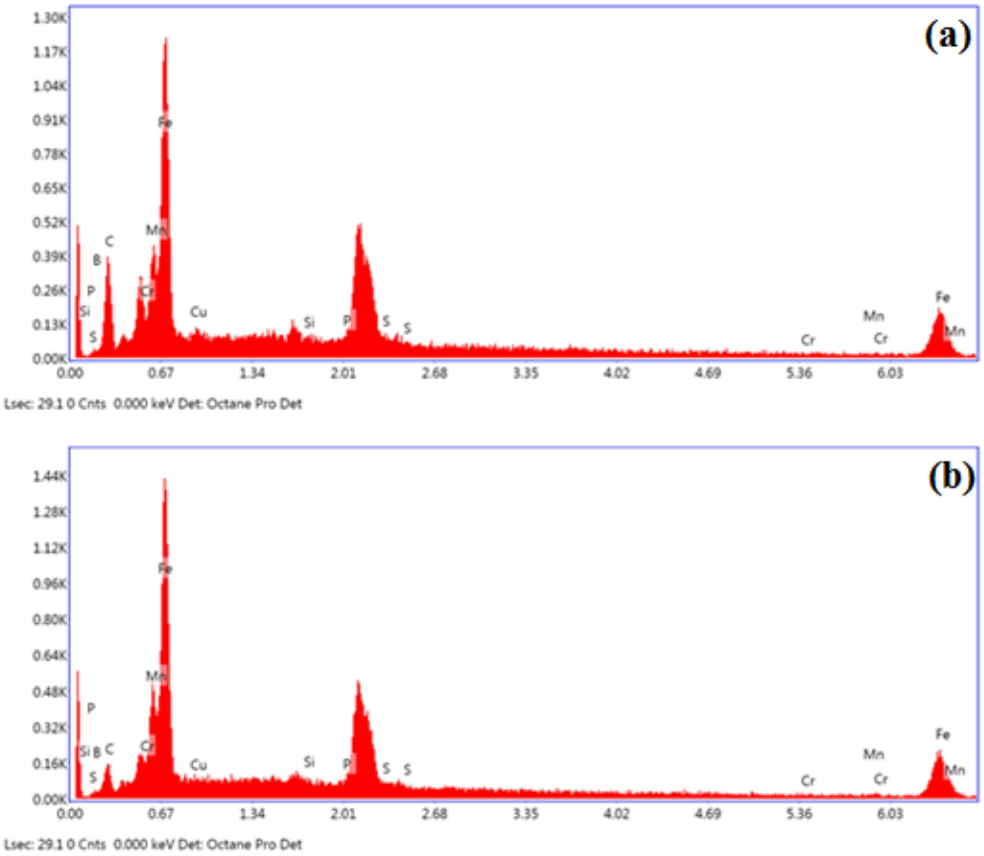
Şekil 4.153. 30-E2 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.154. 30-E3 numunesine ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.155. 30-E3 numunesine ait SEM görüntülerinden alınan EDS analizi.



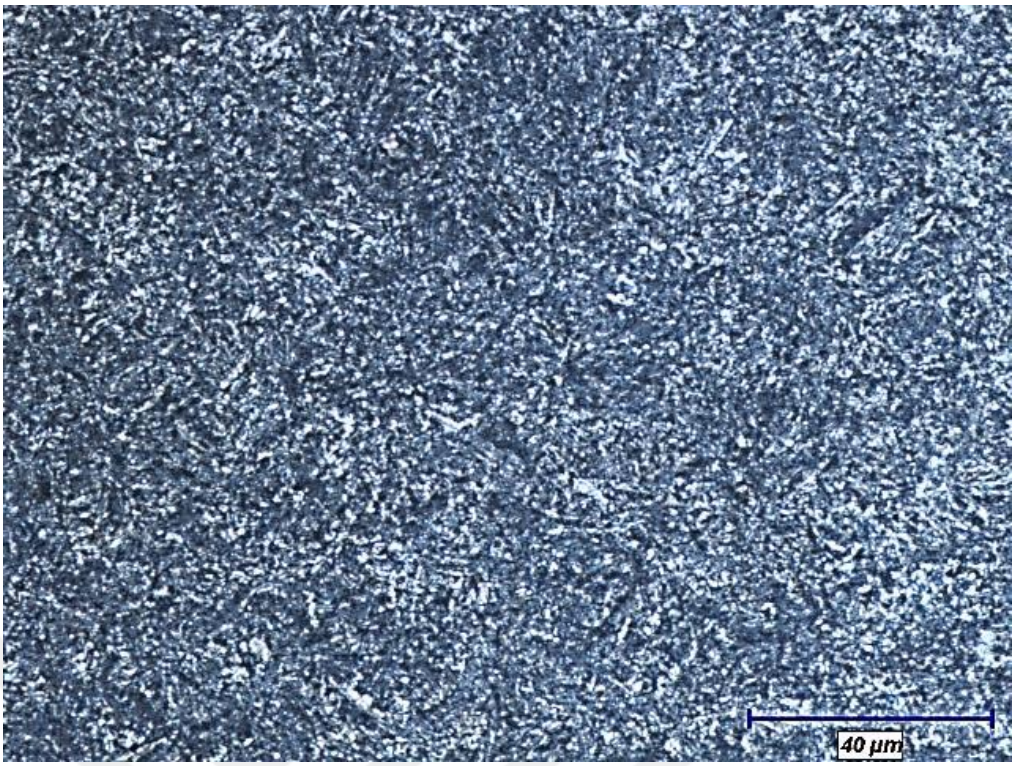
Şekil 4.156. 30-E3 numunesine ait EDS analiz pikleri a) Seçili Alan 1 b) Seçili Alan 2.

Çizelge 4.36. 30-E3 numunesinin EDS analiz pikine ait element kompozisyonu.

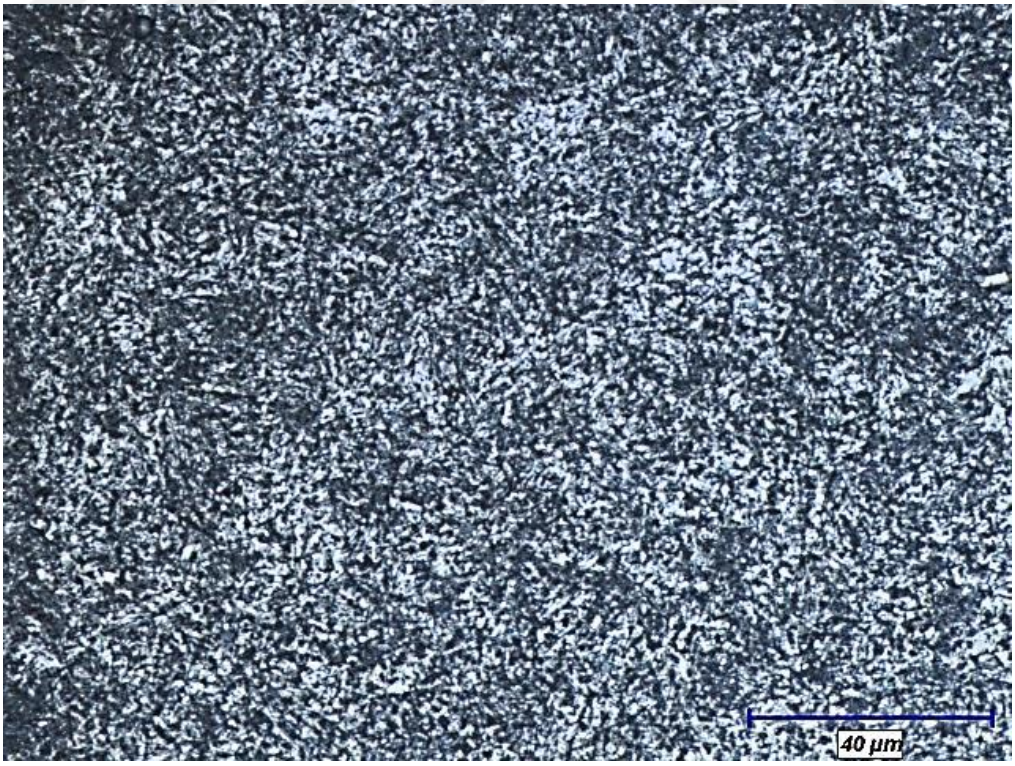
	Seçili Alan 1		Seçili Alan 2	
Element	**Wt %**	**At %**	**Wt %**	**At %**
B_K	0.11	0.27	0.12	0.41
C_K	25.19	58.27	11.46	35.22
Fe_L	57.39	28.55	67.88	44.88
Cu_L	1.76	0.77	2.41	1.40
Si_K	1.07	1.06	1.22	1.60
P_K	4.00	3.59	4.94	5.89
S_K	5.90	5.11	5.18	5.97
Cr_K	2.19	1.17	1.86	1.32
Mn_K	2.39	1.21	4.93	3.31



