

**T.C.
MANİSA CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
KONSTRÜKSİYON VE İMALAT BİLİM DALI**

**38MnVS6 MİKROALAŞIMLI ÇELİĞİN TERMOMEKANİK İŞLEMLER İLE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ**

Yiğit ERÇAYHAN

**Danışman
Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU**



MANİSA-2018

TEZ ONAYI

Yiğit ERÇAYHAN tarafından hazırlanan "38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliğin Termomekanik İşlemler ile Mekanik Özelliklerinin İyileştirilmesi" adlı tez çalışması 06/07/2018 tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri önünde Manisa Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**'nda **DOKTORA TEZİ** olarak başarı ile savunulmuştur.

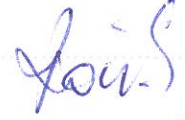
Danışman

Prof. Dr. Nursen SAKLAKOĞLU
Manisa Celal Bayar Üniversitesi



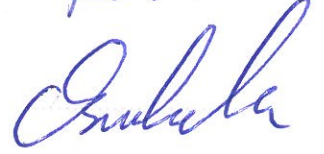
Jüri Üyesi

Prof. Dr. Rasim İPEK
Ege Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. Osman ÇULHA
Manisa Celal Bayar Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. Uğur ÇAVDAR
İzmir Demokrasi Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. Hülya DURMUŞ
Manisa Celal Bayar Üniversitesi



TAAHHÜTNAME

Bu tezin Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde, akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını beyan ederim.

Yiğit ERÇAYHAN



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
İÇİNDEKİLER	I
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	III
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IV
TABLO DİZİNİ	VII
TEŞEKKÜR.....	VIII
ÖZET.....	IX
ABSTRACT.....	X
1. GİRİŞ	1
2. GENEL BİLGİLER	2
2.1. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları.....	4
2.2. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Kalite Standartları ve Kullanım Alanları	4
2.3. Mikroalaşım Elementlerinin Etkileri	5
2.3.1. Vanadyum.....	5
2.3.2. Niyobyum	6
2.3.3. Titanyum.....	7
2.3.4. Alüminyum	8
2.3.5. Karbon	8
2.3.6. Azot.....	8
2.3.7. Silisyum	9
2.3.8. Fosfor	9
2.3.9. Mangan	9
2.3.10. Kükürt	10
2.4. Östenitleme Sıcaklığının ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi	10
2.5. Dövme Prosesi.....	10
2.5.1. Başlıca Dövme Yöntemleri.....	10
2.5.2. Elde dövme	11
2.5.3. Açık kalıpla dövme	11
2.5.4. Kapalı kalıpla dövme	12
2.5.5. İzotermal dövme	12
2.5.6. Hassas dövme	12
2.6. Dövme Kalıbı Özellikleri	13
2.7. Dövülebilirlik	13
2.8. Proses Parametreleri	14
2.9. Literatürde Konu ile İlgili Yapılmış Çalışmalar.....	15
3. DENEYSEL KISIM.....	32
3.1. Materyal ve Yöntem	32
4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	38
4.1. Ürün Tasarım ve Analiz Çalışmaları.....	38
4.2. Metalografik ve Mekanik İncelemeler	41
4.2.1. 41Cr4(5140) Islah Çeliği ve 38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliği İçyapı ve Mekanik İncelemeleri	41
4.2.2. 38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliğin Farklı Soğuma Hızı ve Dövme Sıcaklıklarında İçyapı ve Mekanik İncelemeleri	44
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	66
KAYNAKLAR	71
EK A. Ürün Tasarım ve Analiz Çalışmaları	74

EK B. 38MnVS6 Mikroalaşımlı Çeliğin Farklı Soğuma Hızı ve Dövme Sıcaklıklarında İçyapı ve Mekanik İncelemeleri.....	75
ÖZGEÇMİŞ	86



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α	Ferrit Fazı
γ	Östenit Fazı
A_{c3}	Östenit Fazının Ferrit Fazına Dönüşüm Sıcaklığı
A_{c1}	Ötektoid Dönüşüm Sıcaklığı
ALN	Alüminyumnitür
CCT	Continuous Cooling Transformation
C(Ti,V)	Titanyumvanadyumkarbür
DTA	Differential Thermal Analysis
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
HRC	Rockwell C Sertlik
İF	İğnemsiz Ferrit
MnS	Mangansülfür
MPa	Megapaskal
SEM	Scanning Electron Microscope
TiC	Titanyumkarbür
VC	Vanadyumkarbür
VCN	Vanadyumkarbonitrür
XRD	X-ray Diffraction
YDDA	Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı Çelikler

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerinin dövme sonrası aşamaları.....	3
Şekil 2.2. Vanadyumun mikroalaşımli çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi .	6
Şekil 2.3. Niyobyumun mikroalaşımli çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi..	7
Şekil 2.4. Titanyumun mikroalaşımli çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi ...	8
Şekil 2.5. Elde Dövme	11
Şekil 2.6. Açık Kalıpta Dövme	12
Şekil 2.7. 30MSV6 Mikroalaşımli çeliğin soğuma hızları.....	16
Şekil 2.8. 30MSV6 Mikroalaşımli çeliğini farklı soğuma hızlarına göre oluşan mikroyapılar (a) 1150 °C, 3 °C/s, (b) 1150 °C, 7 °C/s, (c) 1150 °C, 15 °C/s, (d) 925 °C, 3 °C/s, (e) 925 °C, 7 °C/s, (f) 925 °C, 15 °C/s.....	16
Şekil 2.9. Düşük soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı.....	17
Şekil 2.10. Orta soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı.....	17
Şekil 2.11. Yüksek soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı.....	18
Şekil 2.12. Çelik 1' in mikroyapı görüntüleri a: dövme öncesi. b: dövme sonrası kumda soğutulmuş, c: dövme sonrası havada soğutulmuş d: dövme sonrası suda soğutulmuş	19
Şekil 2.13. Çelik 2'nin mikroyapı görüntüleri a: dövme öncesi. b: dövme sonrası kumda soğutulmuş. c: dövme sonrası havada soğutulmuş. d: dövme sonrası suda soğutulmuş	19
Şekil 2.14. Farklı sıcaklık ve soğuma hızında meydana gelen içyapı görüntüleri.....	20
Şekil 2.15. 1040 ve 38MnVS6 çeliğinin içyapı görüntüleri a) hammadde, b) kumda soğutma, c) havada soğutma, d) yağda soğutma.....	21
Şekil 2.16. 38MnVS6 CCT diyagramı.....	23
Şekil 2.17. S34MnV malzemesinin termal analiz ölçümleri sonucu elde edilen sıvı-katı dönüşüm sıcaklıkları	23
Şekil 2.18. 20MnMoNi5-5 malzemesinin termal analiz ölçümleri sonucu elde edilen sıvı-katı dönüşüm sıcaklıkları	24
Şekil 2.19. 20MnMoNi5-5 malzemesinin DSC analizi sonuçları.....	24
Şekil 2.20. Alaşımın dilatometre ile yapılan analiz sonuçları.....	25
Şekil 2.21. Havada soğutulan çeliğin SEM görüntüsü a) poligonal ferrit ve çökeltilerin görüntüsü b) çökeltilerin EDS analizi.....	25
Şekil 2.22. Ilık işlem görmüş ve suda soğutulmuş malzemenin SEM görüntüsü a) poligonal ferrit ve çökeltiler, b) Çökeltilerin yüksek büyütmedeki görüntüleri, c) kaba çökeltinin EDS analizi, d) ince çökeltinin EDS analizi.....	26
Şekil 2.23. 30MSV6 TEM görüntüsü	26
Şekil 2.24. a) P noktasının EDS analizi, b) M noktasının EDS analizi.....	27
Şekil 2.25. İşlem görmemiş mikroalaşımli çeliğin SEM görüntüsü ve içyapıdaki çökeltinin EDS analizi.....	27
Şekil 2.26. 1,39°C/sn hızla soğutulmuş mikroalaşımli çeliğin SEM görüntüsü ve içyapıdaki çökeltinin EDS analizi	28
Şekil 2.27. a) çift fazlı bölgenin SEM görüntüsü ve EDS analizi, b) çökeltilerin (MnS, MnS/(V,Ti)(C,N), (V, Ti)(C,N)/Al ₂ O ₃) SEM görüntüsü ve EDS analizi.....	28
Şekil 2.28. a) 850°C'ye kadar kontrollü soğutulan numunenin XRD analizi, b) 600°C'ye kadar kontrollü soğutulan numunenin XRD analizi	29

Şekil 2.29. Numunelerin XRD analizi	30
Şekil 2.30. İğnemsî ferrit ve beynit oluşumu	30
Şekil 2.31. MnS çökeltisi etrafında iğnemsî ferrit oluşumu	31
Şekil 2.32. Allotriomorf ve idiomorf ferrit oluşumu	31
Şekil 3.1. Dövme Prosesi a) Dövme İşlemi, b) Havada Soğutma, c) Yağda Soğutma, d) Suda Soğutma, e) Fanda Soğutma	34
Şekil 3.2. Üretim akış şeması (a) 41Cr4, (b) 38MnVS6	35
Şekil 3.3. Test cihazları a) Metal mikroskop, b) SEM/EDS cihazı, c) DTA analiz cihazı, d) Sertlik test cihazı, e) Çentik Darbe Numunesi, f) Çekme test cihazı	37
Şekil 4.1. Çeki kancası dövme kalıbı tasarımı	38
Şekil 4.2. a) 1050°C sıcaklıkta dövme simülasyonu, b) 900°C sıcaklıkta dövme simülasyonu, c) 850°C sıcaklıkta dövme simülasyonu d) 850°C sıcaklıkta dövme simülasyonu	39
Şekil 4.3. Çeki kancası Ansys Analizi a) Kuvvet yönü, b) ivmelenme yönü, c) gerilme değerleri	41
Şekil 4.4. Dövülmüş ve Islah Edilmiş 41Cr4 çeliğinin 500x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri	42
Şekil 4.5. a) Hammadde, b) Havada soğutulmuş, c) Yağda soğutulmuş, d) Suda Soğutulmuş 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 200x büyütmedeki mikroyapıları	42
Şekil 4.6. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin soğutma ortamına göre sertlik değerleri	43
Şekil 4.7. 41Cr4 çeliğinin ıslah etme işlemi sonrası ve 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin havada soğutma işlemi sonrası sertlik değerleri	43
Şekil 4.9. 41Cr4 çeliğinin ıslah etme işlemi sonrası ve 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin havada soğutma işlemi sonrası kırılma enerjileri	44
Şekil 4.10. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin DTA analizi	45
Şekil 4.11. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğinin dört farklı sıcaklık için JmatPro ile hesaplanan CCT diyagramları	46
Şekil 4.12. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin a) 800°C-0,75°C/sn, b) 800°C-1,5°C/sn, c) 850°C-0,75°C/sn, d) 850°C-1,5°C/sn, e) 900°C-0,75°C/sn, f) 900°C-1,5°C/sn, g) 1050°C-0,75°C/sn, h) 1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 200x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri	49
Şekil 4.13. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin a) 800°C-0,75°C/sn, b) 800°C-1,5°C/sn, c) 850°C-0,75°C/sn, d) 850°C-1,5°C/sn, e) 900°C-0,75°C/sn, f) 900°C-1,5°C/sn, g) 1050°C-0,75°C/sn, h) 1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 1000x büyütmedeki SEM görüntüleri	50
Şekil 4.14. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin a) 800°C-0,75°C/sn, b) 800°C-1,5°C/sn, c) 850°C-0,75°C/sn, d) 850°C-1,5°C/sn, e) 900°C-0,75°C/sn, f) 900°C-1,5°C/sn, g) 1050°C-0,75°C/sn, h) 1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki EDS analizleri	52
Şekil 4.15. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin a) 800°C-0,75°C/sn, b) 800°C-1,5°C/sn, c) 850°C-0,75°C/sn, d) 850°C-1,5°C/sn, e) 900°C-0,75°C/sn, f) 900°C-1,5°C/sn, g) 1050°C-0,75°C/sn, h) 1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 200x büyütmedeki faz analizi görüntüleri	53
Şekil 4.16. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin dört farklı sıcaklığa ve iki farklı soğuma hızına göre JmatPro programı ile elde edilen faz oranları	54
Şekil 4.17. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin JmatPro programı ile elde edilen faz oluşumları a) Tüm faz oranları, b) Çökeltilerin faz oranları	55
Şekil 4.18. Farklı mikroalaşımlı çeliklerde östenit tane boyutu	56

Şekil 4.19. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 800°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında, a)C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüsü, b) C(Ti,V) EDS analizi, c) MnS SEM görüntüleri, d) MnS EDS analizleri	57
Şekil 4.20. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 800°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1,2=C(Ti,V) ve 3=MnS çökeltileri SEM görüntüsü, b)1=C(Ti,V) EDS analizi, c)2=C(Ti,V) EDS analizi, d)3=MnS EDS analizi	58
Şekil 4.21. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 850°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüsü, b)2=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, c)C(Ti,V) EDS analizi, d)MnS EDS analizi	59
Şekil 4.22. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 850°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a) 1=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, b)1=MnS çökeltisi EDS analizi	59
Şekil 4.23. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 900°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V), 2=MnS SEM görüntüsü, b)C(Ti,V), c)MnS EDS analizi.....	60
Şekil 4.24. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 900°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V), 2=C(Ti,V) çökeltisi, b)3=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, c)1=C(Ti,V) EDS analizi, d)2=C(Ti,V) EDS analizi, e)3=MnS EDS analizi	60
Şekil 4.25. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 1050°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=Ti-C çökeltisi, b)2=MnS 3=C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüleri, c)1=Ti-C EDS analizi, e)2=MnS EDS analizi, d)3=C(Ti,V) EDS analizi	61
Şekil 4.26. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 1050°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V) çökeltisi, 2=MnS çökeltisi, b)3=Fe-Al çökeltisi SEM görüntüleri, c)1=C(Ti,V) EDS analizi, d) 2=MnS EDS analizi, e) 3=Fe-Al çökeltisi EDS analizi ve iğnemsî ferrit oluşumu	62
Şekil 4.27. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin farklı dövme parametrelerinde oluşan akma gerilmeler.....	64
Şekil 4.28. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin farklı dövme parametrelerinde oluşan akma gerilmeleri.....	64
Şekil 4.29. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin hızında farklı dövme sıcaklıklarında dövme sonrası 0,75°C/sn soğuma hızında soğutulduktan sonra oluşan sertlik ve kırılma enerji değerleri.....	65
Şekil 4.30. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin hızında farklı dövme sıcaklıklarında dövme sonrası 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulduktan sonra oluşan sertlik ve kırılma enerji değerleri.....	65

TABLO DİZİNİ

	Sayfa
Tablo 2.1. DIN EN 10267’de bulunan mikroalaşım çeliklerin kimyasal analizi.....	5
Tablo 2.2. Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları.....	14
Tablo 2.3. Numunelerin farklı ortamlardaki soğuma hızları.....	19
Tablo 2.4. Farklı sıcaklık ve soğuma hızlarına göre oluşan perlit miktarı ve ferrit tane boyutu.....	22
Tablo 2.5. Farklı sıcaklık ve soğuma hızlarına göre malzemelerin mekanik özellikleri	22
Tablo 2.6. Termomekanik işlem parametreleri	29
Tablo 3.1. Malzemelerin kimyasal analizi	32
Tablo 3.2. Ürünlerin dövme sıcaklıkları ve soğuma hızları.....	33
Tablo 4.1. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin dört farklı sıcaklık için JmatPro ile hesaplanan $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklıkları (Ac3-Ac1)	46
Tablo 4.2. Dövme sıcaklığına ve soğuma hızına bağlı olarak değişen ferrit-perlit oranları	54
Tablo EK A.1. Çeki kancasının 38MnVS6 mikroalaşımli çelik kullanılarak yapılan tasarım, analiz ve dövme işlemleri.....	74
Tablo EK B.1. JmatPro analizleri ile deneysel analizlerin karşılaştırılması.....	75
Tablo EK B.2. JmatPro analizleri ile mikroyapı çalışmalarının karşılaştırılması.....	79
Tablo EK B.3. Mikroyapı ve mekanik test sonuçlarının karşılaştırılması	83

TEŞEKKÜR

Çalışmamın her aşamasında bana destek olan, bilgi ve deneyimleri ile yol gösteren danışman hocam Sayın Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU'na, bilgi ve tecrübesi ile lisansüstü öğrenim hayatımın tüm zorlu aşamalarında yardımcı olan, desteğini eksik etmeyen değerli arkadaşım Dr. Öğretim Üyesi Simge İRİZALP'e, doktora tez süresince bilgi ve tecrübeleriyle her zaman destek olan tez izleme komite üyesi Sayın Prof. Dr. Rasim İPEK'e ve Sayın Doç. Dr. Osman ÇULHA'ya, doktora eğitim süresi boyunca bana maddi ve manevi desteklerini gösteren, tez çalışmamın büyük bir bölümü olan termomekanik işlemler uygulanarak çeki kancası üretimini gerçekleştirdiğim, yedi yıldır bünyesinde çalışmaktan gurur duyduğum İZELTAŞ A.Ş. ailesine, tez projeme maddi destek sağlayan Manisa Celal Bayar Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü Birimi (proje no: 2016-008) ve TÜBİTAK TEYDEB (1501 destek programı proje no: 3150935) ile öğrenim hayatım boyunca beni maddi ve manevi olarak destekleyen, hep yanımda olan aileme ve son olarak her zaman yanımda olan ve desteğini esirgemeyen sevgili eşime yürekten teşekkür ederim.

Yiğit ERÇAYHAN
Manisa, 2018

ÖZET

Doktora Tezi

38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin termomekanik işlemler ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi

Yiğit ERÇAYHAN

**Manisa Celal Bayar Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**

Danışman: Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU

Bu çalışmada, otomobillerde kullanılmak üzere 41Cr4 (5140) ıslah çeliğinden üretilen çeki kancası üretimi için dövme işlemi sonrası ısıtma işlemi prosesi gerektirmeyen 38MnVS6 mikroyaşımlı çelik üzerine odaklanılmıştır. Çeki kancaların üretimi İZELTAŞ A.Ş. bünyesinde gerçekleştirilmiştir. Dövme sıcaklığı ve soğuma hızının 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin metalurjik ve mekanik özellikleri üzerine etkileri araştırılmıştır. Mikroyaşımlı çeliklerde iyi tokluk değerleri yakalanması ıslah çeliklerine göre zor olduğundan dolayı bu çeliklerin kullanımı ıslah çelikleri kadar yaygın değildir. İlk dövme ve ardından kontrollü soğutma gibi termomekanik işlemler, sertliği ve mukavemeti geliştirirken tokluğu da iyileştirme yöntemleridir. Bu sebeple 38MnVS6 mikroyaşımlı çelik 800°C, 850°C, 900°C, 1050°C olmak üzere dört farklı sıcaklıkta dövüldükten sonra iki farklı soğutma hızında 0,75°C/s–1,5°C/s soğutulmuştur. Mikroyaşımlı çelik ile üretilecek çeki kancasının dövülebilirliğinin doğrulanması amacı ile dövme simülasyonları ve otomobillerde kullanılabilirliğinin doğrulanması amacı ile mekanik analizi yapılmıştır. Mikroyaşımlı çelik hem üretim hem de çeki kancası kullanımı için uygun bulunmuştur. Mikroyaşımlı çeliğin $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklığı DTA (diferansiyel termal analiz) ile tespit edilmiştir. Mikroyapı, optik mikroskop, SEM (Taramalı Elektron Mikroskopu) ve EDS analizi ile karakterize edilmiştir. CCT (sürekli soğutma dönüşümü) diyagramları ve mikroyapı karakterizasyonu JmatPro (Java-tabanlı Malzeme Özellikleri) bilgisayar simülasyonları ile hesaplanmıştır. Mekanik özellikler Rockwell sertlik ölçümü, çekme testleri ve charpy darbe testleri ile elde edilmiştir. Deneysel çalışmalar ve analiz sonuçları, dövme sıcaklığının ve soğuma hızlarının tokluk üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: 38MnVS6, mikroyaşımlı çelikler, JmatPro, termomekanik dövme, ferrit oluşumları

2018, 87 sayfa

ABSTRACT

PhD Thesis

Improving the mechanical properties of 38MnVS6 microalloyed steel by thermomechanical processes

Yiğit ERÇAYHAN

**Manisa Celal Bayar University
Graduate School of Applied and Natural Sciences
Department of Mechanical Engineering**

Supervisor: Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU

The present study focused on the replacement of commercial 41Cr4 (5140) tempered steel with a no heat-treatment demanding durable 38MnVS6 microalloyed steel for manufacturing tow hook used in automobiles. The forging processes of the hooks were performed in IZELTAS A.S. Company. The effect of forging temperature and cooling rate on metallurgical and mechanical properties of 38MnVS6 microalloyed steel were investigated. However, the use of microalloyed steels are not common like conventional quenched and tempered steels because of being difficult to achieve toughness. Thermomechanical processes such as warm forging followed by controlled cooling are the methods for improving toughness, while improving hardness and strength. The samples of 38MnVS6 were forged four different temperatures as 800°C, 850°C, 900°C, 1050°C followed by two different cooling rates as 0,75°C/s – 1,5°C/s. Forging and numerical simulations were carried out to verify the malleability and mechanical resistance of 38MnVS6 microalloyed steel. The $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation temperature was detected by DTA (differential thermal analysis). The microstructure was characterized by optical microscope, SEM (Scanning Electron Microscope) and EDS analysis. CCT (continuous cooling transformation) diagrams and the characterization of microstructure were calculated by JmatPro (Java-based Material Properties) computer simulations. The mechanical properties were obtained by Rockwell hardness measurement, tensile tests and Charpy impact tests. The experimental and numerical studies showed that forging temperature and cooling rates had a significant effect on toughness.

Keywords: 38MnVS6, microalloyed steels, JmatPro, thermomechanical forging, ferrite formations

2018, 87 pages

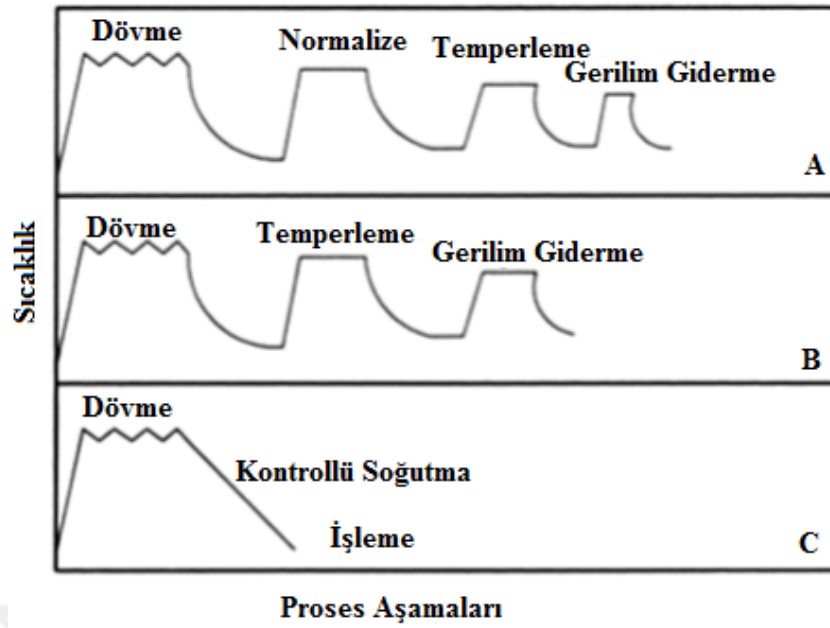
1. GİRİŞ

Otomotiv endüstrisi için çeşitli dövme parçaları imal eden dövme fabrikaları maliyetleri ve üretim sürelerini azaltmak baskısı altındadır. Bunun potansiyel kaynakları dövme sıcaklığını ya da dövme sonrası ısıtma işlem sıcaklık ve/veya süresini azaltmaktır. Bu adımları gerçekleştirmek için ise hammaddenin deformasyon davranışı ve dövme sonrası soğuma hızlarının doğru şekilde haritalandırılması gerekmektedir [1]. Mikroalaşımlı çelikler aynı anda değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti gibi iyi özelliklere sahip bir malzeme grubudur [2]. Mikroalaşımlı çeliklerden üretilen parçalar, ıslah etme işlemine gerek duyulmadan dövme sonrası konumda kullanıma hazır hale gelirler. Bu sayede maliyetler azaldığından dolayı, mikroalaşımlı çeliklerin kullanım alanları da genişlemiştir [1].

Bu çalışmanın temel hedefi çeki kancası üretiminde kullanılan ıslah çeliği olan 41Cr4(5140) malzemesi yerine 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin üretimde kullanılmasıyla dövme işlemi sonrası yapılan normalizasyon ve ıslah etme ısıtma işlem süreçlerini ortadan kaldıracak proses parametrelerinin ortaya konmasıdır. Böylece üretim ve işletme giderlerinin azaltılmasıyla ürün birim maliyetinde düşüş sağlayacak proses optimizasyonu yapılmış olacaktır. Bu kapsamda çalışmanın temel amacı mikroalaşımlı çeliğin farklı sıcaklıklarda dövülmesi sonrası soğuma hızlarının kontrolüyle mikroyapının yeniden tesis edilmesi ve böylece mukavemet ve tokluk değerlerinin iyileşmesinin sağlanmasıdır. Bu çalışmada, ılık ve sıcak dövülmüş ve farklı soğuma hızlarında soğutulmuş 38MnVS6 mikroalaşımlı çelik malzemenin JMatPro (Java-tabanlı Malzeme Özellikleri) yazılımı ile fiziksel ve mekanik özellikleri, faz haritası ve sürekli soğuma eğrileri (CCT eğrileri) araştırılacaktır. Mikroalaşımlı çelikten üretilecek olan çeki kancasının SuperForge programı ile farklı sıcaklıkta dövme prosesi simülasyonu yapılacak ve Ansys analizleri ile kullanım şartlarındaki durumu incelenecektir. Simulasyon çalışmalarından sonra, İZELTAŞ A.Ş. firmasında farklı dövme sıcaklıklarında dövülen ve farklı soğuma hızlarında soğutulan çeki kancaları imal edilecektir. Elde edilen ürünlerin mikroyapı ve mekanik özellikleri optik mikroskop, SEM/EDS analizi, çekme testleri, sertlik testleri ve darbe testleri ile araştırılacaktır.

2. GENEL BİLGİLER

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler (YDDA) olarak adlandırılan mikroalaşımlı çelikler, kuvvetli karbür ya da nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çeliklerdir [2]. Mikroalaşımlı deyimi, bu çeliklerin düşük alaşımlı çeliklerin alaşım içeriklerinden çok daha az (%0,05-%0,2) alaşım elementi içermelerinden kaynaklanmaktadır. Genellikle V, Nb, Ti ve Mo elementlerinin eklenmesi ile oluşan mikroalaşımlı çeliklere son yıllarda B ve Al elementleri de eklenmektedir [3]. Mikroalaşımlı çelikler, günümüzde farklı sertleştirme mekanizmaları, uygun termomekanik işlemler ve düşük C içeriklerden dolayı mukavemet, tokluk veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özelliklerin bileşimine sahip bir malzeme grubu olarak tanımlanabilir. Mikroalaşımlı çelikler üretim şekillerine göre, dövme amaçlı mamuller ve yassı mamuller olarak ikiye ayrılmakla birlikte, boru çelikleri olarak da üretilmektedir [4]. Mikroalaşımlı çeliklerin özellikleri, çeliğin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi ile ilişkilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim işlemi kontrol edilerek sağlanır [2]. Isıl işlem görmüş bir çelik ile karşılaştırıldığında mikroalaşımlı dövme çeliklerin mekanik özellikleri yalnızca kimyasal bileşimlerine ve termomekanik işleme bağlıdır. Gerekli olan mukavemet seviyesi mikroalaşım elementleri ile oluşturulan tane inceltme ve çökelti sertleşmesi mekanizmaları üzerinden sağlanır. Çözünmemiş durumdaki mikroalaşım elementinin karbonitrür çökeltileri termomekanik işlem sırasında mukavemet ve tokluğun artışı sağlar. Mikroalaşımlı dövme çelikler, orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür [2]. Islah çeliklerinde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken; mikroalaşımlı dövme çeliklerde ince ferrit-perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hem de çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımlı dövme çeliklerde ıslah çelikleri ile aynı mekanik özellikler görülür [2]. Geleneksel ısıl işlem aşamaları ile mikroalaşımlı dövme çeliklerde uygulanan işlem aşamaları Şekil 2.1'de görülmektedir.



A - Islah çelikleri geleneksel işlem

B- Islah çelikleri dövme sonrası direk sertleştirme

C- Mikroalaşımlı çelik

Şekil 2.1. Mikroalaşımlı çelikler ile ıslah çeliklerinin dövme sonrası aşamaları [2]

Mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerini artırmak için yüksek oranda tane incelmeye, uygun miktarda çökelti oluşumuna ve iyi dağılımlı bir ferrit-perlit mikroyapısına gereksinim duyulmaktadır. Bu özelliklerin optimizasyonu için laboratuvar ölçeğinde deneylere ihtiyaç duyulmaktadır. Çökelti oluşumu ve proses parametrelerine dayanan modellere bakıldığında çalışmalarında büyük çoğunluğunun, C-Mn çeliklerinin ve düşük karbonlu mikroalaşımlı çeliklerin mikroyapısal gelişimleri ile ilgili oldukları görülmektedir [1]. Az sayıdaki çalışma sıcak dövme prosesi ve mikroalaşımlı dövme çelikler üzerinedir. Tipik bir dövme prosesi östenitleme, dövme ve soğuma olmak üzere üç aşamada gerçekleştirilir. Her aşamada çökeltilerin çözünmesi/çökmesi meydana gelebilir. Tokluk özelliklerinin belirlenmesi açısından östenitleme ve dövme aşamalarında tane büyümesinin kontrolü önemlidir. Mukavemet artışının gerçekleştiği çökelti sertleşmesi ise soğuma sırasında meydana gelir [1].

2.1. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları

Genel üretim yöntemi ve özelliklerine bakıldığında, mikroalaşımli dövme çeliklerin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz [2].

1. Kullanılan alaşım miktarı azdır.
2. Isıl işlem gerektirmez.
3. Üretim imkanı daha hızlıdır.
4. Zaman ve enerji kayıpları azdır.
5. Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinkine eşittir.
6. Ağırlık yönünden daha hafiftirler.

2.2. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Kalite Standartları ve Kullanım

Alanları

Değişik kullanım alanları (Yüksek dayanım isteyen çelik yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe, ağırlık yönünden hafif fakat dayanım yönünden yüksek çekme dayanımı istenen yerlerde vs.) nedeniyle oluşan kimyasal analiz farklılıkları bir standart ihtiyacını doğurmuştur. 1988 yılında Almanya’da dört çeşit kaliteyi içeren ve bunların mekanik özelliklerini gösteren bir kitapçık yayınlanmıştır. 1998 yılında ise Avrupa Standartları Komitesi (CEN) tarafından EN 10267-“Çökelme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler” standardı onaylanarak yayınlanmıştır [2]. Tablo 2.1.’de bu standartta bulunan mikroalaşımli çelikler verilmektedir. Mikroalaşımli dövme çelikler özellikle yüksek dayanım isteyen yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe fiyat ve ağırlık yönünden tasarruf sağlamaları nedeniyle tercih edilir.

Otomotiv sektöründe kullanılan bazı parçalar şunlardır [2];

1. Statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, biyel kolları
2. Dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon elemanları gibi.

Tablo 2.1. DIN EN 10267’de bulunan mikroalaşım çeliklerin kimyasal analizi [2,36]

Adı	Kimyasal Analiz (% Ağırlık)						
	C	Si	Mn	Pmax	S	N	V
19MnVS6	0.15	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.12	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
30MnVS6	0.26	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.33	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
38MnVS6	0.34	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.41	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS6	0.42	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS3	0.42	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20

2.3. Mikroalaşım Elementlerinin Etkileri

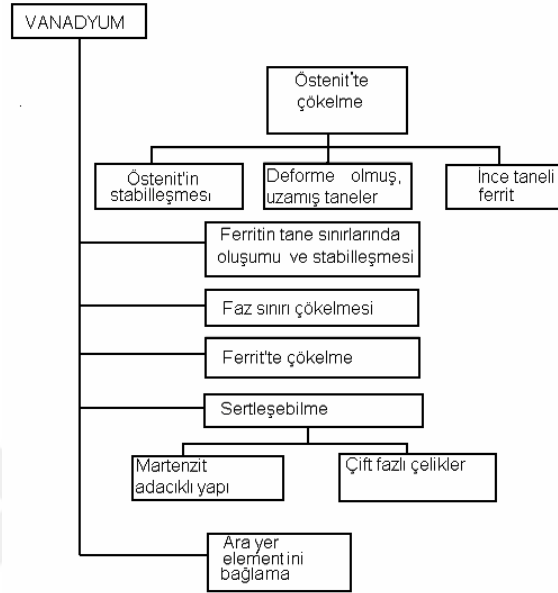
Mikroalaşımli çeliklerin tümü bileşimlerinde belli oranlarda mikroalaşımlama elementi içerirler. Genel olarak V, Ti, Nb elementleri çok az miktarlarda eklenmesi ile meydana gelen mikroalaşımli çeliklerinde Al, B, Mo gibi alaşım elementleri de eklenmektedir.

Metalürjik dizaynda mikroalaşım elementlerinin birincil rolü tane inceltmesidir. Tane sınırı hareketi sıcaklığa bağlı olarak çökelen V, Ti, Nb (C_xN_y) partikülleri sayesinde olur. Östenit içi çözünen elementlerin etkisi dikkate alınmayacak derecede azdır. İkincil rol ise deformasyon sonucu soğumada çökelti tanecikleri oluşturmaktır. Östenit içi çözünen mikroalaşım elementleri (V, Ti, Nb) ile karbon ve azot gibi arayer atomları soğuma sırasında karbonyür olarak çökeler ve böylece arzulanan etkiyi sağlarlar. Ayrıca artan plastik deformasyon gerilme nedenli çökelti oluşumunu hızlandırır [2].

2.3.1. Vanadyum

Vanadyumun mikroalaşımli çeliklerde çökeltme sertleşme etkisi çok güçlüdür. %0,03-%0,10 V aralığında çok etkindir [2]. Titanyum ve niyobyumdan daha düşük sıcaklıklarda çökelen nitrür ve karbür oluşturur ve haddelenmiş çeliklerin tane boyutunun kontrolünde titanyum ve niyobyum kadar yaygın olarak kullanılmamaktadır. Yüksek karbonlu çeliklerde özellikle azot oranı yüksekse, çelik östenit iken VN oluşabilmekte ve tane büyümesini engelleyerek dövme tane boyutunu inceltmektedir [2]. Vanadyumun azot ile birleşip oluşturduğu nitrürler ferritik yapıda tane küçülmesi sağlar. Bu nedenle, çentik dayanımını da yükseltir.

