



**TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERE UYGULANAN
TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN ARAŞTIRILMASI**

**2023
DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Demet TAŞTEMÜR

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ MİKROALAŞIMLI
ÇELİKLERE UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN
ARAŞTIRILMASI**

Demet TAŞTEMÜR

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2023**

Demet TAŞTEMÜR tarafından hazırlanan “TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERE UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

.....

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 15/06/2023

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU(GÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ (AKÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Mehmet Akif ERDEN (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Müslüm KUZU

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Demet TAŞTEMÜR

ÖZET

Doktora Tezi

TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERE UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN ARAŞTIRILMASI

Demet TAŞTEMÜR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Haziran 2023, 222 sayfa

Mikroalaşımli çeliklerin en önemli özelliklerinden biri, termomekanik işlem parametreleri ve çelik bileşimi değiştirilerek elde edilen farklı mikroyapılardır. Tane boyutu, çökeltiler, dislokasyon yapısı ve inklüzyonlar gibi mikroyapının kontrolü, mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerini belirlemede oldukça etkilidir. Bu çelikler özellikle termomekanik işlem kullanılarak ince taneli bir mikroyapıya sahip parçaların üretimi için kullanışlıdır. Mikroalaşımlamanın çelikte oluşturduğu etki, uygulanan plastik deformasyonun şartlarına bağlıdır. Mekanik özelliklerin iyileştirilmesi, östenit tane sınırı ve deformasyon bandı yoğunluğunu artırarak çekirdeklenme bölgelerinin arttırılması nedeniyle termomekanik işlemlerle yapılabilir. Günümüzde mikroalaşımli çeliklerin üretimi boru ve yassı mamul olarak üretilmekle birlikte dövme amaçlı mikroalaşımli çeliklerin üretimi de yaygındır. Ayrıca günümüzde az düzeyde toz metalürjisi yöntemiyle de mikroalaşımli çelik

üretimi gerçekleştirilmektedir. Toz metalürjisinin en büyük avantajlarından bir tanesi istenilen kimyasal bileşimde toz metal çelik üretiminin kolay bir şekilde gerçekleştirilebilmesidir. Fakat bunun yanında toz metalürjisinin en büyük dezavantajı gözenekli yapının tamamen yok edilememesi ve yoğunluğun geleneksel döküm yöntemiyle üretilen malzemelere göre düşük olmasıdır.

Bu çalışmada, alaşımsız ve mikroalaşım elemet oranı % 0,2 olacak şekilde titanyum, niyobyum ve vanadyum içeren tekli ve ikili alaşım kompozisyonu üretilerek 1150 °C'de sinterlenmiştir. Sinterlenen ve sinterleme sonrası 1150 °C'de homojenleştirilen ve homojenleştirme ısı işlemi sonrası % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen numunelerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Numuneler üzerinde optik, SEM incelemeleri ve EDS analizleri gerçekleştirilerek mikroyapı ve çökelti oluşum analizleri yapılmıştır. Ayrıca tüm koşullar altında tane boyutu, % ferrit, % perlit, % yoğunluk ve % gözeneklilik oranları tespit edilmiştir. Tane boyutu analizleri sonucu tüm koşullar altında % 0,2 Nb içeren mikroalaşımli çeliğin daha ince taneli olduğu görülmüştür. % ferrit oranı uygulanan deformasyon oranıyla tüm alaşım kompozisyonlarında artarak deformasyonun çekirdeklenme bölgelerini arttırdığı görülmüştür. Ayrıca artan deformasyon oranıyla birlikte tüm koşullar altında ve tüm alaşım sistemlerinde % yoğunluk artarak buna bağlı % gözeneklilik oranları azalmıştır. Oda sıcaklığında ve 1mm/dk çene hızında gerçekleştirilen basma testleri sonrası artan deformasyon oranının alaşım kompozisyonlarının akma dayanım değerlerini arttırdığı görülmüştür. % 0,2 V içeren mikroalaşımli çeliğin mekanik özelliklerindeki artışın diğer alaşım kompozisyonlarına göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Ayrıca dayanım değerlerindeki artışa paralel olarak sertlik değerlerinin de arttığı tespit edilmiştir.

1050 °C'de ve $2,8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ gerinim hızında Gleeble 3800 termomekanik test cihazında gerçekleştirilen sıcak basma testleriyle tüm alaşım kompozisyonlarının % 20 ve % 60 deformasyon oranında yüksek sıcaklık davranışları incelenmiştir. Sonuçlar tüm alaşım kompozisyonlarında yüksek sıcaklık basma testlerinden elde edilen gerilme-gerinim eğrilerinde testere dışı davranışın belirgin olduğu ve dinamik deformasyon yaşanmasının oluştuğunu göstermiştir. 1050 °C'de ve $2,8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ gerinim hızında çalışma sertleşmesinin dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına

baskın gelerek dayanım değerlerinde artışa sebebiyet vermiştir. Ayrıca oda sıcaklığında gerçekleştirilen basma testi sonrası elde edilen sonuçlara paralel olarak % 0,2 V mikroalaşımli çeliğın sıcak basma dayanımı ve sertlik değerinin daha yüksek olduğu görölmüştür. Genel olarak artan deformasyon oranıyla tüm alaşım kompozisyonlarının mekanik özelliklerinin ve yoğunluğunun yüksek seviyelere ulaştığı tespit edilmiştir.

Anahtar Sözcükler : Mikroalaşımli çelikler, toz metalürjisi, termomekanik işlemler, mikroyapı ve mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 91528

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF THERMOMECHANICAL PROCESSING APPLIED TO MICROALLOYED STEELS PRODUCED BY POWDER METALLURGY METHOD

Demet TAŞTEMÜR

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

June 2023, 222 pages

One of the most important properties of microalloyed steels is the different microstructures which are obtained by changing the thermomechanical processing parameters and steel composition. The control of microstructure such as grain size, precipitates, dislocation structure and inclusions are highly effective to determine the mechanical properties of microalloyed steels. These steels are particularly useful for the manufacture of parts with a fine-grained microstructure using the thermomechanical process. The effect of microalloying on steel depends on the conditions of the applied plastic deformation. The improvement of mechanical properties can be done by thermomechanical processing due to increase of nucleation sites via maximizing the austenite boundary and density of the deformation band. Today, although the production of microalloyed steels is produced as pipes and flat products, the production of microalloyed steels for forging is also

common. In addition, microalloyed steel is produced with a low level of powder metallurgy method today. One of the biggest advantages of powder metallurgy is the easy production of powder metal steel with the desired chemical composition. However, the biggest disadvantage of powder metallurgy is that the porous structure cannot be completely destroyed and the density is lower than the materials produced by the traditional casting method.

In this study, unalloyed steel and single and binary alloyed steel containing titanium, niobium, and vanadium with microalloying element in the ratio of 0.2% were produced and sintered at 1150 °C. The microstructure and mechanical properties of the samples, which were sintered and homogenized at 1150 °C after sintering and deformed at 20%, 40% and 60% after homogenization, were investigated. Microstructure and precipitates formation of samples were investigated by optical, SEM and EDS analyses. In addition, grain size, ferrite %, pearlite %, density % and porosity % were determined for all conditions. As a result, it was observed that the microalloyed steel containing 0.2% Nb was finer-grained under all conditions. In all alloy compositions, the ferrite % ratio increased with the applied deformation rate, and it was observed that the deformation increased the nucleation sites. In addition, with increasing deformation rate, the density % increased under all conditions and in all alloy systems, and accordingly the % porosity decreased. It was observed that the yield strength of alloy with different compositions increased with the increment of deformation rate after compression tests performed at room temperature and 1mm/min test speed. It was determined that the increase in the mechanical properties of the microalloyed steel containing 0.2% V was higher than the other alloy compositions. In addition, hardness increased depending on the improvement in strength.

High temperature behavior of all alloy compositions at 20% and 60% deformation rates was investigated by hot compression tests performed using a Gleeble 3800 thermomechanical simulator at 1050 °C and a strain rate of $2.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The results showed that the serrated flow behavior was observed in the stress-strain curves obtained at the high temperature compression tests and dynamic strain aging occurred in all alloy compositions. Work hardening at test conditions dominated the

dynamic recrystallization mechanism, resulting in an increase in strength values. In addition, in compatible with the results obtained after the compression test performed at room temperature, it was observed that the hot compression strength and hardness value of 0.2% V microalloy steel was higher. In general, it was determined that the mechanical properties and density of all alloy compositions reached high levels with increasing deformation rate.

Key Word : Microalloyed steels, powder metallurgy, thermomechanical processing, microstructure and mechanical properties.

Science Code : 91528

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, yürütülmesinde ve tamamlanmasında ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübeleriyle bana yol gösteren ve sabırla destek olan, çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tez izleme jürimde yer alan sayın hocalarım Prof. Dr. Ramazan KAÇAR ve Prof. Dr. Şükrü TALAŞ hocama yardım ve katkılarından dolayı teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalar esnasında desteğini ve yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Mehmet Akif ERDEN'e ayrıca teşekkür ederim. Sıcak basma testlerinin gerçekleştirilmesinde Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme Mükemmeliyet Merkezine teşekkür ederim.

Bu çalışma Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar ve Projeler Koordinatörlüğü FDK-2020-2318 nolu proje kapsamında gerçekleştirilmiş olup, desteklerinden ötürü Karabük Üniversitesi BAP Koordinatörlüğüne teşekkür ederim.

Beni bugünlere getiren, sevgisini, desteğini asla esirgemeyen, arkamda olduklarımı daima bildiğim, hiçbir konuda beni yalnız bırakmayan sevgili aileme yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim. Ayrıca bu süreçte hep yanımda olan güzel dostlarıma sonsuz teşekkürler.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vii
TEŞEKKÜR.....	x
İÇİNDEKİLER	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xvii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xxiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xxvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	5
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	5
2.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GENEL TANIMI	5
2.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TARİHSEL GELİŞİMİ	6
2.3. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ VE KULLANIM ALANLARI.....	8
2.3.1. Yassı Mamüller.....	10
2.3.1.1. Östenitleştirme (Çözündürme Tavlaması)	11
2.3.1.2. Kontrollü Haddeleme ve Kontrollü Soğutma	12
2.3.2. Mikroalaşimli Boru Çelikleri.....	15
2.3.3. Dövme Ürünler	16
2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ	17
2.4.1. Niyobyum	18
2.4.2. Titanyum.....	20
2.4.3. Vanadyum.....	21
2.5. MİKROALAŞIM ÇÖKELTİLERİNİN ETKİLERİ	23
2.5.1. Mikroalaşım Çökeltilerinin Östenit ve Ferritte Çözünürlüğü.....	23

	<u>Sayfa</u>
2.5.2. Mikroalaşım Çeliklerinde Çökelti Oluşumu.....	26
2.5.3. Sıcaklık ve Soğuma Hızının Çökelti Oluşumuna Etkisi.....	28
2.6. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR.....	29
2.6.1. Tane Boyutu Küçültme.....	30
2.6.2. Çökelti Sertleşmesi	31
2.7. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DEFORMASYON YAŞLANMASI ...	32
BÖLÜM 3	36
TOZ METALÜRJİSİ	36
3.1. T/M YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI	37
3.2. TOZLARIN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	38
3.2.1. Mekanik Üretim Yöntemi.....	39
3.2.2. Atomizasyon Yöntemi	40
3.2.3. Elektrolitik Üretim Yöntemi.....	41
3.2.4. Kimyasal Üretim Yöntemi.....	42
3.3. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE PARÇA ÜRETİMİ	43
3.3.1. Tozların Karıştırılması.....	44
3.3.2. Presleme İşlemi.....	44
3.3.3. Sinterleme İşlemi	46
3.3.3.1. Katı Hal Sinterleme.....	47
3.3.3.2. Sıvı Faz Sinterleme	48
3.4. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN PARÇALARIN ÖZELLİKLERİ.....	50
3.4.1. Mekanik Özellikler	50
3.4.2. Termal ve Termofiziksel Özellikler.....	51
3.4.3. Mikroyapı	52
3.4.3.1. Sinterlenmiş çeliklerde gözenek yapısının gelişimi.....	52
3.4.3.2. Sinterlenmiş çeliklerde östenit tane boyutu	53
3.4.3.3. Sinterlenmiş çeliklerde karbon çözünürlüğü	54
3.5. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN PARÇALARIN DEFORMASYONU	54
3.5.1. Gerilme-Gerinim Davranışı	56

	<u>Sayfa</u>
3.5.2. Poisson Oranı.....	57
BÖLÜM 4	58
ÇELİKLERE UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER.....	58
4.1. TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN TARİHSEL GELİŞİMİ	58
4.2. ÇELİKLERDE ÖSTENİT-FERRİT FAZ DÖNÜŞÜMÜNE PLASTİK DEFORMASYONUN ETKİSİ.....	59
4.2.1. Deformasyon Kusurları ve Serbest Enerji	60
4.2.2. Çekirdekleşme	63
4.2.3 Büyüme.....	66
4.3. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÖSTENİT-FERRİT DÖNÜŞÜMÜNE ETKİSİ.....	68
4.4. YÜKSEK SICAKLIKTA ÇELİKLERİN DEFORMASYON DAVRANIŞLARI	69
4.4.1. Sıcak Deformasyon Boyunca Onarım	69
4.4.2. Sıcak Deformasyondan Sonra Tutma Süresinde Onarım	70
4.5. YENİDEN KRİSTALLEŞME BÖLGESİNDE ÖSTENİTİN DEFORMASYONU	71
4.5.1. Alaşım Elementlerinin Yeniden Kristalleşme Davranışı Üzerine Etkileri	72
4.6. YENİDEN KRİSTALLEŞMENİN OLMADIĞI BÖLGEDE ÖSTENİTİN DEFORMASYONU	72
4.6.1. Deformasyon Bandlarının Oluşumu ve Rolü	74
4.6.2. Deformasyon Kaynaklı Dönüşüm	76
4.7. İKİ FAZ BÖLGESİNDE DEFORMASYON	78
BÖLÜM 5	80
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	80
5.1. GİRİŞ.....	80
5.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA İZLENEN İŞLEM BASAMAKLARI	80
5.3. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN TOZLARIN TEMİNİ... 81	81
5.4. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ.....	82
5.5. SİNTERLEME İŞLEMLERİ	84

5.6. HOMOJENLEŞTİRME VE TERMOMEKANİK İŞLEM PROSESLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ.....	84
5.7. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ	87
5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	87
5.8. YOĞUNLUK, GÖZENEKLİLİK, FERRİT-PERLİT ORANI VE ORTALAMA TANE BOYUTU ÖLÇÜMLERİ	88
5.9. ÜRETİLEN NUMUNELERİN KİMYASAL BİLEŞİM ANALİZLERİNİN YAPILMASI.....	89
5.10. MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ.....	89
5.11. ODA SICAKLIĞINDA BASMA TESTLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ..	90
5.12. SICAK BASMA TESTLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ	91
BÖLÜM 6	94
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	94
6.1. GİRİŞ.....	94
6.2. TOZ KARAKTERİZASYONU	94
6.3. SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	97
6.4. OPTİK VE SEM MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	98
6.4.1. %0,35C+Fe Alaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	98
6.4.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	106
6.4.3. %0,35C+%0,2V+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	115
6.4.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	121
6.4.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	127
6.4.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	134
6.4.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	141
6.4.8. Mikroyapı Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak Değerlendirilmesi ...	148
6.5. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	153

6.5.1. Oda Sıcaklığında Gerçekleştirilen Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	153
6.5.1.1. %0,35C+Fe Alaşımısız Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	153
6.5.1.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	155
6.5.1.3. %0,35C+%0,2V+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	157
6.5.1.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	159
6.5.1.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	162
6.5.1.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	164
6.5.1.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	166
6.5.1.8. Mekanik Test Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak Değerlendirilmesi	168
6.5.2. Yüksek Sıcaklıkta Gerçekleştirilen Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	172
6.5.2.1. %0,35C+Fe Alaşımısız Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	172
6.5.2.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	175
6.5.2.3. %0,35C+%0,2V+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	177
6.5.2.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	179
6.5.2.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	181
6.5.2.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	183
6.5.2.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	185
6.5.2.8. Sıcak Basma Test Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak Değerlendirilmesi	187
6.5.3. Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin Çökelti Sertleşmesine Bağlı Olarak İncelenmesi.....	190
BÖLÜM 7	197

	<u>Sayfa</u>
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	197
7.1. GENEL SONUÇLAR	197
7.2. ÖNERİLER	201
KAYNAKLAR	203
ÖZGEÇMİŞ	222

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Boru hattında kullanılan mikroalaşım çeliklerinin gelişimi (TMCP: termomekanik kontrollü işleme; ACC: hızlandırılmış soğutma; DQ: su verme).....	7
Şekil 2.2.	Otomobiller için geliştirilen düşük mukavemetli, yüksek mukavemetli ve ultra yüksek mukavemetli çelik türleri arasındaki mukavemet ve % uzama ilişkisi.....	9
Şekil 2.3.	Mikroalaşım çelik üretim safhaları	10
Şekil 2.4.	Bazı mikroalaşım çeliklerin tane büyüme davranışları.....	11
Şekil 2.5.	Geleneksel kontrollü haddelemenin şematik profili.....	13
Şekil 2.6.	Termomekanik işlem prosesleri ve mikroyapı değişimleri.....	14
Şekil 2.7.	Haddeleme işlemi sırasında değişen mikroyapının şematik profili	15
Şekil 2.8.	Mikroalaşım ferritik ve perlitik dövme çeliklerinde mikroyapı ve mekanik özelliklere etki eden metalurjik mekanizmaların şematik gösterimi	17
Şekil 2.9.	Mikroalaşım elementlerinin çeliğin mikroyapısı üzerine etkileri.	18
Şekil 2.10.	Mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerindeki etkisi	19
Şekil. 2.11.	Denge koşulları altında sıcaklığın fonksiyonu olarak farklı mikroalaşım elementlerinin çökeltme yüzdesi	19
Şekil 2.12.	Titanyumun çökelti oluşturma davranışının şematik gösterimi	21
Şekil 2.13.	%0,15V çeliğinde çökelti sertleşmesi nedeniyle akma mukavemetindeki artışa soğutma hızının etkisi	22
Şekil 2.14.	Karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü.....	24
Şekil 2.15.	Çeşitli mikroalaşım sistemleri için çökelti oluşturma potansiyeli	27
Şekil 2.16.	Soğuma sırasında dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması	28
Şekil 2.17.	Soğuma hızının çökelti sertleşmesi yoğunluğu üzerindeki etkisi	29
Şekil 2.18.	Çeşitli dayanım artırıcı mekanizmalarının akma dayanımına etkisi	29
Şekil 2.19.	Çeliklerde tane boyutu küçültmenin şematik diyagramı.....	30
Şekil 2.20.	Mikroalaşım çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökelti sertleşmesine etkisi.....	32

Şekil. 2.21. Karbon arayer atomu ve dislokasyon hareketinin etkileşiminin şematik gösterimi.....	33
Şekil 2.22. Mikroalaşım çeliklerinde statik deformasyon yaşlanmasının gerilme-gerinim eğrisi üzerine etkisinin şematik gösterimi	34
Şekil 2.23. Dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin kuvvet-uzama diyagramında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişim	35
Şekil 3.1. T/M ile üretilen parçaların dünya genelindeki pazar payları	37
Şekil 3.2. Tane boyutu ve metal toz uygulamaları arasındaki ilişki	39
Şekil 3.3. Mekanik öğütme yönteminin şematik gösterimi.....	40
Şekil 3.4. Gaz atomizasyon prosesi şematik gösterimi	41
Şekil 3.5. Elektrolitik yöntemle toz üretiminin mekanizması.	42
Şekil 3.6. Toz metalurjisi yöntemi ile parça üretim aşamaları	43
Şekil 3.7. Presleme sırasında bir metal tozunun ham yoğunluğu üzerinde zımba basıncının etkisi.....	45
Şekil 3.8. Toz metalurjisi yönteminde presleme işlem basamakları.	45
Şekil 3.9. Presleme işleminde kullanılan kalıp ve diğer elemanlar	46
Şekil 3.10. Sinterlemede mikroyapı değişiklikleri: (a) toz sıkıştırma, (b) başlangıç aşaması, (c) ara aşama ve (d) son aşama	47
Şekil 3.11. Sinterleme sırasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu için SEM görüntüleri	48
Şekil 3.12. Sıvı faz sinterlemesinin yoğunlaştırma aşamaları	49
Şekil 3.13. Presleme basıncı ve sinterleme parametrelerinin bir fonksiyonu olarak sinterlenmiş alaşımsız çeliğin mekanik özellikleri	50
Şekil. 3.14. Sinterlenmiş çeliklerde ikincil gözeneklilik: (a) Fe-%3 Cu, dağlanmamış, (b) Fe-%1,5 Mo-%0,7 C, Nital ile dağlanmış.....	53
Şekil.3.15. Sinterleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak serbest karbon oranı.....	54
Şekil 3.16. Yağlamasız düz kalıplar arasındaki bir silindirin boyuna kesitinde görülen karakteristik deformasyon modlarının şematik gösterimi. (1. bölge hidrostatik basınç altındadır; 2. bölge yüksek kesmeye maruz kalır; 3. bölge küçük eksenel sıkıştırma ve çevresel gerilime maruz kalır).	55
Şekil 3.17. Sinterlenmiş MH-100 demir tozu malzemesinin soğuk deformasyonunda artan yoğunluk ile Poisson oranının değişimi	57
Şekil 4.1. Deforme olmuş östenitte deformasyon bantları üzerinde ferritin çekirdeklenmesi.....	62
Şekil 4.2. Deforme olmuş östenitte tane sınırlarında allotriomorfik ferritin çekirdeklenmesi	64

Şekil 4.3.	1100 °C’de 10 dakika östenitlendikten sonra 800 °C’de 2 dakika tutulan Fe-%0,036 Nb-%0,09 C- % 0,03 B alaşımında NbC partiküllerinin oluşturduğu arafaz çökmesi.....	69
Şekil 4.4.	Yüksek sıcaklıkta yapılan deformasyonda oluşan iki tür gerçek gerilme-gerçek uzama diyagramlarının şematik olarak gösterilmesi	70
Şekil 4.5.	Dinamik yeniden kristalleşme sırasında mikroyapının gelişimi. (a-d) büyük başlangıç tane boyutu, (e) küçük başlangıç tane boyutu. Noktalı çizgiler önceki tane sınırlarını gösterir	72
Şekil 4.6.	Sıcak haddelenmiş ve ısıl işlem görmüş çeliklerde çekirdeklenme bölgeleri ve tane yapıları	73
Şekil 4.7.	Kısmen yeniden kristalleşmiş östenit taneleri ve kristalleşmemiş östenit tanelerinin sıcak haddelenmesi: (a) 965 °C’de 5 paso sonrası; (b) 960 °C’de 5 paso sonrası; (c) 900 °C’de 8 paso sonrası; (d) 860 °C’de 8 paso sonrası	74
Şekil 4.8.	(a) Yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deforme edilen malzemede uzamış γ taneleri, (b) Ac_3 sıcaklığında kısa bir süre tutulduktan sonra uzamış östenit tanelerinde ferritin çekirdeklenmesi	75
Şekil 4.9.	Perlit için çekirdeklenme merkezinin şematik gösterimi: (a) deformasyonsuz γ tanelerinin üçlü birleşim noktası; (b) deformasyona uğramış γ tane sınırları ve üçlü birleşim noktaları	76
Şekil 4.10.	Nb çeliklerinin Ar_3 sıcaklığına yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede yapılan deformasyon miktarının ve başlangıç tane boyutunun etkisi	77
Şekil 4.11.	$(\gamma+\alpha)$ bölgesinde deforme edilen Nb çeliğinin mikroyapısındaki değişim: (a) ve (b) deformasyonsuz; (c) ve (d) % 30 deforme edilmiş	79
Şekil 5.1.	Deneysel akış şeması.....	81
Şekil 5.2.	Deneysel çalışmalarda kullanılan a) hassas terazi, b) hidrolik pres, c) turbula cihazı.....	83
Şekil 5.3.	Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp ve zımba.....	83
Şekil 5.4.	Deneysel çalışmalarda kullanılan atmosfer kontrollü fırın.....	84
Şekil 5.5.	Termomekanik işlem proseslerinde kullanılan paslanmaz çelik kalıp a) % 20 deformasyon oranı, b) % 40 deformasyon oranı c) % 60 deformasyon oranı, d) üst kapak.....	86
Şekil 5.6.	Termomekanik işlem prosesinin şematik şekli.....	86
Şekil 5.7.	Deneysel işlem prosesleri sonrası üretilen numuneler a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20 deforme edilen, d) % 40 deforme edilen e) % 60 deforme edilen.....	87
Şekil 5.8.	Tüm alaşım kompozisyonlarında sinterlenen, homojenleştirilen numunelerin metalografik olarak incelenen kesit yüzeyi.....	88

Şekil 5.9.	Tüm alaşım kompozisyonlarında % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin metalografik olarak incelenen kesit yüzeyi.....	88
Şekil 5.10.	Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı.	90
Şekil 5.11.	Elektromekanik test cihazı (200kN).....	90
Şekil 5.12.	Gleeble 3800 Termomekanik Test Cihazı.....	91
Şekil 5.13.	Sıcak basma test numunesi boyutları ve üretimte kullanılan kalıp.	92
Şekil 5.14.	Sıcak basma test parametrelerinin uygulama şeklinin şematik gösterimi.	93
Şekil 6.1.	Demir tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	95
Şekil 6.2.	Grafit tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	95
Şekil 6.3.	Titanyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	95
Şekil 6.4.	Vanadyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	96
Şekil 6.5.	Niyobyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	96
Şekil 6.6.	%0.35 C+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	100
Şekil 6.7.	%0.35 C+ Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi yan yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	103
Şekil 6.8.	%0.35 C+ Fe bileşimindeki numunelerin 2000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	105
Şekil 6.9.	%0.35C+Fe çeliğinin homojenleştirildikten sonra % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	106
Şekil 6.10.	%0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	108
Şekil 6.11.	%0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 2000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	112
Şekil 6.12.	%0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.....	113

Şekil 6.13. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	113
Şekil 6.14. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.	114
Şekil 6.15. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan EDS-haritalama analizi.	114
Şekil 6.16.%0.35C+%0,2V+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	116
Şekil 6.17. %0.35C+%0,2V+Fe bileşimindeki numunelerin 2000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	119
Şekil 6.18. %0.35C+%0,2V+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.	120
Şekil 6.19. %0.35C+%0,2V+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	120
Şekil 6.20. %0.35C+%0,2V+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.	121
Şekil 6.21. %0,2Nb+%0.35C+%Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	122
Şekil. 6.22. %0,2Nb+%0.35C+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	125
Şekil 6.23. %0.35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.	126
Şekil 6.24. %0.35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.	126
Şekil 6.25. %0.35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	127
Şekil 6.26. %0.35C+%0,1Ti+%0,1V+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40, e) % 60 deformasyon uygulanan.	129
Şekil 6.27. %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	132
Şekil 6.28. %0.35C+ %0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan nokta EDS analizi.	133

Şekil 6.29.	%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.....	133
Şekil 6.30.	%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.....	134
Şekil 6.31.	%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan EDS-haritalama analizi.	134
Şekil 6.32.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	136
Şekil 6.33.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20 d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	139
Şekil 6.34.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	140
Şekil 6.35.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	140
Şekil 6.36.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.	141
Şekil 6.37.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) %40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	143
Şekil 6.38.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.	146
Şekil 6.39.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan nokta EDS analizi.	147
Şekil 6.40.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.....	147
Şekil 6.41.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.....	148
Şekil 6.42.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında tane boyutu değişimi. ...	150
Şekil 6.43.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % ferrit oranı.	151
Şekil 6.44.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % perlit oranı.	152
Şekil 6.45.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % yoğunluk oranı.	153

Şekil 6.46.	%0,35C+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.	154
Şekil 6.47.	%0,35C+%0,2Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları. ..	156
Şekil 6.48.	%0,35C+%0,2V+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları....	158
Şekil 6.49.	%0,35C+%0,2Nb+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları..	161
Şekil 6.50.	%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.	163
Şekil 6.51.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.	165
Şekil 6.52.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.	167
Şekil 6.53.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında akma dayanımı değerleri.	171
Şekil 6.54.	Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında sertlik değerleri.	172
Şekil 6.55.	%0,35C+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.	174
Şekil 6.56.	%0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.	176
Şekil 6.57.	%0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.	178
Şekil 6.58.	%0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) %20 ve b) %60 deformasyon oranı.	180
Şekil 6.59.	%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.	182
Şekil 6.60.	%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) %20 ve b) %60 deformasyon oranı.	184
Şekil 6.61.	%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.	186
Şekil 6.62.	Tüm alaşım kompozisyonlarının yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀).	189
Şekil 6.63.	Tüm alaşım kompozisyonlarının % 20 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin sertlik değerleri.	190
Şekil 6.64.	Mikroalaşım çeliklerinin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında çökelti sertleşmesi değerlerinin karşılaştırılması.	196

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Mikroalaşım çeliklerinde bulunan karbürler, nitrürler ve seçilmiş çözünebilirlik parametreleri.....	25
Çizelge 5.1. Deneysel çalışmada kullanılan tozların özellikleri.....	81
Çizelge 5.2. Toz metalürjisi ile üretilen mikroalaşımli çeliklerin kimyasal kompozisyonu	82
Çizelge 5.3. Toz metalürjisi ile üretilen mikroalaşımli çeliklerin sıcak basma test parametreleri.....	92
Çizelge 6.1. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen %0,35C+%0,2V+Fe çeliğinin kimyasal bileşim analiz sonuçları.	98
Çizelge 6.2. %0,35C+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	101
Çizelge 6.3. %0,35C+%0,2Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.	110
Çizelge 6.4. %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri	117
Çizelge 6.5. %0,35C+%0,2Nb+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	123
Çizelge 6.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	130
Çizelge 6.7. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	137
Çizelge 6.8. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	144
Çizelge 6.9. %0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları	155
Çizelge 6.10. %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları	157
Çizelge 6.11. %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları	159
Çizelge 6.12. %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları.	161

Çizelge 6.13.%0,1V+%0,1Ti+%0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları.	164
Çizelge 6.14.%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları.	166
Çizelge 6.15.%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın Rp _{0,2} ve sertlik sonuçları.	168
Çizelge 6.16.%0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri	174
Çizelge 6.17.%0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.	177
Çizelge 6.18.%0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.	179
Çizelge 6.19.%0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.	181
Çizelge 6.20.%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.....	183
Çizelge 6.21.%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.	185
Çizelge 6.22.%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp _{0,2} , Rm ₂₀ , Rm ₆₀) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.	187
Çizelge 6.23.Sinterlenen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.	192
Çizelge 6.24.Homojenleştirilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.	192
Çizelge 6.25.% 20 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.	193
Çizelge 6.26.% 40 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.	194
Çizelge 6.27.% 60 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.	195

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Mn : mangan

C : karbon

N : azot

Nb : niyobyum

Ti : titanyum

V : vanadyum

Ar₁ : soğutma sırasında östenitin ferrite dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık

Al : alüminyum

T_{nr} : yeniden kristalleşme sıcaklığı

Pb : kurşun

CO₂ : karbondioksit

Mo : molibden

Ar₃ : soğuma sırasında östenitin ferrite dönüşmeye başladığı sıcaklık

Ac₃ : ısıtma sırasında ferritin östenite dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık

MnS : mangan sülfür

$\alpha+\gamma$: ferrit+östenit

Fe : demir

Si : silüsyum

Cu : bakır

Co : kobalt

Zr : zirkonyum

KISALTMALAR

HSLA : High Strenght-Low Alloyed (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli)

YDDA: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli

HRTEM: Yüksek Çözünürlüklü Transmisyon Elektron Mikroskobu

SEM : Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)

T/M : Toz Metalürjisi

UTS : Ultimate Tensile Strength (Maksimum Çekme Dayanımı)

VC : Vanadyum karbür

TN : Titanyum nitrür

NbC : Niyobyum karbonitrür

NbN : Niyobyum nitrür

VN : Vanadyum nitrür

Nb(CN): Niyobyum karbonitrür

AlN : Alüminyum nitrür

TiC : Titanyum karbür

TiO : Titanyum oksit

Ti₂O₃: Titanyum (III) oksit

TiS : Titanyum sülfür

V(CN): Vanadyum karbonitrür

Ti(CN): Titanyum karbonitrür

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Mikroalaşımli çelikler dünya çelik üretiminin yaklaşık % 12'sini oluşturarak çelik türleri arasında önemli bir yer edinmiştir. Mikroalaşımli çelikler gaz ve petrol boru hatlarında, inşaat ve taşıma endüstrilerinde önemli bir rol oynamaktadır. Bu çeliklerin en önemli avantajlarından biri ısıl işlemin ortadan kaldırılması veya minimum seviyede ısıl işlem uygulanmasıyla distorsiyonun azalması ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesidir. Mikroalaşımli çelikler bu özellikleri sayesinde otomotiv endüstrisinde çok yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Bu özellikler nedeniyle mikroalaşımli çeliklerin birçok alanda geleneksel çeliklerin yerine geçtiği görülmektedir [1,2].

HSLA tipi (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli) mikroalaşımli çeliklerde alaşım elementi toplamı % 2 değerini aşmaz. Çoğunda ise Mn katılımları dışında, bu değer % 0,1-0,2 arasındadır. Mikroalaşımli çelikler bileşiminde C ve Mn ile birlikte N ve C'yi bağlayarak karbür ve nitrür oluşturma eğilimine sahip en fazla % 0,2 Nb, Ti ve V gibi mikroalaşım elementleri içeren çeliklerdir. Bu çelikler özellikle termomekanik işlem kullanılarak ince taneli bir mikroyapıya sahip parçaların üretimi için kullanılırdılar. Mikroalaşımliamanın çelikte oluşturduğu etki, uygulanan plastik deformasyonun şartlarına bağlıdır. Dislokasyonlar ve tane sınırı üzerinde çözünen ve katı çözültü içerisinde serbest halde bulunan mikroalaşım elementleri östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltir, böylece tane sınırlarının toparlanma hızlarında bir azalmaya neden olur [1,2]. Bunun yerine, MX-tipi (M-Nb, Ti ve V; X-N ve C) gibi çökelti şeklinde dislokasyonların üzerine çökelen mikroalaşım elementleri dinamik toparlanma sürecini ve plastik deformasyon sırasında muhtemelen dinamik yeniden kristalleşmeyi yavaşlatır. Buna ek olarak oluşan çökelti aynı zamanda statik toparlanma ve statik veya metadinamik yeniden kristalleşme oranını düşürerek tekrarlanan deformasyon aşamaları arasında ve

deformasyon sonrasında yeniden kristalleşmiş östenit tanelerinin büyümesini engellemektedir [3,4]. Üretimde mikroalaşımli çeliklerin artan kullanımı, yalnızca bu çeliklerde meydana gelen dayanım artışı mekanizmasının değil, aynı zamanda kompozisyon ve termomekanik işlem parametrelerinin bu mekanizmalar üzerindeki etkilerinin de anlaşılmasını gerektirmektedir [5,6]. Günümüzde kullanılan mikroalaşımli çelikler, mukavemet, tokluk, süneklik ve şekillendirilebilirlik arasında optimum dengeyi sağlamak amacıyla uygun bir kimyasal bileşim ve termomekanik işlem parametreleri kombinasyonu ile elde edilmektedir [7]. Uygulamada, deformasyon seviyeleri ve diğer mekanik özellikler, özellikle vanadyum, titanyum ve niyobyum gibi mikroalaşım elementlerinin potansiyel çökelme sertleşmesi ve tane inceltme etkilerinden yararlanılarak sıcaklık, deformasyon oranı, deformasyon hızı gibi termomekanik işlem parametrelerinin kontrol edilmesiyle mikroalaşım çelikleri üretilmektedir.

Mikroalaşımli çeliklerin önemli bir özelliği, çelik bileşimini ve termomekanik işlem parametrelerini değiştirerek elde edilebilecek mikroyapıların çeşitliliğidir. Sade karbonlu alaşımsız çeliklerin sıcak deformasyonu sırasında, mikroyapı değişimi, az miktarda niyobyum, titanyum, vanadyum, molibden, bor veya alüminyum elementlerini tekli veya kombinasyon halinde içeren mikroalaşımli çeliklerde gözlemlendiği gibi belirgin değildir. Bu gibi elementlerin düşük karbonlu çeliklere eklenmesi, östenit oluşumunu kolaylaştırmak, ayrıca faz dönüşüm kinetiğini etkilemek ve muhtemelen ferrit fazında çökelme sertleşmesini sağlamak içindir. Mikroalaşım elementleri arasında, niyobyum bu özellikler üzerinde en güçlü etkiye sahiptir. Her şeyden önce, mikroalaşımli çeliklerin metalürjisi, mikroyapısal parametreler ve mekanik özellikler arasındaki nicel ilişkiler açısından değerlendirilir. Plastik deformasyonların ve ürünlerin kalitesinin etkin kontrolü, deformasyon koşullarının ve sıcak deformasyon sırasında meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin anlaşılmasıyla iyileştirilebilir. Önerilen modeller kullanılarak elde edilen hesaplama sonuçlarının deney sonuçları ile karşılaştırılması, mekanik davranış analizleri için fayda sağlamaktadır. Belirtildiği gibi, termomekanik işlem modelleri yapısal, mekanik ve faz dönüşümü gibi karmaşık metalürjik olaylara uygulandığında özellikle cazip faydalar sağlayabilir. Sıklıkla son deformasyon, malzeme kesitindeki farklılaşmadan dolayı soğutma oranındaki değişiklikler

nedeniyle iki fazlı veya tek fazlı bölgede meydana gelebilir. Aynı etki, dönüşümün başlangıç sıcaklığı yüksek deformasyon nedeniyle arttığında ve deformasyon iki fazlı bölgede gerçekleştiğinde de beklenebilir. Mikroalaşımli çeliklerin sıcak deformasyonunda, östenitin başlangıçtaki mikroyapısının homojen olmayışı bitmiş ürünün metalürjik yapısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bu durum malzemelerin mekanik özelliklerini güçlü bir şekilde etkileyebilir. Sıcak deformasyon koşullarının mikroyapı üzerindeki etkisi, çökeltme süreci ve sonuçta ortaya çıkan kusurların (alt taneler, dislokasyonlar ve deformasyon bantları) etkisinin endüstriyel koşullar altında izlenmesi zor ve pahalıdır. Bununla birlikte, iyi yapılandırılmış ve deneysel olarak doğrulanmış dayanım arttırıcı mekanizmaların geliştirilmesiyle ortaya çıkan modellerin kullanılması, optimum mekanik özelliklerin kontrol edilmesini mümkün kılmaktadır [8,9].

Mikroalaşımli çeliklerin üretim aşamalarının zorluğu ve maliyeti toz metalürjisiyle bu çeliklerin üretilmesi için yeni alaşım sistemlerinin geliştirilmesine yol açmıştır. Düşük alaşım içeriğine rağmen, mikroalaşımlama, dayanım ve toklukta büyük artışlara yol açabilmektedir. Bu durum tane incelmeye neden olan karbonitrürlerin oluşumunun bir sonucudur. Bu etkilerin katkısı toz metalürjisinde (T/M) dövme ve haddeleme yöntemleri kullanılan geleneksel çelik üretimine göre farklı olan termal ve mekanik işleme bağlıdır. Mikroalaşım elementinin seçimi, oluşan karbürün veya nitrürün çözünürlüğüne bağlıdır. Titanyum karbür, nitrür veya karbonitrür çökeltisi oluşturarak çökelti sertleşmesi, tane boyutu küçültme gibi mukavemet arttırıcı mekanizmalarla dayanıma katkı sağlamaktadır. Niyobyum ve vanadyum tarafından sağlanan dayanım artışı, değişik mekanizmalarla oluşmaktadır: İnce karbonitrür parçacıklarının çelik içerisinde uygun termomekanik işlemlerle oluşturulması tane incelmesi sağlayarak dayanımı arttırmaktadır. Vanadyum ilave edildiğinde, azot bakımından zengin vanadyum karbonitrür [V (C, N)] çökeltileri oluşur. Azot, çökeltilerin çekirdeklenme hızını ve yoğunluğunu belirler. V (C, N), yüksek karbonlu çeliklerde daha fazla çözünür ve niyobyum ile karşılaştırıldığında karbon oranına daha az duyarlıdır. Niyobyum, mikroalaşım çeliklerinde karbonla çökelti oluşturmak için kullanılan elementken, daha yüksek karbon seviyelerinde, Nb'nin (C, N) çözünürlüğü azalır ve çözeltide niyobyum elde etmek için daha yüksek sıcaklıklara çıkmak gerekir [8,9].

Yapılan literatür araştırmasında elde edilen bilgilere göre mikroalaşım karbür ve nitrürlerin çözünürlüklerinin farklı olduğu görülmüştür. Bu farklılıktan dolayı uygun östenitleme sıcaklığını seçmek problem oluşturabilir. Karbürlerin çözünürlüğü nitrürlerin çözünürlüğünden fazladır bu nedenle nitrürlerin bu düşük çözünürlüğü tane kabalaşmasını engellemektedir. VC diğer karbürlere göre östenit fazı içerisinde daha fazla çözünmektedir buna karşın TN'nin çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerden çok daha düşüktür. Mikroalaşım karbürlerinin çözünürlüğü benzer mikroalaşım nitrürlerinden genelde daha yüksek olduğu bilinmektedir. NbC ve VN'nin östenit fazı içerisindeki çözünürlüğü östenitleştirme sıcaklığına ve karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Mikroalaşım çeliklerinin içerisinde bulunan karbo-nitrürlerin çözünürlüğü ve oluşma sıcaklıkları birbirinden farklılık göstermektedir. Bu farklılık çeliğin mekanik özelliklerini önemli derecede etkilemektedir. Toz metalürjisinin en büyük avantajlarından birtanesi istenilen kimyasal bileşimde toz metal çelik üretiminin kolay bir şekilde gerçekleştirilebilmesidir. Fakat bunun yanında toz metalürjisinin en büyük dezavantajı gözenekli yapının tamamen yok edilememesi ve yoğunluğun geleneksel döküm yöntemiyle üretilen malzemelere göre düşük olmasıdır.

Yapılan bu çalışma kapsamında istenilen kimyasal bileşimde toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelere farklı deformasyon oranlarında termomekanik işlem uygulanarak gözenekli yapının minimum düzeye düşürülmesi sağlanmıştır. Ayrıca, çökelti oluşumu kontrol edilmiş ve bunun sonucunda ürün kalitesi arttırılmıştır. Yapılan literatür araştırmalarında hem yoğunluğun hemde çökelti oluşumun kontrol edildiği çalışmaların olmadığı görülmüştür. Gözenekli yapının termomekanik işlemlerle minimum düzeye düşürülmesi ve çökelti oluşumunun aynı anda kontrol edilmesi bu çalışmanın diğer çalışmalardan ayrı kılan en önemli yeniliği ve farkı olmuştur.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GENEL TANIMI

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YDDA) veya high strength-low alloyed (HSLA) olarak adlandırılan mikroalaşımlı çelikler karbon çeliğinden daha iyi mekanik özellikler sağlayan ve korozyona karşı daha fazla dirence sahip bir alaşımlı çelik türüdür. Mikroalaşımlı çelikler, belirli bir kimyasal bileşimi karşılamak için değil, daha çok belirli mekanik özelliklere göre üretilmeleri bakımından diğer çeliklerden farklıdır. Bu çelikler şekillendirilebilirliği ve kaynaklanabilirliği korumak için % 0,05-0,25 arasında karbon içeriğine sahiptirler. Bileşimindeki alaşım elementleri arasında % 2,0'ye kadar mangan ve düşük miktarlarda bakır, nikel, niyobyum, azot, vanadyum, krom, molibden, titanyum, kalsiyum, nadir toprak elementleri veya zirkonyum bulunur [10]. Bu çeliklerin ısıtılma işlem uygulanmadan akma dayanımı 500 ve 750 MPa arasındadır. Yorulma ömrü ve aşınma direnci, benzer ısıtılma işlem görmüş çeliklere göre daha üstündür [11].

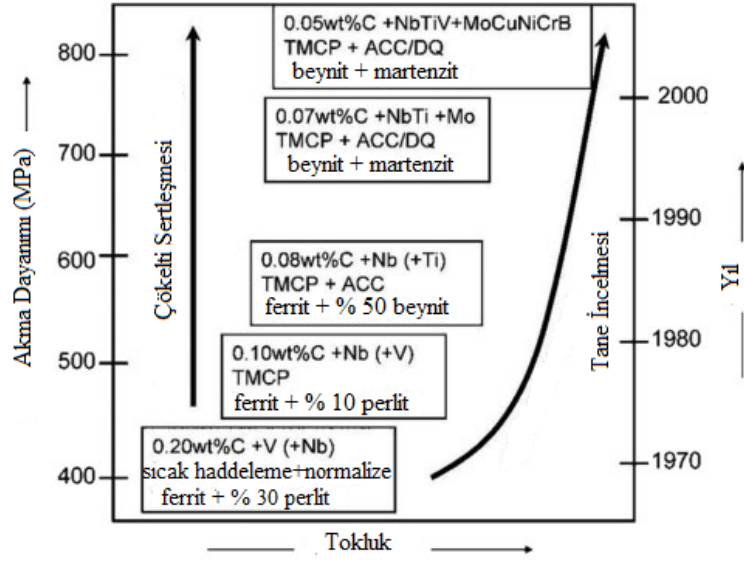
Mikroalaşım çelikleri arabalarda, motorlu endüstriyel araçlarda, vinçlerde, köprülerde ve yüksek miktarlarda dayanım-ağırlık oranına ihtiyaç duyan diğer yapılar için dizayn edilip kullanılabilirler. Çünkü bu çelikler genellikle aynı mukavemet değerlerine sahip olan karbon çeliğinden % 20 ila % 30 daha hafiftir [11].

Mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri çeliğin mikroyapısı ve kimyasal kompozisyonu ile yakından bağlantılıdır. Mikroyapının kontrolü ise kimyasal bileşimin uygunluğuna, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşüm kinetiğinin kontrolüne bağlıdır. Bu nedenle elde edilmesi istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır [12].

2.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TARİHSEL GELİŞİMİ

Mikroalaşımli çeliklerin temel gelişimi son 50 yılda gerçekleşmiştir ve başlangıçta çelik üretiminde niyobyum ilavelerine odaklanılmıştır. Mikroalaşımlama teriminin genellikle Beiser tarafından 1959'da yayınlanan ve bir karbon çeliğine küçük miktarda niyobyum ilavesinin sonuçlarını bildiren makalesinden ortaya çıktığı kabul edilir [13]. 1950'lerin sonlarında ve 1960'ların başlarında niyobyum mikroalaşım çelikleri üzerindeki erken çalışmaların çoğu, ABD ve İngiltere'de yoğunlaşmıştır. Bu gelişmenin tarihi, Woodhead ile birlikte Morrison tarafından, niyobyum karbürün çökelti sertleşmesi ve ferrit tane boyutunun incelmeye katkısıyla birlikte bulunan yumuşak çeliklerden daha fazla mukavemete sahip olduğunu gösteren bir çalışmayla desteklenmiştir [14-16]. Bu gelişmeyi bu kadar özel yapan olgu, kullanılan % 0,005 ile % 0,03 oranında düşük miktarlarda niyobyum ilavesi ile nispeten daha az maliyet sonucunda tokluk ve dayanımda iyi bir artış elde edilmesidir. Ayrıca, niyobyum C-Mn çeliğine eklenmiş ve akma mukavemetini yaklaşık 300 MPa'dan 415 MPa'ya kadar yükselttiği görülmüştür.

Mikroalaşımli çeliklerin geliştirilmesinde önemli bir faktör ise çelik üretimi ve sıcak haddeleme ile ilgili yaşanan gelişmelerdir. Bunlar, döküm sırasında oluşan çökeltilerin haddelemeden önce çözeltiye alınmasını sağlamak için niyobyum karbür ve nitrürlerin çözünürlük limitlerinin bilinmesini içermektedir [17-18]. Ayrıca, haddeleme geçiş sayısının ve sıcaklıklarının kontrol edilmesinin gerekliliği kontrollü haddelemenin doğmasına neden olmuştur. Kısa bir süre içinde çelik üretiminin diğer birçok yönüne bilgisayar kontrolünün getirilmesi, ince taneli ve homojen bir şekilde dağılmış ferrit tanelerinin elde edilmesine yardımcı olmak için bilgisayar modelleme çalışmalarının geliştirilmesine yol açmıştır [19-21]. Şekil 2.1, alaşım tasarımı ve üretimdeki ilerlemelerle birlikte plaka çeliklerinin mikroyapısının ve özelliklerinin zaman içinde nasıl değiştiğini şematik olarak göstermektedir.



Şekil 2.1. Boru hattında kullanılan mikroalaşım çeliklerinin gelişimi (TMCP: termomekanik kontrollü işleme; ACC: hızlandırılmış soğutma; DQ: su verme) [22-24].

Mikroalaşımli çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanılmasına olan ilgi 1973'teki petrol krizi nedeniyle bir zorunluluk haline gelmiştir. Endüstri, yakıt tüketimini düşürmek için araçların ağırlığını azaltma durumuyla karşı karşıya kalmıştır [25,26]. 1972-75 döneminde, standart boyutlu bir arabadaki ağırlık, tüketici yaşam tarzını ve beklentilerini karşılamak için yaklaşık 159 kg artmıştır [26]. Bugüne kadar yaşanan ilk petrol krizinden bu yana araçlarda kullanılan mikroalaşım çeliklerinin türleri önemli ölçüde değişmiştir. Araçlarda ağırlık azaltmak hala ana hedef olmaya devam ederken modern araçlarda kullanılan çeliklere, çevre koruma, yani CO₂ emisyonlarının azaltılması, artan çarpışma direnci, daha iyi şekillendirilebilirlik performansı, kaynaklanabilirlik ve boyanabilirlik gibi diğer gereksinimler eklenmiştir. 1970'li yıllarda otomobil ağırlıklarının azaltılmasına yönelik çalışmalara ağırlık verilerek, düşük karbon eşdeğerine sahip, yüksek dayanım ve tokluk elde etmek için ekstra düşük C'li yüksek Mn-Mo-Nb'li iğnesel ferrit çeliği ve ekstra düşük C'li, yüksek Mn-Nb'li beynit çeliği geliştirilmiştir. Sonraki süreçte çelik saclar ve yüksek dayanımlı düşük alaşımli boru hattı çelikleri üretilmiştir [27,28].

1970'li yıllarda mikroalaşım çelikleri ile yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda kısaca özetlenmiştir;

1. Dayanım oranı benzer seviyelerde olan Nb ve V katkılı çeliklerden Nb katkılı olanlar daha yüksek tokluğa sahiptir.
2. Perlit miktarı Mn ilavesi düşürülen çeliklerde tokluğu arttırırken Ar₃ sıcaklığının da düştüğü gözlemlenmiştir. Daha düşük sıcaklıklarda meydana gelen çökelti daha ince boyutlu olmaktadır.
3. Nb ilaveli çeliklerde yeniden kristalleşme sıcaklıkları 900-950 °C'ye kadar düşürülmüştür.
4. Yeniden kristalleşmeyen γ taneleri haddeleme doğrultusunda uzarlar. Böylelikle deformasyon bandları ve dolayısıyla ferritin çekirdekleşmesi için çekirdekleşme bölgeleri oluştururlar.
5. Özellikle boru hattı için üretilen çeliklerde enine tokluk önemli bir etkidir. Bu sebeple, MnS gibi kalıntıların uzaması sonucu oluşabilecek tokluk düşüşleri göz ardı edilmemelidir.
6. Düşük deformasyon sıcaklığında malzeme daha fazla deformasyona uğrayarak yapının daha ince taneli olması ve tokluğun iyileşmesi sağlanmıştır.
7. Malzeme deformasyon sıcaklığı $\alpha+\gamma$ bölgesinde deforme edilirse, pekleşme ve tane inceltme mekanizmalarıyla birlikte mukavemet artışı sağlanmaktadır [28,29].

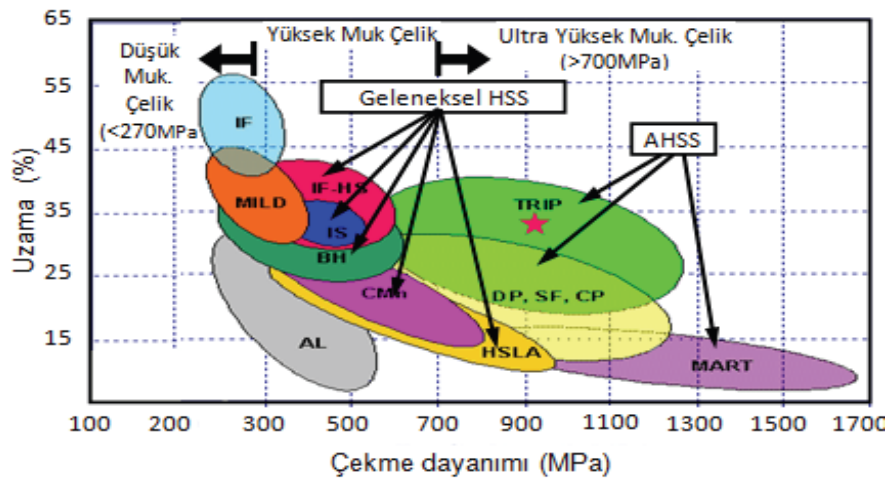
Bu çalışmalar sonucunda hızlanan mikroalaşımlama sonucunda oldukça farklı ve geniş özelliklere sahip çelik grupları elde edilmiştir. Bu özellikler ise; malzemenin mukavemet ve tokluk özelliğinin arttırılması, aynı zamanda iyi kaynaklanabilir olmasıyla birlikte hafif olması ve maliyetin düşürülmesi olarak ifade edilebilir.

2.3. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ VE KULLANIM ALANLARI

Mikroalaşımlı çelikler dövme ürünleri, yassı ürünler ve boru çelikleri olarak üretilmektedir. Fakat üretim çoğunlukla yassı ürünler şeklinde gerçekleştirilmektedir. Mikroalaşımlı çeliklerin yassı ve dövme mamullerinde alaşım tasarımında, özellikle karbon miktarı büyük farklılık göstermektedir. Yassı olarak üretilen ürünlerde karbon oranı % 0,05 - 0,15 arasında olurken, dövme ürünlerinde kontrollü soğutmadan dolayı karbon oranı alt sınır olarak % 0,25 oranındadır. Bu çeliklerin

kimyasal kompozisyonuna niyobyum, titanyum ve vanadyum gibi elementler tekli, ikili ve üçlü kombinasyonlar halinde katılmaktadır. Bu elementlerin mikroyapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltilerin etkisiyle tane boyutu inceltirilerek tokluk ve dayanımda artış elde edilmektedir. Ayrıca çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla da mukavemet artışı sağlanmaktadır [30,31].

Mikroalaşım çelikler doğal gaz ve çeşitli boru hatları ile özellikle otomotiv sektöründe yüksek dayanım, tokluk ve kaynak kabiliyeti nedeniyle tercih edilmektedir. Mikroalaşım çelikleri farklı otomobil parçaları yapımında yüksek mukavemet ve düşük ağırlık oranına sahip olduklarından dolayı, araç ağırlığını azaltarak yakıt tasarrufuna sebep olmaktadır [30,31]. Otomotiv uygulamaları ile ilgili olarak, mikroalaşım çeliklerinin tamamı, süspansiyon sistemleri, şasi ve takviye parçaları gibi otomobil, kamyon ve römorkların yapısal bileşenleri için uygundur. Mikroalaşım çelikleri iyi yorulma, burulma direnci ve darbe mukavemetine sahiptir. Bu özellikler göz önüne alındığında, bu çelik sınıfı, takviye ve yapısal bileşenler için ağırlık azaltma sunmaktadır [32-34]. Şekil 2.2’de otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan çeliklerin % uzama ve dayanım değerleri arasındaki ilişki görülmektedir.

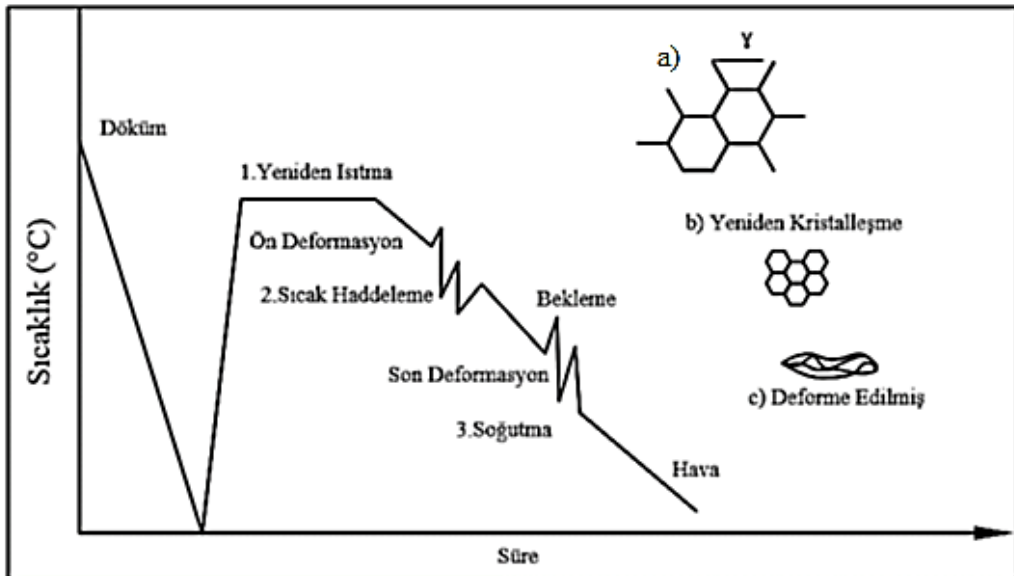


Şekil 2.2. Otomobiller için geliştirilen düşük mukavemetli, yüksek mukavemetli ve ultra yüksek mukavemetli çelik türleri arasındaki mukavemet ve % uzama ilişkisi [35,36].

Sıcak haddelenmiş mikroalaşımli çeliklerin mekanik özellikleri ve mükemmel soğuk şekillendirme performansı, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma direnci ve kaynaklanabilirliği, bileşenleri daha düşük ağırlık, kalınlık ve boyutta yeniden tasarlamak için teknik fırsatlar sağlar. Sıcak haddelenmiş mikroalaşımli çeliklerin tipik uygulamaları arasında şasi çerçeveleri, tekerlekler, sürgülü raylar ve traversler bulunur [37].

2.3.1. Yassı Mamüller

Yassı ürünlerin üretim aşamaları döküm, östenitleştirme (çözündürme tavı), kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma proseslerinden oluşmaktadır. Mikroalaşımli çeliklerin üretim aşamaları Şekil 2.3’de kademeli olarak gösterilmektedir. Bu ürünlerde mikroalaşımli ile birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekmektedir. Kontrollü haddeleme ile yapılan bu işlemde, 1000-1200 °C sıcaklık aralığında yapılan bir ön deformasyon sonrası, daha düşük sıcaklıklarda (700-800 °C) bir deformasyon daha uygulanmaktadır. Haddeleme sonucunda farklı soğuma hızlarına bağlı olarak mikroyapının beynitten veya ince taneli ferritten oluşması sağlanmaktadır. Soğuma koşullarına bağlı olarak az miktarda perlit veya martenzit fazıda elde edilmektedir [30,38].

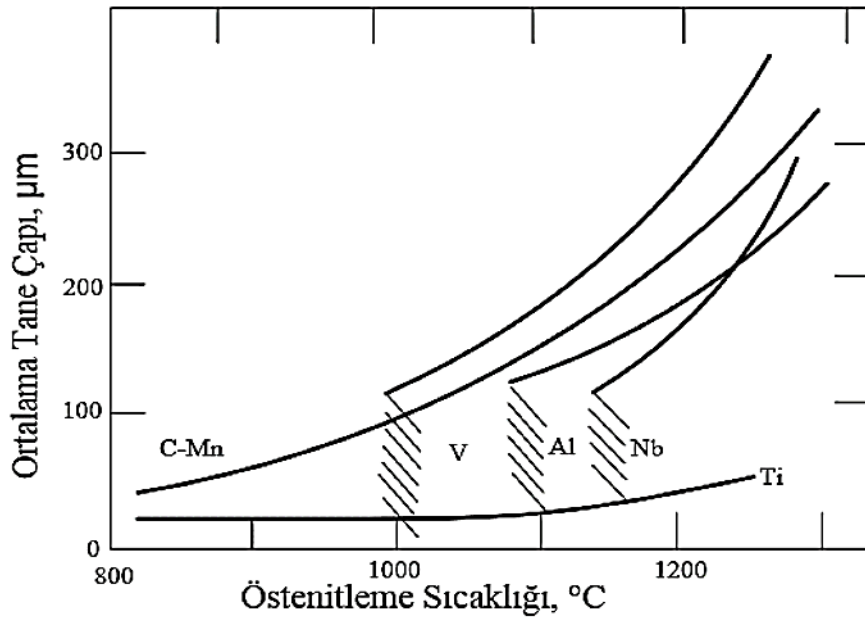


Şekil 2.3. Mikroalaşımli çelik üretim safhaları [30,36].

2.3.1.1. Östenitleştirme (Çözündürme Tavlaması)

1100-1200 °C aralığında yüksek sıcaklıklarda uygulanan sıcak deformasyon ile yeniden kristalleşmenin birbirini takip ederek oluşması ve östenit tane boyutunun küçültülmesi de istenmektedir. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları çökeltiler ile tane küçülmesi ya da çökelti sertleşmesi mekanizmalarına bağlı olarak çeliğin dayanımı etkilenmektedir [30,36].

Mikroalaşımli çelikler için östenitleştirme sıcaklığının seçimi, östenitin hem başlangıç tane boyutunu hem de başlangıçta çözünen mikroalaşım elementi içeriğini belirler. Tane irileşme sıcaklığı, östenit tanelerini sabitleyen çökeltilerin kararlılığı ve çözünürlüğü ile kontrol edilir. Bu çökeltilerin kararlılığını, çeliğin kimyasal bileşimi etkilemektedir. Ticari çelik kalitelerinin çoğu için, 920 °C'de VC'nin ve 1150-1300 °C aralığında ise VN, Nb(CN), AlN ve TiC çökeltilerinin çözünürlüğü beklenir [39]. Şekil 2.4'te bazı mikroalaşımli çeliklerde östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak alaşım elementlerinin tane büyümesine etkisi görülmektedir.



Şekil 2.4. Bazı mikroalaşımli çeliklerin tane büyüme davranışları [40,41].

Yüksek N içeriğine sahip Nb-V çeliklerindeki çökeltiler daha karardır ve 1200 °C'ye kadar yeniden ısıtıldıktan sonra gözlenen ince östenit tanelerinden sorumludur.

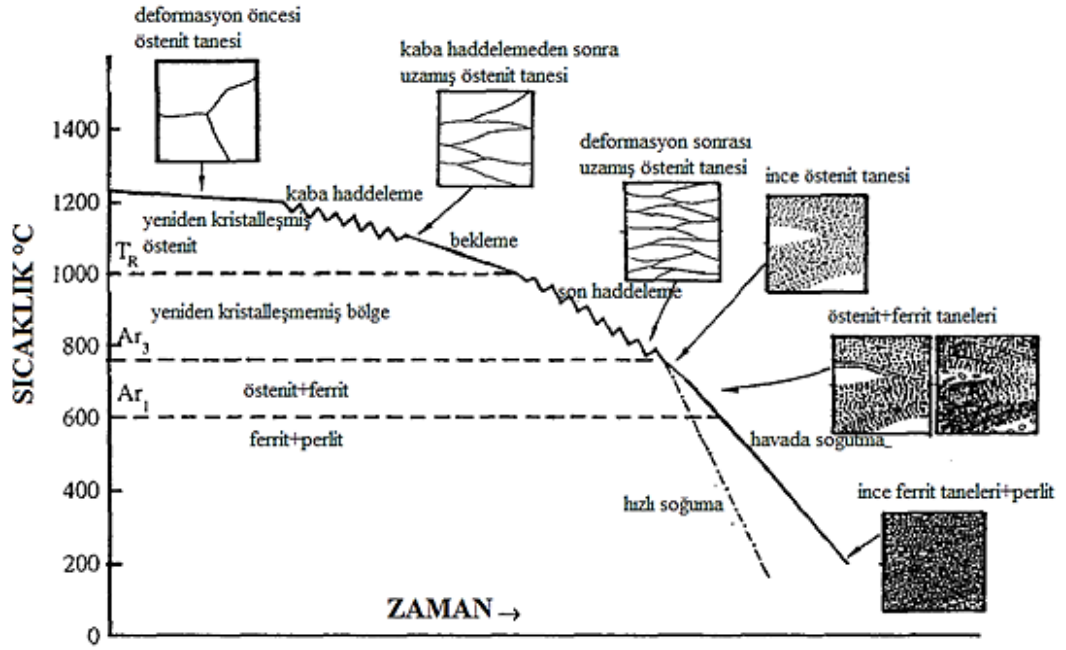
TiN en kararlı bileşiktir ve normal yeniden ısıtma sıcaklıklarında çok az miktarlarda çözünlüğüünün gerçekleşmesi beklenir [42].