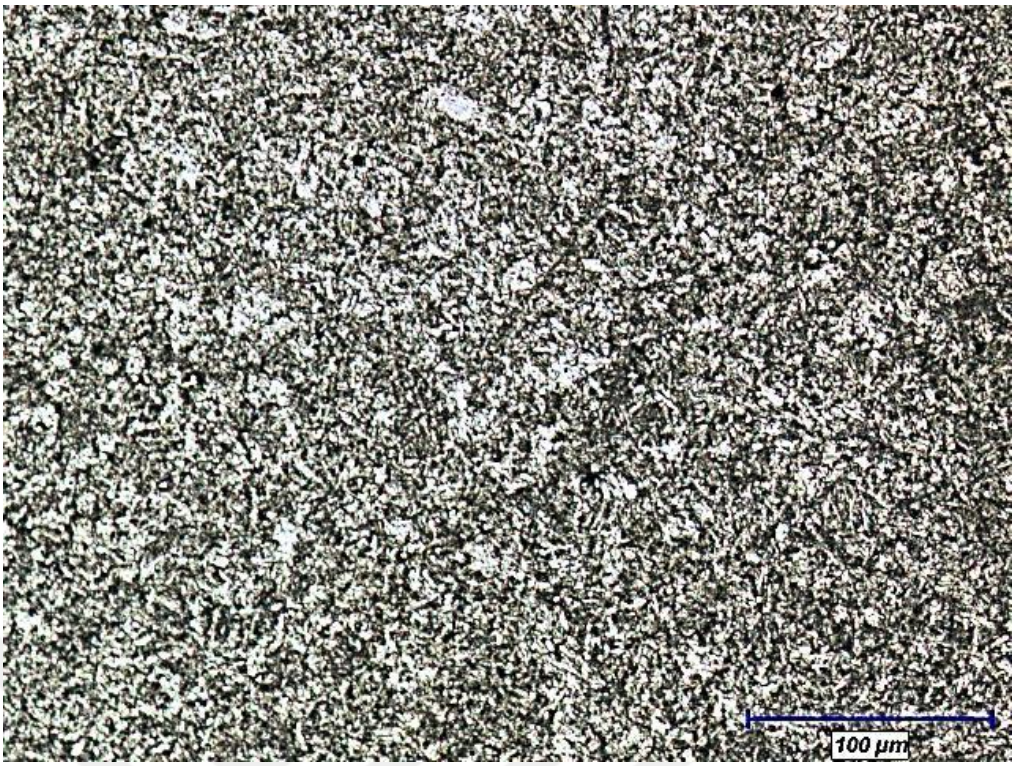
Şekil 4.157. 30-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



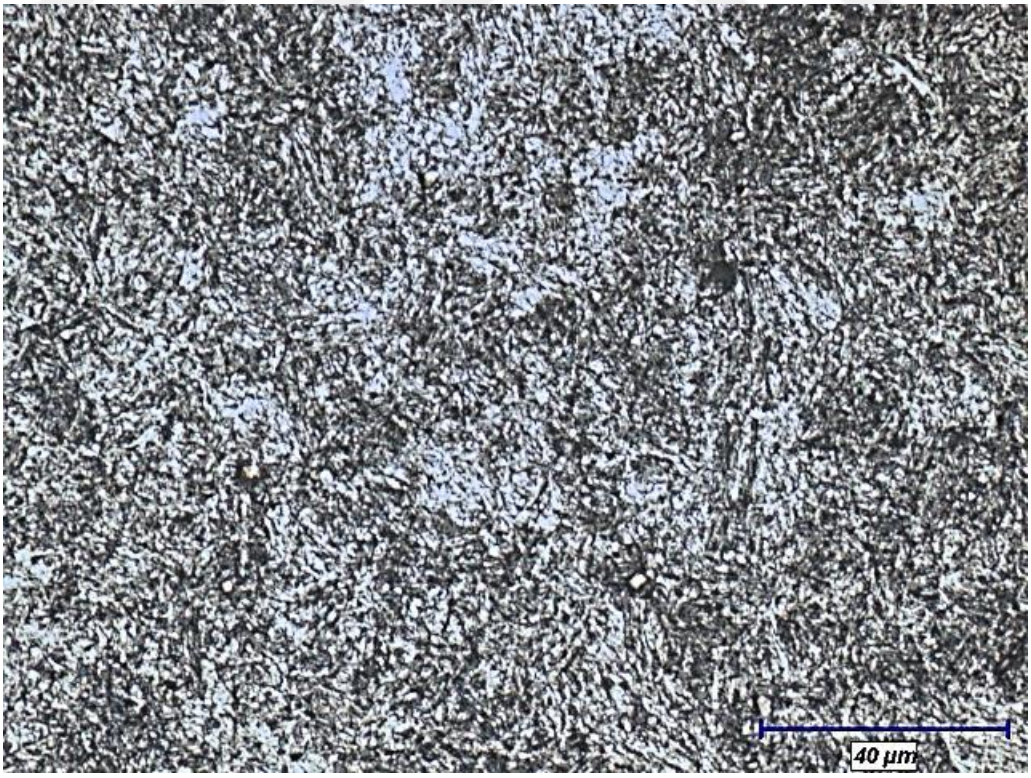
Şekil 4.158. 30-E1 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).



Şekil 4.159. 30-E2 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

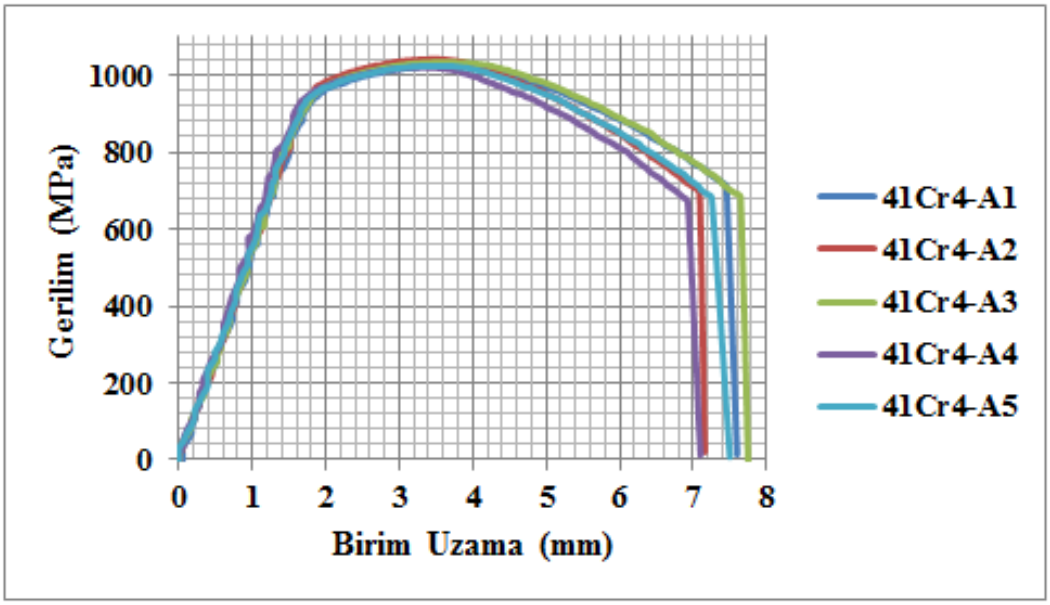


Şekil 4.160. 30-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X20).



Şekil 4.161. 30-E3 numunesine ait metal mikroskobu görüntüsü (X50).

41Cr4 çeliğinin Şekil 4.162, Şekil 4.163, Şekil 4.164, Şekil 4.165 ve Şekil 4.166 da sırasıyla 510 ^{o}C, 480 ^{o}C, 450 ^{o}C, 420 ^{o}C ve 390 ^{o}C sıcaklıklarında gerçekleşen meneviş işleminde elde edilen numunelere uygulanan çekme grafikleri verilmiştir. Meneviş sıcaklığı düştükçe çekme, akma gerilimi ve esneklik modülü değerlerinde artış olduğu gözlemlenmiştir. Çizelge 4. 37, Çizelge 4. 38, Çizelge 4. 39, Çizelge 4. 40 ve Çizelge 4. 41 incelendiğinde gerilme mukavemet değerleri 510 ^{o}C ve 480 ^{o}C sıcaklıklarında gerçekleştirilmiş olan meneviş işlemleri için 1000 MPa değerinin üzerinde 450 ^{o}C, 420 ^{o}C ve 390 ^{o}C sıcaklıklarında gerçekleşen meneviş işleminde elde edilen mukavemet değerleri ise sırasıyla 1250 MPa değerinin üzerinde, 1300 MPa değerinin üzerinde ve 1350 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Menevişleme işlem sıcaklığı 510 °C sıcaklıktan 390 °C sıcaklığa düşürülürken, çekme mukavemeti 1029 MPa değerinden 1386 MPa değerine çıkmıştır. 41Cr4 çeliğinin 860°C sıcaklıkta homojenizasyon ve ardından 390°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra çok yüksek bir mukavemete sahip olduğu görülmüştür. Bunun nedeni, homojenizasyon işleminden sonra menevişlenmiş martensit bölgesinde yüksek yoğunluklu martensit plakalarının varlığıdır. Çizelge 4.47 den de anlaşılacağı gibi menevişleme işlem sıcaklığının düşürülmesiyle cıvata malzemesinin akma dayanımı artış gösterir.

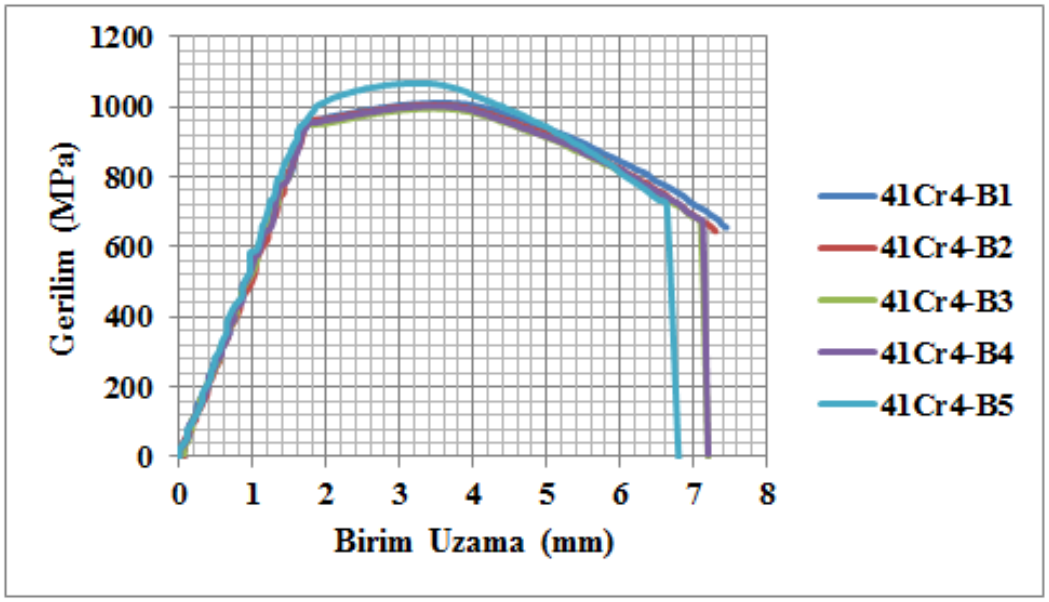


Şekil 4.162. 510 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-A numunesine ait çekme grafiği.