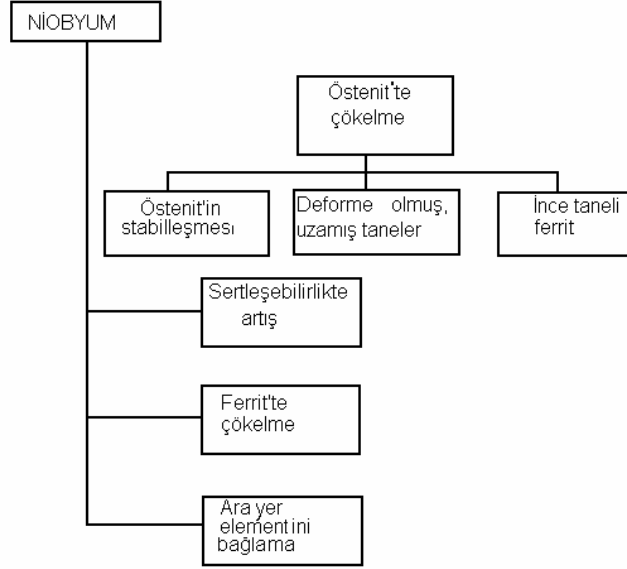
Kuvvetli karbür oluşturduğundan, aşınma direncini ve sıcak dayanımı arttırmak için takım çeliklerinde volframla sığağa dayanıklı çeliklerde krom ile birlikte katılır [2]. Vanadyumun mikroalaşımli çeliklerin iç yapısına ve faz dönüşümüne etkisi Şekil 2.2.'de görölmektedir.



Şekil 2.2. Vanadyumun mikroalaşımli çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi [2]

2.3.2. Niyobyum

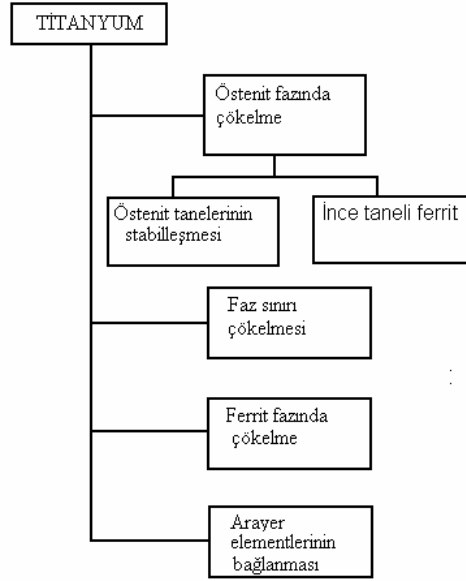
Kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Sertliği, akma sınırını yükseltir, taneleri inceltir ve şekil değişebilme özelliğini azaltır [2]. Dövme öncesi ısıtma sırasında östenitte çözündürölmek ve dövme işlemi sırasında da östenitte çözünmüş olarak tutulmak koşuluna bağlı olarak, bu element, 1000°C'nin hemen altında Nb(CN) çökeltmesiyle çökeltme sertleşmesinde çok etkin olabilmektedir. Niyobyumun temel katkısı dönüşüm sıcaklıkları üzerindeki sıcaklıklarda çökeltirler oluşturarak östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini geciktirmesi ve böylece küçük ferrit taneli içyapı oluşumuna yol açmasıdır. Bu oluşumu, %0,02-%0,10 Nb katımları sağlayabilir ve böylece hem mukavemeti hem de darbe tokluğu yükseltilebilir. Ayrıca %0,03-%0,05 Nb katımları hem tane küçültmesi hem de çökeltim sertleşmesi sağlayabilmektedir [2]. Şekil 2.3.'te mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısı üzerinde Nb'nin etkileri verilmiştir.



Şekil 2.3. Niyobyumun mikroyaşımlı çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi [2]

2.3.3. Titanyum

V, Mo, W ve Nb gibi kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Östenitik çeliklerde yapıda denge sağlar, genel olarak çeliklerde taneleri inceltir. Ayrıca Al ile birlikte deoksidan madde (oksit giderici) olarak da sakin dökülen çeliklerde kullanılır [2]. Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur ve nitrür çökeltileri, haddeleme ve dövme işlemleri süresince östenitin tane büyümesinin kontrolünde çok etkilidir [2]. Titanyum %0,05 düzeylerindeki, TiC çökeltileri çökelme sertleşmesi gösterirler. Bu düzeylerde titanyum östenit tane büyümesini durdurduğundan darbe tokluğunu da yükseltir. Ancak genelde çoğu mikroyaşımlı çelikte Titanyum içeriği % 0,01-%0,02 düzeylerindedir. Titanyumun etkili olabilmesi için, çelik katılaşmadan hemen sonra 25 ve 35°C/dak. hızında soğutulmalıdır. Titanyumun, çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerindeki etkileri şekil 2.4.'te gösterilmiştir [2].



Şekil 2.4. Titanyumun mikroalaşımlı çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi [2]

2.3.4. Alüminyum

En güçlü oksijen gidericidir. Azot ile kuvvetli nitrür teşekkül ettirir, ısıtmada tane kabalaşması ve çeliğin yaşlanma eğilimini azaltır. Çelik üretiminde taneleri inceltir [2]. Alüminyum çok yavaş çökeler sadece nitrür oluşturur. Alüminyumnitrür (AlN), 1000°C'nin üzerinde çözünür ancak çelik hızla ısıtılırsa çözelti dışında belirli bir zaman kalabilir ve böylece küçük tane boyutu sağlamak için kullanılır. AlN'yi diğer nitrürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır [2]. AlN tane büyümesini engelleyerek çelik mikroyapısının küçük taneli olmasına neden olur. Vanadyumun varlığı ile de daha küçük taneli yapı elde edilebilir [2].

2.3.5. Karbon

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına neden olmakla birlikte; tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalmaya neden olduğu bilinmektedir. Bunun yanında akma ve çekme dayanımında artış sağlamaktadır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beynitik yapı oluşumunu sağlar. Mikroalaşımlı çeliklerde karbonun maksimum kullanımı sıcak haddeleme koşulları altında yaklaşık % 0,2 dir. Ancak otomotiv sanayisinde kullanılan dövme parçalarda sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığı için karbon miktarı % 0,25'in üzerindedir [2].

2.3.6. Azot

Mikroalaşımlı çeliklerde azot % 0.02 seviyesinde kullanılır. Bazı uygulamalarda bu seviye % 0.005 ile sınırlandırılmıştır. Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi, çökelme sertleşmesini artırdığı için önemlidir. V-N çeliklerinde

oluşan VN' ün, VC' e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar [2].

2.3.7. Silisyum

Çelik üretiminde oksijen giderici olarak kullanılan temel elementlerden biridir. Çelikteki silisyum miktarı üretim tarzına bağlı olarak değişir. Sakin dökülen alaşımsız çeliklerde en fazla %0,60 Si bulunabilir. Düşük alaşımlı çelikler ve yay çelikleri, % 2 ye kadar silisyum içerirler. Buna karşın silisyumlu çelikler diye adlandırılan çeliklerde ise silisyum miktarı % 5'e kadar yükselebilir. Ayrıca % 14–15 Si içeren çeliklerde de korozyon dayanımı iyidir fakat dövülemezler ve kırılırlar. Silisyum miktarı arttıkça çeliğin tane büyüklüğü de artar [2]. Silisyum, katı çözelti sertleşmesi sağlayarak akma dayanımında artış sağlar. Silisyum, ferrit içerisinde çözünerek çeliğin sünekliğini fazla azaltmadan mukavemetini artırır. Ayrıca, silisyum dioksit (SiO_2) oluşturarak sıvı çeliğin oksijenini büyük ölçüde alır ve böylece çeliğin kalitesini iyileştirir [2]

2.3.8. Fosfor

Fosfor ferritin dayanımını en fazla artıran elementtir. Bu nedenle düşük miktarlarda bulunsun bile çeliğin dayanımını ve sertliğini artırıcı, buna karşın şekillendirme yönünde sünekliği ve darbe dayanımını azaltıcı etki yapar. Bu etkiler, özellikle yüksek karbonlu menevişlenmiş çeliklerde daha fazladır. Ferrit içinde etkili bir katı çözelti sertleştiricidir. Korozyon dayanımını artırır. % 0.05' den düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segregasyonların yol açtığı kırılmalığa neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar [2]. Bazı çeliklerde % 0.07 ile % 0.12 oranları arasında bulunan fosfor, çeliklerin kesme özelliğini iyileştirir. Ancak, yüksek oranlardaki fosfor, çeliklerin sünekliğini azalttığından soğuk şekillendirme sırasında çeliğin çatlamasına veya kırılmasına neden olur [2].

2.3.9. Mangan

Çeliğin dayanımını artırır fakat sünekliğini biraz azaltır. Mikroalaşımlı çelikler yaklaşık olarak % 1,5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnemsiz ferritin tane küçültülmesine etkisi bu miktarlardan daha yüksek miktarlarda önemsizdir. Bu nedenle maksimum mangan miktarı % 1,3-1,7 arasındadır [2]. Manganın en önemli yararı kükürdün olumsuz etkisini önlemesidir. Çelikte MnS oluşturacak miktardan daha fazla oranda mangan bulunursa, fazlalık mangan karbon ile reaksiyona girerek mangan karbür (Mn_3C) oluşturur [2].

2.3.10. Kükürt

Çelik kalitelerinin belirlenmesinde sınırlanan element olan fosforla birlikte birinci planda göz önünde tutulur. Kükürt miktarı yükseldikçe, şekillendirmeye dik doğrultuda süneklik ve darbe dayanımı düşer, boyuna doğrultuda etkilenme azdır. Mangan ile dengelenmediğinde sıcak kırılmalığa neden olur. Çelikte mangan bulunması durumunda kükürt mangan ile mangan sülfür (MnS) oluşturur. Yani FeS yerine MnS oluşur. MnS'ün büyük bir bölümü cürufta toplanırken, bir kısmı da MnS kalıntıları olarak yapı içerisinde dağılır. Mangan oranının, kükürt oranının 2 ile 8 katı arasında olması tercih edilir. Mikroalaşımli çeliklerde işlenebilirliğin artırılması için % 0,02-0,06 oranlarında kükürt ilavesi yapılır. Böylece talaşlı işlem kolaylaştırılıp takım aşınması da önlenmiş olur [2].

2.4. Östenitleme Sıcaklığının ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş CN parçacıklarının ince dağılımları östenit tane sınırının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya uzun sürelerde partiküller çözünür ve/veya kabalaşır, tane sınırı hareketini engelleme etkisi azalır ve tane kabalaşması meydana gelir [2].

Mikroalaşım elementlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için, çelik içi tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin büyümesine imkan vermeden çözündürmek gerekir. Mikroalaşımli çeliklerde soğuma hızı ne kadar yüksek ise, çökeltinin oluştuğu sıcaklık o kadar düşük olacaktır. Soğuma hızı çökeltinin östenitte mi yoksa ferrit içinde mi çökeleceğini belirleyebilmektedir [2].

2.5. Dövme Prosesi

2.5.1. Başlıca Dövme Yöntemleri

Dövme işlemi, darbe veya basınç altında kontrollü bir plastik deformasyon sağlanarak, metale istenen şekli verme, tane boyutunu küçültme ve mekanik özelliklerini iyileştirme amacıyla uygulanan bir plastik şekil verme yöntemi olarak tanımlanabilir [2,5].

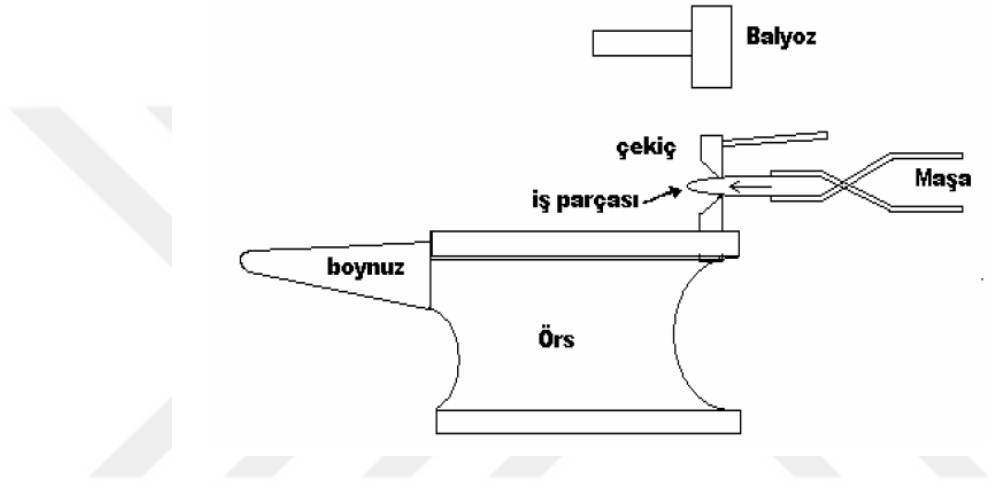
Başlıca dövme yöntemleri aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Elde Dövme

- Açık Kalıpla Dövme
- Kapalı Kalıpla Dövme
- İzotermal Dövme
- Hassas Dövme

2.5.2. Elde dövme

El takımları kullanılarak ısıtılmış metalin çekiçlenmesiyle gerçekleştirilen ilk dövme işlemi olarak bilinen bir dövme yöntemidir (Şekil 2.5.) [2].

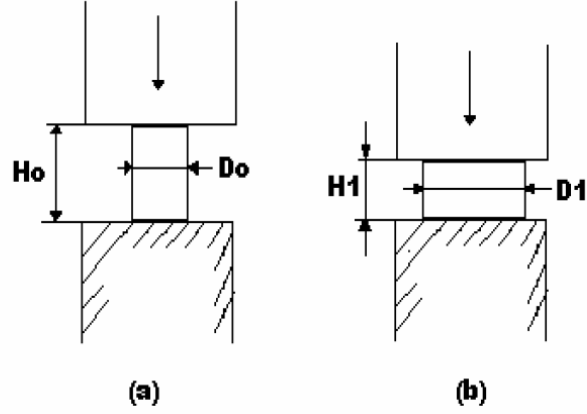


Şekil 2.5. Elde Dövme [2]

2.5.3. Açık kalıpla dövme

Açık kalıpla dövme, malzemenin düzlemsel veya basit şekilli kalıplar arasında dövüldüğü bir sıcak şekil verme yöntemidir (Şekil 2.6.). Bu yöntemde malzeme en az bir doğrultuda serbest şekil değişimine uğramakta, buna karşılık kapalı kalıpla dövmede iş parçası tamamen kalıp tarafından çevrelenmiş bulunmaktadır. Bütün dövülebilir malzemelerin çekiç veya hidrolik preslerde şekillendirildiği açık kalıpla dövme yöntemi aşağıdaki durumlarda kullanılır [2,6];

- İş parçası kapalı kalıpla dövülemeyecek kadar büyükse
- Üretim miktarı kapalı kalıpla dövme maliyetini karşılayamayacak kadar azsa
- Üretimin kapalı kalıpla yapılmasına yetmeyecek kadar kısa sürede, bitirilmesi gerekiyorsa
- İş parçasının talaşlı üretimle elde edilemeyecek mekanik özelliklere sahip olması isteniyorsa.



Şekil 2.6. Açık Kalıpta Dövme [2]

2.5.4. Kapalı kalıpla dövme

Bu dövmenin özelliği karmaşık şekilli parçaların dar toleranslar içinde elde edilebilmesi için yapılmasıdır. Çapaklı dövme, çapaksız dövme ve damgalama gibi çeşitleri vardır. Genellikle sıcak dövme yapılır, parça tavlınır ve kalıp boşluğu doldurulur. Dövme işlemi sırasında çapak oluşur ve bu çapaklar alınır. Boyut toleranslarının tam olması ve iyi yüzey çıkması için dövülen parçalar makinede işlem görebilir [2].

2.5.5. İzotermal dövme

Kısaca kalıbın iş parçası sıcaklığına kadar ısıtılmasıyla yapılan dövme işlemidir. Alışlagelmiş kapalı kalıpla dövmede iş parçası ile kalıp arasındaki sıcaklık farkı 1000 °C dereceleri bulmaktadır. İzotermal dövmede ise uygun bir teçhizat vasıtasıyla kalıplar iş parçası sıcaklığına kadar ısıtılır. Dövme sırasında kalıplarla iş parçası yaklaşık aynı sıcaklık mertebesinde tutularak iş parçasının soğuması önlenir. Böylece yüksek sıcaklıkta akma sınırı nispeten düşük olan malzemenin kalıp boşluğunu tamamen doldurması sağlanır. Pahalı bir yöntemdir. Titanyum ve Nikel gibi malzemeler dövülür. Uzay endüstrisi için kullanılacakları sırada yüksek mekanik ve ısıl zorlamaların etkisinde kalacak olan parçaların üretimi izotermal dövmenin başlıca uygulama alanıdır [2].

2.5.6. Hassas dövme

Hassas dövme, sonradan çok az talaşlı bitirme işlemi gerektirecek ya da hiç gerektirmeyecek şekilde parçaların biçimlendirilmesini sağlayan bir yöntemdir. Dövme parçaları çok parçalı paket kalıp teknolojisi ile imal edilmektedir. Bu teknolojiye, çapaksız yüzeylerde optimum tane akışı söz konusudur. Hassas dövülen

parça, dövme işlemi görmemiş parçanın kendisinden, diğer alışılmış dövme yöntemleri uygulanmış parçadan veya talaşlı şekillendirme ile imal edilmiş parçalara göre oldukça yüksek bir mukavemet/genişlik oranı göstermektedir. Hassas dövme yönteminin diğer üstünlüklerini aşağıdaki şekilde sıralayabiliriz [2];

- Yüksek bir Mukavemet/Ağırlık oranı sağlar.
- Parçalar minimum yüzey eğimleriyle imal edilebilirler. Böylece parça ağırlığı da azaltılmış olur.
- Yanal girinti ve çıkıntılar, talaşlı işleme gerek kalmadan oluşturulabilir.
- Alışılmış dövme yöntemlerine göre daha küçük yarıçaplı kenar kavisleri elde edilebilir.

2.6. Dövme Kalıbı Özellikleri

Dövme sırasında kalıplar tekrarlanan darbeli yüklerin etkisindedirler. Ayrıca kalıpta bölgeden bölgeye değişen yüksek sıcaklıkların varlığı da göz önüne alınırsa, sıcak dövme kalıplarının çalışma koşullarındaki ağırlık ortaya çıkar. Bu nedenle kalıp çeliğinin seçimi büyük önem kazanmaktadır. Sıcak dövme kalıplarının üretiminde kullanılacak bir çelik aşağıdaki özelliklere sahip olmalıdır:

1. İşleme kolaylığı
2. Isıya ve ısıl şoklara dayanma
3. Yüksek basınç ve dinamik etkilere dayanma
4. Üniform sertleşebilme
5. Sıcak metalin dövme sırasındaki aşındırma etkisine dayanma [2,6].

2.7. Dövülebilirlik

Dövülebilirlik, bir metalin dövülerek çatlamadan şekil değiştirebilme kabiliyetidir. Düşük kuvvetlerle çatlamadan dövülerek şekillendirilebilen bir malzeme için dövülebilirliği iyi denir. Dövülebilirliğin ölçülmesi amacıyla çeşitli deneyler geliştirilmiştir. Hiçbiri universal olmayan bu deneylerden en çok uygulananlar yığma deneyi ve sıcak burma deneyidir [2,6]. Tablo 2.2’de çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları gösterilmiştir.

Tablo 2.2. Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları [2]

Metal veya Alaşım	Dövme Sıcaklığı (°C)
Alüminyum alaşımları	400-550
Magnezyum alaşımları	250-350
Bakır alaşımları	600-900
Karbonlu ve az alaşımlı çelikler	850-1150
Martenzitik paslanmaz çelikler	1100-1250
Maraging çelikleri	1100-1250
Östenitik paslanmaz çelikler	1100-1250
Nikel alaşımları	1000-1150
Titanyum alaşımları	700-950
Demir esaslı süperalaşımlar	1050-1180
Kobalt esaslı süperalaşımlar	1180-1250
Niobium alaşımları	950-1250
Tantalum alaşımları	1050-1350
Molibden alaşımları	1150-1350
Nikel esaslı süperalaşımlar	1050-1200
Tungsten alaşımları	1200-1300

2.8. Proses Parametreleri

Kimyasal bileşimin yanı sıra bu çeliklerin mekanik özellikleri proses parametreleri ile de kontrol edilebilir. Bu parametreler arasında östenitleme sıcaklığı, sıcak şekillendirme, zaman-sıcaklık döngüsü ve oda sıcaklığına soğutma hızı sayılabilir. Dönüşüm sıcaklıkları ve V(C,N) çökelti oluşumunu kontrol etmek için soğuma hızı değiştirilebilir. Geleneksel dövme çeliklerinde, üretilen parçalar dövme işlemi sonrasında bir bölme içerisine biriktirildiklerinden yavaş soğuma gösterebilirler. Bunun sonucunda çökelti aşırı yaşlanarak üretilen parçanın düşük mukavemetli olmasına yol açar. Basit bir taşıyıcı düzenek tasarlanıp ve parçaların serbestçe havada soğuması ya da bir fan ile hızlı soğuması sağlanabilir [1].

Tokluğun artırılması için en önemli metalürjik yaklaşım mikro-yapısal inceltmedir (ör: östenit tane boyutu, nihai ferrit tane boyutu, perlit lamelleri arası mesafe, beynit paket boyutu vb.). Östenit tane boyutunu inceltmek için dövme öncesi östenitleme sıcaklığı ve özellikle nihai dövme sıcaklığı düşürülebilir [1]. Östenitleme sıcaklığı mekanik özellikleri etkileyen önemli proses parametrelerinden biridir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla yapıda bulunan karbür ve nitrürler kademeli olarak çözünmeye başlarlar ve östenit tane büyümesi gerçekleşir. Ferritik-perlitik bir çelik için daha kaba östenit taneleri, daha fazla perlit oluşması anlamına gelmektedir ve ayrıca bu sayede mikroalaşım karbo-nitrürlerinin çözünmesi ve yeniden çökmesi

de artacaktır. Bu yüzden, artan östenitleme sıcaklığı ile çekme mukavemeti de artar. Ancak tüm bu faktörler süneklik ve tokluğun azalmasına neden olurlar [1].

Direkt soğuma uygulanması dövme prosesleri için standart bir işlem haline gelmiştir. Soğuma hızının artmasıyla birlikte perlit/ferrit hacim oranı artar ve perlit dönüşüm sıcaklığı düşer. Dönüşüm sıcaklığındaki bu düşme daha ince perlit lamelleri oluşmasını sağlar ve mukavemet artışı meydana gelir. Soğuma hızını daha fazla artırmak daha da az ferrit oluşmasına ve perlit yerine beynit oluşumunun teşvik edilmesine yol açar. Perlit yerine beynit oluşması ile mukavemet daha da artar ancak süneklikte önemli bir düşme olur. Bu nedenle düşük karbonlu çelikler orta karbonlu çeliklere tercih edilir, çünkü karbon miktarının azaltılması sonucu daha yüksek tokluk ve sert faz oluşumu ile daha yüksek mukavemet beraberce elde edilebilir [1].

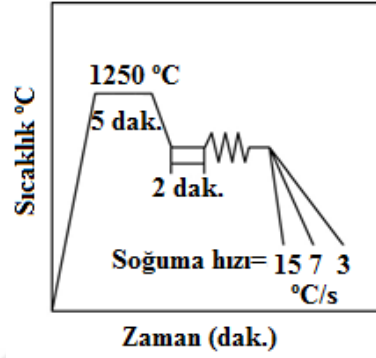
Mikroalaşımli çeliklerin en önemli dezavantajı, rakibi olan ısıtıl işlem görmüş martenzitik çeliklerle karşılaştırıldıklarında daha düşük tokluğa sahip olmalarıdır. Bundan dolayı mikroalaşımli çelikler beklenen geniş ölçüde ticari kullanıma ulaşamamışlardır. Düşük darbe tokluğu bu çeliklerin mikroyapısında bulunan kaba yapıli perlitten kaynaklanmadır. Çökelti sertleşmesi de bu etkiyi aynı yönde artırmaktadır. Ancak dövme prosesinde düşük sıcaklık uygulandığında kalıp doldurma/metal akışı gibi problemler yaşanmaktadır [1].

2.9. Literatürde Konu ile İlgili Yapılmış Çalışmalar

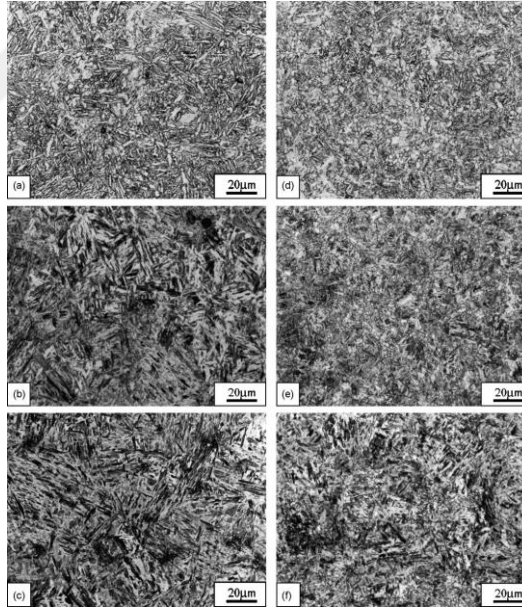
Bu çalışma ile ilgili yapılan doktora ve yüksek lisans tezleri, yayınlar, standartlar bulunmaktadır. Yapılan literatür çalışmaları ve incelenen DIN EN 10267 standardı proje konusuna ışık tutmaktadır.

Rasouli ve ark., 2007, “Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel” isimli çalışmada 30MSV6 tipi bir mikroalaşımli çeliğin ısıtıl işlemle birlikte iki farklı soğuma hızında oluşan mikroyapı değişikliklerini ve buna bağlı olarak elde edilen mekanik özellikleri araştırmıştır. Parçayı öncelikle 1250°C ye kadar ısıtıp 5 dakika bu sıcaklıkta beklettikten sonra parçayı dövme sıcaklığına kadar soğutup 2 dakika dövme sıcaklığında parçayı bekletmişlerdir. Sonrasında parçalar 1150°C – 925°C sıcaklıkları arasında dövülmüştür. Bu çalışmadaki sonuçlar soğuma hızının

artmasıyla ferritik-perlitik yapının iğnemi ferrite, beynite veya martenzite dönüştüğünü ortaya koymuştur. Ayrıca akma ve kopma dayanımının arttığı ancak sünekliğin önemli ölçüde azaldığı gösterilmiştir. En iyi dayanım süneklik kombinasyonunun ise 925°C'ye ısıtılıp takibinde havada (3°C/s) soğutma ile elde edildiği belirtilmiştir (Şekil 2.7., Şekil 2.8.) [7].



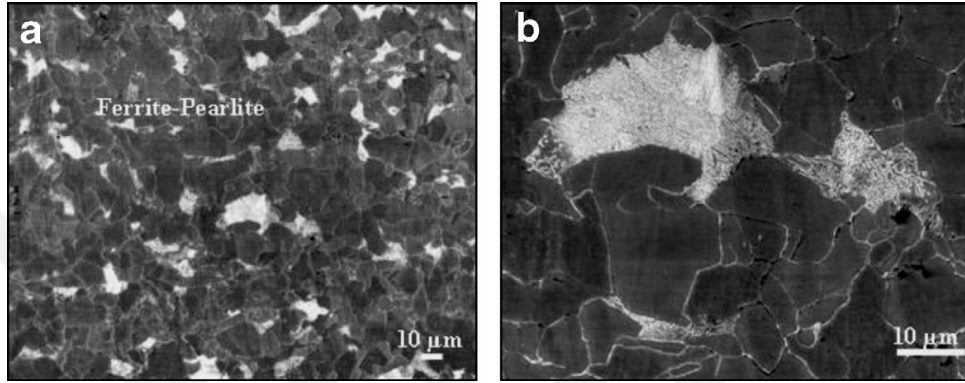
Şekil 2.7. 30MSV6 Mikroalaşımli çeliğin soğuma hızları [7]



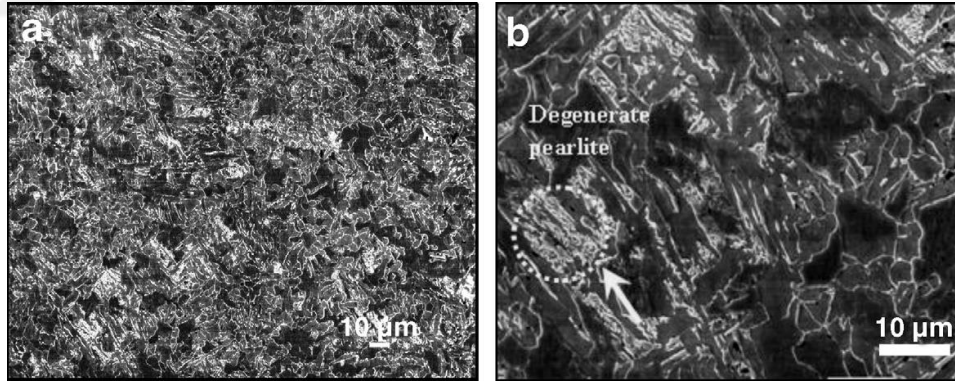
Şekil 2.8. 30MSV6 Mikroalaşımli çeliğini farklı soğuma hızlarına göre oluşan mikroyapılar (a) 1150 °C, 3 °C/s, (b) 1150 °C, 7 °C/s, (c) 1150 °C, 15 °C/s, (d) 925 °C, 3 °C/s, (e) 925 °C, 7 °C/s, (f) 925 °C, 15 °C/s. [7]

Ayrıca Shanmugam ve ark., 2007, “Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels” isimli çalışmada, niyobyumlu mikroalaşımli çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine soğuma hızının etkisini incelediği çalışmasında; düşük soğuma hızlarında

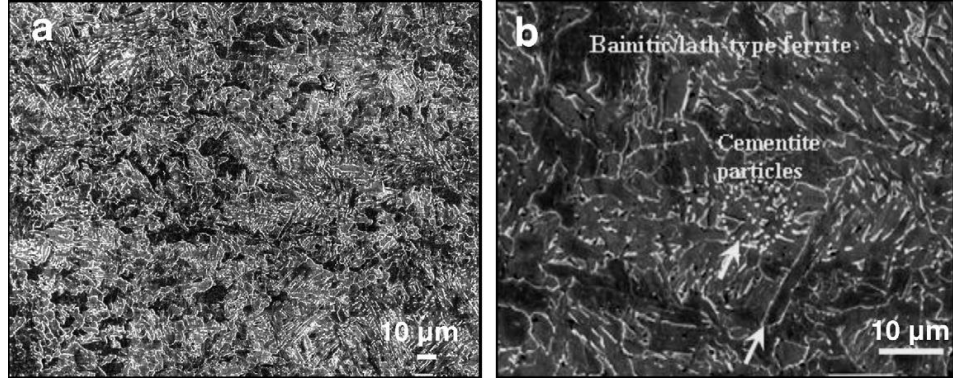
yapının ferrit ve perlit içerdği, orta derece bir soğuma hızında yapının ferrit-perlite ek olarak çita tipi beynitik ferrit ile dejenere perlit içerdği ve hızlı soğumada ise yapının ağırlıklı olarak çita tipi beynitik ferritten oluştuğunu bildirmiştir. Ayrıca niyobyumlu mikroalaşımli çeliklerin yüksek soğuma hızında elde edilen yüksek dayanım-tokluk kombinasyonunun sebebi artan soğuma hızıyla ferrit-perlit yapının ağırlıklı olarak beynitik ferrit yapıya dönüşmesi olarak açıklanmıştır (Şekil 2.9.,2.10.,2.11.) [8].



Şekil 2.9. Düşük soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı [8]



Şekil 2.10. Orta soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı [8]

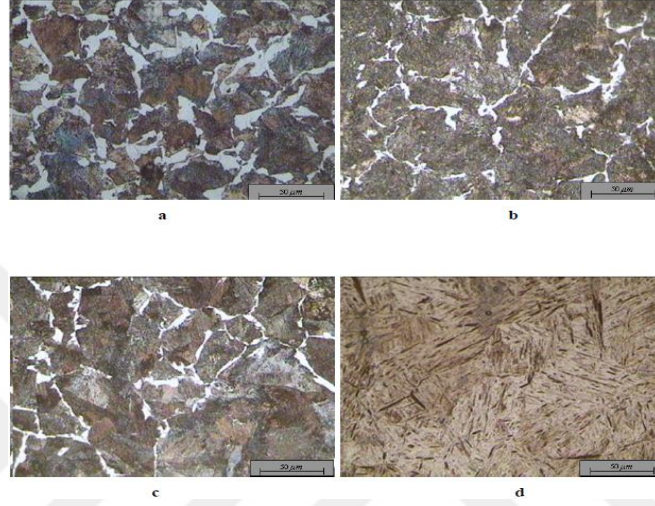


Şekil 2.11. Yüksek soğuma hızında Nb mikroalaşımli düşük karbonlu çeliğin mikroyapısı [8]

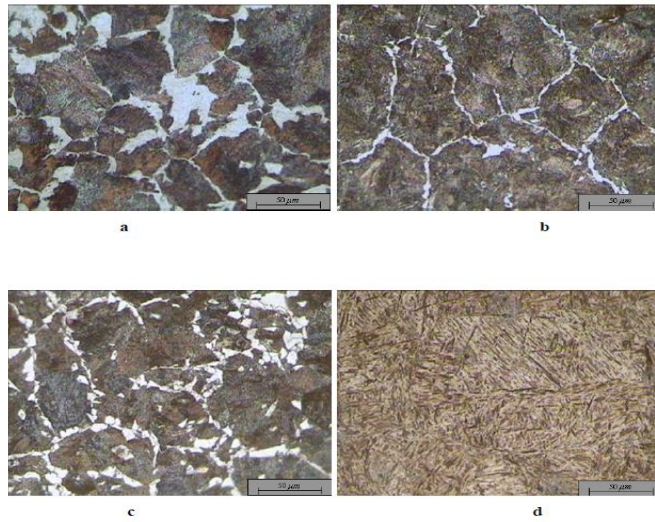
Çapar 2005, “Dövme amaçlı üretilen mikroalaşım çeliklerine dövme ve farklı soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi” doktora tezinde biri vanadyumlu olmak üzere iki benzer kompozisyonda olan mikroalaşımli çeliklerin farklı hızlarda soğuma sonrası malzemelerin içyapısında olan değişiklikleri incelemiştir. Tablo 2.3.’te soğuma ortamları ve süreleri verilmiştir. Şekil 2.12. ve Şekil 2.13.’te iki farklı mikroalaşımli çeliğin soğuma ortamlarına göre içyapı fotoğrafları verilmiştir. Buna göre, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada, suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri farklı tane ebatlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir. Her iki çelikte de ötektoid öncesi ferrit östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek ince ağ halinde bulunmaktadır. Dövülmemiş haldeki çelik 1 ve çelik 2’nin mikroyapı resimlerine bakıldığında, çelik 2’ nin daha küçük perlit tane ebadına sahip olduğu fakat % ferrit miktarının çelik 1’ e göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni çelik 2’nin kimyasal kompozisyonunda vanadyumun bulunmasıdır. Vanadyumun varlığı V(CN) gibi çökeltilerin oluşmasına sebep olur ve çeliğin tane yapısını küçülterek yüksek oranda ferritin tane sınırlarında çekirdeklenmesine izin verir. Ayrıca çelik 2’nin içerisinde bulunan alüminyumda tane küçülmesine yardımcı olduğu gözlemlenmiştir [2].