Çökelmiş karbonitrür parçacıkları çeliğin ısıtılması sırasında ince şekilde dağılması sonucunda östenit tane sınırlarında yığılarak tane büyümesini önlemektedir. Fakat yüksek sıcaklıklarda ve/veya uzun tutma sürelerinde, parçacıklar çözünerek ve/veya kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve bunun sonucunda tane irileşmesi meydana gelir. Mikroalaşım elementlerinin etkisini yüksek oranlarda kullanmak için tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin kabalaşmasına izin vermeden çözündürmek gerekir [27,30].

2.3.1.2. Kontrollü Haddeme ve Kontrollü Soğutma

Mikroalaşım çeliklerinin sıcak haddelenmiş durumda iyi mukavemet, kırılma tokluğu ve kaynaklanabilirlik kombinasyonunu elde etmek için kontrollü haddeme ve kontrollü soğutma gibi termomekanik işlem proseslerine gereksinim vardır [43]. Optimum ferrit tane boyutu elde etmek için, faz dönüşümünün başlangıcında birim hacim başına östenit tane sınırı alanını arttırmak gerekir [44]. Kontrollü haddeme artık mikroalaşımli çeliklerin üretimi için yaygın olarak kabul edilen bir tekniktir. Kontrollü haddeme, östenit mikroyapısını kontrol etmek için sıcak haddeme sırasında sıcaklığı ve deformasyonu yöneten bir termomekanik işlem prosesidir. Bu haddeme prosesi ile östenit faz bölgesinde ferrit tanelerinin çekirdeklenmesi için yüksek yoğunlukta çekirdeklenme bölgeleri oluşturulmaktadır [45].

Kontrollü haddemede ilk adım gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar, haddeme esnasında sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddeme sonrası kontrollü bir soğutma ile işlem sonlandırılır. Kontrollü haddeme ve kontrollü soğutmanın temel amacı; östenit yapıyı ince taneli ferrit yapıya dönüştürmektir. Kontrollü soğutma esnasında östenitin dönüşümü ile oluşan ferrit tane boyutu, az karbonlu çeliğin mukavemet ve tokluğunu kontrol etmede anahtar bir faktördür [30,31]. Şekil 2.5'te kontrollü haddemenin kademeli olarak şematik şekli görülmektedir.



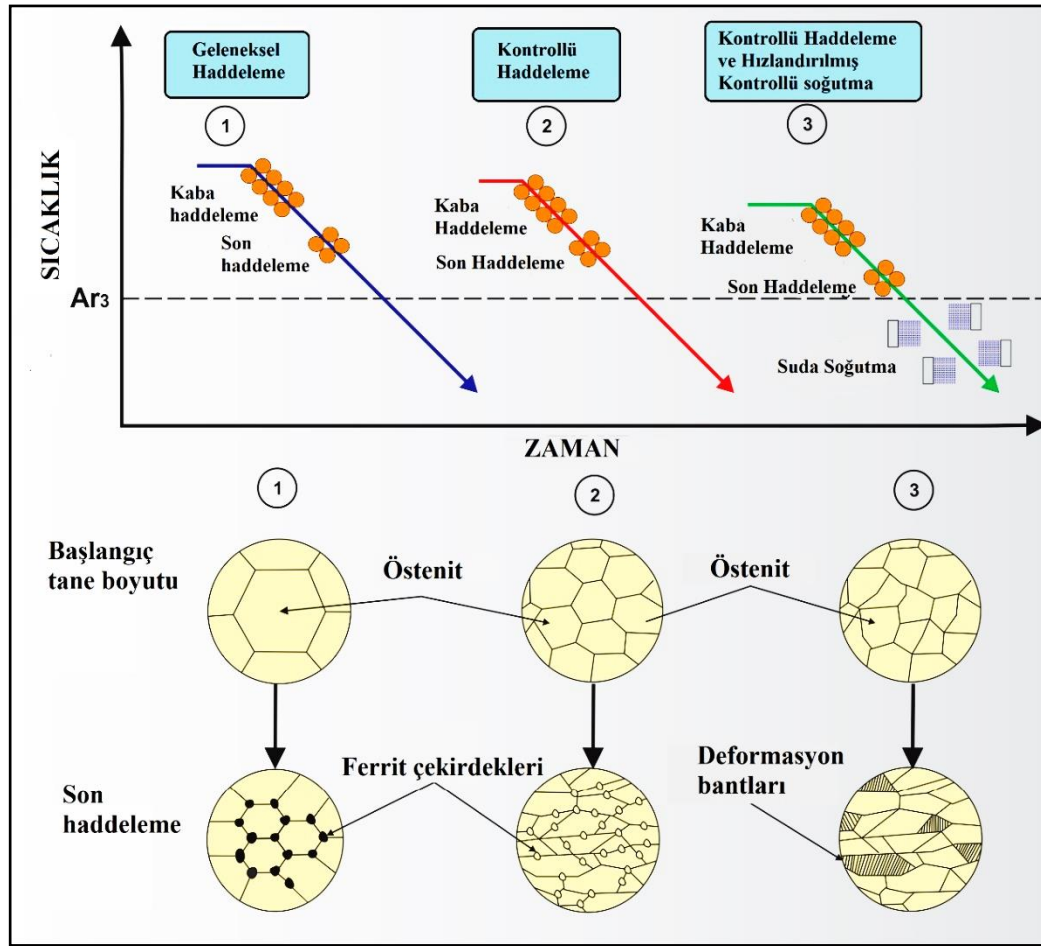
Şekil 2.5. Geleneksel kontrollü haddelemenin şematik profili [46].

Kozasu ve arkadaşları [45], kontrollü haddeleme sürecini östenit ve ferrit tane yapılarındaki değişikliklerle bağlantılı olarak üç aralığa ayırmıştır. Birincisi, östenitin yeniden kristalleştiği sıcaklık aralığındaki deformasyondur. 1000 °C'nin üzerindeki sıcaklıkta uygulanan deformasyonla, nispeten iri taneli ferrit yapısı ve üst beynite dönüşen yeniden kristalleşmiş östenit taneleri oluşmaktadır. Yeniden kristalleşme ile elde edilen östenit tane boyutu artan gerinim ile azalır ve sonunda sınırlayıcı bir değere ulaşır [47].

İkincisi, östenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklık aralığında gerçekleştirilen deformasyondur. 900 °C-1000 °C arasındaki sıcaklık aralığındaki deformasyon ile östenit taneleri uzar ve deformasyon yapıları oluşur [48]. Deformasyon sonucu genellikle ikizlenme veya deformasyon bantlarının oluşumu ile ferritin potansiyel çekirdeklenme bölgelerinin sayısı artmaktadır ve bu kontrollü haddelemenin en önemli yönlerinden biri olarak kabul edilir [49,50].

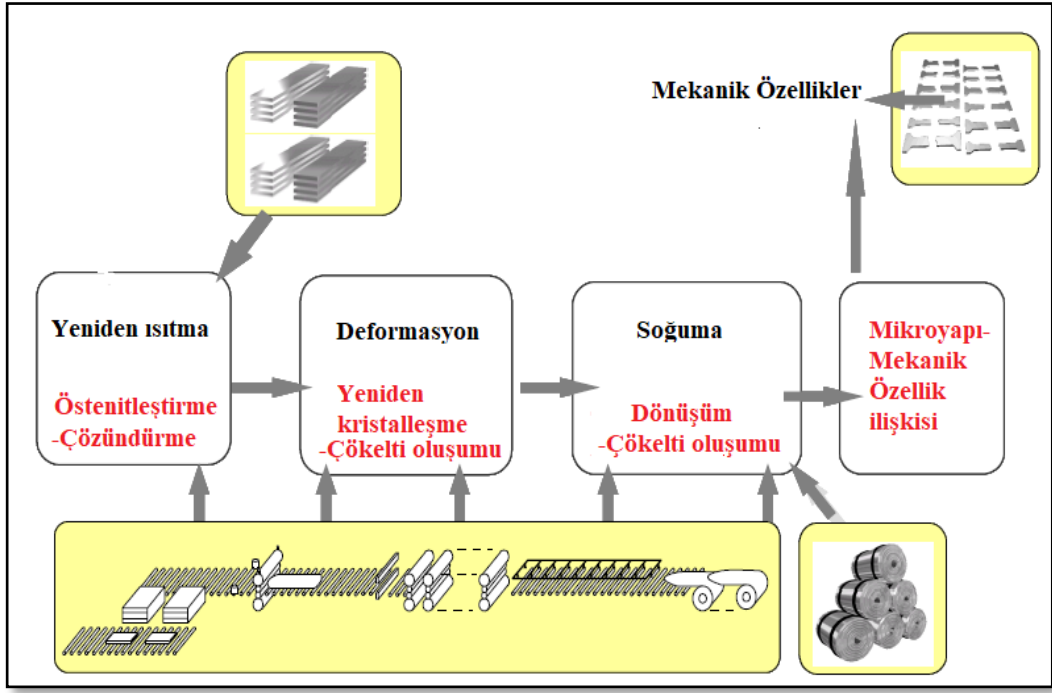
Üçüncüsü, iki fazlı bölgedeki ($\gamma+\alpha$) deformasyondur. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki deformasyon, daha ince taneli ferrit yapısına yol açan "ılık işlenmiş" östenit üretilir. Üçüncü aşama deformasyonu, nihai mekanik özellikler

üzerinde ilk iki aşamadan çok daha büyük bir etkiye sahiptir. Ar_1 - Ar_3 sıcaklık aralığında yapılan deformasyon ile eş eksenli ferrit taneli bir yapı elde edilir ve bu bölgede yapılan deformasyon sonrası artan gerinim sertleşmesi ile çeliğin mekanik özellikleri değişir [51]. Şekil 2.6, geleneksel haddeleme, kontrollü haddeleme ve kontrollü haddeleme ve hızlandırılmış kontrollü soğutma yoluyla elde edilen çeliklerin mikroyapı karşılaştırmasını göstermektedir. Kontrollü haddeleme ve hızlandırılmış kontrollü soğutma sürecinde, deforme olmuş östenitte hızlandırılmış soğutma sırasında ferrit taneleri için bir çekirdek görevi gören ve sonuç olarak daha ince ferrit tanelerinin oluşumunu kolaylaştıran deformasyon bantları oluşmaktadır [52].



Şekil 2.6. Termomekanik işlem prosesleri ve mikroyapı değişimleri [52].

Şekil 2.7’de ise haddeleme işlemi sırasında değişen mikroyapının metalürjik olarak oluşum aşamaları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.7. Haddeme işleminde değişen mikroyapının şematik profili [53].

2.3.2. Mikroalaşımli Boru Çelikleri

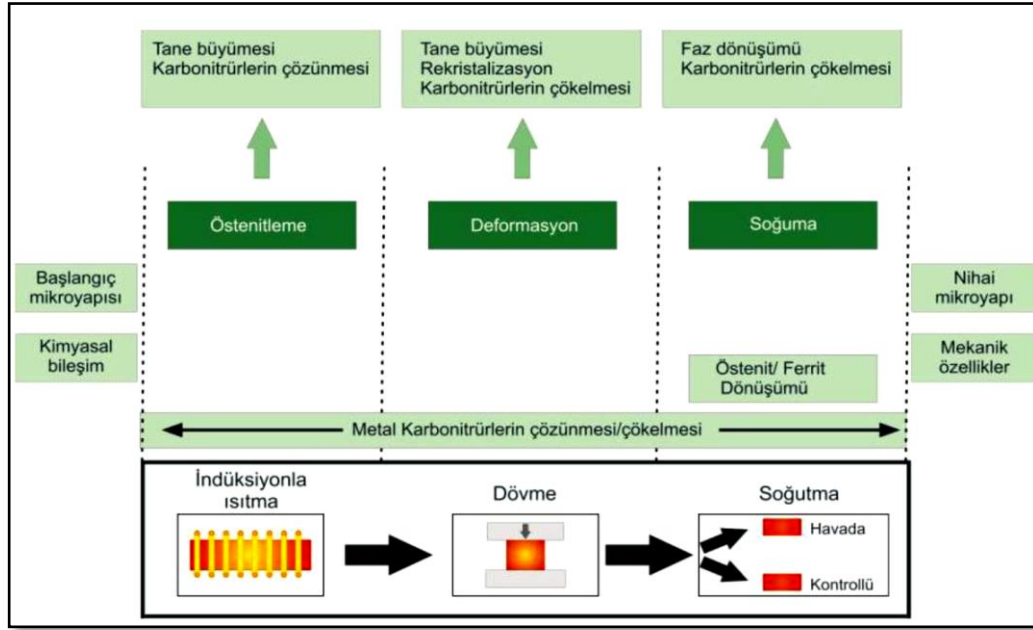
Petrol taşımacılığı sonrasında doğalgaz kullanımının dünya çapında yaygınlaşmasından kaynaklı, doğalgaz taşımacılığı da önemli bir sektör haline gelmiştir. Doğalgaz taşımacılığında uzak mesafeler için yüksek basınçlı şartlar altında kullanılan geniş çaplı borular kullanılmaktadır. Bu nedenle boru çeliklerinin güvenlik gereksinimleri, maliyeti gerekse üretim ve montajı önem arz etmektedir. Bu sebeplerden dolayı yassı mamullerden üretilen kaynaklı büyük çaplı boru üretimi tüm dünyada artmıştır. Bu boru malzemelerin iyi mukavemet, tokluk ve iyi kaynaklanabilme özelliğine de sahip olması gerekmektedir. İyi kaynak edilebilme özelliğine sahip olabilmesi için bu malzemelerin karbon oranının düşürülmesiyle az perlitik çelikler grubu üretilerek iyi bir tokluk eldesi sağlanmıştır. Tokluk artışı modern metalürjik yöntemlerle elde edilmiştir. Kükürt oranının düşürülmesiyle yüksek tokluğa sahip çeliklerin üretimi mümkün olabilmektedir. Ayrıca termomekanik haddeme yönteminin geliştirilmesiyle boru çeliklerinin özellikleri daha da iyileştirilmiştir [54].

2.3.3. Dövmeye Ürünler

Özel uygulamalar için, dövme mikroalaşımli çelikler geliştirilmiştir. Geliştirilmiş özelliklerin başında hafif bileşenler üretmek gelmektedir. Özellikle otomobil sektöründe dövme mikroalaşımli çelikler krank milleri, bağlantı çubukları, süspansiyon sistemleri, miller, aktarma organları vb. bileşenlerde kullanılmaktadır. Mikroyapı ve özellikler, birçok durumda kontrollü termomekanik işleme geliştirilmiştir. Mikroalaşımli dövme ürünleri, çökelme sertleşmesi mekanizmasıyla geliştirilmiş özelliklere sahiptir ve mukavemet ile tokluk arasındaki denge karbon içeriğine dayanmaktadır [55].

Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin kimyasal kompozisyonu özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar göstermektedir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülmektedir. Malzeme içerisindeki alaşım elementlerinin miktarı, tane büyüklüğü, deformasyon oranı, deformasyon sıcaklığı ve yabancı parçacıklar dislokasyonların hareketlerini ve dağılımlarını doğrudan etkileyen parametrelerdir [56,57].

Şekil 2.8'de mikroalaşımli ferritik ve perlitik dövme çeliklerin mekanik özelliklerini ve mikroyapısını etkileyen metalürjik mekanizmalar görülmektedir. Dövme prosesi östenitleme, dövme ve soğuma olmak üzere üç kademeyle gerçekleştirilmektedir. Herbir işlem kademesinde yapı içerisinde bulunan çökeltilerin çözünmesi veya çökmesi oluşabilmektedir. Östenitleme ve dövme aşamalarında tane büyümesinin kontrollü malzeme tokluk özelliğinin belirlenmesinde önemli bir parametredir. Çökelti sertleşmesi ise soğuma sırasında meydana gelerek mukavemet artışı sağlanmaktadır [58].



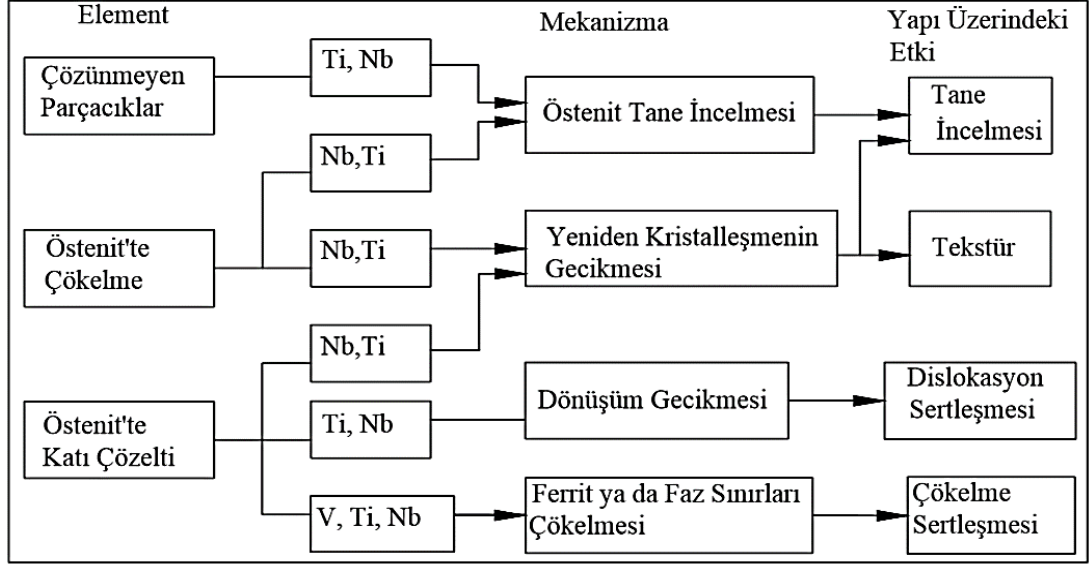
Şekil 2.8. Mikroalaşımli ferritik ve perlitik dövme çeliklerinde mikroyapı ve mekanik özelliklere etki eden metalürjik mekanizmaların şematik gösterimi [59].

2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ

Çeliklerin kimyasal bileşiminde C elementinin yanısıra farklı miktarlarda alaşım elementleri yer almaktadır. Malzeme bileşiminde bulunan bu alaşım elementleriyle başta dayanım olmak üzere mekanik özellikler iyileştirilmektedir. Mikroalaşım çeliklerin üretilmesinde ise mikroalaşımlamada genellikle titanyum, vanadyum, niyobyum ve alüminyum elementleri kullanılmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin çeliğin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkileri farklıdır [38,59].

Mikroalaşımli çelikler niyobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyum gibi mikroalaşım elementlerinin yanında bakır, mangan, krom, nikel ve silisyum gibi alaşım elementlerini de içerirler. Mikroalaşım elementlerinin metalürjik tasarımlarda temel etkisi tane inceltmesidir. Sıcaklığa bağlı olarak çökelen V, Ti, Nb (C_xN_y) partikülleri tane sınırı hareketinin ve yeniden kristalleşmenin engellenmesine sebebiyet vermektedir. 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 karbonitrür olarak çökeler ve böylece

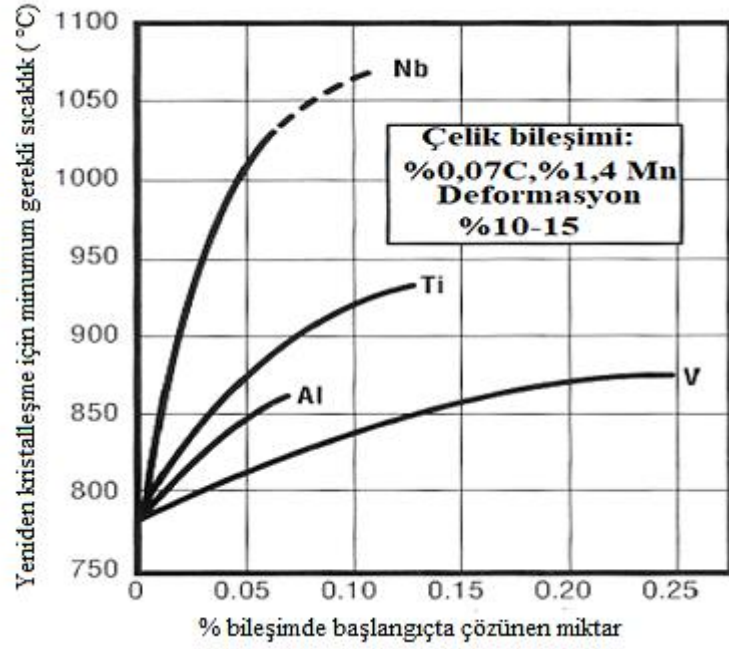
arzulanan etkiyi sağlar [60]. Şekil 2.9'da mikroalaşım elementlerinin etkileri şematik olarak gösterilmiştir.



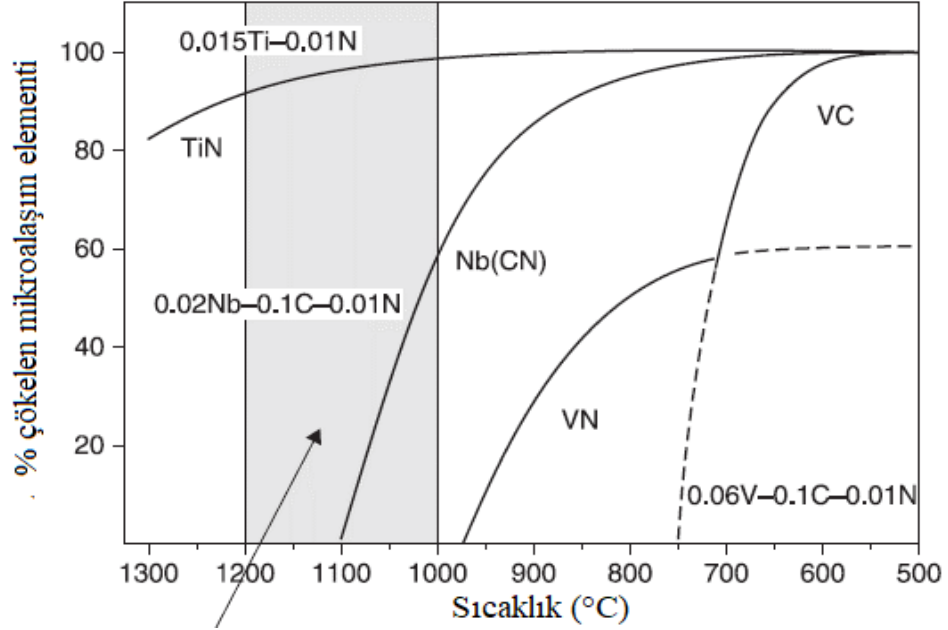
Şekil 2.9. Mikroalaşım elementlerinin çeliğin mikroyapısı üzerine etkileri [61].

2.4.1. Niyobyum

Niyobyum, mikroalaşım elementleri içinde belki de en kapsamlı şekilde incelenen elementtir. Sıcak haddeleme sırasında östenitin yeniden kristalleşmesini kontrol etme yeteneği, kontrollü termomekanik işlemede büyük ölçüde kullanılır. Diğer mikro alaşımlarla karşılaştırıldığında, küçük miktarlarda eklendiğinde bile Nb'nin üstün bir tane inceltici etkisi vardır. Şekil 2.10'da gösterildiği gibi östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Katı çözelti formunda veya bir çökelti olarak Nb, çeliğin mikroyapısal evriminde çok olumlu bir rol oynayabilir, ayrıca Nb'nin östenit içinde çözüldüğü veya çökeldiği sıcaklık aralığı, Şekil 2.11'de görüldüğü üzere geleneksel sıcak haddeleme sıcaklıklarıyla iyi bir eşleşmeye sahiptir. Bu özelliklerinden dolayı Nb, günümüzde kontrollü sıcak haddeleme sırasında mikroyapıyı geliştirmek için tercih edilen bir mikroalaşım elementidir.



Şekil 2.10. Mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerindeki etkisi [62].



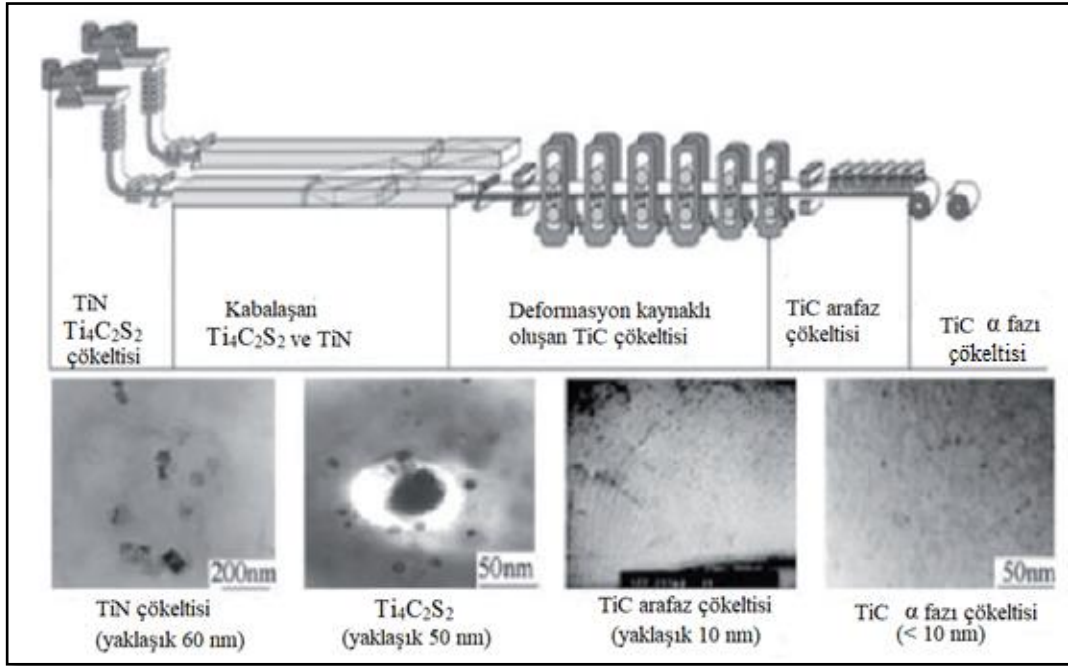
Şekil 2.11. Denge koşulları altında sıcaklığın fonksiyonu olarak farklı mikroalaşım elementlerinin çökeltme yüzdesi [63].

Genel olarak niyobyumun östenit üzerinde üç etkisi vardır: (i) yeniden ısıtma sırasında tane irileşmesinin önlenmesi, (ii) deformasyondan sonra statik yeniden kristalleşmenin önlenmesi veya geciktirilmesi, (iii) düşük sıcaklıkta östenit ayrışmasından sonra dönüşüm ürünlerinde çökeltme sertleşmesi [64–67].

2.4.2. Titanyum

Titanyum alaşımları, düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve korozyon direnci nedeniyle ağırlıklı olarak havacılık ve kimya endüstrilerindeki yapısal malzemelerde kullanılmaktadır. Oda sıcaklığında titanyum alaşımlarının çekme mukavemeti/yoğunluk oranları çeliklere ve Al alaşımlarına göre oldukça yüksektir. Çeliklere Ti ilave edildiğinde refrakter metaller olarak yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirir [68]. Titanyumun çelikteki ana rolü, tane inceltmesi ve çökelme sertleşmesidir. Çeliğin ergitilmesiyle Ti'nin çoğunun ergimiş çelikte çözünmesi ve katılaşmadan sonra karbür veya karbonitrür şeklinde çökmesi sağlanmalıdır. Ti'nin oksijenle bileşik yapma eğilimi yüksektir. Bu nedenle, ergitme sırasında ergimiş çelik düzgün bir şekilde deokside edilmezse, büyük miktarda titanyum oksit ergiyik içerisinde yer alabilmektedir. Yüksek azot içeriği, ergimiş çeliklerde inklüzyonlar oluşturan titanyum nitrürü oluşturur. Öte yandan, titanyum oksitler ve nitrürler sürekli döküm sürecini engellemektedir.

Ti-mikro alaşımlı çeliğin pirometalürjisi ile tane inceltme işleminde kükürt, oksijen ve azotun uzaklaştırılması gerekir. Ergitme sırasında Ti_2O_3 ve TiN parçacıkları, döküm mikroyapısı olarak sıvı çelikte çökecektir. Soğutma işleminde katı çözeltide çökelen TiN ve $Ti_4C_2S_2$, yeniden ısıtma ve yeniden kristalleştirme işleminde östenitin tane büyümesinin kontrol edilmesinde önemli bir rol oynar (Şekil 2.12). Bir tür mikroalaşım elementi olarak Ti, çeliğin özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmektedir. Ancak niyobyum ve vanadyum mikroalaşım elementleri ile karşılaştırıldığında Ti, endüstride uzun süredir yaygın olarak kullanılmamaktadır. Ti çok reaktiftir ve çok zararlı olan TiO ve TiS oluşturabilmektedir. Bu fazların oluşumu, düşük sıcaklıkta TiC çökmesinin hacim oranını azaltan ve aynı zamanda TiC'nin kimyasal serbest enerjisini önemli ölçüde değiştiren Ti'nin bir kısmını tüketir. TiC'nin çökelme davranışı değişir ve dayanım arttırıcı etkisi büyük ölçüde etkilenir. Ayrıca TiC sıcaklığa duyarlıdır ve çeliğin özelliklerini etkiler.



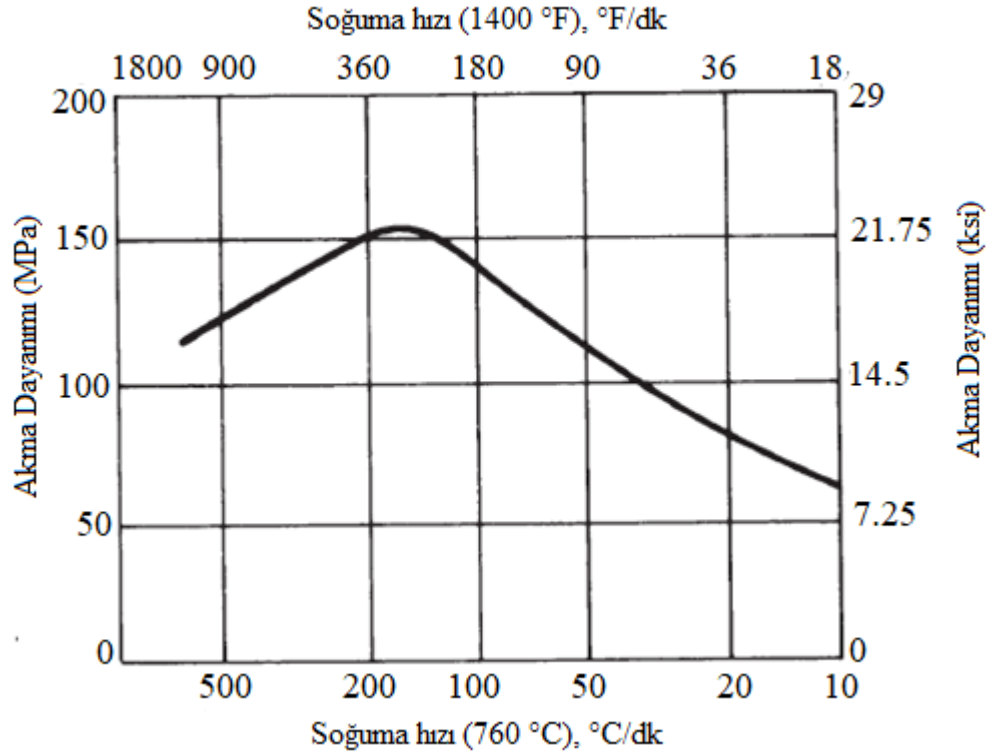
Şekil 2.12. Titanyumun çökelti oluşturma davranışının şematik gösterimi [69].

Ayrıca, yüksek dayanımlı Ti-mikroalaşımli çelikler çökeltme sertleştirmeli ferritik çeliklerdir. Ferrit tane inceltmesi ve TiC çökeltisi bu çelikler için aynı anda hem yüksek mukavemet hem de yüksek tokluk elde etmede önemli bir rol oynayan iyi bir kombinasyona sahiptir [69].

2.4.3. Vanadyum

Endüstride kontrollü haddelenmiş, normalleştirilmiş veya su verilmiş ve temperlenmiş durumda vanadyum içeren çelikler kullanılmaktadır. Vanadyum, sıcak haddelemeden sonra soğutma sırasında ferrit içinde ince çökelti partikülleri (5 ila 100 nm çapında) V(CN) oluşturarak mukavemet artışına katkı sağlamaktadır. Niyobyum çökeltileri kadar kararlı olmayan vanadyum çökeltileri, tüm normal haddeleme sıcaklıklarında çözelti halindedir ve bu nedenle oluşumları için soğutma hızına çok bağımlıdırlar. Karbon içeriğine ve sıcak haddelemeden soğuma hızına (ve dolayısıyla kesit kalınlığına) bağlı olarak, vanadyumdan gelen dayanım artışı, ağırlıkça % 0,01 V başına ortalama 5 ila 15 MPa arasındadır. Sıcak haddeleme sıcaklığı ve kesit kalınlığı tarafından belirlenen soğuma hızı, Şekil 2.13'de gösterildiği gibi % 0,15 V çeliğinde çökeltme sertleşmesi seviyesini etkiler. 170 °C/dak (306 °F/dak)'dan daha düşük soğutma hızlarında, kaba V(CN) çökeltileri oluşur ve mukavemet artışı için

daha az etkilidir. Daha yüksek soğutma hızlarında, çözeltilerde daha fazla V(CN) kalır ve böylece V(CN) parçacıklarının daha küçük bir kısmı çökelir ve dayanım artışı azalmaktadır.



Şekil 2.13. %0,15V çeliğinde çökeltme sertleşmesi nedeniyle akma mukavemetindeki artışa soğutma hızının etkisi [70].

Daha ince ferrit tane boyutları, daha düşük östenit-ferrit dönüşüm sıcaklıkları veya dönüşümden önce daha ince östenit tane boyutlarının oluşturulmasıyla üretilebilir. Yukarıda bahsedildiği gibi çökeltme sertleşmesi seviyesini etkileyen dönüşüm sıcaklığının düşürülmesi, alaşım ilaveleri ve/veya artan soğuma hızları ile sağlanabilir. Belirli bir soğuma hızı için, haddelenme sırasında östenit tane boyutunun iyileştirilmesiyle ferrit tane boyutunun daha da iyileştirilmesi sağlanır. Sıcak haddelenmiş çeliklerin östenit tane boyutu, haddelenme sırasında östenitin yeniden kristalleşmesi ve tane büyümesi ile belirlenir. Vanadyum sıcak haddelenmiş çelikler genellikle geleneksel haddelenmeye tabi tutulur ancak aynı zamanda yeniden kristalleştirmeli kontrollü haddelenme ile de üretilir. Geleneksel haddelenme ile vanadyum çelikleri, orta derecede çökeltme sertleştirilmesi ve tane inceltmesinden nispeten az dayanım artışı sağlar. % 0,25 C ve % 0,08 V içeren geleneksel sıcak

haddelenmiş vanadyum çeliklerinin maksimum akma dayanımı yaklaşık 450 MPa'dır [70].

2.5. MİKROALAŞIM ÇÖKELTİLERİNİN ETKİLERİ

2.5.1. Mikroalaşım Çökeltilerinin Östenit ve Ferritte Çözünürlüğü

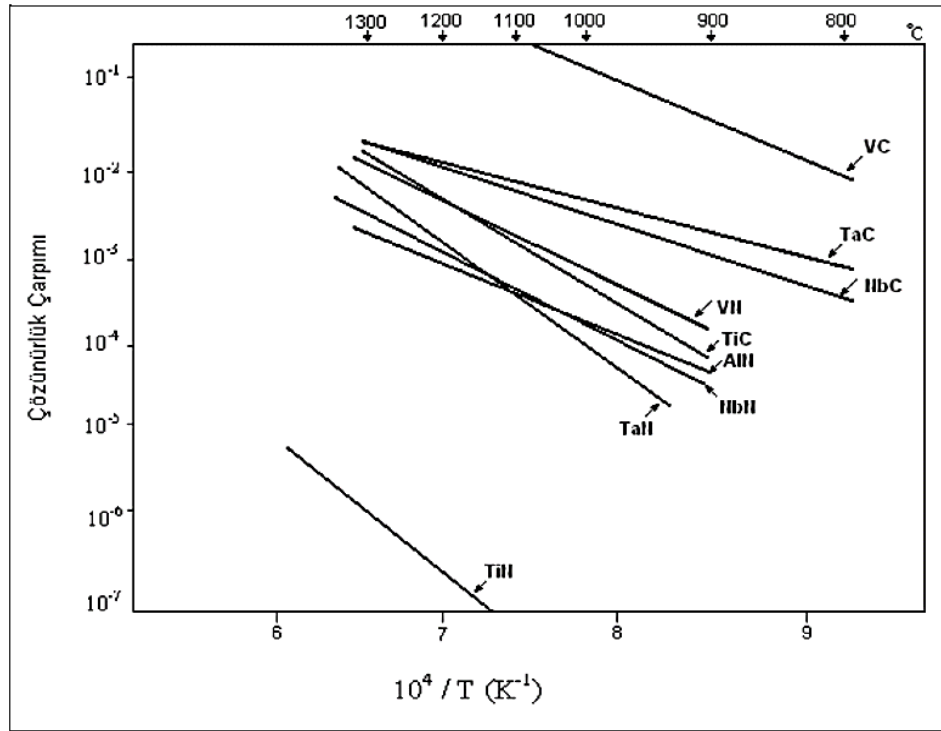
Başlıca mikroalaşım elementleri Nb, V ve Ti'dir ve bu mikroalaşım elementleri 0,415–0,455 nm aralığında kafes parametrelerine sahip kübik bir NaCl kristal yapısına sahip karbürler veya nitrürler oluşturur. Genel varsayım, karbürlerin veya nitrürlerin stokiyometrik olduğu, yani V:N'nin atomik terimlerle 1:1 veya kütle olarak 54:14 olduğudur. Stokiyometriden sapmalar yaygındır, örneğin çoğu çelikte 'VC' muhtemelen V_4C_3 'e daha yakındır [71,72]. NbC'nin de değişken stokiyometri sergilediği bilinmektedir [72,73]. Östenit veya ferritte mikroalaşım bileşiklerinin oluşumu genellikle hız sabiti çözünürlük ürünü olarak adlandırılan bir denklem ile ifade edilir:

$$[X] + [C \text{ veya } N] = X(C \text{ veya } N) \quad (2.1)$$

burada $[X]$, T (°K) sıcaklığında çözülmüş $[C]$ veya $[N]$ ile denge halindeki çözünür Nb, V, Ti veya Al miktarıdır. Ferrit veya östenitteki çözünürlüğün genel denklemi:

$$\text{Log } [X] [C \text{ or } N] = A - B/T \quad (2.2)$$

Kristal yapıların izomorf olduğu göz önüne alındığında, Nb, V ve Ti'nin karbürleri ve nitrürleri arasında karşılıklı çözünme beklenebilir. Pek çok durumda $XCyN_1-y$ bileşiklerinin, özellikle Nb ve V veya Nb ve Ti arasında olduğu tespit edilmiştir [74]. Şekil 2.14, karbür ve nitrürlerin çözünürlükteki değişikliklerini göstermektedir.



Şekil 2.14. Karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü [75].

Daha yakın zamanlarda, partikül bileşimleri, çok çeşitli mikroalaşımli çelikler için doğrudan yüksek çözünürlüklü transmisyon elektron mikroskobu (HRTEM) ve elektron enerji kaybı spektroskopisi ile doğrulanmıştır. Benzer şekilde, Al'den daha güçlü bir nitrür oluşturucu olan Ti'nin kullanımı, çökeltme davranışını önemli ölçüde değiştirebilir. Örnek olarak, V-N normalize edilmiş çeliklerde yeterli çözünür Al mevcutsa, aşağıdaki denklemlerde verilen AlN, VN ve VC arasındaki etkileşimler ve her bir reaksiyon için çözünürlük çarpımı sonucunda VC ve VN'nin çözünürlüğünde bir değişiklik olur:



burada [N], hem VN hem de AlN ile dengede olan ve aynı zamanda [V]'nin [C] ile dengede olması gerektiği koşulunu sağlayan çözeltildeki N miktarıdır. İlgili eşzamanlı denklemleri çözerek, [Al], [V], [C] ve [N] denge miktarları türetilir. Mikroalaşımli çelikler birden fazla alaşım kombinasyonu içerebilir; tipik olarak

bunlar, Nb-V, Nb-V-Ti veya V-Ti olabilir. Hudd ve ark. [75] tarafından yapılan çalışmalarda bu tür sistemlerde, genellikle her bir karbür veya nitrürün diğerlerinden bağımsız olarak çökeldiği, çökme dizisinin Ti eklenmedikçe en az çözünür bileşik, genellikle AlN ile başladığı varsayılmıştır.

Çeşitli karbür ve nitrürlerin çözünürlük ve çözünürlük sınırları ile ilgili çalışmalar 1967 yılında; Irvın, Pickering ve Gladman tarafından yapılmış ve aşağıda belirtilen çözünürlük denklemleri ile ifade edilmiştir.

$$\text{Log } 10 (\text{Al}) (\text{N}) = - 6770 / T + 1.03 \quad (2.4)$$

$$\text{Log } 10 (\text{V}) (\text{N}) = - 8330 / T + 3.46 \quad (2.5)$$

$$\text{Log } 10 (\text{Nb}) (\text{C}) = - 6770 / T + 2.26 \quad (2.6)$$

$$\text{Log } 10 (\text{Ti}) (\text{C}) = - 6770 / T + 1.03 \quad (2.7)$$

Burada; T Kelvin cinsinden sıcaklıktır.

Çizelge 2.1'de mikroalaşımli çeliklerde bulunan karbürler ve nitrürlerin farklı çalışmalardan elde edilen çözünürlük değerleri gösterilmektedir.

Çizelge 2.1. Mikroalaşım çeliklerinde bulunan karbürler, nitrürler ve seçilmiş çözünürlük parametreleri.

	Q	C	Referans
AlN	6770	1.03	Leslie ve ark. [76]
NbC	6770	2.26	Irvine ve ark. [77]
NbN	8500	2.80	Narita [74]
TiC	10475	5.33	Narita [74]
TiN	8000	0.332	Matsuda ve Okumura [78]
VC	9500	6.72	Narita [74]
VN	8330	3.46	Irvine ve ark. [77]
ZrC	8464	4.26	Narita [74]
ZrN	16000	4.38	Narita [74]

2.5.2. Mikroalaşım Çeliklerinde Çökelti Oluşumu

Mikroalaşım elementleri, nitrürler, karbürler veya karbonitrürler oluşturmak için çelikte bulunan azot ve karbon ile kolayca reaksiyona giren geçiş elementleridir. Çökeltilerin oluştuğu proses aşamasına göre nitrürler ve karbürler üç kategoriye ayrılır [77]:

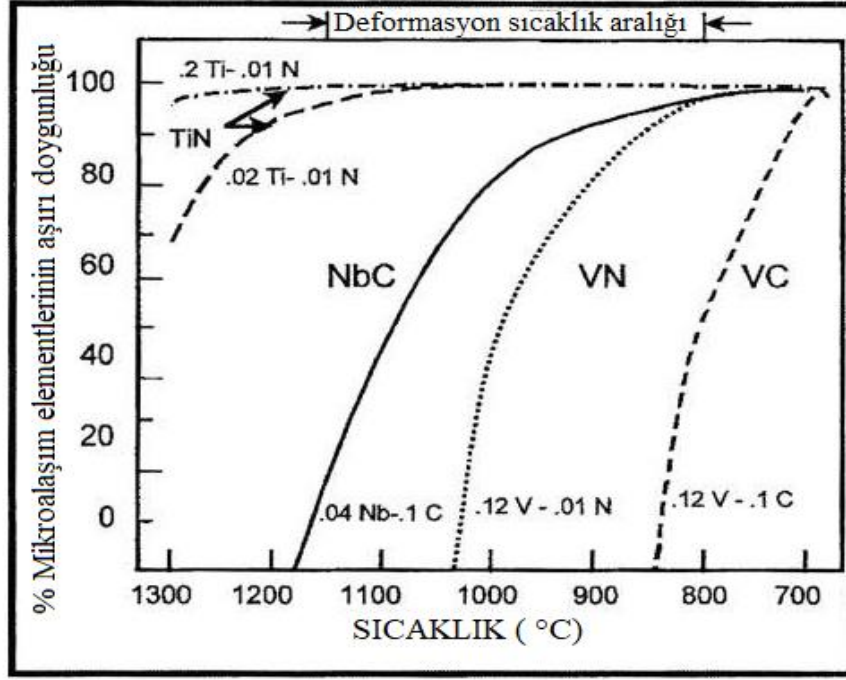
Tip 1: Yüksek sıcaklıklarda oluşan çökeltiler, sıvı fazda, katılaşma sırasında sıvı/katı arayüzeyinde ve katılaşmadan sonra delta ferritte çökebilirler. Bu çökeltiler çok kararlı ve büyüktür, yeniden ısıtma işlemi sırasında irileşme eğilimi gösterirler ve sadece en küçük boyutta olanlar östenit tane büyümesinin engellenmesine gerçekten katkıda bulunur. Titanyum, sıcak haddelemeden önce malzemenin yeniden ısıtılması sırasında çözünmeyen çok kararlı ve kaba nitrürler oluşturduğu için bu kategoriye aittir.

Tip 2: Bu çökeltiler, termomekanik kontrollü işlem sırasında östenit tane inceltmede dikkate değer bir rol oynamaktadırlar. Kontrollü sıcak haddeleme sırasında uygulanan deformasyonla çökelti oluşumu gerçekleşir. Oluşan parçacıklar küçük ve dağınık olduğu için deformasyon kaynaklı çökelti östenit tane inceltmesinde büyük bir etkiye sahiptir. Böylelikle tane sınırı hareketi engellenerek yeniden kristalleşme önemli ölçüde geciktirilir [78]. Bu gruptaki en temsili mikroalaşım elementi, Nb'dir, çünkü östenitteki aşırı doygunluğu nedeniyle deformasyonla birlikte çökelti oluşumuna daha yatkındır.

Tip 3: Bu grubun çökeltileri östenitin ferrite dönüşümü sırasında veya sonrasında oluşur, çekirdeklenme östenit/ferrit arayüzeyinde ve ferritte gerçekleşir. İnce ve dağılmış parçacıklar, ferrit matrisinde çökelti sertleşmesi sağlamaktadır. Niyobyum ve vanadyum bu kategoriye girmektedir [79].

Çökeltilerin varlığı, sıcak haddeleme için yeniden ısıtma sıcaklığına karar vermede önemli olan yeniden kristalleşme sıcaklıklarını (T_{nr}) artırır [80]. Östenitte çökeltilerin varlığı, malzemenin akma dayanımını ve dolayısıyla haddeleme yüklerini

arttırmaktadır. Niyobyum, östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirmede mikroalaşım elementlerinin en güçlüsüdür [81,82]. Şekil 2.15, yalnızca NbC'nin tipik sıcak haddeleme sıcaklık aralığının büyük bir kısmında yüksek aşırı doygunluklara sahip olabileceğini göstermektedir.

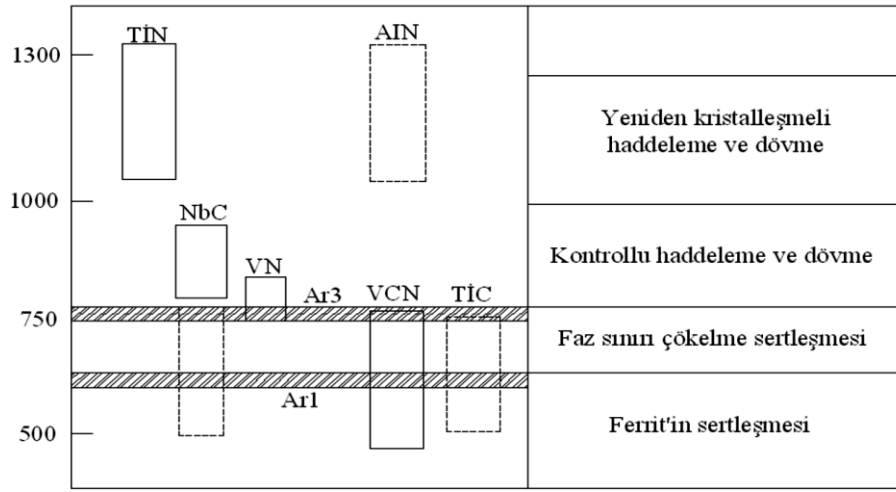


Şekil 2.15. Çeşitli mikroalaşım sistemleri için çökelti oluşturma potansiyeli [83].

Çökelti oluşum başlangıcının, uygulanan deformasyon tarafından büyük ölçüde arttırıldığı iyi bilinmektedir. Bu deforme olmuş mikroyapıdaki çökeltme sürecini hızlandıran, dislokasyonların, deformasyon bantlarının, alt tanecik yapısının ve ikizlenmenin, potansiyel çekirdeklenme bölgeleri oluşturmaya atfedilebilir [84,85]. Son zamanlardaki çalışmaların çoğu, örneğin Turnbull ve Fisher yapmış olduğu çalışmada [86] klasik çekirdeklenme teorilerine ve çökelti çekirdekleşmesine ilişkin varsayımlara dayanan östenitte çökeltme davranışı modellerinin geliştirilmesine odaklanmıştır.

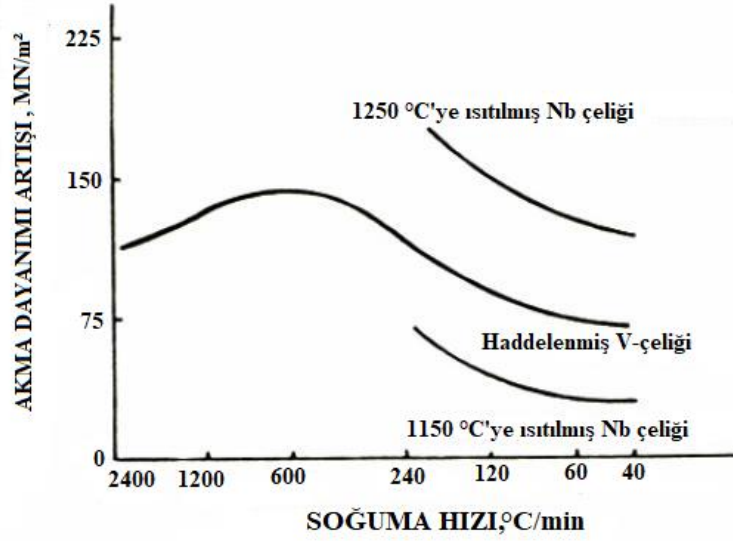
2.5.3. Sıcaklık ve Soğuma Hızının Çökelti Oluşumuna Etkisi

Mikroalaşım çökeltilerinin meydana geldiği sıcaklık çeliğin mekanik özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Şekil 2.16, haddeleme veya dövme prosesi sonrası soğuma esnasında karbür ve nitürlerin oluşma sıcaklığını göstermektedir. Soğuma hızı çökeltilerin östenittemi yoksa ferrit içerisinde oluşum göstereceğini belirlemektedir. Yüksek sıcaklıklarda birden fazla mikroalaşım elementi tarafından oluşturulan karbür ve nitür çökeltileri çelikte baskın bir etkiye sahiptir [40].



Sekil 2.16. Soğuma sırasında dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitürlerinin oluşması [87].

Dönüşüm sıcaklığı ne kadar düşük olursa, dönüşüm ürününün tane boyutu o kadar ince ve dislokasyon yoğunluğu o kadar büyük olmaktadır. Ayrıca, dönüşüm sıcaklığı düşürüldükçe, çökelen fazların dağılımı daha ince olur. Aşırı doymuş bir çözeltilde çözüneni tutma eğilimi artar, böylece çökelti sertleşmesi de artar. Soğuma hızı ayrıca dönüşüm sıcaklığını değiştirerek çökelti sertleşmesi yoğunluğunu da etkilemektedir [88]. Yüksek soğuma hızları çökelmeyi önleyebilir, ara soğuma hızları maksimum çökeltme sertleşmesine neden olurken, yavaş soğuma hızları aşırı yaşanmaya neden olarak dayanım değerlerinin düşmesine sebebiyet vermektedir. Şekil 2.17 sarma sıcaklığının ve soğuma hızının mikroalaşım çeliklerinin akma dayanımı üzerindeki etkisini göstermektedir.



Şekil 2.17. Soğuma hızının çökelti sertleşmesi yoğunluğu üzerindeki etkisi [89].

2.6. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR

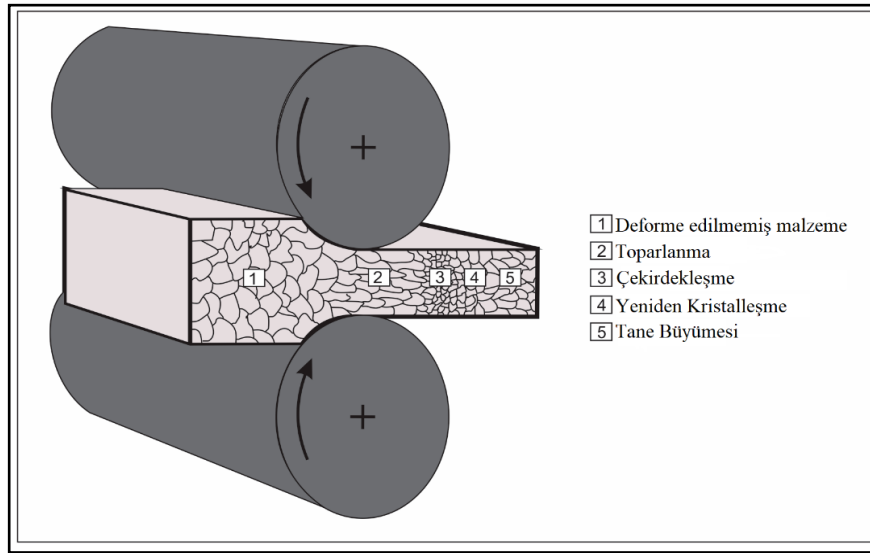
Mikroalaşimli çeliklerde dayanım arttırıcı mekanizmalar; dislokasyon sertleşmesi, tane sınırı sertleşmesi, katı çözeltili sertleşmesi, çökelti sertleşmesi ve faz dönüşüm sertleşmesi olarak sıralanabilir. Mikroalaşimli çeliklerin dayanımının arttırılmasında en fazla kullanılan sertleştirme mekanizmaları tane boyutunu küçültme ve çökelti sertleşmesidir. Bu çeliklerde görülen en büyük gelişme ferrit tane boyutunun hem akma sınırı hem de sünek-gevrek geçiş sıcaklığına olan etkisinin belirlenmesi olmuştur [27,30]. Şekil 2.18'de bu mekanizmaların akma dayanımına etkisi görülmektedir.



Şekil 2.18. Çeşitli dayanım arttırıcı mekanizmalarının akma dayanımına etkisi [30,90].

2.6.1. Tane Boyutu Küçültme

Çeliklerde ferrit tane boyutunu inceltme, kontrollü haddeleme ve kontrollü hızlandırılmış soğutmanın bir kombinasyonu ile elde edilmektedir. Bu işlemin, basit bileşimlere sahip çelik levhalarda yaklaşık % 50'lik bir tane boyutu inceltme sağlayabildiği bulunmuştur. Düz bir karbon-mangan (C-Mn) çeliğinin plaka haddeleme işleminde, kontrollü haddeleme ve kontrollü hızlandırılmış soğutma işlemine tabi tutulduğunda tane boyutu 10 µm'den 5 µm'ye kadar inceltiştir. Tane boyutundaki bu iyileştirme, iyi bilinen Hall-Petch ilişkisine göre çeliğin akma dayanımını yaklaşık 80 MPa artırır [91,92]. Şekil 2.19 çeliklerde tane boyutu küçültme işleminin şematik diyagramını göstermektedir.



Şekil 2.19. Çeliklerde tane boyutu küçültmenin şematik diyagramı [93].

Hall-Petch ilişkisi genellikle şu şekilde tanımlanır:

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.8)$$

Bu formülüzasyonda:

σ_y = Akma dayanımı, σ_i = Tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi, k_y = Malzeme sabiti, d = Tane boyutu olarak adlandırılır. Bu denklem için mekanik model, dislokasyon kaynaklarının, tane sınırında dislokasyon

yığılması vermek üzere bir tane içinde çalıştığını ve bir sonraki tanede bir gerilme oluşmasına neden olduğunu ve kritik bir yoğunluğa ulaştığında yeni bir dislokasyon çalıştırdığını varsaymaktadır. Tane boyutu, yığılan dislokasyonların sayısını ve dolayısıyla üretilen gerilimi belirlemektedir. Bu modelin ana eleştirisi, HMK yapılarında, özellikle çeliklerde dislokasyon yığınlarının gözlenmemesi ve istifleme hatası enerjisi düşük olmadıkça birçok YMK yapısında seyrek olmasıdır. Akma geriliminin tane boyutunun karekökünün tersi ile lineer olarak ilişkili olduğunu gösteren kanıt, basitçe bir tane sınırının dayattığı engeli kaymanın ilerlemesi ve dislokasyonların hareketi ile ilişkilendirir. Hall-Petch ilişkisi, daha düşük akma gerilimini tanımlamak için kullanılabilirken, bu yalnızca dislokasyon hareketi için ortalama serbest yolun diğer mikroyapısal özellikler tarafından ciddi şekilde kısıtlanmaması koşuluyla geçerlidir. Bu nedenle, genişletilmiş bir Hall-Petch ilişkisine yol açan çeşitli diğer dayanım artırma mekanizmaları σ_i değerine dahil edilebilir:

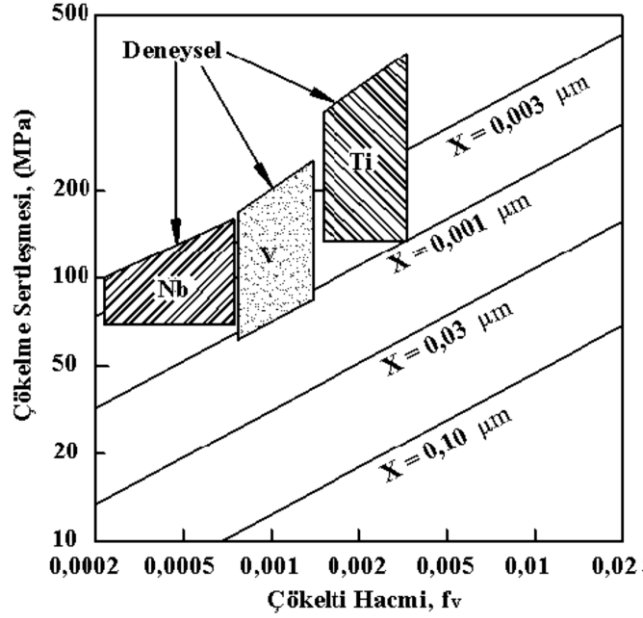
$$\sigma_y = (\sigma_i + \sigma_{ks} + \sigma_{\text{cs}} + \sigma_d + \sigma_{\text{ats}} + \sigma_t) + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.9)$$

Burada σ_{ks} , katı çözümlü sertleştirme, σ_{cs} çökelti sertleşmesi, σ_d dislokasyon sertleşmesi, σ_{ats} alt tane sertleşmesi ve σ_t tekstür sertleşmesi olarak ifade edilir [1,53].

2.6.2. Çökelti Sertleşmesi

Çeliklerin mukavemetini artırmak için niyobyum, vanadyum ve titanyum gibi güçlü karbür ve nitrid oluşturu elementlerin eklenmesi yaygın olarak kullanılmaktadır. Mikroalaşımlamanın en önemli dayanım artışı katkısı, tane boyutu inceltmesi ve çökelti sertleşmesi mekanizmasıdır. Çökelti sertleşmesi durumunda, fazlar arası sınır çökeltilerinin oluşum mekanizmasına yönelik önemli çalışmalar gerçekleştirilmiştir. $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü sırasında östenit/ferrit ara faz sınırında oluşan çökelti parçacıkları çok küçüktür (~5 nm) ve küçük boyutları ve ince dağılımları nedeniyle dayanım artışında önemli katkı sağlamaktadır. Çökelti sertleştirmesinin etkinliği, östenit içinde çökelti fazının (sıcaklığa bağlı) çözünürlüğüne ve östenitleştirme sıcaklığına bağlıdır. Östenit içinde çözünmeyen parçacıklar, tane incelmeye yol açabilir, ancak

çok büyük ve geniş aralıklı boyutlarda oldukları için çökeltme sertleşmesine katkıda bulunmazlar. Mikroalaşımli çeliklerin bileşimlerini ve bunların ısı işlemlerini çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla ilişkilendirebilmek için, östenitleme sıcaklığında çözelti halinde olacak mevcut olan mikroalaşım elementi, karbon ve azotun ağırlık oranlarının belirlenebilmesi gerekir [94,95]. Şekil 2.20’de mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu karbonitrür çökeltilerinin miktar ve boyutlarına bağlı olarak çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla dayanım değerlerindeki artış görülmektedir. Östenit içerisinde yüksek çözünürlüğü nedeniyle çökelti sertleşmesi mekanizmasına katkı sağlayan en etkili element vanadyumdur.



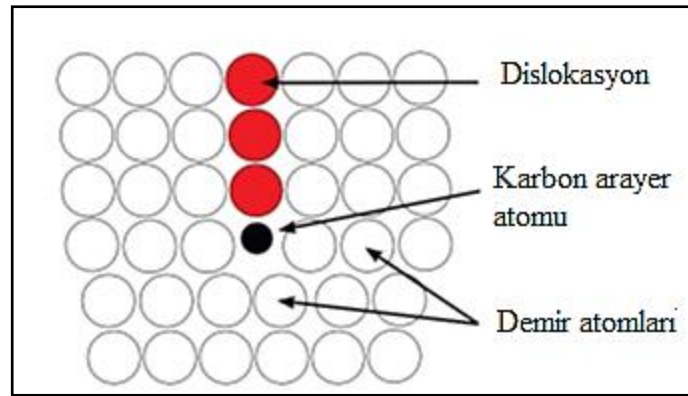
Burada; x = Çökelti Boyutu

Şekil 2.20. Mikroalaşım çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökeltme sertleşmesine etkisi [36,38].

2.7. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DEFORMASYON YAŞLANMASI

Deformasyon yaşlanması; karbon (C) ve azot (N) gibi arayer atomlarının dislokasyon hareketlerini engellemesiyle mekanik özelliklerin değişmesine sebebiyet veren bir mekanizma olarak tanımlanmaktadır. Dislokasyon hareketlerinin engellenmesi sonucunda metal ve alaşımlarda sertlik, akma ve çekme dayanımında artış gözlenebilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa statik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılırken, yaşlanma sertleşmesi olayının

plastik deformasyon sürecinde meydana gelmesi dinamik deformasyon yaşlanması olarak tanımlanır [96]. 1949 yılında Cottrell ve Bilby [97], C ve N gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareket kabiliyetini engellediğini ve dislokasyonları arayer atomlarının oluşturduğu atmosferden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini işaret etmişlerdir (Şekil 2.21). Bunun sonucu olarak oda sıcaklığında yapılan çekme deneylerinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Glen [98], Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarının oluşturduğu atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeltilerle dislokasyonların etkileşiminin çeliğin dayanımının artmasına neden olduğunu ifade etmişlerdir.

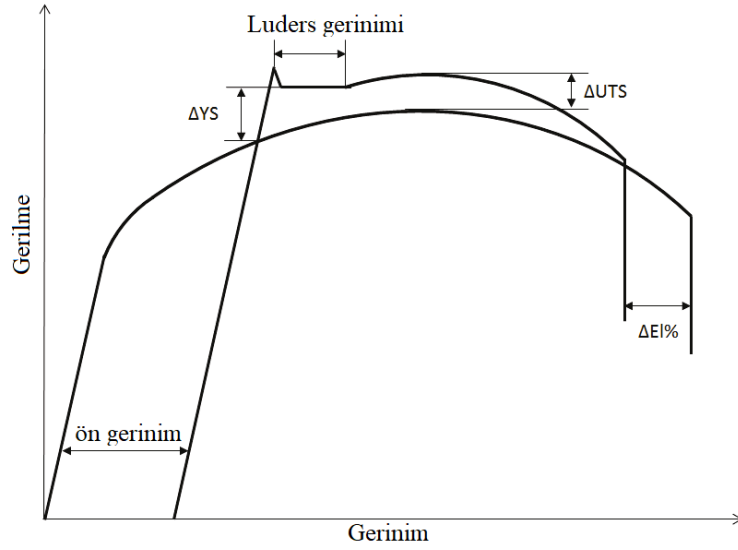


Şekil. 2.21. Karbon arayer atomu ve dislokasyon hareketinin etkileşiminin şematik gösterimi [99].