41Cr4-A numunesinin çekme gerilimi 10.9 kalite sınıfına uymaktadır ancak akma gerilimi 10.9 kalite sınıfından 41 MPa kadar daha yüksektir.

Çizelge 4.37. 41-A numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-A	A1	A2	A3	A4	A5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1024	1047	1033	1019	1023	1029.2
Akma Mukavemeti (MPa)	972	975	1001	959	998	981.0
Alt Akma Re_L	960	950	1000	962	997	973.8
Üst Akma Re_H	985	987	1003	958	999	986.4
Birim Uzama L_1 (mm)	57.6	57.1	57.75	57.1	57.5	57.4
Z (%)	15.2	14.2	15.5	14.2	15	14.8

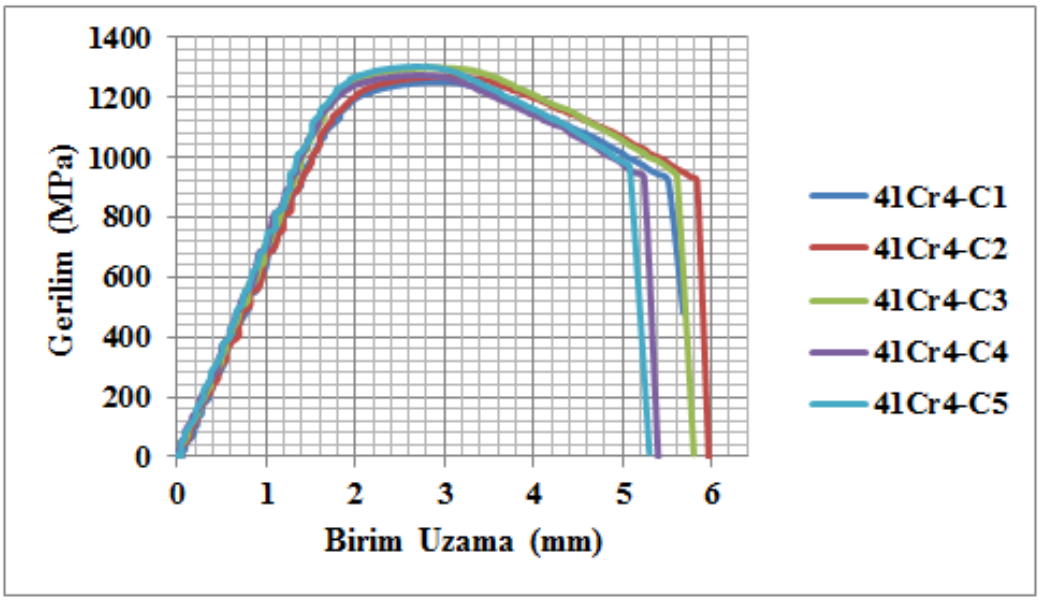


Şekil 4.163. 480 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-B numunesine ait çekme grafiği.

41Cr4-B numunesinin çekme gerilimi 10.9 kalite sınıfına uymaktadır ancak akma gerilimi 10.9 kalite sınıfından ortalama 47 MPa kadar daha yüksektir.

Çizelge 4.38. 41-B numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-B	B1	B2	B3	B4	B5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1011	1004	994	1002	1067	1015.6
Akma Mukavemeti (MPa)	949	982	973	980	1050	986.8
Alt Akma Re_L	951	981	971	978	1048	985.8
Üst Akma Re_H	946	984	994	982	1051	991.4
Birim Uzama L_1 (mm)	57.45	57.35	57.2	57.2	56.8	57.2
Z (%)	14.9	14.7	14.4	14.4	13.6	14.4



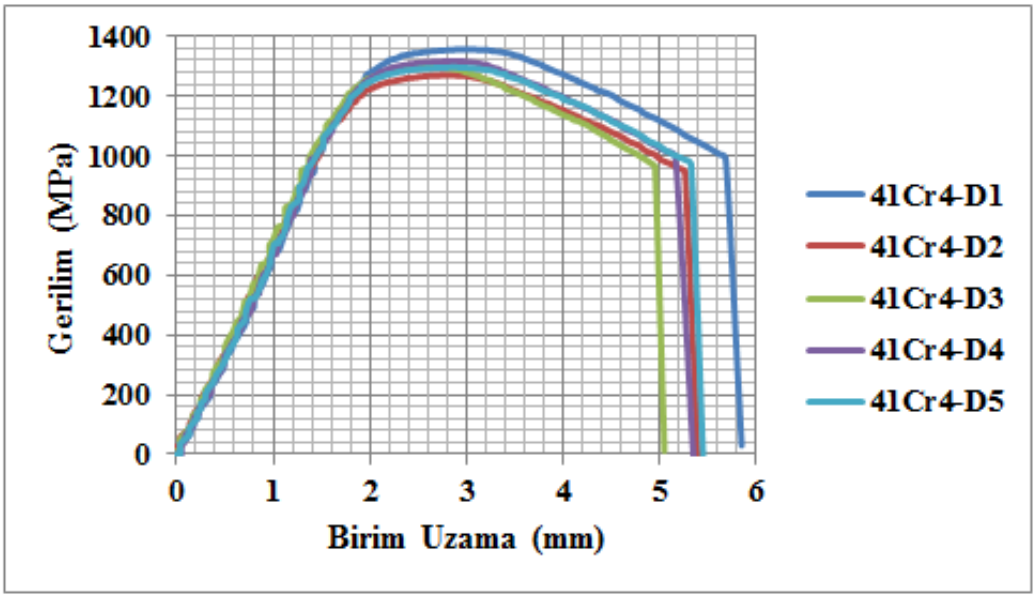
Şekil 4.164. 450 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-C numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.39. 41-C numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-C	C1	C2	C3	C4	C5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1251	1269	1298	1273	1302	1278.6
Akma Mukavemeti (MPa)	1216	1247	1270	1249	1154	1227.2
Alt Akma Re_L	1211	1244	1267	1245	1151	1223.6
Üst Akma Re_H	1218	1249	1273	1251	1157	1229.6
Birim Uzama L_1 (mm)	55.68	55.97	55.8	55.4	55.3	55.6
Z (%)	11.36	11.94	11.6	10.8	10.6	11.3

Menevişleme sıcaklığı 510°C sıcaklıktan 390 °C sıcaklığa düşürülürken akma mukavemeti 981MPa değerinden 1348.6 MPa değerine yükselmiştir. 41Cr4 çeliği dış kuvvetlere maruz kaldığında dislokasyonların birbiri ile iç içe olması dislokasyonun hareket etmesini engelleyerek mukavemeti arttırmıştır.

Hızlı soğutma için kullanılan homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla sert ve gevrek bir özelliğe sahip olmuş ve daha sonrada gevreklik durumu yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen menevişleme işlemi ile azalmıştır. 860°C sıcaklıkta homojenizasyon işlemi ve 480°C sıcaklıkta menevişleme işleminde malzemenin en düşük mukavemete sahip olduğu görülmüştür.



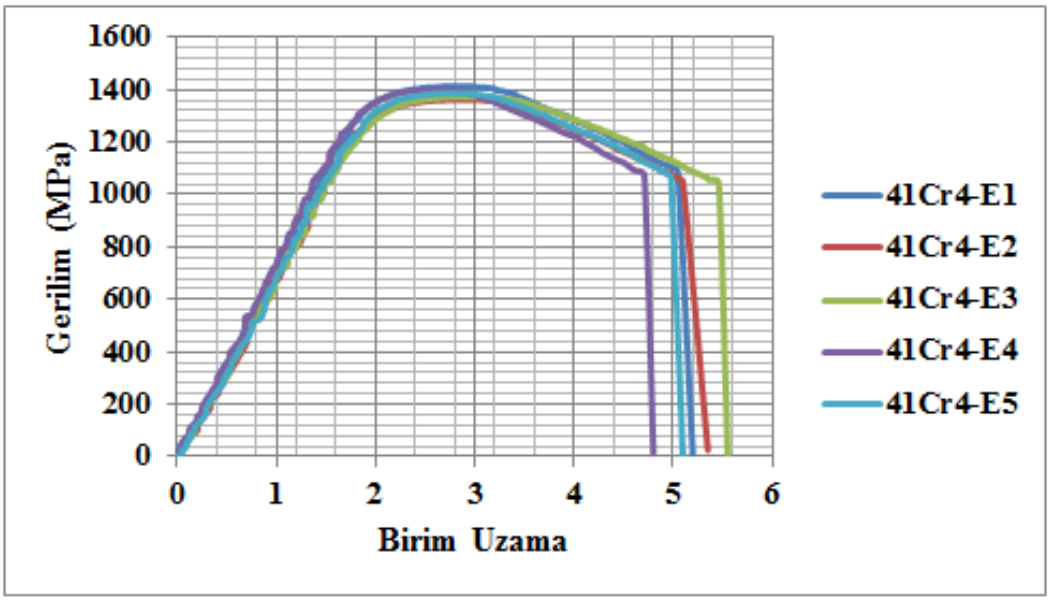
Şekil 4.165. 420 ºC de meneviş yapılmış 41-D numunesine ait çekme grafiği.

41Cr4 çeliğinin menevişleme sıcaklıkları 450 ºC, 420 ºC ve 390 ºC sıcaklıklara düşürüldüğünde numunelerin ISO 898-1 standarlarına göre 12.9 kalite sınıfına ulaşığı görülmüştür.