Tablo 2.3. Numunelerin farklı ortamlardaki soğuma hızları [2]

Soğuma Ortamı	Sıcaklık Aralığı (°C)	Soğuma Süresi (s)	Soğuma Hızı (°C/s)
Kum	800-500	541	0.55
Hava	800-500	313	0.96
Su	800-500	13	23.07

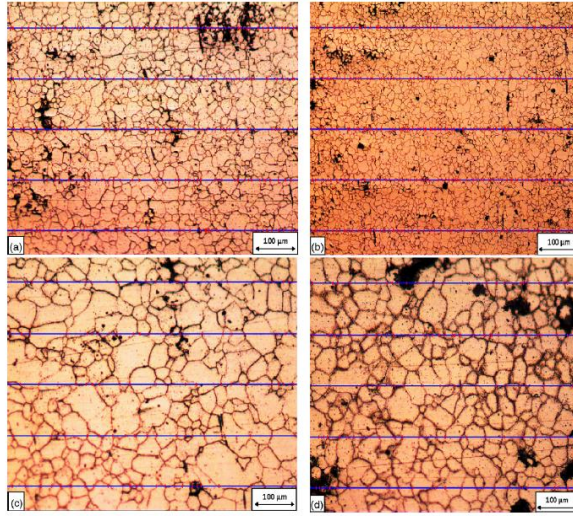


Şekil 2.12. Çelik 1'in mikroyapı görüntüleri a: dövme öncesi. b: dövme sonrası kumda soğutulmuş, c: dövme sonrası havada soğutulmuş d: dövme sonrası suda soğutulmuş [2]



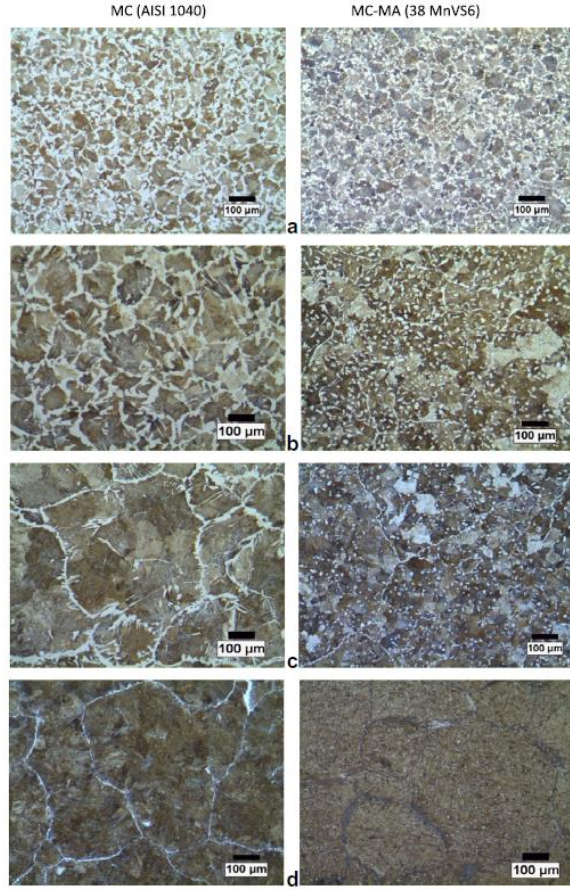
Şekil 2.13. Çelik 2'nin mikroyapı görüntüleri a: dövme öncesi, b: dövme sonrası kumda soğutulmuş, c: dövme sonrası havada soğutulmuş, d: dövme sonrası suda soğutulmuş [2]

Babakhani ve ark., 2010, “Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6)” isimli çalışmada, sıcak dövme işlemi sonrası malzemenin içyapısında VCN çökeldiği, bu çökeltilerin östenit tanelerinin içinde çökeldiği ve östenit tane boyutunun büyümesini engellediği ve bu durumun malzemenin akma ve çekme mukavemetini arttırdığı gözlemlenmiştir. Şekil 2.14.’te 1150°C ve 1300°C’de dövülen mikroalaşımli çeliğin soğuma hızı arttıkça östenit tanelerinin küçüldüğü gözlemlenmiştir [9].



Şekil 2.14. Farklı sıcaklık ve soğuma hızında meydana gelen içyapı görüntüleri [9]

Kaynar ve ark., 2013, “Investigation on the behaviour of medium carbon and vanadium microalloyed steels by hot forging test” isimli çalışmasında 1040 ve 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin dövme işlemi sonrası farklı soğuma ortamlarında oluşan içyapıları incelenmiştir (Şekil 2.15.). Dövme işlemi sonrası östenit tanelerinin içinde VCN çökeldiği bu durumun östenit tane boyutunun büyümesini engellediği ve bu sayede ince taneli ferrit-perlit tanelerinin oluştuğu gözlemlenmiş ayrıca soğuma hızı arttıkça tane yapılarının incelendiği gözlemlenmiştir [10].



Şekil 2.15. 1040 ve 38MnVS6 çeliğinin içyapı görüntüleri a) hammadde, b) kumda soğutma, c) havada soğutma, d) yağda soğutma [10]

Li ve ark., 2013, “Vanadium microalloyed forging steel” isimli çalışmalarında, soğuma hızının artması faz dönüşüm sıcaklığını düşürerek içyapının daha ince taneli ve düzgün bir yapıya sahip olmasını sağladığını, faz dönüşüm sıcaklığının düşmesi perlit ve sementit tanelerinin daha hızlı çekirdeklenmesini ancak sementit lamellerinin büyüme hızını düşürdüğünü, böylece daha ince sementit lamelleri oluştuğunu ayrıca karbon yayılımı için taneler arası mesafenin kısalmasını sağladığını, bu durum malzemenin mukavemetini arttırdığı gibi aynı zamanda düzgün bir içyapının oluşması, ince taneli ferrit-perlit tanelerinin oluşması ve perlit içinde ince sementit lameller oluşması malzemenin tokluğuna da olumlu etkisi olduğunu dile getirmişlerdir [11].

Spena ve ark., 2013, “Thermomechanical warm forging of Ti-V, Ti-Nb and Ti-B microalloyed medium carbon steels” isimli çalışmada malzemenin tokluğunu arttırmak için malzemenin içyapısındaki ferrit-perlit tanelerinin incilmesi, perlit

miktarının azaltılarak ferrit miktarının artırılması gerektiği bu sebeple $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşü sıcaklık aralığında malzemenin dövülmesi gerektiği dile getirmişlerdir. Tablo 2.4.'te sıcaklık azaldıkça perlit miktarının azaldığı ve ferrit tanelerinin incelendiği gözlemlenmiştir. Ayrıca soğuma hızı arttıkça ferrit taneleri incelmıştır. Tablo 2.5.'te farklı sıcaklıklara ve soğuma hızına göre malzemelerin mekanik özellikleri verilmiştir. Buna göre soğuma hızı ve deformasyon sıcaklığı düştükçe malzemelerin tokluk değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir [12].

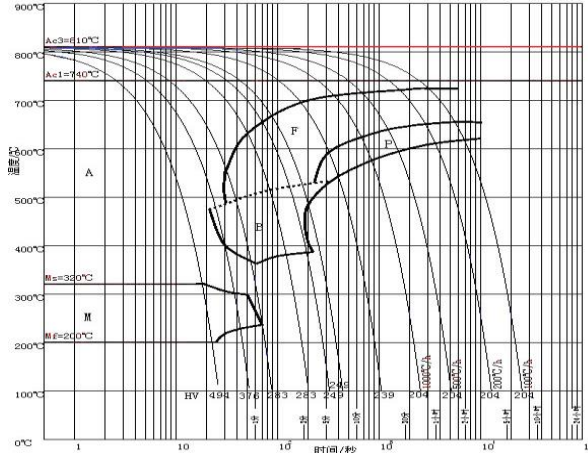
Tablo 2.4. Farklı sıcaklık ve soğuma hızlarına göre oluşan perlit miktarı ve ferrit tane boyutu [12]

Soğuma hızı (°C/s)	Dövme Sıcaklığı (°C)	% Perlit (%hacim)			Perlit koloni boyutu (µm)			Ferrit tane boyutu		
		Ti-V	Ti-B	Ti-Nb	Ti-V	Ti-B	Ti-Nb	Ti-V	Ti-B	Ti-Nb
5	750	47	38	54	5	4	6	2	3	2
	850	65	62	64	18	14	10	3	4	3
	950	73	70	72	22	20	20	4	6	5
	1050	-	-	-	-	-	-	4	5	6
1	750	52	48	51	9	10	11	4	5	4
	850	56	58	61	17	15	16	5	6	5
	950	56	72	59	18	17	15	7	6	5
	1050	72	68	61	23	18	19	7	6	7

Tablo 2.5. Farklı sıcaklık ve soğuma hızlarına göre malzemelerin mekanik özellikleri [12]

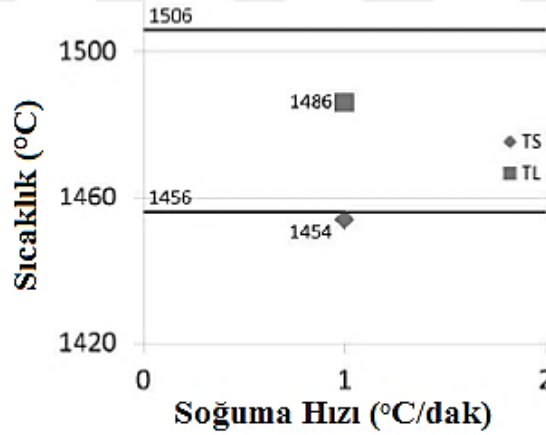
Soğuma hızı (°C/s)	Sıcaklık (°C)	Çekme Gerilmesi (MPa)			Akma Gerilmesi (MPa)			Sertlik (HV100)			Kırılma Enerjisi (J)		
		Ti-V	Ti-B	Ti-Nb	Ti-V	Ti-B	Ti-Nb	Ti-V	Ti-B	Ti-Nb	Ti-V	Ti-B	Ti-Nb
5	750	1150	1075	895	735	645	610	350	380	345	20	30	43
	850	1230	1085	1025	725	650	660	380	380	355	15	18	18
	950	1265	1110	1085	725	650	735	400	335	380	13	10	10
	1050	1335	1130	980	805	755	705	395	370	360	10	13	10
1	750	885	850	765	690	610	515	275	270	235	40	45	58
	850	890	865	790	655	535	475	295	250	265	30	25	23
	950	950	870	775	685	550	490	280	275	245	28	25	15
	1050	1000	895	805	700	575	525	315	265	275	28	25	13

Bo ve ark., 2013, “Research on a new process of the non-quenched and tempered with high strength and high toughness” isimli çalışmada 38MnVS6 malzemeye dövme işlemi sonrası farklı soğuma hızlarının etkilerini incelemek için malzemenin CCT diyagramını çıkarmıştır. Şekil 2.16.'da malzemenin CCT diyagramı ve $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklık aralığını vermişlerdir [13].



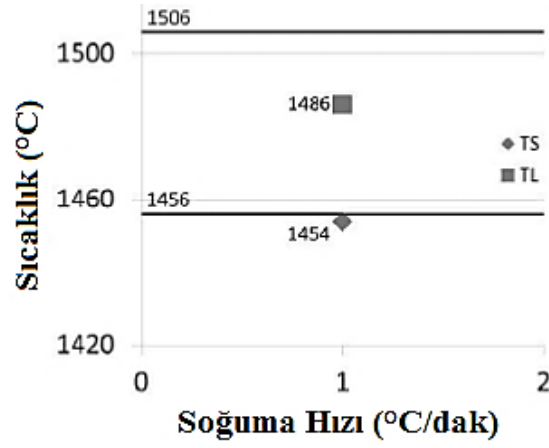
Şekil 2.16. 38MnVS6 CCT diyagramı [13]

Gryc ve ark., 2014, “Determination of solidus and liquidus temperatures for S34MnV steel grade by thermal analysis and calculations” isimli çalışmada, S34MnV malzemesinin katı faza dönüşme sıcaklığı DTA analizi ile 1453°C olduğu tespit edilmiştir (Şekil 2.17.) [14].

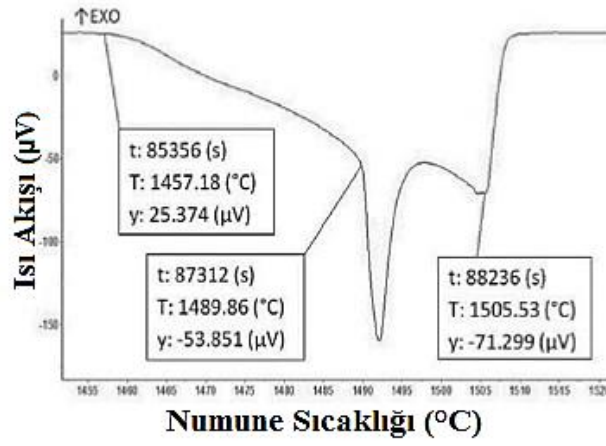


Şekil 2.17. S34MnV malzemesinin termal analiz ölçümleri sonucu elde edilen sıvı-katı dönüşüm sıcaklıkları [14]

Gryc ve ark., 2012, “Study of Fe-C based alloys by dynamic methods of thermal analysis” isimli çalışmada 20MnMoNi5-5 malzemesinin içyapısının katı faza dönüşüm sıcaklığı 1456°C olduğu tespit etmişlerdir (Şekil 2.18., Şekil 2.19.) [15].

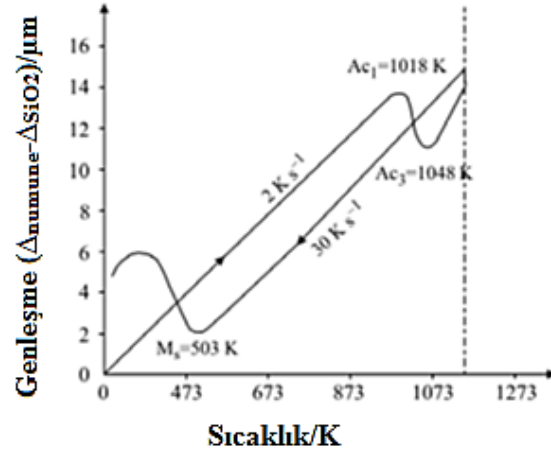


Şekil 2.18. 20MnMoNi5-5 malzemesinin termal analiz ölçümleri sonucu elde edilen sıvı-katı dönüşüm sıcaklıkları [15]



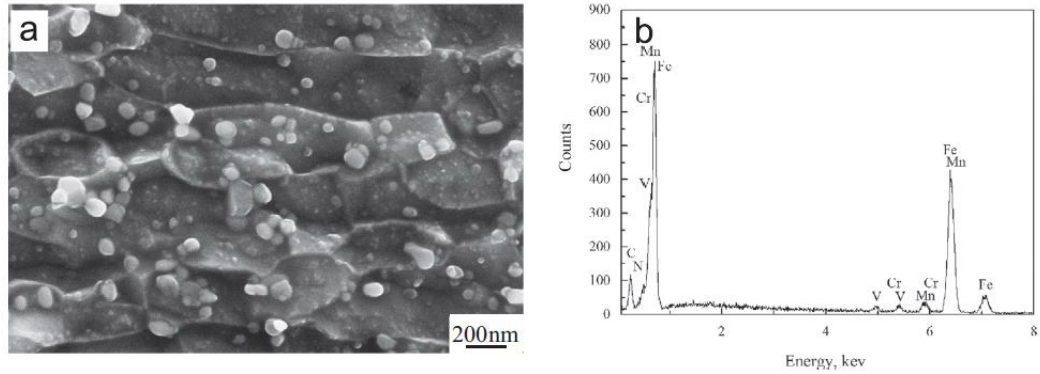
Şekil 2.19. 20MnMoNi5-5 malzemesinin DSC analizi sonuçları [15]

Gojic ve ark., 2004, “Thermal Analysis Of Low Alloy Cr-Mo Steel” isimli çalışma ile % 0,4 oranında C içeren Cr-Mo alaşımlı çeliğin $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığı dilatometre analizi ile 745°C-775°C arasında olduğu tespit edilmiştir (Şekil 2.20.) [16].

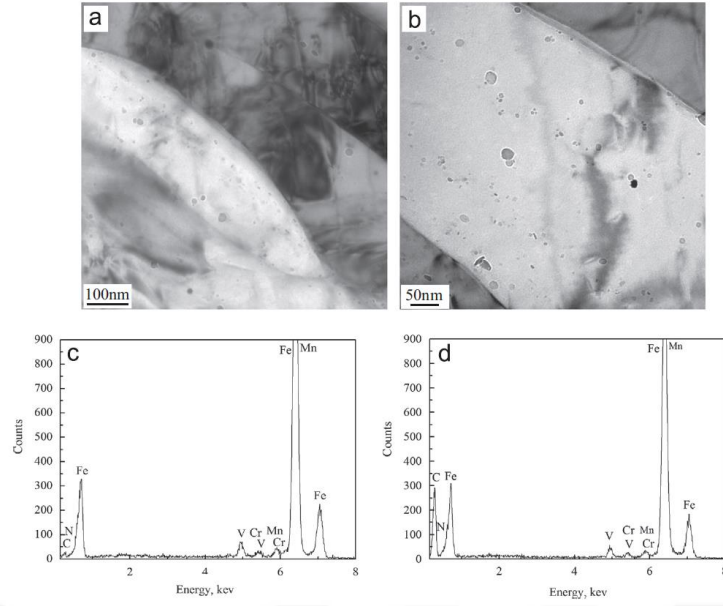


Şekil 2.20. Alaşımın dilatometre ile yapılan analiz sonuçları [16]

Hua ve ark., 2014, “A nanograined/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm Rolling” isimli çalışmada düşük karbonlu vanadyum alaşımlı çeliğin ılık şekillendirme ve farklı soğuma hızlarındaki içyapı değişimlerini incelemişlerdir. Şekil 2.21. ve Şekil 2.22.’de ılık deformasyona uğramış havada ve suda soğutulmuş malzemenin SEM ve EDS analizleri verilmiştir. İç yapıda poligonal ferrit oluşumları ve (V,Cr,Fe)(C,N) çökeltileri gözlenmiştir [17].

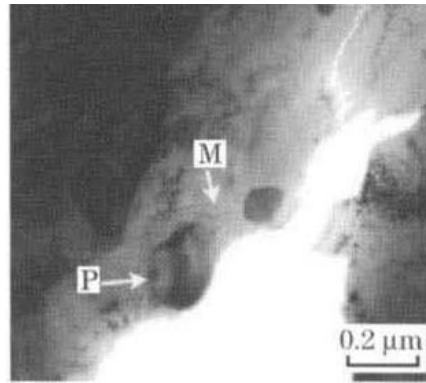


Şekil 2.21. Havada soğutulan çeliğin SEM görüntüsü a) poligonal ferrit ve çökeltilerin görüntüsü b) çökeltilerin EDS analizi [17]

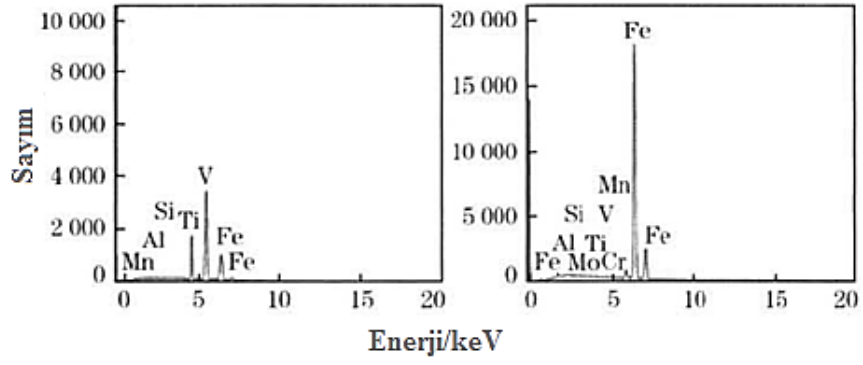


Şekil 2.22. Ilık işlem görmüş ve suda soğutulmuş malzemenin SEM görüntüsü a) poligonal ferrit ve çökeltiler, b) Çökeltilerin yüksek büyütmedeki görüntüleri, c) kaba çökeltilerin EDS analizi, d) ince çökeltilerin EDS analizi [17]

Hajisafari ve ark., 2013, “Improvement in Mechanical Properties of Microalloyed Steel 30MSV6 by a Precipitation Hardening Process” isimli çalışmada 30MSV6 malzemesi 950°C östenitleme sıcaklığında 1 saat beklettikten sonra 600°C’ye kadar havada soğutulmuş ve 600°C’de 1,5 saat yaşlandırma işlemi yapılmışlardır. Şekil 2.23.’te TEM görüntüsü, Şekil 2.24.’te EDS analizi verilmiştir. P noktasında C(Ti,V) çökeltileri, M noktasında matrisin kimyasal kompozisyonu gözlenmiştir [18].



Şekil 2.23. 30MSV6 TEM görüntüsü [18]

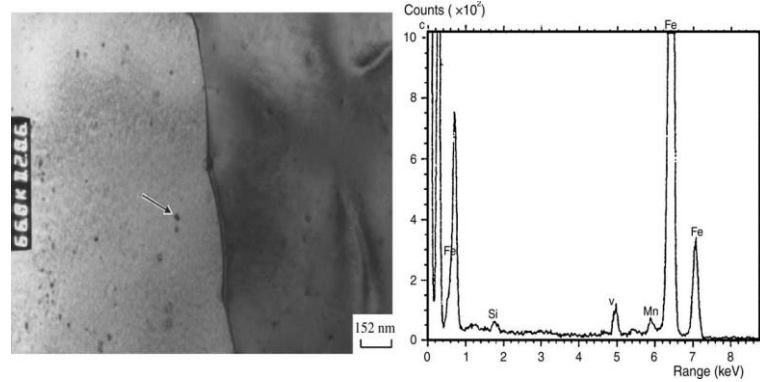


a) P noktasının EDX analizi

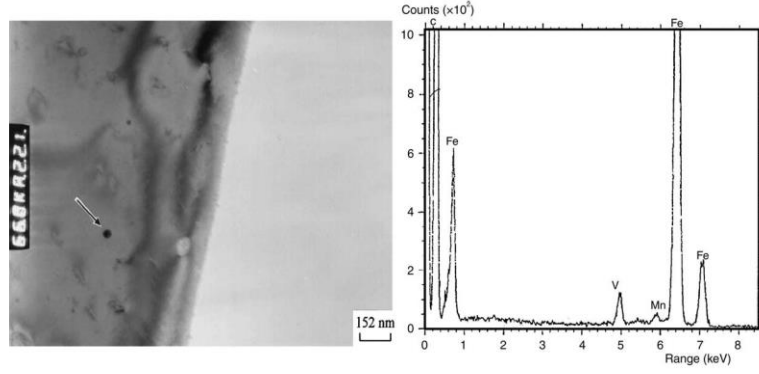
b) M noktasının EDX analizi

Şekil 2.24. a) P noktasının EDS analizi, b) M noktasının EDS analizi [18]

Gündüz ve ark., 2005, “Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel” isimli çalışmada vanadyum mikroalaşımli çeliğin soğuma hızının ve temperlemenin çeliğin içyapısında oluşan çökeltilerin ve bu çökeltilerin sertliğe olan etkilerini incelemiştir. Mikroalaşımli çelik 900°C’de 1 saat bekletilerek östenitlenmiş ve 600°C’ye kadar 1,39°C/sn hızda soğutulmuştur. Şekil 2.25.’te işlem görmemiş çeliğin ve şekil 2.26.’da işlem görmüş çeliğin SEM ve EDS analizlerinde vanadyum çökeltisi gözlenmiştir [19].

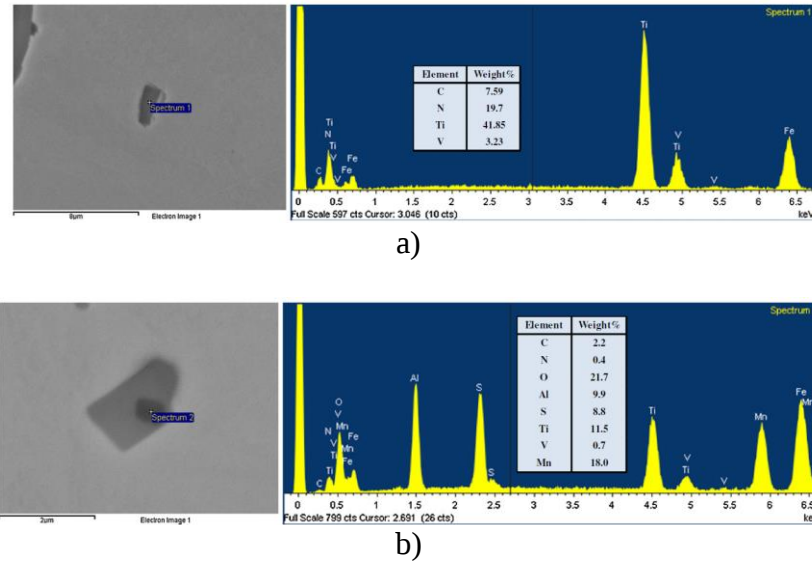


Şekil 2.25. İşlem görmemiş mikroalaşımli çeliğin SEM görüntüsü ve içyapıdaki çökeltinin EDS analizi [19]



Şekil 2.26. 1,39°C/sn hızla soğutulmuş mikroalaşımlı çeliğin SEM görüntüsü ve içyapıdaki çökeltinin EDS analizi [19]

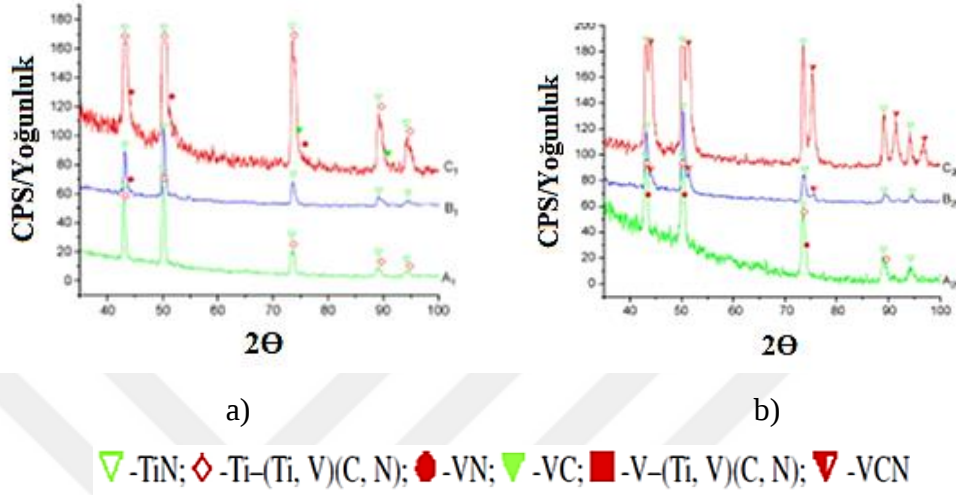
Ceschini ve ark., 2013, yaptıkları “Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: Effect of the cooling condition and corresponding microstructure” isimli çalışmada soğuma hızının etkilerini incelemişlerdir. Mikroalaşımlı çelik 1200°C’de haddelendirme işlemi gerçekleştirilmiş ve haddelenen numuneler 0,7°C/sn ve 7,5°C/sn soğuma hızlarında soğutulmuştur. Şekil 2.27.’de işlem gören mikroalaşımlı çeliğin SEM ve EDS analizi verilmiştir. MnS, C(Ti, V) ve Al₂O₃ çökeltileri gözlemlenmiştir [20].



Şekil 2.27. a) Çift fazlı bölgenin SEM görüntüsü ve EDS analizi, b) Çökeltilerin (MnS, MnS/(V,Ti)(C,N), (V, Ti)(C,N)/Al₂O₃) SEM görüntüsü ve EDS analizi [20]

Sheng-Xin ve ark., 2008, “Effect of intermediate cooling on precipitation behavior and austenite decomposition of V Ti–N steel for non-quenched and tempered oil-well tubes” isimli çalışmada, 33MnV2 mikroalaşımlı malzemeyi

1150°C’de şekillendirdikten sonra 850°C’ye ve 600°C ye kontrollü soğutmuşlar ve içyapıda çökelti davranışını incelemiştir. Termomekanik işlemler sonrası malzemeye XRD analizi yapılmış ve TiN, (Ti,V)(C,N), VC, VCN çökelti fazları tespit edilmiştir (Şekil 2.28.) [21].

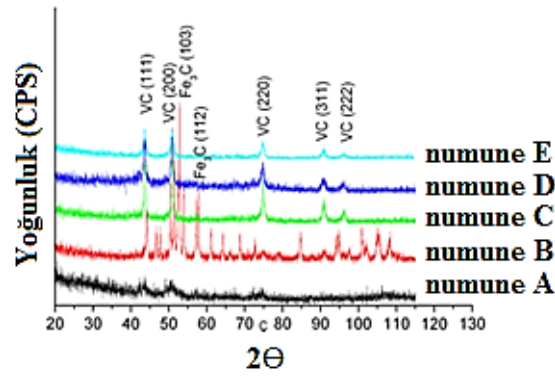


Şekil 2.28. a) 850°C’ye kadar kontrollü soğutulan numunenin XRD analizi, b) 600°C’ye kadar kontrollü soğutulan numunenin XRD analizi [21]

Yang ve ark., 2013, “Effects of vanadium on the microstructure and mechanical properties of a high strength low alloy martensite steel” isimli çalışmada orta karbonlu vanadyum alaşımlı bir 1200°C’de haddelenmesinden sonra çeşitli parametrelerde termomekanik işlemler yapılmışlardır. Bu işlemler Tablo 2.6.’da verilmiştir. Farklı termomekanik işlemler yapılan numunelerin XRD analizleri yapılmış ve çökelti fazları tespit edilmiştir (Şekil 2.29.) [22].

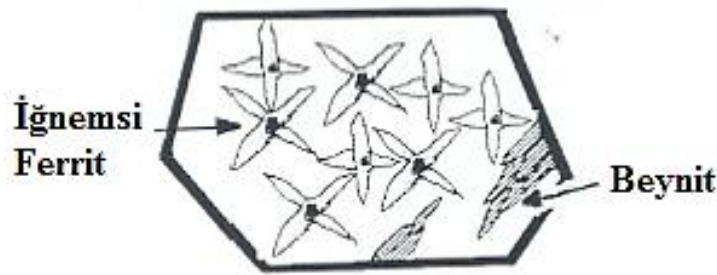
Tablo 2.6. Termomekanik işlem parametreleri [22]

Numune	Termomekanik İşlem
A	Sıcak İşlem+Direk Su verme
B	Direk Suverme+650°C’de 1 saat temperleme
C	Direk Suverme+780°C’de 1 saat temperleme
D	Direk suverme+880°C’de direk suverme
E	Direk suverme+ 880°C’de 1 saat bekledikten sonra su verme
F	Direk suverme+ 900°C’de 1 saat bekledikten sonra su verme
G	Direk suverme+ 950°C’de 1 saat bekledikten sonra su verme



Şekil 2.29. Numunelerin XRD analizi [22]

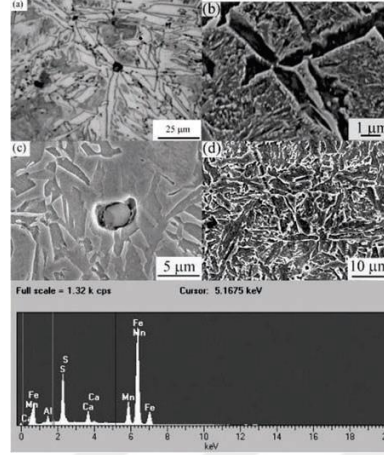
Esmailian, 2010, “The effect of cooling rate and austenite grain size on the austenite to ferrite transformation temperature and different ferrite morphologies in microalloyed steels” isimli çalışmasında mikroalaşımli çeliklerde östenit-ferrit faz dönüşümünde soğuma hızının östenit tane boyutu üzerinde olan etkilerini ve farklı ferrit oluşumlarını incelemiştir. Bu çalışmada soğuma hızlarında tane içi ferrit oluşumlarının tane sınırı ferrit oluşumunu bastırdığı dile getirilmiştir. Ayrıca beynit fazının tane sınırından tane içine doğru paralel şekilde uzandığı ancak iğnemsî ferrit oluşumlarının östenit tanesi içinde çekirdeklenen sivri ve dağınık halde bulunan bir faz olduğu dile getirilmektedir. İğnemsî ferritin tokluğa olumlu etki yaptığı dile getirilmiştir. Şekil 2.30.’da tane içinde iğnemsî ferrit ve beynit oluşumları gösterilmektedir [23].