1975'te Rashid [100], mikroalaşımli çelik ile düşük karbonlu çeliğin deformasyon yaşlanması duyarlılığı farkı üzerine yaptığı çalışmayı bildirmiştir. Mikroalaşımli çeliklerin kimyasal bileşimleri düşük karbonlu çeliklere benzer olmasına rağmen, kontrollü sıcak haddeleme ve hızlı soğutma işlemleri nedeniyle daha küçük tane boyutları ve V, Nb ve Ti gibi alaşım elementlerinin küçük ilavelerinden kaynaklanan çökelti sertleşmesi mekanizması nedeniyle daha yüksek dayanıma sahiptirler. Alaşım ilavelerine rağmen Rashid, mikroalaşım çeliklerinin deformasyon yaşlanmasına maruz kaldığını ve süreksiz akma sergilediğini göstererek serbest halde C veya N atomlarının hala var olduğunu ifade etmiştir.

205 °C'de yaşlandırılmış mikroalaşım çeliklerinin gerilme-gerinim eğrileri, artan mukavemet ve bir üst akma noktasının ve Luders bantlarının varlığı ile karakterize edilen deformasyon yaşlanmasına karşı güçlü duyarlılıklarını göstermiştir. Çelik

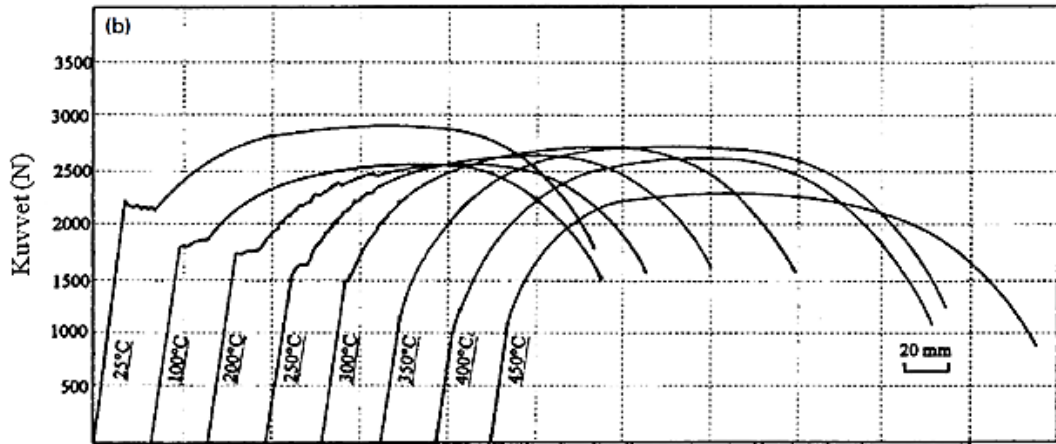
numunelere bir dizi ön gerilme (% 0,5 ila % 20,0 arasında değişen) uygulanarak, düşük ön gerilmelerde (% 1 ve % 2) maksimum ΔYS (yaşlanmadan dolayı akma dayanımında artış) gözlemlendiği ve % 10'dan büyük ön gerilmelerde ΔYS 'nin sabit bir değere düştüğü bulunmuştur. Bu durumda deformasyon yaşlanması, akma dayanımının yüksek öngerilme seviyelerinde UTS'ye eşit bir değere ulaşmasına neden olmuştur. Ayrıca Rashid, hem düşük karbonlu hem de mikroalaşımli çelikler için 205°C'de 1 saat ve 4 saat yaşlandırmanın etkisini incelemiştir. Düşük karbonlu çelik için 1 saat ve 4 saat yaşlandırılan numunelerin çekme testi özellikleri hemen hemen aynı olmuştur. Mikroalaşımli çeliğin deformasyon yaşlanma kinetiğinin düşük karbonlu çeliğe göre daha yavaş olduğu ileri sürülmüştür [99]. Şekil 2.22 statik deformasyon yaşlanmasının mikroalaşım çeliklerinde gerilme-gerinim eğrisi üzerindeki etkisini göstermektedir.



Şekil 2.22. Mikroalaşım çeliklerinde statik deformasyon yaşlanmasının gerilme-gerinim eğrisi üzerine etkisinin şematik gösterimi [99].

Dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi, çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile ara yer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yaşlanma, sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki bölgesel engellerde tutulduğu süre boyunca ortaya çıktığı ileri sürülmüştür.

Şekil 2.23, dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin kuvvet-uzama diyagramında sıcaklığa (25-450 °C) bağlı olarak meydana gelen değişim görülmektedir. Şekil 2.23’de görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılan çekme testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri kıyaslandığında; akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması çalışma sertleşmesinin bir göstergesidir. Bu şekilde artan bir çalışma sertleşmesi oranı dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesinin bir belirtisidir. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda kuvvet-uzama diyagramında görülen testere dışı (zig-zag) akma davranışı vanadyum mikroalaşım çeliğinde dinamik deformasyon yaşlanmasının oluştuğunu göstermektedir [101].

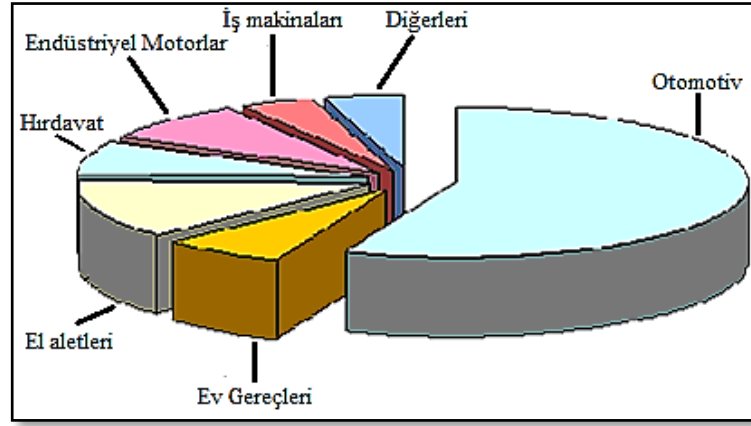


Şekil 2.23. Dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin kuvvet-uzama diyagramında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişim [101].

BÖLÜM 3

TOZ METALÜRJİSİ

Modern toz metalürjisi (T/M) teknolojisi, 1920'lerde tungsten karbür üretimi ve rulmanlar için gözenekli bronz burçların seri üretimi ile başlamıştır. İkinci Dünya Savaşı sırasında, birçok kompozit de dahil olmak üzere çok çeşitli demir ve demir dışı malzemelerin üretiminde daha fazla gelişme gerçekleşmiştir. Öncelikle, T/M işlemi tozlardan hassas bileşenler yapmak için hızlı, ekonomik ve yüksek hacimli bir üretim yöntemidir. Son on yılda, toz dövme teknolojisi, tozları geleneksel dövmelerle karşılaştırılabilir özelliklere sahip hassas mühendislik parçalarını imal etmek için kullanılır olmuştur. Son on yılda, toz üretim tekniklerinde önemli gelişmeler olmuştur. Üstün özelliklere sahip yeni toz türleri, daha büyük ve daha yüksek mukavemetli malzemelerin üretilmesine neden olmuştur. Gelişmiş özellik kombinasyonuna sahip çok fazlı kompozitler, T/M tekniği ile ekonomik olarak üretilmektedir. Amorf, mikrokristalin veya metastabil alaşımlar gibi denge dışı kararsız malzemelerin de T/M yöntemleri ile günümüzde üretimleri gerçekleştirilmektedir. Şu anda T/M parçalarının en büyük tüketicileri otomotiv endüstrileridir. Takımlar, kameralar, çiftlik ve bahçe ekipmanı endüstrileri, iş makineleri, spor malzemeleri ve askeri ürünler, kullanımın yükselişte olduğu birkaç alandır [102]. Şekil 3.1'de T/M yöntemi ile üretilen parçalarının dünya genelindeki pazar payları gösterilmektedir.



Şekil 3.1. T/M ile üretilen parçaların dünya genelindeki pazar payları [103].

3.1. T/M YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI

T/M yönteminin avantajları aşağıdaki gibi sıralanmaktadır:

1. Talaş kaldırma işlemi en aza indirilerek veya ortadan kaldırılarak hurda kayıpları azaltılır.
2. Bitmiş üründe istenilen hassasiyette tolerans ve yüzey kalitesi üretilebilir.
3. Toz metalürjisi, geleneksel olarak uygulanan imalatta süreçleri azaltma ve hatta ortadan kaldırma yeteneğine sahiptir.
4. Toz metalürjisi diğer yöntemlerle üretilemeyen alaşımların yüksek oranda karışık malzeme kombinasyonlarının üretilmesine olanak sağlar.
5. Döküm ile üretilmesi çok zor ve çok kırılğan olan, ergime noktası çok yüksek malzemelerin üretilmesine olanak sağlar.
6. Sinterlenmiş parçalarda tam doluluk ve porozite düzeyine ulaşmış ve kendi kendini yağlama özelliğine sahip olabilen ürünler üretmek mümkündür.
7. Toz metalürjisinde kalıplar oluşturularak seri üretim imkanı sağlanabilmektedir, bu ekonomik ve hızlı üretim sağlanması açısından önemli bir avantajdır [104].

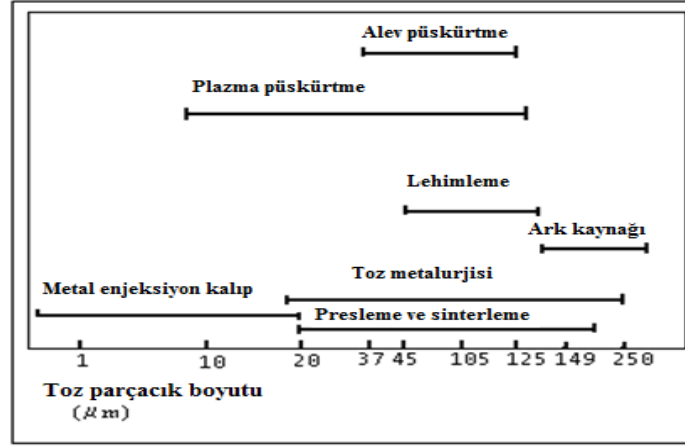
T/M yönteminin dezavantajları ise aşağıdaki gibi sıralanmaktadır:

1. Kalıplar metal tozları için sınırlayıcı olabilir ve bu nedenle üretilecek parçanın şeklinde bir kısıtlama meydana gelebilir.

2. Toz metalürjisi yöntemi ile üretilecek ürünlerde kompleks olan parçaların yoğunluğu homojen dağılmayabilir, dolayısıyla bu durum kompleks parçaların üretilmesi için sınırlayıcı olabilir.
3. Seri üretim olmadan toz metalürjisinde kullanılan kalıpların maliyeti yüksek olduğu için ekonomik açıdan avantajlı olmayabilir. Bu tek bir ürünün veya az miktarda üretilmesi maliyetlerin artmasına neden olur.
4. Üretilen parçaların özelliklerini iyileştirmek için ikincil aşamalardan geçmek gerekebilir. Toz metalürjisi ile üretilen ürünler diğer yöntemlere göre daha kaba toleranslara sahiptir [104].

3.2. TOZLARIN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Metal oksitlerin indirgenmesi, elektrolitik biriktirme, toz haline getirme ve atomizasyon dahil olmak üzere çeşitli işlemlerden yararlanan metalik tozların üretimi için çok çeşitli teknikler kullanılır. Muhtemelen tüm metaller bu işlemlerden herhangi biri kullanılarak toz haline getirilebilir; bununla birlikte, ekonomi, saflık, temizlik hususları ve belirli fiziksel veya mekanik özellikler gerekliliği, işlemlerin her birinin uygulanabilirliğini sınırlar. Toz üretim yöntemleriyle üretilen tozların boyutları, şekilleri, mikroyapıları ve kimyasal özellikleri arasında daima bir bağlantı bulunmaktadır. Bu sebeplerden ötürü belirli tozların üretiminde farklı yöntemler kullanılmaktadır. Ayrıca kullanılan üretim yöntemleri tozun fiziksel özelliklerine de etki etmektedir. Bu sebeplerden dolayı üretilmesi planlanan mamul üretimine uygun toz seçimi yapılmalıdır [103,105,106]. Tozun boyutu, şekli ve yüzey morfolojisi kullanılan metal ve alaşımın üretiminde hangi parametrelerin kontrol edilebileceğini göstermektedir. Boyut, toz metalürjisinde önemli özelliklerden bir tanesidir. Şekil 3.2'de bazı toz metalürjisi uygulamalarıyla metal toz boyutu arasındaki ilişki gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Tane boyutu ve metal toz uygulamaları arasındaki ilişki [103].

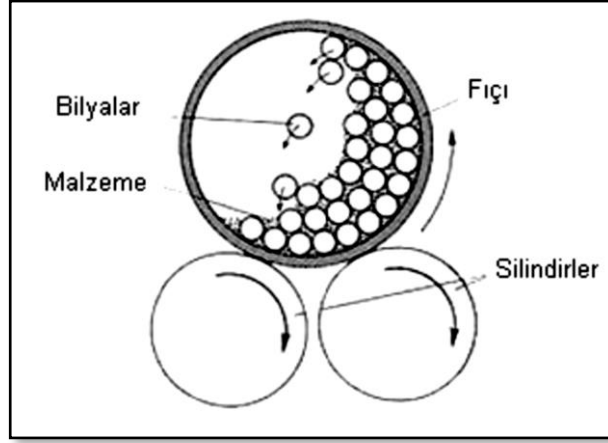
Metal tozlarının hazırlanmasında genellikle aşağıdaki yöntemler kullanılır:

1. Mekanik Üretim Yöntemi
2. Atomizasyon Yöntemi
3. Elektrokimyasal Üretim Yöntemi
4. Kimyasal Üretim Yöntemi

3.2.1. Mekanik Üretim Yöntemi

Mekanik üretim yöntemi, metal tozlarının üretiminde birincil yöntem olarak pek kullanılmaz. Bu yöntem, kimyasal bağları zayıf, kayma sistemi az olan karışık kristalli ve kırılğan bir yapıya sahip metal alaşımlarının ve seramik malzemelerin çarpışma kaynaklı kırılıp ufalanarak toz haline getirilmesi işlemidir. Ek olarak bu üretim yönteminde mekanik ve pnömatik olarak kırma ve öğütme şeklinde de parçalanarak toz üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu amaçla kullanılan cihazlar kırıcılar, kaba ve ince öğütücüler olarak sınıflandırılmaktadır. Kırıcılar genellikle cevher hazırlamada, kaba ve ince öğütücüler birkaç mikrona kadar değişen boyutlarda toz üretiminde kullanılmaktadır [103,107]. Seramik malzemeler, metaller arası bileşikler, ferrosilis ve ferrokrom gibi gevrek alaşımlar bilyeli değirmenlerde öğütülerek toz haline getirilirler. Kırılğan olmayan malzemelere genellikle mekanik öğütme işlemi uygulanamaz. Fakat bazı sünek malzemeler sıvı azot ile soğutularak gevrek hale getirilerek mekanik öğütme prosesine uygun hale getirilebilir. Bu yöntem metal tozlarının öğütülmesinde yaygın olarak kullanılır fakat düşük öğütme

hızlarında öğütme süresi fazladır [103,108]. Mekanik üretim yöntemi genellikle boyacılık ve baskı uygulamalarında fleyk metal tozu üretiminde kullanılır. Bunun yanı sıra, oksit tozların üretiminde en çok kullanılan metottur [103,109]. Şekil 3.3'te mekanik öğütme prosesinin şematik şekli gösterilmektedir. Alüminyum, bakır ve pirinç tozları bu yöntemle üretilen başlıca tozlardır. Ek olarak, Pb, Mn, Co, Si, Zn, Fe, Fe esaslı ve Cu esaslı tozlarda üretilmektedir [103,110].

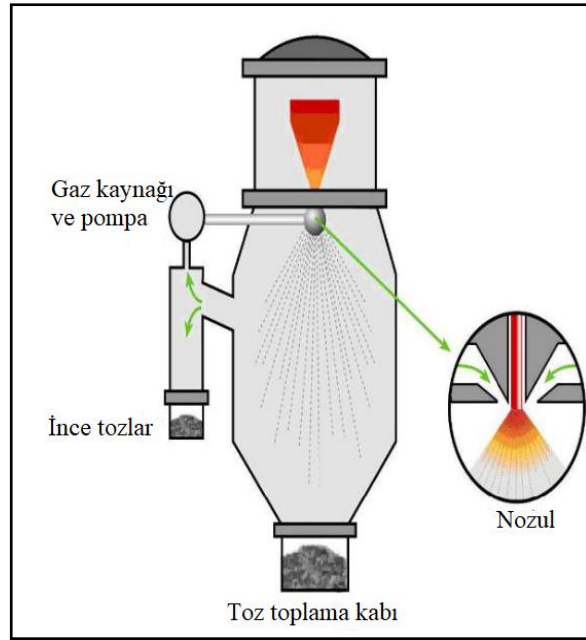


Şekil 3.3. Mekanik öğütme yönteminin şematik gösterimi [103,107].

3.2.2. Atomizasyon Yöntemi

Atomizasyon yöntemi ergitilen tüm metallerde kullanılan bir toz üretim yöntemidir. Bu yöntemde; sıvı metalin, pota dibindeki bir delikten akması esnasında, üzerine basınçlı gaz veya sıvı gönderilerek, ergimiş metal çok ince tanelere ayrılarak katılaştırılır. Günümüzde metal toz üretiminde atomizasyon yöntemi büyük önem taşımaktadır. Atomizasyon yöntemleri su, gaz, santrifüj, döner elektrot ve vakum atomizasyon olmak üzere beş ana gruba ayrılmaktadır. Su atomizasyonu bu yöntemler arasında en yaygın kullanılanıdır. Gaz ve su atomizasyonu ucuz ve yüksek kapasitede toz üretimi için tercih edilmektedir [111]. Su atomizasyonu, metal tozlarının üretimi için en ucuz yoldur. Genellikle reaktif olmayan malzemeler için kullanılır. Eriyiklerin saçılması için yüksek basınçlı su kullanılır ve ardından sıvı damlacıklar bir atomizasyon odasında hızla katılaştırılır. Atomizasyon işlemi için su kullanılması yüksek soğutma oranları sağlar. Ayrıca parçacıkların katılma süresini küreselleşme süresine göre azaltır. Zamandaki bu azalma, su atomizasyonu ile üretilen yüksek oksijen miktarını içeren düzensiz partiküllere neden olur [112,113].

Gaz atomizasyonunda ise ilk olarak, külçe formundaki alaşım bir indüksiyon/elektrik fırınında ergitilir. Bundan sonra, ergimiş alaşım bir küçük pota içine aktarılır. Eriyik, ateşe dayanıklı potanın altındaki bir nozula düşerken, damlacıkları dağıtmak için yüksek basınçlı inert gaz (argon veya azot) kullanılır. Saçılma sırasında, damlacıklar katılaşır ve Şekil 3.4'te gösterildiği gibi inert gazla dolu atomizasyon odasında toz parçacıkları oluşturulur. Bakır, nikel, kobalt, alüminyum vb. alaşımlar gaz atomizasyonu ile üretilebilir [112,114]. Su atomizasyon yöntemiyle üretilmiş parçacıklarla karşılaştırıldığında, gaz atomize parçacıklar inert bir atmosferde katılaşarak küresel hale gelirler [112,115].

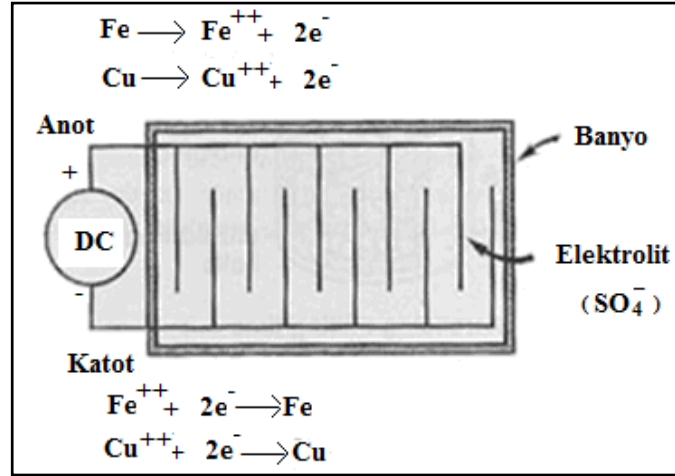


Şekil 3.4. Gaz atomizasyon prosesi şematik gösterimi [112].

3.2.3. Elektrolitik Üretim Yöntemi

Bakır, berilyum, demir ve nikel tozlarının hazırlanmasında yaygın olarak kullanılır. Elektrolitik biriktirme sırasında kimyasal ve fiziksel koşulların ayarlanması, metalin hücrenin katodu üzerinde ince bir tabaka şeklinde birikmesini mümkün kılar. Bu yöntemle, geleneksel toz metalürjisi işleme için mükemmel özelliklere sahip yüksek saflıkta metal tozu elde edilmektedir. Süreç, birçok değişkenin kontrolünü içerir ve bazı durumlarda diğer tekniklerden önemli ölçüde daha maliyetlidir. Örneğin, elektrolitik demir tozu, aynı özelliklere sahip indirgenmiş veya atomize tozdan daha

maliyetliken, elektrolitik bakır tozu, indirgenmiş ve çökeltilmiş tiplerle oldukça rekabetçidir. Elektrolitik birikintiler, tozlar veya katılar genellikle çok reaktif ve kırılığandır. Bu iki nedenden dolayı malzemeye özel bir tavlama işlemi uygulanabilir. Elektroliz sırasında oluşan tozlar karakteristik bir dendritik şekle sahiptir; ancak bu, bir sonraki işlem prosesiyle önemli ölçüde değiştirilebilir [102]. Şekil 3.5 elektrokimyasal yöntemle toz üretiminin şematik şeklini göstermektedir.



Şekil 3.5. Elektrolitik yöntemle toz üretiminin mekanizması [103].

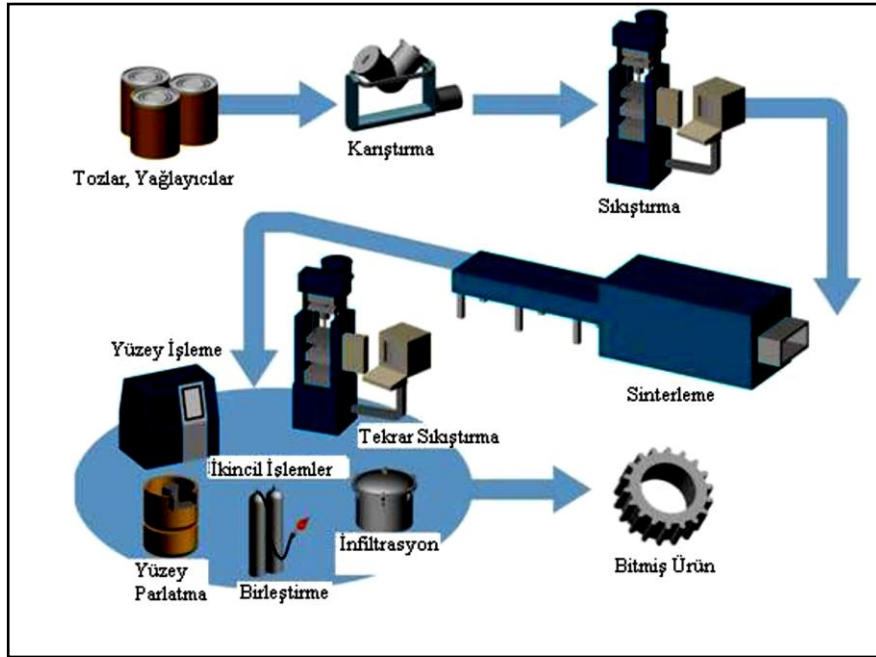
3.2.4. Kimyasal Üretim Yöntemi

Demir tozlarının üretiminde kimyasal üretim yöntemi genellikle kullanılmaktadır. Kimyasal indirgeme, kimyasal bileşik, çoğunlukla bir oksit, ancak bazen bir halojenür veya metalin başka bir tuzunu içerir. Höganäs işlemiyle üretilen sünger demir tozu, bu üretim yönteminin tipik bir örneğidir. Bu, indirgeme sırasında öğütülmüş cevherin hareket etmediği, sürekli olan diğer doğrudan indirgeme işlemlerinin aksine statik olduğu kesikli bir işlemdir. Höganäs işlemi, kuzey İsveç'te bulunan oldukça saf manyetit (Fe_3O_4) cevherlerinin kullanımına dayanmaktadır. Demir cevheri, karbonlu bir malzeme ile indirgenir. Cevher tozu, dış tarafı kok ve kireçtaşı karışımından oluşan eşmerkezli bir tabaka ile çevrelenmiş silindirik seramik kapların (silikon karbürden yapılmış 'sarkmalar') ortasına yerleştirilir. Fırınlama kabı, yakıtla çalışan bir tünel fırından itilen araçların üzerine katmanlar halinde yerleştirilir. Koktan üretilen karbon monoksit cevheri demire indirger. Toplam indirgeme süresi, $1200^{\circ}C$ 'lik bir indirgeme sıcaklığında yaklaşık 24 saattir. Kireç taşı

kokun içindeki herhangi bir kükürdü bağlamaya yarar ve bunun demiri kirletmesini önler. Sünger demir, fırınlama kaplarından mekanik olarak çıkarılır, öğütülür ve elde edilen toz, safsızlıklardan manyetik olarak ayrılır. Nihai indirgeme adımında toz, paslanmaz çelikten yapılmış bir kayış üzerinde hidrojen atmosferinde sürekli bir fırın boyunca taşınır [102].

3.3. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE PARÇA ÜRETİMİ

Toz metalürjisi, metal tozlarının belirli oranda homojen olarak karıştırılarak, hassas kalıplarda istenilen teknik değerlere uygun basınçlarda sıkıştırılması ve sonrasında kontrollü atmosfer şartlarında sinterlenmesiyle parça üretme yöntemidir. Bu yöntem toz üretimi, üretilen tozların karıştırılması, tozların preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı işlemler (infiltrasyon, yağ emdirme, çapak alma, vb.) olmak üzere belirli aşamalardan oluşur. Şekil 3.6'da toz metalürjisi ile parça üretiminin işlem basamakları verilmiştir.



Şekil 3.6. Toz metalürjisi yöntemi ile parça üretim aşamaları [59].

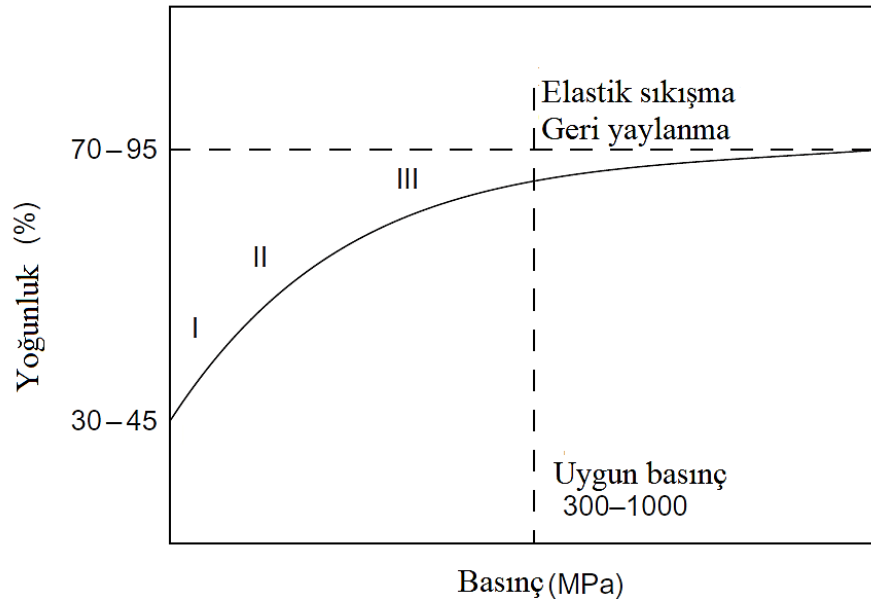
3.3.1. Tozların Karıştırılması

Tozların karıştırılmasında genellikle çift konili karıştırıcılar ve V tipi karıştırıcılar kullanılmaktadır. Çift konili karıştırıcı yatay bir eksen etrafında dönen, uçları konik olan dikey silindirlerden oluşmaktadır. Bu dönüş, tozları konik alana girip çıktıkça yayan ve katlayan sürekli bir yuvarlanma hareketi sağlar. Bu işlem, tozların parçacıklarının boyutunda ve şeklinde çok az değişiklikle veya hiç değişiklik olmadan iyice karıştırır. V-Karıştırıcı ise eşit uzunluktaki iki silindirin bir "V" şeklinde birleştirilmesiyle yapılmaktadır [102]. Toz hacmi, karıştırıcı hacminin yaklaşık %50 ila %60'ı olduğunda karıştırma verimliliği en iyisidir. Optimum karıştırma süresi 5 ila 30 dakika arasında olabilir, ancak bu yalnızca belirli bir karıştırıcıda belirli bir karışımla deneyimlenerek belirlenebilir. Özel partikül boyutu dağılımları, farklı boyut aralıklarındaki tozların karıştırılmasıyla hazırlanır. Yağlayıcılar sıklıkla bir karıştırma adımında eklenir. Yağlayıcı sürtünme katsayısını düşürür. Bu da daha etkili basınç aktarımına daha yüksek ve daha düzgün ham yoğunluğa yol açar. Ayrıca yağlayıcı, fırlatma kuvvetini düşürür. Kalıp ve zımba sisteminin aşınmasını azaltır. Yağlayıcı dahil etmek için iki yöntem mevcuttur; birincisi yağlayıcıyı toz karışımının içerisine eklemek diğeri ise; kalıp ve zımba yüzeylerini yağlamaktır [116].

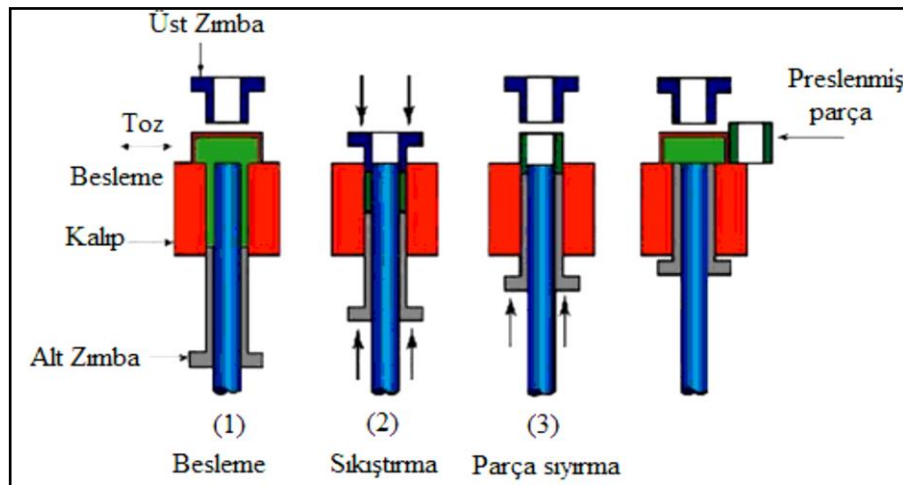
3.3.2. Presleme İşlemi

Metal tozlarının sıkıştırılması; tozu istenen şekle sokmak, sinterlemeden kaynaklanan herhangi bir boyut değişikliğini gerektiği gibi dikkate alarak istenen nihai boyutları mümkün olduğu kadar yüksek bir dereceye kadar vermek istenen seviyede ve tipte gözeneklilik sağlamak gibi ana işlemlere sahiptir. Kalıp presleme en yaygın kullanılan yöntemi temsil eder ve geleneksel teknik olarak kabul edilir. Bu, sert kalıpları ve özel mekanik veya hidrolik presleri içerir. Tam yoğunluğun % 90'na kadar yoğunluklar, çok küçük parçalar için süresi sadece birkaç saniye mertebesinde olabilen sıkıştırma işleminin ardından elde edilebilir. Tozlar, preslemeye sıvılarla aynı şekilde tepki vermez ve sıkıştırma boyunca aynı yoğunluğu almaz. Toz ve kalıp duvarı arasındaki ve tek tek toz parçacıkları arasındaki sürtünme, basıncın iletilmesini engeller. Presleme tekniği türü, kullanılan kalıp özellikleri ve preslenecek

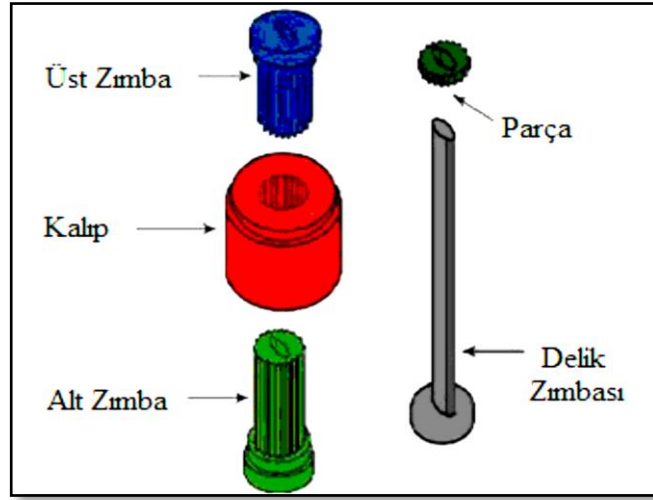
malzeme ve yağlayıcılara bağlı olarak yüksek bir tekdüzellik elde edilebilir [102]. Şekil 3.7, bir metal tozu için presleme diyagramını göstermektedir. İlk aşama, parçacıkların yeniden düzenlenmesidir. Bu aşama, parçacıklar birbirine göre daha uygun konumlara hareket ettikçe yoğunlukta küçük artışlarla sonuçlanır. Parçacık-parçacık temaslarındaki gerilmelerin parçacıkların akma mukavemetine ulaşması ve temas bölgesinde düzleşmeye neden olmasıyla bir sonraki aşama başlar. Deformasyon gözenek alanını azaltır ve yoğunluk artar. Şekil 3.8’de ve Şekil 3.9’da presleme yönteminin işlem basamakları ve kalıp elemanları gösterilmektedir.



Şekil 3.7. Presleme sırasında bir metal tozunun ham yoğunluğu üzerinde zımba basıncının etkisi [116].



Şekil 3.8. Toz metalürjisi yönteminde presleme işlem basamakları [103].



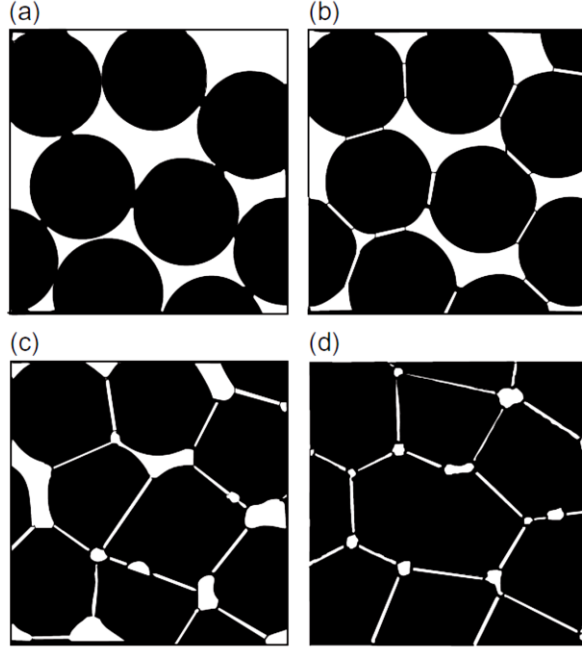
Şekil 3.9. Presleme işleminde kullanılan kalıp ve diğer elemanlar [103].

3.3.3. Sinterleme İşlemi

Tozların oda sıcaklığında sıkıştırılmasıyla elde edilen parçalar gözeneklidir. Presleme sonrasında parçadaki gözenek miktarını azaltmak ve böylece mekanik mukavemeti geliştirmek ve diğer birçok fiziksel özelliği iyileştirmek için parçalar sinterlenir. Sinterleme, parçacıkların gözenekli yapısını çok taneli bir mikroyapıya sahip daha yoğun, daha güçlü bir katıya dönüştüren yüksek sıcaklıkta bir işlemdir. Sinterleme sırasında meydana gelen değişikliklerin şematik bir diyagramı Şekil 3.10'da gösterilmektedir. Bu diyagram, farklı parçacıkların ve parçacık-parçacık temaslarının olduğu sıkıştırılmış bir tozdan başlamaktadır. Sıcaklık arttıkça ve mikroyapısal dönüşüm başladığında, parçacık-parçacık temasları genişleyerek alan olarak artar. Parçacıklar arasındaki boşluklar yani gözenekler hacim olarak küçülür. Parçacıklar taneler haline gelirler ve parçacık-parçacık temasları, çok taneli mikroyapı geliştikçe tane sınırları haline gelir. Bu mikroyapı dönüşümü meydana geldikçe yoğunluk artar ve parçanın fiziksel boyutları küçülür [116].

Sinterleme işlemi sırasında yer alan en önemli faktörler sıcaklık, süre ve fırın atmosferidir [102]. Sinterleme sıcaklığı genellikle erime noktasının altında, erime sıcaklığının kabaca % 75-80'inde gerçekleştirilir. T/M çeliklerin katı hal sinterlenmesi durumunda yüzey difüzyonu baskındır. Parçacıklar arası boyunların oluşumu ve büyümesi, tozu kaplayan yüzey oksitlerinin erken ve verimli bir şekilde

indirgenmesiyle sağlanır. İndirgeyici atmosferlerde sinterleme, yüzey oksitlerini giderir [117].

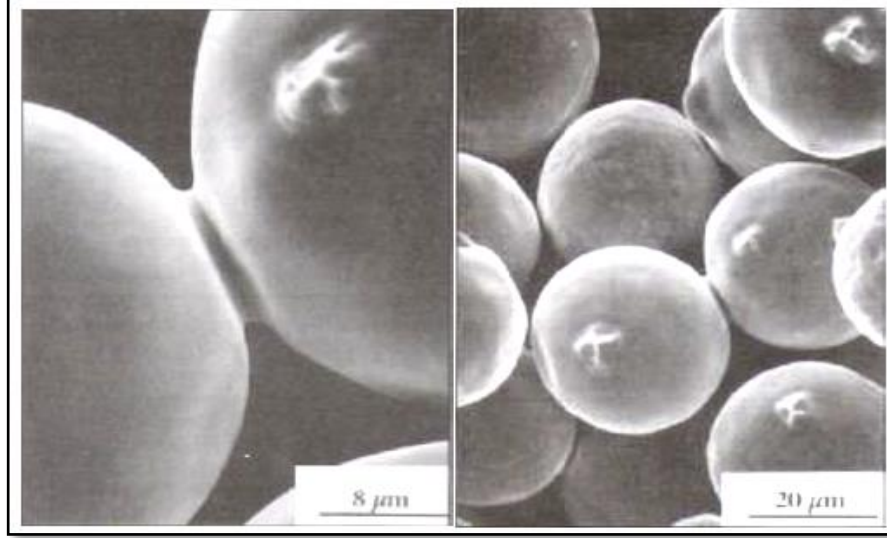


Şekil 3.10. Sinterlemede mikroyapı değişiklikleri: (a) toz sıkıştırma, (b) başlangıç aşaması, (c) ara aşama ve (d) son aşama [118].

3.3.3.1. Katı Hal Sinterleme

Tek bileşenli sistemlerin katı hal sinterlenmesi, sinterlemeyi en iyi açıklayan sinterleme prosesidir. Bu sistemler için dahi tozların ısıtılmasıyla başlayan aşamalar adımlar oldukça karmaşıktır. Yüzey enerjisinin azaltılması sinterlemenin itici gücüdür. Rastgele atom hareketleriyle mikroyapıdaki boşluklar doldurulur. Sinterlemenin başlangıç aşamasında boyun bölgesi oluşur. Boyun bölgesi eyer şeklindedir. Boyun bölgesinin yüzeyi iç bükey ve dış bükey kavislerden oluşur. Bu bölgedeki kavis gerilmeye neden olur ve bu sinterleme gerilmesidir. Partiküller, temas noktalarında herhangi bir dış basınç olmadan basma gerilmesi altındadır. Boyun bölgesinde bir gerilme gradyanı vardır. Küçük bir boyunda gerilme gradyanı oldukça büyük olabilir ve bunun sonucunda taneden boyun bölgesine kütle taşınımı olur. Bu nedenle küçük partiküller daha düşük sıcaklıklarda sinterlenir. Küçük partiküllerde boyun bölgesinin doldurulması için daha az sayıda atoma ihtiyaç vardır. Atomların hareket mesafesi daha kısadır ve gerilme daha büyüktür. Bu nedenle

küçük partiküller hızlı sinterlenir [119]. Şekil 3.11’de sinterleme sırasında partiküller arasında meydana gelen boyun oluşumunu gösteren taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri verilmiştir.



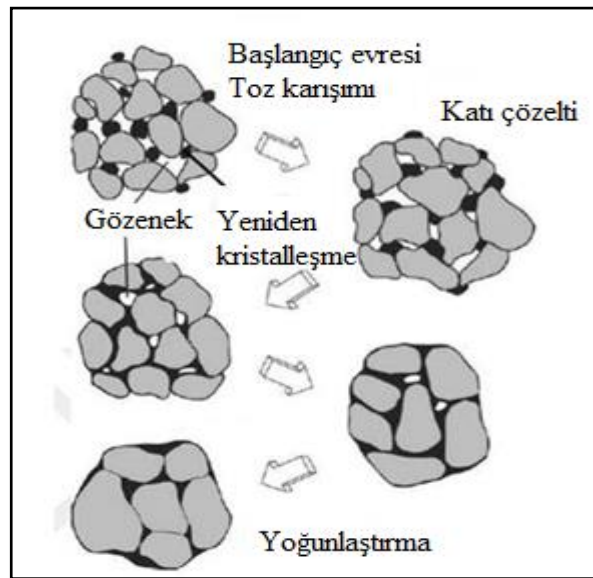
Şekil 3.11. Sinterleme sırasında tozlarda meydana gelen boyun oluşumu için SEM görüntüleri [120].

3.3.3.2. Sıvı Faz Sinterleme

Sıvı faz sinterlenmiş bileşenler, düşük alaşımlı çelikler, takım çelikleri ve özellikle sert metaller içeren tüm sinterlenmiş ürünlerin ~% 70'ini oluşturur. Sıvı faz sinterleme, düşük erime noktalı alaşımların veya sinterleme sıcaklığının altında eriyen elementel tozun eklenmesi yoluyla yoğunlaştırma elde etmek için iyi bilinen bir yöntemdir. Bu nedenle yoğunlaştırma, sıvı faz oluşumu tarafından desteklenir. Demir matrisli T/M çelikleri için, sıvı faz oluşturucular ya elementel karışım şeklinde ya da bir ana alaşım olarak eklenir. Sinterleme sıcaklığının çok altında bir sıcaklıkta sıvı faz elde etmek için ana alaşım ilavesi yoluyla elementlerin eklenmesi bu yaklaşımın temel amacıdır. Sıvı fazın miktarı, mevcut alaşım elementlerinin miktarlarına bağlı olarak ilgili faz diyagramından tahmin edilebilir. Başlangıç toz boyutunun, sinterleme sırasında parçacıkların yeniden düzenlenmesi üzerinde önemli bir etkisi vardır. Erime noktası sinterleme sıcaklığının çok altında olan ana alaşım sistemi erimeye başlayacak ve kapiler kuvvet nedeniyle ana metal parçacıklarının etrafına ve ayrıca parçacıkların yeniden düzenlenmesine yardımcı olan tane sınırları

boyunca yayılacaktır [117]. Sıvı faz sinterlemesinde yoğuşmaya göre yeniden kristalleşme meydana gelir ve çözelti çökmektedir. Bunun sonucunda yoğunlaşma meydana gelmektedir. Bu yöntemle ait avantajlar incelendiğinde; kapiler basıncı artırarak sinterlemeyi kolaylaştırmak ve böylece daha hızlı sinterleme sağlanmaktadır. Ayrıca sıvı faz sinterlemesi ile homojen bir yoğunlaşma elde edilir ve partiküllerin yeniden kristalleşme süresi hızlanır. Ancak, sıcaklık çok yüksek olduğu zaman, aşırı tane büyümesi meydana gelmekte ve bileşenler deforme olmaktadır.

Sıvı faz sinterleme işlemi, yüksek sıcaklık aşamasında hızlı bir yoğunluk artışı ve tane büyümesine neden olmaktadır. Başlangıçta elde edilen sıvı faz katı parçacıkları ıslatır ve parçacıklara kapiler kuvvet uygulamaktadır. Bu kuvvetler sayesinde parçacıklar tekrar düzenlenerek yoğunluğun artmasını sağlamaktadır. Yoğunluk artışı sıvı fazın miktarına, parçacık boyutuna ve sıvı fazdaki çözünen parçacıklara bağlıdır. Sıvı faz akışı ile yavaşlayan yoğunlaşma hızına karşın belirli bir aşamadan sonra çözünürlük ve difüzyon daha baskın hale gelir ve çözünme ile yeniden çökme aşaması başlar. Bu aşamada, Ostwald olgunlaşması yoğunlaştırmaya ve tane büyümesine yardımcı olur ve tane şekli oluşumu ile difüzyon kontrol mekanizması meydana gelmektedir. Sıvı faz sinterlemesinin yoğunlaştırma aşamaları Şekil 3.12’de verilmiştir [121].

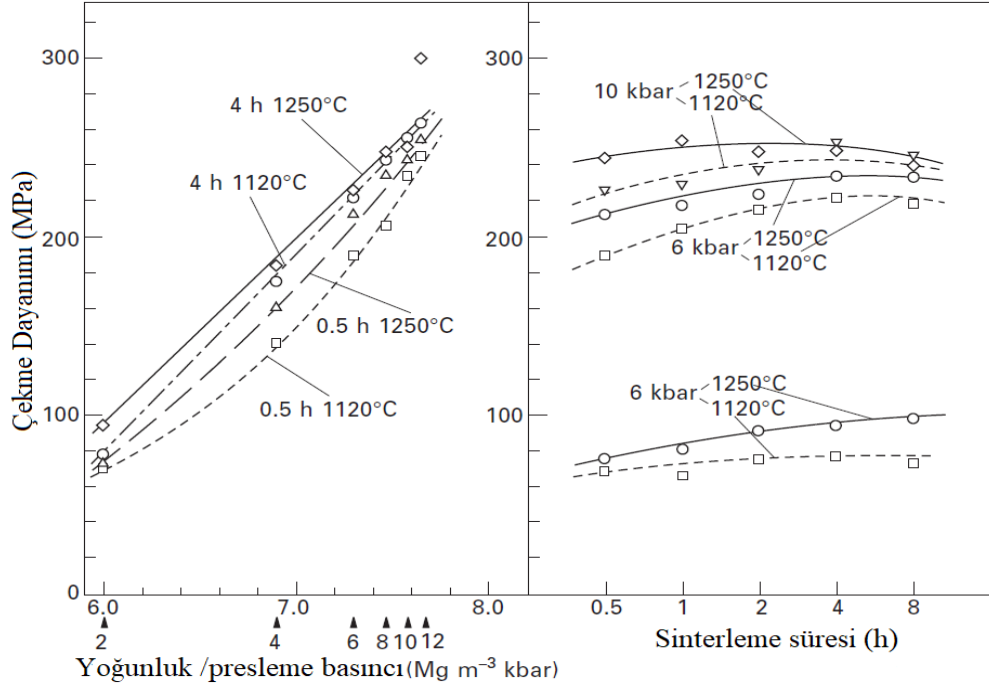


Şekil 3.12. Sıvı faz sinterlemesinin yoğunlaştırma aşamaları [121].

3.4. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN PARÇALARIN ÖZELLİKLERİ

3.4.1. Mekanik Özellikler

Sinterlenmiş çeliklerin mekanik özellikleri, özellikleri etkileyen çok daha fazla parametre olduğu sürece diğer yöntemlerle üretilen çeliklerden farklıdır. T/M çelikleri için, gözeneklilik, gözenek morfolojisi (çoğunlukla sinterleme parametreleriyle tanımlanır) ve kimyasal homojenlik mekanik özellikler üzerinde güçlü bir etkiye sahiptir. Bu nedenle, sinterlenmiş çelikler için verilen özellikler her zaman gösterge niteliğinde kabul edilmelidir, aynı bileşim ve nominal yoğunluk için bile mekanik özelliklerde bir üreticiden diğerine farklılıklar olabilir. Sinterlenmiş çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen ana parametre bağıl yoğunluk veya başka bir açıdan bakıldığında toplam gözenekliliktir [122,123]. Bununla birlikte, presleme basıncı ve sinterleme parametrelerine bağlı olarak yoğunluk ile çekme mukavemeti, sertlik ve dinamik Young modülü için neredeyse doğrusal bir ilişki mevcuttur (Şekil 3.13).



Şekil 3.13. Presleme basıncı ve sinterleme parametrelerinin bir fonksiyonu olarak sinterlenmiş alaşımsız çeliğin mekanik özellikleri [122].

Belirli bir yoğunluk seviyesine kadar, kırılma tokluğu ile akma mukavemeti arasında pozitif bir ilişki olduğu, yani düşük ila orta mukavemet seviyeleri için daha yüksek akma mukavemetinin aynı zamanda daha yüksek kırılma tokluğu anlamına geldiği belirtilmiştir [123]. Bununla birlikte, yüksek yoğunluk ve mukavemet seviyelerinde, mukavemet artsa bile kırılma tokluğu kabaca sabit kalır; davranıştaki bu değişiklik, sünek kırılmadan tane içi ayrılma kırılmasına geçişle bağlantılıdır.

Sinterlenmiş çeliklerin yorulma mukavemeti, çok çeşitli yükleme koşulları altında incelenmiştir. Yoğunlukla olan ilişki ve ortalama gerilimin etkileri açıklanmış olup, doğrulanmış tek bir S–N eğrisinden yorulma mukavemetinin tahmin edilmesini mümkün kılmaktadır [123-126]. Çevrimsel kırılma mekaniği çalışmaları, kararlı bir rejimde çatlak büyümesinin, gözenekli sinterlenmiş çeliklerde döküm çeliklerine göre daha hızlı ilerlediğini, buna karşın eşik gerilim yoğunluk faktörünün hemen hemen aynı olduğunu göstermiştir. Bu, düşük ila orta çevrimli yorulma yükü için döküm çeliklerinin üstün olduğunu, yüksek ila ultra yüksek çevrim rejimi için sinterlenmiş çeliklerin rekabetçi olduğunu göstermektedir [127].

3.4.2. Termal ve Termofiziksel Özellikler

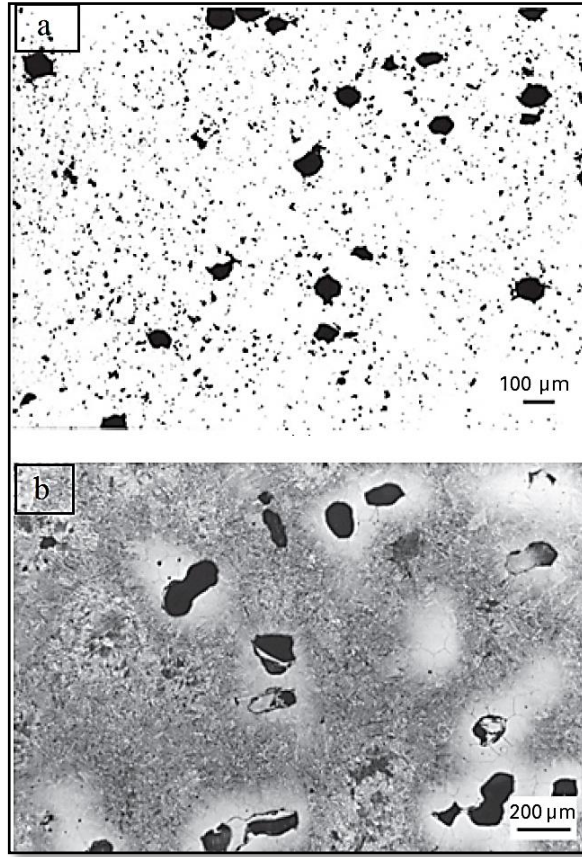
Sinterlenmiş çeliklerin termal özellikleri için veri tabanı oldukça sınırlıdır ve özellikle gözenekliliğin etkisi ile ilgili olarak kısmen tutarsızdır. Sinterlenmiş demir matrisli malzemelerin termal genleşme katsayısının artan gözeneklilik ile azaldığı birkaç yazar tarafından iddia edilmiştir. Bununla birlikte, son araştırmalar, bu bulguların muhtemelen ölçüm sırasında hafif sinterleme büzülmesinden kaynaklandığını göstermiştir. Çeşitli türde sinterlenmiş çeliklerin termal özellik çalışmaları, gözenekliliğe herhangi bir bağımlılık göstermemiştir; çelik ızgaranın termal genleşmesinin büyük bir çelik gövde ile aynı olduğu düşünülürse bu şaşırtıcı değildir, bu nedenle işlenmiş çeliklerden elde edilen veriler sinterlenmiş çeliklere aktarılabilir, ancak elbette bileşimin de dikkate alınması gerekir. Termal iletkenlik, özellikle ısı işlem sırasında su verme ile ilgili olarak da bir tartışma konusu olmuştur. Gözeneklerin sertleşebilirliği önemli ölçüde azalttığı varsayılmıştır. Bununla birlikte, son zamanlarda gözenekliliğin termal iletkenlik üzerindeki etkisinin fazla tahmin edilmemesi gerektiği gösterilmiştir [122,128].

3.4.3. Mikroyapı

3.4.3.1. Sinterlenmiş Çeliklerde Gözenek Yapısının Gelişimi

Sinterlenmiş çeliklerde, gözeneklilik bir yandan başlangıç tozu karışımının sıkıştırma basıncına, diğer yandan ise gözenek morfolojisini tanımlayan sinterleme işlemine bağlıdır. Sinterlenmiş çelik parçalar için ortak olan gözeneklilik aralığında, gözenekler ilk durumda olduğu gibi neredeyse birbirine bağlıdır ve yüzeye açıktır. Bununla birlikte, daha yüksek yoğunluk seviyelerinde, üçlü bağlantıları birbirine bağlayan gözenek kanalları gittikçe küçülme eğilimindedir. Yoğun sinterleme uygulanırsa, bu kanallar kapanır ve üçlü bağlantılar izole gözenekler olarak kalır. Birbirine bağlı gözeneklerden izole edilmiş gözeneklere dönüşümü belirlemek zordur, prensipte sadece düşük deformasyonlu kırılma çalışmaları bu süreci ortaya çıkarmak için uygundur. Ayrıca, çok sayıda ikincil operasyon için, örneğin gaz ile karbürleme veya elektrolitik kaplama için önemli olan açık gözenekliliktir. Şimdiye kadar mevcut tüm gözeneklerin sinterlenmemiş malzemedeki arta kalanlar olduğu ve morfolojilerinin sinterleme işlemiyle değiştirildiği varsayılmıştır. Bununla birlikte, sinterleme sırasında ikincil gözeneklilik olarak adlandırılan yeni gözeneklerin oluşumu da vardır (Şekil 3.14). Bu gözenekler, sinterleme sırasında geçici sıvı faz oluşursa, alaşım elementi parçacıklarından üretilir [129].

Parçacıklar, ya uyumlu erime ya da matrisle ötektik reaksiyon yoluyla erir ve kapiler kuvvetler tarafından çelik matris içinde hızla dağıtılır. İtici güç, hızlı katı çözelti oluşumu, yani entropi güdümlü bir süreçtir. Bu gözeneklerin oluşturulma şekline bağlı olarak boyutları, ilk alaşım elementi parçacığının boyutuyla farklı şekillerde ilişkilidir: uyumlu erime için, gözenek boyutu neredeyse orijinal parçacığın boyutuyla aynıdır, ötektik erime için ise, örneğin bir Fe-C matrisindeki Mo parçacıkları için olduğu gibi, eriyiğin çoğu matris malzemesinden oluştuğu için gözenek orijinal parçacığın boyutunun iki katı olabilir [129].



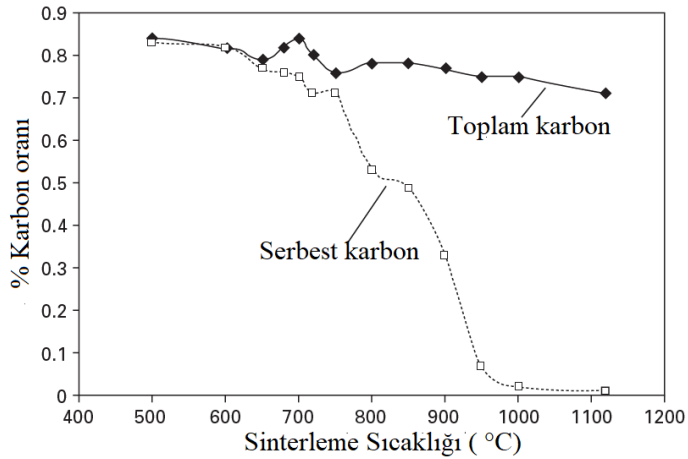
Şekil 3.14. Sinterlenmiş çeliklerde ikincil gözeneklilik: (a) Fe-%3 Cu, dağlanmamış, (b) Fe-%1,5 Mo-%0,7 C, Nital ile dağlanmış [122].

3.4.3.2. Sinterlenmiş Çeliklerde Östenit Tane Boyutu

Döküm çeliklerle karşılaştırıldığında, sinterlenmiş çelikler çok yüksek sıcaklıklarda ısıtılma tabii tutulurlar yani sinterlenirler. Bir yapısal çeliğin standart östenitleme sıcaklığı ile karşılaştırıldığında, ortak sinterleme sıcaklıkları son derece yüksektir. Bu nedenle, aşırı östenit tane büyümesi beklenebilir, ancak durum böyle değildir. Bunun nedeni ise gözeneklerin sabitleyici etkisidir. Dlapka ve arkadaşları [130] tarafından gösterildiği gibi oldukça düşük hacimli gözeneklilik oranlarında bile ısıtılma sırasında olduğu kadar sinterleme sırasında da tane büyümesini etkili bir şekilde önler, bu da sinterlenmiş çeliklerin aşırı ısınmaya karşı duyarsız olduğu anlamına gelir. Yalnızca çok yüksek bağıl yoğunluk durumunda, $>7,6 \text{ g/cm}^3$, yoğun sinterleme ile birleştiğinde önemli tane büyümesi kaydedilmiştir; normal koşullar altında östenit tane büyümesi sinterlenmiş çeliklerde güvenli bir şekilde ihmal edilebilir [130].

3.4.3.3. Sinterlenmiş Çeliklerde Karbon Çözünürlüğü

Döküm çeliklerinde olduğu gibi, sinterlenmiş çeliklerde de en yaygın alaşım elementi karbondur. Genellikle sinterleme sırasında çözünen ince doğal grafit kalitelerinin karıştırılmasıyla ortaya çıkar. Ötektoid sıcaklığa ulaşıldığında bu çözünmenin hemen meydana gelmediği, ancak önemli ölçüde aşırı ısınmanın gerekli olduğu gözlemlenmiştir; Atomize demir tozundan hazırlanan düz karbon çeliklerde grafit, oluşan perlit miktarı göz önünde bulundurularak 900–1000 °C sıcaklık aralığında çözünür. Geleneksel görüş, doğal grafit kalitelerinin demirde yapay olanlara göre daha kolay çözüldüğüdür; ancak günümüzde çok uygun suni sınıflar ticari olarak mevcuttur [131,132]. Şekil 3.15 sinterleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak çelikte serbest karbon oranını göstermektedir.

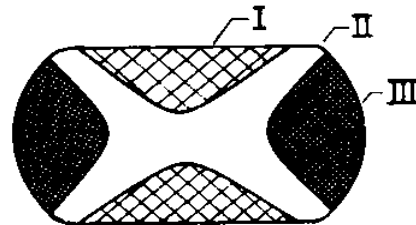


Şekil 3.15. Sinterleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak serbest karbon oranı [131].

3.5. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN PARÇALARIN DEFORMASYONU

Parçaların geleneksel toz metalürjisi yöntemleriyle üretilmesi, presleme ve sinterleme aşamalarını içermektedir. Sinterleme sonrası, üretilen malzeme yoğun oranda gözenek miktarına sahiptir. Sinterlenmiş toz malzemelerin özelliklerini geliştirmeye yönelik bir yöntem, aynı anda malzeme yoğunluğunu arttıran ve nihai istenen parça şeklini geliştiren deformasyon işlemidir. Sinterlenmiş toz malzemelerin

deformasyon işlemiyle yapısal parçaların ve bileşenlerin imalatı, modern imalat teknolojisinde oldukça önemli bir süreçtir. Toz dövme, geleneksel toz metalürjisinin pres ve sinterleme aşamalarının maliyet ve malzeme tasarrufu avantajlarını, dövmenin yüksek üretim hızları ve özellik geliştirilmesiyle harmanladığı için özellikle caziptir. Uygun bir metalürjik yapı elde edilebilmesi için özellikle deformasyon sırasında gözeneklerin giderilmesi gerekmektedir. Ancak gözenekler, deformasyon sırasında sünek kırılmaların başlayabileceği zayıf bölgelerdir. Malzemelerin mekanik özelliklerini sınırlamada gözeneklerin rolü açıktır. Boşluklar, kırılmaların başladığı yerler olarak hareket eder ve çatlak ilerlemesi için kolay bir yol sağlar. Deformasyon işlemiyle malzemede gözeneklerin minimize edilmesi ve yüksek performans özelliklerinin elde edilmesi amaçlanmaktadır. Statik mekanik özelliklerin (örneğin, çekme mukavemeti ve süneklik) gözeneklilik ile doğrudan ilişkili olduğu gösterilmiştir. Yoğunlaşma veya boşlukların plastik deformasyonla kapatılması, malzemede gerilme durumundan büyük ölçüde etkilenir. Bununla birlikte, çoğu deformasyon işlemi sırasında, gerilim durumu iş parçası boyunca tekdüze değildir ve sonuç olarak yoğunlaşma da tek tip değildir. Bir silindirin basit sıkıştırılmasında, kalıbın temas yüzeylerindeki sürtünme, kalıbın aksel sıkıştırma gerilimi ile birleştiğinde, yüzeye yakın neredeyse tamamamen bir hidrostatik gerilim durumuna yol açan bir radyal sıkıştırma gerilimine neden olur. Bu, her kalıp temas yüzeyinde, yaygın olarak bir ölü metal bölgesi olarak bilinen, nispeten deforme olmayan bir malzemeden oluşan bir koni şekliyle sonuçlanır. Bu arada orijinal silindirik yüzey düzensiz bir şekilde genişler (Şekil 3.16). Silindirik yüzeydeki gerilmeler, aksel yönde sıkıştırma ve çevresel yönde çekmeden oluşur. Sürtünmeyi azaltmak, deformasyonun düzensizliğini azaltır [133].



Şekil 3.16. Yağlamasız düz kalıplar arasındaki bir silindirin boyuna kesitinde görülen karakteristik deformasyon modlarının şematik gösterimi. (1. bölge hidrostatik basınç altındadır; 2. bölge yüksek kesmeye maruz kalır; 3. bölge küçük aksel sıkıştırma ve çevresel gerilime maruz kalır) [133].

3.5.1. Gerilme-Gerinim Davranışı

Sürtünmesiz koşullar altında basma ile deformasyonda uygulanan gerilme;

$$\sigma_z = F/A \quad (3.1)$$

burada F basma yükü, $A = \pi D^2/4$ kesit alanı ve D silindir çapıdır. Gerçek gerinim ise:

$$-\epsilon_z = \ln(h_0/h) \quad (3.2)$$

burada h_0 ve h , sırasıyla ilk ve deformasyon sonrası sıkıştırılmış yüksekliklerdir.