Çizelge 4.40. 41-D numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-D	D1	D2	D3	D4	D5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1356	1270	1296	1317	1296	1307.0
Akma Mukavemeti (MPa)	1324	1193	1077	1303	1270	1233.4
Alt Akma Re_L	1321	1181	1089	1301	1267	1231.8
Üst Akma Re_H	1328	1206	1062	1317	1296	1241.8
Birim Uzama L_1 (mm)	55.85	55.4	55.05	55.35	55.45	55.4
Z (%)	11.7	10.8	10.1	10.7	10.9	10.8

30MnB4 çeliğin Şekil 4.167, Şekil 4.168, Şekil 4.169, Şekil 4.170 ve Şekil 4.171 de sırasıyla 510 ºC, 480 ºC, 450 ºC, 420 ºC ve 390 ºC sıcaklıklarda gerçekleşen meneviş işleminde elde edilen numunelere uygulanan çekme grafikleri verilmiştir. Meneviş sıcaklığı düştükçe çekme, akma gerilimi ve esneklik modülü değerlerinde artış olduğu gözlemlenmiştir.



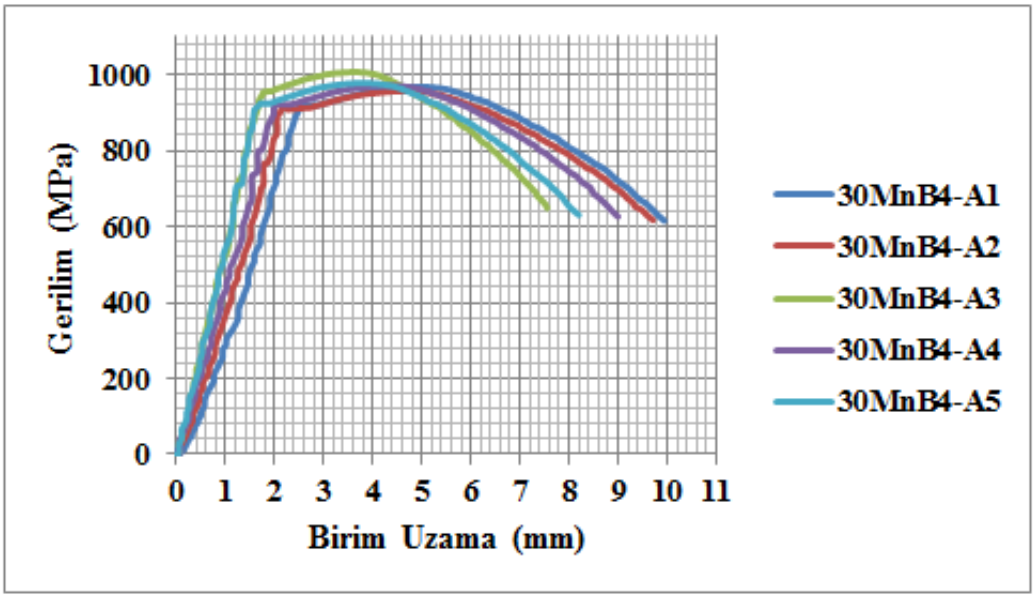
Şekil 4.166. 390 ^{0}C de meneviş yapılmış 41-E numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.41. 41-E numunesine ait mekanik değerler.

41Cr4-E	E1	E2	E3	E4	E5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1413	1361	1372	1400	1386	1386.4
Akma Mukavemeti (MPa)	1369	1297	1334	1373	1370	1348.6
Alt Akma Re_L	1364	1296	1330	1369	1366	1345.0
Üst Akma Re_H	1375	1293	1337	1377	1374	1351.2
Birim Uzama L_1 (mm)	55.2	55.35	55.55	54.8	55.1	55.2
Z (%)	10.4	10.7	11.1	9.6	10.2	10.4

Çizelge 4.47 de 41Cr4 ve Çizelge 4.48 de 30MnB4 çeliğinin farklı sıcaklıklarda yapılan menevişleme işleminden sonra elde edilen mekanik sonuçlar karşılaştırılmıştır. Menevişleme işlem sıcaklığı 510 °C sıcaklıktan 390 °C sıcaklığa düşürülünce, çekme mukavemeti 968.6 MPa değerinden 1307.6 MPa değerine çıkar. Menevişleme işlem sıcaklığının düşürülmesiyle cıvata malzemesinin akma dayanımı ilk önce küçük bir düşüş, daha sonra da artış gösterir. Menevişleme sıcaklığı 510°C sıcaklıktan 480 °C sıcaklığa düşürülürken akma mukavemeti 933.6 MPa değerinden 913 MPa değerine düşmüş, menevişleme sıcaklığı 480 °C sıcaklığından 390 °C sıcaklığına düşürülürken akma mukavemeti 1247.8 MPa değerine çıkmıştır. 30MnB4 çeliğinden elde edilen sonuçlardan her iki malzemenin 450^{0}C-420^{0}C ve 390 ^{0}C sıcaklıklarda yapılan meneviş işleminde elde edilen mekanik değerlerinde çok iyi

netice alındığı 10.9 kalite sınıfı için gerekli mekanik değerleri karşıladığı görülmektedir.



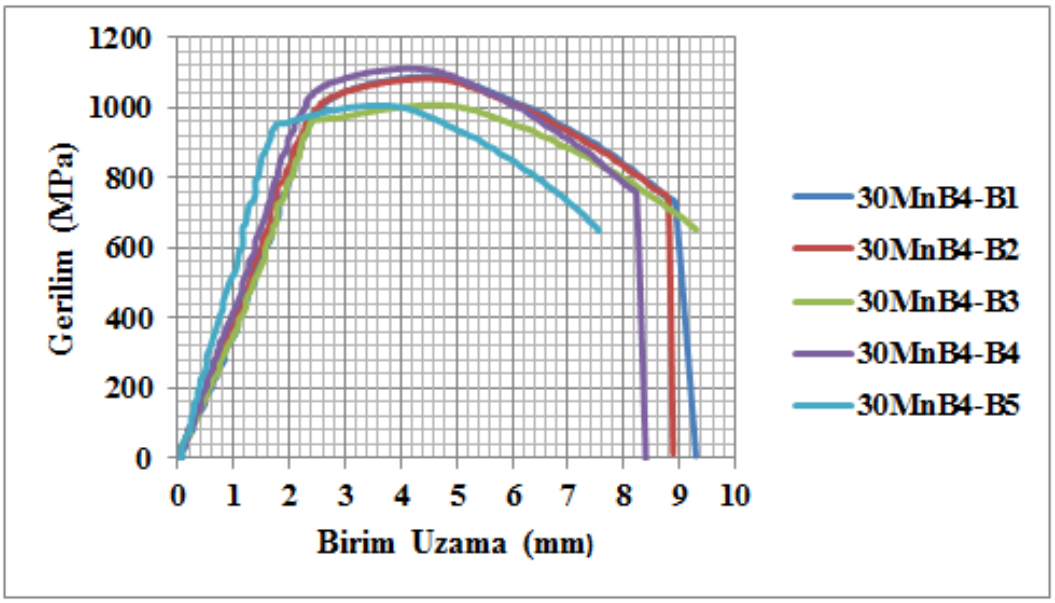
Şekil 4.167. 510 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-A numunesine ait çekme grafiği.

30MnB4 çeliğinin 860°C sıcaklıkta gerçekleştirilen homojenizasyon ve ardından 390°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra çok yüksek bir mukavemete sahip olduğu anlaşılmıştır. Bunun nedeni, homojenizasyon işleminden sonra menevişlenmiş martensit bölgesinde yüksek yoğunluklu plakaların varlığıdır. 30MnB4 çeliği dış kuvvetlere maruz kaldığında dislokasyonların birbiri ile iç içe olması dislokasyonun hareket etmesini engelleyerek mukavemeti arttırmıştır. 510°C sıcaklıkta yapılan meneviş işlemi ile çekme ve akma mukavemeti artmış ancak 450°C ve 450°C sıcaklıkta yapılan menevişleme ile azalmıştır. Çizelge 4.42 den 510 ^{0}C de meneviş yapılmış 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 950 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır.

Çizelge 4.42. 30-A numunesine ait mekanik değerler.

30MnB4-A	**A1**	**A2**	**A3**	**A4**	**A5**	**Ortalama**
Çekme Mukavemeti (MPa)	967	959	969	971	977	968.6
Akma Mukavemeti (MPa)	959	915	904	941	949	933.6
Alt Akma ReL	958	909	867	939	947	924.0
Üst Akma ReH	960	916	915	942	950	936.6
Birim Uzama L_1 (mm)	59.94	59.71	59.66	57.9	58.2	59.1
Z (%)	19.88	19.42	19.32	15.8	16.4	18.2

860°C sıcaklıkta homojenizasyon işlemi ve 450°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra malzemenin en düşük mukavemete, 510°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra en yüksek uzama miktarına sahip olduğu görülmüştür.

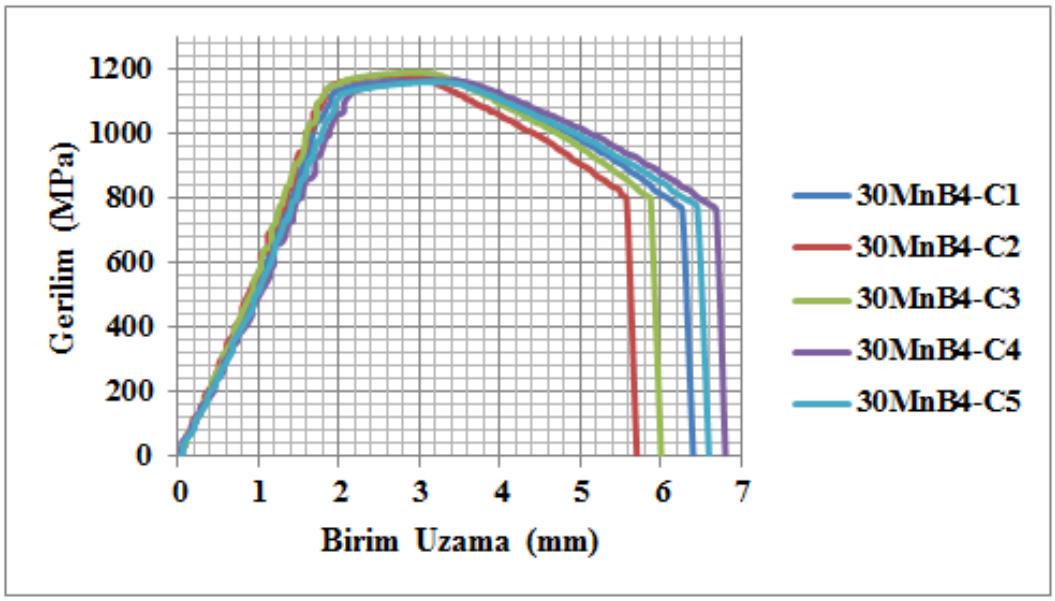


Şekil 4.168. 480 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-B numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.43 den 480 ^{0}C sıcaklıkta meneviş yapılmış 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemetinin ortalama 1050 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Çizelge 4.45 den 420 ^{0}C sıcaklıkta meneviş yapılmış 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 1200 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Çizelge 4.46 da 390 ^{0}C sıcaklıkta meneviş yapılmış 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 1300 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır. Çizelge 4.44 den 450 ^{o}C sıcaklıkta meneviş yapılmış 30MnB4 çeliğinin gerilme mukavemetinin 1150 MPa değerinin üzerinde olduğu anlaşılmıştır.