Şekil 2.30. İğnemsî ferrit ve beynit oluşumu [23]

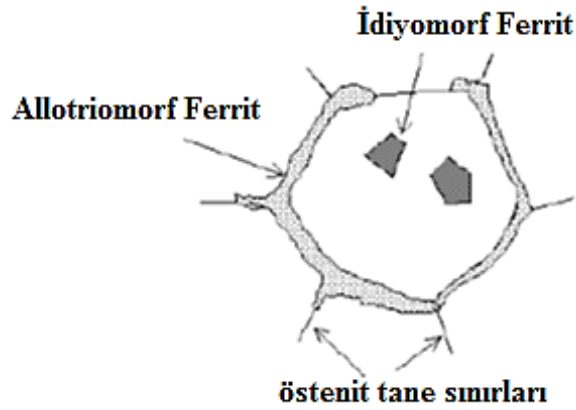
Fadel ve ark., 2013, “Intragranular ferrite morphologies in medium carbon vanadium-microalloyed steel” isimli çalışmada tane içinde çökelen çökeltilerin özellikle MnS çökeltilerinin tane içinde iğnemsî ferrit oluşumunu tetiklediği dile getirmişlerdir. İğnemsî ferrit yapılarının beynit fazına göre tane içinde dağınık bir şekilde organize olduğu ve bu yapının klivaj çatlaklarının yayılımını engellediği bu

sebeple bu yapının beynit fazına göre daha tok bir yapı olduğu dile getirilmektedir. Şekil 2.31.'de MnS çökeltisi etrafında iğnemsî ferrit oluşumu gösterilmektedir [24].



Şekil 2.31. MnS çökeltisi etrafında iğnemsî ferrit oluşumu [24]

Bhadeshia, 2000, “Allotriomorphic ferrite” isimli çalışmasında, idiomorf ferrit oluşumunun metal olmayan çökelti etrafında homojen olmayan bir şekilde çekirdeklenerek oluştuğunu, allotriomorf ferrit oluşumunun östenit tane sınırında çekirdeklenmeyi tercih ettiği dile getirmiştir. Şekil 2.32.'de allotriomorf ve idiomorf ferrit oluşumu gösterilmektedir [25].



Şekil 2.32. Allotriomorf ve idiomorf ferrit oluşumu [25]

3. DENEYSEL KISIM

3.1. Materyal ve Yöntem

Bu çalışmada İZELTAŞ A.Ş. firmasının 41Cr4 (5140) malzemeden otomotiv emniyet parçası olarak ürettiği çeki kancasının 38MnVS6 mikroalaşımli çelikten ve normalizasyon + ıslah etme işlemi gerektirmeyecek imalat süreçlerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Tablo 3.1.'de 41Cr4 ve 38MnVS6 malzemelerinin kimyasal kompozisyonları verilmektedir.

Tablo 3.1. Malzemelerin kimyasal analizi (% ağırlık)

Malzeme	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	N	V	Ti	Nb
41Cr4	0,43	0,27	0,74	0,024	0,011	1,06	-	0,05	0,017	0,03	-	-	-	-
38MnVS6	0,4	0,75	1,43	0,028	0,015	0,29	0,038	0,17	0,047	0,012	0,007	0,13	0,02	0,003

Numunelerin dövme işlemi İZELTAŞ A.Ş. firmasında gerçekleştirilmiştir. Mevcut çeki kancası üretim sürecinde 41Cr4 ıslah çeliği sıcak dövme işlemi takiben havada soğutulmakta ve normalizasyon işlemi ile sonrasında ürüne istenen sertlik ve mukavemet değerlerinin verilmesi amacı ile ıslah etme (sertleştirme + meneviş) işlemi uygulanmaktadır. Ürün bir otomotiv parçası olup bir otomotiv firması için üretilmektedir. Firma tarafından istenen standartlara göre çeki kancası ürününün sertlik değeri 26-30 HRC aralığında olmalı, akma gerilme değeri 640 MPa değerinin üzerinde olmalı, çekme gerilme değeri 785 MPa değerinin üzerinde olmalı ve kırılma enerjisi 32,5 joule değerinin üzerinde olmalıdır. Standartların getirdiği bu şartları sağlaması amacı ile bu çalışmada çeki kancası üretiminde 41Cr4 ıslah çeliği yerine 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinin kullanılması, farklı dövme sıcaklıkları ve soğuma hızlarının kontrolü ile dövme işlemi sonrası ısıtım işlem kademeleri olan normalizasyon, sertleştirme ve meneviş işlemlerinin ortadan kaldırılarak hem üretim maliyetinin azaltıldığı hem de yapılan termomekanik işlemler ile üründe istenen mekanik ve metalürjik özelliklerinin sağlandığı bir üretim sürecinin modellenmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda malzemenin CCT diyagramlarının ve fazlarının tespiti için JmatPro analizleri detaylı bir şekilde yapılarak farklı dövme parametrelerinde oluşan soğuma eğrileri ve fazlar tespit edilmiştir. Ayrıca üretimi gerçekleştirilecek çeki kancası ürününün Cimatron programı ile kalıp tasarımları yapılarak Superforge programı ile de dövme simülasyonu gerçekleştirilmiştir. Mevcut üretimden farklı

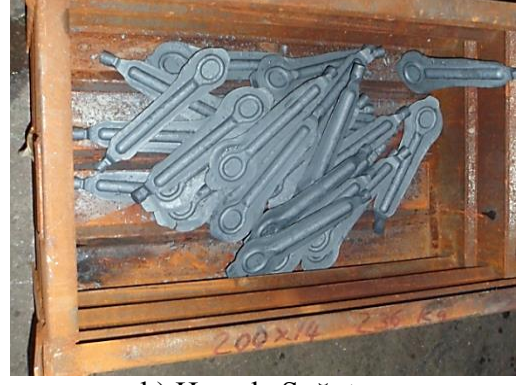
olarak farklı bir malzeme olan 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinden üretilecek olan ürünün Ansys programında mekanik analizi yapılarak tasarım doğrulama çalışmaları tamamlanmıştır. Kalıp tasarım, simülasyon ve Ansys analiz çalışmaları İZELTAŞ A.Ş. bünyesinde gerçekleştirilmiştir. Yapılan literatür ve analiz çalışmalarına istinaden İZELTAŞ A.Ş. bünyesinde 38MnVS6 mikroalaşımli çelik ile farklı dövme sıcaklıklarında ve farklı soğuma hızlarında çeki kancası üretimi gerçekleştirilmiştir. İlk etapta ön deneme çalışması olarak 41Cr4 ıslah çeliği indüksiyon fırınında 1050°C ye kadar ısıtılmış ve 1,6 tonluk LASCO marka hidrolik pres tipindeki dövme makinasında dövülmüştür. Sonrasında normalizasyon tavlaması için numuneler fırında 840°C de ve 75 dakika bekletildikten sonra havada soğutulmuştur. Normalizasyon tavlaması sonrası bu ürünlere sertleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ürünler 820°C’de 35 dakika bekletilmiş ve sonrasında viskozitesi 26mm²/sn olan yağda soğutulmuştur. Sertleştirme sonrası meneviş işlemi için numuneler 600°C’de 120 dakika bekletilmiş ve sonrasında havada soğutularak ıslah etme işlemi tamamlanmıştır. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliği de 1,6 tonluk LASCO marka hidrolik pres tipindeki dövme makinasında dövülmüş ve sonrasında havada (0,75°C/sn), yağda (8,7 °C/sn) ve suda (15°C/sn) olmak üzere üç farklı soğuma hızında soğutulmuştur ve ıslahlı 41Cr4 çeliği ile karşılaştırılmıştır. Karşılaştırma sonrası mikroalaşımli çelik malzemede meydana gelen düşük tokluk değerlerini istenen şartlara getirebilmek için, yapılan literatür çalışmaları ile belirlenen parametreler doğrultusunda; 1050°C, 900°C, 850°C, 800°C sıcaklıklarında sıcak dövme sonrası havada soğutmaya (0.75°C/sn) alternatif olarak hızlandırılmış havada soğutma (accelarated air cooling) (1.5°C/sn) yapılmıştır (Tablo 3.2, Şekil 3.1). Şekil 3.2.’de İZELTAŞ A.Ş. firmasında 41Cr4 ıslah çeliğinin mevcut üretim süreci ile 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinin kullanılması durumunda üretim sürecinin akış şeması görülmektedir. Görüldüğü üzere bu çalışma ile dört üretim operasyonu (normalize, sertleştirme, menevişleme, kumlama) ortadan kaldırılması hedeflenmektedir.

Tablo 3.2. Ürünlerin dövme sıcaklıkları ve soğuma hızları

Dövme Sıcaklığı (°C)				Soğuma Hızı (°C/sn)
800°C	850°C	900°C	1050°C	0,75
				1,5



a) Sıcak Dövme İşlemi



b) Havada Soğutma



c) Yağda Soğutma

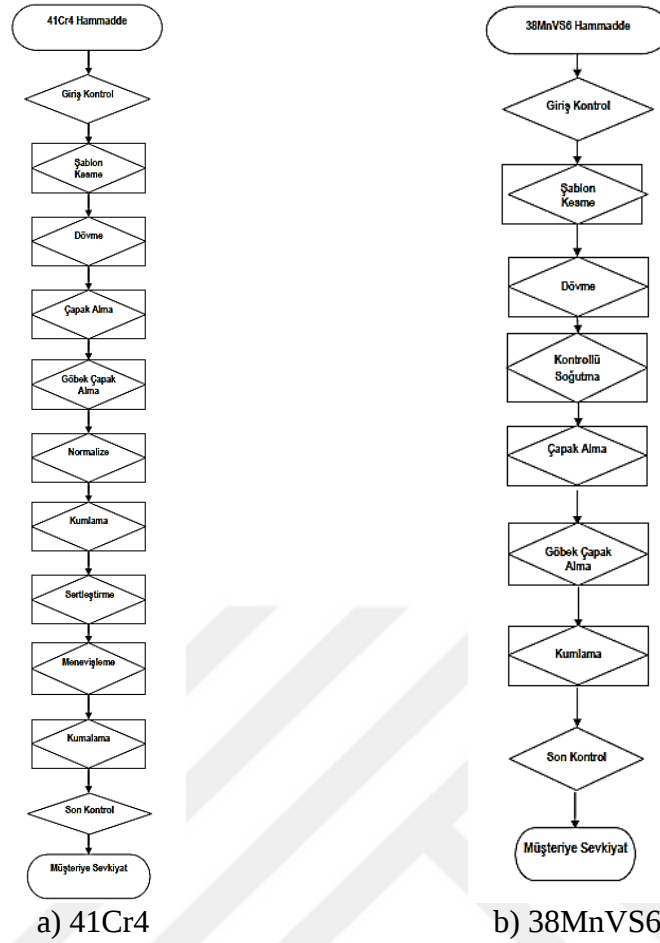


d) Suda Soğutma



e) Fanda Soğutma

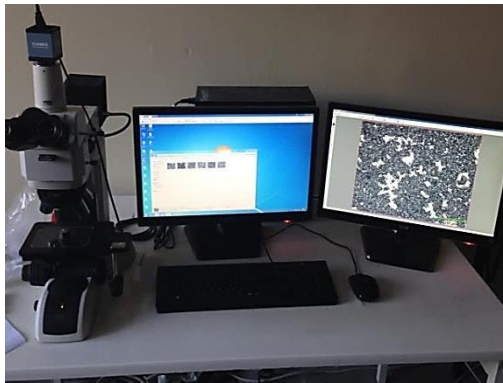
Şekil 3.1. Dövme Prosesi a) Dövme İşlemi, b) Havada Soğutma, c) Yağda Soğutma, d) Suda Soğutma, e) Fanda Soğutma



Şekil 3.2. Üretim akış şeması a) 41Cr4, b) 38MnVS6

Dövme işleminden sonra malzemelerin metallografik ve mekanik özelliklerini incelemek için Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Laboratuvarları, İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme Araştırma Merkezi ve Dokuz Eylül Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü Laboratuvarları kullanılmıştır. Deneysel çalışmalar için çıkarılan numuneler çeki kancasının gövde kısmından çıkarılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için numuneler parlatıldıktan sonra Nital (22,5 ml alkol, 1,25 ml nitrik asit) ayracı ile dağlanmış, numunelerin mikroyapı görüntüleri ve faz analizi CLEMEX dijital kamera ile desteklenen NIKON ECLIPSE LV100 marka optik mikroskop ile elde edilmiştir (Şekil 3.3a). Farklı parametrelere göre malzemelerin CCT diyagramlarının elde edilmesinde ve içyapılarında oluşan fazların analizi için JmatPro programı kullanılmıştır. Bu program malzemelerin içyapı karakterizasyonun belirlemede kullanılmaktadır [26,27]. Dokuz Eylül Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Bölümü Laboratuvarında bulunan Jeol SEM cihazı ile ve İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme

Araştırma Merkezinde bulunan Quanta 250 SEM cihazı ile her parametre için numunelere SEM/EDS analizleri yapılmıştır (Şekil 3.3b). Dokuz Eylül Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Bölümü Laboratuvarında ötektoid dönüşüm sıcaklığının tespiti için hammadde 38MnVS6 mikrokalaşımli çeliğe DTG-60H marka cihazda DTA analizi yapılmıştır (Şekil 3.3c.). DTA analizi, artan sıcaklığa bağılı olarak, referans ve ölçüm yapılan numune arasındaki sıcaklık farkını aynı anda ölçerek gerçekleştirilmiştir. DTA analizi için referans numune olarak alümina kullanılmıştır. Alüminanın ısı iletkenliği mikrokalaşımli çelik malzemeden daha düşük olduğundan mikrokalaşımli çelik malzeme (38MnVS6) daha hızlı ısınmakta ve soğumakta böylece zamanla iki numune arasında sıcaklık farkı artmaktadır. Belli noktalarda sıcaklık farkı artarak pikler meydana gelmiştir. Piklerin oluştuğı yerlerde faz oluşumu veya faz dönüşümü gibi kimyasal reaksiyonlar olmasından dolayı malzemenin ısısı ani bir şekilde artmakta ve böylece referans ürünler sıcaklık farkı ani bir şekilde artarak pikler oluşmaktadır. Numuneler 10°C/dk ile 1500°C'ye kadar ısıtılmış ve soğutulmuştur. Analiz azot gazı ortamında yapılmıştır. Metalografik incelemelerden sonra ürünlere sertlik, çekme ve çentik darbe testleri yapılarak mekanik özellikleri incelenmiştir. Sertlik ölçme testleri İZELTAŞ A.Ş. bünyesinde bulunan Karl Frank Rockwell sertlik cihazı ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.3d.). Celal Bayar Üniversitesi Makine Mühendisliği Laboratuvarında 55x10x8 mm boyutlarında 45° V-çentikli numunelere oda sıcaklığında Charpy çentik darbe deneyi yapılmış, numunelerin kırılma enerjileri belirlenmiştir (Şekil 3.3e.). İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında 8x6x95 mm boyutlarında ve her parametre için üçer adet hazırlanan numunelere 300 KN Schimadzu Autograph cihazında çekme testi yapılmıştır (Şekil 3.3f.).



a) Optik mikroskop



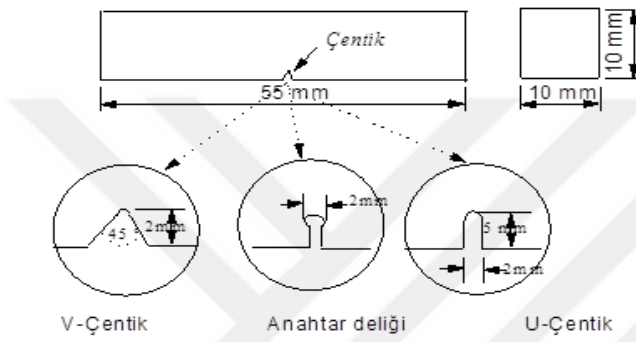
b) SEM/EDS cihazı



c) DTA analiz cihazı



d) Sertlik test cihazı



e) Çentik Darbe Numunesi



f) Çekme test cihazı

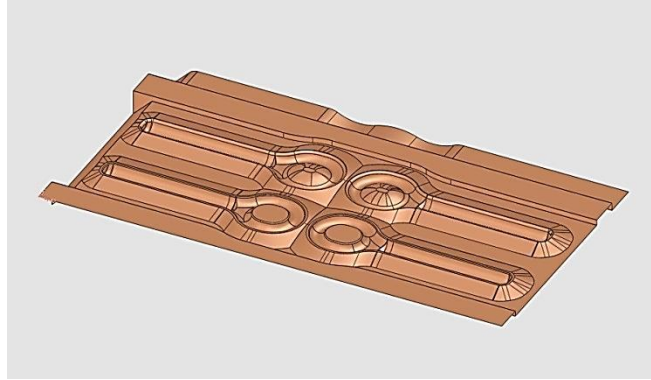
Şekil 3.3. Test cihazları a) Metal mikroskop, b) SEM/EDS cihazı, c) DTA analiz cihazı, d) Sertlik test cihazı, e) Çentik Darbe Numunesi, f) Çekme test cihazı

4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

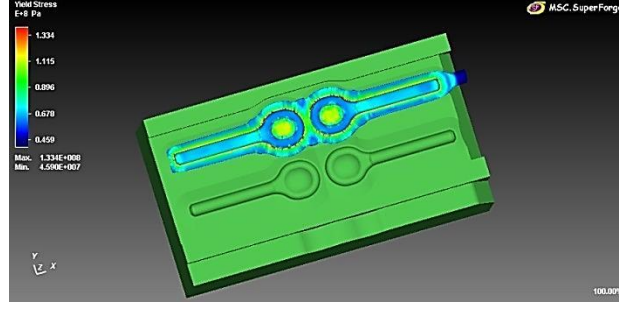
4.1. Ürün Tasarım ve Analiz Çalışmaları

Çeki kancası ürünün dövme kalıbı modelleme çalışmaları Cimatron programı kullanılarak yapılmıştır. Şekil 4.1.'de kalıp tasarımı gösterilmektedir. Tasarım doğrulama çalışmaları kapsamında SuperForge programı ile ürünün dövme simülasyonu ve Ansys programı ile ürünün mekanik analizi yapılmıştır. İZELTAŞ A.Ş. bünyesinde mevcut durumda 41Cr4 ıslah çeliğinden üretilen çeki kancası, 38MnVS6 mikroalaşım malzemenin farklı sıcaklıklarda dövme işlemi gerçekleşeceğinden malzemenin kalıpta şekillenebilmesi incelenmiştir. Malzeme kütüphanesine malzeme verileri girilerek 38MnVS6 mikroalaşım çeliğin 1050°C-900°C-850°C-800°C deki kalıpta şekillenebilme ve malzeme gerilim analizi yapılmıştır (Şekil 4.2.). Analiz için veriler gerçeğe uygun şekilde seçilmiştir. Pres hidrolik pres ve hızı 5 m/s olarak seçilmiştir. Kalıp sürtünme katsayısı 0,5 olarak girilmiştir. Kalıp sıcaklığı 150°C, ortam sıcaklığı ise 50°C olarak seçilmiştir. Kalıp rijit seçilerek analiz yapılmıştır mesh ürün üzerine atılmıştır. Mesh büyüklüğü 1,1'dir.

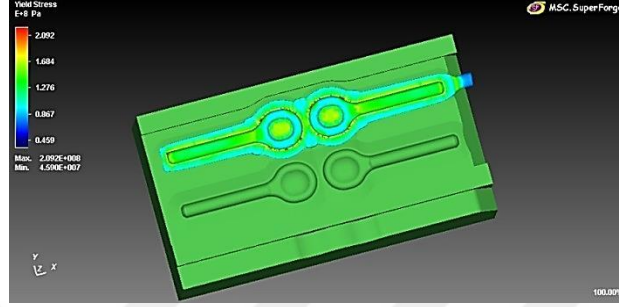
Görüldüğü üzere sıcaklık düştükçe ürünün kalıpta şekillenebilmesinde herhangi bir sorun görülmemiş ancak beklenildiği üzere dövme sıcaklığı düştükçe malzemenin akma gerilmesinin yükseldiği gözlemlenmiştir. En yüksek akma gerilmesi değeri 800°C'de 289 MPa iken en düşük akma gerilmesi 1050°C'de 133 MPa olarak tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar ile 38MnVS6 mikroalaşım çeliğin bu sıcaklık aralığında üretimde kullanılması uygun görülmüştür.



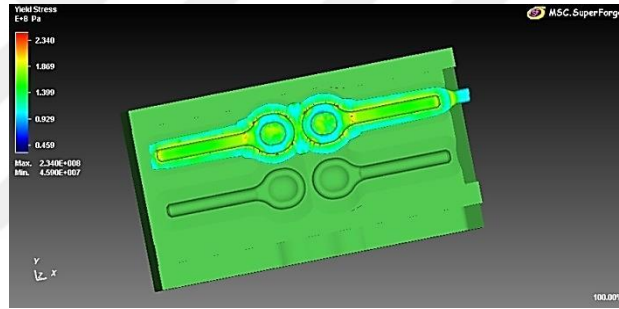
Şekil 4.1. Çeki kancası dövme kalıbı tasarımı



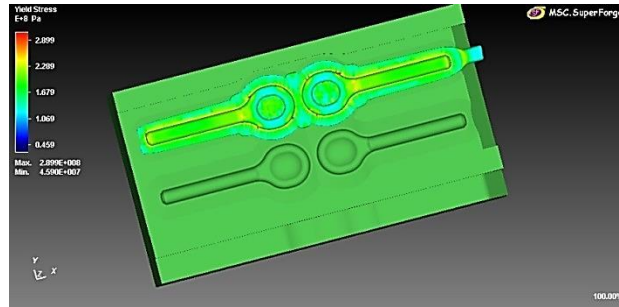
a) 1050°C sıcaklıkta dövme simülasyonu



b) 900°C sıcaklıkta dövme simülasyonu



c) 850°C sıcaklıkta dövme simülasyonu

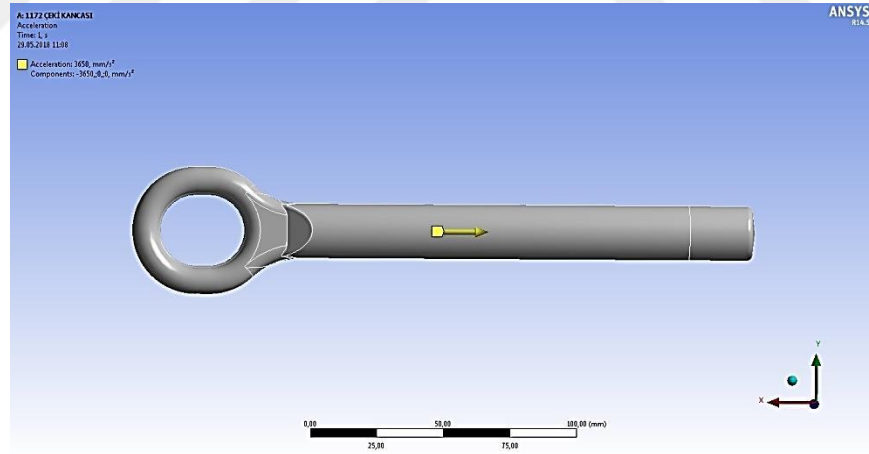
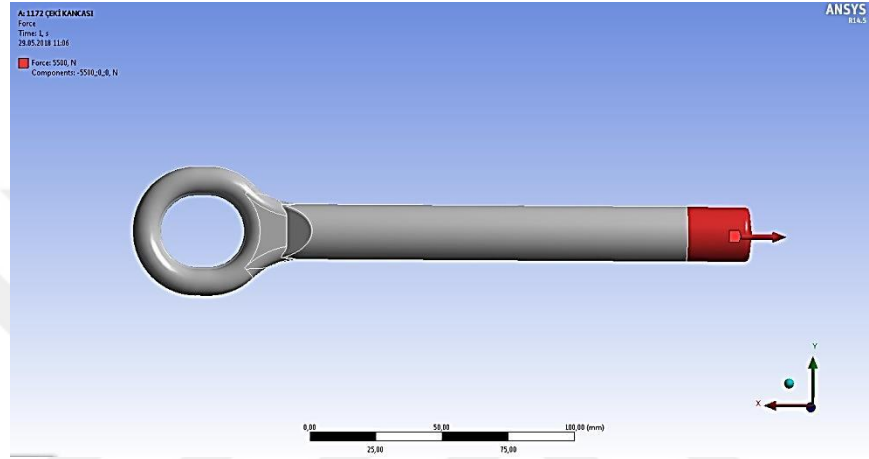


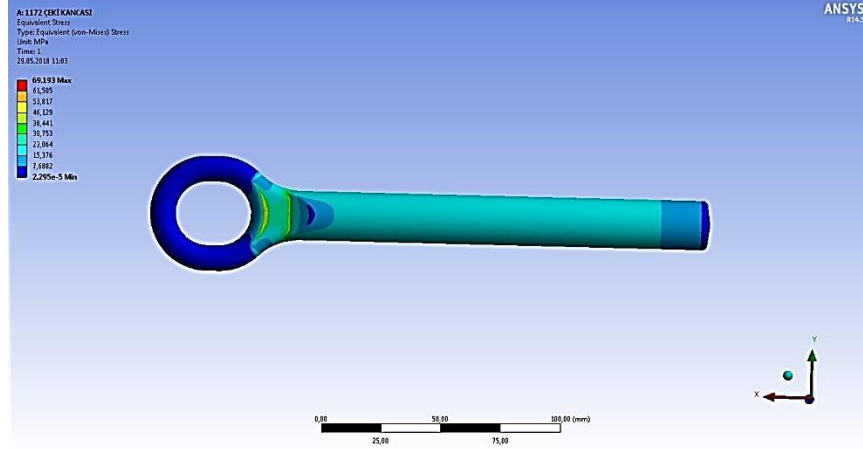
d) 800°C sıcaklıkta dövme simülasyonu

Şekil 4.2. a)1050°C sıcaklıkta dövme simülasyonu, b) 900°C sıcaklıkta dövme simülasyonu, c) 850°C sıcaklıkta dövme simülasyonu d) 850°C sıcaklıkta dövme simülasyonu

Farklı sıcaklıklarda dövülebilme özelliği uygun bulunduktan sonra çeki kancasına Ansys programı ile mekanik analiz yapılmıştır (Şekil 4.3.). Yapılan analizde çeki kancasının kullanım yeri olacak olan ticari büyüklükteki taşıtlar

referans alınmıştır. Taşıtın ağırlığı 1500 kg ve aracın ivmelenme hızı 3.8 saniyede 50 Km/h hıza ulaşacak şekilde seçilmiştir [28]. Buna göre analizde kuvvet değeri 5500 N ve ivmesi 3650 mm/s^2 olarak hesaplanmıştır. Çeki kancasının kanca kısmı sabit mesnetlenmiştir. Mesh boyutu ortalama 0,84'tür. Analiz sonucunda kritik bölge çeki kancasının boyun bölgesi olarak görülmüş ve elde edilen akma değeri 69 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu sonuç malzemenin akma değerinden daha küçük bir değer olduğundan üründe kullanım sırasında deformasyon olmayacağı öngörülmektedir.





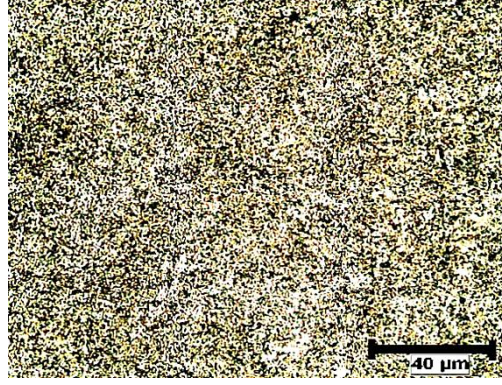
c) Gerilme değerleri

Şekil 4.3. Çeki kancası Ansys Analizi a) Kuvvet yönü, b) ivmelenme yönü, c) gerilme değerleri

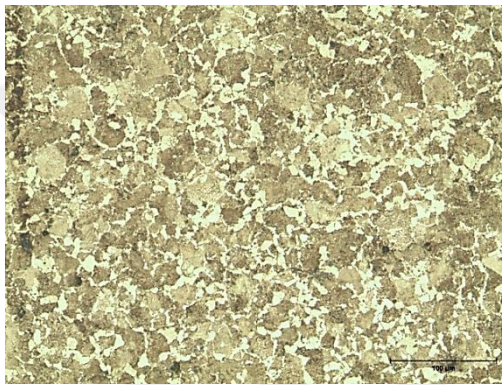
4.2. Metalografik ve Mekanik İncelemeler

4.2.1. 41Cr4 (5140) Islah Çeliği ve 38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliği İçyapı ve Mekanik İncelemeleri

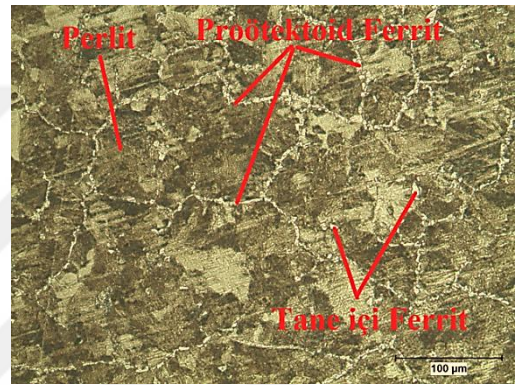
Şekil 4.4'te 41Cr4 çeliğinin 1050°C de dövülüp ıslah sonrası içyapısı görülmektedir. Malzemenin temperlenmiş martenzit yapıda olduğu ve homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmektedir. Şekil 4.5a'ya bakıldığında ise 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin hammadde ve dövme işlemi sonrası içyapıları görülmektedir. 38MnVS6 mikroalaşım çeliğinin hammaddesinin içyapısı tipik ferritik-perlitik yapı olarak görülmektedir. Şekil 4.5b'ye bakıldığında 38MnVS6 mikroalaşım çeliğin 1050°C'de dövme işleminden sonra 0,75°C/s hızda havada soğutulmuş halinde içyapıda tanelerin kabalaştığı ve yapının perlit ve tane sınırlarını ağ gibi çevreleyen ferrit fazı ve tane içi ferrit fazı olarak görülmektedir. Tane sınırlarında oluşan ferrit fazı östenit tane sınırlarında çekirdeklenen ötektoid öncesi (proötektoid) ferrit oluşumu olarak nitelendirmiştir [9]. Şekil 4.5c ve 4.5d'de 8,7°C/s hızda yağda ve 15°C/s hızda suda soğutulmuş 38MnVS6 mikroalaşım çeliğinin mikroyapıları görülmektedir. Tanelerin iğnemsî yapıda martenzit ve beynit fazlarından oluştuğu gözlemlenmiştir. Şekil 2.16'da 38MnVS6 mikroalaşım çeliğinin CCT diyagramına bakıldığında yağda ve suda soğuma olan numunelerde martenzit ve beynit yapılarının oluştuğu suda soğuyan numunede martenzitik yapının daha fazla olduğu gözlemlenmiştir.



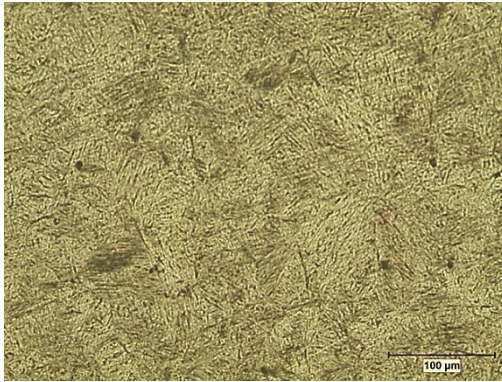
Şekil 4.4. Dövülmüş ve Islah Edilmiş 41Cr4 çeliğinin 500x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri



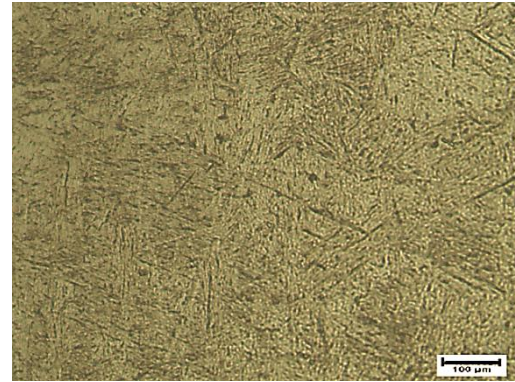
a) Hammadde



b) Havada soğutulmuş (0,75°C/sn)



c) Yağda soğutulmuş(8,7°C/sn)

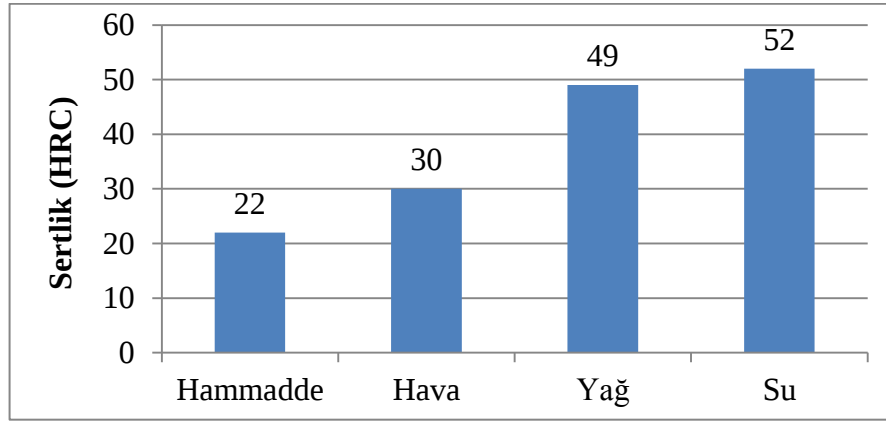


d) Suda Soğutulmuş (15°C/sn)

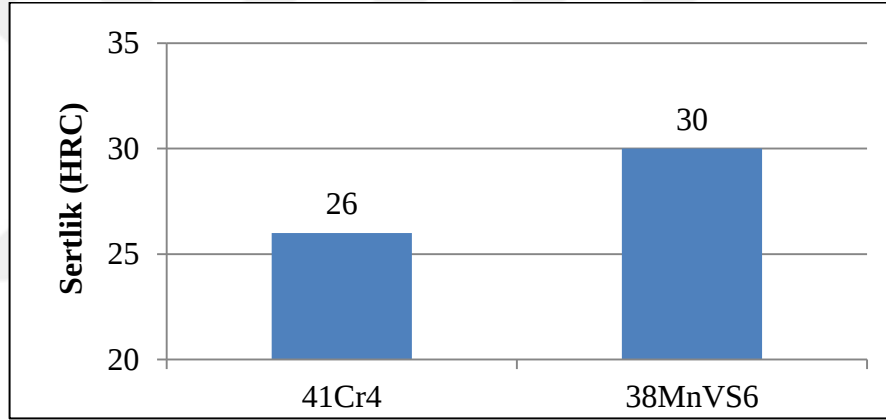
Şekil 4.5. a) Hammadde, b) Havada soğutulmuş, c) Yağda soğutulumuş, d) Suda Soğutulmuş 38MnVS6 mikroyapılı çeliğin 200x büyütmedeki mikroyapıları

38MnVS6 çeliğinin ise dövme sonrası soğuma hızlarına bağlı olarak sertlik değerleri Şekil 4.6'da verilmiştir. Yağda ve suda soğutulan 38MnVS6 mikroyapılı çeliğinden üretilen çeki kancaları 50 HRC'yi aşan sertliklere ulaştığı gözlenmiştir. Çeki kancası için istenilen sertlik aralığı olan 26-30 HRC değerlerine dövme sonrası 38MnVS6 çeliğinin havada soğutma işlemiyle ulaşılmıştır ve bu değer aynı zamanda

mevcut durumda 41Cr4 çeliğinden üretilen çeki kancasının sertlik değeri olan 26 HRC değerine yaklaşık bir değer olarak tespit edilmiştir (Şekil 4.7.).