Soğuk deformasyonda ve daha küçük gerinimler için sıcak deformasyonda, gözenekli bir malzeme, artan gerinim ile artan akma gerilmesinin olağan gerinim-sertleşme özelliğini sergileyecektir. Bununla birlikte, gerilme ve gerinimin artış hızı, tamamen yoğun durumdaki aynı malzemeye kıyasla daha büyük olacaktır. Sıkıştırma sırasında gözenekliliğin sürekli olarak azaltılması, toplam enine kesit alanının oranını arttırır. Yükü taşımak için etkili metal alanındaki bu artışa "geometrik iş sertleşmesi" denir ve dislokasyon hareketinin kısıtlanması nedeniyle olağan metalürjik gerinim sertleşmesine eklenir. Daha küçük başlangıç yoğunlukları, geometrik iş sertleşmesi için daha büyük kapasite sağlar. Çalışma sertleşmesi üssü "n" aşağıda verilen denklemlerle ifade edilmiştir:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (3.3)$$

Çalışma sertleşmesi üssü ve malzemenin başlangıç yoğunluğu yani ham yoğunluk arasında ise aşağıda verilen deneysel bir denklem tanımlanmıştır:

$$n = 0,31 \rho_0^{-1,91} \quad (3.4)$$

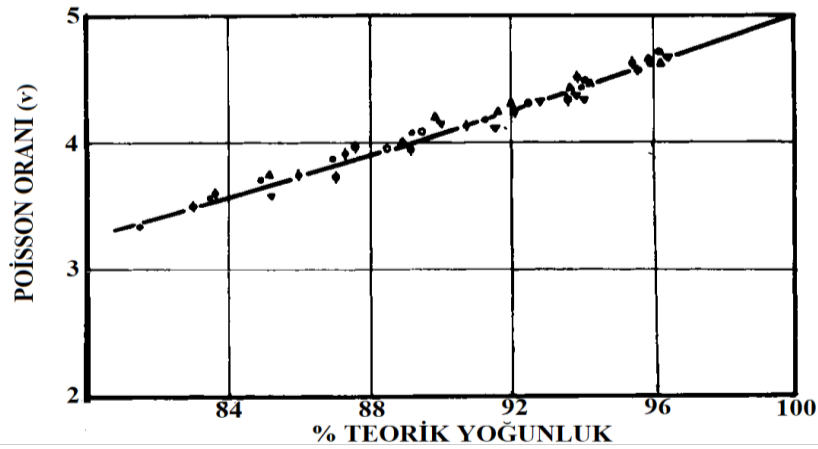
Burada ρ_0 , malzemenin ilk yoğunluğudur. Saf demir için n değeri 0,31'dir ve gözenekli demir için bu değer üzerindeki herhangi bir fazlalık, geometrik sertleşmeden kaynaklanır [133].

3.5.2. Poisson Oranı

Sinterlenmiş bir toz metalin basınçla deformasyonu sırasında, bazı malzeme gözeneklere akar ve hacim azalması olur. Deformasyonla birlikte malzeme yüksekliğinde belirli bir azalma için, bir toz metal silindirin çapı tamamen yoğun bir malzemedен daha az artacaktır. Bu nedenle, sinterlenmiş bir toz malzemenin plastik deformasyonu için Poisson oranı, yarıdan az olacak ve gözenek hacim oranının bir fonksiyonu olacaktır. Sıkıştırma sırasında yoğunluk arttığından, Poisson oranı da artar. Şekil 3.17’de, sinterlenmiş demir tozunun oda sıcaklığındaki deformasyon sonuçlarını vermektedir. Tam yoğunluğa ulaşıldığında, Poisson oranı bir buçuk olarak hesaplanır. Bakır ve alüminyum tozlarının oda sıcaklığında deformasyonu [134] ve alüminyum alaşım tozunun sıcak deformasyonu için benzer sonuçlar belirlenmiştir. Poisson oranı ve yoğunluk arasındaki ilişki:

$$\nu = 0,5 \rho^a \quad (3.5)$$

Burada ρ teorik yoğunluktur. Deneysel verilere en iyi uyum, oda sıcaklığında deformasyon için $a = 1,92$ ve sıcak deformasyon için $a = 2,0$ ile elde edilir. Üsteldeki küçük fark, çalışma sertleşmesine bağlı olabilir. Başlangıç yoğunluğunun ve sıcaklığın ihmal edilebilir bir etkiye sahip olmasıyla birlikte, gözeneklilik seviyesinin Poisson oranı üzerinde önemli bir etki sağladığı açıktır [133].



Şekil 3.17. Sinterlenmiş MH-100 demir tozu malzemesinin soğuk deformasyonunda artan yoğunluk ile Poisson oranının değişimi [133].

BÖLÜM 4

ÇELİKLERE UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER

Termomekanik işlem, orijinal olarak ürünün gerekli dış şeklini üretmek için tasarlanmış olan sıcak deformasyon işlemlerini kontrol ederek malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirmek için tasarlanmış bir tekniktir. Kontrollü haddeme, kontrollü soğutma ve direkt suda soğutma, termomekanik işlemin tipik örnekleridir. Bu tür işlemler, sıcak deformasyondan sonra ısı işlemi en aza indirerek veya hatta ortadan kaldırarak çelik üretiminde enerji tasarrufu sağlar, böylece yüksek kaliteli çelikler için üretkenliği arttırmaktadır. Termomekanik işlem çeliklerde toplam alaşım miktarının azaltılmasını ve kaynaklanabilirliğin iyileştirilmesini mümkün kılabilir [135].

4.1. TERMOMEKANİK İŞLEMLERİN TARİHSEL GELİŞİMİ

Termomekanik işlemin ticari üretime ilk girişi, 1950'lerde gemi yapımı için 400 MPa kalitesinde karbon-mangan çelik levhaların kontrollü haddelenmesiydi [135-136]. Karbon-mangan çelikleri için düşük sıcaklıkta son haddeme uygulaması, niyobyum içeren yüksek mukavemetli çeliklere uygulanan kontrollü haddeme ile oldukça benzerdir, fakat metalürjik olarak temel tamamen farklıdır. 1958'de ilk niyobyum içeren yüksek dayanımlı çelik levhalar üretilmiştir [137]. Daha sonra 1959'da Beiser, niyobyum içeren çelikler üzerinde detaylı incelemeler gerçekleştirmiştir [138]. Küçük bir niyobyum ilavesiyle mekanik özelliklerdeki gelişmeler, özellikle haddelenmiş durumdaki malzemelerde çekme mukavemetinde 10 kgf/mm²'lik belirgin artış oldukça dikkat çekicidir. Haddelenmiş halde çentik tokluğundaki azalmayı en aza indirmek için çeliklerde kontrollü haddemenin niyobyum içeren çeliklere uygulanması konusunda birçok ülkede çalışmalar yapılmıştır. 1960'larda İngiltere ve Japonya'da haddelenmiş veya normalleştirilmiş durumda ve kontrollü haddelenmiş niyobyum veya vanadyum içeren çeliklerde

çökme sertleşmesi üzerine çalışmalar yapılmıştır. Örneğin NbCN östenitte çözünmediği için sıcak haddeleme sırasında yeniden kristalleşmeyi engelleyip ufak östenit tanelerinin oluşmasına neden olduğu görülmüştür. VCN östenit fazında ferrit fazına göre daha çok çözüldüğü için dönüşüm boyunca ve dönüşüm sonrası çökerek çeliğin dayanımını daha çok arttırmaktadır. NbCN yeniden kristalleşmeyi engellediği için sıcak haddeleme sırasında taneler deformasyon yönünde uzar ve tanelerin içerisinde ikiz bantları oluşur. Tane sınırları ve ikiz bantları küçük tanelerin dönüşümü sırasında meydana gelmektedir [135].

1970'lerde kontrollü haddeleme ile düşük karbonlu mikroalaşımli çelikler için prototip koşulları geliştirilmiştir. Niyobyum ve vanadyumun eşzamanlı ilaveleri, daha yüksek dayanımlar ve daha iyi kaynaklanabilirlik elde etmek için elverişli olduğu görülmüştür [139-141]. Niyobyum içeren çeliklerin yeniden kristalleşme sıcaklıklarının Sekine, Maruyama ve Yamaguchi tarafından 950-900 °C'ye düşürüldüğü rapor edilmiştir. Yeniden kristalleşmemiş ve haddeleme yönünde uzayan γ tanelerinde deformasyon bantları vardır. Uzayan yeniden kristalleşmemiş tanelerin bazıları deformasyon bantları veya ikizlenme içermemektedir ve bunlar dönüşümden sonra karışık bir tane yapısı oluşturmuşlardır [140,142]. Son haddelemenin ($\alpha+\gamma$) iki fazlı bölgede yapılması, dislokasyon sertleşmesi ve biraz daha fazla tane inceltme nedeniyle mukavemeti ve geçiş sıcaklığını iyileştirmektedir [135].

4.2. ÇELİKLERDE ÖSTENİT-FERRİT FAZ DÖNÜŞÜMÜNE PLASTİK DEFORMASYONUN ETKİSİ

Metalik mikroyapılardaki faz dönüşümleri öncelikle ana faz ile olası yeni fazlar arasındaki serbest enerji farkıyla yönetilir. Serbest enerji farkının kaynağı ilgili fazların kimyasal ve yapısal durumundan kaynaklanmaktadır. Soğutma koşullarına ve östenitin başlangıç durumuna göre, oluşan fazlar α -demir türleri ötektik öncesi ferrit + perlitten, martenzite kadar değişebilir. Östenit fazı plastik deformasyona uğradığı durumda, bu fazın serbest enerjisi malzeme kusurları, değiştirilmiş tane yapısı ve iç gerilmelerden etkilenir. Sonuç olarak, östenit fazı plastik deformasyon

nedeniyle daha kararsız hale gelir ve östenitin hacim merkez kübik yapıya dönüşmeye başlamadığı en düşük sıcaklık olarak tanımlanan A₃-sıcaklığında bir artışa neden olur. Faz dönüşümünün gerçek gelişimi, ortalama serbest enerji farkıyla tam olarak yönetilemez. Ancak esas olarak bölgesel olarak depolanmış kusur enerjisi, faz dönüşümünün çekirdeklenme davranışını belirlediğinden dolayı serbest enerji dağılımındaki değişikliklere büyük ölçüde bağlıdır. Deforme olmuş östenitik mikroyapı için A₃ sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta, mikroyapı toparlanma ve yeniden kristalleşme yoluyla yumuşatılır, ancak aynı zamanda faz dönüşümünün başlangıcı gerçekleşir. Ferrit oluşumu östenitin tamamen yumuşamasından önce meydana gelirse, faz dönüşümü deformasyonun etkisi nedeniyle soğuma sırasında daha hızlı ve daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleşecektir. Plastik deformasyon, mikroyapıdaki kusur yoğunluğunu artırır, bu da faz dönüşümünün hem çekirdeklenmesini hem de büyüme aşamalarını etkiler. Sonuç olarak, sadece dönüşüm kinetiği değil, aynı zamanda ortaya çıkan mikroyapı da uygulanan deformasyondan etkilenir. Bu olgu geçmişte birkaç deneysel ve modelleme çalışmasının konusu olmuştur [143-150].

Yapılan çalışmalarda elde edilen genel sonuç, plastik deformasyonun temel etkisinin, bölgesel olarak depolanan kusur enerjisinden etkilenen ferritin çekirdeklenmesi üzerine olduğu sonucuna varılmıştır. Bununla birlikte, bu anlayışı daha da geliştirmek için spesifik deneysel kanıtlara ihtiyaç vardır.

4.2.1. Deformasyon Kusurları ve Serbest Enerji

Metalik bir mikroyapının plastik deformasyonu genel olarak dislokasyonların hareketi ve oluşumu ile gerçekleştirilir. Plastik deformasyonun yapısal etkileri üç ana kategoriye ayrılmıştır:

1. Artan dislokasyon yoğunluğu
2. Deforme olmuş tane morfolojisi
3. Değiştirilmiş tane sınırı karakteri

Atom boşluğu konsantrasyonu plastik deformasyonla da arttırılabilir, ancak bu etkinin genellikle düşük önem taşıdığı düşünülür. Dislokasyon yoğunluğu, plastik deformasyon nedeniyle artar, bu da iyi bilinen ve büyük önem taşıyan çalışma sertleştirmesine neden olmaktadır. Metalik bir yapının akma dayanımı (σ_f) ile ortalama dislokasyon yoğunluğu (ρ) arasındaki ilişki şu şekilde verilir [151].

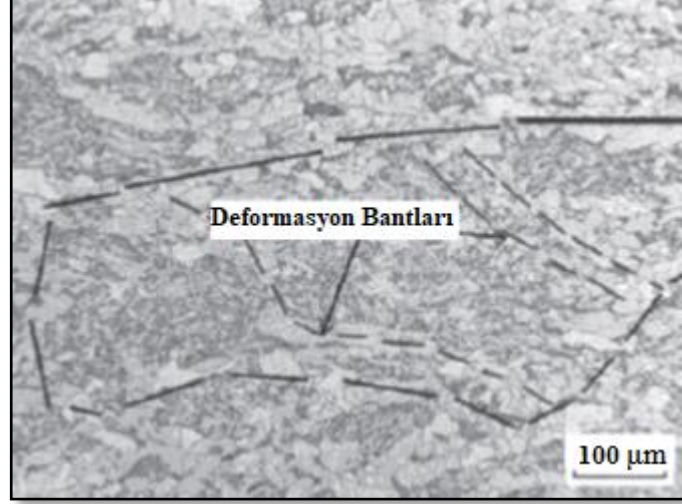
$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha \mu b \rho^{1/2}, \quad (4.1)$$

Burada σ_0 , çalışma sertleşmesinden başka sertleşme mekanizmalarının akma dayanımına katkılarının toplamıdır, α bir sabit, μ kayma modülü ve b Burgers vektörünün uzunluğudur. Bu denkleme göre örneğin 900 °C sıcaklıkta östenitik halde deforme olmuş çelik için, dislokasyon yoğunluğu $4 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 'ye yükselirse plastik deformasyon nedeniyle akma dayanımında 100 MPa'dan 300 MPa'ya bir artış meydana gelmektedir. Dislokasyon yoğunlukları deneysel olarak X-ışını kırınımı, transmisyon elektron mikroskobu (TEM) veya elektriksel direnç gibi çeşitli tekniklerle belirlenebilir, ancak kesin doğrulukta belirlenmesi mümkün değildir. Dislokasyon yoğunluğunun mikroyapının serbest enerjisi üzerindeki etkisini belirlemek daha da zordur. Dislokasyon yoğunluğu, birim hacim başına düşen dislokasyon çizgisi uzunluğu olarak açık bir şekilde tanımlanırken, dislokasyon yapısı malzemenin mikroyapısının serbest enerjisine katkısı için öneme sahiptir. Dislokasyon yapısının doğru gözlemlenmesi ve karakterizasyonu güçlüklerinden ötürü, genel olarak bir dislokasyon yoğunluğuna ρ bağlı kusur serbest enerji yoğunluğu g_d genellikle aşağıdaki şekilde hesaplanmaktadır:

$$g_d = 1/2 \mu b^2 \rho \quad (4.2)$$

Denklemin türetilmesinde kullanılan dislokasyonların homojen bir yapısal dağılımda olduğu kabul edilerek, dislokasyonlardan kaynaklanan serbest enerjinin, faz dönüşümü sırasında mikroyapıda homojen olarak dağıldığı varsayılmaktadır. Östenitin plastik deformasyonu, nispeten deformasyon oranının fazla gerçekleştiği bölgelerde kayma bantlarının oluşumuna neden olabilir. Yin ve arkadaşları [152] bu kayma bantlarının ferrite dönüşümü ile ilgisini göstermiştir. Şekil 4.1'de deforme

olmuş östenitte ferrit tanelerinin çekirdeklenmesi tane sınırlarında ve kayma bantlarında gerçekleşmektedir. Mikroyapıdaki tane morfolojisi plastik deformasyondan önemli ölçüde etkilenebilir, bunun en iyi bilinen örneği haddeleme sırasında yassı şeklindeki tanelerin oluşumudur.



Şekil 4.1. Deforme olmuş östenitte deformasyon bantları üzerinde ferritin çekirdeklenmesi [152].

Deformasyon koşulları normalde hidrostatik olmadığından, plastik deformasyon genellikle iki boyutlu mikroskobik gözlemlerde tanelerin en büyük ve en küçük boyutları arasındaki oran olarak tanımlanan en boy oranı ile ölçülen tane morfolojisinin anizotropisini artıracaktır. Tanelerin bu anizotropik bozulması, spesifik tane sınır alanındaki artıştan dolayı serbest enerjide bir artışa yol açmaktadır. Sun ve arkadaşları [153] tane sınırları nedeniyle serbest enerji üzerindeki morfolojik etkiyi, plastik deformasyonun bir fonksiyonu olarak tane sınır alanının yoğunluğunun nispi artışı için aşağıda verilen denklemleri uygulayarak elde etmişlerdir:

$$S = 1/3 (1 + \exp(-\epsilon) + \exp(\epsilon)) S_0 \quad (4.3)$$

Burada ϵ gerinim, S tane sınır alanı yoğunluğu, yani birim hacim başına tane sınırlarının toplam alanı ve S_0 ise $\epsilon=0$ olduğunda tane sınır alanı yoğunluğu değeridir. Bu yaklaşım, tane sınır alanındaki artışın geleneksel deformasyon için sınırlı olduğunu göstermektedir (örneğin, $\epsilon = 0.9$ 'da % 30). Tane sınırlarının serbest enerjiye katkısının bölgesel dağılımı homojen değildir; ilave serbest enerji tane

sınırlarında yoğunlaşır. Plastik deformasyon, tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın yapı kusurlarında önemli değişikliklere neden olur. Dislokasyonlar, hareketlerine engel oluşturan tane sınırlarının yakınında birikir. Komşu tanelerin oryantasyonundaki farklılıktan dolayı, bölgesel plastik deformasyon uyumsuzluk etkilerine neden olarak, iç gerilmelere ve tane sınır bölgelerinde geometrik olarak gerekli dislokasyonlara yol açar. Bu süreçler nedeniyle, deformasyon hatalarında tane sınırlarına yakın bölgelerde artışlar beklenebilir. Örneğin, çift fazlı çeliklerde tane sınırları yakınında kusur birikimi görülmüş olsada, plastik deformasyonu takiben ayrıntılı deneysel gözlemler azdır [153]. Bu fenomenin ortaya çıktığı yaygın olarak kabul edilmiştir, ancak miktar belirleme basit değildir. Tane sınır karakterindeki değişikliği hesaba katmanın etkili bir yolu, spesifik arayüzey enerjisi γ değerinin plastik deformasyondan etkileneceğini varsaymaktır. Bu serbest enerji katkısının bölgesel karakteri ile, tane sınırı karakteri çekirdekleşme sürecini önemli ölçüde etkileyecektir.

4.2.2. Çekirdekleşme

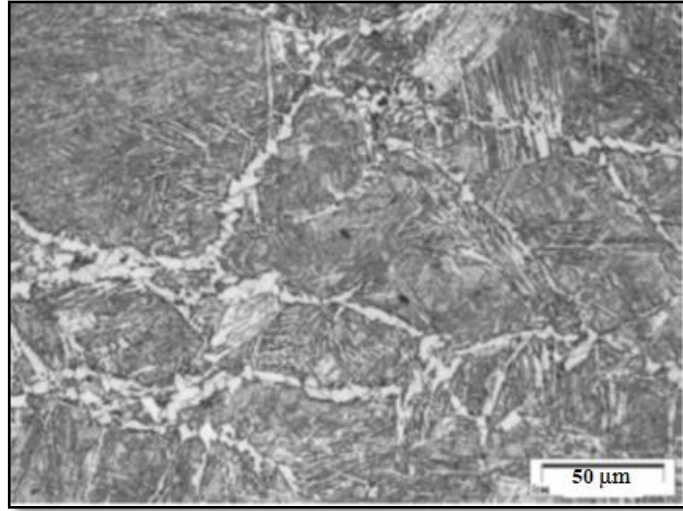
Östenitin ayrışması bir çekirdekleşme olayı ile başlatılır. Klasik çekirdekleşme teorisi bu sürecin geçerli bir teorik açıklaması olarak geniş çapta kabul görmesine rağmen, çekirdekleşme sürecinin ayrıntılı olarak anlaşılması ve niceliksel özelliği hala tam değildir [154]. Klasik çekirdekleşme teorisinin temeli, bir çekirdekleşme olayından dolayı metalik bir mikroyapının serbest enerjisindeki ΔG değişikliği dikkate almaktır. Bu olay mikroyapıda bir kusurda gerçekleşirse, serbest enerjideki değişiklik şu şekilde verilir:

$$\Delta G = -V\Delta g_{\alpha\gamma} + A\gamma_{\alpha\gamma} - \Delta G_d \quad (4.4)$$

Burada V ve A sırasıyla çekirdeğin hacim ve yüzey alanıdır, $\Delta g_{\alpha\gamma}$ ana γ fazı ve oluşan α fazı arasındaki serbest enerji yoğunluğu farkıdır, $\gamma_{\alpha\gamma}$ çekirdek ve ana faz arasındaki arayüzün arayüzey enerjisidir ve ΔG_d çekirdekleşme olayından kaynaklanan kusur enerjisindeki azalmadır. Östenitten ferritin çekirdekleşmesi için, östenit / östenit tane sınırları en verimli çekirdekleşme yerleri olarak işlev görür (Şekil 4.2). Kusur serbest enerjisindeki ΔG_d azalma daha sonra şu şekilde verilebilir:

$$\Delta G_d = \gamma_{\gamma\alpha} \Delta A_{\gamma\alpha} \quad (4.5)$$

Burada $\gamma_{\gamma\alpha}$, tane sınırının arayüzey enerjisidir ve $\Delta A_{\gamma\alpha}$, çekirdeğin oluşumu ile yok edilen tane sınır alanıdır. Klasik çekirdeklenme teorisi, çekirdeğin büyüklüğü ile serbest enerji değişimine göre büyüeyebilen veya küçülebilen a-fazının kendiliğinden oluşan atomik kümelerinin varlığını göz önünde bulundurur. Eşitlik (4.4) ve (4.5)'in değerlendirilmesi, çekirdeklenme oranını yöneten çekirdeklenme için bir aktivasyon enerjisi (ΔG^*) kavramına yol açar. Aktivasyon enerjisi, küçük çekirdek boyutundan kaynaklanmaktadır, Eşitlik (4.4)'teki ΔG çekirdeklenme alanı A nın baskın etkisinden dolayı artar ve pozitifdir.



Şekil 4.2. Deforme olmuş östenitte tane sınırlarında allotriomorfik ferritin çekirdeklenmesi [155].

Artan çekirdek boyutu ile Eşitlik (4.4) negatif hacim teriminin artan etkisi nedeniyle ΔG değeri maksimuma ulaşır. Çekirdek boyutunun bir fonksiyonu olarak ΔG cinsinden maksimum aktivasyon enerjisi ΔG^* 'dir. Aktivasyon enerjisi, klasik çekirdeklenme teorisine göre Eşitlik (4.6)'da verilen çekirdeklenme oranı için önem arz etmektedir [156]:

$$\frac{\partial n}{\partial t} \propto n_0 \beta \exp(-\Delta G^*/kT) \quad (4.6)$$

Burada n çekirdek yoğunluğu, t zaman, n_0 olası çekirdeklenme bölgeleri yoğunluğu, β atomik hareketliliği temsil eden bir frekans faktörü, k Boltzmann sabiti, T ise

sıcaklıktır. Yapısal bir kusur içermeyen homojen çekirdekleşme için, çekirdek yüzey alanının hacim üzerindeki oranını en aza indirmek için küresel bir şekil alacaktır ve çekirdekleşme için aktivasyon enerjisi şu şekilde verilir:

$$\Delta G^* = \gamma_{\alpha\beta}^3 / \Delta g_{\alpha\beta}^2 \quad (4.7)$$

Bu denklem, çekirdekleşme olayı ($\Delta g_{\alpha\beta}$) için itici güç ile yeni bir tane sınırı ($\gamma_{\alpha\beta}$) oluşturarak yapıya eklenen ekstra serbest enerjinin etkisi arasındaki dengeyi ifade eder. Tane sınırlarında heterojen çekirdekleşmede, optimum çekirdek şekli için açık ve genel olarak uygulanabilir bir çözüm yoktur [157,158]. Çekirdekleşme için aktivasyon enerjisinin Eşitlik (4.7)'ye benzer şekilde ifade edilmesi önerilmiştir, ancak daha uygulanabilir olarak Eşitlik (4.8) şeklinde ifade edilir:

$$\Delta G^* = \psi / \Delta g_{\alpha\beta}^2 \quad (4.8)$$

Burada paydaki ψ faktörü, arayüzey enerjisinin net oluşumunun veya yok edilmesinin etkisini temsil eder. Faktör ψ , ana faz ile çekirdek arasında yeni arayüz alanının oluşması nedeniyle pozitif terimler içerirken ana fazın arayüzlerinin imha edilmesiyle negatif terimler içerir. Değeri, çekirdek şekli için geometrik varsayımlar temelinde hesaplanabilir, bu da Lange ve ark. tarafından önerilen pill-box çekirdeği için tahmini bir $\psi = 2 \times 10^{-6} \text{ J}^3 / \text{m}^6$ değerini verir [157]. Ancak deneysel olarak çok daha düşük olduğu belirlenmiştir. Deforme olmamış östenitin soğutulması sırasında ferrit oluşumu için $\psi = 5 \times 10^{-8} \text{ J}^3 / \text{m}^6$ değeri bulunmuştur. $\psi^{1/3} ([5 \times 10^{-8} \text{ J}^3 / \text{m}^6]^{1/3} = 4 \text{ mJ/m}^2)$ değeri arayüzey enerjisinin gerçekçi değerleriyle ($10^2 \text{ mJ} / \text{m}^2$ mertebesinde) karşılaştırılırken, ψ , sürece dahil olan arayüzey enerjilerine büyük ölçüde bağlıdır. Bu nedenle, ψ faktörü, örneğin plastik deformasyondan sonra tane sınırı karakterine kuvvetle bağlıdır. Arayüzey enerjisi $\gamma_{\alpha\beta}$ ne kadar yüksek olursa, ψ faktörü o kadar düşük olacaktır, çünkü çekirdekleşme olayı ile daha fazla arayüzey enerjisi yok edilebilir. Eşitlik (4.8), ana mikroyapıdaki kusurları çekirdekleşme kuvvetlerine göre sınıflandırmak için kullanılabilir. Çekirdekleşme için itici güç göz önüne alındığında, $\Delta g_{\alpha\beta}$ mikroyapı boyunca sabit olup, ψ 'deki varyasyonlar nedeniyle aktivasyon enerjisindeki değişiklikler meydana gelecektir. Bu nedenle, mikroyapıda ψ

değerlerinin bir $p(\psi)$ dağılımı vardır ve toplam çekirdekleşme oranı aşağıdaki gibi verilebilir:

$$\partial n / \partial t \propto \Omega^{-1} \int_{\Omega} n_0(\psi) \beta \exp(-\Delta G^*(\psi)/kT) dV'. \quad (4.9)$$

Bu denklemde Ω , dikkate alınan mikroyapısal hacmi temsil eder ve V' integral sabitidir. Belli bir ψ -değeri olan $n_0(\psi)$ olası çekirdekleşme bölgelerinin yoğunluğunun, mikroyapıdaki kusurların oluşumuna ve karakterine bağlı olduğu açıktır. $p(\psi)$ dağılımı, mikroyapının plastik deformasyonundan güçlü bir şekilde etkilenir. Plastik deformasyon boyunca tanelerin şekil değişikliklerinden dolayı tane sınır alanının yoğunluğunun artması beklenebilir. Bu, olası çekirdekleşme bölgelerinin yoğunluğundaki denklemde yer alan n_0 'da bir artışa neden olmaktadır. Tane sınır enerjisindeki artışlar, belirtildiği gibi ψ parametresinde bir azalmaya yol açacaktır. Böylece bu durum çekirdekleşme oranını önemli ölçüde artıracaktır. Çekirdekleşme olayı sırasında, çekirdek tarafından yok edilen kusur enerjisi, örneğin iki boyutlu tane sınırlarında veya kayma bantlarında ya da tek boyutlu dislokasyonlarda çekirdekleşme için çekirdek hacmi ile orantılı olmak zorunda değildir. Bu nedenle, artan tane sınırı enerjisi de dahil olmak üzere deformasyon kusurları, öncelikle ψ parametresindeki bir azalma yoluyla çekirdekleşme için aktivasyon enerjisini etkileyecektir [159].

4.2.3. Büyüme

Östenitin a-demire faz dönüşümü sırasında demir ve yer alan alaşım elementlerinin oluşturduğu kafes yapısı difüzyon süreciyle yüzey merkez kübik yapıdan hacim merkez kübik kafes yapısına dönüşmektedir. Bu sürecin kinetiği Eşitlik 4.10'da yer alan a/r - arayüz hızı v ile sonuçlanır [160].

$$v = M\Delta g \quad (4.10)$$

Bu denklemde Δg , arayüze etki eden faz dönüşümünün itici gücü ve M arayüz hareketliliğidir. Plastik deformasyona uğramış östenit fazı, artan dislokasyon yoğunluğu nedeniyle, deforme olmayan durumdan daha yüksek bir serbest enerjiye

sahip olacaktır. Prensipde bu, daha hızlı dönüşüm kinetiği ile sonuçlanır ve aşağıdaki eşitlikle ifade edilebilir:

$$v = M (Dg + g_d) \quad (4.11)$$

Burada dislokasyon kusur enerjisi g_d Eşitlik (4.2)'den yaklaşık olarak hesaplanabilir. Ancak bu denklem, dislokasyonların homojen olmayan bölgesel dağılımının etkisini açıklamaz. Deforme olmuş yapının, faz dönüşümünün büyüme kinetiği üzerindeki ikinci etkisi, artan dislokasyon yoğunluğu nedeniyle gelişmiş difüzyon kinetiğinden kaynaklanmaktadır. Diğer yandan, artan atom boşluk konsantrasyonu karbon yayılımında azalmaya yol açabilir [161]. Karbon difüzyon hızını arttıran ikinci bir etki, bu fazın artan serbest enerjisine bağlı olarak östenitteki denge karbon konsantrasyonunda beklenen artıştır [149].

Plastik deformasyondan etkilenen ferrit oluşumunun yaygın olarak ortaya konulan sonucu, çok ince taneli bir mikroyapının oluşmasıdır [162]. Tane inceltme için temel gereksinim gelişmiş çekirdeklenme iken, prensipte uygulanan plastik deformasyona bağlı olarak büyüme oranındaki bir artış, tane inceltmenin etkinliğini azaltır. Östenitin deformasyonundan sonra başarılı bir şekilde ince taneli ferrit oluşumunda, çekirdeklenmenin baskın mekanizma olduğu ve büyümenin ya daha az gelişmiş olması ya da sadece çekirdeklenmenin büyük kısmı zaten gerçekleştiğinde etkili olduğunu gösterir. Plastik deformasyonun çekirdeklenme üzerindeki etkisinin büyüme üzerindeki etkisinden çok daha güçlü olduğu öne sürülmüştür. Plastisite kaynaklı ferrit oluşumu sadece statik olarak değil, yani plastik deformasyondan sonra değil, aynı zamanda dinamik olarak, plastik deformasyon sırasında da meydana gelir [163-165]. Plastik deformasyon, östenitik fazın serbest enerjisinde bir artışa neden olur. Östenit için bu serbest enerji katkısı, ferritin çekirdeklenmesi için itici güce sebep olmaktadır.

Sonuç olarak, çekirdeklenme için itici güçte meydana gelen bir artış Eşitlik (4.8) ve (4.9)'a göre çekirdeklenme oranına karşılık gelen bir artıştır [164]. Bu olgunun deneysel olarak nicelendirilmesi, yüksek sıcaklıkta plastik deformasyon sırasında çekirdeklenme davranışını ölçmek için son derece zordur [159].

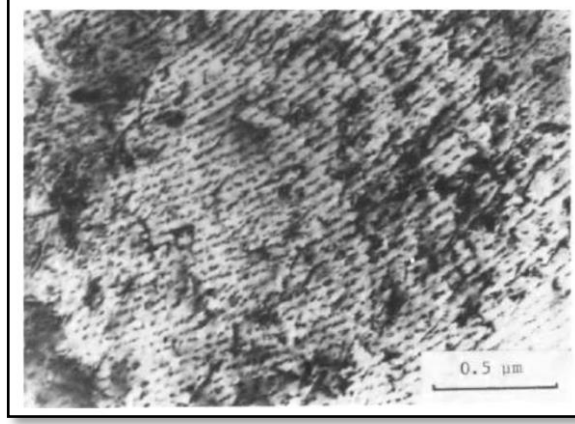
4.3. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÖSTENİT-FERRİT DÖNÜŞÜMÜNE ETKİSİ

Düşük alaşımlı çeliklerdeki alaşım elementleri arasında, nikel, mangan, kobalt, bakır, karbon ve azot, A_r_3 sıcaklığını düşürerek östenitin ayrışmasını geciktirmektedirler. Silisyum, alüminyum, fosfor, krom, vanadyum, molibden, tungsten, titanyum, tantal niyobyum ve zirkonyum gibi alaşım elementleri A_r_3 sıcaklığını yükselten ancak östenitteki karbonun difüzyonunu yavaşlatarak östenitin ayrışmasını geciktiren alaşım elementleridir. Ayrıca, ferrit oluşturan elementler arasında krom, vanadyum, molibden, tungsten, titanyum, tantal, niyobyum ve zirkonyum güçlü karbür oluşturalardır ve alaşım karbürleri olarak çöklerler. Ayrıca, bu elementler (molibden ve tungsten hariç) çeliklerde nitrürler oluşturabilir. Karbon ile birlikte azot mevcutsa, karbonitrürler oluşturabilirler. Karbonitrürler, alaşım elementinin ve karbon veya azotun çözünürlük ürününe göre östenit fazında çökebilirler. Karbür oluşturan elementler çelikte mevcut olduğunda, aşağıdaki üç aşamadan biri gerçekleşebilir:

1. Niyobyum (NbC), vanadyum (V_4C_3) ve titanyum (TiC) vb. alaşım karbürleri östenit-ferrit dönüşümü sırasında çökler.
2. Karbür oluşturan elementler ferrit oluşturalardır ve ferritte karbon ve demir karbür olarak çökler; demir karbür daha sonra ferrit içinde alaşım karbüre dönüşür. Çünkü bu elementler demirden daha güçlü karbür oluşturalardır, ancak difüzyon zordur.
3. Karbür oluşturan elementler dönüşümden sonra ferrit fazına gelir ve daha sonra alaşım karbürler demir karbür aracılığıyla değil, doğrudan çökler.

Birinci durumunda, alaşım karbürlerin, α 'nın büyümesi sırasında α - γ arayüzünde çok ince parçacık sıraları halinde oluştuğu genellikle gözlenir. Bu, hem izotermal tutma sırasında hem de uygun soğutma hızıyla sürekli soğutma sırasında meydana gelebilir. γ - α arayüzeyinin östenit tarafında $[(111)\gamma// (110)\alpha]$ küçük çökeltiler oluşur. Bu durumda karbon konsantrasyonu azalarak incoherent (uyumsuz) arayüzey $[(112)\alpha$ düzlemine yakın] çok hızlı bir şekilde gelişir. Çıkıntılarının (Ledges) büyük oranda hareket etmesi α arayüzeyinin $[111]\gamma// [110]\alpha$ doğrultusunda gelişmesine neden olur

ve bu durum arayüzey çökmesi olarak adlandırılır. Bu tür çökelmeye örnek Şekil 4.3'de görülmektedir [166].



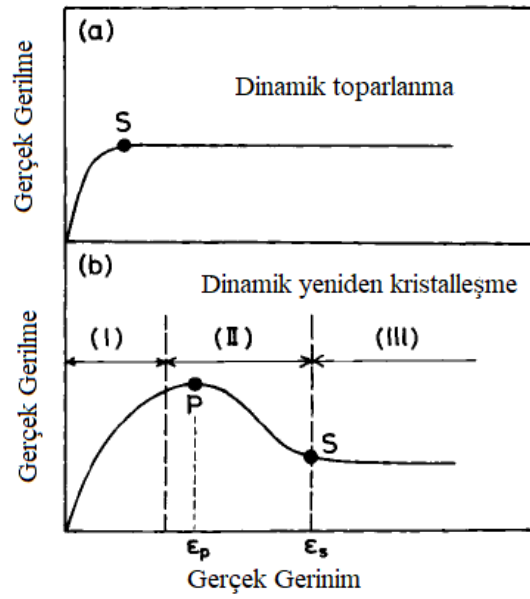
Şekil 4.3. 1100 °C'de 10 dakika östenitlendikten sonra 800 °C'de 2 dakika tutulan Fe-%0,036 Nb-%0,09 C- % 0,03 B alaşımında NbC partiküllerinin oluşturduğu arafaz çökmesi [135].

4.4. YÜKSEK SICAKLIKTA ÇELİKLERİN DEFORMASYON DAVRANIŞLARI

4.4.1. Sıcak Deformasyon Boyunca Onarım

Çelikler genellikle oda sıcaklığında kayma ile deforme olur ve dislokasyon yoğunluğunun artmasıyla çalışma sertleşmesine uğrar, Çelikler düşük gerinim hızında ve yüksek sıcaklıklarda deforme olduğunda tane sınırı kayması oluşmaktadır. Tane sınırı kayması, sıcaklığa (T °C) ve gerinim hızına ($\dot{\epsilon}$) bağlıdır. Sürünme deformasyonundaki kayma, çözünen atomların sürüklenmesine eşlik eden dislokasyonların hareketinden kaynaklanır ve bu nedenle, yüksek sıcaklık ve gerinim hızı bağımlılığı gösterir. Östenit, yüksek deformasyon oranında sıcak olarak haddelendiğinde tane sınırı kayması yüksek sıcaklıkta bile oluşur. Burada meydana gelen kayma atomların çekiminden bağımsız olarak dislokasyon hareketiyle gerçekleşir. Dislokasyon yoğunluğunun artmasıyla deformasyon sırasında yeniden kristalleşme meydana gelir. Deformasyon sırasında oluşan kendini toparlama ve yeniden kristalleşme, dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşme olarak adlandırılır. Alüminyuma 300 °C'de ve 10^{-4} /s hızında çekme testi uygulandığında, düzgün veya değişmeyen deformasyon oluşur. Şekil 4.4(a)'da görüldüğü gibi düzgün veya değişmeyen deformasyonda çalışma sertleşmesi ve yumuşama dinamik

toparlanmadan dolayı dengededir. Bu nedenle gerçek gerilme değişmeden sabit kalır. Bu işlem dinamik toparlanma olarak adlandırılır. Oldukça düşük bir yığılma hatası enerjisine sahip olan bakırda ise, toparlanma nedeniyle yumuşama hızı alüminyuma kıyasla yavaştır. Dislokasyon yoğunluğu kademeli olarak artar ve deformasyon sırasında yeniden kristalleşme oluşmaya başlar. Gerçek gerilme, dinamik yeniden kristalleşme ile en yüksek P noktasına çıkar ve sertleşme ve yumuşamanın dengelendiği belirli bir sabit durum gerilme seviyesine düşer. Şematik gerçek gerilim-gerçek gerinim eğrisi Şekil 4.4 (b)'de gösterilmektedir.



Şekil 4.4. Yüksek sıcaklıkta yapılan deformasyonda oluşan iki tür gerçek gerilme-gerçek gerinim diyagramlarının şematik olarak gösterilmesi [135].

Dinamik yeniden kristalleşmede şişme mekanizması ve çekirdekleşme-büyüme mekanizması olmak üzere iki ana mekanizma vardır: Şişme mekanizması, deformasyonun çok erken bir aşamasında düşük gerinimlerde gerçekleşirken çekirdekleşme-büyüme mekanizması daha büyük bir gerinimlerde oluşmaktadır. [136].

4.4.2. Sıcak Deformasyondan Sonra Tutma Süresinde Onarım

Sıcak deforme edilmiş çelik, dinamik yeniden kristalleşmenin meydana geldiği dengeli deformasyon aralığında izotermal olarak tutulduğunda yeniden kristalleşme

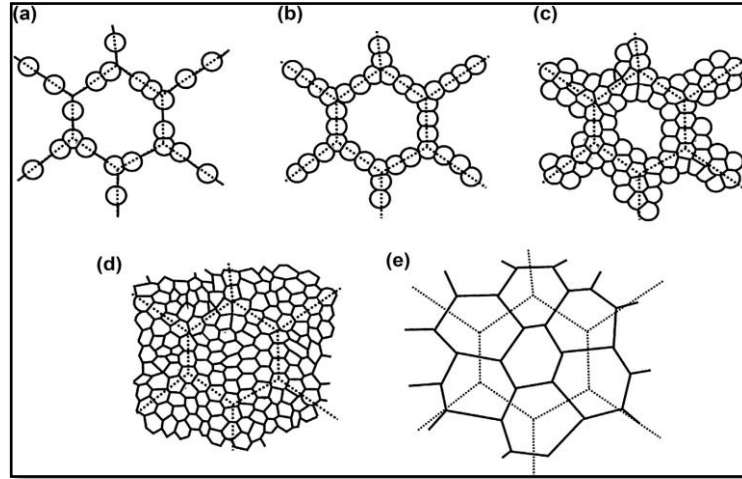
ve tane büyümesi sürekli olarak meydana gelebilir. Bu tip kristalleştirme, metadinamik veya post-dinamik yeniden kristalleşme olarak adlandırılır. Dinamik olarak yeniden kristalleştirilen yapı, metadinamik yeniden kristalleştirme ile daha da yumuşatılır. Sıcak deformasyondan hemen sonra izotermal tutma sırasında meydana gelen kısmi yumuşama (X) iki aşamalı deformasyon testi ile değerlendirilebilir ve aşağıdaki denklem şeklinde formülize edilmektedir:

$$x = \frac{\sigma_m - \sigma_{y2}}{\sigma_m - \sigma_{y1}} \quad (4.12)$$

Burada σ_m haddeleme sırasında yükün kaldırıldığı andaki dayanımı, σ_{y2} belli bir zaman aralığında bekletmeden sonra yükleme yapıldığındaki akma dayanımı ve σ_{y1} ise malzemenin ilk akma dayanımıdır [135].

4.5. YENİDEN KRİSTALLEŞME BÖLGESİNDE ÖSTENİTİN DEFORMASYONU

Östenit yeniden kristalleşme bölgesindeki deformasyonun amacı, tekrarlanan deformasyon ve yeniden kristalleşme ile östenit tane boyutunu küçültmektir. Bu aşamada yeniden kristalleştirme ile elde edilen küçük östenit tane boyutu, ferrit tanelerinin incelmeye yol açar. Genel olarak, yeniden kristalleştirilmiş östenit tane boyutu, haddeleme indirgeme miktarındaki bir artışla birlikte hızla azalır. Bu indirgemenin sıcaklığı ve miktarı, östenitin yeniden kristalleşme davranışını güçlü bir şekilde etkiler. Uygun deformasyon sıcaklığında ve miktarda deformasyondan 1 saniye ila 3 saniye sonra tam yeniden kristalleşme meydana gelmektedir [167]. Geleneksel haddeleme işlemi malzeme kalınlığına göre 1050-900 °C aralığında bitirilmesine rağmen, bu işlem C-Mn ya da Si-Mn çeliklerinde haddeleme sıcaklığının 850-800 °C'ye düşürülmesinde dahi yapılmaktadır. Fakat haddeleme işlemi Nb içeren çeliklerde 950-900 °C de yapılan kalınlıktaki düşmeden sonra sonlandırılmaktadır [135]. Şekil 4.5 yeniden kristalleşme sırasında mikroyapının gelişimini göstermektedir.



Şekil 4.5. Dinamik yeniden kristalleşme sırasında mikroyapının gelişimi. (a-d) büyük başlangıç tane boyutu, (e) küçük başlangıç tane boyutu. Noktalı çizgiler önceki tane sınırlarını gösterir [168].

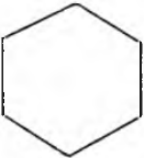



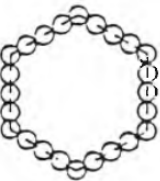
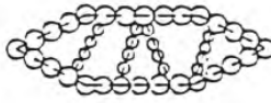






4.5.1. Alaşım Elementlerinin Yeniden Kristalleşme Davranışı Üzerine Etkileri

Niyobyum gibi mikroalaşım elementlerinin deforme olmuş östenitin yeniden kristalleşme kinetiği üzerindeki etkileri, mikroalaşımli çelikler için kontrollü haddeme üzerine yapılan çalışmalarda detaylı olarak incelenmiştir. Yeniden kristalleşmeyi geciktirmenin güçlü etkileri, yeniden ısıtma sırasında çözelti halinde bulunan karbürlerin veya nitrürlerin deformasyon kaynaklı çökmesinden kaynaklanır [135]. Niyobyum, titanyum ve vanadyum, östenit fazında güçlü nitrür ve karbür oluşturmuculardır ve bunların nitrürleri ve karbürleri YMK yapıdadırlar. Silisyum ve manganez, ilave miktarlarıyla orantılı olarak yeniden kristalleşmeyi % 1'e kadar geciktirir. Molibden ve bakırın katı çözeltilerde, % 0.1 C-Mn çeliklerde vanadyuma göre yeniden kristalleşmeyi daha fazla geciktirici etkiye sahiptir. Fakat bunların etkileri, niyobyum ve titanyumun yeniden kristalleşmeyi geciktirme etkisinden daha küçüktür [169,170]. Manganez, nikel, krom ve vanadyumun yeniden kristalleşmeyi geciktirici etkisi zayıftır [170].

4.6. YENİDEN KRİSTALLEŞMENİN OLMADIĞI BÖLGEDE ÖSTENİTİN DEFORMASYONU

Yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deformasyonun amacı, deformasyon sonucu uzayan östenit tanelerinin iç kısmında deformasyon bantları üreterek ferrit

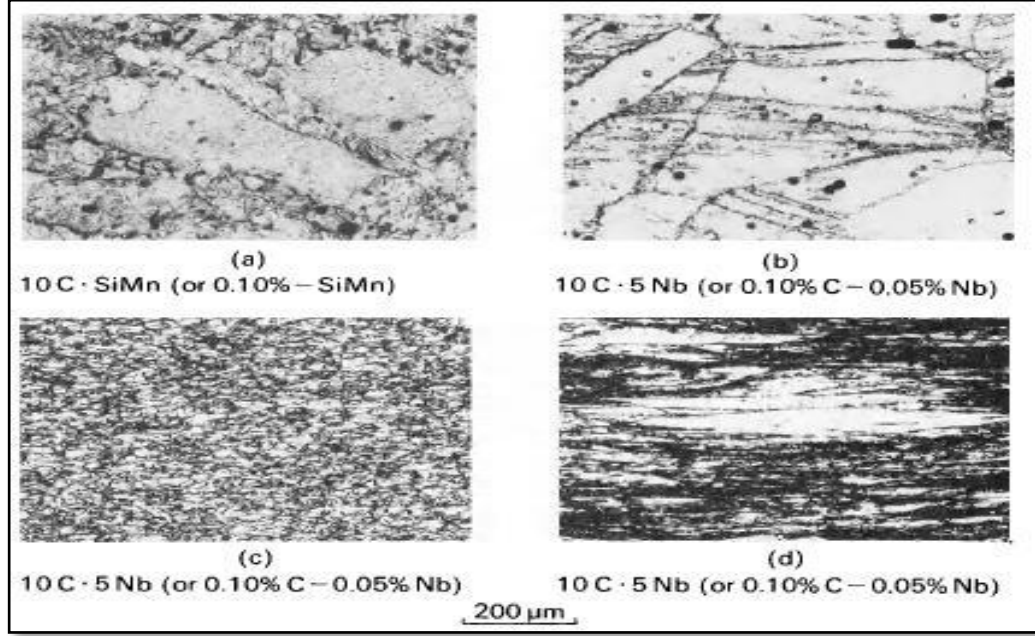
çekirdeklenme bölgelerini arttırmaktır. Östenit tane boyutundaki azalma 10 µm gibi sınırlayıcı bir değere ulaşır ve bir östenit tane büyüklüğü yaklaşık 10 µm olduğunda daha fazla azalmaya ulaşamaz. Tekrarlanan yeniden kristalleşme yoluyla tane inceltme süresiz olarak ilerlemez belirli bir sınırlayıcı değere ulaşır ve böylece nispeten daha kaba bir tane ile sonuçlanır. Geleneksel sıcak haddeleme ve kontrollü haddeleme arasındaki fark, geleneksel haddelemenin sadece östenit tane sınırlarında ferrit taneleri oluşumuna yol açmasıdır, kontrollü haddelemede ise tane içi ve tane sınırlarında ferrit çekirdekleşme bölgeleri üretilerek daha ince taneli bir yapı elde edilmektedir. Bu işlemler, Şekil 4.6'da gösterildiği gibi nihai ferrit tane yapılarında önemli fark yaratabilir. Bir deformasyon bandının ferrit çekirdeklenmesi açısından östenit tane sınırına eşdeğer olması, bir östenit tanesinin deformasyon bantları tarafından birkaç blok içine bölündüğü anlamına gelir. Deformasyon bandı yoğunluğu, yeniden kristalleşme olmayan bölgede yapılan deformasyon oranı ve deformasyon sıcaklığından etkilenir.

	Geleneksel Haddeleme	Kontrollü Haddeleme	Normalizasyon	Su verme
Östenit tane yapısı		 Deformasyon bandı		
Ferrit Çekirdekleşmesi				 İğnesel martenzit
Ferrit tane yapısı				 Sementit Temperleme

Şekil 4.6. Sıcak haddelenmiş ve ısı işlem görmüş çeliklerde çekirdeklenme bölgeleri ve tane yapıları [167].

Deformasyon yeniden kristalleşme kritik sıcaklığından daha düşük bir sıcaklıkta yapıldığında, östenit tanesi haddeleme yönünde uzayacak ve yeniden ısıtma işlemi sırasında tavlama ikizleri oluşacaktır. Ayrıca, yeniden kristalleşmeyen östenit taneleri üzerinde haddeleme sırasında deformasyon bantları meydana gelecektir.

Şekil 4.7, alaşımsız ve Nb alaşımlı çelikte oluşan tavlama ikizlerini ve deformasyon bandlarını göstermektedir.

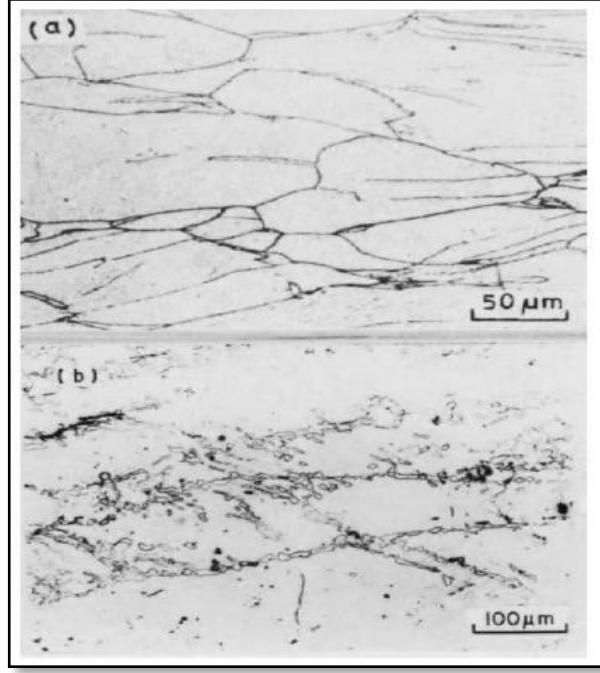


Şekil 4.7. Kısmen yeniden kristalleşmiş östenit taneleri ve kristalleşmemiş östenit tanelerinin sıcak haddelenmesi: (a) 965 °C'de 5 paso sonrası; (b) 960 °C'de 5 paso sonrası; (c) 900 °C'de 8 paso sonrası; (d) 860 °C'de 8 paso sonrası [135].

4.6.1. Deformasyon Bandlarının Oluşumu ve Rolü

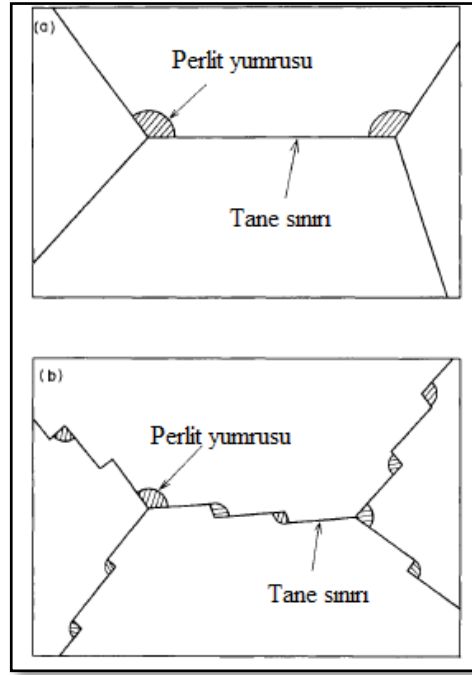
Yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede yapılan deformasyon neticesinde γ tanelerinin içerisinde deformasyon bandları oluşmaktadır. Deformasyon bandları γ tanesini haddelene yönünde boydan boya bölerek ikiye ayırabilir. Deformasyondan sonra çelik A_{c3} sıcaklığının altında kısa bir süre tutulur ve soğutulursa α taneleri deformasyon bandlarında ve γ tane sınırlarında çekirdekleşir. Şekil 4.8, yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deforme edilen ve A_{c3} sıcaklığında kısa bir süre tutulan uzamış γ tanelerinde α çekirdekleşmesi görülmektedir. Deforme olmuş östenit ferrite dönüştüğünde, deformasyon bandı ve östenit tane sınırı bir tane için çekirdeklenme bölgeleri sağlar. Oysa, gerinimsiz östenit (yeniden kristalleşmiş γ) ferrite dönüştüğünde, sadece γ tane sınırları bir tane için çekirdeklenme alanları sağlar. Deforme edilmiş östenit ve gerinimsiz östenit arasındaki dönüşüm davranışındaki bu fark, nihai tane yapısında farklılıklar ortaya çıkmasına neden

olmaktadır. Dönüşüm sırasında, deformasyon bandının tane oluşumu için çekirdeklenme alanları sağladığı vurgulanmıştır. Deformasyon bantlarının oluşumu kontrollü haddelemede önemli bir rol oynamaktadır.



Şekil 4.8. (a) Yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deforme edilen malzemede uzamış γ taneleri, (b) A_{c3} sıcaklığında kısa bir süre tutulduktan sonra uzamış östenit tanelerinde ferritin çekirdekleşmesi [135].

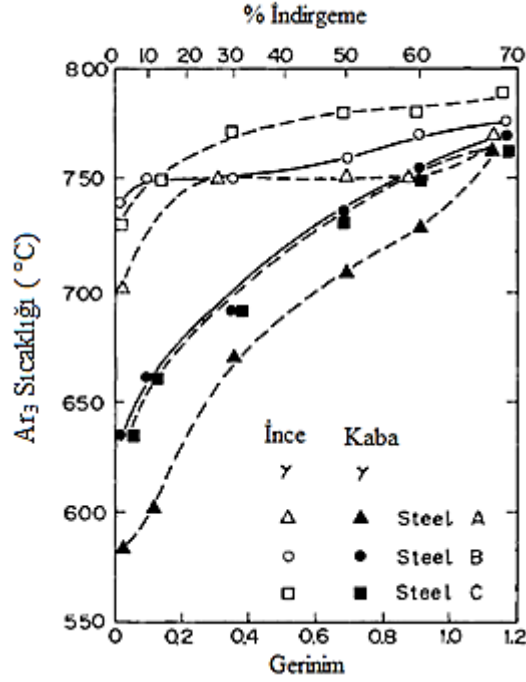
Enerjisi düşük olan östenit tanelerinde tercih edilen çekirdekleşme merkezleri, örneğin perlit oluşumu için üçlü tanenin birleştiği noktadır (Şekil 4.9). Deformasyona uğramış östenit tanelerinde ise çekirdekleşme merkezleri üçlü tanenin birleştiği noktalarla birlikte tane sınırlarıdır. Şekil 4.9’da görüldüğü gibi deforme olmuş östenit tanelerinde ferrit ya da perlit dönüşümünün hızlanması, tane sınırlarındaki çekirdekleşme merkezlerinin sayısının artmasına bağlanmaktadır. Çekirdekleşme merkezlerinin sayısı da deformasyon miktarına bağlıdır. Deformasyonun olmadığı durumlarda östenit tane sınırları çekirdekleşme açısından büyük önem taşımaktadır. Deforme edilmiş östenit tanelerinde ikiz sınırları ve deformasyon bantları çok daha önem arz etmektedir [171].



Şekil 4.9. Perlit için çekirdeklenme merkezlerinin şematik gösterimi: (a) deformasyonsuz γ tanelerinin üçlü birleşim noktası; (b) deformasyona uğramış γ tane sınırları ve üçlü birleşim noktaları [171].

4.6.2. Deformasyon Kaynaklı Dönüşüm

Yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deformasyonun uygulanması östenit tanelerinde dislokasyonların artmasına ve deformasyon bantlarının oluşmasına neden olur. Bu da çekirdeklenme merkezlerinin sayısını arttırarak çekirdeklenme oranını arttırır. Ayrıca yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede deformasyon miktarının arttırılması A_{r3} sıcaklığını arttırmaktadır. Şekil 4.10, Nb çelikleri için bu durumu göstermektedir. Sıcaklığın artması kaba taneli yapıların üzerine etkisi daha çoktur. Bu durum kaba taneli malzemede gerilimli ferrit tanelerinin üst beynite dönüşmesinin bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır. Dönüşümdeki bu artış, özellikle ferritin artması çok geniş olarak kullanılmaktadır.



Şekil 4.10. Nb çeliklerinin A_{r3} sıcaklığına yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede yapılan deformasyon miktarının ve başlangıç tane boyutunun etkisi [135].

Deformasyon kaynaklı dönüşümde yaygın olarak kullanılan üç uygulama vardır. Bu uygulamalar aşağıda açıklanmaktadır:

1. Sıcak haddeme ve normalize edilme şartlarında Nb çelikleri kaba ferrit ve üst beynitten oluşan bir yapı sergilemektedir. Bu durum kırılma tokluğunu (Notch toughness) olumsuz etkilemektedir. Bunun neden Nb'nin katı ergiyik içinde bulunarak dönüşümü geciktirmesi ve ferrit ve perlitin oluşumunu engellemesinden dolayıdır. Fakat Nb çeliği yeniden kristalleştirmenin olmadığı bölgede deforme edildiğinde tane yapısı küçük ferrit ve perlit dağılımından meydana gelmekte bu da kırılma tokluğunu arttırmaktadır. Çünkü, deformasyon sürekli soğuma diyagramlarını kısa zamana iterek ferrit dönüşümünü arttırmakta, bu durumda sertleşebilen çeliği daha az sertleşebilen duruma dönüştürmektedir.
2. İkinci uygulamanın yapılması asiküler ferrit oluşumu içindir. Örneğin kontrollü haddelenmiş asiküler ferrit yapısına sahip C-Mn-Mo-Nb çeliği sıcak haddelenip normalize edildiğinde üst beynitik yapı göstermiştir. Asiküler ferrit

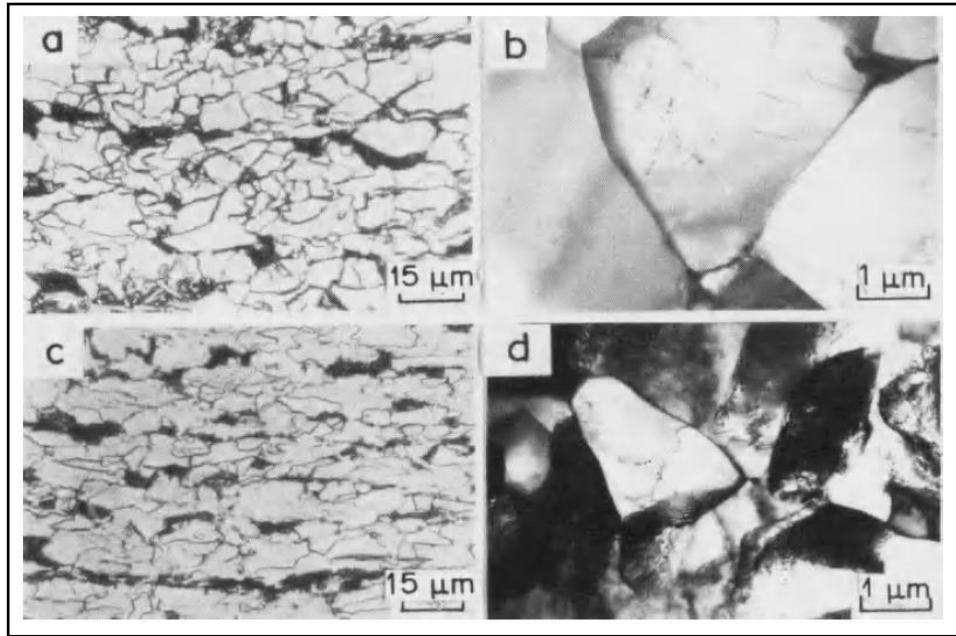
dönüşümü ile beynitik dönüşüm arasında fark olmamakla birlikte asiküler ferritin dönüşüm sıcaklığı üst beynitin oluşum sıcaklığından daha yukarıdadır. Ayrıca ilk oluşan ürünlerin dönüşüm sıcaklığı sonradan oluşanlardan (örneğin asiküler ferrit) daha düşüktür.

3. Üçüncü uygulamanın yapılmasının nedeni çift fazlı yapı meydana getirmek içindir. Çift faz uygun kimyasal bileşim ve haddeme şartlarında üretilebilir. Sertleşebilen çelik kontrollü haddelendiğinde, östenit-ferrit dönüşümü hızlanır ve mikroyapı poligonal ferrit ve dönüşmemiş östenitten meydana gelir. Dönüşüm sırasında ferrit içerisindeki karbon ve azot östenit içerisinde difüz ederek östenitin karbon ve azotça zenginleşmesine neden olur. Soğuma sırasında da östenit martenzite dönüşerek yapının oda sıcaklığında ferrit ve martenzitten meydana gelmesine sebep olur [135].

4.7. İKİ FAZ BÖLGESİNDE DEFORMASYON

Östenit-ferrit ($\gamma+\alpha$) iki faz bölgesinde gerçekleştirilen deformasyonun amacı ferritin dayanımını arttırmaktır. Yeniden kristalleşme olmayan bölgede uygulanan deformasyona bağlı tane inceltme yaklaşık % 70 ila % 80 azalma ile sınırlayıcı bir değere ulaşır. İki fazlı bölgede ($\gamma+\alpha$) gerçekleştirilen deformasyon karışık tane yapısı üretir, deforme olmuş tanelerde eş eksenli ferrit taneleri, poligonal taneler ve alt tanecik yapıları bulunmaktadır. Deforme olmuş östenit poligonal ferrite dönüşürken, deforme olmuş ferrit toparlanma derecesine bağlı olarak hücrelere ve/veya alt tanelere dönüşür. Ferritin hacim oranındaki artış, iki fazlı bölgedeki deformasyon sıcaklığının azalmasıyla elde edilir, bu da deforme olmuş ferritin toparlanmasını artırır. Bu durumda, deforme olmuş ferritin hacim oranındaki değişiklik, deforme olmuş ferritte alt tane yapısının oranını etkileyebilir. Deforme olmuş ferrit alt tane yapısının deformasyon sıcaklığı, deformasyon miktarı ve östenitte çökme seviyelerinden etkilendiği bilinmektedir [167]. İki fazlı bölgede deformasyon ile meydana gelen mikroyapısal değişim Şekil 4.11'de görülmektedir. Yalnızca östenitin bulunduğu bölgede yapılan deformasyon düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip eşit ferrit tanelerinin oluşmasına neden olmaktadır (Şekil 4.11a ve b). Bunun yanında iki fazlı bölgede yapılan deformasyon karışık tane yapısının oluşmasına neden

olmaktadır. Bu karışık yapı, eşit tane boyutuna sahip taneler ile çalışma sertleşmesine uğramış tanelerden meydana gelmektedir (Şekil 4.11 c ve d). Dönüşüm sırasında deformasyona uğramış östenit taneleri poligonal ferrit tanelerine dönüşürken deformasyona uğramış ferrit taneleri alt tanelere (subgrain) dönüşmektedir. İki fazlı bölgede yapılan deformasyon neticesinde dayanım artışı ferritin deforme edilmesi sonucunda alt tanelerin oluşmasıyla gerçekleştiğini şimdiye kadar yapılan açıklamalarda belirtilmiştir. Deformasyon sıcaklığının yüksek olması durumunda dinamik daha sonra statik toparlanma ve yeniden kristalleşme ile ferrit tanelerinin küçülmesi neticesinde de dayanım artışı gerçekleşmektedir. Fakat deformasyon sıcaklığının düşük olması durumunda toparlanma ve yeniden kristalleşme geciktirildiği için dayanım artışı başlıca hücre ve alt tane yapısının oluşmasıyla sağlanmaktadır. Bu nedenle iki fazlı bölgede yapılan deformasyon neticesinde dayanım artışı toparlanma ve yeniden kristalleşmenin derecesine, deformasyon sıcaklığına, deformasyon miktarına, deformasyondan sonraki soğuma hızına ve mikrolaşım elementlerine bağlıdır.



Şekil 4.11. $(\gamma+\alpha)$ bölgesinde deforme edilen Nb çeliğinin mikroyapısındaki değişim: (a) ve (b) deformasyonsuz; (c) ve (d) % 30 deforme edilmiş [135].