Çizelge 4.43. 30-B numunesine ait mekanik değerler.

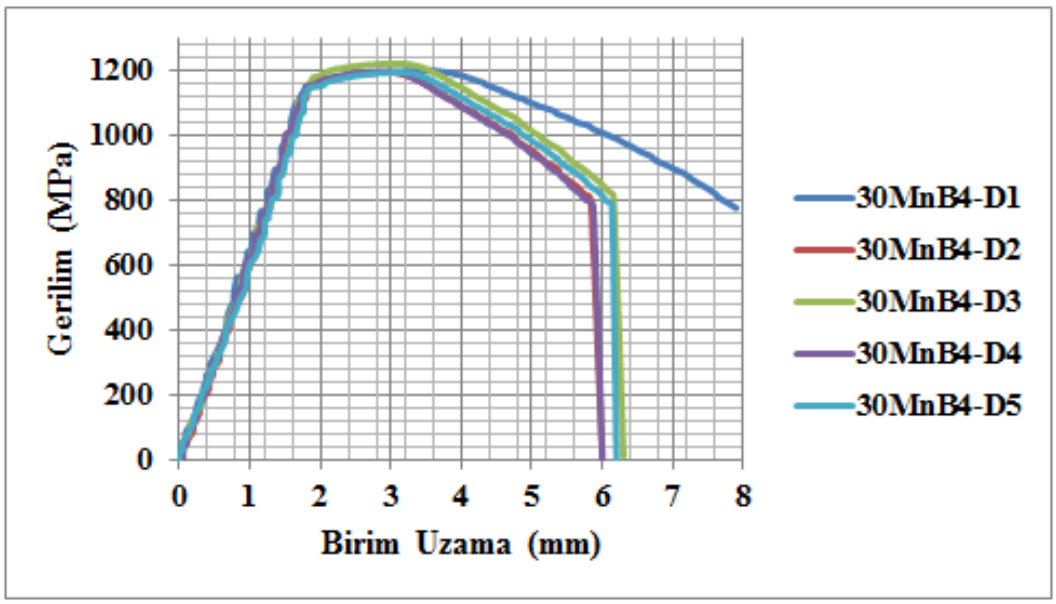
30MnB4-B	**B1**	**B2**	**B3**	**B4**	**B5**	**Ortalama**
Çekme Mukavemeti (MPa)	1088	1082	1007	1111	1006	1058.8
Akma Mukavemeti (MPa)	881	924	863	912	985	913.0
Alt Akma Re_L	857	908	855	897	983	900.0
Üst Akma Re_H	901	943	876	927	987	926.8
Birim Uzama L_1 (mm)	59.3	58.89	59.3	58.4	57.55	58.7
Z (%)	18.6	17.78	18.6	16.8	15.1	17.7



Şekil 4.169. 450 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-C numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.44. 30-C numunesine ait mekanik değerler.

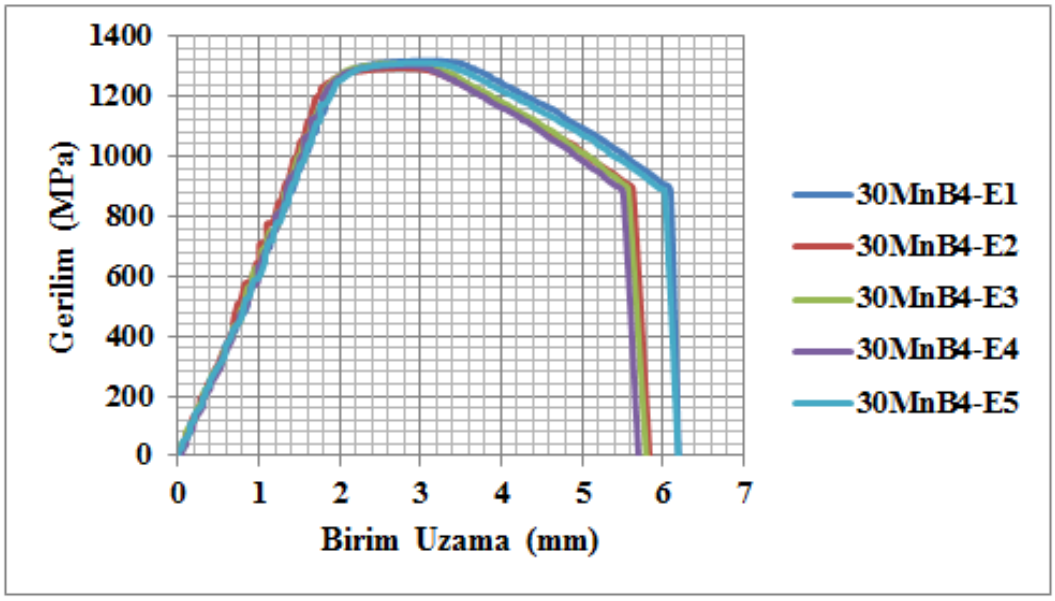
30MnB4-C	C1	C2	C3	C4	C5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1173	1184	1191	1166	1161	1175.0
Akma Mukavemeti (MPa)	935	943	948	928	1120	974.8
Alt Akma Re_L	927	934	940	915	1114	966.0
Üst Akma Re_H	948	952	950	943	1125	983.6
Birim Uzama L_1 (mm)	56.4	55.7	56	56.8	56.6	56.3
Z (%)	12.8	11.4	12	13.6	13.2	12.6



Şekil 4.170. 420 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-D numunesine ait çekme grafiği.

Çizelge 4.45. 30-D numunesine ait mekanik değerler.

30MnB4-D	D1	D2	D3	D4	D5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1201	1196	1223	1199	1195	1202.8
Akma Mukavemeti (MPa)	1073	1151	1143	1162	1152	1136.2
Alt Akma Re_L	1062	1145	1137	1159	1150	1130.6
Üst Akma Re_H	1084	1154	1149	1167	1156	1142.0
Birim Uzama L_1 (mm)	55.2	56	56.3	56	56.2	55.9
Z (%)	10.4	12	12.6	12	12.4	11.9



Şekil 4.171. 390 ^{0}C de meneviş yapılmış 30-E numunesine ait çekme grafiği.

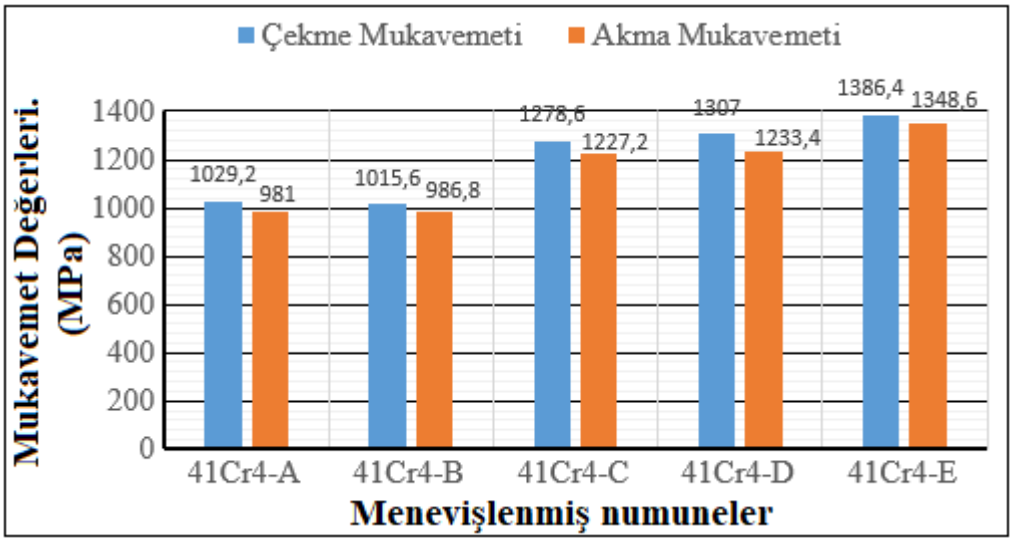
Çizelge 4.46. 30-E numunesine ait mekanik değerler.

30MnB4-E	E1	E2	E3	E4	E5	Ortalama
Çekme Mukavemeti (MPa)	1319	1294	1310	1303	1312	1307.6
Akma Mukavemeti (MPa)	1247	1223	1257	1252	1260	1247.8
Alt Akma Re_L	1237	1213	1252	1247	1253	1240.4
Üst Akma Re_H	1254	1233	1262	1260	1268	1255.4
Birim Uzama L_1 (mm)	56.2	55.8	55.7	55.7	56.2	55.9
Z (%)	12.4	11.7	11.4	11.4	12.4	11.8

Şekil 4.172 de 41Cr4 ve Şekil 4.173 de 30MnB4 çeliğinin farklı sıcaklıklarda yapılan menevişleme işleminden sonra elde edilen çekme ve akma mukavemeti gibi mekanik sonuçları grafiksel olarak karşılaştırılmıştır.