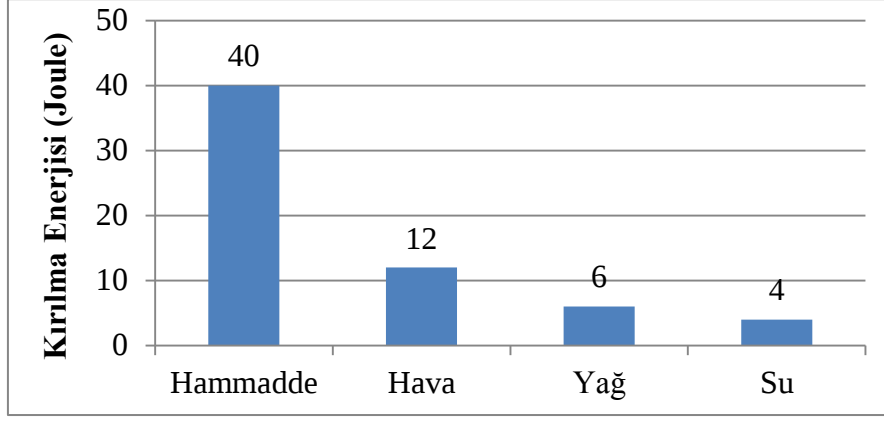


Şekil 4.6. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin soğutma ortamına göre sertlik değerleri

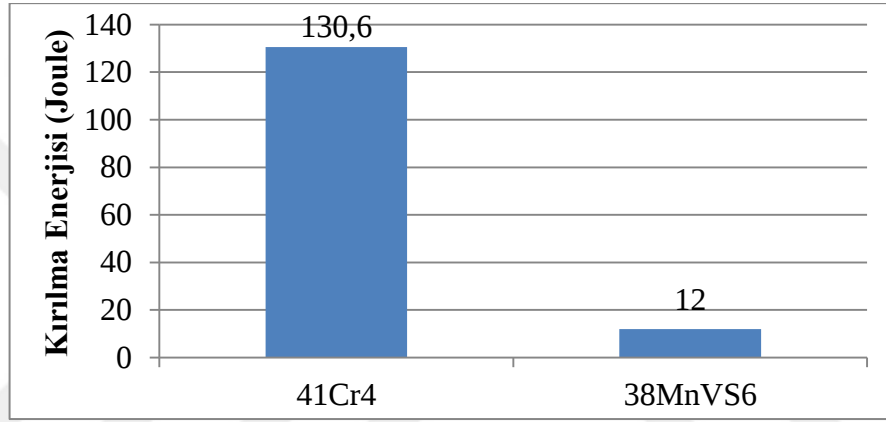


Şekil 4.7. 41Cr4 çeliğinin ıslah etme işlemi sonrası ve 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin havada soğutma işlemi sonrası sertlik değerleri

Şekil 4.8.'de beklenildiği üzere soğuma hızı arttıkça 38MnVS6 mikroalaşımlı çelik malzemenin tokluğu düşmüştür. Şekil 4.9.'da 38MnVS6 mikroalaşım çeliğinin dövme sonrası havada soğuduktan sonraki tokluğunun, dövme işlemi sonrası normalizasyon tavlama yapılan ve ıslah etme işlemi uygulanan 41Cr4 çeliğine göre çok daha düşük olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.8. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin soğuma hızına göre kırılma enerji değerleri



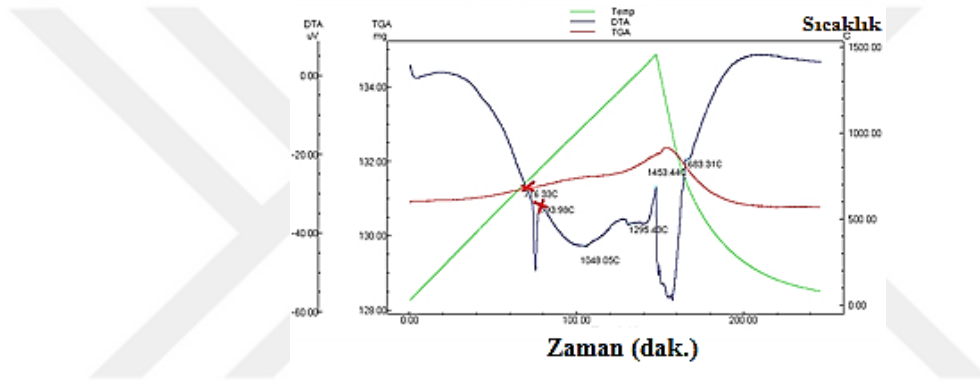
Şekil 4.9. 41Cr4 çeliğinin ıslah etme işlemi sonrası ve 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin havada soğutma işlemi sonrası kırılma enerjileri

Sonuç olarak yapılan ilk denemelerde 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin sıcak dövme işlemi sonrası yağda ve suda soğutma sonrası çeki kancası için sertlik ve tokluk değerleri açısından hedeflenen değerlere ulaşamamış, havada soğutma işlemi ile çeki kancası ürünü için hedeflenen sertlik değerlerine ulaşılmasına rağmen tokluk değerinin istenen değerden çok daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu yüzden bu çalışmada mikroalaşımlı çeliğin tokluk değerini hedeflenen değerlere getirebilmek için farklı dövme sıcaklıkları ve farklı soğuma hızları ile termo mekanik işlemler ile bu çalışmalara devam edilmiştir.

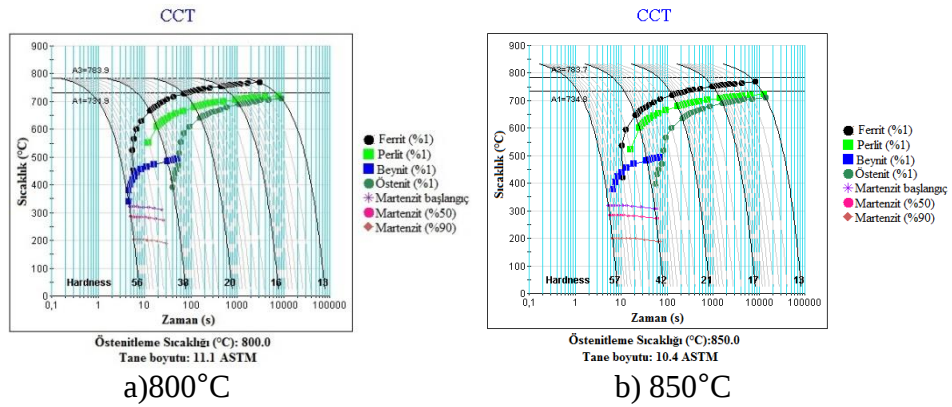
4.2.2. 38MnVS6 Mikroalaşımlı Çeliğin Farklı Soğuma Hızı ve Dövme Sıcaklıklarında İçyapı ve Mekanik İncelemeleri

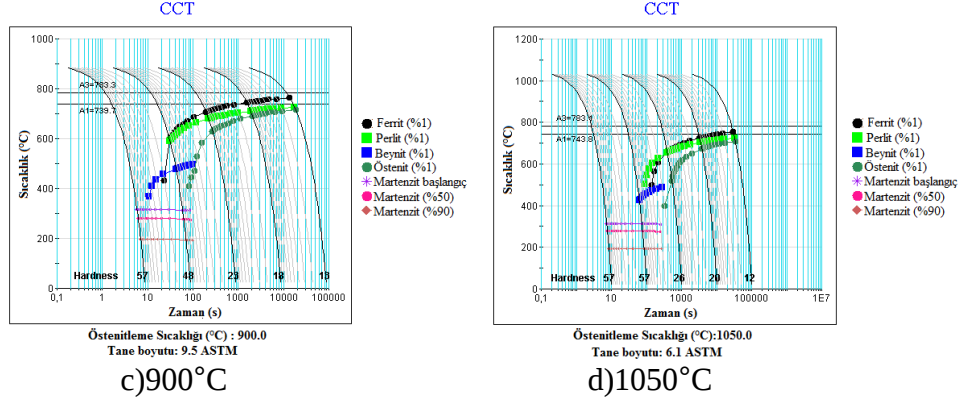
Bu çalışmada 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin termo-mekanik işlemler ile tokluğu artırılması hedeflendiğinden, malzemenin içyapısındaki ferrit-perlit tanelerinin incelenmesi ve perlit miktarının azaltılarak ferrit miktarının artırılması

gerektiğinden malzeme $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşü sıcaklık aralığında dövülmüştür. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığı (Ac3) DTA (Differential Thermal Analysis) ile 793,98°C, Ac1 sıcaklığı 716,33°C olarak tespit edilmiştir (Şekil 4.10.). JmatPro analizi ile dört farklı sıcaklık için elde edilen CCT diyagramlarına bakıldığında, DTA analizinden elde edilen değerlere yaklaşık $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığı (Ac3-Ac1) değerleri elde edilmiştir (Şekil 4.11, Tablo 4.1). JmatPro ile yapılan analizler sonucunda östenitleme sıcaklığı yükseldiğinde Ac3 sıcaklığı hemen hemen aynı kaldığı ve Ac1 sıcaklığının yükseldiği gözlemlenmiştir. Bo ve ark., 38MnVS6 malzemenin $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklığını 810°C-740°C (Ac3-Ac1) olarak bulmuşlardır [13].



Şekil 4.10. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin DTA analizi





Şekil 4.11. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğinin dört farklı sıcaklık için JmatPro ile hesaplanan CCT diyagramları

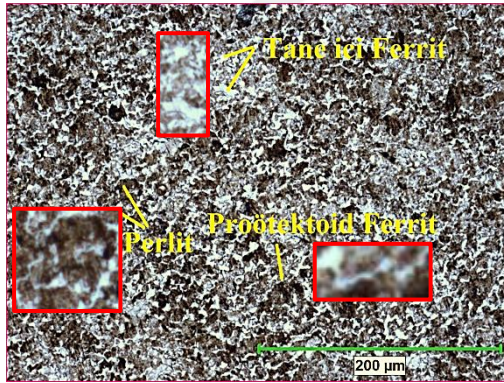
Tablo 4.1. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğinin dört farklı sıcaklık için JmatPro ile hesaplanan $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklıkları (Ac3-Ac1)

Östenitleme sıcaklığı (°C)	Dönüşüm sıcaklıkları (°C)	
	Ac3	Ac1
800	784,5	732,4
850	784,4	735,1
900	784	740
1050	783,7	744,1

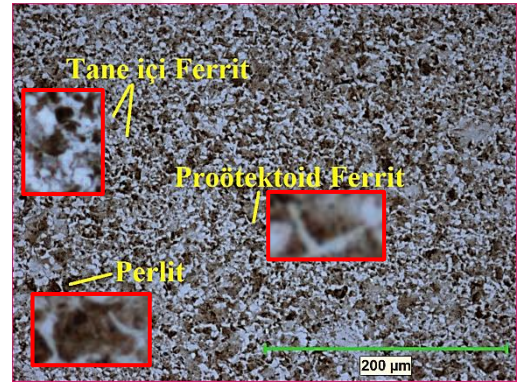
Dört farklı sıcaklıkta (800°C, 850°C, 900°C, 1050°C) dövme işlemi gerçekleşen 38MnVS6 mikroyaşımlı çelik havada (0,75°C/sn) ve hızlandırılmış soğuma ortamı olan fan (1,5°C/sn) ile soğutulmuştur. Literatürde ılık dövme sıcaklıklarında (750-950°C) yapılan dövme işlemi ile vanadyum alaşımlı mikroyaşımlı çeliklerin ince taneli bir yapıya sahip olduğu ayrıca $\gamma \rightarrow \alpha$ faz dönüşüm sıcaklıklarında dövme işlemi gerçekleştirildiğinde içyapıdaki perlit oranının azaldığı ve ferrit miktarının arttığı tespit edilmiştir [10,12]. Düşük östenitleme sıcaklıkları hızlandırılmış ferrit oluşumuna yol açmaktadır. Çünkü bir yanda matriksin C-oranı çözünmemiş karbür çökeltileri yolu ile düşürülürken, diğer yandan çökeltiler $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü için çekirdeklenme noktalarını temsil etmektedirler [29]. Tane incelmesi ve ferrit miktarının artışı malzemenin tokluğuna olumlu yönde etkilemektedir [12]. Perlit oranının artmasının tokluğa olumsuz etkisi olmasının sebebi olarak; perlit oranı arttıkça sert ve kırılgan bir faz olan sementit miktarının artması yüzünden olduğu dile getirilmektedir [11]. Şekil 4.12.'de ve Şekil 4.13.'te verilen optik mikroskop ve SEM görüntülerinde numunelerin içyapıları tipik ferritik-perlitik yapıda olduğu

gözlemlenmiş ve her parametre için yapılan EDS analizleri ile içyapı karakterizasyonu tespit edilmiştir (Şekil 4.14.). 1050°C ve 0,75°C/sn soğutmada malzemenin içyapısı kaba taneli bir yapıdan meydana geldiği, tane sınırları ötektoid öncesi ferrit ile ağ gibi çevrildiği gözlemlenmiştir. Bu yapı; östenit tane sınırlarında çekirdeklenen ötektoid öncesi (proötektoid) ferrit oluşumu olarak nitelendirilmiştir [2]. Dövme sıcaklığı düştükçe ve soğuma hızı arttıkça ötektoid öncesi ferritin ağ yapısının bozulduğu, ince taneli ferrit-perlit yapısının oluştuğu ve tane sınırlarında ötektoid öncesi ferrit (tane sınırı ferrit) ile tane içinde poligonal idiomorf ferrit (tane içi ferrit) gözlemlenmiştir [17,30,31]. Bunun yanı sıra aynı sıcaklıklarda soğuma hızı arttıkça tanelerin incelendiği belirlenmiştir (Şekil 4.12., Şekil 4.13.). Ancak 1050°C’de soğuma hızı arttığında içyapının bir miktar tane içi ferrit ve tane sınırlarında ötektoid öncesi ferrit ile ağırlıklı olarak tane içinde çekirdeklenen iğnemsî ferrit fazından oluştuğu görülmüştür. İğnemsî ferrit fazı da tane içinde çekirdeklenen ferrit yapısıdır. Literatürde beynit fazı ile aynı dönüşüm mekanizmasına sahip olduğu dile getirilmektedir. İki faz arasındaki en önemli fark olarak, beynit fazı sivri ve birbirine paralel şekilde östenit tane sınırında çekirdeklenirken, iğnemsî ferrit östenit tane içinde çökelen çökeltilerin etrafında çekirdeklenmesi, ince ve sivri bir formda ancak düzensiz olmasıdır [24]. Şekil 4.12h. ve 4.13h.’ye bakıldığında tane içinde düzensiz ince ve sivri bir faz gözlemlendiğinden oluşan bu fazın iğnemsî ferrit fazı olduğu düşünülmektedir. İleri ki bölümde daha detaylı yapılan SEM/EDS analizlerinde bu fazın iğnemsî ferrit fazı olduğu doğrulanmıştır. 1050°C’de ve 1,5°C/sn soğuma hızında içyapıda beynit fazının oluşumu Şekil 2.16.’da literatürde verilen CCT diyagramında ve Şekil 4.11.’de JmatPro programı ile elde edilen CCT diyagramında gözlenmektedir. Ayrıca aynı program ile yapılan faz analizinde beynit fazının varlığı tespit edilmiştir (Şekil 4.16.). Bu parametrede hem literatürde ki CCT diyagramında hem de JmatPro analizinde beynit fazının varlığının iğnemsî ferrit fazı olarak düşünülmesi gerekmektedir. İğnemsî ferrit fazının varlığının JmatPro analizlerinde tespit edilememiş olması, bu fazın ilgili programda tanımlanmamış olmasındandır. İki faz birbirine çok benzediğinden ve hemen hemen aynı dönüşüm sıcaklıklarında içyapıda meydana geldiğinden dolayı bu ayırım yapılmamıştır [24,32]. JmatPro programı ile içyapının ferrit ve perlit fazından oluştuğu hem CCT diyagramlarında hem de yapılan analizlerde tespit edilerek deneysel çalışmalar ile örtüştüğü gözlenmiştir (Şekil 4.15., Şekil 4.16.). Tüm parametreler için yapılan deneysel faz analizi ve JmatPro programı ile yapılan faz analiz değerleri Tablo 4.2’de verilmiştir.

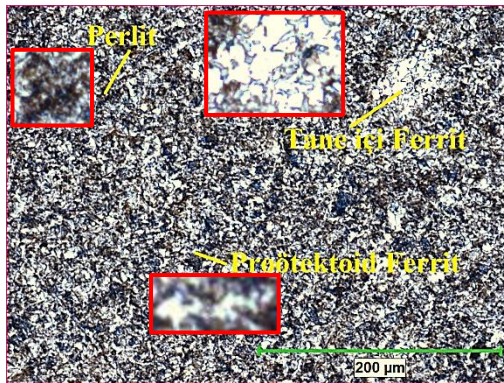
Görüldüğü üzere hem deneysel çalışma da hem de JmatPro programı ile yapılan çalışma da ferrit miktarının dövme sıcaklığı düştükçe arttığı ve perlit miktarının azaldığı, soğuma hızı arttıkça perlit oranının arttığı, ferrit miktarının azaldığı gözlenmiştir. En yüksek ferrit oranı 800°C’de görülmüştür. Ferrit miktarının bu sıcaklıkta en yüksek değerde olmasının sebebi olarak düşük östenitleme sıcaklığının ferrit oluşumunu arttırmasına sebep vermesinin yanı sıra bu sıcaklıkta içyapının tam olarak östenit fazına dönüşmemesi bir miktar ferrit fazının kalması olarak düşünülmektedir. 1050°C’de dövülen ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numune için JmatPro programı ile yapılan analizde elde edilen oranlar yazılmasına rağmen deneysel analizde perlit ve ferrit oranlarının yazılmamasının sebebi olarak numunenin içyapısında iğnemi ferrit fazı oluştuğundan dolayı görsel olarak ayırt edilememesi olarak gösterilmektedir. Deneysel çalışma ve analiz programı ile elde edilen faz oran değerleri birbirlerini doğrular nitelikte olup sayısal değerlerinin farklı olmasının sebebi olarak deneysel çalışmada kullanılan boyama tekniğinin etkisi ve analiz programında hesaplamada dövme kuvvetinin ve ikincil fazların etkilerinin ihmal edilmesi olarak düşünülmektedir.



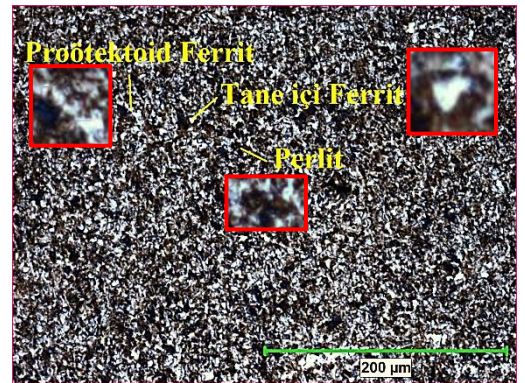
a)800°C-0,75°C/sn



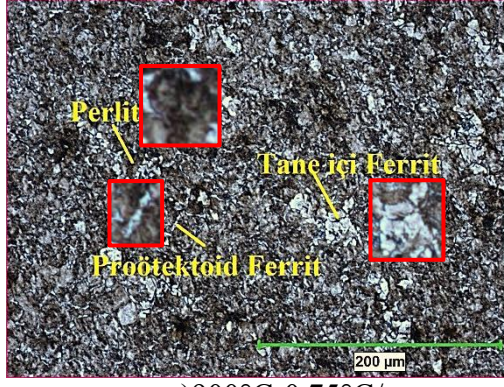
b)800°C-1,5°C/sn



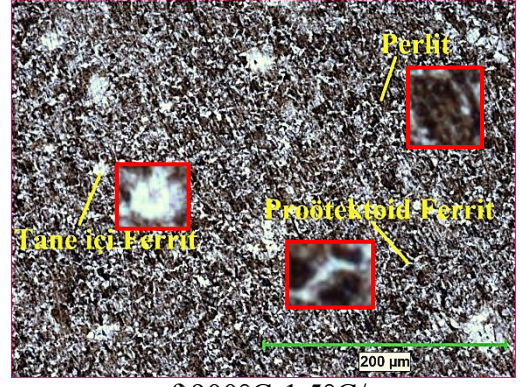
c)850°C-0,75°C/sn



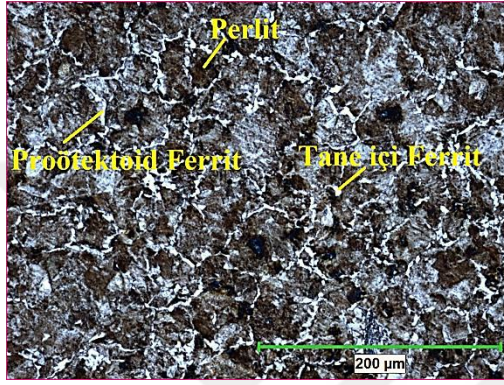
d)850°C-1,5°C/sn



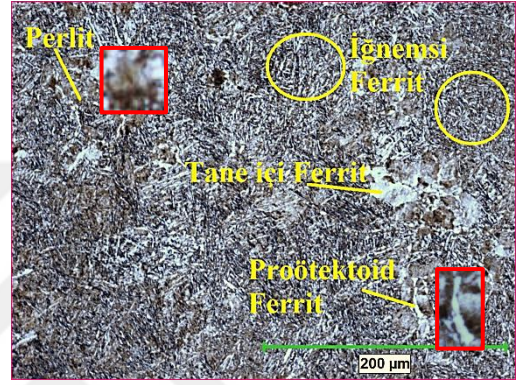
e) 900°C-0,75°C/sn



f) 900°C-1,5°C/sn

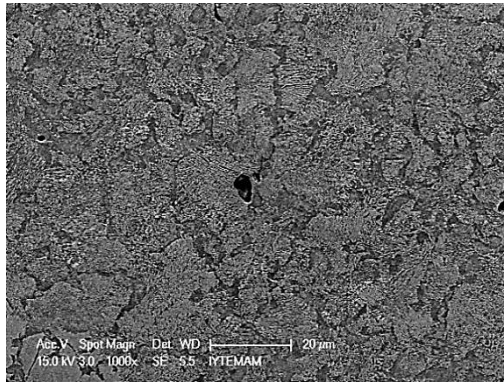


g) 1050°C-0,75°C/sn

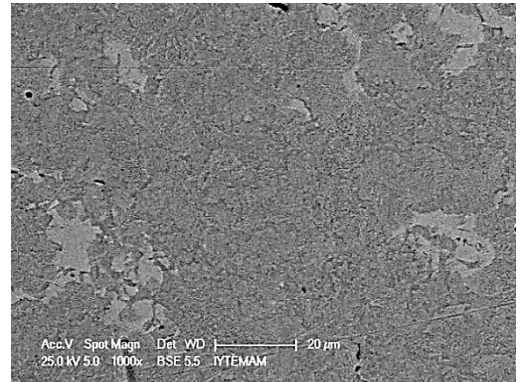


h) 1050°C-1,5°C/sn

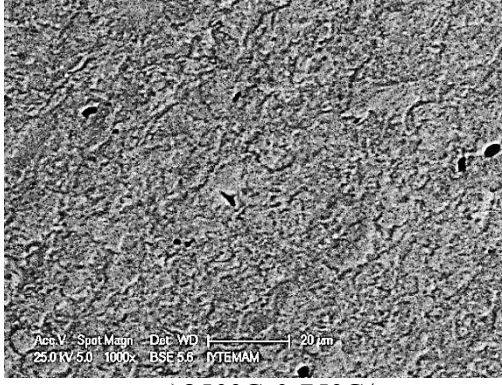
Şekil 4.12. 38MnVS6 mikroyapılı çeliğin a) 800°C-0,75°C/sn, b) 800°C-1,5°C/sn, c) 850°C 0,75°C/sn, d) 850°C-1,5°C/sn, e) 900°C 0,75°C/sn, f) 900°C-1,5°C/sn, g) 1050°C 0,75°C/sn, h) 1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 200x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri



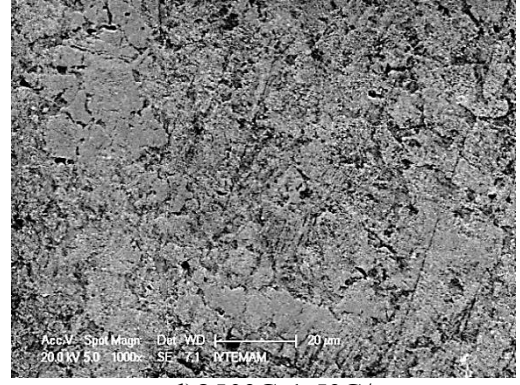
a) 800°C-0,75°C/sn



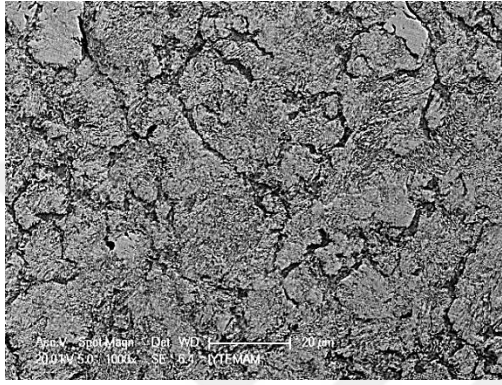
b) 800°C-1,5°C/sn



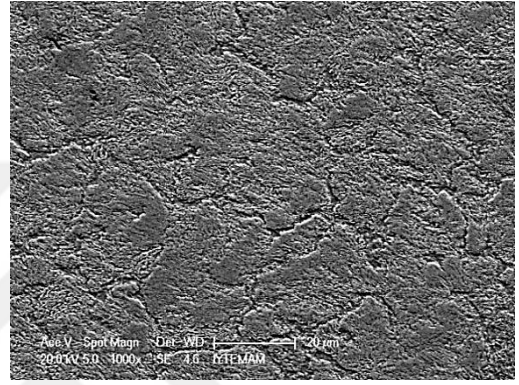
c)850°C-0,75°C/sn



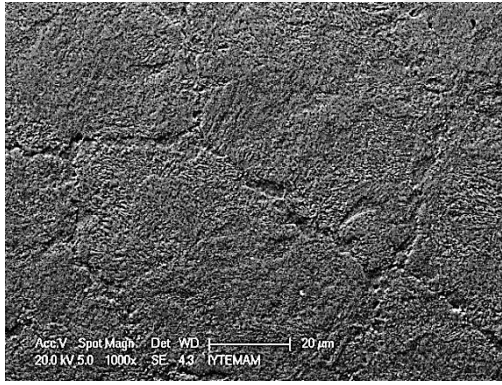
d)850°C-1,5°C/sn



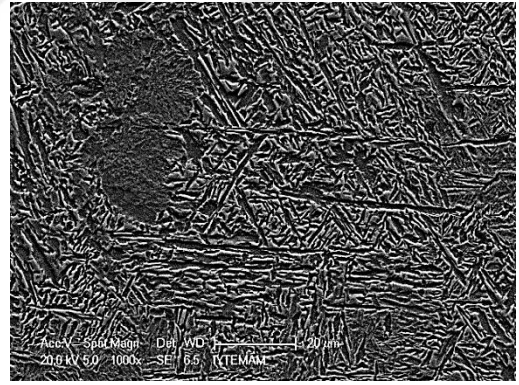
e)900°C-0,75°C/sn



f)900°C-1,5°C/sn

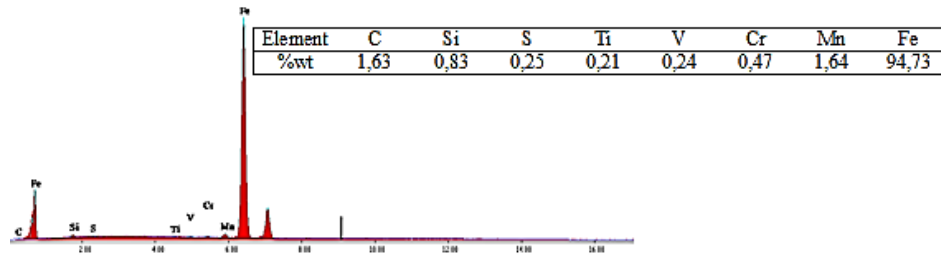


g)1050°C-0,75°C/sn

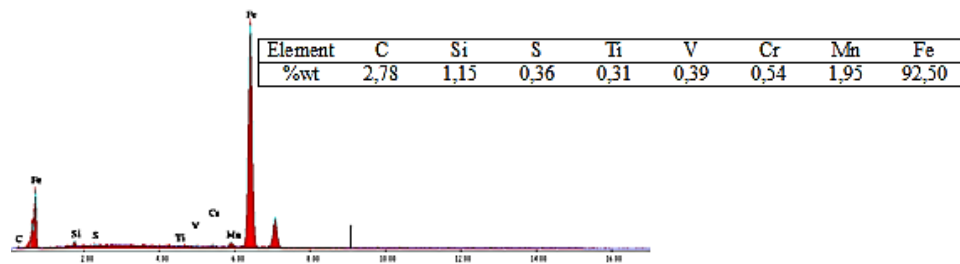


h)1050°C-1,5°C/sn

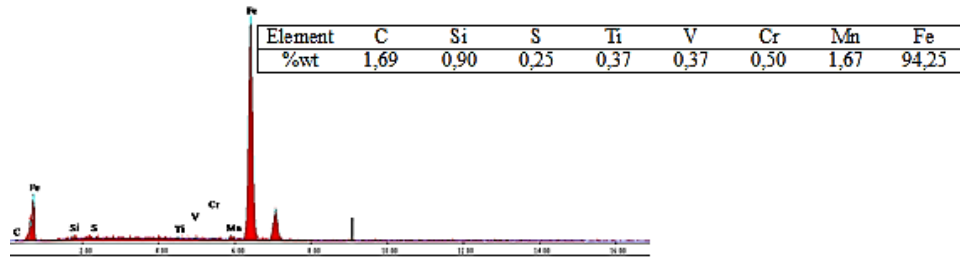
Şekil 4.13. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin a)800°C-0,75°C/sn, b)800°C-1,5°C/sn, c)850°C-0,75°C/sn, d)850°C-1,5°C/sn, e)900°C-0,75°C/sn, f)900°C-1,5°C/sn, g)1050°C-0,75°C/sn, h)1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 1000x büyütmedeki SEM görüntüleri



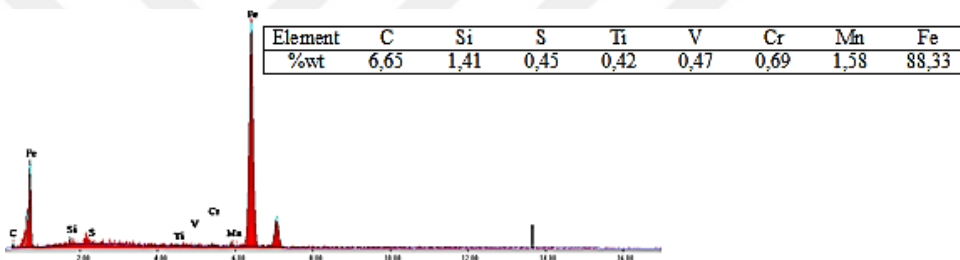
a)800°C-0,75°C/sn



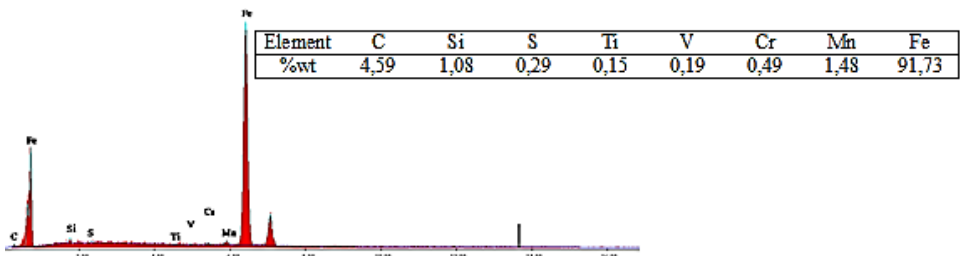
b)800°C-1,5°C/sn



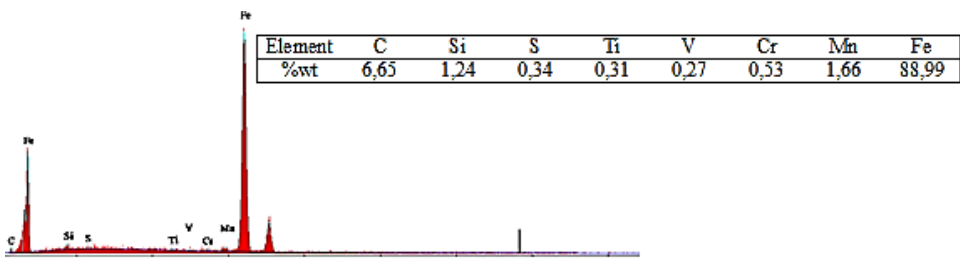
c)850°C-0,75°C/sn



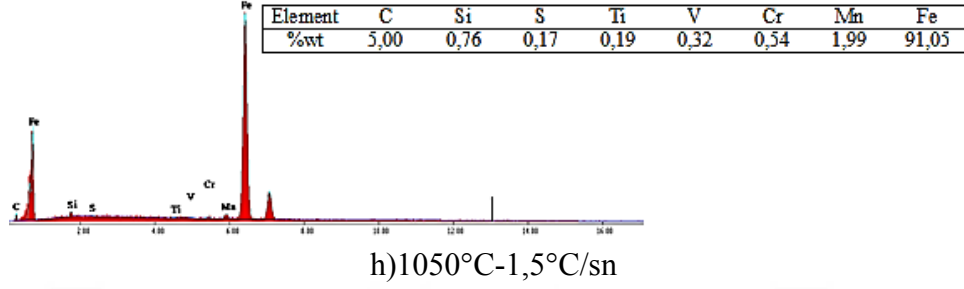
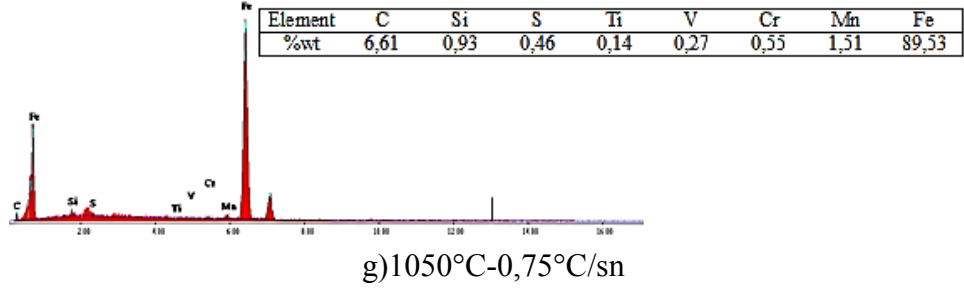
d)850°C-1,5°C/sn