BÖLÜM 5

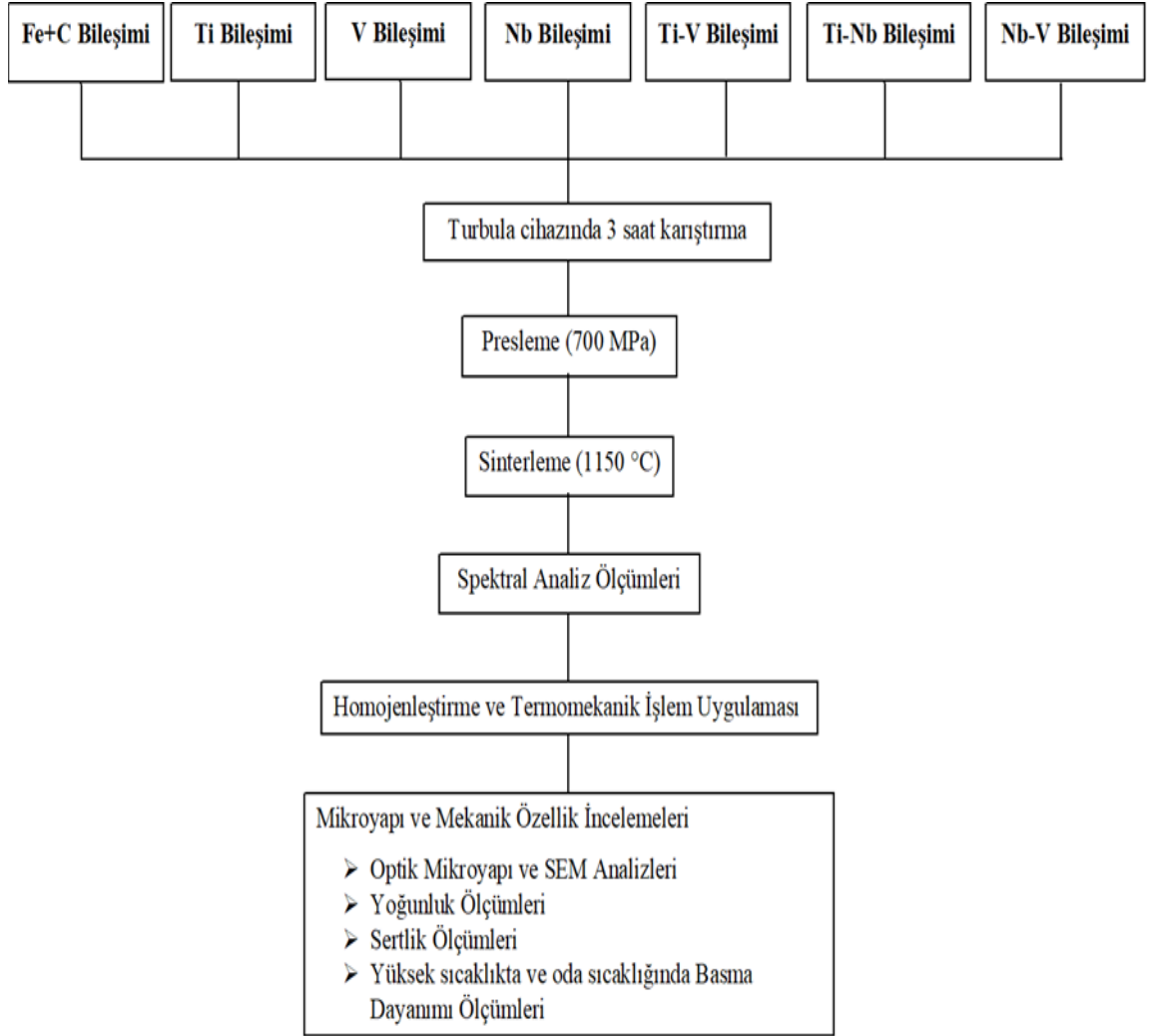
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. GİRİŞ

Bu bölümde deneysel çalışmalarda izlenen işlem basamakları verilmiştir. Bölüm 5.2 deneysel proses sürecini şematik olarak göstermektedir. Bölüm 5.3’de deneysel çalışmalarda kullanılan tozların temini ve özellikleri verilirken Bölüm 5.4 üretim aşamasının başlangıç proseslerinden tozların karıştırılması ve preslenmesi adımlarını anlatmaktadır. Bölüm 5.5 ve Bölüm 5.6 sırasıyla sinterleme, homojenleştirme ve termomekanik işlem proseslerini detaylı olarak açıklamaktadır. Bölüm 5.7 optik mikroskop ve Sem analizlerini, Bölüm 5.8. ise sonrasında gerçekleştirilen yoğunluk, gözeneklilik, ferrit-perlit oranı ve ortalama tane boyutu ölçümlerini göstermektedir. Bölüm 5.9 kimyasal bileşim analiz ölçümlerini, Bölüm 5.10 sertlik ölçümlerini detaylı açıklarken Bölüm 5.11 ve Bölüm 5.12 oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testi proseslerini göstermektedir.

5.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA İZLENEN İŞLEM BASAMAKLARI

Şekil 5.1. deneysel çalışmalarda izlenen işlem basamaklarını şematik olarak göstermektedir. Şekil 5.1’de görüldüğü gibi işlem basamakları tozların temini, istenilen kimyasal kompozisyonlarda karıştırılması, preslenmesi, sinterlenmesi, homojenleştirilmesi ve termomekanik işlem proseslerini kapsamaktadır. Bu işlemler sonrasında mikroyapı ve mekanik özellik incelemeleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.1. Deneysel akış şeması.

5.3. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN TOZLARIN TEMİNİ

Belirlenen kompozisyonlarda mikroalaşımli çeliklerin üretimi için gerekli tozlar temin edilerek tozların spesifik özellikleri ve temin edilen firmalar Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Deneysel çalışmada kullanılan tozların özellikleri.

Elementel tozlar	Toz Boyutu (μm)	% Saflık Değeri	Temin edilen firma
Demir	45	99,99	Nanografi
Grafit	10-20	96,5	Sintek
Titanyum	<45	99,98	Aldrich
Vanadyum	45	99,5	Aldrich
Niyobyum	<45	99,8	Aldrich

Çizelge 5.1’de verilen tozlar kullanılarak Bölüm 5.4’de verilen kimyasal kompozisyonlarda toz metalürjisi üretim yöntemiyle alaşımsız çelik ve mikroalaşımli çelik üretimleri gerçekleştirilmiştir.

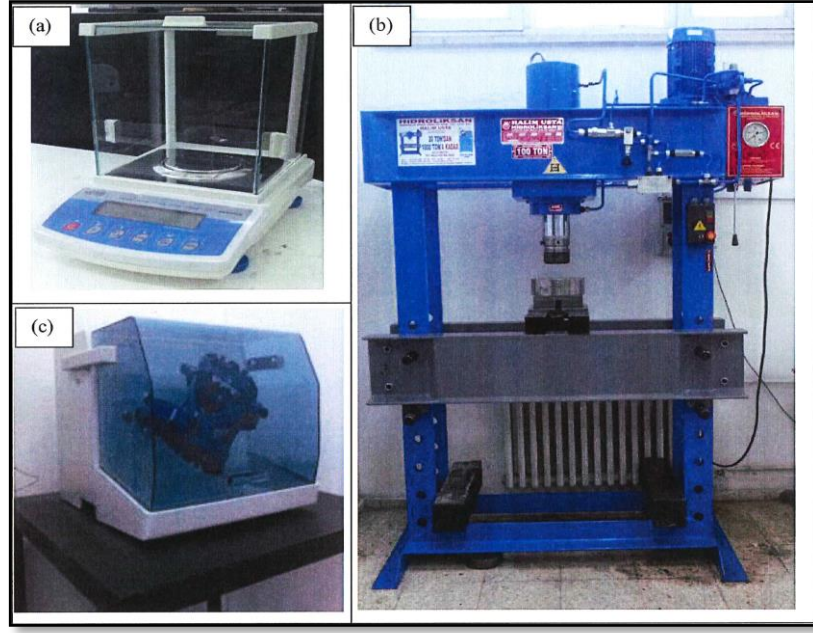
5.4. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ

Karıştırma işlemi öncesinde Çizelge 5.2’de verilen kimyasal kompozisyon oranlarında mikroalaşımli çelikler hazırlanmıştır. Karışımındaki tozların tartımında Şekil 5.2 (a)’da gösterilen RADWAG AS-60-220 C/2 marka hassas terazi kullanılmıştır. İstenilen kimyasal bileşimde tartılan elementel tozlar Şekil 5.2 (c)’de gösterilen Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Test ve Kontrol Laboratuvarında bulunan turbula cihazında 3 saat karıştırma işlemine tabi tutulmuştur.

Çizelge 5.2. Toz metalürjisi ile üretilen mikroalaşımli çeliklerin kimyasal kompozisyonu

Bileşim	C (% ağı.)	Ti (% ağı.)	V (% ağı.)	Nb (% ağı.)	Fe (% ağı.)
0,35C+Fe	0,35	-	-	-	Geri kalan
0,35C+0,2Ti+Fe	0,35	0,2	-	-	Geri kalan
0,35C+0,2V+Fe	0,35	-	0,2	-	Geri kalan
0,35C+0,2Nb+Fe	0,35	-	-	0,2	Geri kalan
0,35C+0,1V+0,1Ti	0,35	0,1	0,1	-	Geri kalan
0,35C+0,1V+0,1Nb	0,35	-	0,1	0,1	Geri kalan
0,35C+0,1Ti+0,1Nb	0,35	0,1	-	0,1	Geri kalan

Karıştırılan metal tozlar, Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Test ve Kontrol Laboratuvarında bulunan HİDROLİKSAN marka 96 ton kapasiteli hidrolik preste 700 MPa presleme basıncında preslenmiştir. Soğuk presleme işlemi ile ASTM E9 standartlarına uygun Ø32x29mm boyutlarında silindirik numuneler üretilmiştir. Şekil 5.2 (b)’de soğuk presleme proseslerinde kullanılan hidrolik pres yer almaktadır.



Şekil 5.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan a) hassas terazi, b) hidrolik pres, c) turbula cihazı.

Her alaşım kompozisyonu için toplamda 5 adet olmak üzere 7 farklı alaşım kompozisyonu için genel toplamda 35 adet numune üretilmiştir. Her alaşım kompozisyonu için üretilen 5 adet numunenin hepsi sinterlendikten sonra 1 tanesi sinterlenmiş konumda kullanmak için ayrılmış olup geriye kalan 4 tanesi, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 sıcak deformasyon şartları için kullanılmıştır. Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp ve zımba Şekil 5.3’de gösterilmiştir. Presleme öncesinde üretilecek numunelerin kalıptan kolayca çıkarılması için kalıp iç yüzeyi ve kalıp zımbası etil alkol ve çinko stearat karışımı ile yağlanmıştır.



Şekil 5.3. Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp ve zımba.

5.5. SİNERLEME İŞLEMLERİ

Karıştırılmış tozların soğuk preslenmesi ile üretilen numunelerin sinterleme işlemi argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan numuneler, Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Test ve Kontrol laboratuvarında bulunan Protherm PTF 16/75/610 marka sinter fırınında 1150 °C'de 60 dakika sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Sinterleme işlemlerinde numuneler sinterleme sıcaklığına 5 °C/dk ısıtma hızı ile çıkarılmıştır. Sinterleme sırasında kurban malzeme olarak sünger titanyum kullanılmıştır. Belirlenen süre sonunda numuneler, fırın ortamında soğutulmuştur. Şekil 5.4'te sinterleme proseslerinde kullanılan sinter fırını gösterilmektedir. Argon atmosferi altında ve sünger titanyum kullanılarak gerçekleştirilen sinterleme prosesinde oksitlenme minimize edilmiştir.



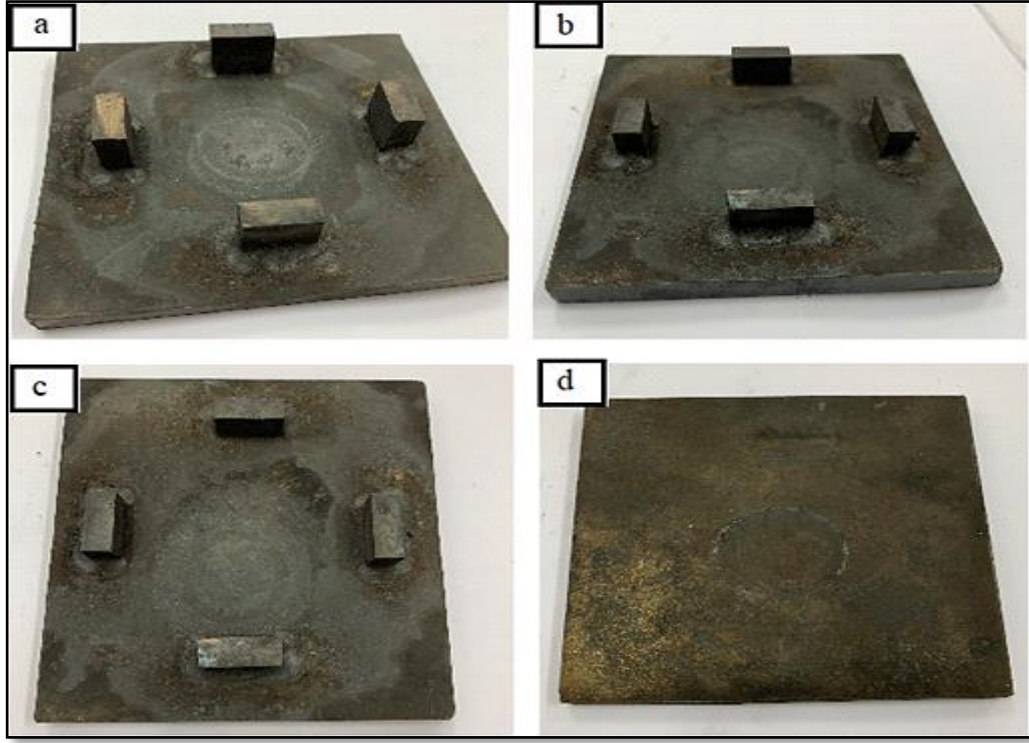
Şekil 5.4. Deneysel çalışmalarda kullanılan atmosfer kontrollü fırın.

5.6. HOMOJENLEŞTİRME VE TERMOMEKANİK İŞLEM PROSESLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

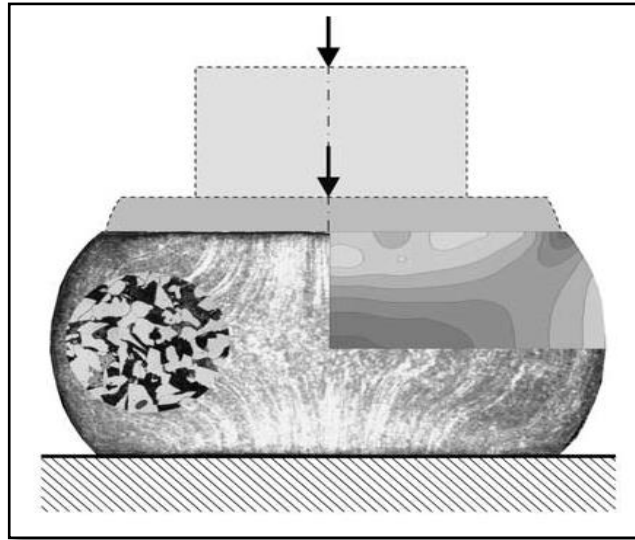
Sinterleme sonrası homojenleştirme ısıl işlemlerinin uygulanmasında 1200 °C kapasiteli Protherm marka ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Homojen bir yapı elde edebilmek için tüm alaşım kompozisyonlarından birer adet numune 1150 °C

sıcaklıkta 60 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuştur. Sinterlenen ve homojenleştirilen numuneler ayrıldıktan sonra termomekanik işlem prosesleri için deneysel düzenekler hazırlanmıştır.

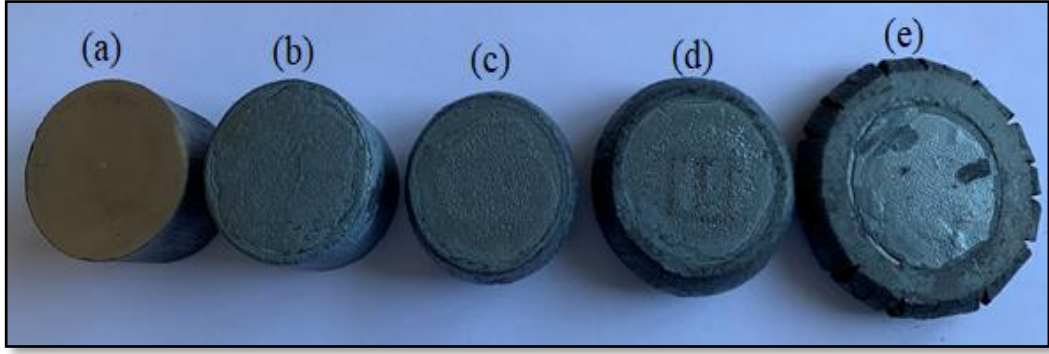
Termomekanik işlem proseslerinde deformasyon miktarları % 20, % 40 ve % 60 olarak belirlenmiştir. Termomekanik işlemin uygulanması için öncelikle numuneler ısıl işlem fırınında 1150 °C'de 1 saat süreyle bekletilmiştir. Daha sonra fırından alınan numunelere normal atmosfer ortamında sıcak deformasyon işlemi uygulanmıştır. Proseste en önemli unsur sıcaklığın kontrolünü sağlamaktır. Bu nedenle deformasyon öncesi ve sonrası sıcaklık ölçümleri için uzaktan ısı ölçer temin edilmiştir. Sıcaklık ölçümleri, CEM DT 8869-H marka maksimum -50 °C-2200 °C sıcaklık aralığında ölçüm yapan çift lazerli ısı ölçer ile gerçekleştirilmiştir. Deformasyon işlemleri, sıcaklığı östenit bölgesinde tutmak için ısı iletim katsayısı düşük olan ve deformasyon miktarına bağlı olarak üretilen paslanmaz çelik kalıp içerisinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.5). Bu şekilde deformasyon başlangıç ve bitiş sıcaklığının 960-930 °C aralığında kalması sağlanmıştır. Şekil 5.6. termomekanik işlem prosesinin şematik şeklini göstermektedir. Ayrıca, deformasyon sonrası numunelerdeki boyut değişimi Şekil 5.7'de görülmektedir.



Şekil 5.5. Termomekanik işlem proseslerinde kullanılan paslanmaz çelik kalıp a) % 20 deformasyon oranı, b) % 40 deformasyon oranı c) % 60 deformasyon oranı, d) üst kapak.



Şekil 5.6. Termomekanik işlem prosesinin şematik şekli.



Şekil 5.7. Deneysel işlem prosesleri sonrası üretilen numuneler a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20 deforme edilen, d) % 40 deforme edilen e) % 60 deforme edilen.

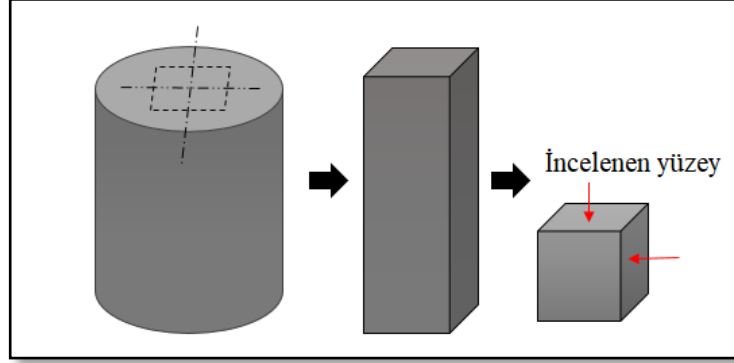
5.7. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ

Mikroyapı incelemeleri, Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalografi laboratuvarında bulunan X50-X1000 büyütme kapasiteli Nikon Epiptot 200 marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Her numune için farklı büyütmelerde ve bölgelerden mikroyapı görüntüleri alınarak bu görüntülerin bütün mikroyapıyı temsil edebilir nitelikte olmasına dikkat edilmiştir. SEM incelemeleri ise Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

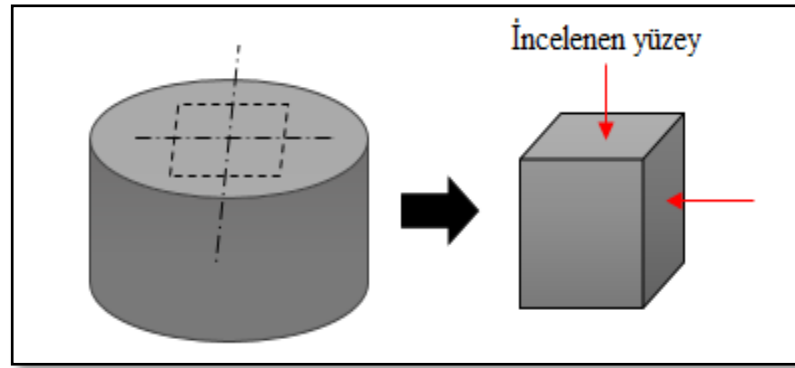
5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Metalografik incelemeler için tüm alaşım kompozisyonlarında mikroalaşım çeliği numunelerinin sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin herbirinin merkezinden 10x10 mm boyutlarında parçalar diskoton yardımıyla kesilerek çıkarılmıştır. Şekil 5.8 ve Şekil 5.9'da sinterlenen, homojenleştirilen ve deforme edilen numunelerin incelenen kesit yüzeyi şematik olarak gösterilmektedir. Bu numunelerin üst yüzeyleri polisaj cihazı ile sırasıyla 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 1500 meshlik zımparalar kullanılarak pürüzler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi sonrasında yüzeyler sırayla 3 µm ve 1 µm elmas pasta ile parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir. Metalografik incelemelerde parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilen numuneler methanol içerisine % 2 nitrik asit konularak elde edilen Nital çözeltisinde

dağlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin Nital çözeltisi içerisinde 8-10 sn bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. İşlem sonrası dağlanan yüzeyler methanolla temizlenip kurutulduktan sonra optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.



Şekil 5.8. Tüm alaşım kompozisyonlarında sinterlenen, homojenleştirilen numunelerin metalografik olarak incelenen kesit yüzeyi.



Şekil 5.9. Tüm alaşım kompozisyonlarında % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin metalografik olarak incelenen kesit yüzeyi.

5.8. YOĞUNLUK, GÖZENEKLİLİK, FERRİT-PERLİT ORANI VE ORTALAMA TANE BOYUTU ÖLÇÜMLERİ

Numunelerin yoğunluk ölçümleri, Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Mekanik Metalürji Laboratuvarında bulunan RADWAG marka hassas terazide yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ferrit-perlit fazlarının yüzde hacimsel oranları mikroyapı görüntüleri üzerinden nokta sayım metodu kullanılarak bulunmuştur. Tane boyutu ölçümleri ise yine mikroyapı görüntüleri üzerinden ortalama doğrusal kesişme metodu kullanılarak hesaplanmıştır.

Tüm alaşım kompozisyonlarında gözeneklilik oranının belirlenmesinde aşağıda verilen eşitlik kullanılmıştır:

$$\% \text{ Gözeneklilik} = \frac{\rho_{\text{Teorik}} - \rho_{\text{Deneysel}}}{\rho_{\text{Teorik}}} \times 100 \quad (5.1)$$

Burada;

ρ_{Teorik} : Teorik yoğunluk (g/cm^3); ρ_{Deneysel} = Deneysel yoğunluk (g/cm^3) ifade etmektedir. Aşağıda örneğ olarak verilen titanyum mikroalaşımlı çeliğin teorik yoğunluğunun hesaplanması karışım kuralına göre yapılmıştır. Diğer kompozisyonlar içinde aynı kural kullanılarak teorik yoğunluk hesapları gerçekleştirilmiştir.

$\% 0,35\text{C} + \% 0,2\text{Ti} + \text{Fe}$ alaşımı için karışımın teorik yoğunluğu [C 'nin yoğunluğu x 0,35]+ [Ti 'nin yoğunluğu x 0,2]+ [Fe 'nin yoğunluğu x 99,45].

5.9. ÜRETİLEN NUMUNELERİN KİMYASAL BİLEŞİM ANALİZLERİNİN YAPILMASI

Üretilen numunelerin kimyasal bileşimleri, üretim öncesinde planlanan kimyasal bileşim ile sonrasında elde edilen kimyasal bileşimin uyumlu olup olmadığı spektral analiz yöntemi kullanılarak tespit edilmiştir. Uygulama Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Isıl işlem Laboratuvarında bulunan GNR S3 MiniLab marka optik emisyon cihazı ile yapılmıştır. Her numune için 3 ölçüm yapılmış olup elde edilen sonuçların ortalaması alınmıştır.

5.10. MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

Numunelerin mikro sertlik ölçümleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi'nde yer alan Shimadzu marka sertlik cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri HV 0,5 (500 g) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her numuneden 10 adet sertlik ölçümü yapıldıktan sonra ortalama değer bulunarak mikro sertlik değer belirlenmiştir. Şekil 5.10'da sertlik ölçümünün yapıldığı cihaz görölmektedir.



Şekil 5.10. Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı.

5.11. ODA SICAKLIĞINDA BASMA TESTLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

7 farklı alaşım kompozisyonunun 1150 °C'de 1 saat sinterlenen, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilen ve homojenleştirme işlemi sonrası % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen merkez numunelerinin basma testleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Mekanik Test Laboratuvarında bulunan 200 kN kapasiteli BESMAK marka Elektromekanik test cihazı kullanılarak 1 mm/dk basma hızında gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.11'de basma testleri için kullanılan elektromekanik test cihazı görülmektedir.



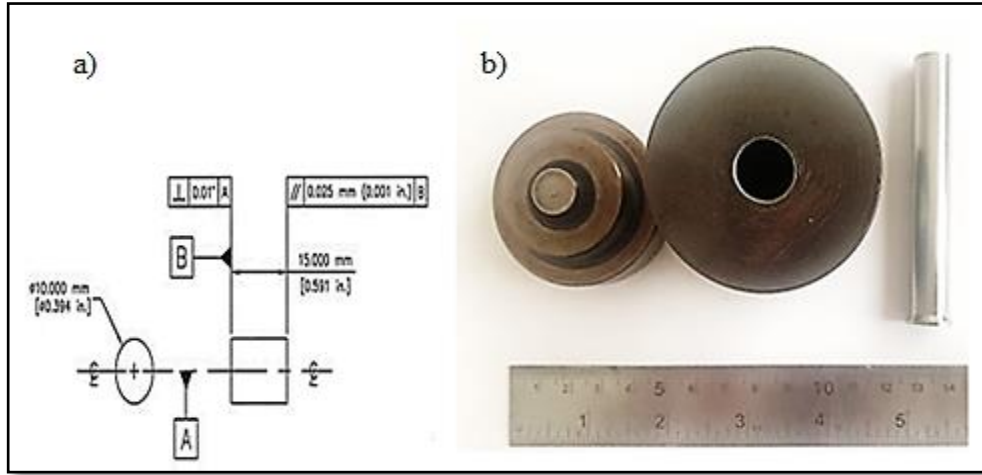
Şekil 5.11. Elektromekanik test cihazı (200kN).

5.12. SICAK BASMA TESTLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

Sıcak Basma Testleri Şekil 5.12’de yer alan Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme Mükemmeliyet Merkezi’nde bulunan Gleeble 3800 Termomekanik test cihazında gerçekleştirilmiştir. 7 farklı alaşım kompozisyonu üretildikten sonra 1050 °C’de % 20 ve % 60 deformasyon oranlarında sıcak basma testleri gerçekleştirilmiştir. Deney parametreleri oluşturulan deney düzeneğine uygun parametrelerin belirlenmesi sonucu elde edilmiştir. 7 farklı kompozisyon için Şekil 5.13a’da verilen standartlara uygun her alaşım kompozisyonu için % 20 ve % 60 deformasyon oranları uygulanmak üzere toplamda 14 adet numune Şekil 5.13b’de verilen kalıp kullanılarak üretimi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.12. Gleeble 3800 Termomekanik Test Cihazı.

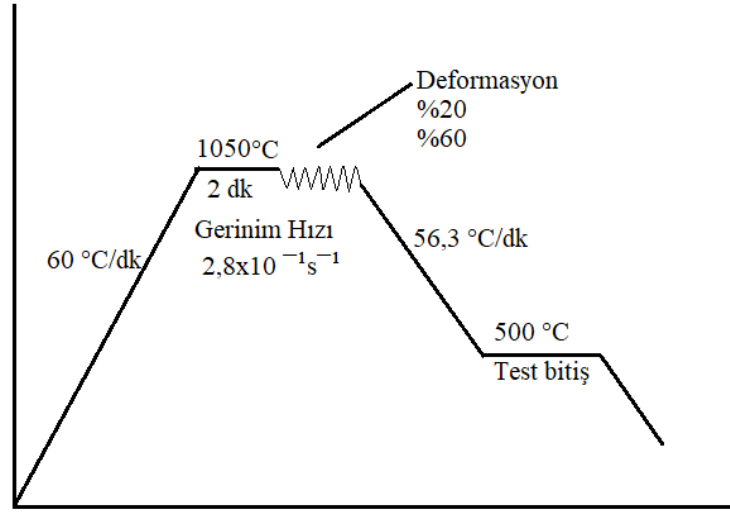


Şekil 5.13. a) Sıcak basma test numunesi boyutları ve b) üretimde kullanılan kalıp.

Gleeble 3800 Termomekanik test cihazında gerçekleştirilen sıcak basma testleri aşağıda Çizelge 5.3'te verilen ve Şekil 5.14'de şematik olarak gösterilen parametrelere uygun olarak gerçekleştirilmiştir:

Çizelge 5.3. Toz metalürjisi ile üretilen mikroalaşımli çeliklerin sıcak basma test parametreleri.

Sıcak Basma Test Parametreleri	
Test Sıcaklığı	1050 °C
Isıtma Hızı	60 °C/dk
Test Sıcaklığında Tutma Süresi (deformasyon başlamadan önce)	2 dk
Gerinim Hızı	$2,8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$
Çene Hızı (Vo)	8 mm/sn
Gerinim miktarı (mühendislik)	% 20-% 60 deformasyon
Soğuma Hızı	56,3 °C/dk Deney sonrası 500 °C'ye kadar bu soğuma hızında tutularak sonrasında cihaz durdurulmuştur.
Deney Atmosferi	Argon



Şekil 5.14. Sıcak basma test parametrelerinin uygulama şeklinin şematik gösterimi.

BÖLÜM 6

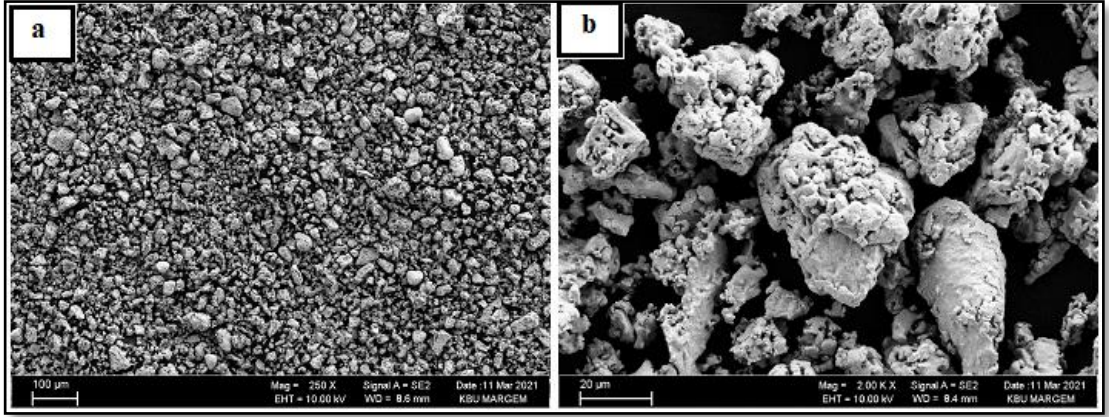
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. GİRİŞ

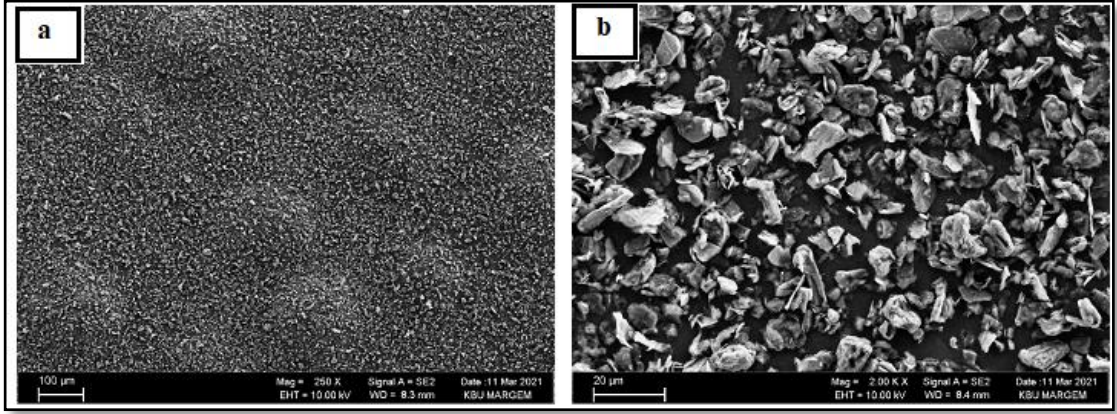
Bu bölümde deneysel sonuçlar ve tartışma kısımları yer almaktadır. Bölüm 6.2 deneysel çalışmalarda kullanılan tozların karakterizasyonunu açıklarken, Bölüm 6.3 kimyasal bileşim analiz sonuçlarını analiz etmektedir. Bölüm 6.4 optik ve SEM mikroyapı sonuçları ve değerlendirilmesini, Bölüm 6.5 ise mekanik test sonuçları ve değerlendirilmesini açıklamaktadır.

6.2. TOZ KARAKTERİZASYONU

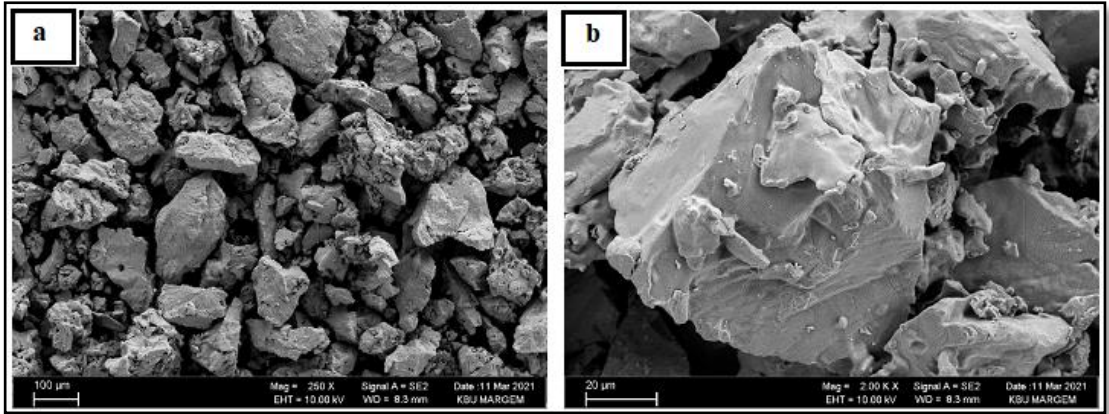
Çelik numunelerin üretiminde kullanılan tozların X250 ve X2000 büyütme oranlarında görüntüleri SEM’de alınmıştır. X250 büyütme tozların genel görüntüsünü gösterirken X2000 tozların alansal bir kesitini göstermektedir. Matris olarak kullanılan Fe tozu Şekil 6.1’de görüldüğü gibi çoğunlukla düzensiz şekillidir. Şekil 6.2-6.5’te takviye elemanı olarak kullanılan grafit, vanadyum, titanyum ve niyobyum tozları görülmektedir. Şekil 6.2’de yer alan grafit tozunun pulsu şekilde olduğu görülmektedir. Şekil 6.3-6.5’te yer alan sırasıyla vanadyum, titanyum, niyobyum tozlarının düzensiz şekilli ve keskin köşeli bir geometriye sahip oldukları görülmektedir. Çizelge 5.1’de deneysel çalışmalarda kullanılan bu tozların partikül boyutları ve saflık dereceleri verilmiştir.



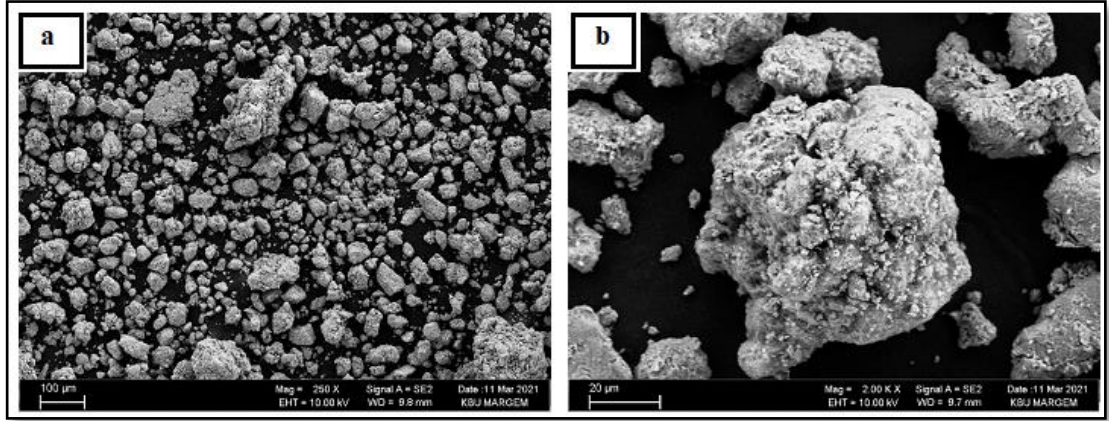
Şekil 6.1. Demir tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



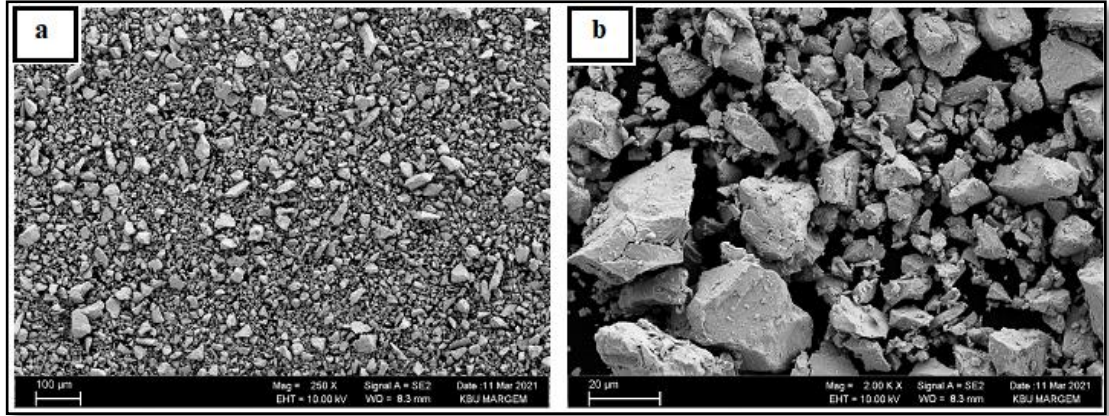
Şekil 6.2. Grafit tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.3. Titanyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.4. Vanadyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.5. Niyobyum tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.

Toz metalürjisinde yaygın olarak kullanılan tozlar, belirli bir parçacık boyutu dağılımı ile karakterize edilir. Bir numunenin toz metalürjisi ile üretim süreci, tozların özelliklerine göre belirlenmektedir. Görünür yoğunluk, akışkanlık, özgül alan ve sıkıştırılabilirlik gibi özellikler parçacık boyutu dağılımına bağlıdır [172,173]. Daha küçük toz boyutuyla üretilmiş malzemelerin görünür yoğunluğu daha yüksektir. Fakat sıkıştırma işleminde, daha küçük partükül boyutuna sahip metalik parçacıkların kullanılması, presleme aşamasında problemlere neden olmaktadır. Bunlardan bazıları; matrisi doldurmak için daha uzun süreler, kalıp ve takım elemanlarında aşınmaya bağlı hasarlar ve sonuç olarak verimlilikte azalmadır. Bu problemler, tozların özgül yüzeylerindeki artışın bir sonucudur. Daha yüksek yüzey alanları daha sonra toz ve matris elemanları arasındaki sürtünmeyi ve parçacıklar arası sürtünmeyi artırmaktadır. Fakat daha küçük parçacık boyutuyla daha yüksek ham mukavemet elde edildiği bildirilmiştir. Bunun nedeni, daha fazla

sayıda plastik olarak deforme olmuş bölgenin elde edilmesidir. Küçük partikül boyutunun kullanılması, sinterlenmiş numunenin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesine dayanmaktadır. Öte yandan, karıştırma ve sıkıştırma işlemlerini iyileştirmek için daha büyük boyutlu tozlar kullanılmaktadır. Sinterlenmiş numunelerin mekanik özellikleri sadece toz partikül boyutu dağılımına bağlı değildir. Morfoloji, yapı ve mikro gözeneklilik de önemlidir [172].

Toz metalürjisiyle üretilen malzemelerin mekanik özellikleri, toz parçacık boyutu ve boyut dağılımı, parçacık şekli, yapısı ve yüzey özellikleri büyük ölçüde etkilenmektedir. Tane boyutu, basit öğütme ile değiştirilebilir, ancak parçacıkların şekli ve yüzey özellikleri, toz üretim yöntemlerinden kaynaklanmaktadır. Deneysel çalışmalarda kullanılan tozlar atomizasyon ve öğütme yöntemiyle üretilmiştir. Şekil 6.1’de yer alan demir tozu su atomizasyonu yöntemi ile üretilmiştir. Şekil 6.3-6.5’te yeralan vanadyum, titanyum ve niyobyum tozları ise hidrürleme, öğütme ve vakum altında hidrojen giderme işlemleri sonucu köşeli bir partükül şekline sahiptirler.

6.3. KİMYASAL BİLEŞİM ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

$\%0,35C+\%0,2V+Fe$ içeren mikroalaşım çeliğinin $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’de 60 dakika sinterlenen, sinterlendikten sonra homojenleştirilen ve $\% 20$, $\% 40$ ve $\% 60$ deforme edilen numunelerinin kimyasal kompozisyonu spektral analiz yöntemiyle belirlenmiştir. Üretilen numune üzerinden üç farklı ölçüm yapılarak bu ölçüm sonuçlarının ortalaması alınmıştır. Elde edilen kimyasal bileşim analiz sonucu Çizelge 6.1’de gösterilmektedir. Toz metalürjisiyle parça üretimi birçok değişkene bağlı olduğu için istenilen kimyasal kompozisyonda malzeme üretilmesi zor bir süreçtir. $\%0,35C+\%0,2V+Fe$ alaşımının tüm koşullar altında kimyasal bileşim analiz sonucu incelendiğinde istenilen kimyasal bileşim oranlarına uygun olduğu görülmektedir. Üretimi gerçekleştirilen diğer alaşım kompozisyonları içinde sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, $\% 20$, $\% 40$ ve $\% 60$ deforme edilmiş numunelerinden de kimyasal bileşim analiz ölçümleri gerçekleştirilmiş olup istenilen kimyasal kompozisyona uygun üretimin gerçekleştiği sonucu elde edilmiştir.

Çizelge 6.1. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen %0,35C+%0,2V+Fe çeliğinin kimyasal bileşim analiz sonuçları.

<i>Sinterlenen</i>	<i>Kimyasal Kompozisyon</i>		
Ölçüm	% C	% Fe	% V
1	0.346	98.669	0.192
2	0.386	98.685	0.156
3	0.392	98.568	0.252
Ortalama	0.375	98.61	0.2
<i>Homojenleştirilen</i>	<i>Kimyasal Kompozisyon</i>		
Ölçüm	% C	% Fe	% V
1	0.355	98.686	0.185
2	0.330	98.689	0.195
3	0.354	98.716	0.182
Ortalama	0.346	98.697	0.187
<i>%20 deforme edilen</i>	<i>Kimyasal Kompozisyon</i>		
Ölçüm	% C	% Fe	% V
1	0.346	98.618	0.243
2	0.302	98.790	0.154
3	0.338	98.745	0.150
Ortalama	0.329	98.717	0.182
<i>%40 deforme edilen</i>	<i>Kimyasal Kompozisyon</i>		
Ölçüm	% C	% Fe	% V
1	0.350	98.739	0.195
2	0.360	98.766	0.181
3	0.363	98.696	0.191
Ortalama	0.358	98.734	0.189
<i>%60 deforme edilen</i>	<i>Kimyasal Kompozisyon</i>		
Ölçüm	% C	%Fe	% V
1	0.321	98.769	0.185
2	0.336	98.747	0.187
3	0.349	98.670	0.220
Ortalama	0.336	98.729	0.197

6.4. OPTİK VE SEM MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

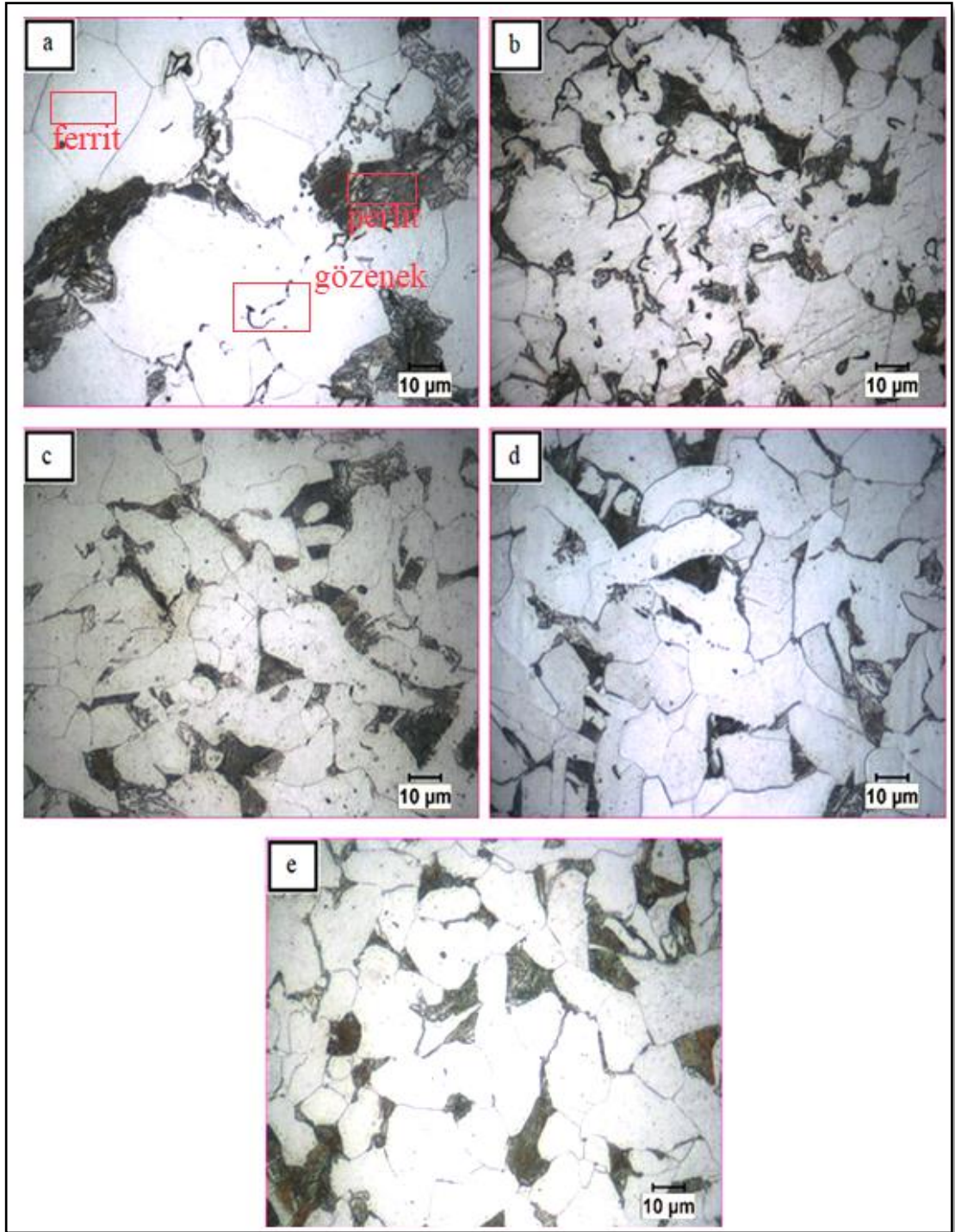
6.4.1. %0,35C+Fe Alaşımız Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.6 %0,35C+Fe alaşımının 1150°C'de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış merkez numunelerinin üst yüzeyinden alınan mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde mikroyapının ferrit ve perlitten oluştuğu görülmektedir. Ayrıca

sinterlenen numunede tane sınırları ve tane içi dahil olmak üzere gözenekli yapı belirgin şekilde görülmektedir. Homojenleştirme ısıl işlemi sonrası ferrit ve perlit fazlarının daha homojen dağıldığı görülmektedir. Tane boyutu analizine göre 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunenin tane boyutu 25,55 µm iken sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunenin tane boyutu 20,54 µm’dir. Buna istinaden homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin tane boyutu sırasıyla 18,13 µm, 16,56 µm ve 14,25 µm olarak ölçülmüştür.

1150 °C’de 1 saat homojenleştirildikten sonra havada soğutulan numunenin tane boyutu sinterlenen numuneye göre küçülmüştür. Bu durum esas olarak homojenleştirilen numunenin soğuma hızının sinterlenen numuneye göre yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Çünkü soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdekleşme miktarını düşürerek, perlitin düşük sıcaklıklarda oluşmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda yapı daha küçük taneli olarak elde edilmiştir.

Artan deformasyon miktarıyla beraber yeniden kristalleşmiş küçük tanelerin oluştuğu görülmektedir. Deformasyon miktarı arttıkça, karşılıklı reaksiyona giren dislokasyonların sayısı artarak büyük açılı tane sınırlarıyla birlikte yeniden kristalleşmeyi başlatan alt tane sınırlarının oluşumu gerçekleşmektedir. Dinamik yeniden kristalleşme, yeni küçük bozulmamış ve eş eksenli tanelerin üretimine ve büyümesine katkıda bulunan yeniden kristalleşme için gerekli olan enerjinin tüketimi ile sağlanır [174].



Şekil 6.6. %0.35C+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.2 alaşımsız çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenmiş durumda ölçülen % yoğunluk değeri 90,75 ve % gözenek değeri 9,2 iken homojenleştirme ısıl işlemiyle

% yoğunluk değeri 91,89 ve % gözenek değeri 8,1 olarak ölçülmüştür. Homojenleştirme ısıl işlemiyle gözenekler bir miktar kapandığı için malzemenin % yoğunluk değeri artmıştır. Uygulanan deformasyon oranının % 20, % 40 ve % 60 oranında artmasıyla birlikte % yoğunluk sırasıyla 95,02, 96,72 ve 97,07 değerine ulaşarak malzemede ki yoğunlaşmanın deformasyonla birlikte yüksek seviyelerde arttığını göstermektedir. Artan yoğunlaşma deformasyon etkisiyle gözeneklilik oranının % 5'den % 3'e kadar düşmesinden kaynaklanmaktadır.

% ferrit ve % perlit hacim oranları incelendiğinde ise ferrit oranının deformasyon miktarının artmasıyla birlikte arttığı görülmektedir. Plastik deformasyon, mikroyapıdaki kusur yoğunluğunu artırır, bu da faz dönüşümünün hem çekirdekleşmesini hem de büyüme aşamalarını etkiler. Sonuç olarak, sadece dönüşüm kinetiği değil, aynı zamanda ortaya çıkan mikroyapı da uygulanan deformasyondan etkilenir. [142-149]. Deforme olmuş östenitte ferrit tanelerinin çekirdekleşmesi tane sınırlarında ve kayma bantlarında gerçekleşmektedir. Bu nedenle artan deformasyon miktarıyla birlikte ferrit oranında bir artış gerçekleşirken perlit oranı buna bağlı olarak düşmektedir.

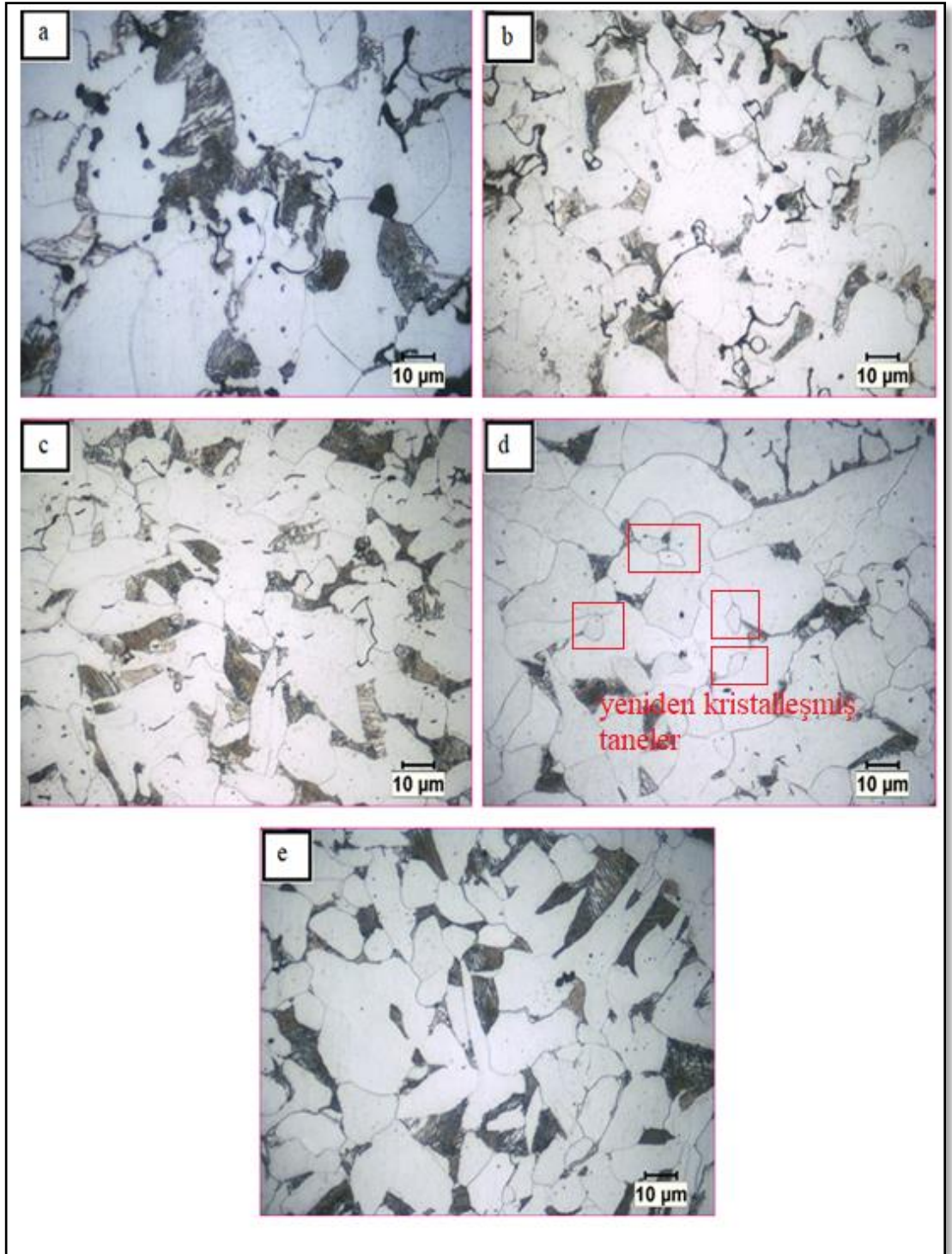
Çizelge 6.2. %0,35C+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

ALAŞIM %0.35C+Fe	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,75	9,2	77,22	22,78	25,55
Homojenleştirilen	91,89	8,1	78,13	21,87	20,54
% 20 deformasyon	95,02	5	81,21	18,79	18,13
% 40 deformasyon	96,72	3,2	82,18	17,82	16,56
% 60 deformasyon	97,07	3	84,75	15,25	14,25

Deneysel metod kısmında belirtildiği gibi bütün alaşım bileşimlerinin mikroyapı analizleri merkez numunelerinin üst ve yan yüzeylerden alınan mikroyapı resimleri üzerinde gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle Şekil 6.6'da verilen merkez numunesi üst

yüzey mikroyapı resimleriyle Şekil 6.7’de verilen merkez numunesi yan yüzey mikroyapı resimleri deformasyona bağlı herhangi bir yönlenme olup olmadığını tespit etmek için karşılaştırılmıştır.

Şekil 6.7 tüm koşullar altında üretilen numunelerin merkez numunesi yan yüzey mikroyapı resimlerini göstermektedir. Merkez numunesi üst yüzey ve yan yüzey mikroyapı morfolojisi incelendiğinde yapıda deformasyon kaynaklı herhangi bir anizotropi oluşmadığı görülmektedir. Mikroyapı morfolojilerinin benzerliğinden dolayı üretimi gerçekleştirilen diğer mikroalaşım çeliklerinin kompozisyonları için tüm üretim koşulları altında merkez numunesi üst yüzey mikroyapı analizleri esas olarak incelenmiştir.

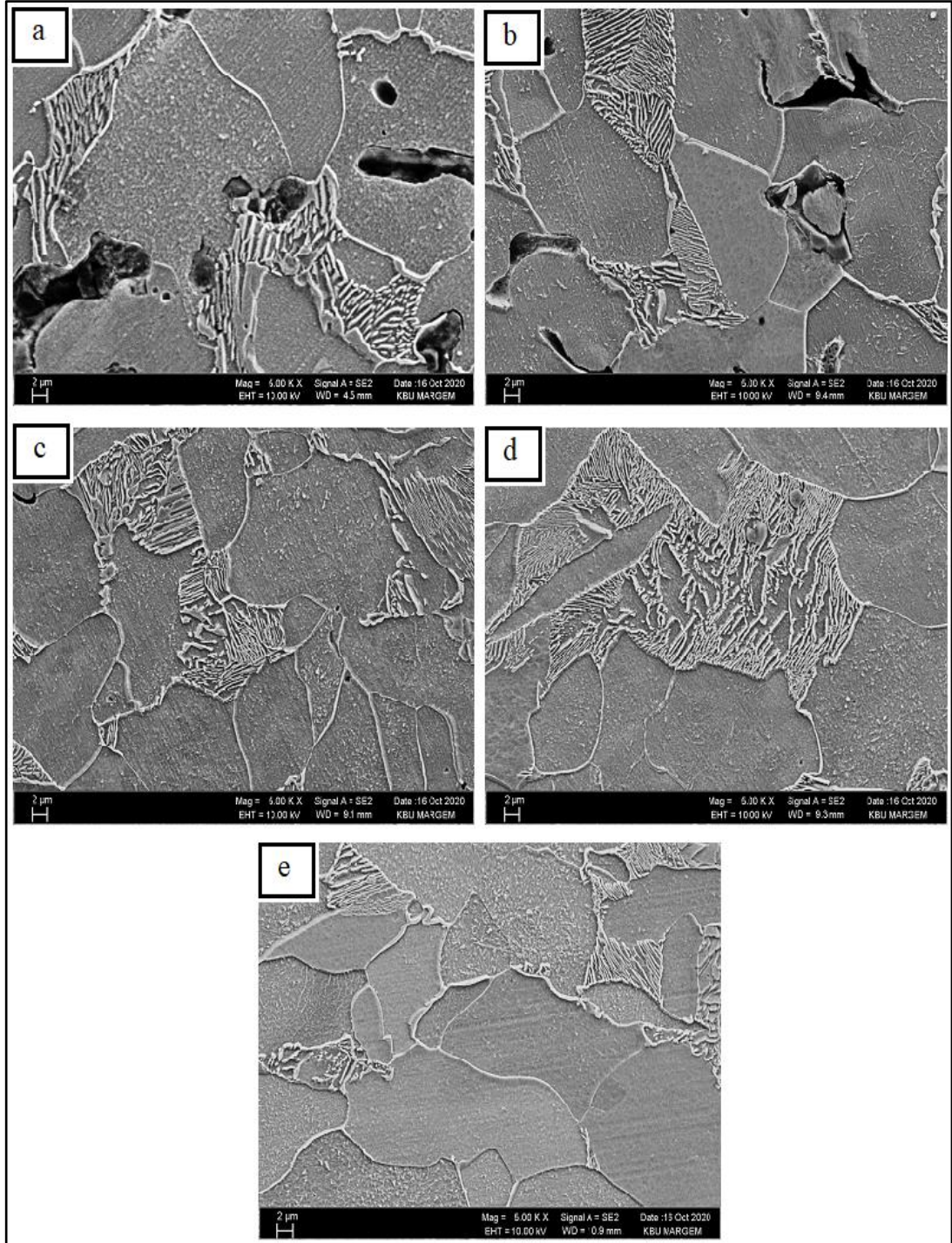


Şekil 6.7. %0.35C+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi yan yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

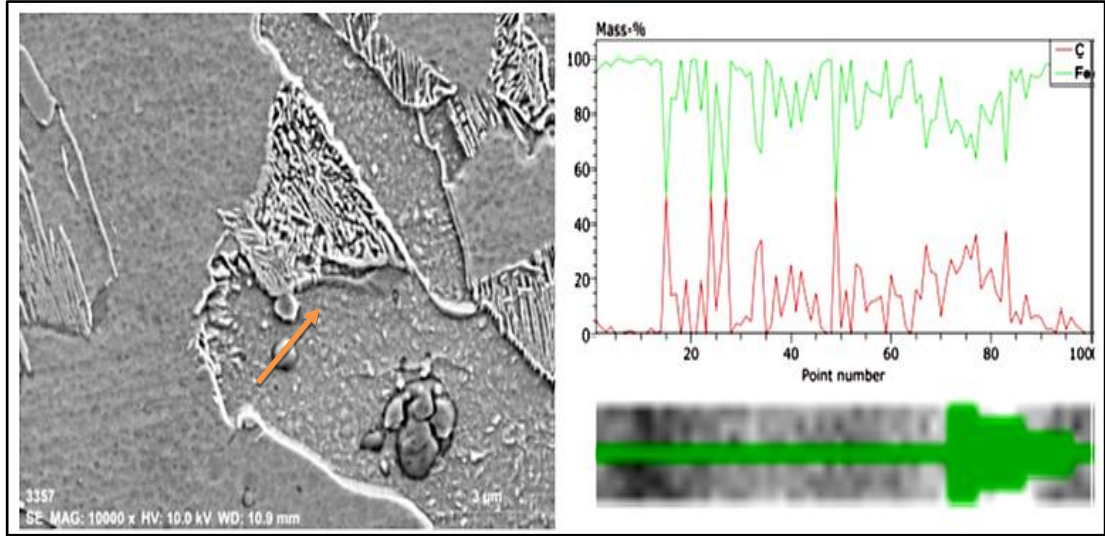
Şekil 6.8 ise %0,35C+Fe bileşimindeki çeliğinin 1150°C’de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış merkez numunelerinin üst yüzeyinden alınan SEM mikroyapı resimlerini göstermektedir. SEM mikroyapı resimlerinde mikroyapı morfolojisi daha belirgin şekilde görülmektedir. Yapı ferrit, perlit ve Fe₃C bileşiminden oluşmaktadır. Özellikle sinterlenen numunenin SEM mikroyapı resmi incelendiğinde belirgin gözenek yapısının tane sınırları ve tane içinde yer aldığı görülmektedir. Homojenleştirme ısı işlemiyle gözeneklerin küçüldüğü belirgin şekilde gözlemlenirken uygulanan deformasyon miktarıyla birlikte % gözeneklilik ölçümleri sonucunu destekler nitelikte yapıda gözenek yapısının azaldığı görülmektedir.

Toz metalürjisiyle üretilmiş malzemelerin sıcak deformasyonu sırasındaki malzeme davranışı, boşlukların varlığı nedeniyle karmaşıktır. Dış kuvvet uygulandığında hem malzeme hem de boşluk deformasyona uğrar. Akash [175] ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş Fe-C-Mn çeliğinin sıcak deformasyonu sonucu benzer şekilde malzemede yoğunluk artışı ve mekanik özelliklerinde iyileşme tespit etmişlerdir.

Şekil 6.9’da ise %0,35C+Fe bileşimindeki çeliğin % 60 deforme edilmiş numunesinden alınan çizgi EDS analizi sonucu gösterilmektedir. Yapıda beklenildiği gibi alaşım elementi ilavesi olmadığı için yalnızca Fe₃C çökeltisi oluşmuştur.