Çizelge 4.47. 41Cr4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması.

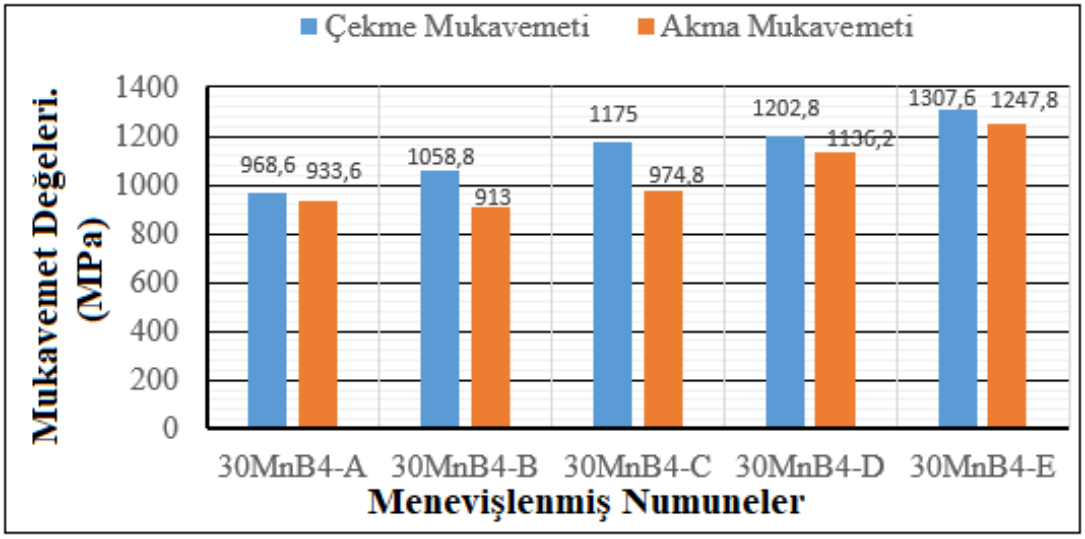
	41Cr4-A	**41Cr4-B**	**41Cr4-C**	**41Cr4-D**	**41Cr4-E**
Çekme Mukavemeti (MPa)	1029.2	1015.6	1278.6	1307	1386.4
Akma Mukavemeti (MPa)	981.0	986.8	1227.2	1233.4	1348.6
Alt Akma Re_L	973.8	985.8	1223.6	1231.8	1345.0
Üst Akma Re_H	986.4	991.4	1229.6	1241.8	1351.2
Birim Uzama L_1 (mm)	57.4	57.2	55.6	55.4	55.2
Z (%)	14.8	14.4	11.3	10.8	10.4



Şekil 4.172. 41Cr4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerine ait çekme ve akma grafiği.

Çizelge 4.48. 30MnB4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerinin mekanik değerlerinin karşılaştırılması.

	30MnB4-A	**30MnB4-B**	**30MnB4-C**	**30MnB4-D**	**30MnB4-E**
Çekme Mukavemeti (MPa)	968.6	1058.8	1175	1202.8	1307.60
Akma Mukavemeti (MPa)	933.6	913	974.8	1136.2	1247.80
Alt Akma Re_L	924	900	966	1130.6	1240.40
Üst Akma Re_H	936.6	926.8	983.6	1142	1255.40
Birim Uzama L_1 (mm)	59.08	58.68	56.3	55.94	55.92
Z (%)	18.16	17.37	12.6	11.88	11.85



Şekil 4.173. 30MnB4 çeliğinin menevişlenmiş numunelerine ait çekme ve akma grafiği.

Çizelge 4.49 da 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait ham,860 ^{o}C sıcaklıkta tavlanmış ve farklı sıcaklıkrada menevişlenmiş numunelere ait elastisite değerleri verilmiştir. T numunesinde malzeme çok sert ve gergin bir yapıya sahip olduğundan kırılmış ve değer alınamamıştır. Diğer numunelere göre E numunesine ait elastisite değerinin daha yüksek çıktığı görülmektedir.

Çizelge 4.49. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerine ait elastisite modülü (*E*) değerleri.

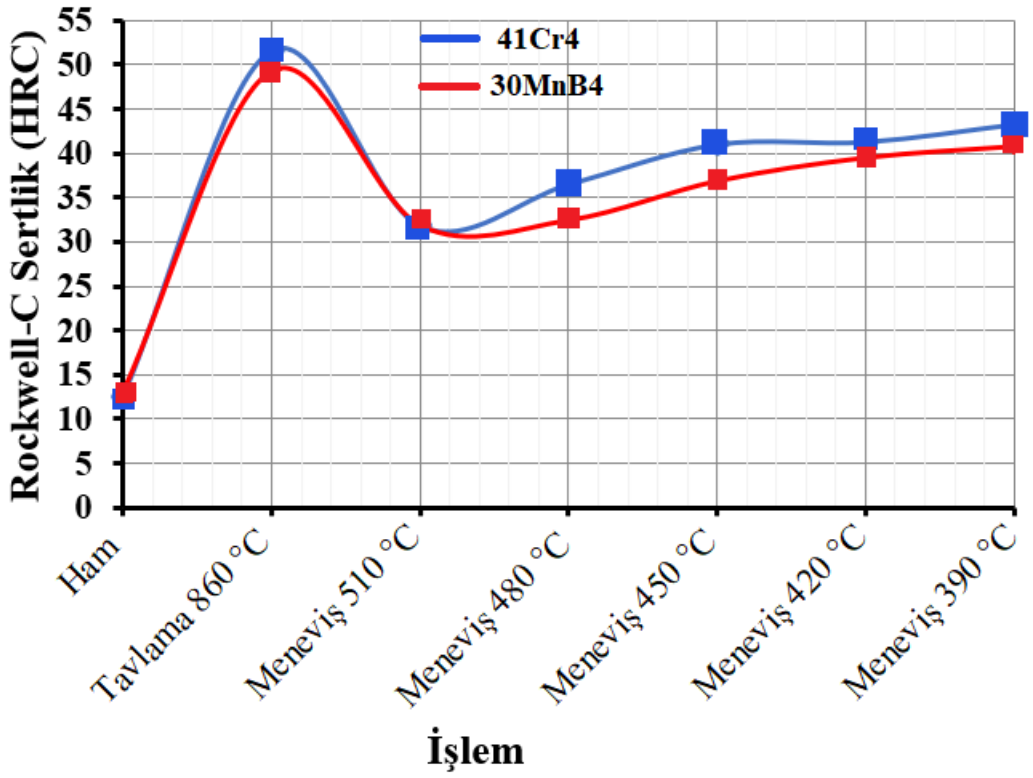
Numune Adı	**H** (GPa)	**T** (GPa)	**A** (GPa)	**B** (GPa)	**C** (GPa)	**D** (GPa)	**E** (GPa)
41Cr4	226.138	kırıldı	257.800	259.290	297.420	333.157	339.762
30MnB4	248.590	kırıldı	180.561	205.689	264.355	304.830	319.466

4. 3. Sertlik Test Analizleri

30MnB4 ve 41Cr4 çeliklerine uygulanan farklı menevişleme işlemlerine bağlı olarak en yüksek mukavemet ve sertlik artış oranının 41Cr4 çeliğinde olduğu belirlenmiştir. Literatürdeki anlatılan çalışmalar incelendiğinde; cıvata için istenilen mukavemet sınıfının elde edilmesi amacı ile üretilen her hammadde cinsine göre istenilen sertlik değeri 10.9 mukavemet sınıfı için uygulanacak olan ısıl işlem yönteminin farklı olacağı sonucuna varılmıştır. Çelik malzemelerin kimyasal özelliklerini

değiştirmeksizin, ısıl işlem uygulanarak malzemenin dayanımı, sünekliği ve sertliği gibi mekanik özellikler değiştirilebilmektedir. Şekil 4.174 ve Şekil 4.175 de 41Cr4 ve 30MnB4 numunelerin sertlik değerleri karşılaştırıldı.

41Cr4 ve 30MnB4 numunelerin soğutma işlemi öncesinde, 860°C sıcaklığına ısıtılıp soğutma işleminden sonra, elde edilen yapının çok sert olduğu anlaşılmıştır. Her iki çelikte de austenit fazından martensit fazına geçiş, sertleşmiş olan bölgelerde kalıntı streslere neden olmuştur. Bu nedenle, sertleştirilmiş parçalarda kalan gerilimi azaltmak için temperleme (menevişleme) işlemi uygulanmıştır. Her iki şekilden de meneviş işleminden sonra, sertleştirilmiş parçalarda kalıntı stresi ve sertliğin azaldığı görülmektedir. 41Cr4 çeliği 480 ºC sıcaklıkta meneviş yapılan numunesi ile 30MnB4 çeliğin 450 ºC sıcaklıkta meneviş yapılmış numunesi sertlik değerleri birbirine çok yakın olduğu ve meneviş işlemleri sonucunda ideal bir sertliğe geldiği görülmüştür. Sertlik değerleri karşılaştırılması Çizelge 4.50, Çizelge 4.51, Çizelge 4.52 ve Çizelge 4.53 de verilmiştir.