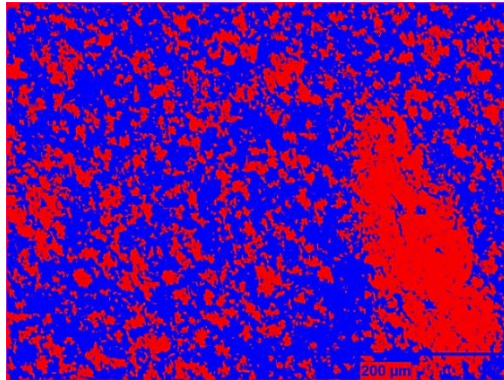
e)900°C-0,75°C/sn



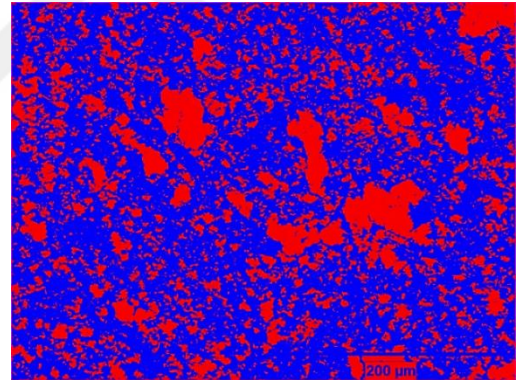
f)900°C-1,5°C/sn



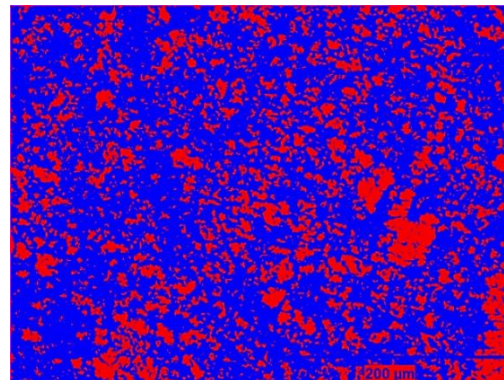
Şekil 4.14. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin a)800°C-0,75°C/sn, b)800°C-1,5°C/sn, c)850°C 0,75°C/sn, d)850°C-1,5°C/sn, e)900°C 0,75°C/sn, f)900°C-1,5°C/sn, g)1050°C 0,75°C/sn, h)1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki EDS analizleri



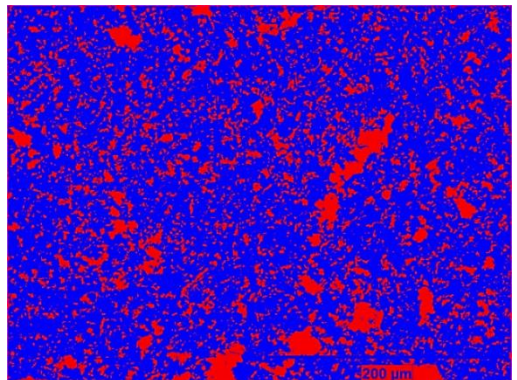
a)800°C-0,75°C/sn



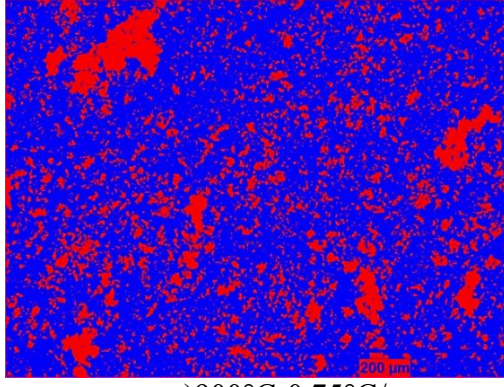
b)800°C-1,5°C/sn



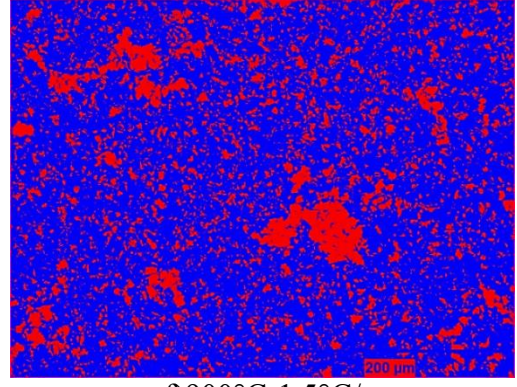
c)850°C-0,75°C/sn



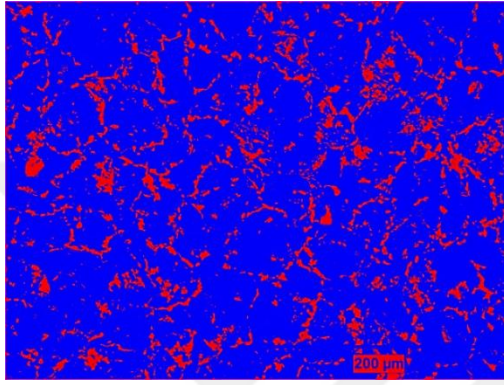
d)850°C-1,5°C/sn



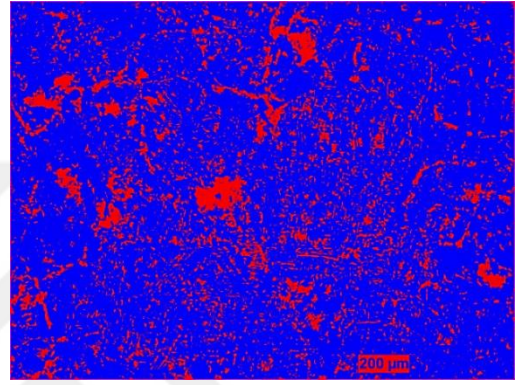
e)900°C-0,75°C/sn



f)900°C-1,5°C/sn

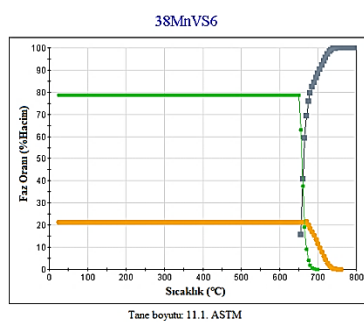


g)1050°C-0,75°C/sn

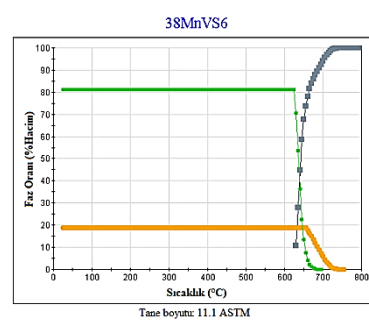


h)1050°C-1,5°C/sn

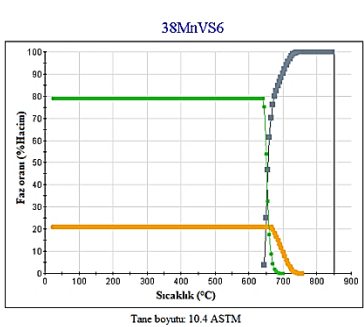
Şekil 4.15. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin a)800°C-0,75°C/sn, b)800°C-1,5°C/sn, c)850°C-0,75°C/sn, d)850°C-1,5°C/sn, e)900°C-0,75°C/sn, f)900°C-1,5°C/sn, g)1050°C-0,75°C/sn, h)1050°C-1,5°C/sn dövme ve soğuma şartlarındaki 200x büyütmedeki faz analizi görüntüleri



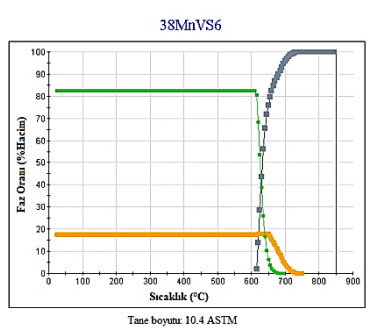
a)800°C-0,75°C/sn



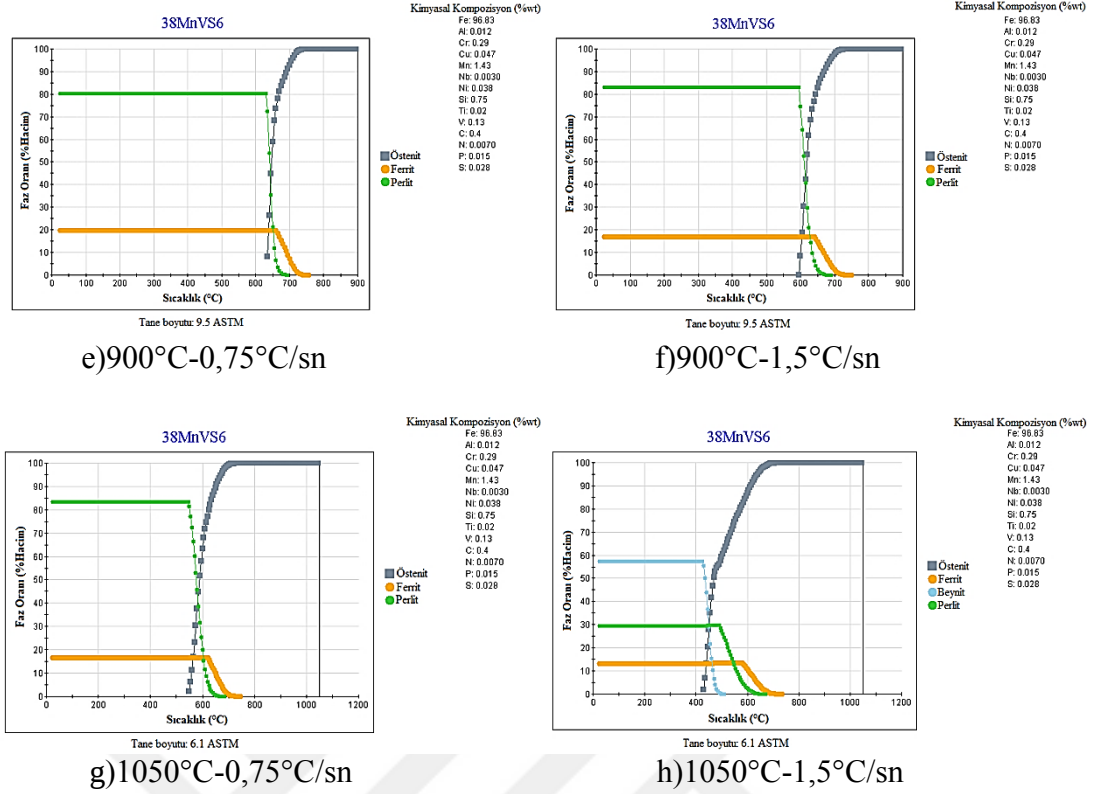
b)800°C-1,5°C/sn



c)850°C-0,75°C/sn



d)850°C-1,5°C/sn



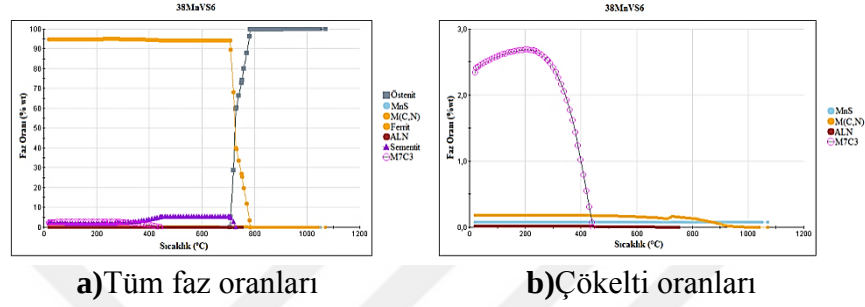
Şekil 4.16. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin dört farklı sıcaklığa ve iki farklı soğuma hızına göre JmatPro programı ile elde edilen faz oranları

Tablo 4.2. Dövme sıcaklığına ve soğuma hızına bağlı olarak değişen ferrit-perlit oranları

Dövme Sıcaklığı (°C)	JmatPro Analizi					DeneySEL Sonuçlar			
	0,75°C/sn		1,5°C/sn			0,75°C/sn		1,5°C/sn	
	% Ferrit	% Perlit	% Ferrit	% Perlit	% Beynit	% Ferrit	% Perlit	% Ferrit	% Perlit
800	21,34	78,66	18,68	81,32	-	39,18	60,82	32,83	67,17
850	20,86	79,14	17,69	82,31	-	28,60	71,4	25,44	74,56
900	19,60	80,40	16,89	83,11	-	24,96	75,04	23,91	76,09
1050	16,47	83,53	13,22	29,58	57,24	13,48	86,52	-	-

JmatPro programı aynı zamanda fazların belli sıcaklık aralığında oluşabilecek faz denge diyagramını da tahmin edebilme özelliğine sahiptir. Bu çalışma kapsamında malzemenin faz analizi gerçekleştirilmiştir ve Şekil 4.17.'de gösterilmektedir. Bu analize bakıldığında 1050°C sıcaklıktan oda sıcaklığına soğutulan 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin içyapısında CCT diyagramlarını

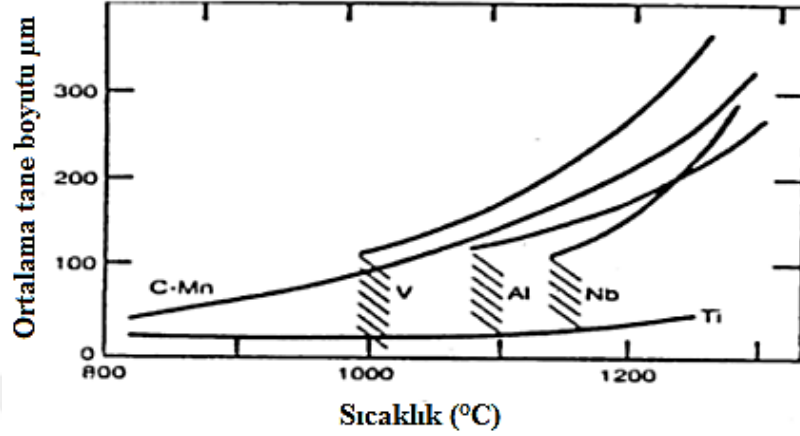
doğrulayacak şekilde ferrit ve sementit fazlarının oluştuğu gözlenmektedir. Burada ferrit miktarı ötektoid öncesi ferrit, ötektoid dönüşüm sonrası ferrit ve perlit içindeki ferrit miktarı olmak üzere toplam ferrit miktarıdır. Ayrıca MnS, M(C,N), AlN, M₇C₃ fazlarının oluşabileceği ve AlN, M₇C₃ bileşiklerin dövme sıcaklığında matriste çözündüğü, M(C,N) ve MnS bileşiklerinin çok az miktarlarda tüm dövme sıcaklıklarında varlığı gözlenmiştir.



Şekil 4.17. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin JmatPro programı ile elde edilen faz oluşumları a) Tüm faz oranları, b) Çökeltilerin faz oranları

Bu çalışmada aynı parametrelerde malzemelerin mekanik özelliklerini etkileyen çökeltilerin tespiti için SEM/EDS analizi yapılmıştır. Yüksek sıcaklıklarda şekillendirme sırasında ortalama östenit tane büyüklüğü artar. Mikroalaşımlı çeliklerde Ti, Nb, V alaşım elementleri sıcak şekillendirme sırasında tane büyümesini engeller. Çünkü bu çeliklerde 1000°C'den 1250°C'ye kadar pratik olarak çözünmeyen ve böylece tane sınırı hareketini bloke eden karbür ve nitrürler oluşmaktadır (Şekil 4.18.) [29]. Mikroalaşım elementleri, partikül şeklinde belirli bir büyüklüğe kadar mevcut olmaları halinde, tane büyüme prosesini etkili bir biçimde engellemektedir. Partiküllerin irileşmesiyle ya da çözünmesiyle her mikroalaşım elementine uygun sıcaklık alanlarında bu etki kalkar ve östenit aşırı derecede kabalaşır. Bu çökelti östenit tane büyümesini engelleyerek ince taneli iç yapı oluşmasını sağlamaktadırlar. V çökeltileri 1050°C civarında tamamen çözünmektedirler [29]. Tamamen çözünmüş, kısmen çözünmüş ve hiç çözünmemiş partiküllerin oranı deformasyon ve dönüşüm öncesinde, esnasında ve sonrasında tekrar çökelti olaylarına aşırı derecede etki etmektedir. Belli bir dağılımda partiküllerin mevcut olması durumunda tane sınırlarının bloke edilmesinden dolayı östenit tane büyümesi engellenir veya tamamen bastırılır [29]. Mikroalaşım elementlerine ve termomekanik işleme bağlı olarak östenitte çözünmüş mikroalaşım elementlerinin sadece bir kısmı çöker. Çözültide kalanlar, dönüşümden sonra veya

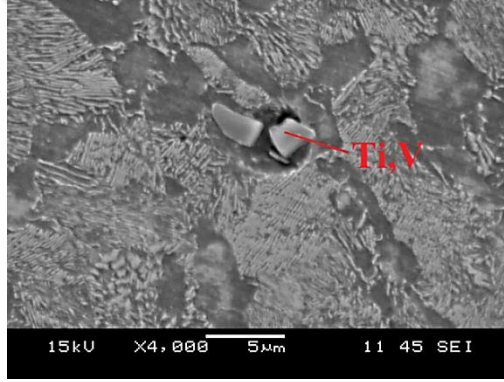
dönüşüm sırasında çökelirler. Çözeltideki mikroalaşımlar mikroyapının ve özelliklerin belirlenmesinde etkin rol oynarlar. Ferrit kafesinin dayanımlarını artırmalarının yanında dönüşüm sıcaklığını düşürürler [29].



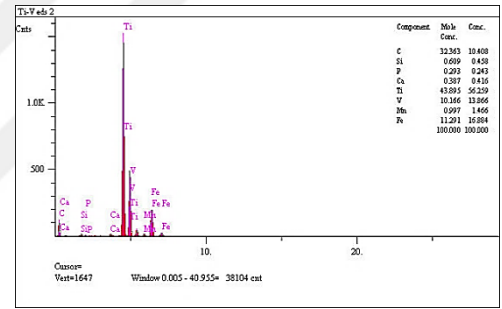
Şekil 4.18. Farklı mikroalaşımlı çeliklerde östenit tane boyutu [29]

Şekil 4.19., Şekil 4.20., Şekil 4.21., Şekil 4.22., Şekil 4.23., Şekil 4.24., Şekil 4.25. ve 4.26.'da 800°C, 850°C, 900°C ve 1050°C'de dövülen ve 0,75°C/sn ve 1,5°C/sn soğutma hızı ile soğutulan malzemelerin içyapısında çökmesi beklenen C(Ti,V), MnS, Al-çökeltileri SEM görüntülerinde ve EDS analizlerinde tespit edilmiştir. JmatPro analizinde elde edilen veriler deneysel çalışmalar ile genel anlamda örtüşmektedir. Ancak M_7C_3 çökeltisi SEM/EDS analizlerinde tespit edilememiştir. Bunun sebebi olarak EDS analizinde eser miktarda mikroalaşımlı çeliğin içinde bulunan elementler matrisin etkileri sebebi ile arka plandan ayıramaması olarak görülmektedir. 1050°C'de dövme ve 0,75°C/sn soğutma hızı ile soğutma şartlarında tane içinde TiC çökeltisi ve bunun yanı sıra 1050°C dövme ve 1,5°C/s soğutma hızında soğutma şartlarında malzemenin içinde Al-çökeltisi olduğu gözlenmiştir. Literatürde TiC ve Al çökeltilerinin 1000°C üzerinde olduğu belirtilmektedir [29,33]. Çökeltilerin geometrik yapılarına da bakıldığında literatürde yapılan çalışmalar ile örtüşmektedir [20,34]. MnS çökeltileri etrafında çukurcuk oluşumu gibi koyu renkli bir yapı olduğu gözlenmiştir. Bu durumun numunelerin dağlanmasından kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Ayrıca çökeltilerin etrafında tane içi ferrit oluşumları da gözlenmiştir. Şekil 4.17'de JmatPro analizine bakıldığında 1050°C'de vanadyumun çökeltilerinin yüksek bir miktarının çözündüğü olarak görülmektedir ancak EDS analizinde bu sıcaklıkta az da olsa tam çözünmeyen bir

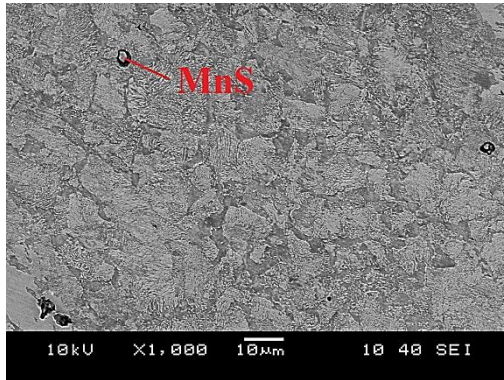
miktarının çökeldiği gözlenmiştir. Bunun yanı sıra 1050°C’de dövülen ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan malzemenin içyapısında ferritin östenit tanesi içinde oluşan çökeltiler (MnS, Fe-Al, C(Ti,V), TiC) etrafında çekirdeklenerek iğnemsî ferrit (tane içi ferrit) oluşumu gözlemlenmiştir. Bu oluşum literatür tarafından desteklenmektedir [11,24,35,37]. İğnemsî ferrit oluşumuna özellikle MnS çökeltisinin etkisi yüksektir [12,25]. Bu durum genel mikroyapı incelemelerinde tane içi ferrit oluşumu olan iğnemsî ferrit oluşumu için dile getirilen durumu doğrular niteliktedir. İğnemsî ferrit oluşumunun perlit tane yapısını bozarak mukavemete ve tokluğa olumlu etkisinin olduğu dile getirilmektedir [11,27]. Ayrıca bu yapının klivaj çatlaklarının yayılımını engellemek için beynit fazından daha uygun olduğu ve bu durumun da tokluğu iyileştirdiği dile getirilmektedir [21].



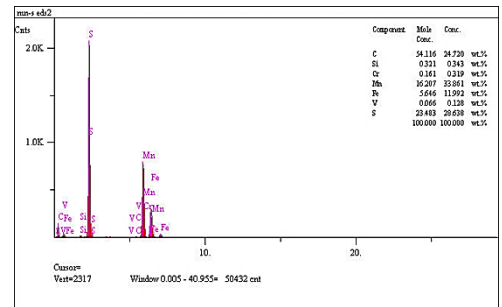
a)C(Ti,V) çökeltisi



b)C(Ti,V) EDS analizi

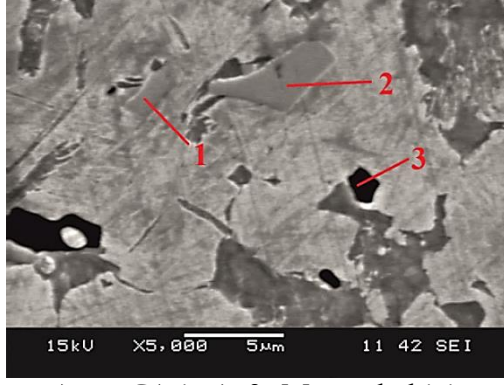


c)MnS çökeltisi

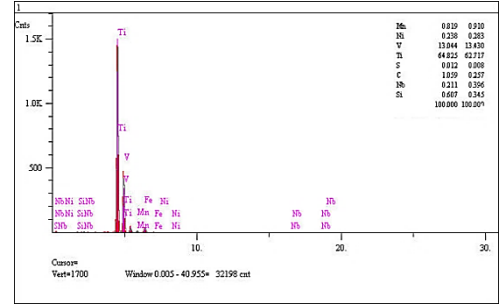


d) MnS çökeltisi EDS analizi

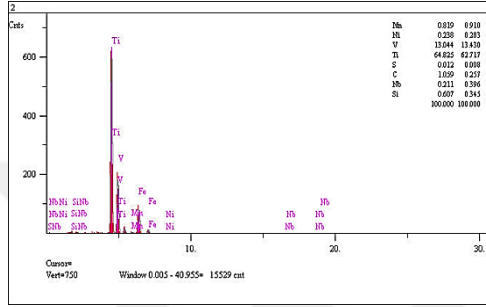
Şekil 4.19. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 800°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında, a)C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüsü, b) C(Ti,V) EDS analizi, c) MnS SEM görüntüleri, d) MnS EDS analizleri



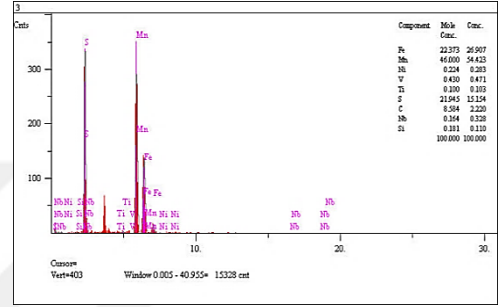
a) 1,2=C(Ti,V), 3=MnS çökeltileri



b) 1=C(Ti,V) EDS



c) 2=C(Ti,V) EDS



d) 3=MnS EDS

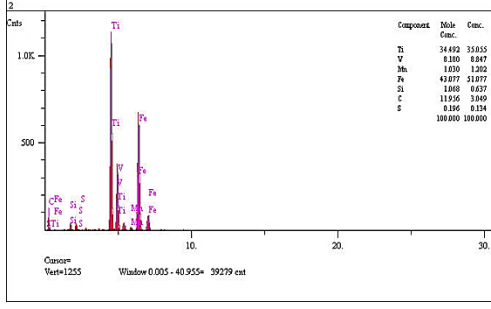
Şekil 4.20. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin 800°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a) 1,2=C(Ti,V) ve 3=MnS çökeltileri SEM görüntüsü, b) 1=C(Ti,V) EDS analizi, c) 2=C(Ti,V) EDS analizi, d) 3=MnS EDS analizi



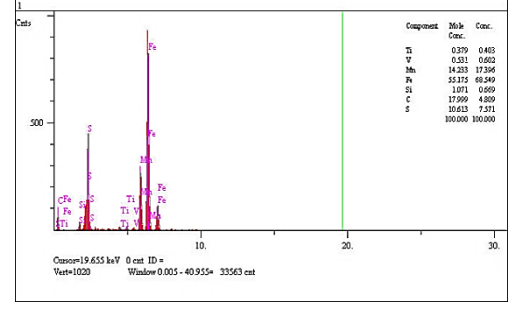
a) 1=C(Ti,V) çökeltileri



b) 2=MnS çökeltileri



c) 1=C(Ti,V) EDS Analizi

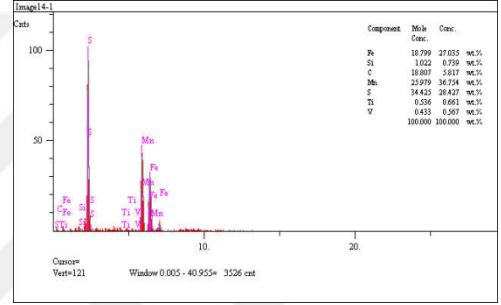


d) 2=MnS EDS Analizi

Şekil 4.21. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin 850°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüsü, b)2=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, c)C(Ti,V) EDS analizi, d)MnS EDS analizi



a)1=MnS çökeltisi

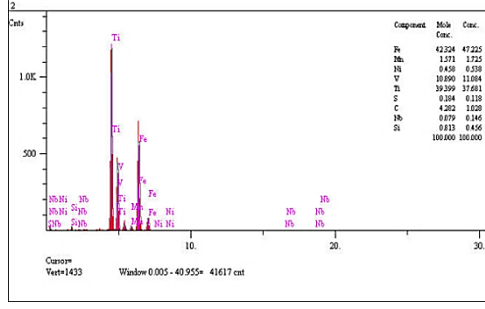


b)1=MnS EDS

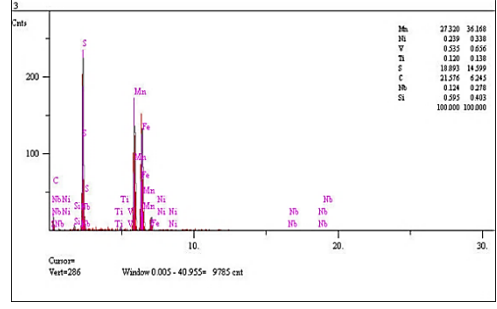
Şekil 4.22. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin 850°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a) 1=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, b)1=MnS çökeltisi EDS analizi



a)1=C(Ti,V), 2=MnS çökeltisi

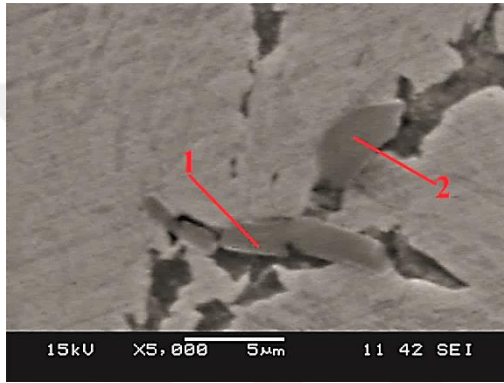


b)1=C(Ti,V) EDS analizi



c)2=MnS EDS analizi

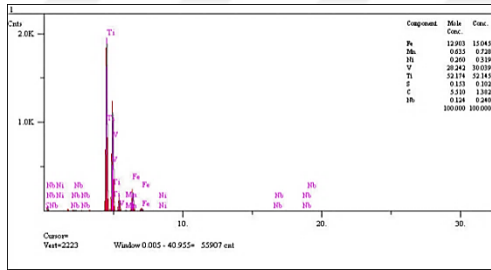
Şekil 4.23. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 900°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V), 2=MnS SEM görüntüsü, b)C(Ti,V), c)MnS EDS analizi



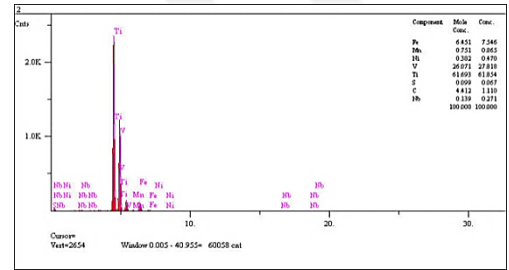
a)1=C(Ti,V), 2=C(Ti,V) çökeltisi



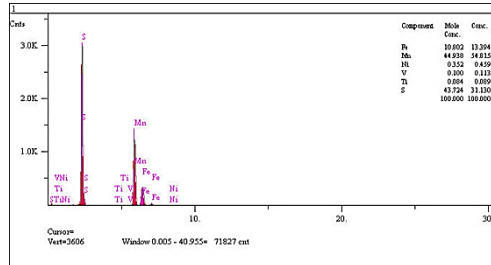
b)3=MnS çökeltisi



c)1=C(Ti,V) EDS analizi

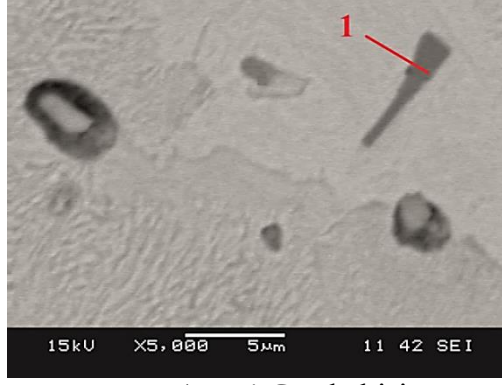


d)2=C(Ti,V) EDS analizi



e)3=MnS EDS analizi

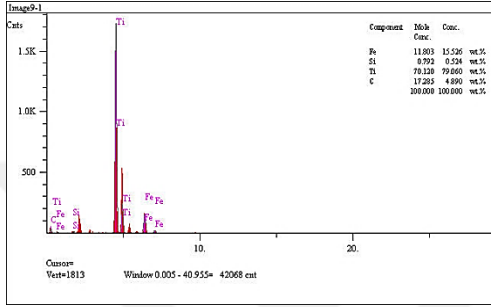
Şekil 4.24. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 900°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V), 2=C(Ti,V) çökeltisi, b)3=MnS çökeltisi SEM görüntüsü, c)1=C(Ti,V) EDS analizi, d)2=C(Ti,V) EDS analizi, e)3=MnS EDS analizi