Şekil. 6.8. %0,35C+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



Şekil 6.9. %0,35C+Fe çeliğinin homojenleştirildikten sonra % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

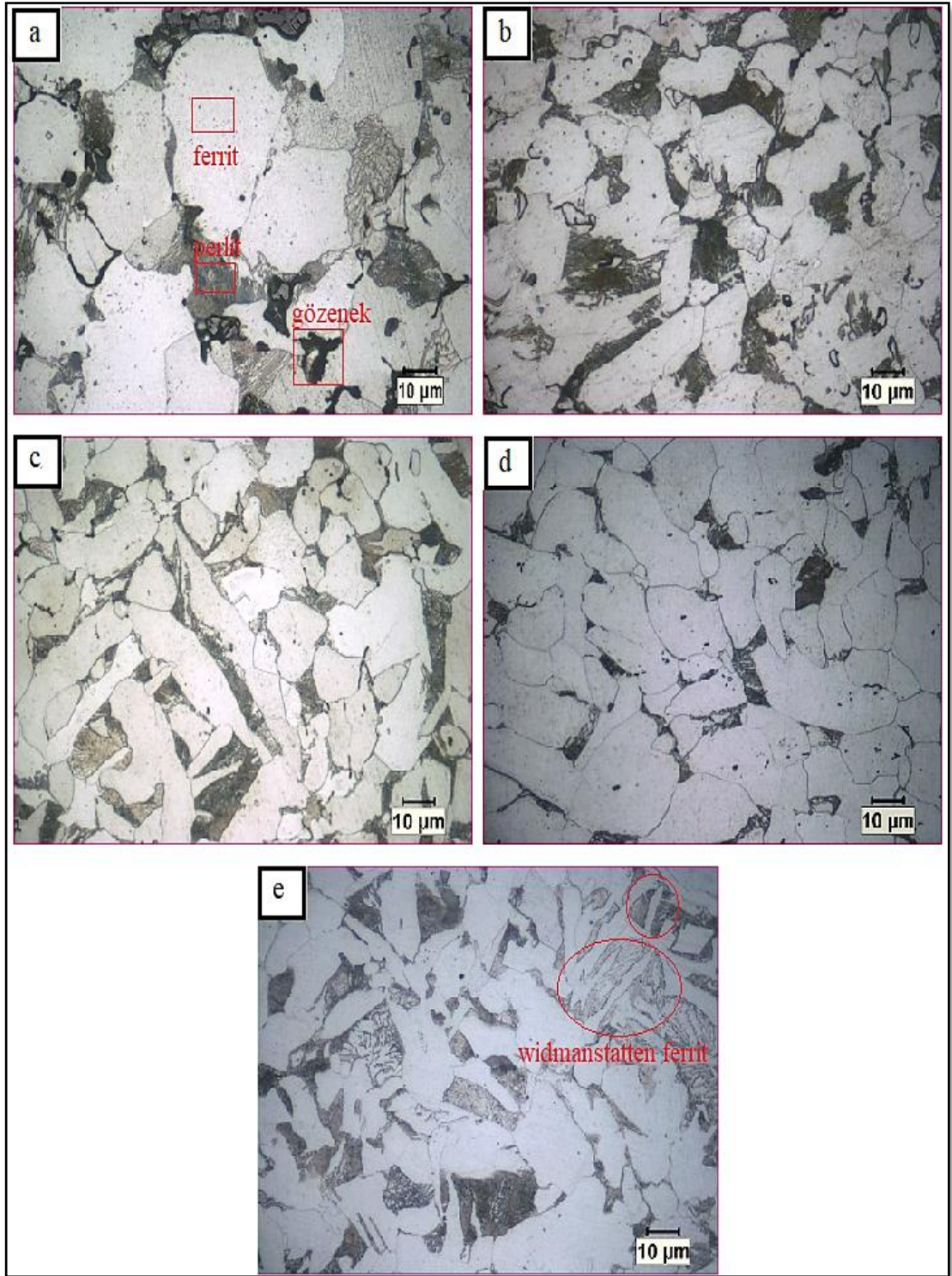
6.4.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.10'da %0,35C+%0,2Ti+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin 1150°C'de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış merkez numunelerinden alınan mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde yapı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Ayrıca sinterlenen numunede belirgin gözeneklerin varlığı görülmektedir. Gözenekli yapı, homojenleştirme ve ardından uygulanan % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranıyla birlikte azalma eğilimindedir. Özellikle % 60 deformasyon uygulanan ve ardından havada soğutulan numunenin yapısı içerisinde widmanstatten ferrit tanelerinin de oluştuğu görülmektedir. Widmanstatten ferrit fırında soğutma işlemine nazaran havada soğutma gibi daha yüksek soğuma hızlarında oluşabilmektedir [176].

Mikroyapı resimleri incelendiğinde artan deformasyon oranıyla birlikte tane boyutunda küçülme görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 21,29 µm, homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 15,70 µm'dir. % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerin tane boyutu sırasıyla 13,15 µm, 11,87 µm ve

10,07 μm olarak küçülmektedir. Mikroalaşım elementlerinin özelliklerinden birtanesi oluşturmuş oldukları karbürler ve nitrürler ile östenitleme, sinterleme veya deformasyon sırasında tane büyümesini engellemektir. Küçük çökeltilerin oluşması östenit tanelerinin büyümesini engeller ve soğuma sırasında küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur [177]. Titanyumun stoikometrik orandan fazla olması karbon ile birleşip TiC çökeltilerinin oluşmasını sağlar. TiC çökeltileri östenit tane büyümesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına katkı sağlar. [178]. Çökelti şeklinde dislokasyonların üzerine yığılan mikroalaşım elementleri dinamik toparlanma sürecini ve plastik deformasyon sırasında dinamik yeniden kristalleşmeyi yavaşlatır [3,4].

TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve demir matristeki çözünürlükleri çok düşüktür, bu nedenle demir matriste hala yeterli TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) parçacıkları vardır. Çelikte etkin titanyum içeriği % 0,012'nin üzerinde ve azot içeriği % 0,004'ün üzerindeyse, yüksek sıcaklıklarda çözünmeyen TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) matris tanelerinin büyümesini etkili bir şekilde önleyebilmektedir [68].



Şekil 6.10. %0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.3, %0,35C+%0,2Ti+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen numunenin % yoğunluk değeri 90,28 iken homojenleştirme ısıl işlemiyle birlikte % yoğunluk 91,21 değerine ulaşmıştır. Mikroyapıdadada görüldüğü gibi yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen bu işlem sonrası yapının homojenleşmesi ve gözeneklerin küçülmesi sonrası yoğunluk artışı elde edilmiştir. % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deformasyona uğrayan numunelerin % yoğunluk değerleri sırasıyla 93,75, 95,75 ve 99,19 olarak ölçülmüştür. Artan deformasyon oranıyla birlikte malzemenin yoğunluğunun yüksek oranda arttığı görülmektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise malzemede meydana gelen yoğunluk artışına bağlı olarak gözeneklilik miktarının azaldığı görülmektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 9,7 ve 8,7 iken % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerde bu oran sırasıyla 6,2, 4,2 ve 0,8'e düşmüştür. Özellikle % 60 deformasyona uğrayan numunede gözeneklilik oranının çok yüksek oranda düştüğü görülmektedir. Toz metalürjisi ile üretilmiş malzemelerin deformasyonu sırasında sıkıştırma kuvveti, gerçek temas alanıyla doğru orantılı olan bağıl yoğunluğu kademeli olarak artırır. Deformasyonun etkisiyle bağıl yoğunluk, görünür bağıl yoğunluğa kademeli olarak yaklaşır [179].

Faz hacim oranları incelendiğinde ise özellikle artan deformasyon oranıyla birlikte ferrit oranının arttığı görülmektedir. Sinterlenmiş ve homojenleştirilmiş numunede ferrit oranı sırasıyla % 75,77 ve % 79,68'dir. % 20, % 40 ve % 60 deformasyona uğrayan numunelerde ise ferrit oranı sırasıyla % 81,23, % 82,58 ve % 83,92 olarak artış göstermektedir. Uygulanan deformasyondan sonra östenit içinde çökelen TiC parçacıkları, deforme olmuş östenitin yeniden kristalleşmesini önleyebilir veya hatta tamamen engelleyebilir, bu da birikmiş gerilme ve deformasyon kusurlarının tutulmasına neden olur. Sonuç olarak, bu deformasyon kusurları ve TiC parçacıkları, γ/α dönüşümü sırasında hem ferritin çekirdeklenme bölgelerini artırır hem de dönüşüm yapılarını önemli ölçüde iyileştirir [180].

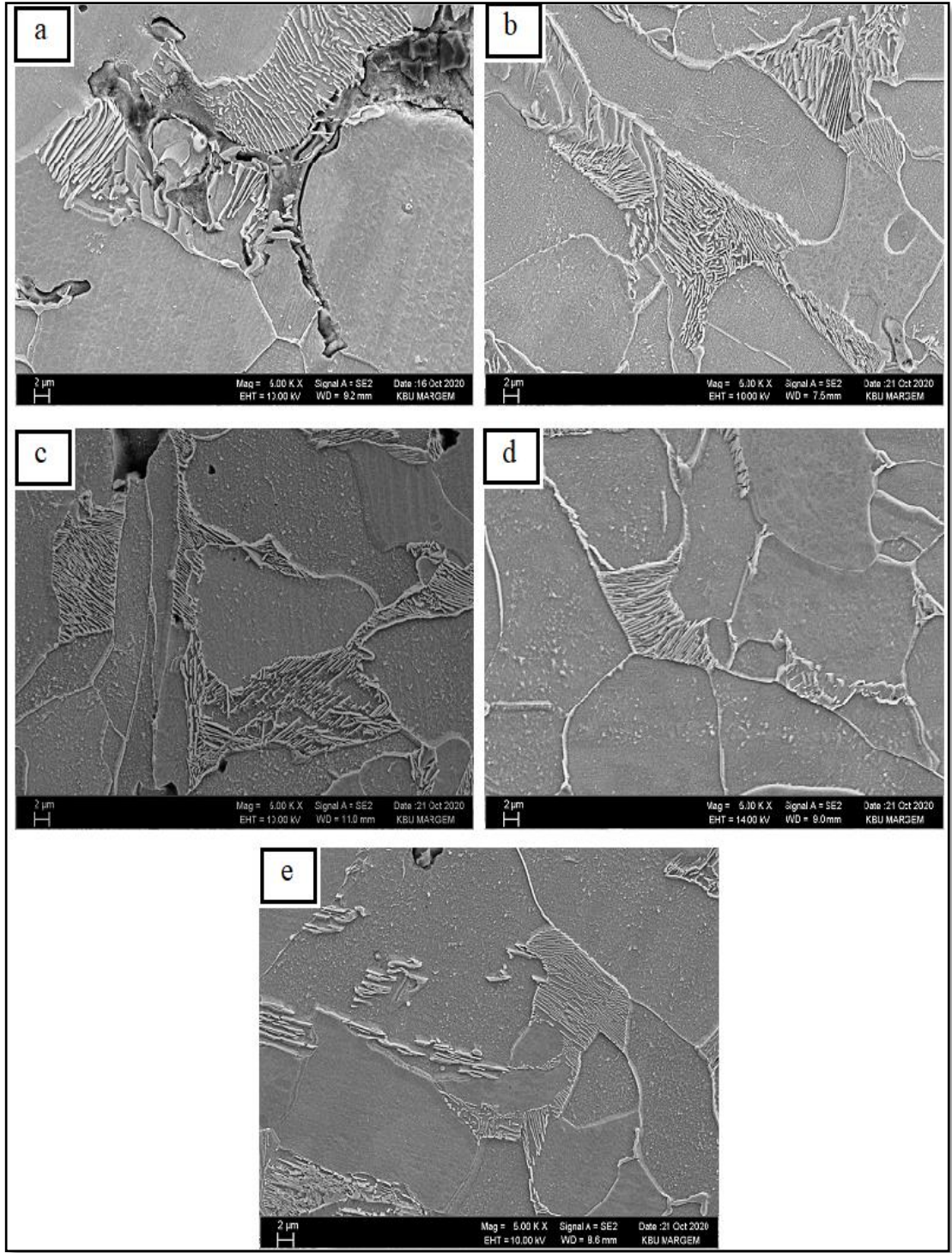
Çizelge 6.3. %0,35C+%0,2Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

<i>ALAŞIM</i> <i>%0.35C+%0.2Ti+Fe</i>	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,28	9,7	75,77	24,23	21,29
Homojenleştirilen	91,21	8,7	79,68	20,32	15,70
% 20 deformasyon	93,75	6,2	81,23	18,77	13,15
% 40 deformasyon	95,75	4,2	82,58	17,42	11,87
% 60 deformasyon	99,19	0,8	83,92	16,08	10,07

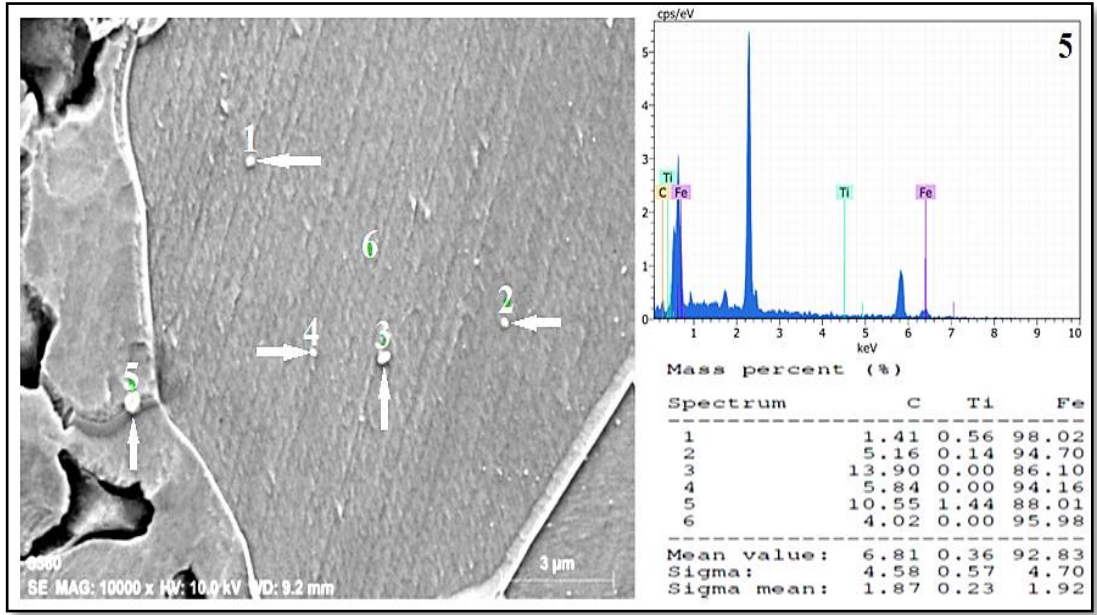
Şekil 6.11 %0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı görüntüleri incelendiğinde özellikle sinterlenen numunedeki gözenekli yapının tane sınırlarında yoğunlaştığı görülmektedir. Homojenleştirme işlemiyle yoğunlaşmadaki artış ile birlikte gözenekliliğin azaldığı görülmektedir. Bu da yüksek sıcaklıkta sinterleme sonrası uygulanan işleme toz tanelerinin birbirine bağlanmasıyla sağlanmaktadır. Uygulanan deformasyonla birlikte hem gözenekliliğin hem de tane boyutunun azaldığı daha net bir şekilde görülmektedir.

Şekil 6.12, %0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS sonucunu göstermektedir. EDS sonucu incelendiğinde yapı içerisinde TiC çökeltilerinin varlığı görülmektedir. Şekil 6.13 homojenleştirilen numunedan alınan çizgi EDS analiz sonucunu göstermektedir. Tane içerisinde TiC çökeltilerin varlığı alınan EDS sonucuna göre tespit edilmiştir. Şekil 6.14 ise % 20 deformasyon uygulanan numunedan alınan nokta EDS sonucunu göstermektedir. Deformasyona uğrayan numunedan alınan EDS sonuçları da küçük TiC çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. Ti-mikroalaşımli çeliklerde TiC, deforme olmuş östenitte 1000 °C'nin altında deformasyon kaynaklı çökeltilerinde 10–20 nm boyut aralığındadır [68].

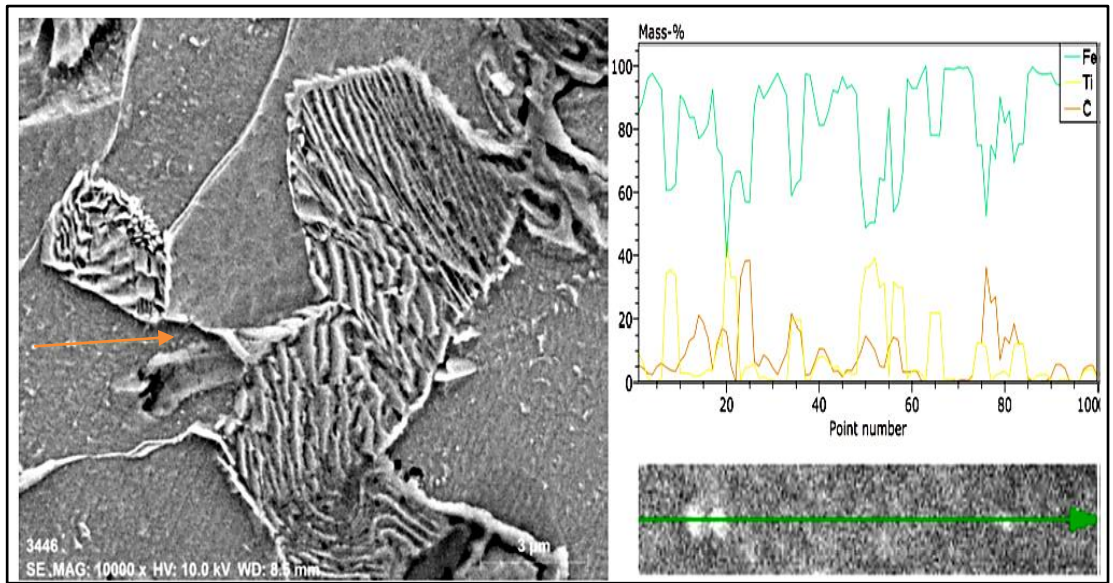
Şekil 6.15 ise %0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin % 60 deformasyona uğrayan numunesinden alınan EDS-haritalama sonucunu göstermektedir. Titanyumun matris yapısında homojen dağıldığı görülmektedir. Fakat bazı alanlarda özellikle tane sınırları boyunca titanyumun bir miktar yığıldığı gözlemlenmiştir. Yeniden kristalleşme süreci, tane sınırlarının veya alt tane sınırlarının yer değiştirmesini içermektedir. Tane sınırında veya alt tane sınırında çok sayıda çözünen atom ayrışırsa, tane sınırı hareketi çözünen atomlardan ayrılmayı veya çözünen atomları taşımayı gerektirir. Bu nedenle, tane sınırı hareketi engellenir ve hareket hızı yavaşlar. Bu, yeniden kristalleşmeyi önlemede çözünme sürüklenme (solute drag) etkisidir. Çözünen atomun boyutu ile demir atomu arasındaki fark ne kadar büyükse, çözünen atomların tane sınırında ayrışma olasılığının o kadar yüksek olduğu açıktır. Titanyumun atomik boyutu, demirinkinden büyük ölçüde farklıdır, ancak östenitteki difüzyon katsayısı, demirin kendi kendine difüzyon katsayısından pek farklı değildir. Bu nedenle titanyum belirli bir çözünme sürüklenme (solute drag) etkisine sahiptir [68].



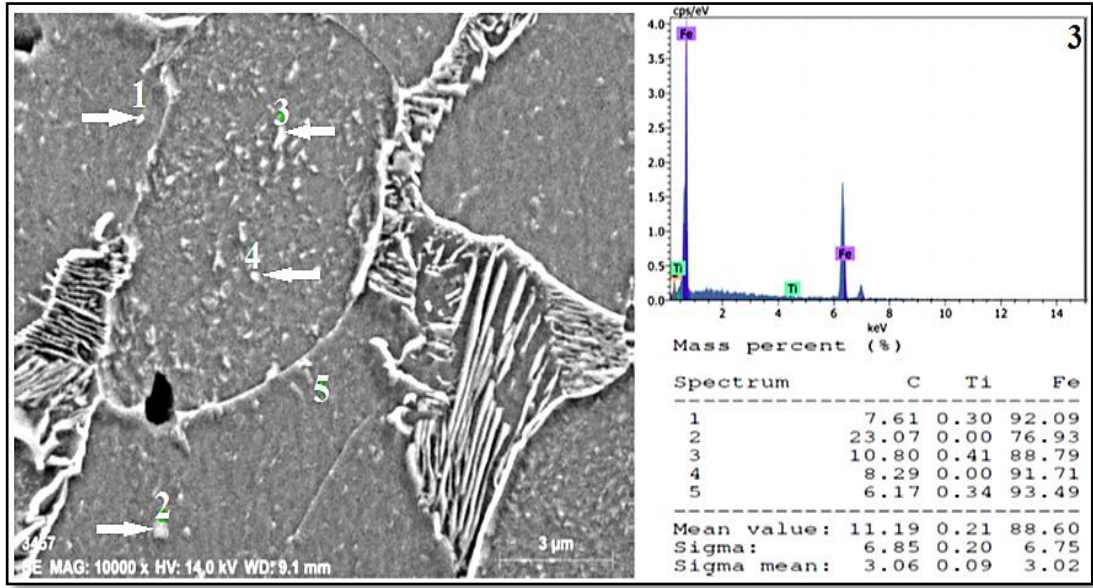
Şekil 6.11. %0.35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan merkez numunesi üst yüzey SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



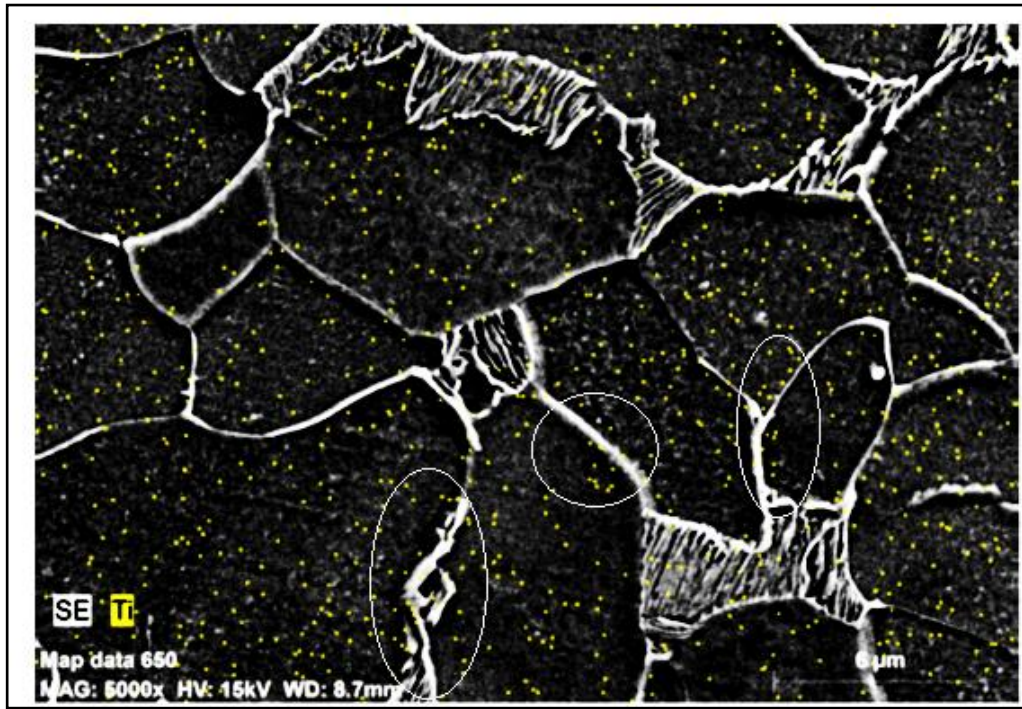
Şekil 6.12. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.13. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.



Şekil 6.14. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.

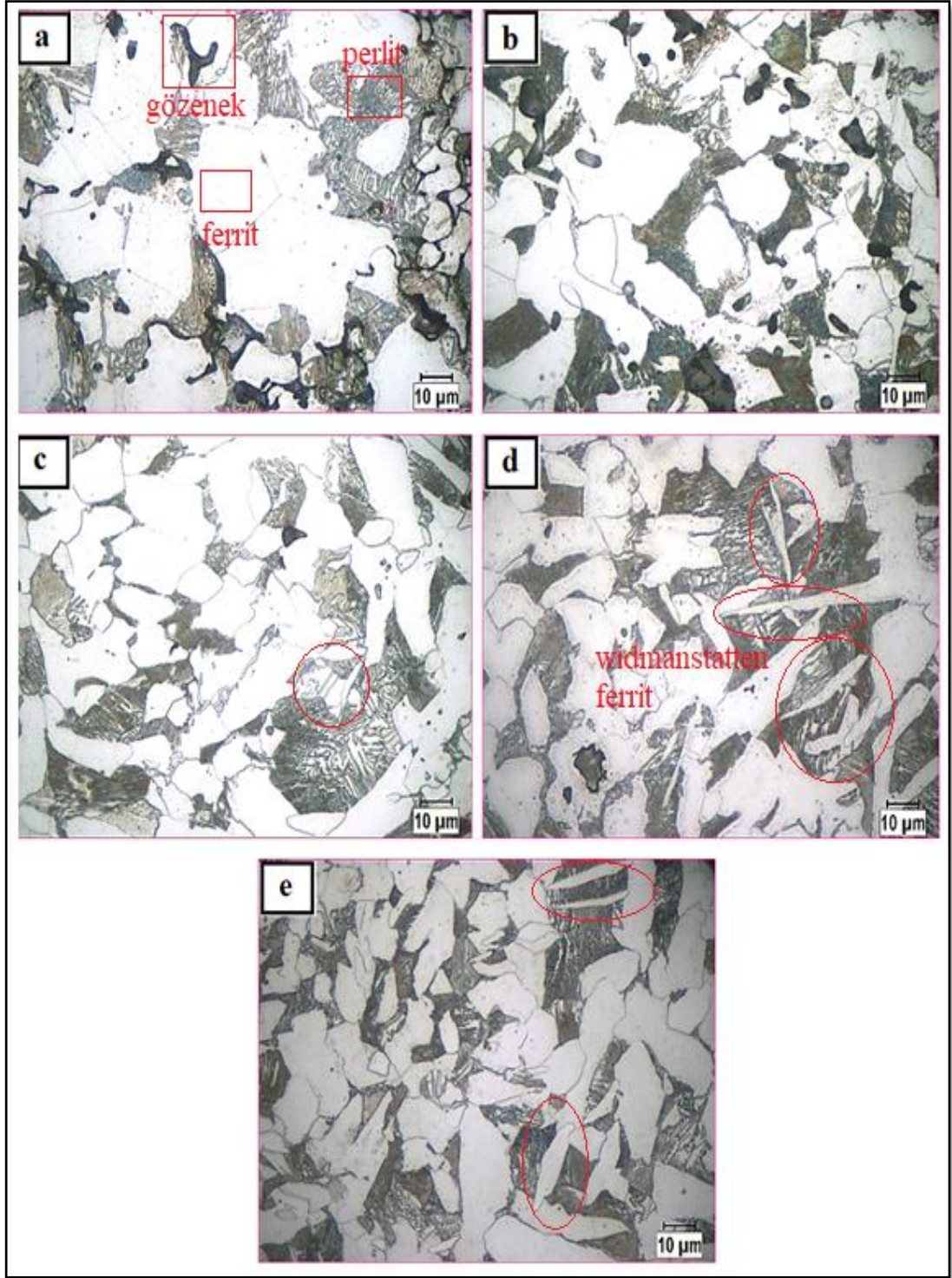


Şekil 6.15. %0.35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan EDS-haritalama analizi.

6.4.3. %0,35C+%0,2V+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.16'da %0,2V+%0,35C+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğın 1150°C'de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış merkez numunelerinin mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde artan deformasyon miktarıyla tane boyutunda küçülme görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 22,61 µm, homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 17,33 µm'dir. Homojenleştirme ısıl işleminin sonrası malzeme havada soğumaya bırakılmıştır. Sinterleme sonrası fırında hava ortamına göre yavaş soğuma gerçekleştiğinden homojenleştirme sonrası tane boyutu küçülmüştür. Deformasyonla birlikte tane boyutu % 20 deformasyon, % 40 deformasyon ve % 60 deformasyon oranında sırasıyla 15,24 µm, 13,69 µm ve 12,02 µm olarak azalma eğilimindedir. Vanadyum karbür, nitrür ve karbonitrür çökeltilerinin östenit tane sınırlarını sabitleyerek, α/α' dönüşümünde ince bir ferrit tane yapısı oluşturmaktadır. Ek olarak, yapısal çeliklerde küçük miktarlardaki vanadyumun, hem tane sınırlarında ferritin çekirdeklenmesinin artırılması hem de ferritin taneler arası çekirdeklenmesi yoluyla nihai ferrit mikroyapısında önemli bir inceleme ürettiğini gösteren çalışmalar mevcuttur. Ferritin taneler arası çekirdeklenmesi, dönüşüm sırasında nispeten geç aşamalarda gerçekleşir ve tane sayısını artırarak mikroyapının incelmeye katkıda bulunur [181].

Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde yapıda ferrit, perlit ve gözeneklerin mevcut olduğu görülmektedir. Buna ek olarak deformasyona uğramış numunelerde widmanstatten ferrit yapısının titanyum mikroalaşım çeliğinde olduğu gibi bu çelikte de oluştuğu görülmektedir. Widmanstatten ferrite yüksek soğuma hızlarında oluşabilmektedir [176].



Şekil 6.16. %0.35C+%0,2V+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.4 %0,35C+%0,2V+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunenin % yoğunluk değeri

sırasıyla 91,43 ve 91,81 olarak elde edilmiştir. % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deformasyona uğrayan numunelerin % yoğunluk değerleri ise sırasıyla 95,57, 98,10 ve 99,34 olarak artış göstermiştir. Yoğunlaşmanın artan deformasyon oranıyla birlikte yüksek oranlara ulaştığı görülmektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise malzemede meydana gelen yoğunluk artışına bağlı olarak gözeneklilik miktarının azaldığı tespit edilmiştir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 8,5 ve 8,1 iken % 20, % 40 ve % 60 deformasyonla birlikte bu oran sırasıyla 4,4, 1,8 ve 0,6'ya düşmüştür. Kaufman ve ark. yapmış olduğu çalışmada teorik olarak % 95 - % 99 aralığındaki yoğunluklar, sıcak kapalı kalıp dövme ile elde edilmiştir. Malzeme özellikleri, yoğunluğun ~%98'e ulaşmasına kadar doğrusal olarak artmaktadır. Daha yüksek yoğunluk artışı seviyelerinde ise, malzeme özellikleri daha yüksek oranda artmaktadır [182].

% ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde artan deformasyon miktarıyla birlikte ferrit oranında bir artış buna müteakip perlit oranında düşüş görülmektedir. Bunun anlamı, artan deformasyon miktarıyla birlikte V(C,N) çökmesi için daha büyük bir itici gücün meydana gelmesiyle birlikte ferritin çekirdeklenmesi için daha fazla çekirdekleşme bölgesinin oluşmasıdır.

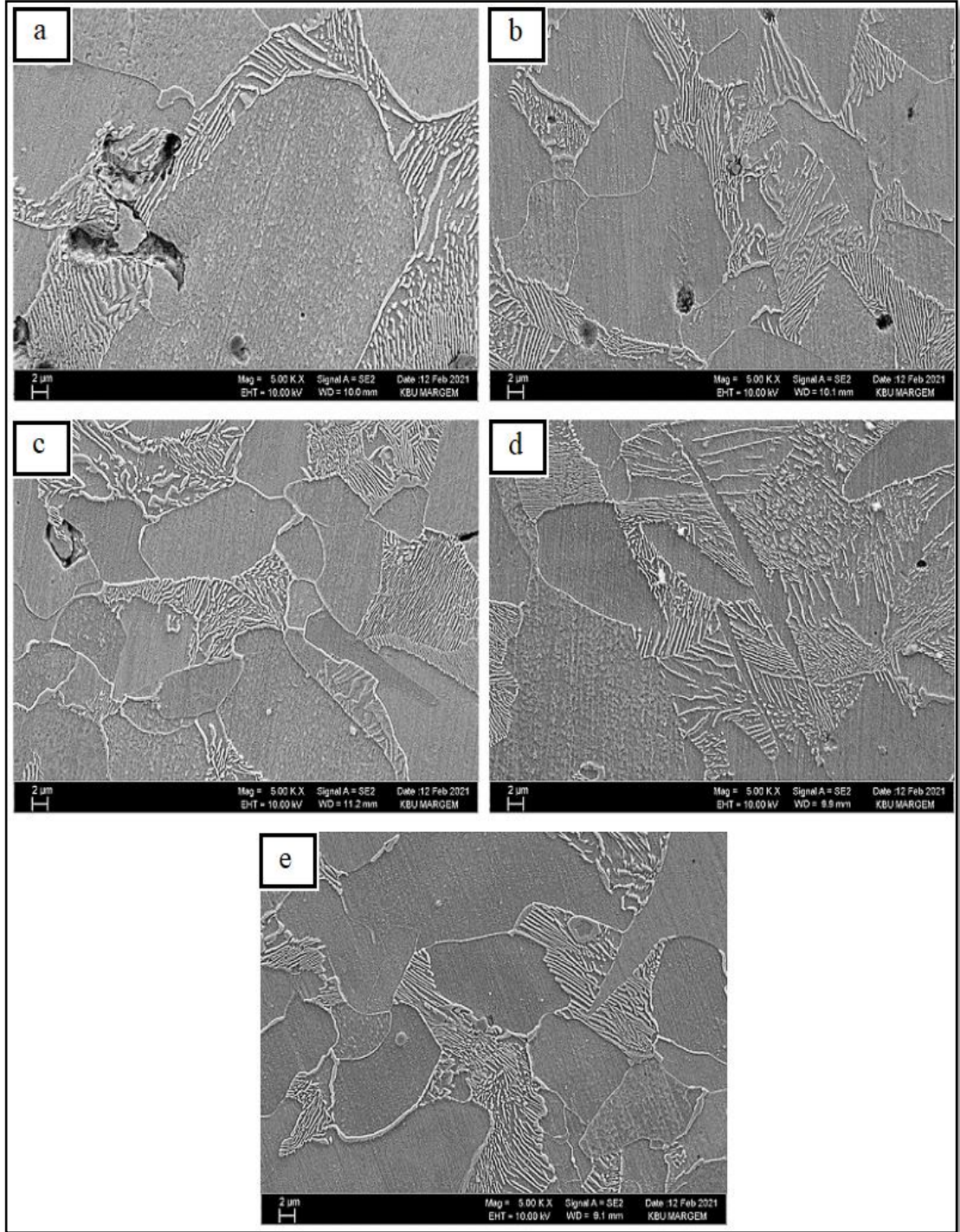
Çizelge 6.4. %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

<i>ALAŞIM</i> <i>%0.35C+% 0.2 V+Fe</i>	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	91,43	8.5	79,35	20,65	22,61
Homojenleştirilen	91,81	8.1	81,02	18,98	17,33
% 20 deformasyon	95,57	4.4	83,13	16,87	15,24
% 40 deformasyon	98,10	1.8	84,58	15,42	13,69
% 60 deformasyon	99,34	0.6	86,85	13,15	12,02

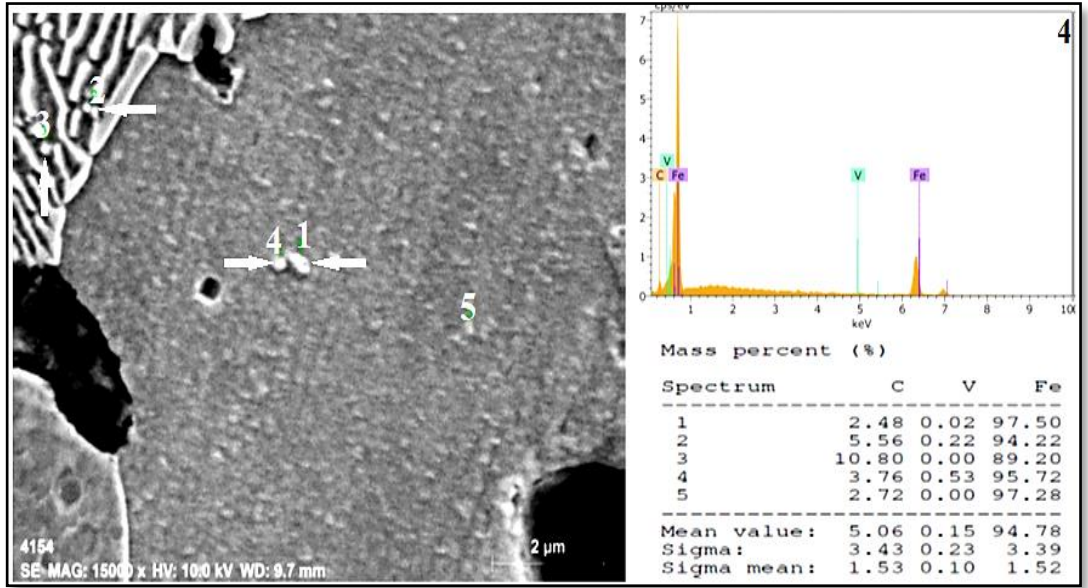
Şekil 6.17, %0.35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı görüntüleri incelendiğinde özellikle

sinterlenen numunede ki gözenekli yapının uygulanan deformasyonla birlikte azaldığı daha net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca tane boyutu analizini destekler nitelikte tane boyutunun artan deformasyon miktarına bağlı olarak azaldığı tespit edilmiştir. SEM mikroyapı resimlerinde yapının ferrit, perlit ve gözeneklerden oluştuğu daha net bir şekilde görülmektedir. Şekil 6.18-6.20 sırasıyla %0.35C+%0,2V+Fe bileşimli mikroalaşım çeliğinin sinterlenen, homojenleştirilen ve % 40 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS sonuçlarını göstermektedir. EDS sonuçları incelendiğinde yapıda VC çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Perlit içerisinde daha küçük çökeltiler görülürken sinterlenen ve % 40 deformasyon uygulanan numuneden alınan EDS sonuçlarında ferrit içerisinde daha büyük VC çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Özellikle % 40 deformasyon uygulanan numuneden alınan nokta EDS analizi incelendiğinde çökeltilerin ferrit tane sınırlarında oluştuğu görülmektedir.

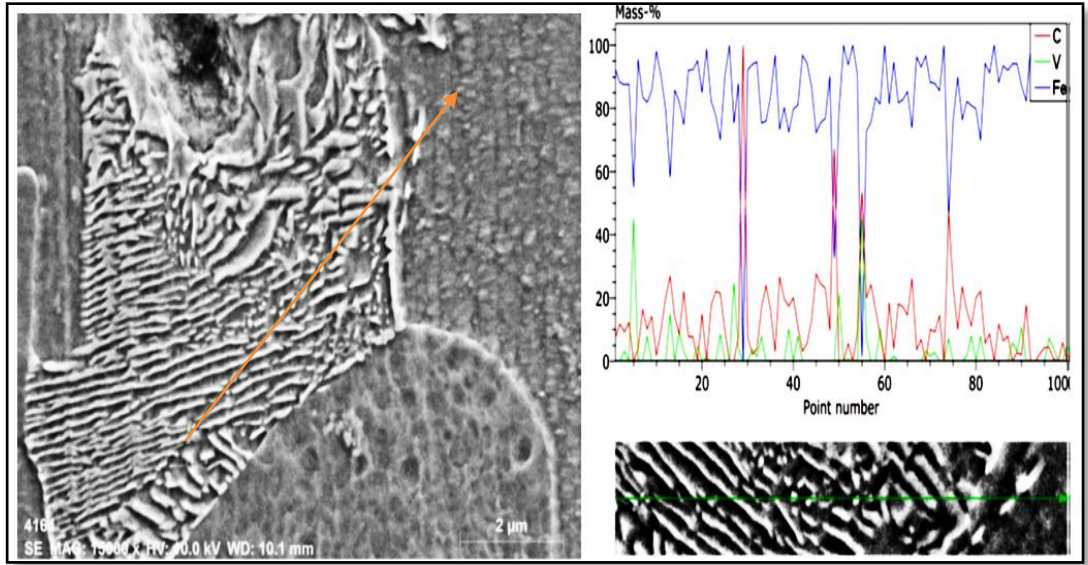
Vanadyum karbür ve karbonitrürlerin deformasyon kaynaklı çökmesinin östenitin yeniden kristalleşme kinetiğini önemli ölçüde etkilediği gösterilmiştir [39,40]. Vanadyum, mikroalaşım elementleri içerisinde en çözümlenir olanıdır ve östenit içinde kolayca çökmez. V(C,N) östenitte yüksek çözünürlüğe sahip olduğundan, sıcak deformasyon sürecini pek etkilemez, bunun yerine ferrit içinde soğuma sırasında çökler ve böylece çökme sertleşmesiyle çeliğin mukavemetini arttırmaktadır. Öte yandan V için, deneysel sonuçlar çözünme sürüklenme (solute drag) etkisinin çok küçük olduğunu ve ihmal edilebilir olduğunu göstermektedir [183].



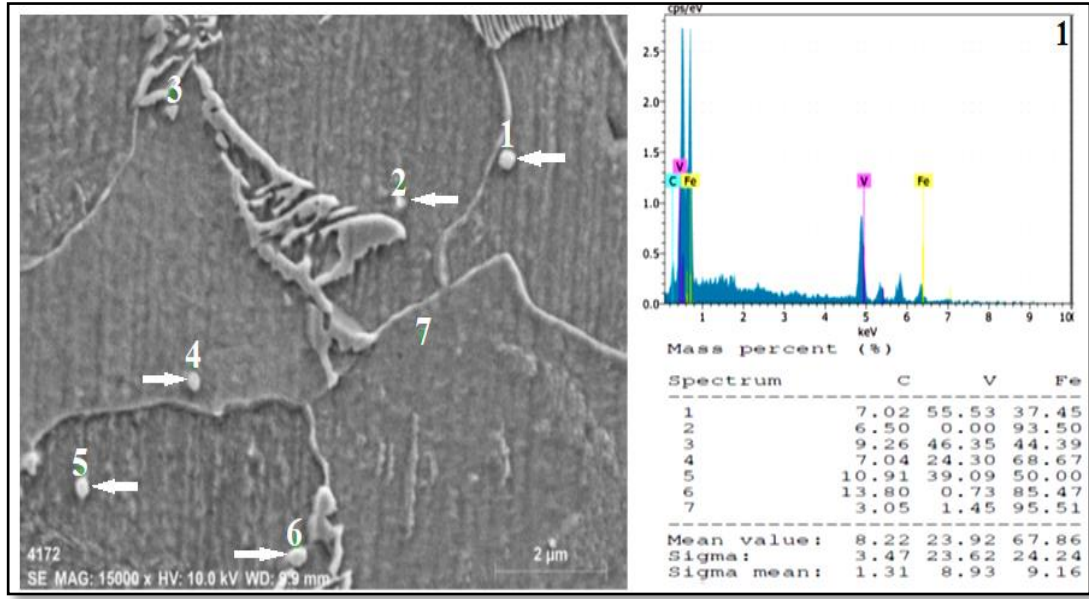
Şekil 6.17. %0.35C+%0,2V+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



Şekil 6.18. %0.35C+%0,2V+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.19. %0.35C+%0,2V+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

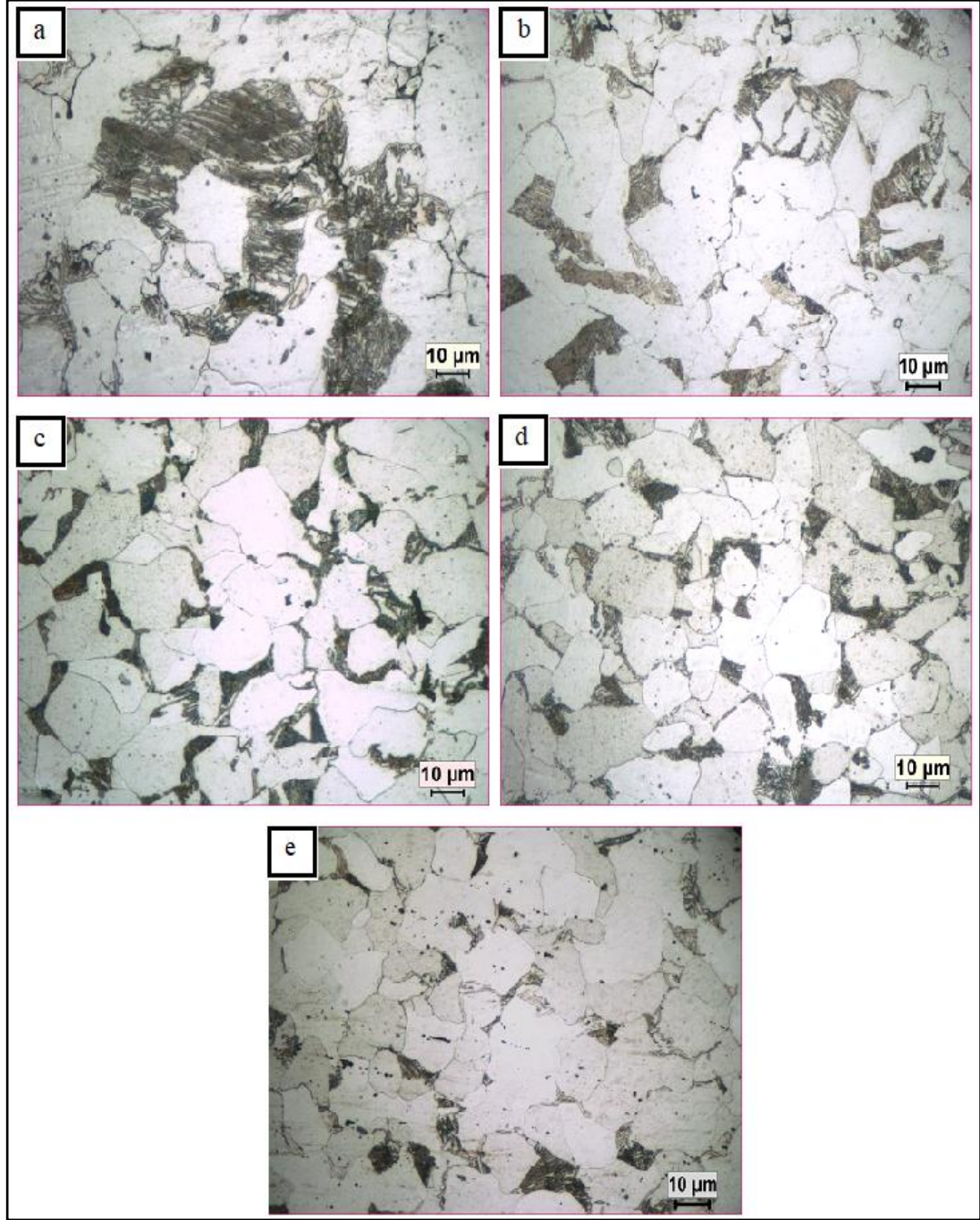


Şekil 6.20. %0,35C+%0,2V+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.

6.4.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.21, %0,35C+%0,2Nb+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin 1150°C'de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış numunelerinin mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde yapının ferrit, perlit ve gözenekten oluştuğu görülmektedir. Artan deformasyon miktarıyla tane boyutunda küçülme görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 19,62 µm, homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 15,64 µm'dir. Deformasyonla birlikte tane boyutu % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranında sırasıyla 13,05 µm, 11,87 µm ve 10,07 µm olarak azalma eğilimindedir. Nb'nin östenit içindeki çözünürlüğü, ferrittekinden önemli ölçüde daha yüksektir. Katı çözeltideki Nb'nin çözünme sürüklenme (solute drag) etkisiyle yeniden kristalleşmeyi geciktirdiği iyi bilinmektedir. Ayrıca ince ve eşit şekilde dağılmış Nb(C,N) çökeltilerinin oluşumunun, yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi üzerindeki etkisi de büyüktür. Çökeltiler, yeniden kristalleşmeyi engelleyebilecek veya geciktirebilecek yapılar olarak işlev görebilir. Nb(C,N) çökeltilerinin yeniden kristalleşme kinetiği üzerinde

özünür niyobyumdan daha güçlü bir etkiye sahip olduğuna dair kanıtlar vardır [184].



Şekil 6.21. %0,2Nb+%0.35C+%Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.5 %0,35C+%0,2Nb+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunenin % yoğunluk değeri sırasıyla 90,33 ve 90,11 olarak elde edilmiştir. %20, %40 ve %60 deformasyon uygulanan numunelerin % yoğunluk değeri ise sırasıyla 94,62, 96,98 ve 98,85 olarak artış göstermiştir. Yoğunluk artışının artan deformasyon oranıyla birlikte arttığı görülmektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise malzemede meydana gelen yoğunluk artışına bağlı olarak gözeneklilik miktarının azaldığı gözlenmiştir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 9,86 ve 9,88 iken deformasyonla birlikte bu oran sırasıyla 5,37, 3,01 ve 1,14'e düşmüştür. Artan deformasyon miktarıyla birlikte gözeneklilik oranının giderek azaldığı görülmektedir.

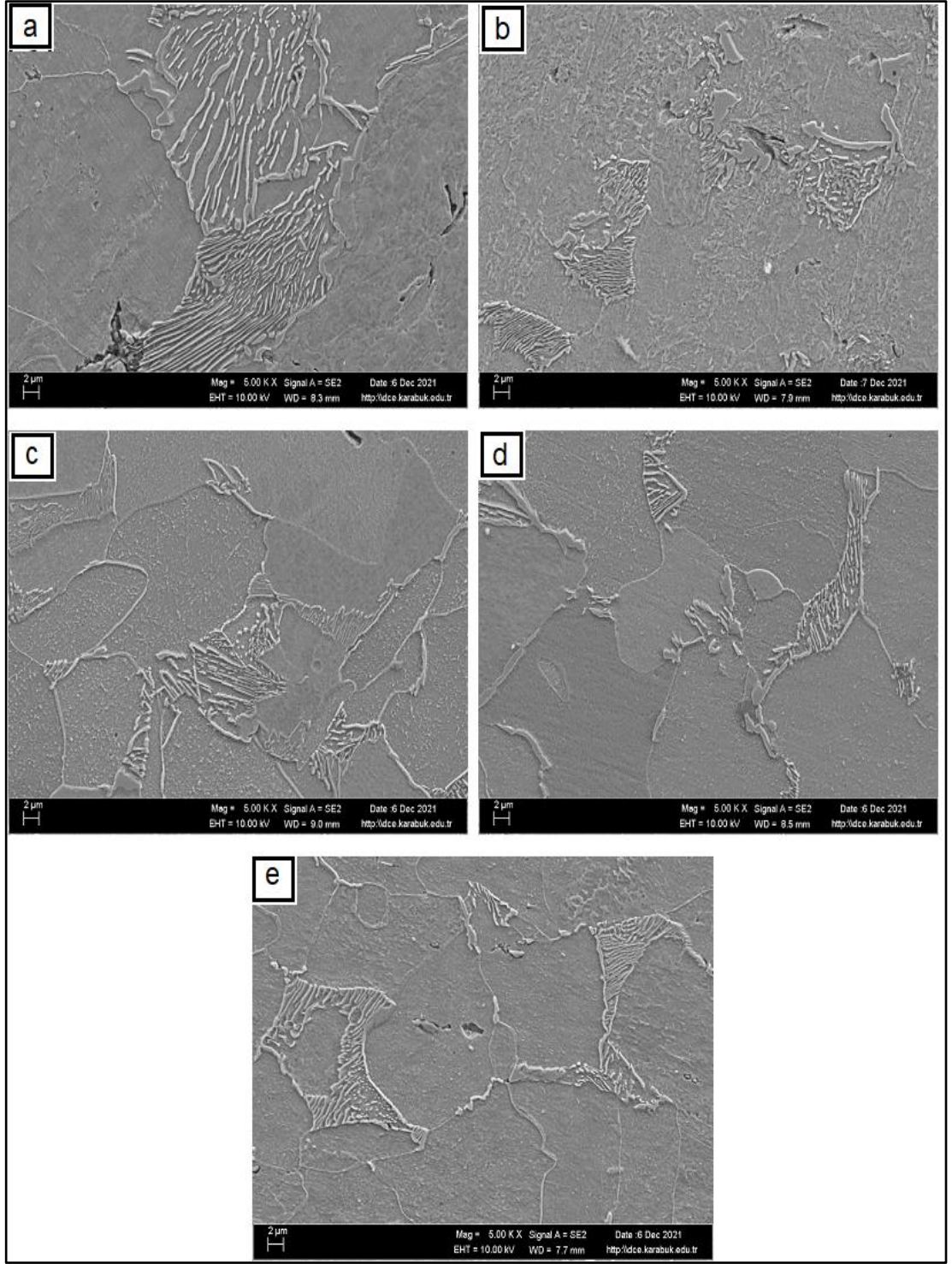
% ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde artan deformasyon oranıyla birlikte % ferrit oranının arttığı görülmektedir. Uygulanan deformasyonla birlikte hem tane sınırları hem de deformasyon bantları östenit-ferrit dönüşümü için çekirdeklenme bölgeleri olarak hareket ettiğinden yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede yapılan deformasyonun çekirdeklenme yoğunluğunu arttırdığı açıktır [185].

Çizelge 6.5. %0,35C+%0,2Nb+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

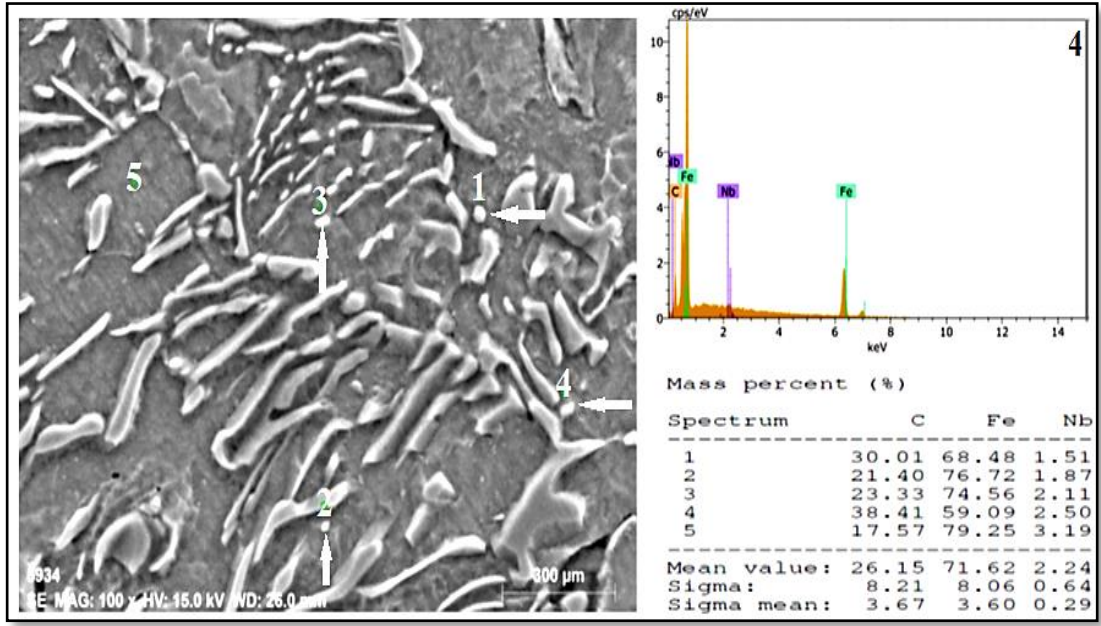
<i>ALAŞIM</i> <i>%0.35C+%0.2Nb +Fe</i>	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,13	9,86	78,94	21,06	19,62
Homojenleştirilen	90,11	9,88	82,51	17,49	15,64
% 20 deformasyon	94,62	5,37	83,62	16,38	13,05
% 40 deformasyon	96,98	3,01	86,13	13,87	11,87
% 60 deformasyon	98,85	1,14	87,31	12,69	10,07

Şekil 6.22, %0.35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı resimlerinde yapının ferrit, perlit ve gözenekli yapıdan oluştuğu görülmektedir. Ayrıca tane boyutu analizini destekler nitelikte uygulanan deformasyonla birlikte tane boyutunun küçüldüğü görülmektedir. Şekil 6.23-6.25 sırasıyla %0.35C+%0,2Nb+Fe bileşimli mikroalaşım çeliğinin sinterlenen, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. EDS analiz sonuçları incelendiğinde yapıda NbC çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Perlit lamelleri içerisinde ve ferrit taneleri içerisinde bu çökeltilerin oluştuğu tespit edilmiştir.

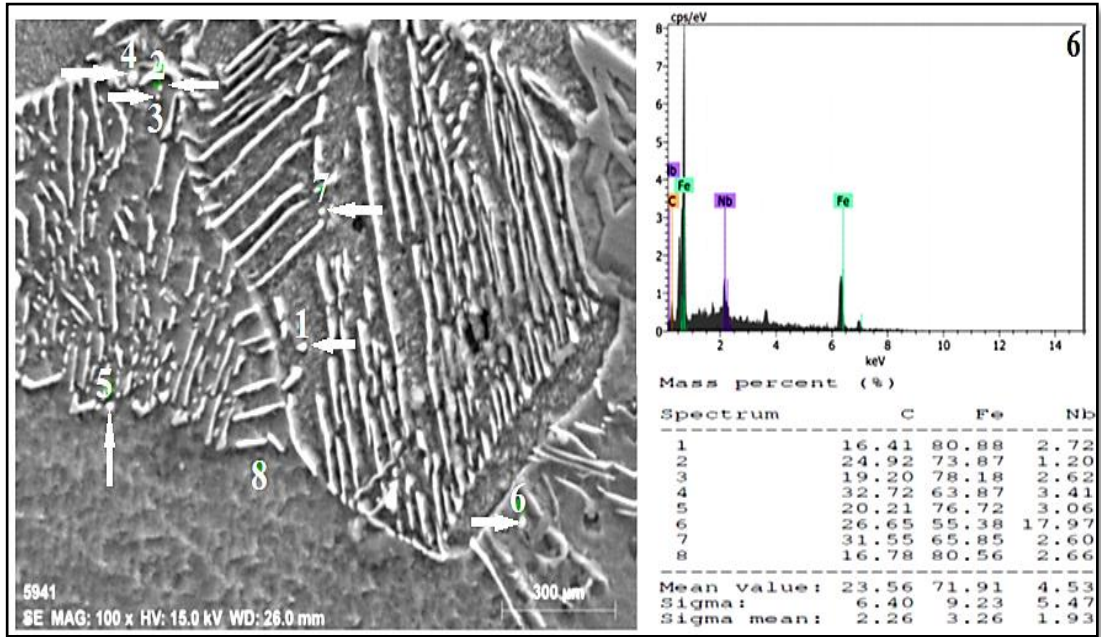
Çökelti oluşum kinetiği deformasyondan önemli ölçüde etkilenebilir, gerinim arttıkça östenitte büyük miktarda dislokasyon yığılması oluşmaktadır. Bu mekanizma etkisiyle Nb(C,N) çökeltilerinin oluşumu için çekirdeklenme bölgeleri sağlanmaktadır. Deformasyon kaynaklı çökeltilerin morfolojisi ve dağılımı, östenit tane boyutu küçültme için idealdir, çünkü çökelti parçacıkları çok küçük ve homojen dağılmaktadır. Çökeltilerin boyutu birçok çalışmada ölçülmüştür ve bildirilen boyutlarda bazı farklılıklar olmasına rağmen, deformasyon kaynaklı Nb(C,N) çökeltileri deformasyondan hemen sonra gözlenir ve ortalama çapları birkaç nanometre ile 25 nm arasında değişmektedir [186]. Özellikle NbC oluşumu östenit bölgesindeki deformasyon hızının miktarına bağlıdır. Küçük çökeltiler yeniden kristalleşmeyi önler ve ince ferrit taneleri oluşturur [5-7].



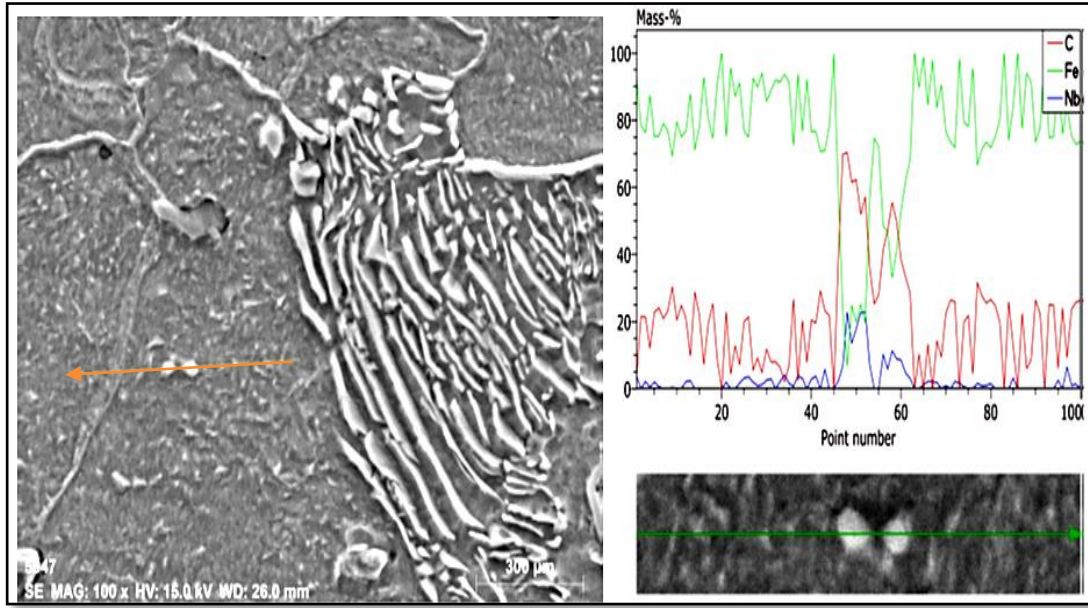
Şekil. 6.22. %0,2Nb+%0.35C+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



Şekil 6.23. %0.35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.24. %0.35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.

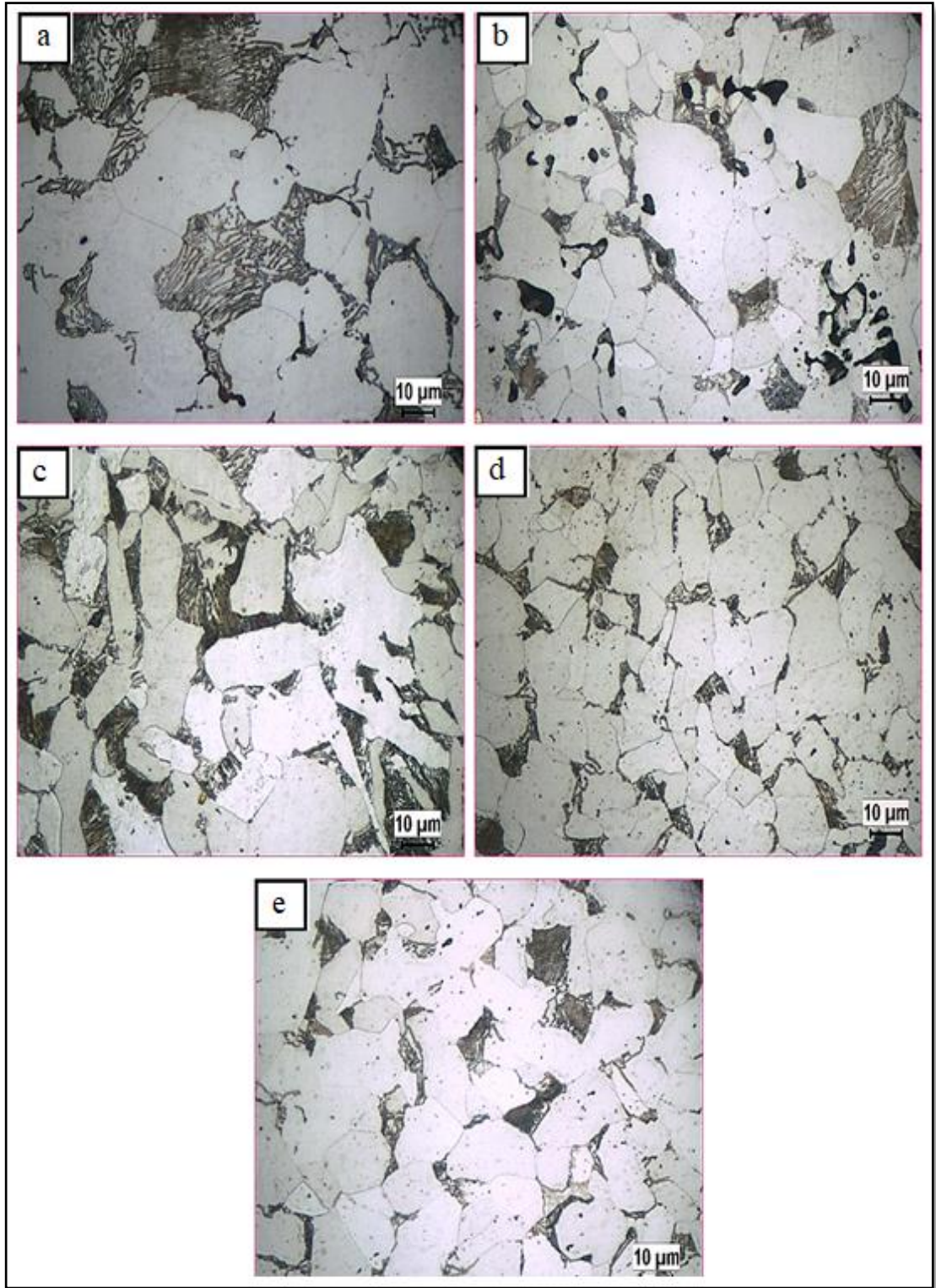


Şekil 6.25. %0,35C+%0,2Nb+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

6.4.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.26, %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe alaşımının 1150°C'de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış numunelerinden alınan mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde yapının ferrit ve perlit fazlarından meydana geldiği ve artan deformasyon miktarıyla birlikte tane boyutunda küçülmeler olduğu görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 22,65 µm, homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 16,69 µm'dir. Deformasyonla birlikte tane boyutu % 20 deformasyon oranında 15,84 µm, % 40 deformasyon oranında 14,66 µm ve % 60 deformasyon oranında 13,30 µm olarak azalma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca matris yapısının ferrit, perlit ve gözenekten oluştuğu görülmektedir. Mikroalaşım elementleri çeliklere ayrı ayrı katıldığı gibi ikili veya üçlü kombinasyonda da katılmaktadır. Mikroalaşım çeliklerinden istenilen mekanik özellikler bunu gerektirmektedir. V-Ti mikroalaşım elementlerinin katıldığı çeliklerde titanyum östenit tane büyümesini engellerken vanadyum ise dağılım sertleşmesine neden olmaktadır. Çoklu alaşım elementlerinin mikroalaşım çeliğine katılmasıyla östenit

tane büyümesinin engellenmesi ve dağılım sertleşmesinin oluşmasıyla çeliğin dayanımının ve tokluğunun artması sağlanmaktadır [187]. Bu çeliklerin uygun koşullarda yapılan sıcak deformasyonu ile plastik olarak deforme olmuş östenitte oluşan çökeltiiler ince taneli bir mikroyapı oluşturulabilmektedir. Bu çökeltiiler (vanadyum ve titanyum karbonitrürler ve nitrürler), yeniden kristalleşmiş γ fazının büyümesini engelleyerek soğutma sırasında dönüşümden sonra elde edilen ferritik-perlitik yapının küçük taneli olmasını sağlamaktadır [188].