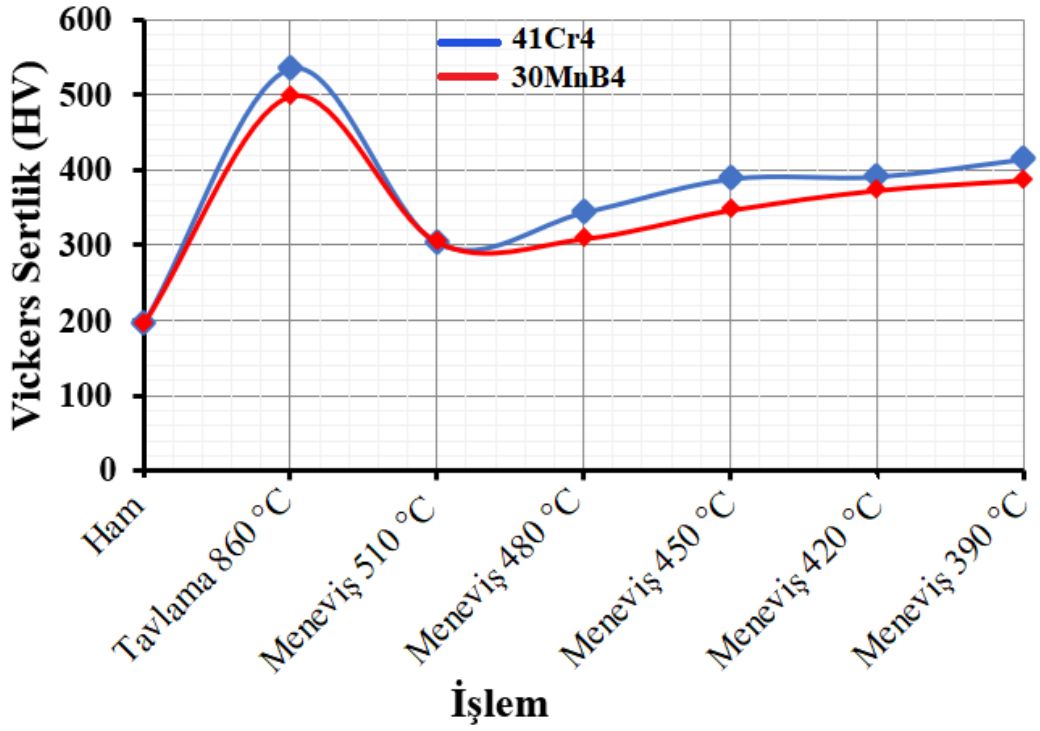
Şekil 4.174. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerin Rockwell-C sertlik ölçüm değerleri

Çizelge 4.50. 41Cr4 numunelerine ait Rockwell-C sertlik değerleri.

Yapılan işlem		1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm
Ham		12.3	13.7	11.1	10.8	13.9
Tavlama (860 °C)		50.4	51.3	52.2	50.9	52.6
Menevişleme	510 °C	31	31.4	31.3	32.5	32.3
	480 °C	35.4	35.1	36.3	37.9	37.2
	450 °C	41.5	40.8	41.1	40.9	40.2
	420 °C	42.3	41.3	40.6	41.1	40.6
	390 °C	42.9	42.6	43.4	43.5	43.4

Çizelge 4. 51. 30MnB4 numunelerine ait Rockwell-C sertlik değerleri.

Yapılan işlem		1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm
Ham		12.1	13.6	12.4	13.1	13.5
Tavlama (860 °C)		47.9	49.3	50.7	48.7	50.1
Menevişleme	510 °C	31	32.8	31.4	31.3	33
	480 °C	32.5	32.3	32.1	32.6	32.8
	450 °C	36.5	36.9	37.4	37	36.7
	420 °C	38.5	38.8	40.0	40.6	39.8
	390 °C	39.8	42.0	40.8	40.9	40.6



Şekil 4.175. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerin Vickers sertlik ölçüm değerleri.

Çizelge 4. 52. 41Cr4 numunelerine ait Vickers (HV) sertlik değerleri.

Yapılan işlem		1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm
Ham		181.9	204.6	201.8	197.3	189.4
Tavlama (860 °C)		514	529.9	546.7	523.5	553.6
Menevişleme	510 °C	296.7	299.5	298.1	308	306.6
	480 °C	332.6	330.9	340.8	356.6	349.4
	450 °C	393.5	385.3	389.4	387.3	379.3
	420 °C	402	391.4	383.2	389.4	383.2
	390 °C	410.8	406.4	415.3	417.6	415.3

Çizelge 4.53. 30MnB4 numunelerine ait Vickers (HV) sertlik değerleri.

Yapılan işlem		1.Ölçüm	2.Ölçüm	3.Ölçüm	4.Ölçüm	5.Ölçüm
Ham		191.5	196.6	198	195.8	194.4
Tavlama (860 °C)		475.6	498.7	520.3	487	510.9
Menevişleme	510 °C	296.7	310.9	299.5	298.1	312.4
	480 °C	308	306.6	305.1	309.5	310.9
	450 °C	342.5	346	351.2	347.7	344.2
	420 °C	362	365.8	377.3	383.2	375.3
	390 °C	375.3	399.9	385.3	387.3	383.3

Çizelge 4.54 de, 860 °C de uygulanan tavlama işleminin 41Cr4 çeliğini 30MnB4 çeliğinden çok daha sert hale getirdiği anlaşılmıştır. Ancak 510 °C de gerçekleştirilen menevişleme işlemi sonucunda her iki malzemenin sertliği de sadece tavlama işlemi uygulanmış numuneler ile kıyaslandığında oldukça düşmüş ve her iki malzeme içinde sertlik değerleri hemen hemen eşit hale gelmiştir. Menevişleme sıcaklığı 510 °C yerine 480 °C olarak alındığında 41Cr4 çeliğinin sertliğinin yaklaşık 40 HV arttığı, ancak 30MnB4 çeliğin sertliğinin ise yaklaşık 5 HV arttığı görülmektedir. Menevişleme sıcaklığı 450 °C olarak tercih edildiğinde ise her iki alaşım için sertlik değerlerinin yaklaşık 40 HV arttığı tespit edilmiştir. 420 °C sıcaklıkta yapılan menevişleme işleminde 41Cr4 çeliğinin sertliğinin çok fazla artış göstermediği ancak 30MnB4 çeliğinin sertlik değerinin yaklaşık 26 HV arttığı görülmüştür.

380 °C sıcaklıkta yapılan menevişleme işleminde 41Cr4 çeliğinin sertliğinin 30MnB4 çeliğinin sertliğinin iki katı kadar arttığı tespit edilmiştir. Çizelge 4.54 den de

görüldüğü gibi menevişleme işlemi ile martensitik çeliğin gevrek yapısı menevişleme işlemi ile iyileştirilmiştir.

Çizelge 4. 54. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ortalama Vickers sertlik değerleri.

	Isıl İşlem	41Cr4 Ortalama	30MnB4 Ortalama
	Ham Numune	194.92	195.26
	Tavlama (860 °C)	533.54	498.50
Menevişleme	**510 °C**	301.78	303.52
	480 °C	342.38	308.02
	450 °C	386.96	346.32
	420 °C	389.84	372.72
	390 °C	413.08	386.22

Çizelge 4.55'de 41Cr4 ile 30MnB4 çeliğinden üretilen numuneler 860 ^{o}C de tavlama işlemineden sonra beş farklı sıcaklıklarda menevişleme işlemine tabi tutuldu. her numunede yapılan beş farklı Rockwell-C sertlik değerlerinin ortalamaları karşılaştırıldı. Sertlik ölçümleri sonucunda menevişleme sıcaklığı düştükçe sertliğin arttığı gözlenmiştir.

Çizelge 4. 55. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ortalama Rockwell- C sertlik değerleri.

	Isıl İşlem	41Cr4 Ortalama	30MnB4 Ortalama
	Ham Numune	12.36	12.94
	Tavlama (860 °C)	51.48	49.34
Menevişleme	**510 °C**	31.70	31.90
	480 °C	36.38	32.46
	450 °C	40.90	36.90
	420 °C	41.18	39.54
	390 °C	43.16	40.82

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin ısıl işlem görmemiş ham numunelerinde sementit, ferrit ve martensit olmak üzere üç farklı fazın oluştuğu ve diğer tavlanmış ve farklı sıcaklıklarda meneviş yapılmış numunelerde sementit ve martensit olmak üzere iki farklı fazın oluştuğu XRD piklerinden anlaşılmaktadır. Her iki alaşım içinde elde edilen $(101)_M$ pikinin gerçekleştirilmiş olan menevişleme işlemleri sonrasında kayda değer bir şekilde büyüdüğü görülmektedir. Bu durum menevişleme işlemi sırasında iç atomik aktivitenin artarak martensit fazının ayrışmaya başladığını ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesinin azaldığını düşündürmektedir. Mikroyapı incelemesi sonuçlarına göre 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinde görülen farklılıkların nedeni, 41Cr4 çeliğinde C ve Cr oranının 30MnB4 çeliğindeki orandan fazla olması, 30MnB4 çeliğinde B ve Cu katkısının olması ve soğutma etkilerinden dolayı martensit yapıda farklı oranların varlığıdır. Cr katkısının 30MnB4 çeliğinden daha yüksek olması dolayısıyla 41Cr4 çeliğinin ısıl işleme daha yatkın olduğu anlaşılmıştır. Ayrıca Cr katkısının fazla olması 41Cr4 çeliğinin 30MnB4 çeliği ile karşılaştırıldığında aşınmaya karşı daha dirençli olduğunu düşündürtmektedir. Cr katkısı malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirir. Bor içeren 30MnB4 çeliğinin ham numuneleri incelendiğinde malzeme içerisinde çözülmüş perlit fazının katmanlar arası boşlukları ve oluşturdukları perlit kolonileri net bir şekilde görülmektedir. 860°C sıcaklıkta yapılan homojenizasyon işlemi sırasında iç atomik aktivite artarak martensit fazı ayrışmaya başlamış ve martensit fazında karbonun aşırı doyma derecesi azalmıştır. 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin 860 ^{0}C'de tavlanmış numunelerine ait gerilme-birim uzama sonuçları her iki numune de de plastik deformasyon gerçekleşmeden kopma meydana geldiğinden malzeme içerisinde elde edilen yapının çok sert ve kırılgan olduğu anlaşılmaktadır. Bu sert ve kırılgan yapının sebebi austenit fazından martensit fazına geçiş esnasında sertleşmiş olan bölgelerde kalıntı streslerin meydana gelmesidir.

Hem 30MnB4 çeliğinin hem de 41Cr4 çeliğinin 860°C sıcaklıkta gerçekleştirilen homojenizasyon ve ardından 390°C sıcaklıkta menevişleme işleminden sonra çok yüksek bir mukavemete sahip olduğu anlaşılmıştır. Bunun nedeni, homojenizasyon işleminden sonra menevişlenmiş martensit bölgesinde yüksek yoğunluklu plakaların

varlığıdır. 30MnB4 çeliği dış kuvvetlere maruz kaldığında dislokasyonların birbiri ile iç içe olması dislokasyonun hareket etmesini engelleyerek mukavemeti arttırmıştır.