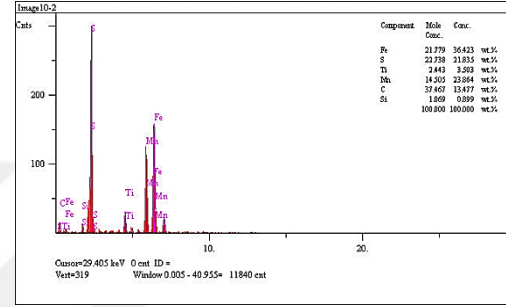
a)1=Ti-C çökeltisi



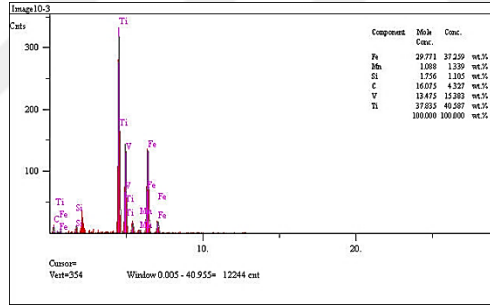
b) 2=MnS 3=C(Ti,V)



c)1=Ti-C EDS analizi

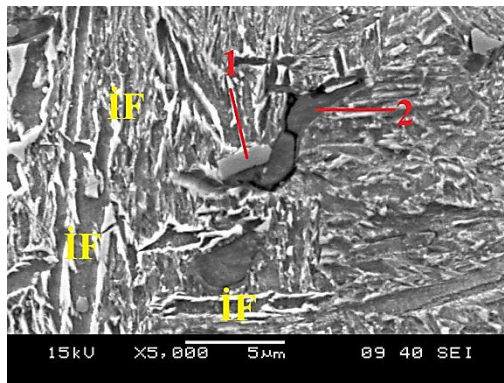


d)2=MnS EDS analizi

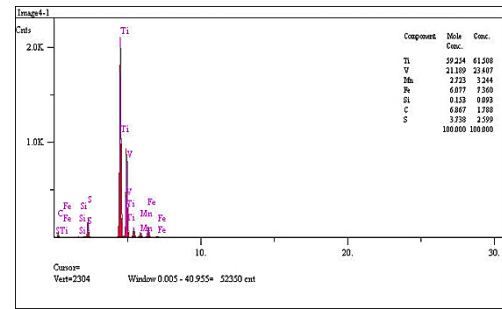


e)3=C(Ti,V) EDS analizi

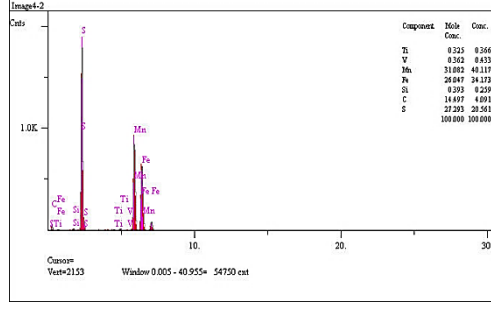
Şekil 4.25. 38MnVS6 mikroyaşımlı çeliğin 1050°C sıcaklıkta dövme ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=Ti-C çökeltisi, b)2=MnS 3=C(Ti,V) çökeltisi SEM görüntüleri, c)1=Ti-C EDS analizi, e)2=MnS EDS analizi, d)3=C(Ti,V) EDS analizi



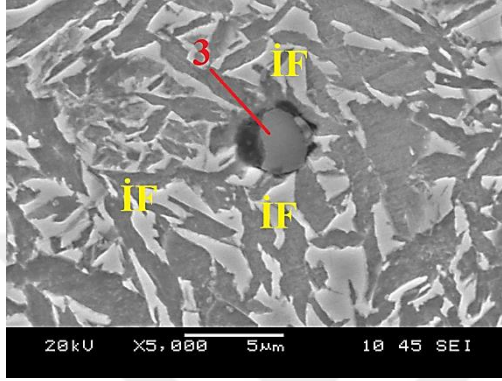
a)1=C(Ti,V),2=MnS çökeltisi



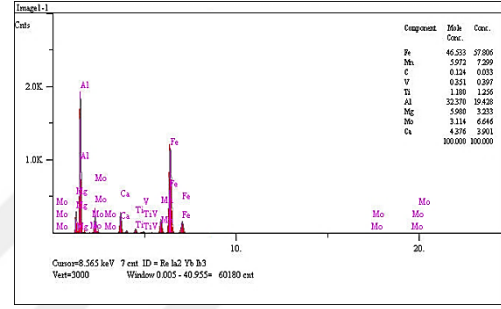
b)1=C(Ti,V) EDS analizi



c)2=MnS EDS analizi



d) 3=Fe-Al çökeltisi

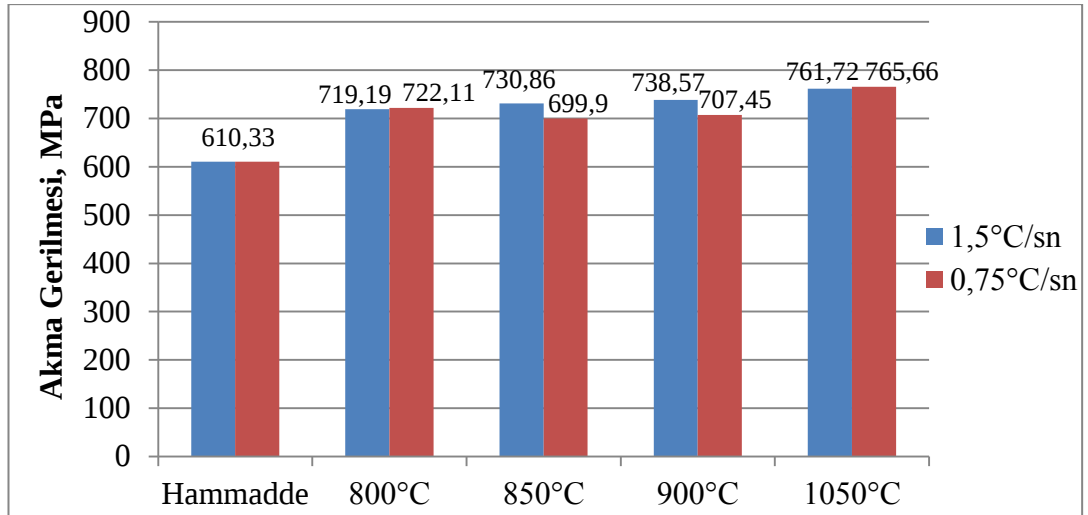


e)3=Fe-Al çökeltisi EDS analizi

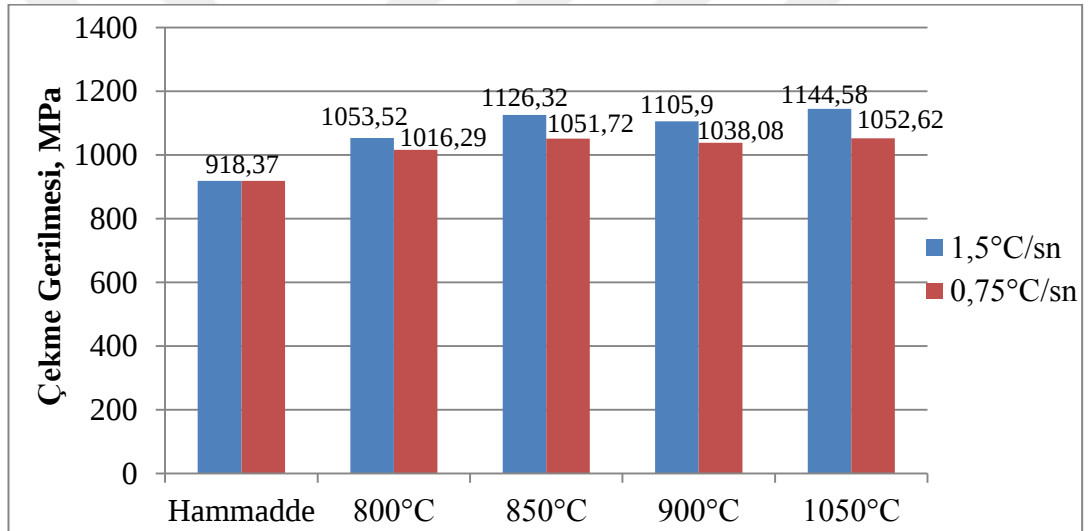
Şekil 4.26. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin 1050°C sıcaklıkta dövme ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutma şartlarında a)1=C(Ti,V) çökeltisi, 2=MnS çökeltisi, b)3=Fe-Al çökeltisi SEM görüntüleri, c)1=C(Ti,V) EDS analizi, d) 2=MnS EDS analizi, e) 3=Fe-Al çökeltisi EDS analizi ve iğnensi ferrit oluşumu

Dört farklı dövme sıcaklığında dövülen ve iki farklı soğuma hızında soğutulan ürünlere mekanik testler yapılmıştır. Gerilme ve sertlik değerlerinin dövme sonrası herhangi bir ısıtma işlemi prosesi olmadan genel anlamda yüksek olması dövme sonrası çökelen C(Ti,V) çökeltisi ile sağlanmaktadır (çökeltme sertleşmesi). Aynı zamanda bu çökelti dövme sıcaklıklarında tane büyümesini engelleyerek ince taneli yapıda olmasını sağlamaktadırlar. Bu durum malzemenin mukavemet ve tokluk özelliklerini olumlu yönde etkilemektedir [7,9]. Yaklaşık değerler de olsa akma/çekme gerilmeleri ve sertlik farklı sıcaklıklarda ve farklı soğuma hızlarında farklı değerler alması bu şartlar altında malzemenin iç yapısında oluşan faz morfolojisi ile ilgilidir. Malzemenin akma gerilmesi ve çekme gerilmesi, dövme sıcaklığı ve soğuma hızı arttırıldığında genel olarak artma eğilimi göstermektedir (Şekil 4.27., Şekil 4.28.). Bunun sebebi olarak sıcaklığın yükselmesi ve soğuma hızının artmasına bağlı perlit yani sementit miktarının artması olarak görülmektedir. Soğuma hızının artması perlit miktarının artmasını sağlamasının yanı sıra aynı zamanda tane incelmeye etki etmesi mukavemet değerlerinin artışına olumlu yönde

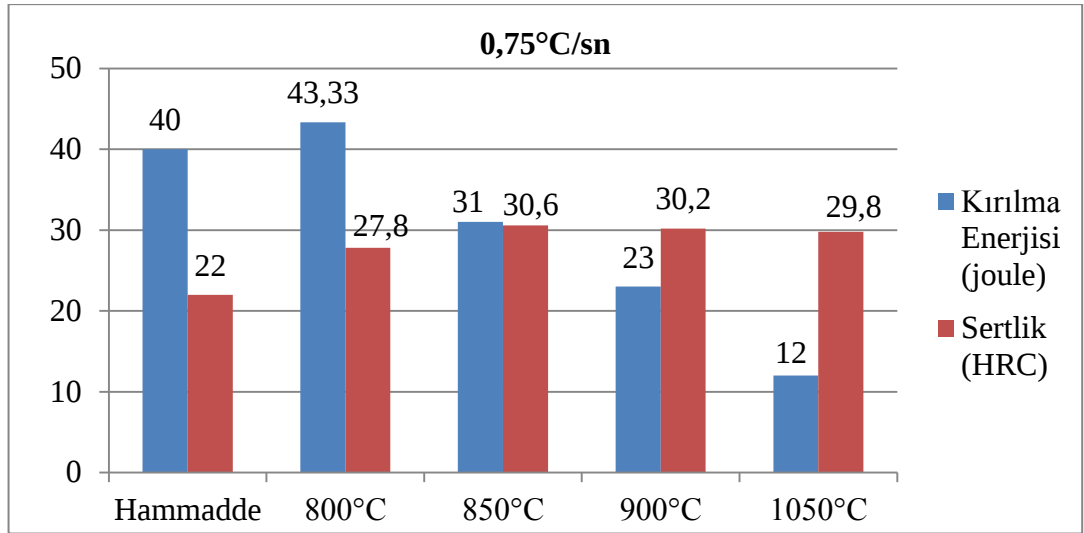
etki etmektedir. Dövmeye sıcaklığı düştükçe kırılma enerjisinin kayda değer bir şekilde arttığı sertlik değerlerinin ise çok fazla değişiklik göstermediği tespit edilmiştir. Malzemenin tokluk değerlerinin artması olarak literatürde ılık dövmeye sıcaklığı olarak geçen 750°C-950°C arası ve $\gamma \rightarrow \alpha$ faz dönüşüm sıcaklığına yakın sıcaklıklarda dövmeye işlemi ile mikroalaşımli çeliklerin içyapısında tanelerin incilmesi, perlit miktarının azalması ve ferrit miktarının artması olarak gösterilmektedir [10,12]. Buna göre 38MnVS6 çeliğinin $\gamma \rightarrow \alpha$ faz dönüşümü DTA analizinde tespit edilen A_{c3} sıcaklığına yakın sıcaklık olan 800°C’de dövmeye işlemi sonrası malzemenin tokluğunun en iyi olmasının sebebi olarak malzemenin içyapısındaki ferrit miktarının diğer parametrelerde elde edilen oranlara göre yüksek ve perlit oranının düşük olması olarak görülmektedir [10,12]. Buna bağlı olarak dövmeye sıcaklığı arttıkça içyapıda oluşan ferrit miktarı azaldığından ve perlit oranı arttığından dolayı malzemelerin kırılma enerjileri düşmektedir (Şekil 4.29., Şekil 4.30.). Çünkü perlit oranı arttıkça sert ve kırılğan bir faz olan sementit miktarı artmaktadır [11]. Ayrıca soğuma hızı arttıkça da içyapıda ferrit miktarı azalıp perlit miktarı arttığından dolayı kırılma enerji değerleri azalmaktadır. En düşük kırılma enerji değeri 1050°C’de dövülen ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutulan malzemelerde elde edilmiştir (Şekil 4.29., Şekil 4.30.). Malzemenin iç yapısının yüksek oranda kaba taneli perlit ve düşük oranda tane sınırlarında ötektoid öncesi ferritten oluşmasından dolayı darbe dayanımı düşük olmaktadır [7,11,22]. (Şekil 4.29., Şekil 4.30.). Ancak bu sıcaklıkta dövüldükten sonra 1,5°C/sn soğuma ortamında soğutulan malzemenin darbe dayanım değeri daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi olarak 1,5°C/sn soğuma hızı ile östenit taneleri içinde düzensiz bir şekilde dağılan ve ince taneli yapı olan iğnemsî ferrit yapının elde edilmesi olarak görülmektedir [7,11,22,30]. Bu yapı tokluğa olumlu etkilemenin yanı sıra sert bir faz olduğundan dolayı aynı zamanda sertlik ve gerilme değerlerine olumlu yönde etki etmektedir. İçyapı incelemelerinde elde edilen sonuçlar mekanik sonuçları desteklemektedir.



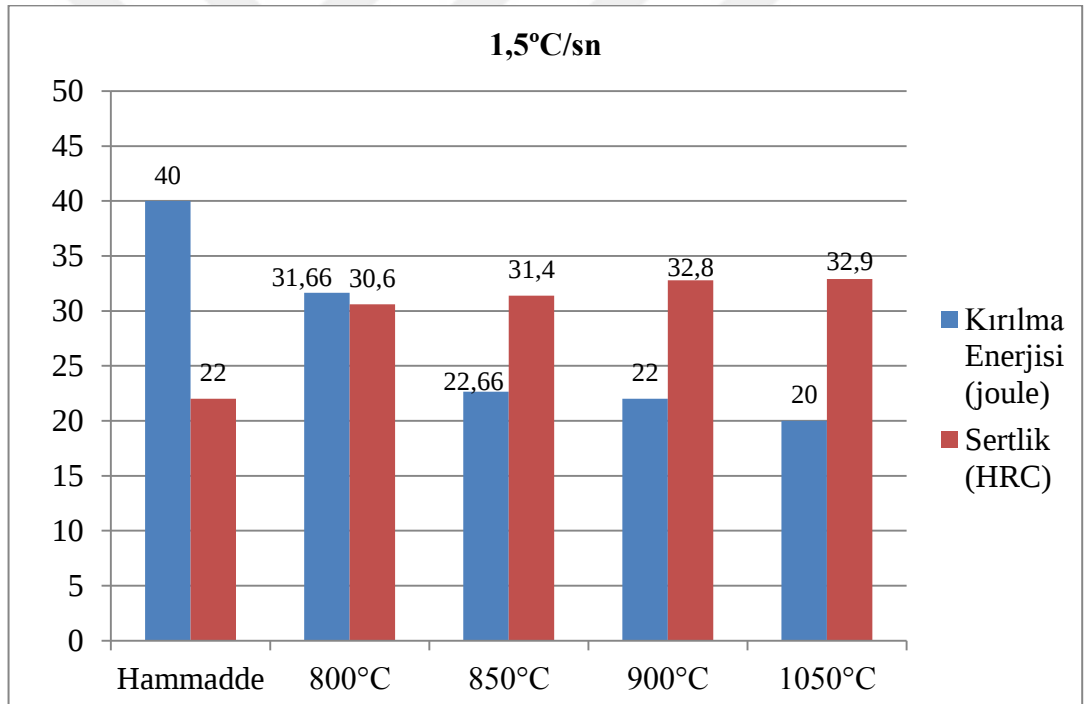
Şekil 4.27. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin farklı dövme parametrelerinde oluşan akma gerilmeler



Şekil 4.28. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin farklı dövme parametrelerinde oluşan akma gerilmeleri



Şekil 4.29. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin hızında farklı dövme sıcaklıklarında dövme sonrası 0,75°C/sn soğuma hızında soğutulduktan sonra oluşan sertlik ve kırılma enerji değerleri



Şekil 4.30. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin hızında farklı dövme sıcaklıklarında dövme sonrası 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulduktan sonra oluşan sertlik ve kırılma enerji değerleri

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

İZELTAŞ A.Ş. firmasında otomotiv sektörü için üretilen çeki kancası için bu çalışma kapsamında malzeme değişikliği ve farklı dövme sıcaklıklarında şekillendirme yapılacağından tasarım ve analiz çalışmaları yapılmıştır. Cimatron programı ile modellenen kalıp SuperForge programında 38MnVS6 mikroalaşımli çelik ile çeki kancasının analizi yapılmıştır. Analiz sonuçlarına göre sıcak dövme sıcaklığı olan 1050°C’de ve ılık dövme sıcaklıkları olan 800°C, 850°C, 900°C sıcaklıklarda dövülebildiği tespit edilmiştir. Ayrıca malzeme değişikliği sebebi ile tasarım doğrulama çalışması olarak çeki kancasına Ansys programı ile gerilme analizi yapılarak kritik bölgelerde oluşan gerilme değerleri mikroalaşımli çeliğin akma gerilmesinden çok düşük olmasından dolayı kullanım şartlarında çeki kancasının normal şartlarda statik yükler altında deformasyona uğramayacağı tespit edilerek malzeme seçiminin uygun olarak görülmüştür.

Mevcut durumda çeki kancası üretimi için kullanılan 41Cr4 ıslah çeliğinin 1050°C’de dövüldükten sonra normalizasyon tavlama yapılmış ve ıslah etme işlemi uygulanmış halinin içyapısı ile 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin aynı sıcaklıkta dövme sonrası havada (0,75°C/sn), yağda (8,7°C/sn) ve suda (15°C/sn) soğutulmuş içyapıları karşılaştırılmıştır. Temperlenmiş martenzit yapısına sahip olan 41Cr4 ıslah çeliğine alternatif olarak ferritik-perlitik yapıya sahip 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin havada soğutulmasıyla içyapıda kaba taneli perlit fazı ile tane sınırlarında çekirdeklenmiş ve ötektoid öncesi ferrit fazı oluşmuştur. Yağda soğutulmasıyla içyapı beynitik bir yapıya dönerken suda soğutulması ile içyapı martenzitik ve beynitik yapıya dönmüştür. Nihai durumda içyapıda ferritik-perlitik bir yapı istenirken beynitik ve martenzitik faz oluşumları amacı karşılamamaktadır. Ayrıca elde edilen mekanik sonuçlar bu durumu doğrulamaktadır. İçyapı olarak ferritik-perlitik faza sahip havada soğutulan malzemelerde elde edilen kırılma enerji değerleri çeki kancası için hedeflenen değerleri karşılamadığı tespit edilmiştir. Bu sebeple literatür araştırmaları doğrultusunda farklı dövme parametreleri kullanılarak 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin tokluğunu arttırıcı termomekanik işlemler yapılmıştır.

Yapılan literatür çalışmaları sonucu mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerini iyileştirmek için düşük östenitleme sıcaklıklarında dövme işlemi ve farklı soğuma hızlarında soğuma yöntemleri kullanıldığı gözlemlenmiştir. Özellikle Ac3-Ac1 $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığına yakın değerlerde aynı zamanda ılık dövme işlemi olarak geçen bu değerlerde yapılmasının özellikle mikroalaşımli çeliklerin tokluk değerlerine olumlu etkisi olduğu tespit edilmiştir. Bu sebeple ilk olarak 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklık aralığı 793,98°C (Ac3) – 716,33°C (Ac1) olarak DTA (Differential Thermal Analysis) ile tespit edilmiştir. Bu sebeple ılık dövme sıcaklıkları olarak $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklığına yakın değerler olan 800°C – 850°C – 900°C sıcaklıklarında 38MnVS6 mikroalaşımli çelik dövülmüş ve 1050°C’de sıcak dövülen 38MnVS6 mikroalaşımli çeliği ile karşılaştırılmıştır. Bunun yanı sıra JmatPro programı ile 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin dört farklı dövme sıcaklığına göre CCT diyagramları elde edilmiştir. Bu analize göre $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığı olarak Ac3 sıcaklığı dört farklı dövme sıcaklığı için yaklaşık 784°C olarak tespit edilmiştir. Ac1 sıcaklığı ise 732°C – 744°C sıcaklık aralığı tespit edilmiştir. Dört farklı sıcaklıkta farklı Ac1 sıcaklıkları elde edilmesinin sebebi olarak östenitleme sıcaklığının yükselmesi ile Ac1 sıcaklığını arttırması olarak görülmektedir. JmatPro analizi ile her farklı dövme parametresinde elde edilen CCT diyagramlarında tespit edilen Ac3 – Ac1 sıcaklıkları hem literatür ile hem de yapılan DTA analizi ile örtüşmektedir. JmatPro analizi ile elde edilen CCT diyagramları ve faz analizleri ile malzemelerin genel anlamda içyapıları tipik ferritik-perlitik yapıda olduğu, sıcaklık düştükçe ferrit miktarının arttığı ve soğuma hızı arttıkça perlit miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Sadece 1050°C’de dövülen ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numunede perlit ve ferrit fazlarının yanı sıra beynit (iğnemsî ferrit) fazı oluşumu tespit edilmiştir. Ayrıca 38MnVS6 mikroalaşımli çelik için 1050°C’den oda sıcaklığına kadar soğutulmasında tüm dövme sıcaklıklarında içyapısında oluşabilecek MnS, M(C,N), AlN fazları tespit edilmiştir. JmatPro analizi ile elde edilen tüm sonuçlar optik mikroskop ve SEM/EDS incelemeleri ile mekanik testlerden elde edilen sonuçlar ile örtüşmektedir.

İçyapı incelemeleri sonucu 800°C, 850°C, 900°C, 1050°C sıcaklıklarında dövülen ve 0,75°C/sn – 1,5°C/sn soğuma hızlarında soğutulan 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin içyapısı metal mikroskobu ve SEM ile incelenmiştir ve EDS analizleri yapılmıştır. 800°C, 850°C, 900°C sıcaklıklarında dövülen ve 0,75°C/sn –

1,5°C/sn soğuma hızlarında soğutulan numunelerin içyapısının ferritik-perlitik bir yapıda olduğu tespit edilmiştir. Perlit fazının yanı sıra ferrit yapıları olarak içyapıda tane içi ferrit ve tane sınırı ferrit (ötektoid öncesi ferrit) yapıları gözlenmiştir. 1050°C sıcaklıkta dövülen ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutulan numunenin içyapısı genel olarak kaba perlit ve tane sınırı ferrit (ötektoid öncesi ferrit) yapıları tespit edilmiştir. Aynı sıcaklıkta 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numunenin içyapısı genel olarak tane içinde çekirdeklenen iğnemsî ferrit fazından oluştuğu ve bunun yanı sıra bir miktar tane sınırı ferrit (ötektoid öncesi ferrit) ve perlit fazları gözlenmiştir. Genel olarak içyapıda dövme sıcaklığı düştükçe ve soğuma hızı arttıkça tanelerin incelendiği gözlenmiştir. Yapılan faz analizi ile dövme sıcaklığı düştükçe ferrit fazının arttığı ve perlit fazının azaldığı tespit edilmiştir. Soğuma hızı arttıkça ferrit fazının azalarak perlit fazının arttığı tespit edilmiştir. SEM/EDS analizlerinde her parametrede içyapıda MnS ve C(Ti,V) çökeltileri tespit edilmiştir. 1050°C sıcaklıkta dövülen numunelerde Al-çökeltisi ve TiC çökeltisi tespit edilmiştir. Tane içinde çökelen çökeltiler içyapıda tane içinde ferrit oluşumuna etki etmiş ve özellikle MnS çökeltileri tane içinde oluşan iğnemsî ferrit yapısı oluşumunu etkilemiştir.

Mekanik deneyler ile 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin farklı dövme parametrelerinde termomekanik işlem görmesi ile akma mukavemeti 700 – 765 MPa, çekme mukavemeti 1000 – 1150 MPa gerilme aralıklarında tespit edilmiştir. En yüksek çekme gerilmesi 1050°C’de dövülen ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numunede 1144,58 MPa, en düşük çekme gerilmesi 800°C’de dövülen 0,75°C/sn havada soğutulan numunede 1016,29 MPa olarak tespit edilmiştir. Genel anlamda dövme sıcaklığı düştükçe mukavemet değerleri ve sertlik değerleri azalırken soğuma hızı arttıkça bu değerler artmıştır. Bunun sebebi olarak düşük dövme sıcaklıklarında ferrit oranının artması mukavemet değerlerini düşürürken soğuma hızının artması perlit oranını arttırmasından dolayı bu değerleri arttırmaktadır. En yüksek sertlik değeri 32,9 HRC olarak 1050°C’de dövülen ve 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numunede tespit edilirken, en düşük sertlik değeri 27,8 HRC olarak 800°C’de dövülen 0,75°C/sn havada soğutulan numunede elde edilmiştir. Sertlik değerleri soğuma hızının artmasına bağlı olarak ferrit oranı azalırken perlit oranının artması ile artmıştır. Ancak sertlik değerlerinde artış ve azalık oranları sadece ferrit/perlit oranlarına bağlı olmamakla birlikte çökelme sertleşmesi ve iğnemsî ferrit gibi sert faz oluşumlarına da bağlıdır. Mikroalaşımli çeliğin kırılma enerji değerleri dövme

sıcaklığı düştükçe artmasının sebebi olarak ferrit oluşumunun artması ve düşük östenitleme sıcaklıklarında ince taneli bir içyapı elde edilmesi olarak görülmektedir. En yüksek kırılma enerjisi değeri 43,33 joule ile 800°C’de dövülen 0,75°C/sn havada soğutulan numunede elde edilmiştir. En düşük kırılma enerjisi değeri ise 1050°C’de dövülen ve 0,75°C/sn soğuma hızında soğutulan numunede 12 joule olarak elde edilmiştir. Bunun yanı sıra soğuma hızının artması ile perlit miktarının artması tokluğa olumsuz etkisi olmuştur. Ancak 1050°C’de dövülen numunelerde soğuma hızının artması kırılma enerjisine olumlu etkisi olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi olarak 1,5°C/sn soğuma hızında soğutulan numunenin içyapısında bu soğumada iğnemsî ferrit yapısının meydana gelmesidir.

Sonuç olarak; çeki kancası ürünü için hedeflenen değerlere göre ürün üretimi için en iyi parametre olarak 800°C dövme sıcaklığı ve 0,75°C/sn soğuma süresi olarak seçilmiştir. Bu parametreler ile üretim sonucunda 38MnVS6 mikroalaşımli çelikten üretilen çeki kancası ürününde elde edilen 722,11 MPa akma gerilmesi, 1016,29 MPa çekme gerilmesi, 27,8 HRC sertlik ve 43,33 joule kırılma enerjisi değerleri çalışma kapsamında hedeflenen değerleri karşılamaktadır. Ayrıca bu üretim şartları ile İZELTAŞ A.Ş. firmasında mevcut üretim şartlarında yapılan normalizasyon tavlama – sertleştirme – menevişleme – kumlama operasyonları kaldırılarak yaklaşık 0,52 TL/adet kazanç sağlanacaktır. Yüksek üretim adetlerinde üretim gerçekleştiğinden çeki kancasının genel üretim maliyetinde ciddi bir azalma meydana gelecektir.

Bu çalışma ile elde edilen bilgiler daha sonra yapılacak başka çalışmalara ışık tutmaktadır. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin sıcak dövme sıcaklığı olan 1050°C’de dövüldükten sonra farklı soğuma hızlarında tokluğa olumlu etki yapacak farklı ferrit oluşumları ve mekanizmaları incelenmelidir.

38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin $\gamma \rightarrow \alpha$ (katı-katı) dönüşüm sıcaklığı aralığında dövme işlemi gerçekleştirilerek malzemenin tokluğunu arttırıcı çalışmalar yapılabilir. Ancak endüstriyel üretime uygunluğu için aynı zamanda ürünlerin hatasız şekillenebilmeleri adına kalıp tasarımı konusu dikkate alınmalıdır.

38MnVS6 mikroalaşımli çeliğın farklı soğuma hızlarında oluşan çökelti boyutlarının faz morfolojisine ve mekanik özelliklere olan etkileri araştırılmalıdır.

Ti veya Nb alaşımli mikroalaşımli çeliklerin termomekanik işlemleri üzerine çalışmalar yapılarak çeki kancası ürünleri için mekanik özelliklerini iyileştirecek çalışmalar yapılmalıdır.

JmatPro programı veya benzer malzeme özelliklerini tahmin eden farklı programlar ile elde edilen veriler, gelişmiş analiz özelliklerine sahip farklı dövme simülasyon programlarına aktararak sıcak dövme sırasında mikroalaşımli çelik malzemenin kalıpta akışının malzeme içyapısına ve mekanik özelliklerine olan etkileri çok daha detaylı incelenebilir. Deneysel çalışmalar ile elde edilen mikroyapı ve mekanik özellikler ve analiz sonuçları karşılaştırılarak kalıpta malzeme akışının etkisi tespit edilebilir. Böylece dövme şartları (sıcaklık, soğuma hızı, kalıp tasarımı, pres gücü vb.) daha iyi optimize edilebilir.

KAYNAKLAR

- 1.Eriřir, E. Yüksek Mukavemetli Çökelti Sertleşen Çeliklerde Mikroalaşım Elementleri ve Karbon Miktarının Mekanik Özelliklere ve Mikroypayıya Etkisi. Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Kocaeli, 2010, 75 s. (Doktora Tezi).
- 2.Çapar, A. Dövme Amaçlı Üretilen Mikroalaşım Çeliklerinde Dövme ve Farklı Soğuma Şartlarının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi. Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eęitimi Anabilim Dalı, Karabük, 2005, 82 s. (Bilim Uzmanlığı Tezi).
- 3.Erdoğan, T. Mikro Alaşımlı Çelikler. Asil Çelik. Kocaeli, 2012, 39 s.
- 4.Şan, S. Mikroalaşımlı Çeliklerin İşlenebilirliğinin Takım Ömrü ve Yüzey Pürüzlülüęü Açısından Deęerlendirilmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Anabilim Dalı, Ankara, 2007, 133 s. (Yüksek Lisans Tezi).
- 5.Çapan, L. Giriş, Dövülebilirlik, Açık Kalıpta Dövme. İ.T.Ü Sakarya Mühendislik Fakültesi Makina Bölümü, Sakarya, 1991, 26 s.
- 6.Çapan, L. Metallere Plastik Şekil Verme. Çaęlayan Kitabevi. İstanbul, 1999, 442 s.
- 7.Rasouli, D., Khameneh Asl, S., Akbarzadeh, A., Daneshi, G. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel. Journal of Materials Processing Technology. 2007, 206(1), 92–98.
- 8.Shanmugam, S., Ramiseti N., Misra, R., Mannering, T., Panda, D., Jansto, S. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. Materials Science and Engineering A. 2007, 460(1), 335-343.
- 9.Babakhani, A., Ziaei, S., Kiani-Rashid, A. Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6). 2010, Journal of Alloys and Compounds, 490(1), 572-575.
- 10.Kaynar, A., Gündüz, S., Türkmen, M. Investigation on the behaviour of medium carbon and vanadium microalloyed steels by hot forging test. Materials and Design. 2013, 51(1), 819-825.
- 11.Li, Y., Milbourn, D. Vanadium Microalloyed Forging Steel. The 2nd International Symposium on Automobile Steel, 22-23 Mayıs, 2013, Anshan (Bildiriler Kitabı, 47-54).
- 12.Spena, P. Firrao, D. Thermomechanical warm forging of Ti-V, Ti-Nb and Ti-B microalloyed medium carbon steels. Materials Science & Engineering A. 2013, 560(1), 208-215.
- 13.Bo, Z., Yong, S., Li, T., Hong-Xin, Y., Wen-Quan, C., Yao-Zong, B. Research on a new process of the non-quenched and tempered with high strength and high toughness. Physis Procedia. 2013, 50(1), 25-31.
- 14.Gryc, K., Smetana, B., Tkadlečková, M., Źaludová, M., Michalek, K., Socha, L., Dobrovská, J., Janiszewski, K., Machovčák, P. Determination Of Solidus and Liquidus Temperatures For S34MnV Steel Grade By Thermal Analysis and Calculations. Metabk. 2014, 53(3), 295-298.
- 15.Gryc, K., Smetana, B., Źaludová, M., Tkadlečková, M., Michalek, K., Socha, L., Klus, P., Dobrovská, J., Machovčák, P. Study of Fe-C based alloys by dynamic methods of thermal analysis. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2012, 55(2), 694-699.
- 16.Goji, M., Suceşca, M., Raji, M., Thermal analysis of low alloy Cr-Mo steel. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. 2004, 75(1), 947-956.