Şekil 6.26. %0.35C+%0,1Ti+%0,1V+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40, e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.6 %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunenin % yoğunluk değeri sırasıyla 90,79 ve 90,72 olarak elde edilmiştir. % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deformasyona uğrayan numunelerin % yoğunluk değerleri ise sırasıyla 96,76, 98,18 ve 98,85 olarak artış göstermiştir. Artan deformasyon oranıyla yoğunluk artışının elde edildiği görülmektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise artan deformasyon oranıyla birlikte % gözeneklilik oranının düştüğü tespit edilmiştir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 9,20 ve 9,29 iken % 20, % 40 ve % 60 deformasyonla birlikte bu oran sırasıyla 3,25, 1,82 ve 1,15 olarak hesaplanmıştır.

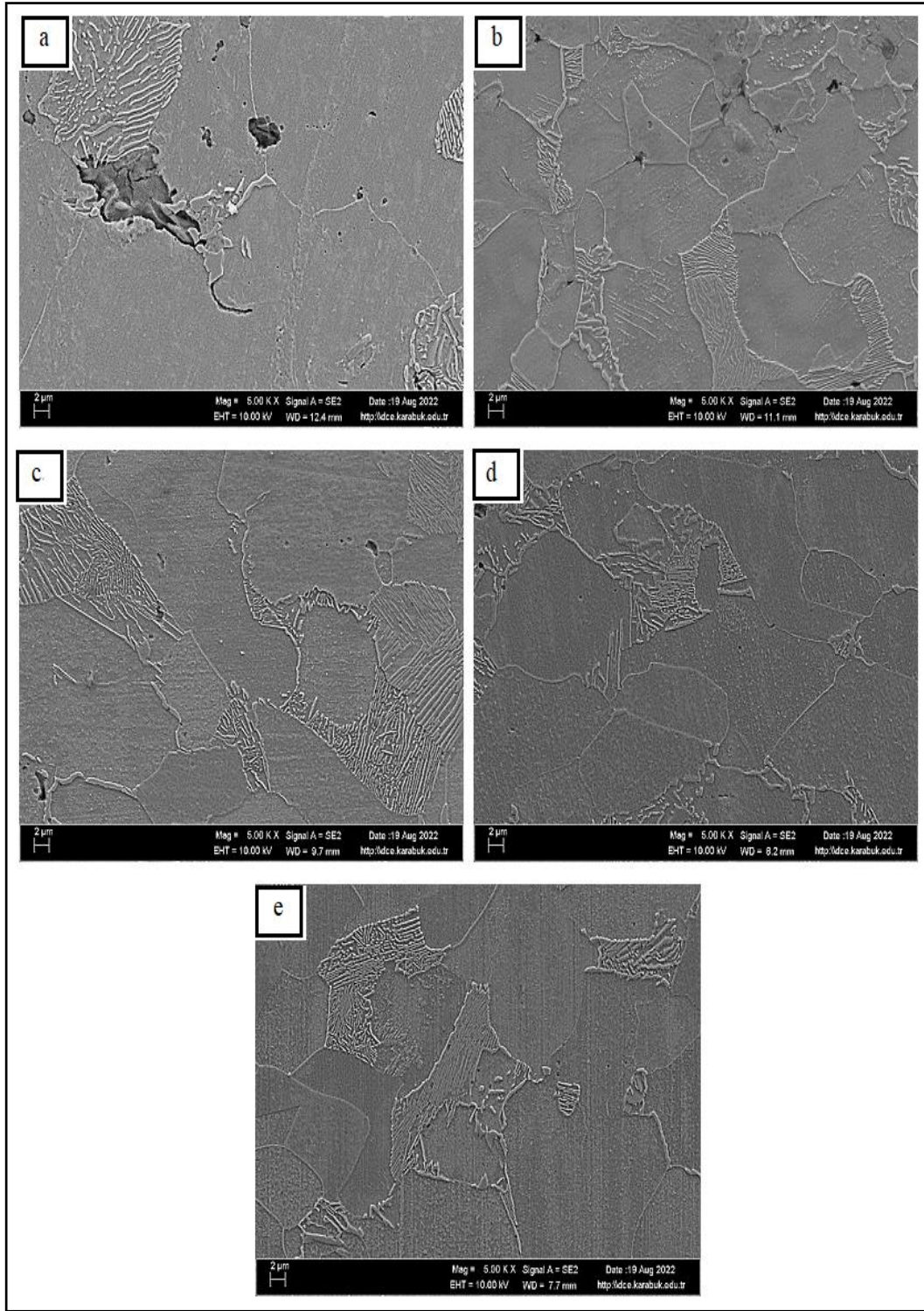
% ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde artan deformasyon miktarıyla birlikte ferrit oranında artış gözlenirken % perlit oranı düşmektedir. Ferrit dönüşümü, östenitin deformasyonu ile açıkça hızlandırılmaktadır. Deforme olmayan numunelerde östenit tane sınırları, ferrit için baskın çekirdeklenme bölgeleridir, ancak deforme olmuş numunelerde çekirdeklenme sadece önceki östenit tane sınırlarında değil aynı zamanda taneler içinde de meydana gelir. Ferrit çekirdeklenmesi için gözlemlenen yerler östenit tane sınırları, deformasyon bantları, ikiz sınırlar, ikinci faz parçacıkları ve alt tane sınırlarıdır [189].

Çizelge 6.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri

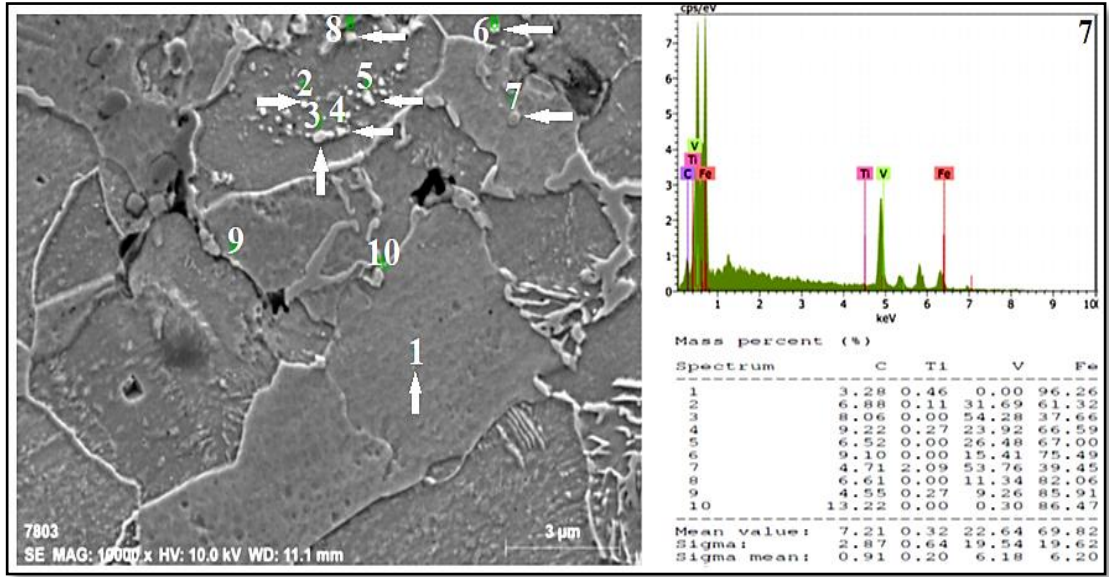
ALAŞIM %0.35C+%0.1V+%0,1Ti +Fe	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,79	9,20	77,59	22,402	22,65
Homojenleştirilen	90,72	9,29	81,81	18,19	16,69
% 20 deformasyon	96,76	3,25	83,86	16,14	15,84
% 40 deformasyon	98,18	1,82	84,58	15,42	14,66
% 60 deformasyon	98,85	1,15	86,24	13,76	13,30

Şekil 6.27, %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı resimleri incelendiğinde özellikle sinterlenen numunede tane sınırlarında ve tane içinde gözenekler belirgin olarak görülmektedir. Artan deformasyonla birlikte gözenekli yapı azalmaktadır. Matris yapısının ferrit, perlit ve gözenekli yapıdan oluştuğu görülmektedir. Ferrit ve perlitten oluşan matris yapı SEM mikroyapı resimlerinde açık bir şekilde görülürken artan deformasyonla birlikte tane boyutundaki küçülme daha net bir şekilde görülmektedir. Şekil 6.28-6.30 %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimli mikroalaşım çeliğinin sırasıyla homojenleştirilen, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS sonuçlarını göstermektedir. EDS sonuçları incelendiğinde yapıda (V,Ti)C çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Bu çökeltilerin vanadyumca zengin bir yapıda olduğu EDS sonuçlarında tespit edilmiştir. Farklı boyutlarda ve tane içi ve tane sınırlarında bu çökeltilerin oluştuğu yine alınan EDS sonuçlarında görülmektedir. Şekil 6.31 ise %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimli mikroalaşım çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS-haritalama analizini göstermektedir. Vanadyumca zengin bölgeler haritalama analizinde detaylı görülmektedir. Özellikle tane içlerinde farklı boyutlarda vanadyumun çökelti oluşturduğu tespit edilmiştir.

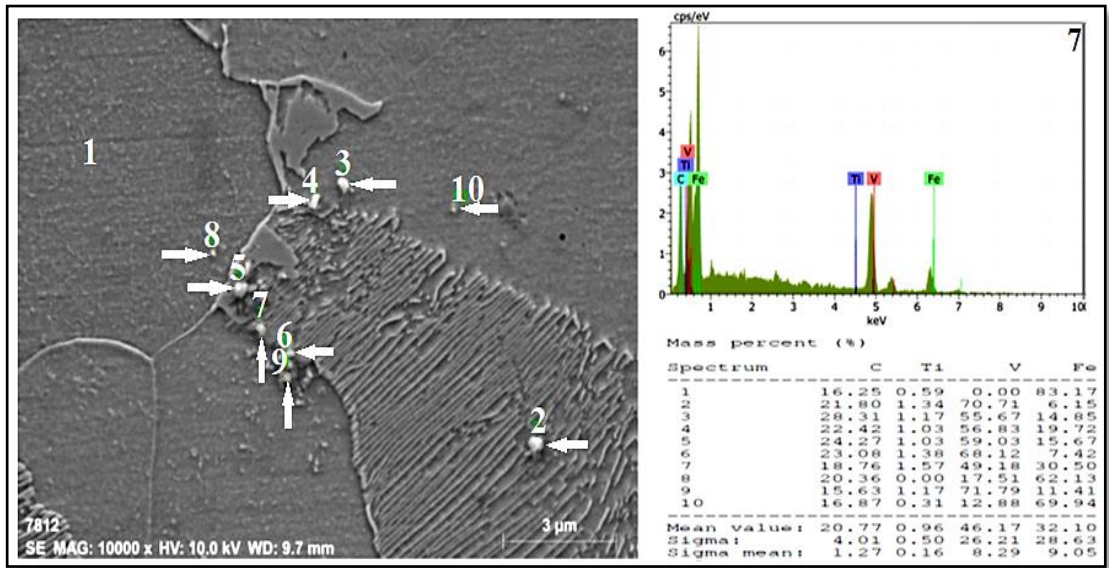
V-Ti ilavesinin, mevcut TiN parçacıkları üzerine VN çökeltilerinin çekirdeklenmesiyle (V,Ti)N tipi karmaşık çökeltilerin östenit içinde oluşmasına neden olduğu mevcut çalışma kapsamında görülmüştür. Kimyasal analiz sonuçları bu çökeltilerin iç kısmının Ti açısından, dış kısmının ise V açısından zengin olduğunu göstermiştir [190].



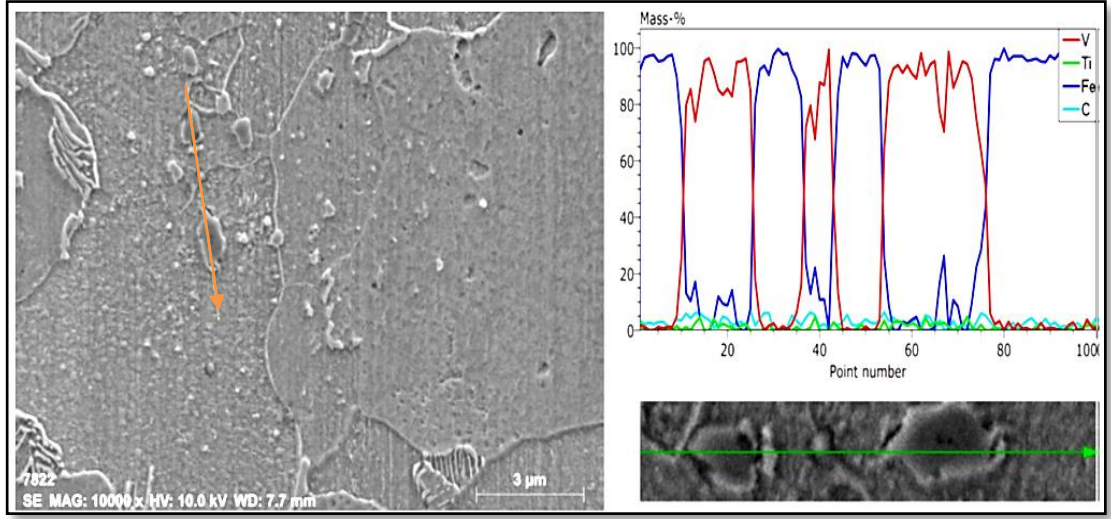
Şekil 6.27. %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



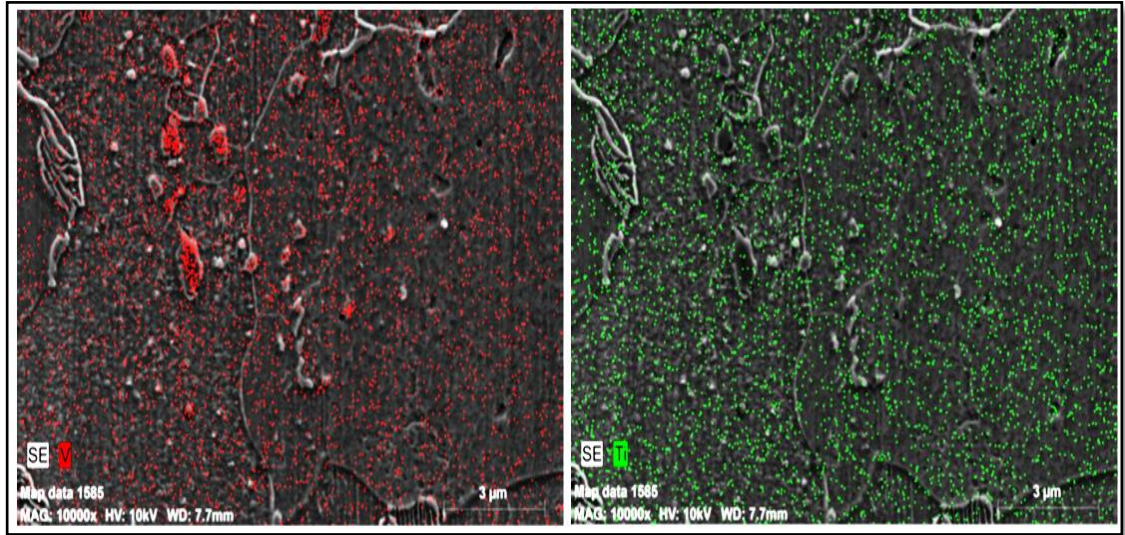
Şekil 6.28. %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.29. %0.35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.30. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.



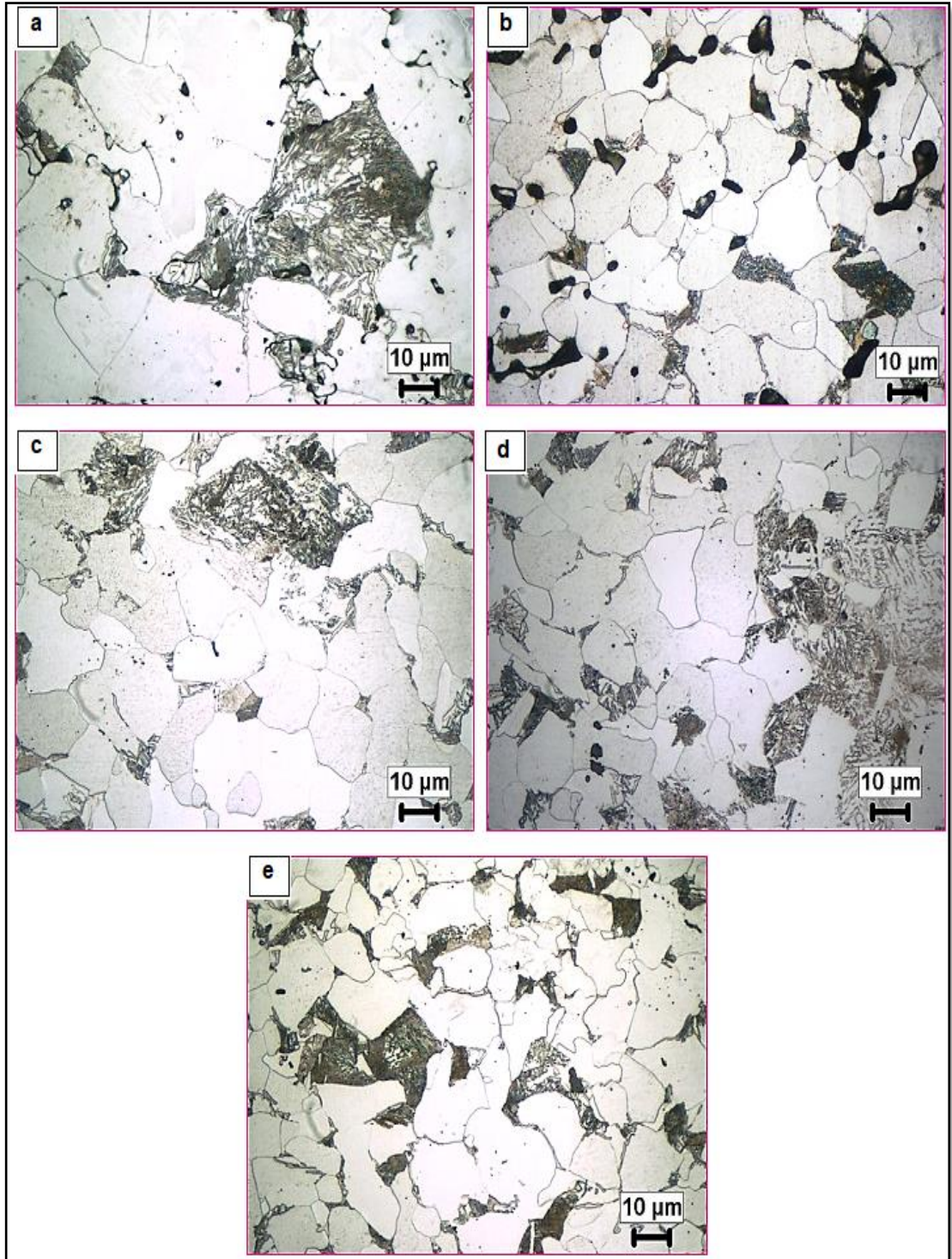
Şekil 6.31. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan EDS-haritalama analizi.

6.4.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.32, %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımının 1150°C’de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış numunelerinden alınan mikroyapı resimlerini göstermektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde yapının ferrit, perlit ve gözenekli bir yapıdan oluştuğu görülmektedir.

Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede gözenekli yapının belirgin olduğu ve artan deformasyon miktarıyla birlikte tane boyutunun düştüğü görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 23,45 μm , homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 19,33 μm 'dir. Deformasyonla birlikte tane boyutu % 20 deformasyon oranında 17,54 μm , % 40 deformasyon oranında 15,72 μm ve % 60 deformasyon oranında 13,68 μm olarak azalma göstermektedir. Niyobyum, yüksek sıcaklıklarda niyobyum karbonitrürlerin önemli ölçüde çözünmesine izin veren bir elementtir. Ancak, östenit aralığındaki düşük sıcaklıklarda, karbonitrür düşük çözünürlük gösterir. Bu sıcaklıklarda çözünmemiş karbonitrür çoğunlukla etkili bir tane inceltici görevi görür [191]. Özellikle östenit bölgesinde (900 °C–1300 °C) oluşan NbC çökeltileri yeniden kristalleşmeyi engeller ve küçük ferrit taneleri oluşturur. Niyobyum ve vanadyum mikroalaşım elementleri karbür, nitür ve karbonitrür olarak çökeler ve tane inceltme, katı çözelti sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi mekanizmalarıyla mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerine katkıda bulunur [71,181,192,193].

Çökeltme sertleşmesi en çok istenen mukavemet arttırma mekanizmasıdır. Özellikle dövme ürünlerinde vanadyum karbür (VC) benzeri çökeltiler oluşturularak yapılır. Mikroalaşım elementlerinin karbon ve azot içeren bileşiklerinin türü, boyutu ve dağılımı çökeltme sertleşmesi için önemlidir. Vanadyum, östenit içindeki yüksek çözünürlüğü nedeniyle en önemli elementtir [194]. Bir mikro alaşım elementi olarak vanadyumun ana işlevi, çökeltme sertleştirmesidir. 700 °C'nin altındaki sıcaklıklarda karbonca zengin VCN oluşur. Vanadyum çökeltileri, dönüşüm sırasında veya sonrasında 0,03 μm 'den daha az bir çapa sahiptir. VN, özellikle azot miktarı yüksek olduğunda yüksek karbonlu çeliklerin (% 0,4) östenitik yapılarında oluşabilir ve tane boyutunu NbC'ye benzer şekilde inceltebilir. Vanadyum çökelti oluşturduğundan çeliğin mukavemetini arttırır [1,59,195].



Şekil 6.32. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.7 %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunenin % yoğunluk değeri sırasıyla 90,01 ve 89,36'dır. % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilmiş numunelerin % yoğunluk değerleri ise sırasıyla 95,80, 96,98 ve 98,13 olarak artmaktadır. Uygulanan deformasyonla birlikte yoğunluk artışının elde edildiği görülmektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise artan deformasyon oranıyla açık gözeneklerin kapanarak gözenek oranının azaldığı tespit edilmiştir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 9,20 ve 10,05 iken % 20, % 40 ve % 60 deformasyonla birlikte bu oran sırasıyla 2,73, 2,28 ve 1,13 olarak elde edilmiştir. % ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde artan deformasyon miktarıyla birlikte ferrit oranında artış gözlemlenmektedir.

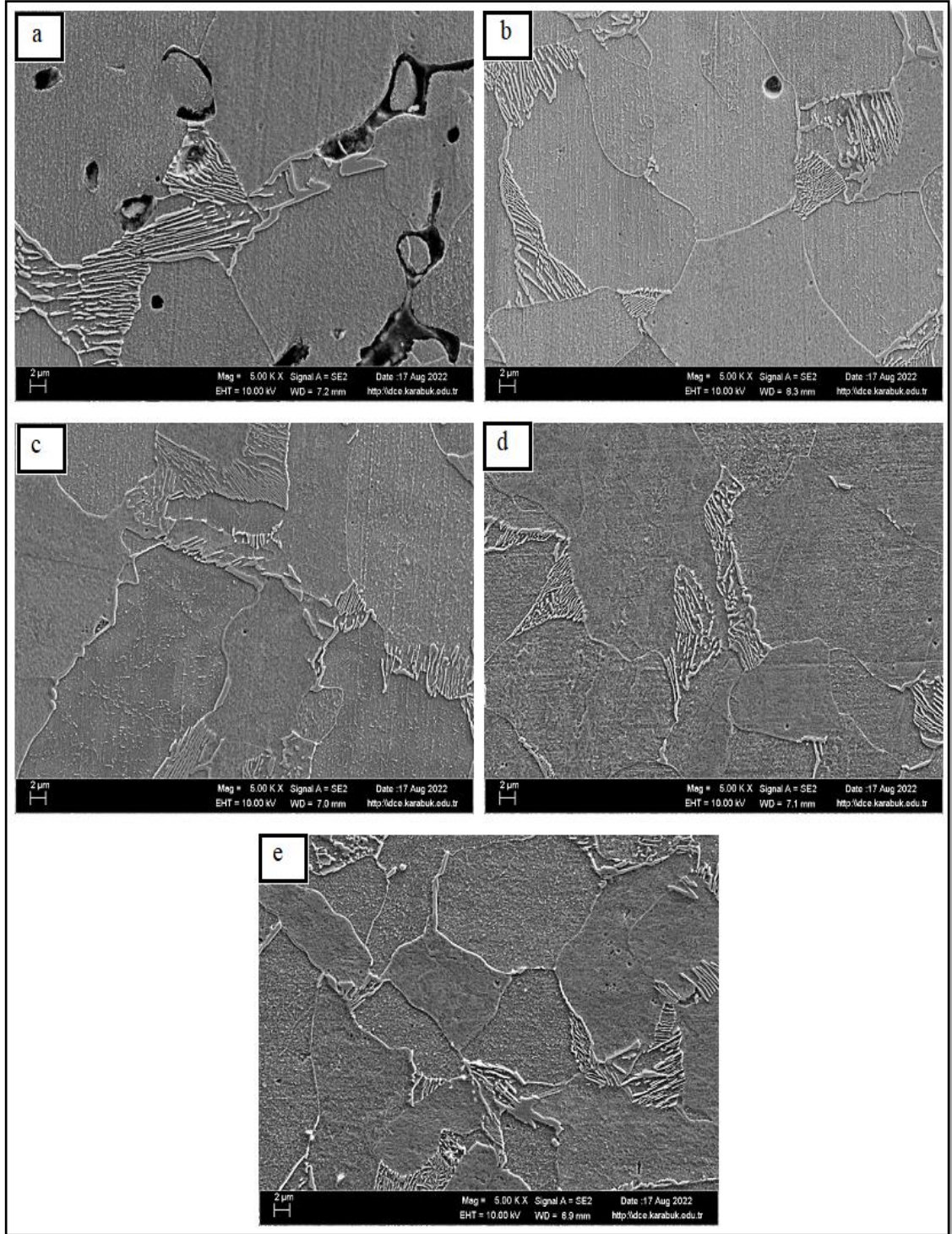
Çizelge 6.7. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

ALAŞIM %0.35C+%0.1V+%0,1Nb +Fe	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,01	9,71	76,61	23,39	23,45
Homojenleştirilen	89,36	10,05	80,48	19,52	19,33
% 20 deformasyon	95,80	2,73	83,75	16,25	17,54
% 40 deformasyon	96,98	2,28	84,96	15,04	15,72
% 60 deformasyon	98,13	1,13	86,76	13,24	13,68

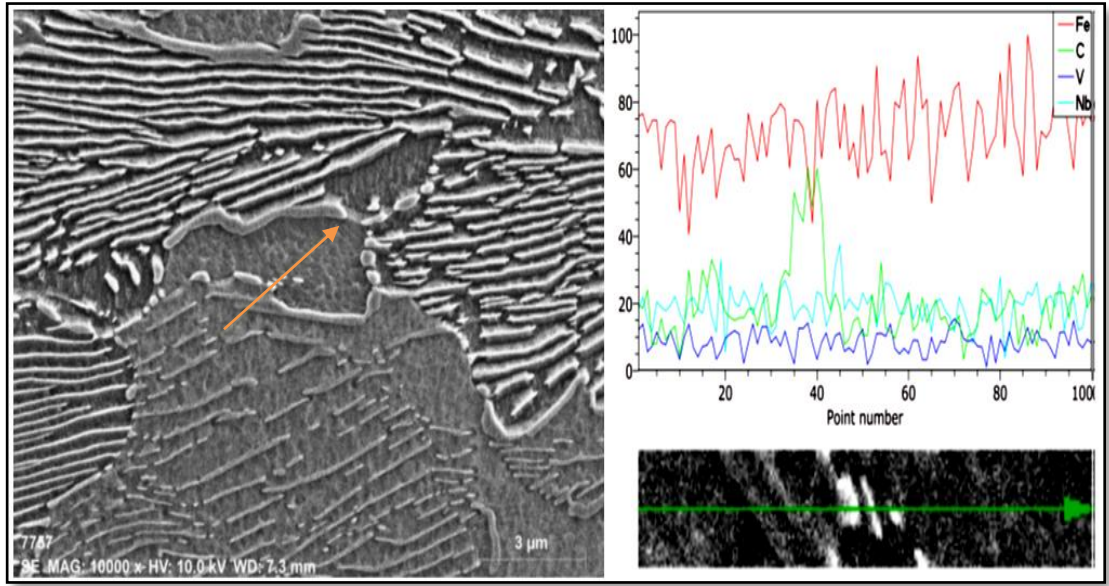
Şekil 6.33, %0.35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı resimleri incelendiğinde özellikle sinterlenen numunede tane sınırlarında ve tane içinde büyük açık gözeneklerin varlığı görülmektedir. Artan deformasyonla birlikte gözenekli yapı azalmaktadır. Ferrit ve perlitten oluşan matris yapı SEM mikroyapı resimlerinde açık bir şekilde görülürken artan deformasyonla birlikte tane boyutundaki küçülme daha net bir şekilde görülmektedir. Şekil 6.34-6.36 %0.35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe

bileşimli mikroalaşım çeliğinin sırasıyla sinterlenen, % 20 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS sonuçlarını göstermektedir. EDS sonuçları incelendiğinde yapıda niyobyumca zengin (V-Nb)C çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Özellikle bu çökeltilerin tane sınırlarında yer aldığı çizgi EDS analizi sonuçlarıyla belirlenmiştir.

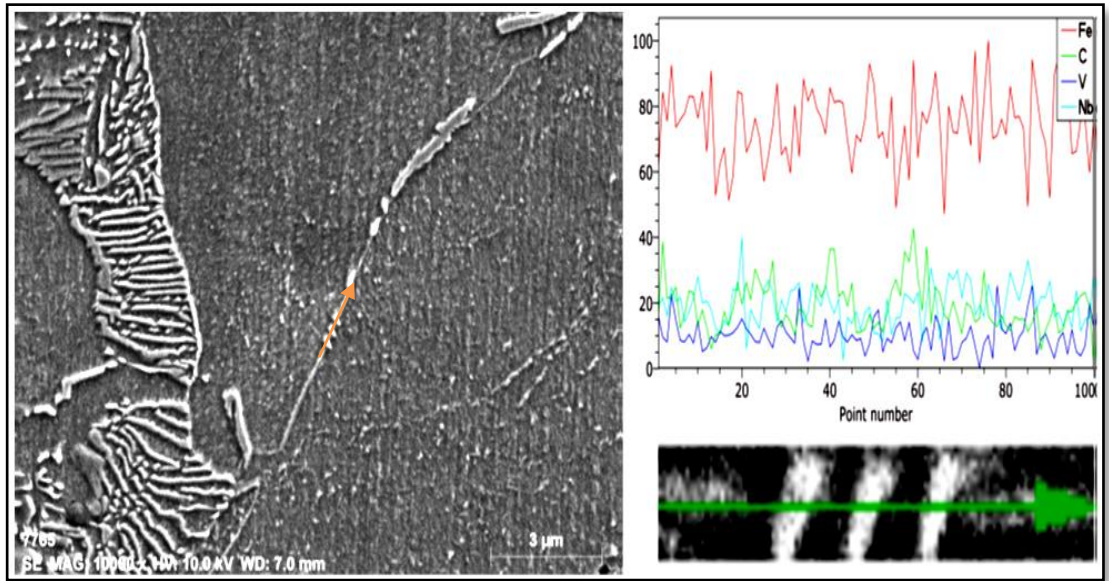
Tüm mikroalaşım elementleri arasında Nb, östenitin yeniden kristalleşmesini çözünme sürüklenme etkisi veya deformasyon kaynaklı çökelme yoluyla geciktirmede en güçlü olanıdır. Yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi, dislokasyonların, deformasyon bantlarının, alt tanecik yapısının ve ikizlenmenin oluşmasına, yani deforme olmuş mikroyapıdaki çökelme sürecini hızlandıran çekirdeklenme için iyi bilinen güçlü bölgelerin bulunmasına neden olmaktadır [196].



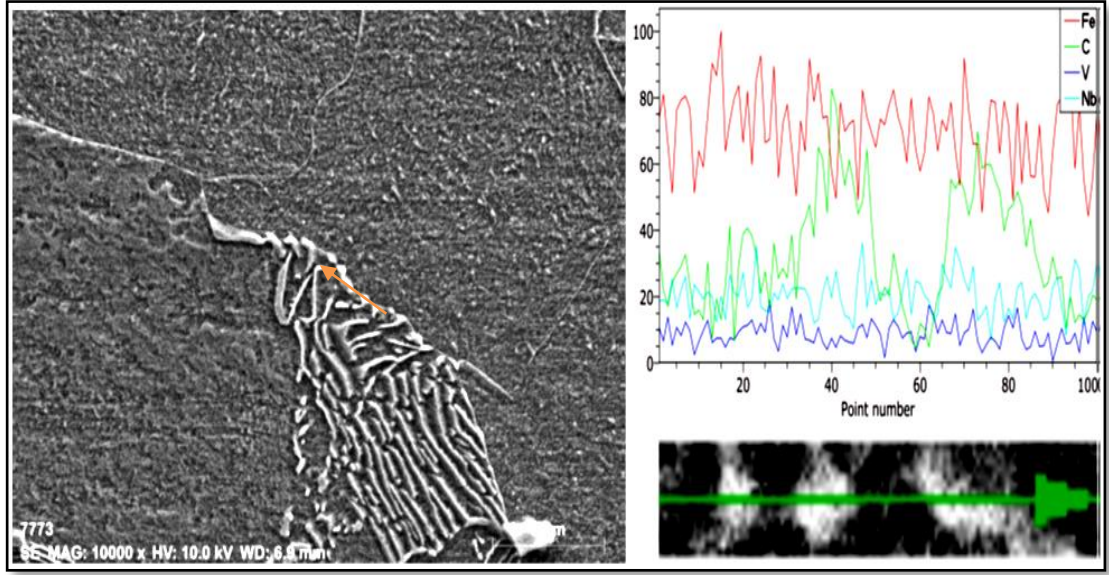
Şekil 6.33. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20 d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



Şekil 6.34. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin sinterlenen numunesinden alınan çizgi EDS analizi.



Şekil 6.35. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

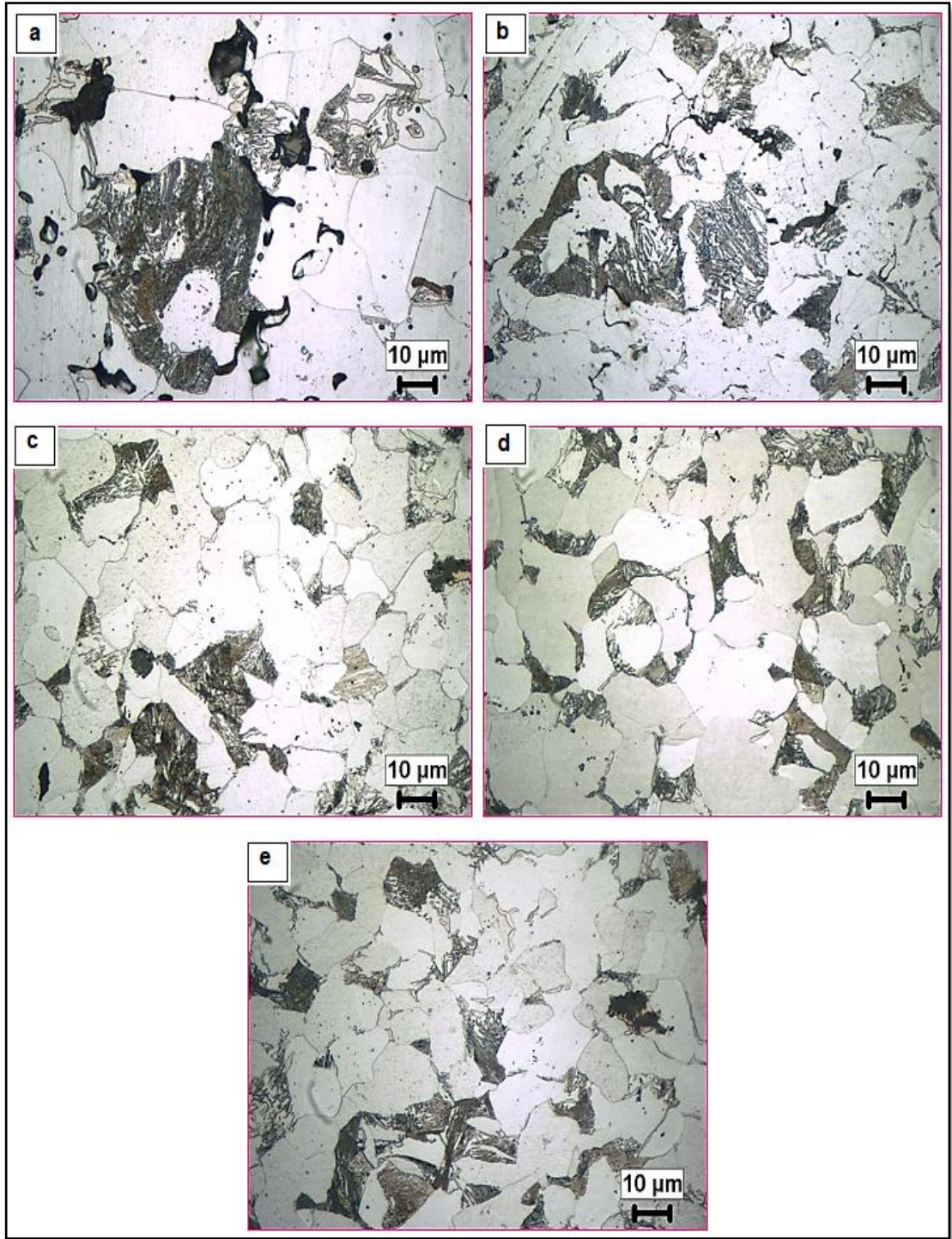


Şekil 6.36. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinin % 60 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

6.4.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Optik ve SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.37, %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımının 1150°C’de argon atmosferinde 1 saat sinterlenmiş, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilmiş ve homojenleştirildikten sonra % 20, % 40 ve % 60 oranında deformasyona uğramış numunelerinden alınan mikroyapı resimlerini göstermektedir. Numunelerin mikroyapı resimleri incelendiğinde yapının ferrit, perlit ve gözenekli yapıdan oluştuğu görülmektedir. Özellikle sinterlenen numunede tane içi ve tane sınırlarında farklı büyüklükte açık gözeneklerin olduğu gözlenmiştir. Artan deformasyonla birlikte bu yapının azaldığı mikroyapı analizlerinde tespit edilmiştir. Ayrıca mikroyapı resimleri incelendiğinde artan deformasyon miktarıyla birlikte tane boyutunda küçülme görülmektedir. Sinterlenmiş numunenin tane boyutu 22,23 µm, homojenleştirilmiş numunenin tane boyutu 16,84 µm’dir. Uygulanan deformasyonla birlikte tane boyutu % 20 deformasyon oranında 14,64 µm, % 40 deformasyon oranında 12,79 µm ve % 60 deformasyon oranında 11,84 µm olarak azalma eğiliminde olduğu görülmüştür. Ti bakımından zengin çökeltilerin, özellikle TiN'nin, çok yüksek sıcaklıklarda östenit tanelerinin büyümesini önlemede etkili olduğu bilinmektedir. Nb, hem katı ergiyik içerisinde hem de çökelti formunda özellikle

NbC şeklinde sıcak deformasyon sırasında mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısal gelişimlerinde önemli bir rol oynamaktadır. Sıcak deformasyon sırasında östenit tane sınırları üzerindeki kilitleme etkisiyle dinamik yeniden kristalleşme oluşumunu geciktirebilir. Böylece, sıcak deformasyon sırasında gerinim daha yüksek seviyelere kadar çıkabilir ve bu da faz dönüşümü sırasında tane incelmeye yol açmaktadır. Deformasyon kaynaklı çökeltme, sıcak deformasyon sırasında NbC oluşumunun en etkili mekanizması olarak kabul edilir. Bununla birlikte, kullanılan termomekanik işleme bağlı olarak, sıcak deformasyon sırasında östenitte, faz dönüşümünden sonra ferritte veya östenitten ferrite faz dönüşümü sırasında Nb çökelteleri oluşabilir [197]. Ti, çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur ve nitrür çökelteleri, östenitin tane büyümesini kontrol etmede çok etkilidir. TiN'in son derece düşük çözünürlüğe sahip olmasından dolayı düşük oranda mikroalaşımlama seviyelerinde bile sıvı çelikte azot açısından zengin Ti(CN) çökelteleri oluşur. [1]. Sinterleme, homojenleştirme ve deformasyon sırasında östenitte küçük çökeltelerin oluşması östenit tane büyümesini engeller ve soğuma sırasında ince ferrit oluşumuna neden olur [1,7,198,199].



Şekil 6.37. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 1000X büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri; a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) %40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.

Çizelge 6.8. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunenin % yoğunluk değeri sırasıyla 90,28 ve 89,94'tür. % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilmiş numunelerin % yoğunluk değerleri ise sırasıyla 97,26, 97,71 ve 98,86 olarak artış göstermektedir. % gözenek oranları incelendiğinde ise artan deformasyon oranıyla birlikte gözenek oranının azaldığı elde edilen sonuçlarda görülmektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunede % gözenek oranı 9,20 ve 10,63 iken % 20, % 40 ve % 60 deformasyonla birlikte bu oran sırasıyla 4,19, 3,01 ve 1,86 olarak elde edilmiştir. Yoğunlaşma veya boşlukların plastik deformasyonla kapatılması, malzemedeki gerilme durumundan büyük ölçüde etkilenmektedir.

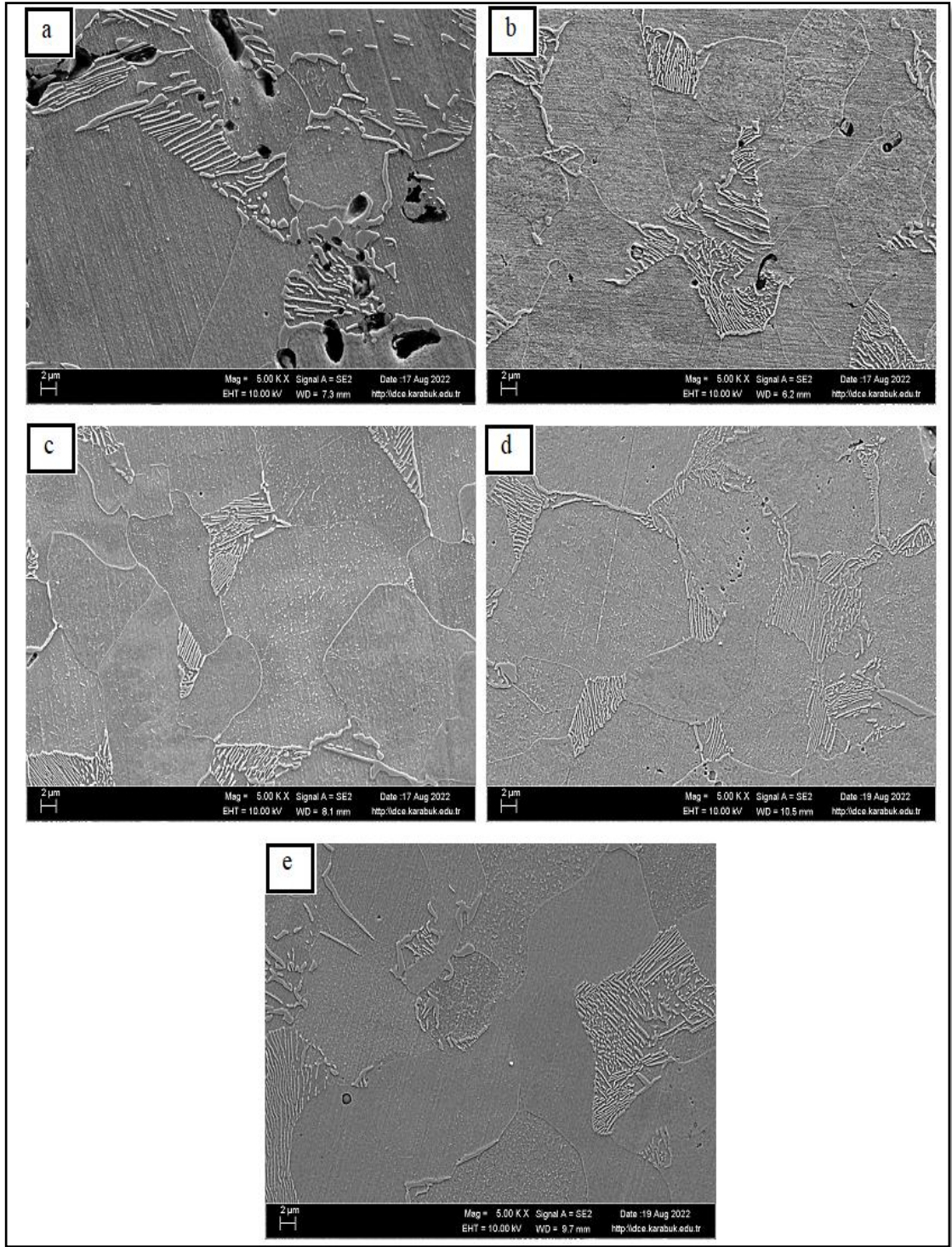
% ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde ise sinterlenen ve homojenleştirilen numunede sırasıyla % 75,75 ve % 78,38 oranında iken % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerde sırasıyla % 79,86, % 80,02 ve % 82,83 olarak artmaktadır. Uygulanan deformasyonun etkisi ile ferrit oluşumu hızlanmaktadır. Mikroalaşımlama aynı zamanda ferrit dönüşümünün sonunda kalıntı östenitin dönüşümünü de değiştirir; bu şekilde karbonla zenginleştirilmiş östenit perlitte dönüşür. Uygulanan deformasyonla ferrit çekirdekleşme bölgelerinin artması perlit oranını da düşürmektedir [200].

Çizelge 6.8. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin % yoğunluk, % gözeneklilik, % perlit, % ferrit ve ortalama tane boyutu değerleri.

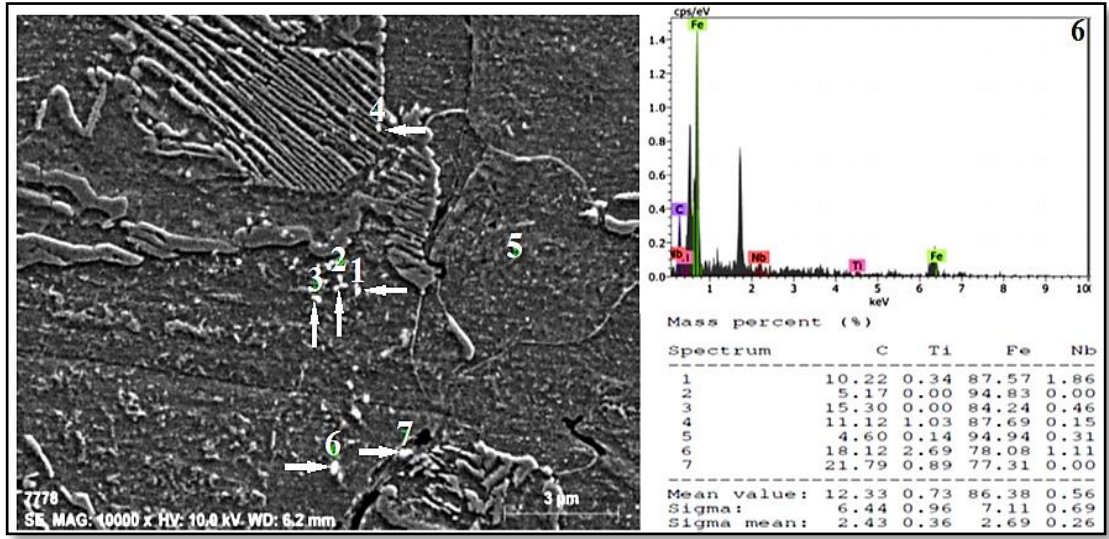
ALAŞIM %0.35C+%0.1V+%0,1Nb +Fe	% Yoğunluk	% Gözenek	% Ferrit oranı	% Perlit oranı	Ort. Tane boyutu (µm)
Sinterlenen	90,28	9,98	75,75	24,258	22,23
Homojenleştirilen	89,94	10,63	78,38	21,62	16,84
% 20 deformasyon	97,26	4,19	79,86	20,14	14,64
% 40 deformasyon	97,71	3,01	80,02	19,98	12,79
% 60 deformasyon	98,86	1,86	82,83	17,17	11,84

Şekil 6.38, %0.35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan SEM mikroyapı görüntülerini göstermektedir. SEM mikroyapı resimleri incelendiğinde özellikle sinterlenen numunede tane sınırlarında ve tane içinde büyük açık gözeneklerin varlığı görülmektedir. Artan deformasyonla birlikte gözenekli yapı azalmaktadır. Ferrit, perlit, gözenekli yapı ve artan deformasyon oranıyla birlikte tane boyutundaki azalma ve mikroyapının değişimi SEM mikroyapı resimlerinde daha detaylı görülmektedir. Şekil 6.39-6.41 ise %0.35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimli mikroalaşım çeliğinin sırasıyla homojenleştirilen, % 20 ve % 40 deformasyon uygulanan numunelerinden alınan EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. EDS analiz sonuçları incelendiğinde yapıda (Nb,Ti)C çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Özellikle tane içlerinde farklı boyutlarda bu çökeltilerin yer aldığı EDS analiz sonuçlarıyla belirlenmiştir.

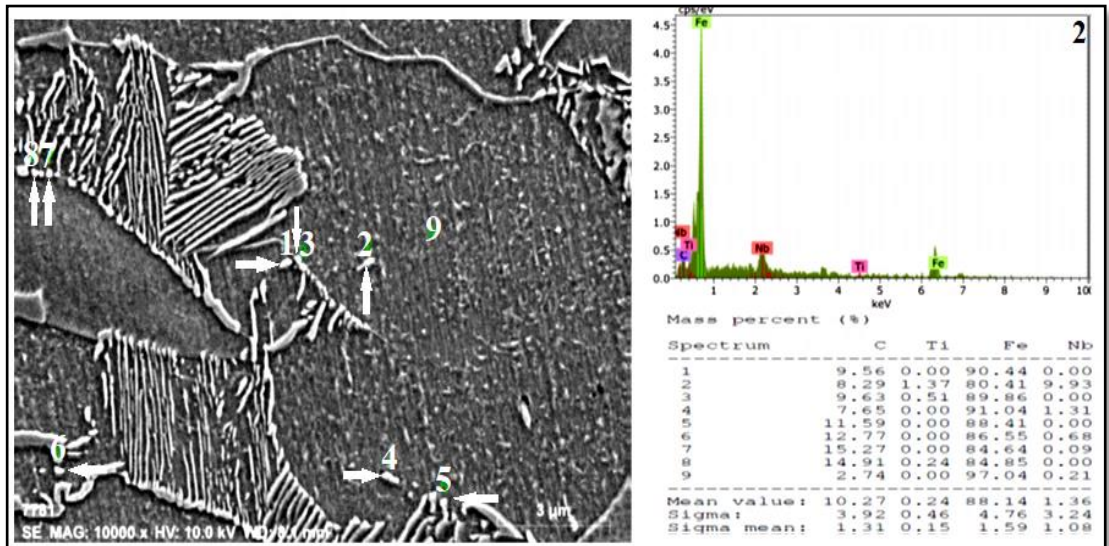
TiN parçacıkları sıvı veya yüksek sıcaklıktaki östenitte çöker. Düşük sıcaklıktaki östenitte Nb(C,N) ve TiC'nin heterojen çekirdeklenme bölgeleri olarak işlev görürler. Titanyum içeriği yaklaşık % 0,011'den fazlaysa, interdendritik bölgelerde çökelen karbonitrür, katılaşmadan sonra ve γ/α dönüşüm süreci sırasında östenit tanelerinin büyümesini engelleyecektir. Nb-Ti kullanan çoklu mikro alaşımlama teknolojilerinde, titanyum kullanımı oldukça sınırlıdır. Sadece TiN'in östenit tanelerinin büyümesini engellemedeki rolünden yararlanır. Ayrıca titanyumun diğer mikroalaşım elementleri üzerindeki olumsuz etkisinin de dikkate alınması gerekmektedir. Bu nedenle, çoklu mikro alaşımlı çeliklerde titanyumun rolü yalnızca yardımcıdır [68].



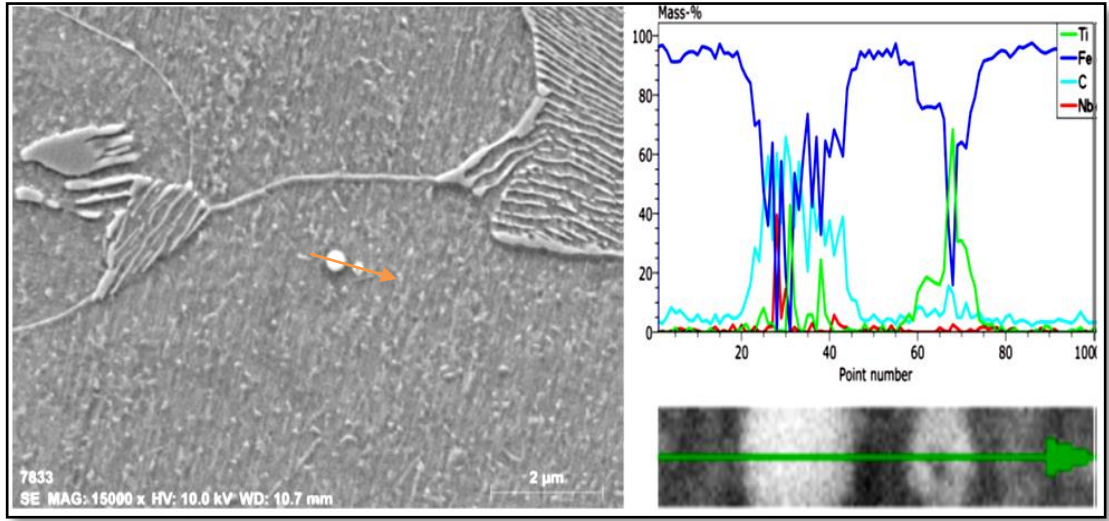
Şekil 6.38. %0.35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki numunelerin 5000X büyütmede alınan SEM görüntüleri; a) sintirlenen, b) homojenleştirilen, c) % 20, d) % 40 ve e) % 60 deformasyon uygulanan.



Şekil 6.39. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin homojenleştirilen numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.40. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 20 deformasyon uygulanan numunesinden alınan nokta EDS analizi.



Şekil 6.41. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe çeliğinin % 40 deformasyon uygulanan numunesinden alınan çizgi EDS analizi.

6.4.8. Mikroyapı Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak Değerlendirilmesi

Şekil 6.42 tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin tane boyutu değerlerini göstermektedir. Tüm koşullar altında en yüksek tane boyutu %0,35C+Fe alaşımında elde edilirken, en küçük tane boyutu %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre tüm koşullar altında daha büyük tane boyutuna sahipken %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha küçük tanelidir.

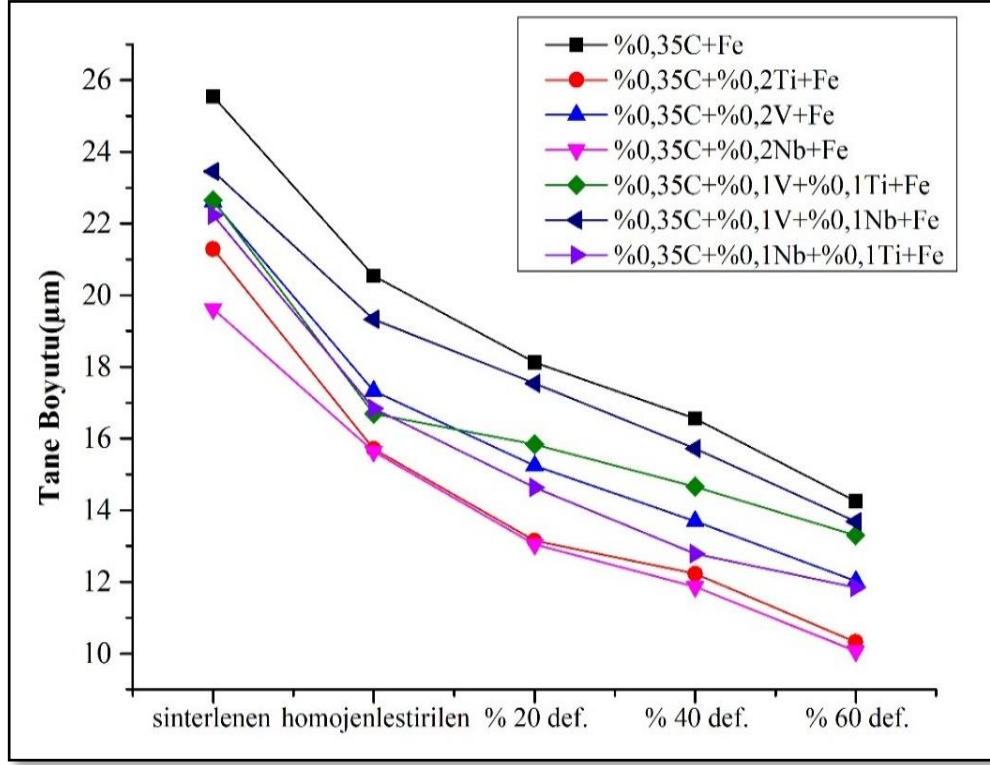
Bu durum niyobyumun, östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirmede çözünme sürüklenme etkisi ve deformasyon kaynaklı çökelti oluşturmasının diğer alaşım elementlerine göre daha etkili olmasından kaynaklanmaktadır [197]. Ayrıca oluşan karbürlerin çözünürlüklerine bakarak deformasyon kaynaklı çökelti oluşumuyla östenitin yeniden kristalleşmesinin engelleme etkisi en yüksek NbC, sonrasında TiC ve en az etkili VC olduğu bilinmektedir [68]. Nb ve Ti'nin mikro ilaveleri, kristal kusurlarının baskılanması nedeniyle yeniden kristalleşme üzerinde dikkate değer bir geciktirme etkisine neden olmaktadır. Mikroalaşımlama nedeniyle tane sınırı

hareketinin engellenmesi, Nb ve Ti'nin çözünme sürüklenme etkisi ve oluşturdukları karbonitrür çökeltilerinden kaynaklanan tane sınırı kilitleme etkisinden dolayıdır. Vanadyumun çözünme sürüklenme etkisi göz ardı edilecek kadar düşük miktardadır. Çeşitli elementlerin yeniden kristalleşmeyi geciktirme etkileri, östenit içindeki nispi çözünürlüklerine bağlıdır. En az çözünür olan, belirli bir sıcaklıkta çökelti oluşumu için en büyük itici güce sahiptir ve uygun çökelti boyutuyla, yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltmede daha fazla etkiye sahiptir [53].

$\%0,35C+\%0,1V+\%0,1Ti+Fe$, $\%0,35C+\%0,1V+\%0,1Nb+Fe$ ve $\%0,35C+\%0,1Nb+\%0,1Ti+Fe$ alaşımlarının tüm koşullar altında tane boyutu incelendiğinde $\%0,35C+\%0,1Nb+\%0,1Ti+Fe$ alaşımının daha ince taneli olduğu görülmektedir. İkili alaşım kompozisyonlarında $\%0,35C+\%0,1V+\%0,1Nb+Fe$ alaşımının tane boyutu tüm koşullar altında biraz daha büyük iken $\%0,35C+\%0,1V+\%0,1Ti+Fe$ alaşımının tane boyutu diğer iki alaşım arasında ortalama bir değer sergilemiştir. Multi mikroalaşım sistemlerinde çökelti davranışı geniş kapsamlı araştırılmaktadır. Subramanian ve Weatherly [201], $\sim 0,43$ gibi daha yüksek bir karbon oranı içeren Ti-V ve Ti-Nb çeliklerindeki çökeltme davranışını incelemişlerdir. Ti-V çeliğinde, nitrür $(Ti_xV_{1-x})N$ ve bunu daha düşük sıcaklıklarda karbür (V_4C_3) oluşumu takip ederken; Ti-Nb boru çeliğinde Nb bakımından zengin karışık karbürlerin ve homojen dağılmış karışık nitrürlerin (Ti_xNb_{1-x}) oluştuğu görülmüştür. Burada, çökeltilerin hacim oranındaki artış, tane sınırı hareketliliği üzerindeki Zener sürüklenme kuvvetini artırarak yeniden kristalleşmeyi geciktirmiştir. Böylelikle daha ince taneli bir mikroyapı elde edilmiştir [201].

Ayrıca Şekil 6.42, 1150 °C'de 1 saat homojenleştirildikten sonra havada soğutulan bütün çelik numunelerin tane boyutu sinterlenen numunelere göre daha küçük olduğunu göstermektedir. Bu durum homojenleştirilen numunenin soğuma hızının sinterlenen numuneye göre yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Soğuma hızının yüksek olması ferrit ve perlit faz dönüşüm sıcaklığını düşürerek tanelerin incelmeye neden olmuştur [202]. Bununla birlikte bütün çelik kompozisyonlarına uygulanan deformasyon miktarının % 20, % 40 ve % 60 oranına çıkmasıyla çeliklerin tane boyutunda daha fazla küçülme meydana gelmiştir. Bu durum artan

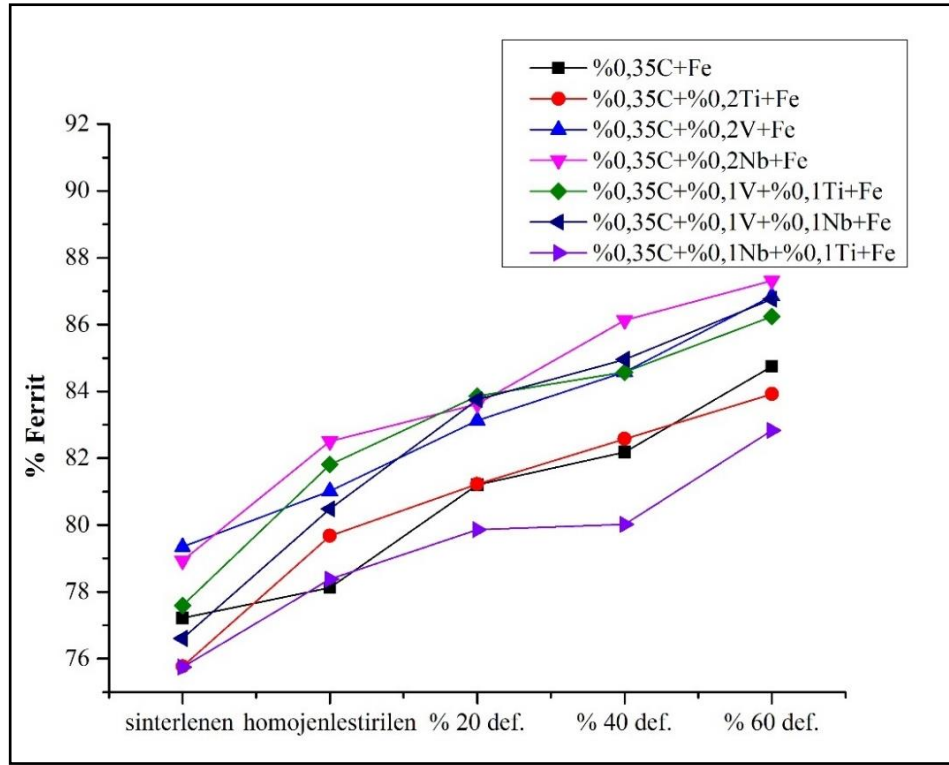
deformasyon miktarıyla beraber yeniden kristalleşmiş küçük tanelerin oluşması ve deformasyon kaynaklı çökeltilerin bu tanelerin büyümesini engellemesinden kaynaklanmaktadır [174].