41Cr4 ila 30MnB4 çeliğinden üretilen numuneler 860 ^{o}C de tavlama işlemineden sonra beş farklı sıcaklıklarda yapılan menevişleme işlemi sonucunda menevişleme sıcaklığı artıkça sertliğin düştüğü gözlenmiştir. 860 °C de uygulanan tavlama işleminin 41Cr4 çeliğini 30MnB4 çeliğinden çok daha sert hale getirdiği anlaşılmıştır. Ancak 510 °C de gerçekleştirilen menevişleme işlemi sonucunda her iki malzemenin sertliği de sadece tavlama işlemi uygulanmış numuneler ile kıyaslandığında oldukça düşmüş ve her iki malzeme içinde sertlik değerleri hemen hemen eşit hale gelmiştir. Menevişleme sıcaklığı 510 °C yerine 480 °C olarak alındığında 41Cr4 çeliğinin sertliğinin yaklaşık 40 HV arttığı, ancak 30MnB4 çeliğin sertliğinin ise yaklaşık 5 HV arttığı görülmektedir. Menevişleme sıcaklığı 450 °C olarak tercih edildiğinde ise her iki alaşım için sertlik değerlerinin yaklaşık 40 HV arttığı tespit edilmiştir. 420 °C de yapılan menevişleme işleminde 41Cr4 çeliğinin sertliğinin çok fazla artış göstermediği ancak 30MnB4 çeliğinin sertlik değerinin yaklaşık 26 HV arttığı görülmüştür. 380 °C de yapılan menevişleme işleminde 41Cr4 çeliğinin sertliğinin 30MnB4 çeliğinin sertliğinin iki katı kadar arttığı tespit edilmiştir.

Belli ölçü aralığındaki 30MnB4 civatalar için farklı sıcaklık seviyelerinde menevişleme ile, 12.9, 10.9 ve 8.8 gibi kalite değerlerini sağlamak ve 390 °C'de menevişleme ile en yüksek gerilimi elde etmek mümkündür.

KAYNAKLAR

1. Abraham, J. K. ve Pascover, J. S., 1969. The transformation and structure of Fe-Ni-Ti alloys, Transaction Metallurgical Society of AIME, 245, 759-768.

2. Ay, İ. ve Kapusuz, F., 2009. Malzeme Teknolojisi-1, http://w3.balikesir.edu.tr/~ay/lectures/mt1/mt5.pdf, Balıkesir Üniversitesi. (Erişim tarihi 12.12.2022).

3. Bayrak, M., Ozturk, F., Demirezen, M. ve Evis. Z., 2006. Analysis of Tempering Treatment on Material Properties of DIN 41Cr4 and DIN 42CrMo4 Steels, Journal of Materials Engineering and Performance, 16, 597-600.

4. Bickford, J. H., 1998. Handbook of Bolts and Bolted Joints, Sayed Nassar Lawrence Technological University Southfield, Michigan.

5. Bobylev, M.V., 2002. Quenching of rolled shapes of low-carbon steel from the intercritical range: An effective method for manufacturing high strength fasteners, Metal Science and Heat Treatment, 44 , 63.

6. Dokuzlar, Ö., 2018. 36CrB4 ve 42CrMo4 çeliklerde ısıl işlemin mekanik özelliklere etkisinin araştırılması, Yüksek lisan tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Isparta.

7. Ai-Xin, F., Feng-Guo, C. ve Shao-Hu, P., 2015. Effects of laser cladding on friction and wear properties of 304 stainless steel, Transactions of Materials and Heat Treatment. 36, 223-228.

8. Gandy, D., 2007. Carbon steel handbook. Electric Power Research Institute California, USA, 1014670

9. Greninger, A. B. ve Troiano, A. R.,1949. The mechanism of martensite formation Trans. AIME, 1, 590-598.

10. Güler, H.ve Özcan, R., 2014. Effect of quenching process on mechanical properties of high carbon steels, Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi, 19, 77-83.

11. Honnorat, Y., Henry, G., Murry, G. ve Manenc, J., 1965. Martensitic transformation of Fe-Ni-Ti alloys, Proceedings of the Academy of Sciences, Paris, 260, 2214.

12. Ivanov, S. I., Trofimov, N. G. ve Freidin, É. I., 1998. Residual stresses and fatigue strength of screw joints, Strength Mater, 15, 12, 1669–1670.

13. Izumiyama, M., Tsuchiya, M. ve Imai, Y., 1970. Effect of cooling rate on A3 transformation temperatures of iron and iron nickel binary alloys, Journal of the Japan Institute of Metals and Meterials, 34, 286.

14. Kam, M. ve Saruhan, H., 2016. Derin kriyojenik işlemin farklı bekletme sürelerinin AISI 4140 (42CrMo4) çeliğin mekanik özelliklerine etkisi, Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, 6, 3, 553-564.

15. Kınıt, U., Bozca, M., Palabıyık, I.M., Sevinç, A. ve Büyükalgan, Ü. H., 2014. Investigation of heat treatment effect on mechanical properties of high strength Steel Bolt Material, Modern Methods of Construction Design, 89-95.

16. Klyachkin, N. L., 1988. Problems of the strength of group threaded joints in relation to the nonuniform distribution of the Bolt tightening forces, Strength Materials, 20, 9, 1259–1267.

17. Madhuri, V., Gobinath, R. ve Balachandran, G., 2019. Effect of carbon on the microstructure and mechanical properties in wire rods used for the manufacture of cold heading quality steels. Indian Metal Institute Transactions, 72, 155–166.

18. Maki, T., Shimooka, S., Arimoto, T. ve Tamura, I., 1973. Morphology of thin plate like martensite in Fe-Ni-C alloys, Japan Metal Institute Transactions, 14, 1, 62-67.

19. Nishiyama, Z., 1978. Martensitic transformation, Academic Press, New York.

20. Neuhauser, H. J. ve Pitsch, W., 1971. A new observation on the mechanism of martensitig transformations, Acta Metallurgica, 19, 4, 337-344.

21. Oka, M. ve Wayman, C. M., 1968. Twinning in bct martensite, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 242, 337.

22. Patterson, R. L. ve Wayman, C. M., 1966. Crystallography and growth of partially twin martensite plates in Fe-Ni alloys, Acta Metallurgica, 14, 3, 347-369.

23. Pearson, W. B., 1958. Handbook of Lattice Spacings and Structure of Metals and Alloys, Pergamon, Oxford, 921.

24. Porter, D. A., Easterling, K. E. ve Sherif, M. Y., 2009. Transformations in Metals and Alloys, CRS Press, New York.

25. Puis, M.P. ve Kirkaldy, J.S., 1972. Review of the pearlite transformation, Metallurgy and Materials Processing, 3, 2777-2796.

26. Satanovskii, L. G., 1979. Heat treatment of fasteners on production lines, From Foreign Technology, Metal Science and Heat Treatment, 21, 5, 346–349.

27. Sato, S., 1962. Investigation of lattice defect in martensite by X-Ray diffraction, Japanese Journal of Applied Physics, 1, 4, 210.

28. Sawicki, S., Dyja, H., Kawatek, A., Knapinski, M., Kwapisz, M. ve Laber, K., 2016. High temperature characteristics of 20MnB4 and 30MnB4 micro addition cold upsetting steels and C45 and C70 high carbon steels, Metalurgija, V4, 55, 643-646.

29. Tamura, I., Yoshimura, H., Ibaragi, M. ve Tagaya, M.,1963. Hardness and structures of ausformed Fe-Ni and Fe-Ni-C alloys, Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 27, 206.

30. Thomas, G., 1978. Retained austenite and tempered martensite embrittlement, Metallurgical Transactions, 439-450.

31. Topbaş, A. M., 1998. Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı, Ofset Yayınları, İstanbul, 553.

32. Yazıcı, A., 2012. Investigation of the wear behavior of martempered 30MnB5 steel for soil tillage, Transactions of the ASABE, 55, 15-20.

33. Zhu, P., Li, Y., Cui, H. ve Zhang, D., 2017. Effects of quenching temperature on tempering microstructure and mechanical properties of 30MnB steel, Materials Sciense and Engineering, 274**,** 012060.

34. Xinbo, L., Fubao, Z., Jianhua, F. ve Zhiliang, Z., 2002. Research on the flow stress characteristics of AISI 1006 and AISI 5140 in the temperature range of warm forging by means of thermomechanical experiments, Journal of Materials Processings Technology, 122, 38-44.

ÖZGEÇMİŞ

Adı ve Soyadı **:** Sefer GÜLEKEN

EĞİTİM BİLGİLERİ (Kurum ve Yıl)

Lisans **:** Niğde Üniversitesi, Aksaray Müh. Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 1994-1999

Yüksek Lisans **:** Aksaray Üniversitesi, Fizik Anabilim Dalı, 2020-2023

MESLEKİ DENEYİM

1. 1996 yılında Mercedes Benz Staj
2. 1999 yılında Aksaray Holding
3. 2002-2008 Beşel Bijon Aksaray (Üretim Müdürü)
4. 2008-2010 Tüv Türk Araç Muayene ist. Konya (İstasyon Amiri)
5. 2011-2014 Tekelioğlu Cıvata-Konya (Üretim Müdürü)
6. 2014 Beşel Bijon Aksaray (Fabrika Müdürü-Halen Devam Etmektedir)

BU TEZ ÇALIŞMASINDAN ELDE EDİLEN BİLDİRİ ve YAYINLAR

Eskil, M. ve Güleken, S., 2022. Ham ve temperlenmiş DIN 41Cr4 ve 30MnB4 çeliklerinin morfolojilerinin karşılaştırılması. 2. Uluslararası Multidisipliner Doğa Bilimleri ve Mühendisliği Kongresi, Ankara. ISBN: 978-605-72864-2-0