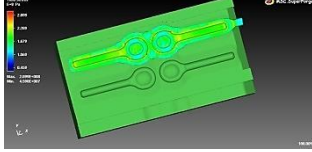
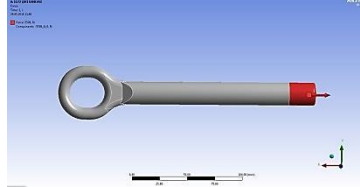
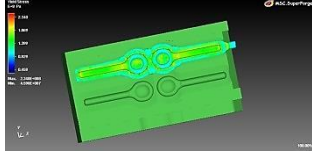
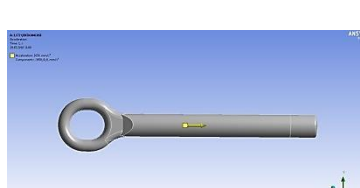
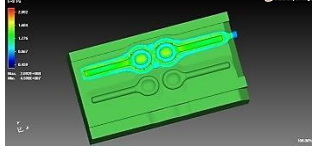
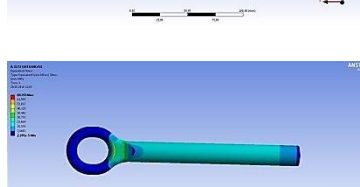
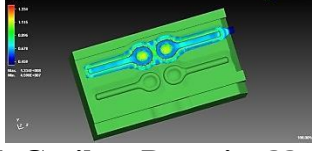
17. Hua, J., Du, L., Xie, H., Yu, P., Misra, R. A nanograined/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm Rolling. *Materials Science & Engineering A*. 2014, 605(1), 186-191.
18. Hajisafari, M., Nategh, S., Yoozbashizadeh, H., Ekrami, A. Improvement in Mechanical Properties of Microalloyed Steel 30MSV6 by a Precipitation Hardening Process. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013, 20(5), 66-73.
19. Gündüz, S., Cochrane, R. Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel. *Materials and Design*. 2005, 26(1), 486-492.
20. Ceschini, L., Marconi, A., Martini, C., Morri, A., Di Schino, A. Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: Effect of the cooling condition and corresponding microstructure. *Materials and Design*. 2013, 45(1), 171-178.
21. Sheng-Xin, L., Yong, C., Guo-Quan, L., Yong-Gang, Z., Jian-Kai, H. Effect of intermediate cooling on precipitation behavior and austenite decomposition of V-Ti-N steel for non-quenched and tempered oil-well tubes. *Materials Science and Engineering A*. 2008, 485(1), 492-499.
22. Yang, G., Sun, X., Li, Z., Li, X., Yong, Q. Effects of vanadium on the microstructure and mechanical properties of a high strength low alloy martensite steel. *Materials and Design*. 2013, 50(1), 102-107.
23. Esmailian, M. The effect of cooling rate and austenite grain size on the austenite to ferrite transformation temperature and different ferrite morphologies in microalloyed steels. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*. 2010, 7(1), 7-14.
24. Fadel, A., Glišić, D., Radović, N., Drobnjak, D. Intragranular Ferrite Morphologies in Medium Carbon Vanadium-Microalloyed steel. *Journal of Mining and Metallurgy Section B: Metallurgy*. 2013, 49(3), 237-244.
25. Bhadeshia, H. Allotriomorphic Ferrite. University of Cambridge, Cambridge, 2000, 6 s.
26. Saunders, N., Guo, Z., Li, X., Miodownik, A., Schillé J., Using JMatPro to model materials properties and behavior. *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 2003, 55(12), 60-65.
27. Diekmann, U., Calculation of steel data using JmatPro. 2nd International Conference on Recent Trends in Structural Materials, 21-22 Kasım, 2012, Plzeň (Bildiriler Kitabı, 6 s.)
28. Gürsel K., Çakır R., Otomobillere Takılan Çeki Kancalarının Analizi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*. 2005, 11(2), 267-275.
29. Taş, Z., Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde metalürjik mukavemet artırma mekanizmaları. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*. 2012, 28(2), 97-101
30. Karmakar, A., Sahu, P., Neogy, S., Chakrabarti, D., Mitra, R., Mukherjee, S., Kundu, S. Effect of Cooling Rate and Chemical Composition on Microstructure and Properties of Naturally Cooled Vanadium-Microalloyed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017, 48(4), 581-595.
31. Bu, F., Wang, X., Chen, L., Yang, S., Shang, C., Misra, R. Influence of cooling rate on the precipitation behavior in Ti-Nb-Mo microalloyed steels during continuous cooling and relationship to strength. *Materials Characterization*. 2015, 102(1), 146-155.

- 32.** Singh, P., Batra, U., Sangal, S. Fracture toughness behavior of 38MnVSiVS5 microalloyed steel after isothermal transformation and thermomechanical processing. *Materials Today Proceedings*. 2017, 4(1), 8528-8537.
- 33.** Xu, G., Gan, X., Ma, G., Luo, F., Zou, H. The development of Ti-alloyed high strength microalloy steel. *Materials and Design*. 2010, 31(1), 2891-2896.
- 34.** Zhang, L., Kannengiesser, T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel. *Materials Science&Engineering A*. 2014, 613(1), 326-335.
- 35.** Zhao, J., Jiang, Z., Lee, C. Enhancing impact fracture toughness and tensile properties of a microalloyed cast steel by hot forging and post-forging heat treatment processes. *Materials and Design*. 2013, 47(1), 227-233
- 36.** Deutsche Norm. Ferritic-pearlitic steels for precipitation hardening from hot-working temperatures. DIN EN 10267:1998-02. Deutsches Institut für Normung, Berlin, 1998, 20s.
- 37.** Hui, W., Xiao N., Zhao, X., Zhang, Y., Wu, Y. Effect of vanadium on dynamic continuous cooling transformation behavior of medium-carbon steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2017, 24(1), 641-648.

EKLER

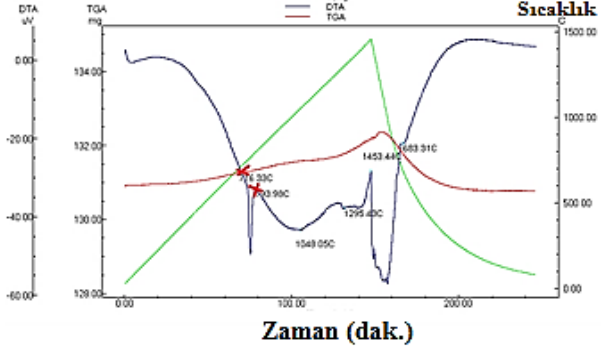
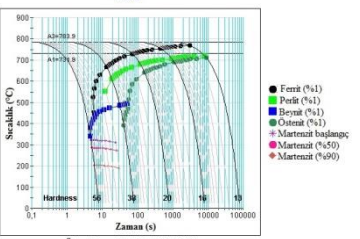
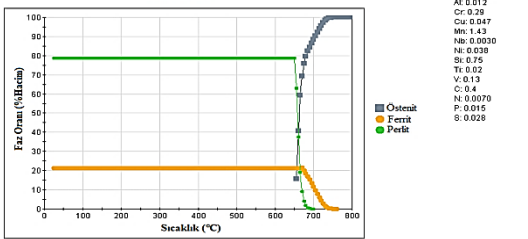
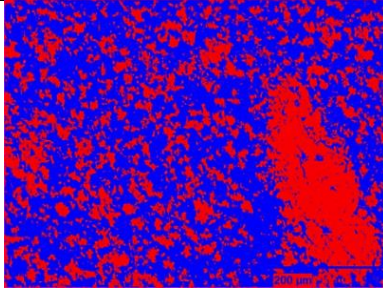
EK A. Ürün Tasarım ve Analiz Çalışmaları

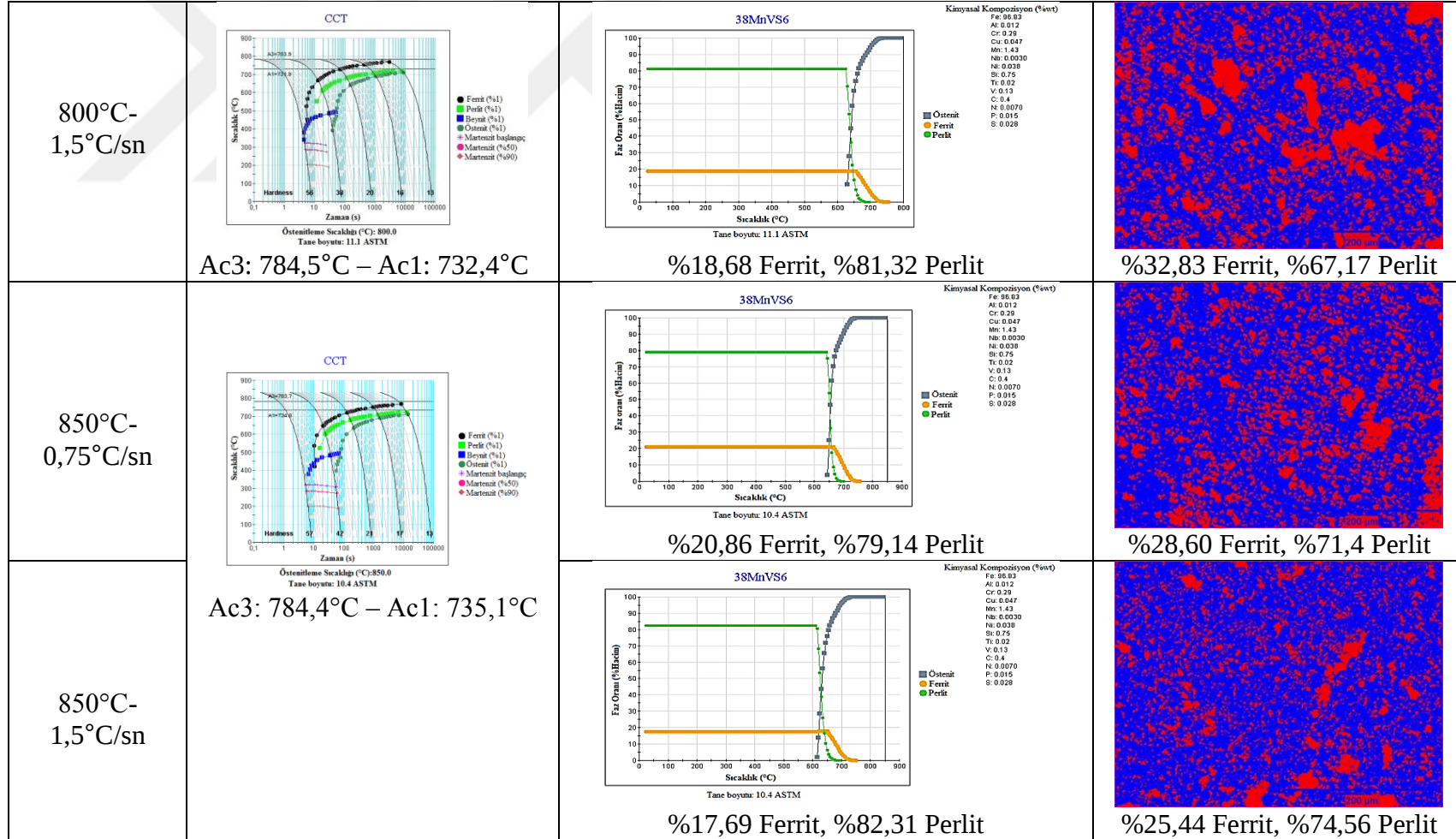
Tablo EK A.1. Çeki kancasının 38MnVS6 mikroyaşımlı çelik kullanılarak yapılan tasarım, analiz ve dövme işlemleri

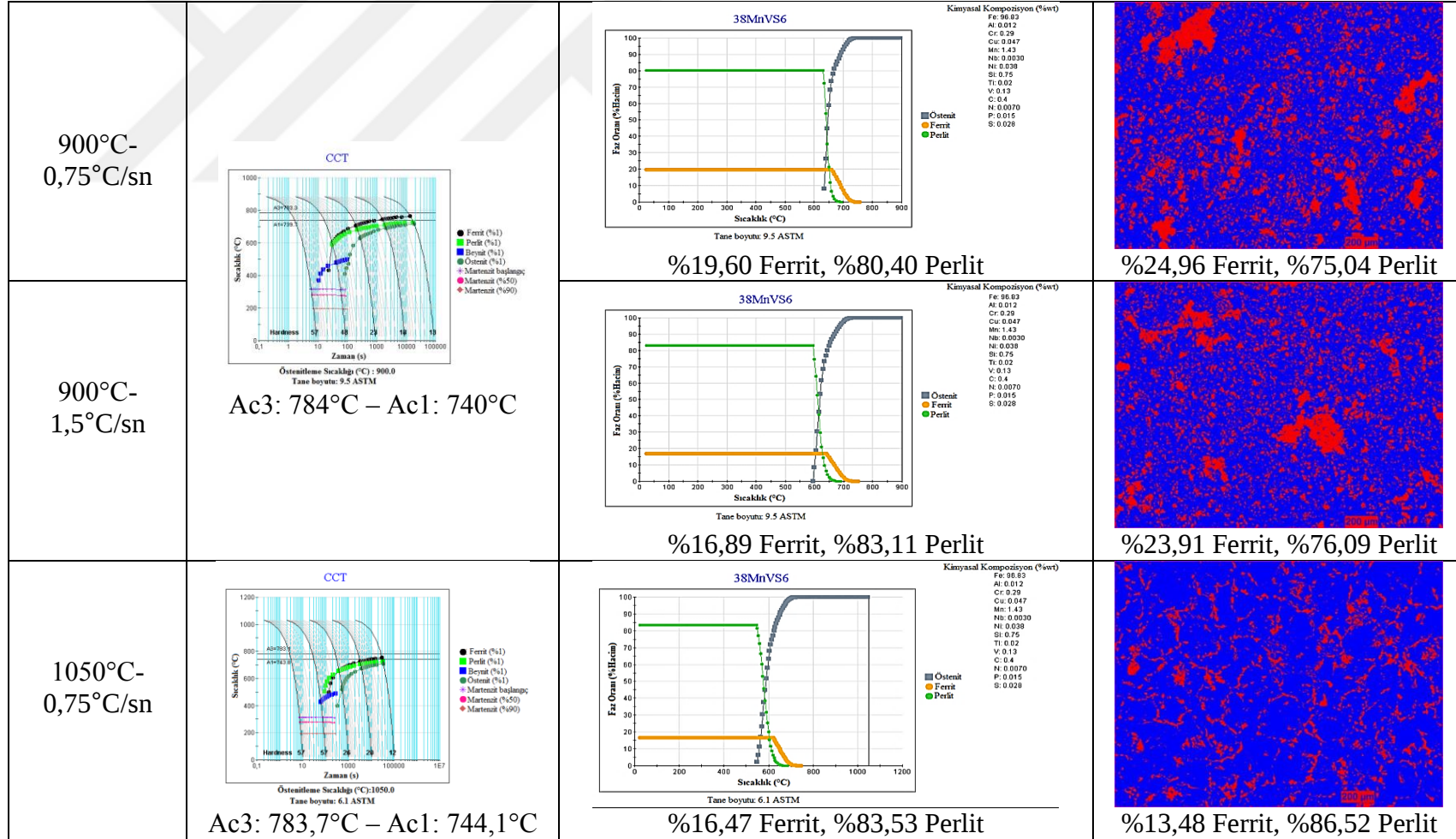
Dövme Sıcaklığı	Dövme Parametreleri	SuperForge Analizi	Ansysis Analizi	Dövme İşlemi
800°C	Pres: 1,6 ton Hızı: 5 m/s Sürtünme katsayısı: 0,5 Kalıp sıcaklığı: 150°C Ortam sıcaklığı: 50°C Kalıp: Rijit Mesh büyüklüğü: 1,1	 Kritik Gerilme Değeri: 289 MPa		
850°C		 Kritik Gerilme Değeri: 234 MPa		
900°C		 Kritik Gerilme Değeri: 209 MPa		
1050°C		 Kritik Gerilme Değeri: 133 MPa	 Kritik Gerilme Değeri: 69 MPa	

EK B. 38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliğin Farklı Soğuma Hızı ve Dövme Sıcaklıklarında İçyapı ve Mekanik İncelemeleri

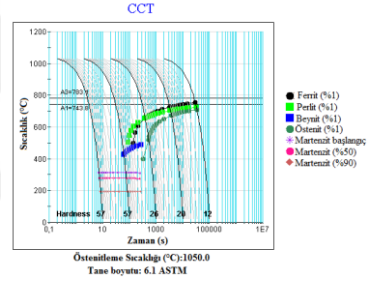
Tablo EK B.1. JmatPro analizleri ile deneysel analizlerin karşılaştırılması

DTA Analizi			
 Zaman (dak.) Ac3: 793,98°C - Ac1: 716,33°C			
Dövme Sıcaklığı-Soğuma Hızı	JmatPro CCT Diyagramı	JmatPro Analizi	Deneysel Çalışma
800°C- 0,75°C/sn	 Östenitlenme Sıcaklığı (°C): 800.0 Tane boyutu: 11.1 ASTM Ac3: 784,5°C – Ac1: 732,4°C	 Tane boyutu: 11.1. ASTM %21,34 Ferrit, %78,66 Perlit	 %39,18 Ferrit, %60,82 Perlit

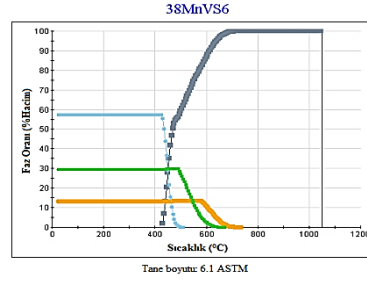




1050°C-
1,5°C/sn



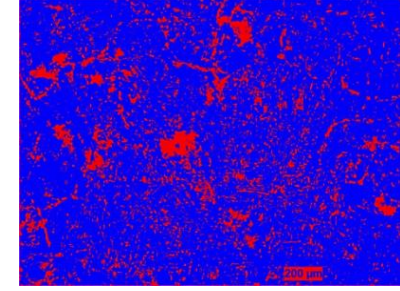
Ac3: 783,7°C – Ac1: 744,1°C



%13,22 Ferrit, %29,58 Perlit, %57,24 Beynit

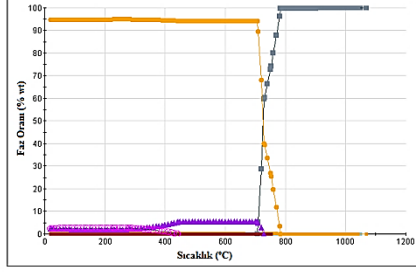
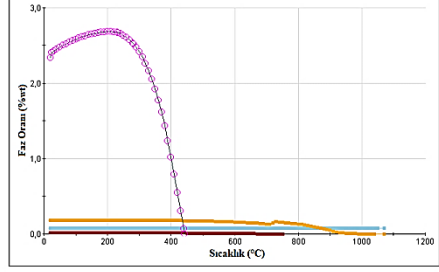
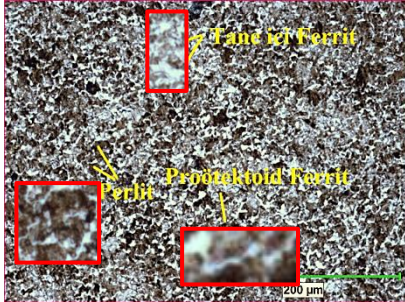
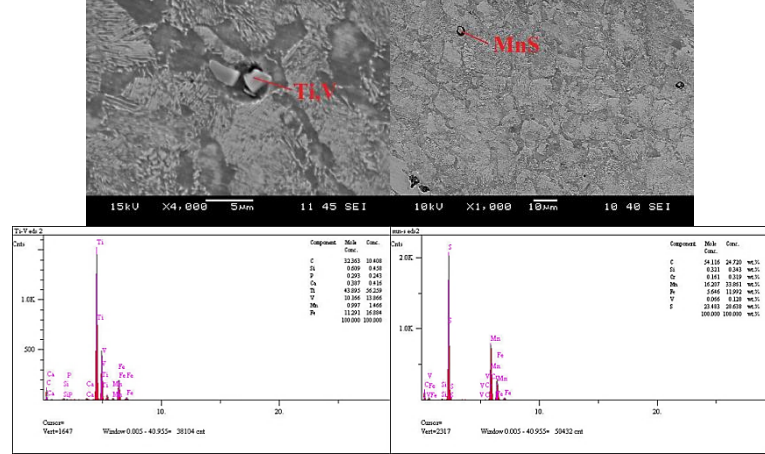
Kimyasal Kompozisyon (%wt)

Fe: 99.83
Al: 0.012
Cr: 0.29
Cu: 0.047
Mn: 1.43
Nb: 0.0030
Ni: 0.036
Si: 0.75
Ti: 0.02
V: 0.13
C: 0.4
N: 0.0070
P: 0.015
S: 0.028

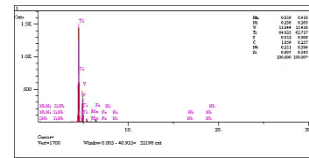
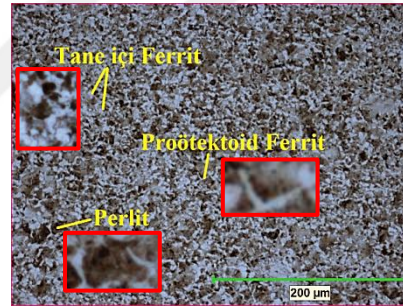


%Ferrit: - , %Perlit: -

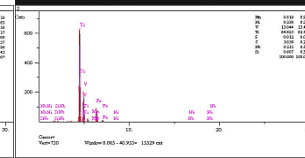
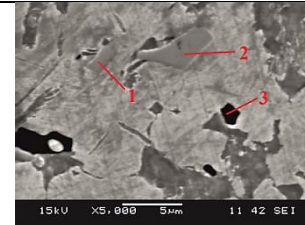
Tablo EK B.2. JmatPro analizleri ile mikroyapı çalışmalarının karşılaştırılması

JmatPro Analizi		
 		
Mikroyapı		
Dövme Sıcaklığı- Soğuma Hızı	Optik Mikroskop	SEM/EDS
800°C-0,75°C/sn		 C(Ti,V) MnS

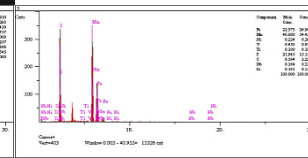
800°C-1,5°C/sn



1=C(Ti,V)

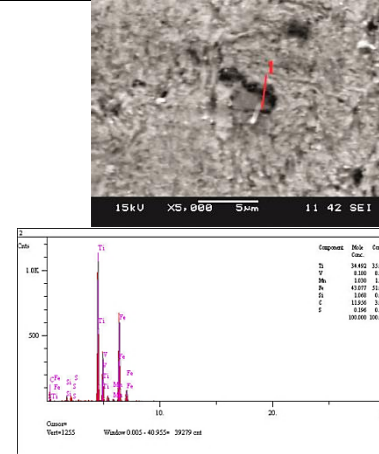
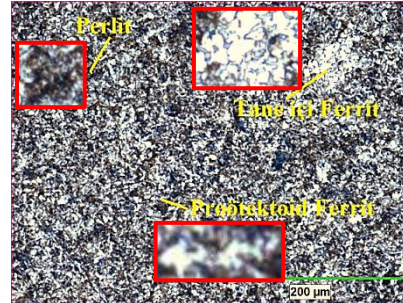


2=C(Ti,V)

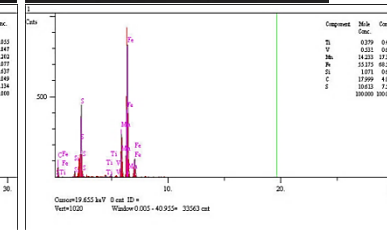


3=MnS

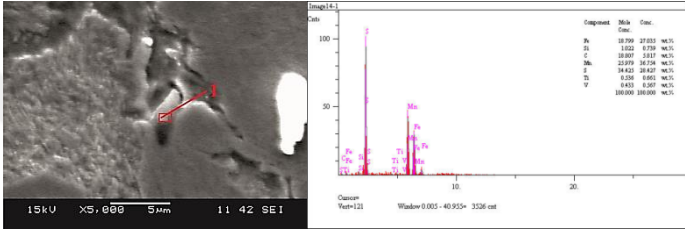
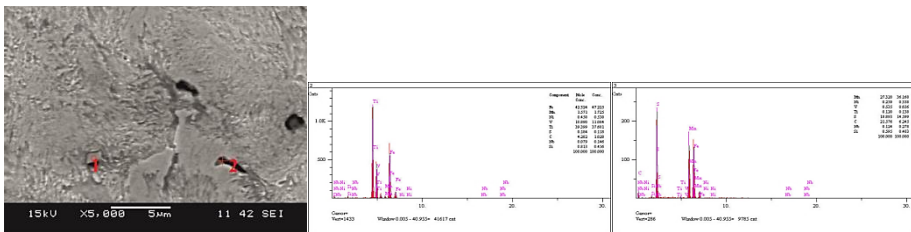
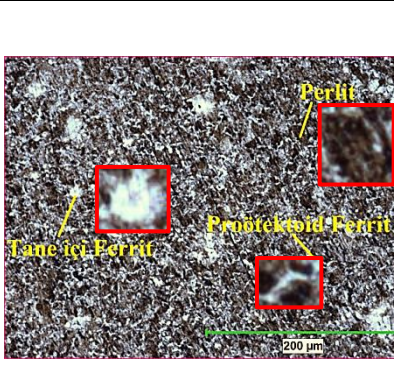
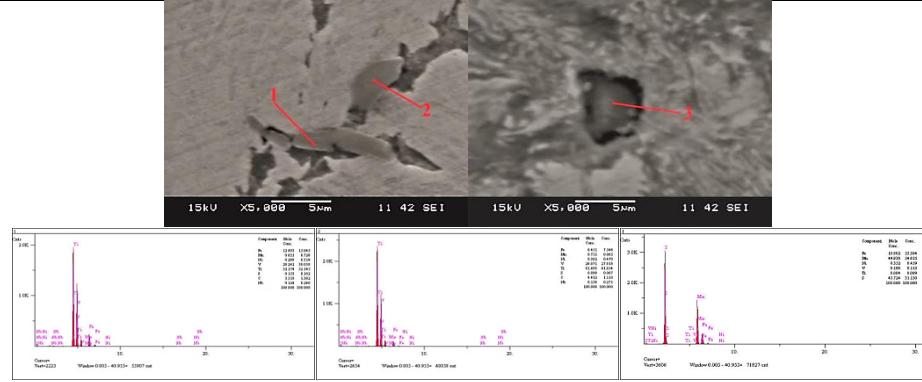
850°C-0,75°C/sn

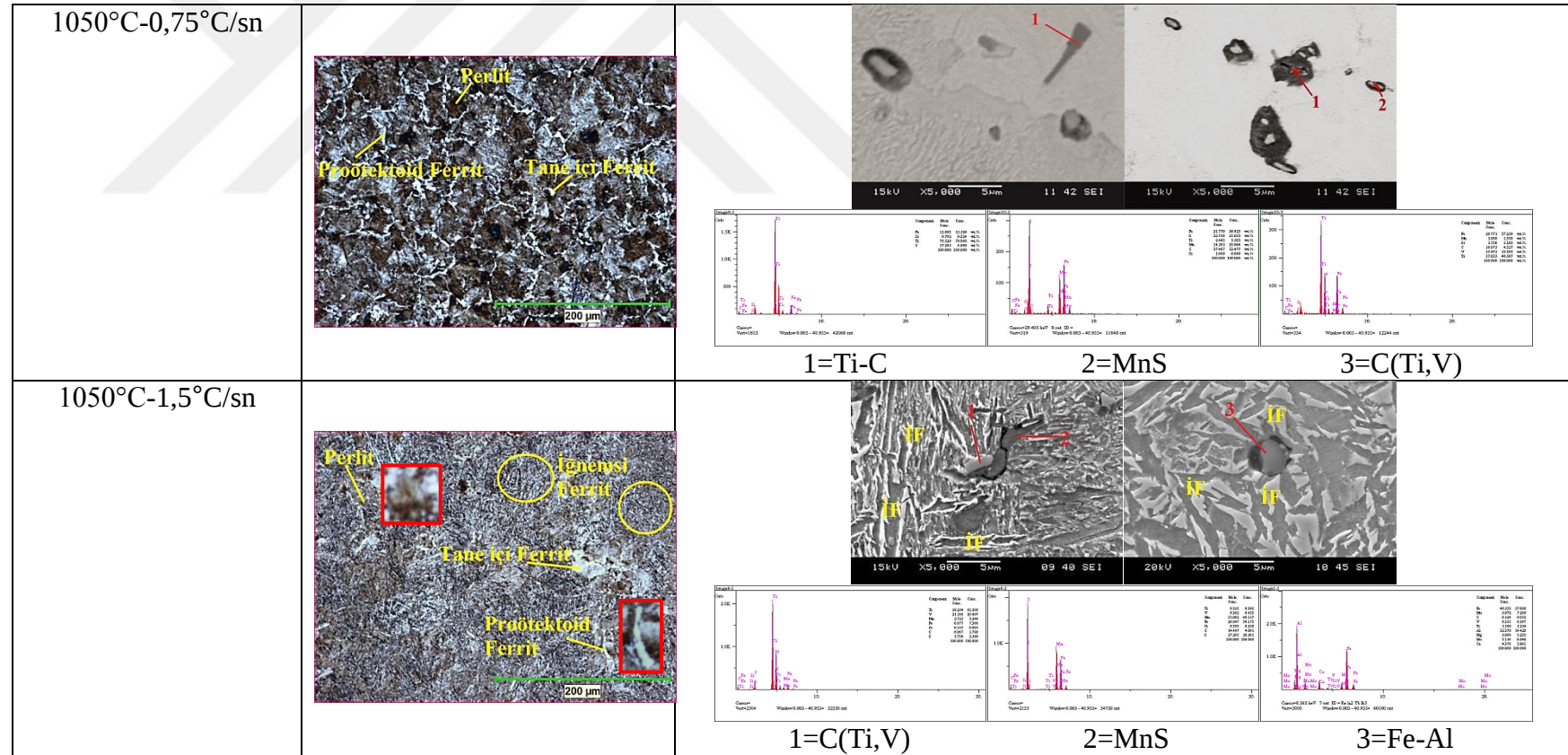


1=C(Ti,V)

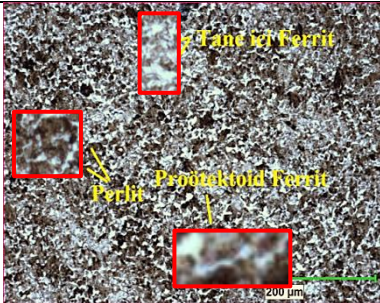


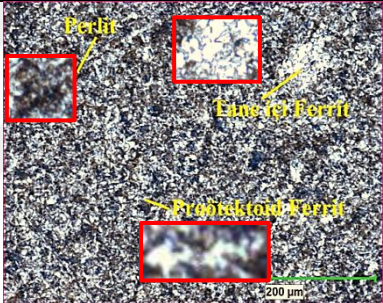
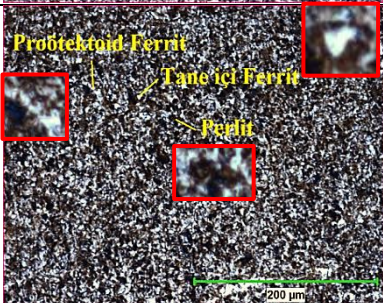
b)2=MnS

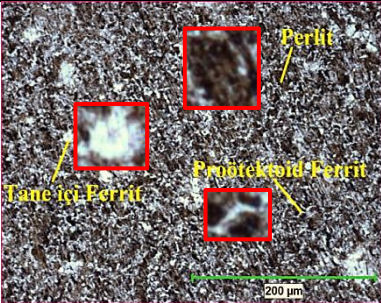
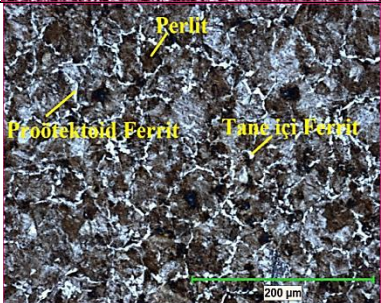
850°C-1,5°C/sn		 1=MnS çökeltisi
900°C-0,75°C/sn		 1=C(Ti,V) 2=MnS
900°C-1,5°C/sn		 1=C(Ti,V) 2=C(Ti,V) 3=MnS



Tablo EK B.3. Mikroyapı ve mekanik test sonuçlarının karşılaştırılması

Dövme Parametreleri	Mikro yapı	Faz Oranı		Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Sertlik (HRC)	Kırılma Enerjisi (Joule)
		%Ferrit	%Perlit				
800°C - 0,75°C/sn		39,18	60,82	Hedef Değerler			
				Min. 640	Min. 785	26-30	Min. 32,5
				722,11	1016,29	27,8	43,33
800°C - 1,5°C/sn		32,83	67,17	719,19	1053,52	30,6	31,66

850°C - 0,75°C/sn		28,60	71,40	699,90	1051,72	30,6	31
850°C - 1,5°C/sn		25,44	74,56	730,86	1126,32	31,4	22,66
900°C - 0,75°C/sn		24,96	75,04	707,45	1038,08	30,2	23

900°C - 1,5°C/sn		23,91	76,09	738,57	1105,90	32,8	22
1050°C - 0,75°C/sn		13,48	86,52	764,66	1052,62	29,8	12
1050°C - 1,5°C/sn		-	-	761,72	1144,58	32,9	20

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Yiğit ERÇAYHAN

Doğum Yeri ve Yılı : İzmir, 1986

Medeni Hali : Evli

Yabancı Dili : İngilizce

E-posta : yigit.ercayhan@gmail.com.tr

Eğitim Durumu

Lise : İzmir Özel Türk Fen Lisesi, 2004

Lisans : Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 2008

Yüksek Lisans: Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 2010

Mesleki Deneyim

Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, TÜBİTAK Bursiyer Araştırma Görevlisi 2009-2011

İZELTAŞ İzmir El Aletleri San. ve Tic. A.Ş., Ar-Ge Merkezi Yöneticisi 2011-Halen

Yayınları

Erçayhan, Y, Saklakoğlu N., Eren A. The investigation of the effects of the hot forging process on the metallurgical and mechanical Properties of 41Cr4 tempered steel and 38MnVS6 microalloyed steel. Advanced Materials World Congress. 16-19 Eylül, 2013, İzmir (Bildiri Özetleri Kitabı, 48 s.).

Erçayhan, Y., Saklakoğlu, N. Dövme Prosesinin 41Cr4 Islah Çeliği ve 38MnVS6 Mikroalaşımli Çeliği Üzerine Olan Etkilerinin Metalurjik ve Mekanik Açidan İncelenmesi. CBÜ Soma Meslek Yüksekokulu Teknik Bilimler Dergisi. 2013, 1(18), 10-19.

Saklakoğlu N., Erçayhan Y. Effect of austenization temperature on microstructure and mechanical properties of 38MnVS6 microalloyed steel. International Conference on Engineering Technology and Innovation. 22-26 Mart, 2017, Sarajevo Bosnia and Herzegovina (Bildiriler Kitabı, 136-142).

Saklakoğlu, N., Erçayhan Y. The effect of accelerated air cooling on microstructures and mechanical properties of microalloyed steel. International Journal of Natural and Engineering Sciences. 2017, 11(2), 5-9.

Erçayhan Y., Saklakoğlu N. Mechanical Properties Design by Controlled Cooling after Thermo Mechanical Processing for High Toughness. Journal of Materials Engineering and Performance. 2018 (Dergiye gönderilmiştir, değerlendirme aşamasındadır).