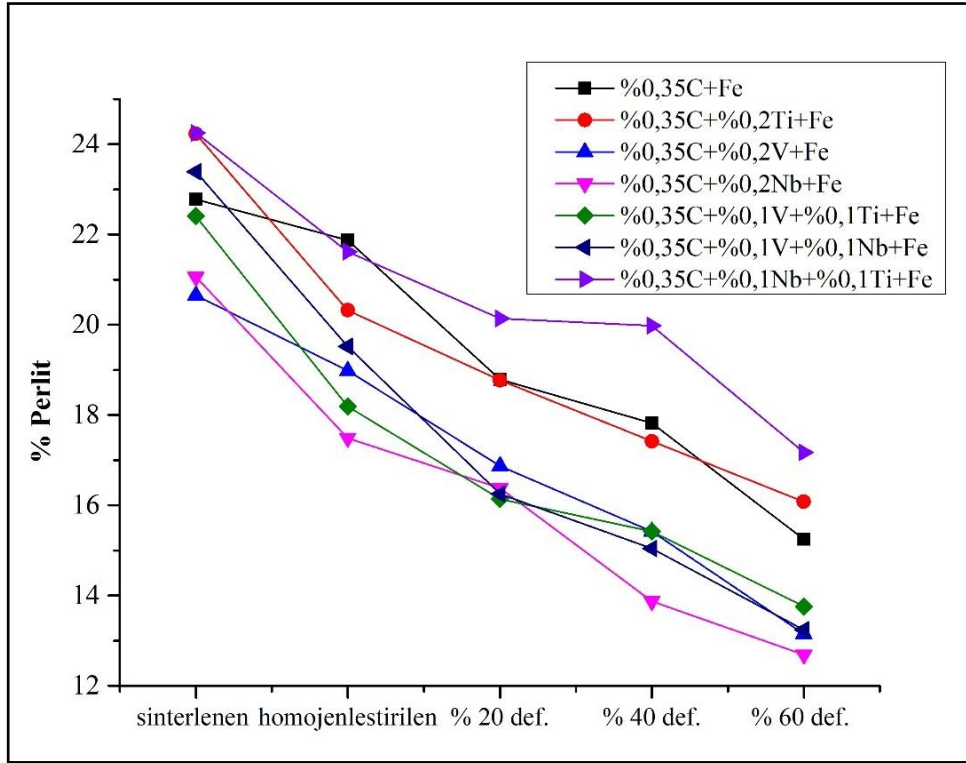
Şekil 6.42. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında tane boyutu değişimi.

Tüm alaşım kompozisyonları için Şekil 6.43-6.44'de gösterildiği gibi bütün şartlarda % ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde özellikle % 20, % 40 ve % 60 oranlarında uygulanan deformasyonla birlikte % ferrit oranının arttığı ve buna bağlı olarak % perlit oranının azaldığı görülmektedir. Plastik deformasyonun çekirdekleşme üzerindeki etkisinin büyüme üzerindeki etkisinden çok daha güçlü olduğu öne sürülmüştür. Plastisite kaynaklı ferrit oluşumu sadece statik olarak değil, yani plastik deformasyondan sonra değil, aynı zamanda dinamik olarak, plastik deformasyon sırasında da meydana gelir [163-165]. Bu nedenle artan deformasyonla beraber % ferrit oranları artmıştır. Vanadyum, titanyum ve niyobyum Ar_3 sıcaklığını yükselten ancak östenitteki karbonun difüzyonunu yavaşlatarak östenitin ayrışmasını geciktiren alaşım elementleridir. Ayrıca, ferrit oluşturucu elementler arasında güçlü karbür oluşturuculardır ve alaşım karbürleri olarak çökelirler [135].

Özellikle %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyona sahip mikroalaşımli çeliğin daha yüksek % ferrit oranlarına sahip olduğu görülmektedir. Nb içeren yapılar, dönüşüm sıcaklığını artırarak östenit/ferrit dönüşümünü desteklemektedir. Ma ve ark. [203], östenit tane sınırlarında çökelen Nb karbonitrürlerinin, tane sınırı ferritinin çekirdeklenmesini teşvik etmek için heterojen çekirdeklenme bölgeleri sağladığını tespit etmişlerdir. Yuan ve ark. [204], 30-50 nm boyutunda NbC'nin ferrit çekirdeklenme bölgeleri sunabileceğini göstermişlerdir. Ek olarak, östenit taneleri içinde çökelen Nb(C,N), çevresinde karbonu tükenmiş bölgeler oluşturarak tane içi ferrit oluşumunu desteklemektedir.

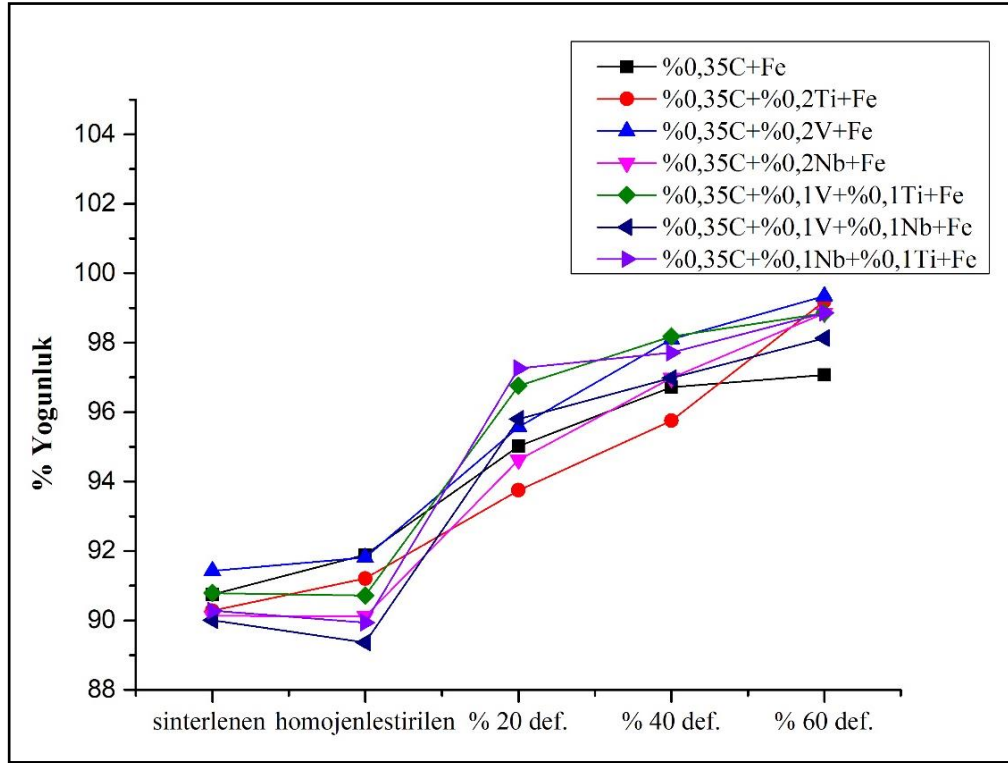


Şekil 6.43. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % ferrit oranı.



Şekil 6.44. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % perlit oranı.

Şekil 6.45'te verilen % yoğunluk değerleri incelendiğinde tüm alaşım kompozisyonlarında artan deformasyon oranıyla birlikte % yoğunluğun arttığı buna bağlı olarak % gözeneklilik oranının düştüğü görülmektedir. Özellikle % 60 deformasyon uygulanan numunelerde yoğunluk artışının çok yüksek seviyelere ulaştığı görülmektedir. Gözenekli bir malzemenin deformasyonu sırasında beklenen yoğunlaşma oranı, deformasyon tipi, deformasyon hızı ve deformasyon sıcaklığı ile de iyi bir ölçüde kontrol edilebilmektedir [134].



Şekil 6.45. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında % yoğunluk oranı.

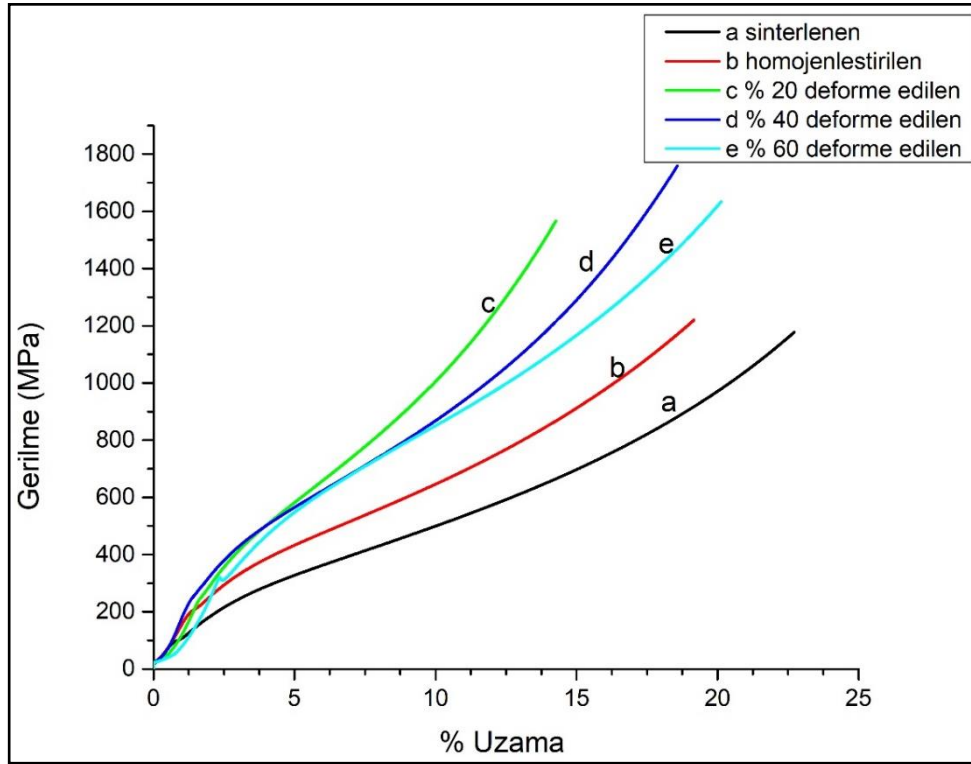
6.5. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

6.5.1. Oda Sıcaklığında Gerçekleştirilen Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

6.5.1.1. %0,35C+Fe Alaşımız Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.46, %0,35C+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. 1150 °C'de 1 saat sinterlenen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 102,205 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 204 MPa'dır. Homojenleştirme işlemiyle mikroyapının daha homojen hale gelmesi ve artan soğuma hızıyla daha ince taneli yapı elde edilmesi dayanım değerinde artışa sebebiyet vermiştir. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin ise

$R_{p0,2}$ değerleri 247,54 MPa, 263,029 MPa ve 309,2 MPa'dır. Artan deformasyon miktarıyla birlikte $R_{p0,2}$ değerlerinde mevcut bir artış görülmektedir. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş malzemenin deformasyonu, matris malzemesinin yanı sıra gözeneklerin kapanmasına neden olmaktadır. Deformasyonla birlikte gözenek miktarının azalması ve yoğunluğun yükselmesi nedeniyle akma dayanımında artış meydana gelmektedir. Çok sayıda yapılan çalışmada [123,205,206], özellikle yoğunluğun toz metalürjisiyle üretilen çeliğin mukavemetine etkisi araştırılmıştır. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelerin akma dayanımı bu malzemedeki gözenek miktarına ve ayrıca deformasyon sırasında gözeneklerin kapanmasına bağlıdır. Deformasyonun etkisiyle gözeneklerin küçülmesi, malzemenin daha fazla sertleşmesine (geometrik sertleşme) neden olur, bu da malzemenin akma dayanımını arttırmaktadır [175].



şekil 6.46. %0,35C+Fe alaşımının oda sıcaklığında yapılan basma testi sonuçları.

Çizelge 6.9. ise basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte malzeme sertlik değerlerinde arttığı görülmektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin

sertlik değerleri 66 ve 87,64 Hv_{0,5}'dir. % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin ise sertlik değeri sırasıyla 137,6, 142, 169,9 Hv_{0,5} olarak ölçülmüştür. Artan deformasyonla hem yoğunluğun artması hem de daha ince taneli bir mikroyapı elde edilmesi mekanik özellikleri geliştirmiştir.

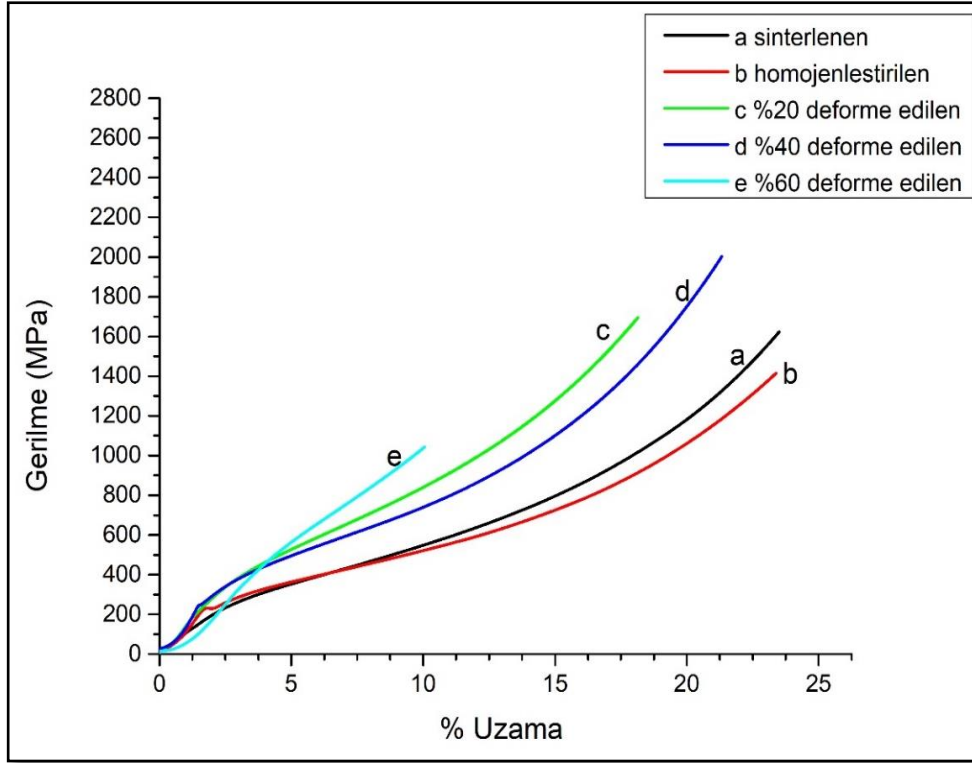
Çizelge 6.9. %0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın Rp_{0,2} ve sertlik sonuçları

%0,35C+Fe	Rp _{0,2} (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	102,205	66
Homojenleştirilen	204	87,64
%20 deforme edilen	247,54	137,6
%40 deforme edilen	263,029	142
%60 deforme edilen	309,2	169,9

6.5.1.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.47. %0,35C+%0,2Ti+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. 1150 °C'de 1 saat sinterlenen numunenin Rp_{0,2} değeri 201,102 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilen numunenin Rp_{0,2} değeri 221,77 MPa'dır. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin Rp_{0,2} değerleri ise 320,66 MPa, 347,76 MPa ve 376,61 MPa'dır. Artan deformasyon oranıyla birlikte alaşımın Rp_{0,2} değerlerinin arttığı görülmektedir. TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve demir matristeki çözünürlüğü çok düşüktür, bu nedenle demir matriste hala yeterli TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) parçacıkları vardır. TiN veya N bakımından zengin Ti(C,N) parçacıklarının kabalaşma oranı, yüksek sıcaklıklarda düşük kalır, bu nedenle ortalama çökelti boyutu yeterince küçüktür. Böylece matris tanelerinin büyümesi etkili bir şekilde önlenebilir. Çok sayıda deneysel sonuç, deforme olmuş östenitin yeniden kristalleşmesinin, östenit içerisinde mikroalaşım karbür ve nitrürlerin deformasyon kaynaklı çökmesinden sonra önemli ölçüde geciktiğini göstermiştir [189].

Deformasyon enerjisi, deforme olmuş matrisin yeniden kristalleşmesini ve ikincil fazın gerinim kaynaklı çökmesini teşvik ettiğinden, bu iki süreç açıkça rekabet halindedir. Titanyum içeriği artmaya devam ettiğinde, fazla titanyum art arda östenitte çökme, fazlar arası çökme ve ferritte çökme ile tüketilir. Özellikle TiC çökeltileri küreseldir ve boyutları değişkendir. Ferrit matrisinde ve dislokasyonların üzerinde oluşarak dağılırlar ve çökme sertleşmesi ile dayanım artışına katkı sağlarlar. Özellikle ferrit içinde çökelen TiC parçacıklarının çökelti sertleşmesine katkısı yüksektir. Bu nedenle, titanyum içeriği % 0,045'i aştığında, titanyum içeriğindeki artışla akma dayanımı önemli ölçüde artmaktadır [68].



Şekil 6.47. %0,35C+%0,2Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.10 ise basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla malzeme sertlik değerlerinde arttığı görülmektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin sertlik değerleri 96,24 ve 109,2 $H_{V0,5}$ 'dir. % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin ise sertlik değerleri sırasıyla 170,29, 190,93 ve 197,52 $H_{V0,5}$ olarak ölçülmüştür. Özellikle artan deformasyonla birlikte sertlik ve dayanım artışının yüksek seviyelere çıkması, malzeme tane boyutunda gerçekleşen küçülme,

yoğunluğun artması ve oluşan çökeltilerin meydana getirdiği çökelti sertleşmesi ile açıklanabilir. Toz metalürjisi ile üretilen malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemede gözeneklerin rolü önemlidir. Mukavemet ve süneklik gibi mekanik özelliklerin artık gözeneklilik ile doğrudan ilişkili olduğu gösterilmiştir. Boşluklar, kırılmaların başladığı yerler olarak hareket eder ve çatlak ilerlemesi için kolay bir yol sağlar. Deformasyon işlemiyle gözeneklerin ortadan kaldırılması, yüksek mekanik özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır [134]. Tane inceltme ve çökelti sertleşmesi de, çeliğin hem mukavemetini hem de tokluğunu iyileştiren mukavemet artırma mekanizmalarından ikisidir.

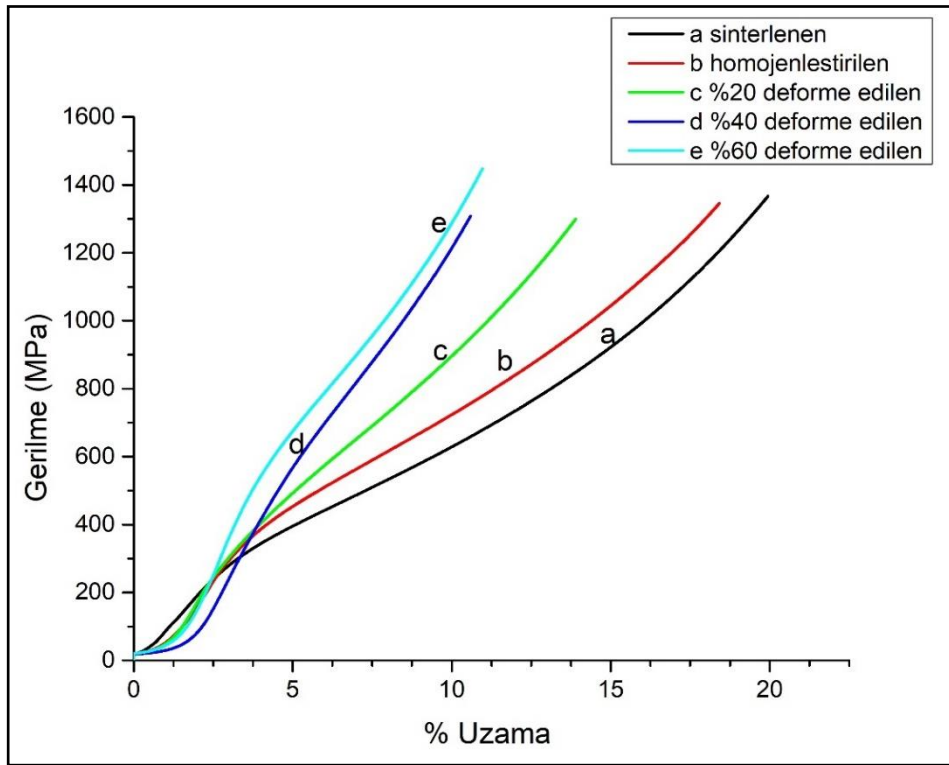
Çizelge 6.10. %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki alaşımın $R_{p0,2}$ ve sertlik sonuçları.

%0,35C+%0,2Ti+Fe	$R_{p0,2}$ (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	201,102	96,24
Homojenleştirilen	221,77	109,2
%20 deforme edilen	320,66	170,29
%40 deforme edilen	347,76	190,93
%60 deforme edilen	376,61	197,52

6.5.1.3. %0,35C+%0,2V+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.48. %0,35C+%0,2V+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte numunelerin $R_{p0,2}$ değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 257,25 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 319,93 MPa’dır. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen numunelerin $R_{p0,2}$ değerleri ise 365,64 MPa, 435,72 MPa ve 498,20 MPa’dır. Yapısal çeliklere katılan vanadyum, diğer mikroalaşım elementlerinin aksine nispeten düşük sıcaklıklarda östenit içinde çözüldüğünden ve bu nedenle çelik α -aralığına soğutulduğunda çökelti sertleşmesine tam katkıda bulunabileceğinden, genellikle tercih edilen bir mikroalaşım elementidir. V(C,N) çökeltisi, V'nin orta

dereceli ilavelerinde kayda değer bir dayanım artışına sebebiyet vermektedir [207]. Roberts ve ark. [208] % 0,10' luk bir V ilavesinin akma dayanımı üzerinde 250-300 MPa'lık bir artış sağladığını göstermiştir. A_3 ile A_1 arasındaki dönüşüm sıcaklıklarında oluşan V(C,N) çökeltileri faz arayüzeylerinde daha kolay çekirdeklenme avantajından yararlanır ve arafaz çökmesi olarak adlandırılan γ/α sınırında oluşur. Mikroalaşımli çeliklerde genel olarak çökelti oluşumu yaklaşık 700 °C'nin altında gerçekleşirken fazlar arası çökelti oluşumu ise daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleşir [89].



Şekil 6.48. %0,35C+%0,2V+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.11 ise %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte malzeme sertlik değerlerinin $R_{p0,2}$ değerleri gibi arttığı görülmektedir. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin sertlik değerleri 107,5 ve 137,5 $H_{v0,5}$ 'dir. Homojenleştirme ısıl işlemiyle numunede gerçekleşen sertlik ve dayanım artışı özellikle sinterlenen numuneye göre tane boyutunun daha küçük olmasından kaynaklanmaktadır. % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin ise

sertlik değeri sırasıyla 184,04, 217,83 ve 251,89 Hv_{0,5} olarak ölçülmüştür. V mikroalaşımli çeliklerde östenit tane yapısının kontrollü olarak inceltmesi ve γ/α dönüşümü sırasında V(C,N) çökmesi mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Mukavemeti yüksek oranda arttırmak için, vanadyumun soğuma ve faz dönüşümü öncesi östenit içinde çözelti halinde kalması önemlidir [71]. Bunlara ek olarak deformasyonla birlikte gerçekleşen yoğunluk artışı ve buna bağlı olarak malzemede gözenek miktarının azalması malzemenin mekanik özelliklerini arttırmıştır.

Çizelge 6.11. %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki alaşımın Rp_{0,2} ve sertlik sonuçları

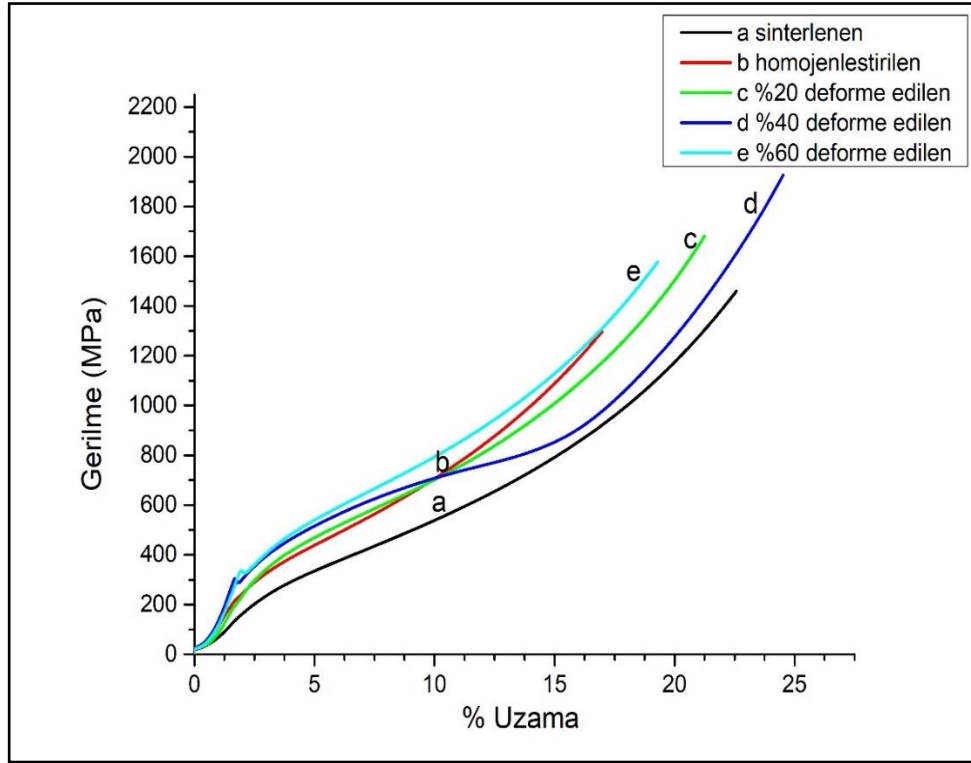
%0,35C+%0,2V+Fe	Rp _{0,2} (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	257,25	107,5
Homojenleştirilen	319,93	137,5
%20 deforme edilen	365,64	184,04
%40 deforme edilen	435,72	217,83
%60 deforme edilen	498,20	251,89

6.5.1.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.49. %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. 1150 °C'de 1 saat sinterlenen numunenin Rp_{0,2} değeri 191,75 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C'de 1 saat homojenleştirilen numunenin Rp_{0,2} değeri 216,25 MPa'dır. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 deforme edilen numunelerin Rp_{0,2} değerleri ise 282,35 MPa, 304,81 MPa ve 336,39 MPa'dır. Düşük alaşımli çeliklere niyobyum eklenmesinin daha yüksek akma dayanımları sağladığı bilinmektedir. Tane inceltme ile dayanım artışına benzer şekilde, ince Nb çökeltileri, dislokasyon ve tane sınırı hareketini engelleyerek dayanım artışında önemli bir rol oynamaktadır. Nb güçlü bir karbür ve nitrür oluşturu elementtir ve çelikte Nb(C,N) oluşturması kolaydır. Orowan mekanizmasına göre, Nb(C,N)'nin sayısı ve yarıçapı, çökelti sertleşmesinin oluşması adına önemli bir etkiye sahiptir. Nb çökeltilerinin hacim oranı ne kadar büyük olursa,

çökelti yarıçapı küçük olur ve çökelti sertleştirme etkisi önemli derecede artar. Faz dönüşümünün ilerlemesiyle, Nb atomları faz arayüzeyinin yakınında birikir ve Nb çökeltileri oluşturmak için ferritten östenite yayılan C ile birleşir. Östenit/ferrit dönüşüm sıcaklığındaki düşüş ile birlikte, Nb içeren çökeltilerin oluşması için gerekli olan itici gücü artar, bu da ikincil fazın çekirdeklenme oranını artırır [209]. Funakawa ve ark. [210], karbonitrürlerin fazlar arası çökmesinin, teorik hesaplamaya göre yaklaşık 300 MPa'lık bir dayanım artışı sağlayabileceğini bulmuşlardır. Nb(C,N)'nin fazlar arası çökmesinin önemli bir dayanım artışı sağladığı söylenebilmektedir.

Nitrür ve karbür arasındaki çözünürlük farkının nispeten küçük olduğu Nb-çeliği için yüksek stokiyometrik seviyelerde bile tüm azot içeriklerinde karışık karbonitrürler oluşur. Nb(C,N), östenitte düşük sıcaklıklarda kararlıdır ancak daha yüksek sıcaklıklarda çözünür, bu da daha sonra deformasyon kaynaklı çökelmeye neden olur. Deforme olmuş östenit yapı soğuma sırasında ince taneli ferrite dönüşür ve çeliklere hem yüksek mukavemet hem de tokluk kazandırır. Kalan niyobyumun ferrit içinde daha küçük boyutlarda daha fazla çökmesi ek olarak dayanım artışına sebebiyet vermektedir [211].



Şekil 6.49. %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.12 ise %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte akma dayanımlarının yanı sıra malzeme sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş malzemelerin deformasyonu ile tam yoğunluğa ulaşılması koşuluyla, mukavemet ve süneklik seviyeleri, geleneksel döküm yoluyla üretilmiş malzemeler gibidir [134].

Çizelge 6.12. %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki alaşımın $R_{p0,2}$ ve sertlik sonuçları.

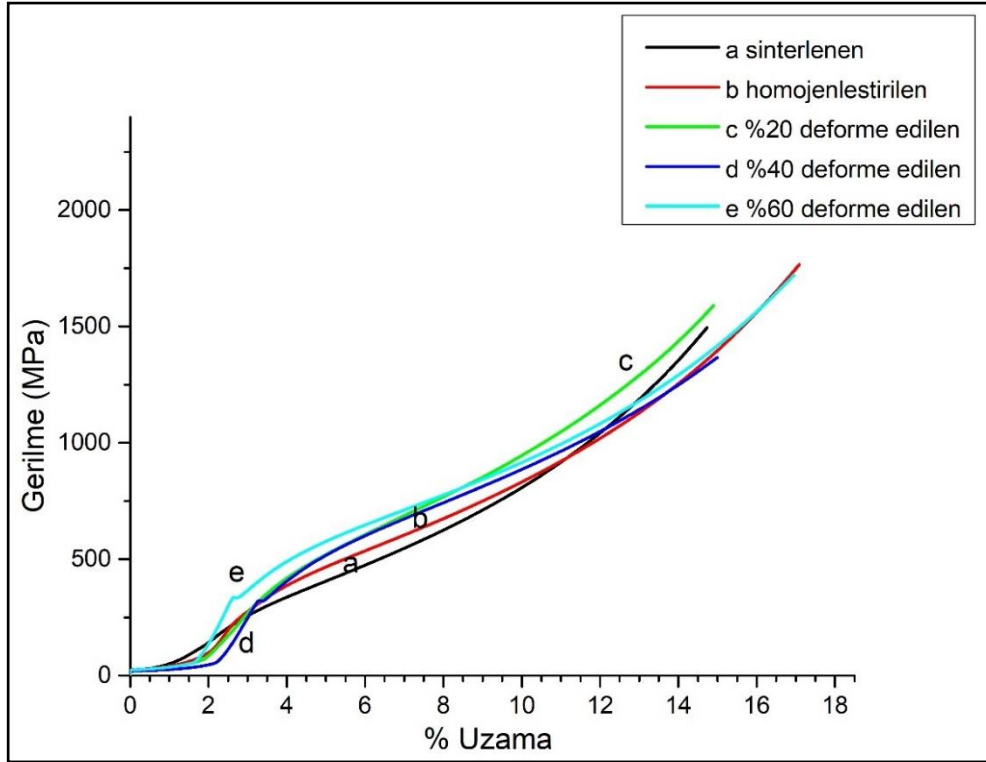
%0,35C+%0,2Nb+Fe	$R_{p0,2}$ (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	191,75	87,58
Homojenleştirilen	216,25	106,05
%20 deforme edilen	282,35	160,75
%40 deforme edilen	304,81	165
%60 deforme edilen	336,39	208,11

6.5.1.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.50. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 193,34 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 223,43 MPa’dır. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen numunelerin $R_{p0,2}$ değerleri ise 294,37 MPa, 324,72 MPa ve 335,46 MPa’dır. Homojenleştirme ısıl işlemiyle akma dayanımında artış görülmektedir. Mikroyapının homojen hale gelmesi ve tane boyutununun azalması dayanım artışına katkı sağlamıştır. Ayrıca, artan deformasyonla birlikte akma dayanımının arttığı görülmektedir. Niyobyum, vanadyum ve titanyum gibi mikroalaşım elementlerinin mikroalaşım çeliklerine tekli veya ikili kombinasyon halinde katılması yeniden kristalleşmeyi ve tane büyümesini geciktirerek çökelti sertleştirmesi yoluyla çeliklerin mukavemetini ve tokluğunu önemli ölçüde arttırmaktadır.

Bu, mikroalaşım elementlerinin yüksek sıcaklıklarda tamamen çözünmesi ve ferrit içinde ince dağılmış ve kararlı parçacıklar halinde çökelene kadar çözelti içinde kalması çökelti sertleşmesini en üst düzeye çıkarmak için önemlidir. Çökelti sertleşmesi, parçacıkların ferrit içinde çökmesiyle meydana gelir. Bu parçacıklar, deformasyon altında dislokasyon hareketini engeller ve akma mukavemetini ve çekme mukavemetini artırır [7]. Ferriti güçlendirmek için en sık kullanılan çökelti V(C,N)'dir, NbC ve TiC parçacıkları düşük karbon ve azot içeren çeliklerde kullanılabilir. V-Ti mikroalaşım sistemlerinde TiN çökmesi, vanadyum mikroalaşım elementinin çökelti oluşturmasından etkilenebilir. Bu alanda son zamanlarda yapılan çalışmalarda, östenitteki vanadyum nitrürlerin ferrit için çekirdeklenme bölgeleri oluşturduğu ve bazı çelik türlerinde tane inceltmede etkili olduğu gösterilmiştir [212,213]. Katı çözelti içinde çözünen mikroalaşım elementleri deforme olmuş östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığını yükselterek tane sınırlarının

hareketini düşürür. MX-tipi (M—Ti ve V; X—N ve C) ikincil faz parçacıkları biçiminde çökelen mikroalaşım elementleri, dinamik toparlanma sürecini ve ayrıca plastik deformasyon sırasında dinamik yeniden kristalleşmeyi yavaşlatır. Artan mukavemet ve diğer mekanik özellikler mikroalaşım elementlerinin potansiyel çökelti sertleştirmesi ve tane inceltme etkilerinden yararlanılarak elde edilmektedir [2].



Şekil 6.50. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.13 ise basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Sinterlenen numunenin sertlik değeri 91,07 $Hv_{0,5}$, homojenleştirilen numunenin sertlik değeri 110,25 $Hv_{0,5}$ olarak bulunmuştur. Homojenleştirme ısıl işlemiyle yapının daha homojen hale gelmesi ve sinterlenen numuneye göre homojenleştirilen numunenin daha hızlı soğutulması tane boyutunun azalmasına, akma ve sertlik değerlerinin artmasına sebebiyet vermiştir. % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranlarında numunelerin sertlik değerleri ise sırasıyla 162,25, 183,89 ve 207,82 $Hv_{0,5}$ olarak artmıştır. Artan deformasyonla birlikte tane boyutunun

incelmesi, deformasyon kaynaklı çökeltilerin oluşması, çökelti sertleşmesinin etkisi ve yoğunluğun artması malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmektedir.

Çizelge 6.13. % 0,1V+%0,1Ti+%0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın $R_{p0,2}$ ve sertlik sonuçları.

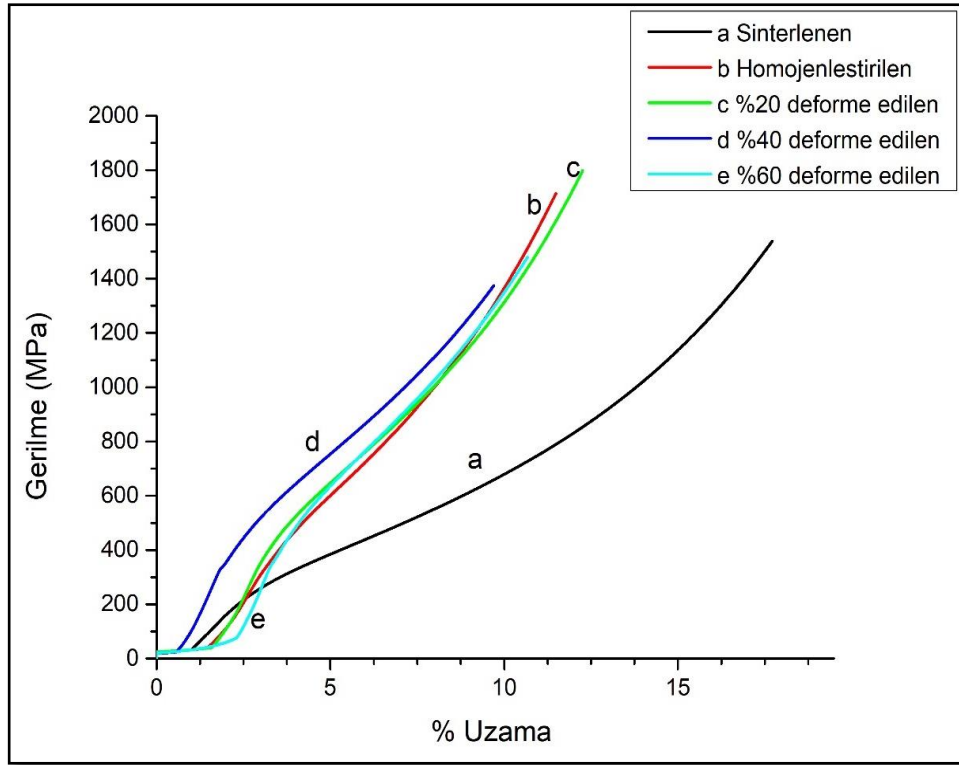
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	$R_{p0,2}$ (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	193,34	91,07
Homojenleştirilen	223,43	110,25
%20 deforme edilen	294,37	162,25
%40 deforme edilen	324,72	183,89
%60 deforme edilen	335,46	207,82

6.5.1.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.51. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte malzemenin $R_{p0,2}$ değerlerinin arttığı görülmektedir. 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 232,402 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunenin $R_{p0,2}$ değeri 281,85 MPa’dır. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen numunlerin $R_{p0,2}$ değerleri ise 321,76 MPa, 335,316 MPa ve 355,74 MPa’dır.

Nb, V, Ti gibi karbür, nitrür ve karbonitrür oluşturuç mikroalaşım elementleri tekli, ikili veya üçlü kombinasyonlu şekilde mikroalaşım çeliklerine katılarak tane inceltme ve çökelti sertleşmesi gibi mukavemet arttırıcı mekanizmaların oluşması sağlanır. Bu şekilde, mikroalaşım çeliğın mukavemeti ve tokluğu arttırılmaktadır. Çalışmalar, Nb eklenmesinin Ar₃’ün faz dönüşüm sıcaklığını düşürdüğünü, bunun da ferrit ve beynit dönüşümünün daha düşük sıcaklıklarda oluşmasını sağlayarak çok ince bir mikroyapının meydana gelmesine neden olduğunu göstermiştir. Nb(C,N) dislokasyon ve tane sınır hareketini engellediğinden, Nb ilavesinin östenitin

toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmesi üzerinde de güçlü bir yavaşlatma etkisi vardır. Nb'nin çözünme sıcaklığı V'nin çözünme sıcaklığından daha yüksektir. Nb, daha düşük yeniden ısıtma sıcaklıklarında V ile birlikte bulunabilir. Bu durumda, Nb tane inceltme üzerinde etkiye sahipken, V ise çökelme sertleşmesi üzerinde daha yüksek etkiye sahiptir. Ek olarak, V'nin çözünme sıcaklığı düşük olduğundan yüksek sıcaklıkta uygulanan deformasyonlarda tane irileşmesi meydana gelebilmektedir. V ve Nb'yi birlikte eklemek, taneleri önemli ölçüde inceltebilir, östenitin dinamik yeniden kristalleşmesini geciktirebilir ve östenit fazındaki iki elementin çözünme veya çökelme biçiminden bağımsız olarak γ/α dönüşümünü geciktirebilir [214].



Şekil 6.51. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.14 basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Sinterlenen numunenin sertlik değeri 99,91 $H_{v0,5}$, homojenleştirilen numunenin sertlik değeri 126,11 $H_{v0,5}$ olarak bulunmuştur. Homojenleştirme ısıl işlemiyle birlikte sertlik değerinde bir artış gözlemlenmektedir. Tane boyutu inceltmenin dayanım ve sertlik üzerine etkisi malzeme mikroyapısının homojenize edilmesiyle elde edilmiştir. % 20, % 40 ve % 60 deformasyon

oranlarında ise malzemenin sertlik değerleri sırasıyla 170,62, 187,73 ve 214,02 Hv_{0,5} olarak artış göstermiştir. Artan deformasyonla birlikte tane boyutunun incelenmesi, kompleks karbonitürlerin oluşumuna bağlı olarak gelişen çökelti sertleşmesi etkisi, yoğunluk artışı ve malzemenin gözeneklilik oranının azalması malzemenin mekanik özelliklerini arttırmaktadır.

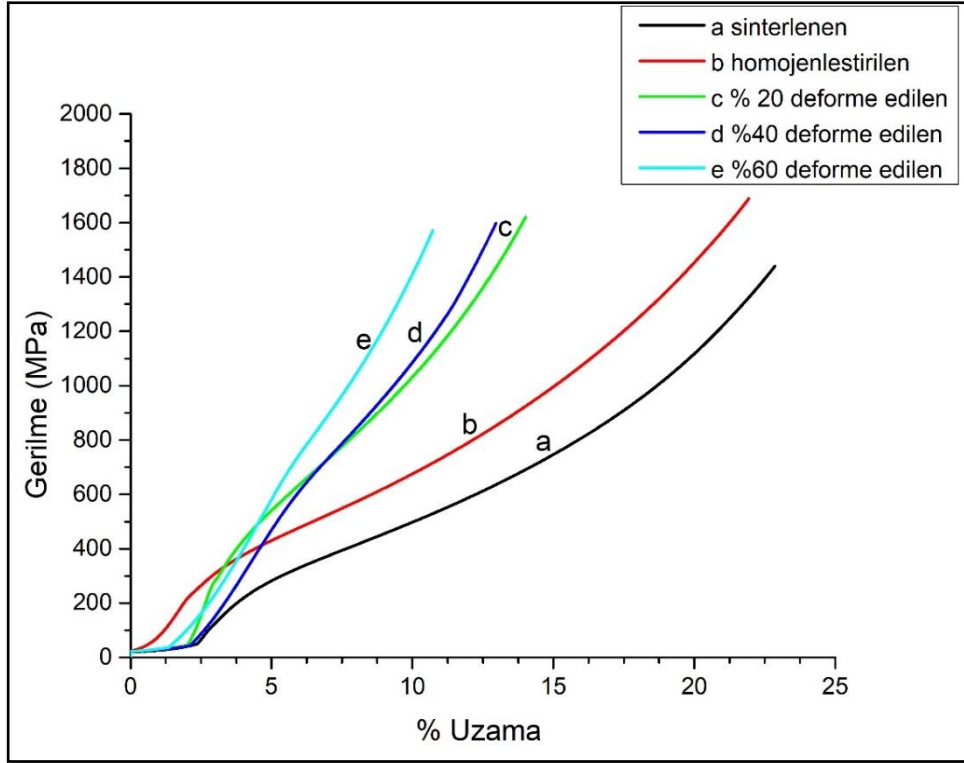
Çizelge 6.14. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki alaşımın Rp_{0,2} ve sertlik sonuçları.

%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	Rp _{0,2} (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	232,402	99,91
Homojenleştirilen	281,85	126,11
%20 deforme edilen	321,76	170,62
%40 deforme edilen	335,316	187,73
%60 deforme edilen	355,74	214,02

6.5.1.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Mikroalaşım Çeliğinin Basma Testi ve Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.52. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımının sinterlenmiş, homojenleştirilmiş, % 20, % 40 ve % 60 deforme edilmiş numunelerinin oda sıcaklığında 1 mm/dk basma hızı uygulanarak gerçekleştirilen basma test sonuçlarını göstermektedir. 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunenin Rp_{0,2} değeri 184,50 MPa iken, sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunenin Rp_{0,2} değeri 242,91 MPa’dır. Homojenleştirme ısı işlemiyle yüksek sıcaklıkta atomik difüzyon hızlanır ve çökelti oluşarak mukavemet artışı sağlanır [134]. Sırasıyla % 20, % 40 ve % 60 oranlarında deforme edilen numunelerin Rp_{0,2} değerleri ise 280,47 MPa, 311,31 MPa ve 326,23 MPa’dır. Uygulanan deformasyonla birlikte malzemenin akma dayanımının arttığı görülmektedir. Bunun altında yatan sebep, oluşan çökelti boyutlarının ve dağılımlarının hem akma dayanımını hem de tokluğu etkilemesidir. γ/α dönüşümü sırasında oluşan ince karbürlerin fazlar arası çökmesi, genellikle termomekanik olarak şekillendirilmiş mikroalaşımli çeliklerde dayanım artışına katkı sağlamaktadır. Ayrıca, çökelti miktarı düşük hacim oranında dahi olsa bile çelikte önemli ölçüde çökelti sertleşmesi elde edilebilmektedir [215].

Fazlar arası çökelmiş karbürlerin dayanım artışına sağladığı katkı, yapılan bazı çalışmalara göre 400 MPa'ya çıkabilmektedir [210,216]. Ti-Nb mikroylaşım çeliklerinde yüksek sıcaklıklarda çökeltilerin büyük kısmı TiN iken daha düşük sıcaklıklarda Nb(C,N)'dir. Böylece östenitte oluşacak birincil çökeltiler (Ti,Nb)N'dir. Bunların Ti ve Nb içerikleri çelik bileşimine ve çökeltme sıcaklığına bağlıdır. Deformasyon kaynaklı oluşan bu çökeltiler malzemenin dayanım artışında etkin rol oynamaktadır [53]. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş malzemelerin deformasyonu ile tam yoğunluğa ulaşılmaya mukavemet ve süneklik seviyeleri, geleneksel döküm ve dövme malzemelerinkilerle aynı seviyelere ulaşmaktadır [134].



Şekil 6.52. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımının oda sıcaklığı basma testi sonuçları.

Çizelge 6.15 basma testi sonuçlarından elde edilen $R_{p0,2}$ ve ortalama sertlik değerlerini göstermektedir. Sinterlenen numunenin sertlik değeri 85,26 $Hv_{0,5}$, homojenleştirilen numunenin sertlik değeri 114,2 $Hv_{0,5}$ olarak bulunmuştur. Homojenleştirme ısıl işlemiyle birlikte sertlik değerinde bir artış gözlemlenmektedir. % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranlarında ise malzemenin sertlik değerleri

sırasıyla 158, 178,6 ve 205 Hv_{0,5} olarak artmıştır. Homojenleştirme ısıl işlemi ve uygulanan % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranıyla mikroyapıda gelişen ince taneli yapı, uygulanan ısıl işlem ve deformasyonla oluşan çökeltilerin hacim oranı, boyutu ve bunlara ek olarak malzeme yoğunluk artışı ve gözeneklilik oranının azalması Rp_{0,2} değerlerinde olduğu gibi sertlik değerlerinde de artışa sebebiyet vermiştir.

Çizelge 6.15. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın Rp_{0,2} ve sertlik sonuçları.

%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	Rp _{0,2} (MPa)	Hv _{0,5}
Sinterlenen	184,50	85,26
Homojenleştirilen	242,91	114,2
%20 deforme edilen	280,47	158
%40 deforme edilen	311,31	178
%60 deforme edilen	326,23	205

6.5.1.8. Mekanik Test Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak Değerlendirilmesi

Şekil 6.53 tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin akma dayanımı değerlerini göstermektedir. Tüm koşullar altında en yüksek akma dayanımı değerleri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük akma dayanımı değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre tüm koşullar altında daha yüksek akma dayanımı değerlerine sahipken %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha düşük akma dayanımı değerleri sergilemiştir. Denklem 6.1-6.3 Narita [74] tarafından verilen VC, NbC ve TiC'ün çözünürlük denklemlerini göstermektedir. Denklem 6.1 kullanılarak VC'nin 1050 °C'deki çözünürlüğü 0,346 bulunmuştur. Denklem 6.2 ve 6.3 kullanılarak 1050 °C için hesaplanan NbC'nin ve TiC'nin çözünürlük değerleri sırasıyla $2,8 \times 10^{-3}$ ve $2,5 \times 10^{-3}$ olarak belirlenmiştir. 1050 °C'de en yüksek çözünürlüğe sahip VC olduğu yapılan hesaplamalarda görülmektedir. Bu durum

sinterleme, homojenleştirme ve % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranlarında VC'nin çözüldüğünü ve vanadyum ve karbon atomlarının katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunduğunu göstermektedir. VC'nin östenit ve ferrit içindeki çözünürlüğü diğer mikroalaşım elementlerinden çok daha fazladır. Mikroalaşım çeliklerde çökelti oluşumu γ/α faz dönüşümü sırasında oluşabilir, çünkü mikroalaşım karbonyürlerin çökmesi için kimyasal itici güç, γ/α dönüşümü sırasında artmaktadır. Ayrıca karbonyürlerin iki fazdaki farklı çözünürlüklerden dolayı ferritte yüksek oranda çökelti oluşabilmektedir. Vanadyum karbür, diğer mikroalaşım karbonyürlere kıyasla daha yüksek çözünürlüğe sahip olduğundan ve γ fazında yüksek oranlarda çözüldüklerinden dolayı soğuma sırasında çökerek çökelti sertleşmesi mekanizmasında daha etkindirler [89]. Böylelikle vanadyum mikroalaşım çeliğinde daha yüksek mekanik özellikler elde edilmiştir.

$$\text{Log } 10 (V) (C) = - 9500 / T + 6.72 \quad (6.1)$$

$$\text{Log } 10 (Nb) (C) = - 7900 / T + 3.42 \quad (6.2)$$

$$\text{Log } 10 (Ti) (C) = - 10475 / T + 5.33 \quad (6.3)$$

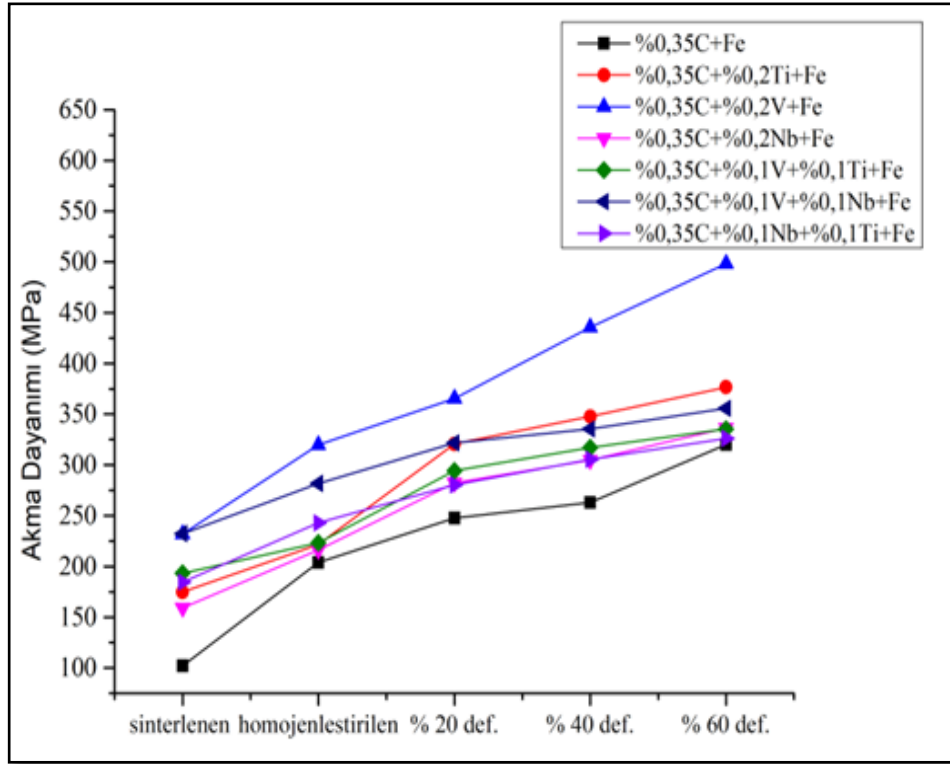
Denklem 6.2 ve denklem 6.3'e göre hesaplanan NbC ve TiC'nin çözünürlükleri incelendiğinde çözünürlüklerin düşük ve birbirine yakın olduğu görülmektedir. Titanyum esas olarak gerilme kaynaklı çökelti ile deforme olmuş östenitte veya ferritte çökerek TiC veya C açısından zengin Ti(C,N) formunda oluşmaktadır. Deforme olmuş östenitte gerilme kaynaklı TiC'nin boyutu genellikle yaklaşık olarak 10 nm'dir ve ferritte çökelen TiC'nin boyutu 2-5 nm aralığında olabilir. Çok sayıda yapılan çalışma, niyobyum içeriği % 0,02–0,05 olan niyobyum mikro alaşım çelikte, Nb(C,N)'den kaynaklanan mukavemet artışının genellikle 50-100 MPa aralığında olduğunu göstermektedir. İyi bir üretim kontrolü sayesinde, TiC'den kaynaklanan dayanım artışı, titanyum içeriği % 0,08-0,12 olan Ti-mikro alaşım çelikte 300 MPa'nın üzerine çıkabilmektedir [68]. Nb esas olarak mikroalaşım çelikte tane inceltme ile dayanım artışına ve çökelti sertleşmesine katkı sağlamaktadır. Fakat, östenitte Nb'nin katı çözültü içerisinde bulunmasının sınırlandırılması nedeniyle çökelti sertleşmesi etkisi çok etkin değildir. Orowan mekanizmasına göre, Nb(C,N)'nin sayısı ve yarıçapı, çökelti sertleşmesi üzerinde

önemli bir etkiye sahiptir. Nb çökeltilerinin hacim oranı ne kadar büyük olursa, çökeltilerin yarıçapı o kadar küçük olur ve çökeltme sertleşmesinde daha büyük rol oynamaktadır [209].

$0,35C+0,1V+0,1Ti+Fe$, $0,35C+0,1V+0,1Nb+Fe$ ve $0,35C+0,1Nb+0,1Ti+Fe$ çoklu alaşım sistemlerinin akma dayanımları incelendiğinde tüm koşullar altında $0,35C+0,1V+0,1Nb+Fe$ mikroalaşım çeliğinin akma dayanımının daha yüksek olduğu görülmektedir. $0,35C+0,1V+0,1Ti+Fe$ mikroalaşım çeliğinin tüm koşullar altında akma dayanımı $0,35C+0,1Nb+0,1Ti+Fe$ mikroalaşım çeliğinden daha yüksektir. Multi alaşım sistemlerinde çökelti oluşumları daha komplekstir. TiC'nin yüksek sıcaklıklarda çökmesi, östenitteki karbon içeriğini azaltır ve bu da VC'nin çökmesini engeller. Ayrıca, östenit içinde kalan vanadyum, östenit-ferrit dönüşümü esnasında çökler ve böylece çeliğin mukavemetini artırır. Çeliğe titanyum ilavesinin vanadyumun çökeltme davranışını değiştirdiği ve bunun akma dayanımında bir azalmaya neden olduğu bildirilmiştir [68].

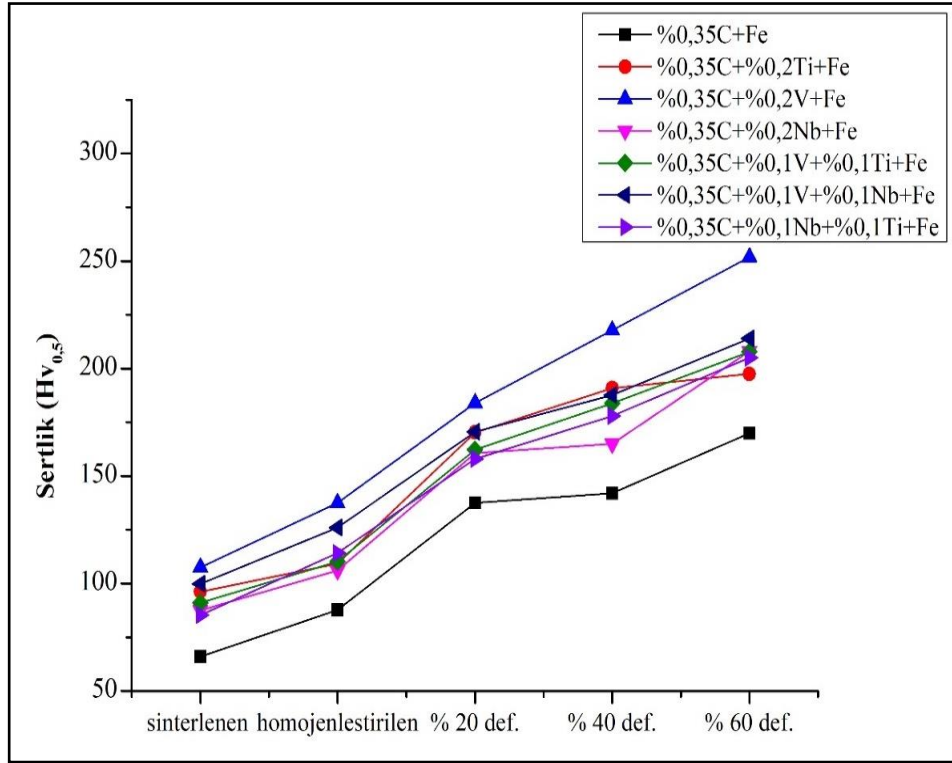
Araştırmacılar [217], döküm işleminde oluşan (V,Ti)CN'nin TiCN içeren yarı kararlı bir faz olduğunu ve yeniden ısıtma işlemi sırasında vanadyumun çözünmesi nedeniyle (V,Ti)CN parçacıklarının boyutunun azaldığını keşfetmişlerdir. Çökelti sertleşmesini etkileyen iki ana faktör, çökelti hacim oranı ve çökelti parçacıklarının ortalama boyutudur. Östenitte yüksek sıcaklıklarda çökelen (V,Ti)CN, haddeleme işleminde ve sonraki işlemlerde östenit tanelerinin büyümesini engeller. Ancak çökelti boyutu büyük olduğu için çeliğin mukavemetine katkıları fazla değildir. Buna karşılık, bu parçacıkların çökmesi, $\gamma \rightarrow \alpha$ faz dönüşümünden önce çelikte çözünen vanadyum, karbon ve azot miktarını azaltır, böylece ferrit içindeki VCN çökeltilerinin miktarını ve buna karşılık gelen çökelti sertleşmesi etkisini düşürür. Nihai soğutma sıcaklığındaki artışla birlikte çökelti sertleştirme etkisi azalır [217]. Nb-Ti mikro alaşımlı çeliklerde, yüksek sıcaklıkta çökelen (Ti,Nb)CN'dir. Sıcaklığın düşmesi ile çökeltilerdeki niyobyum oranı artar ve düşük sıcaklıktaki çökelti NbC ve NbN olur. Titanyum ve niyobyumun dendritik ayrışması nedeniyle kaba (Ti,Nb)CN çökeltme eğilimindedir. TiN parçacıkları sıvı veya yüksek sıcaklıktaki östenitte çökler. Düşük sıcaklıktaki östenitte Nb(C,N) ve TiC heterojen çekirdeklenme

bölgeleri olarak işlev görürler. V–Ti ve Nb–Ti kullanılan çoklu mikro alaşımlama teknolojilerinde, titanyum kullanımı oldukça ölçülüdür. Ayrıca titanyumun diğer mikroalaşım elementleri üzerindeki olumsuz etkisinin de dikkate alınması gerekmektedir. Bu nedenle, çoklu mikro alaşımlı çeliklerde titanyumun rolü yalnızca yardımcıdır. [68].



Şekil 6.53. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında akma dayanımı değerleri.

Şekil 6.54 tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin Vickers sertlik değerlerini göstermektedir. Tüm koşullar altında en yüksek sertlik değerleri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük sertlik değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. Sertlik değerleri akma dayanımına paralel olarak artış sergilemiştir.



Şekil 6.54. Tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında sertlik değerleri.

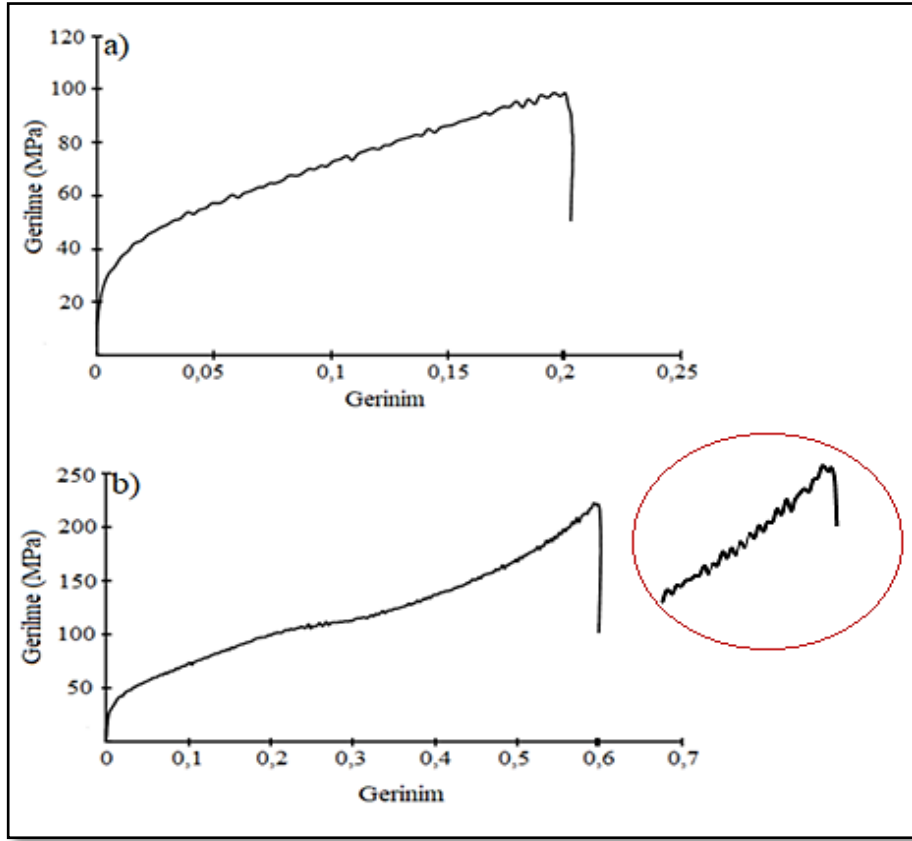
6.5.2. Yüksek Sıcaklıkta Gerçekleştirilen Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

6.5.2.1. %0,35C+Fe Alaşımız Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.55 (a) ve (b), %0,35C+Fe bileşimindeki alaşımız çeliğinin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+Fe bileşimindeki çeliğinin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 42 MPa’dır. Artan deformasyon oranıyla birlikte alaşımız çeliğinin dayanım değerlerinde artış görülmektedir. % 20 deformasyon oranında alaşımız çeliğinin dayanımı 98,72 MPa iken % 60 deformasyon oranında alaşımız çeliğinin basma dayanımı 201,80 MPa’dır. Deformasyon oranındaki artış ile birlikte çeliğinin yüksek sıcaklık davranışının değiştiği görülmektedir. Metallerin sıcak deformasyonu sırasında farklı faktörler dayanımı değiştirebilir. Bu faktörler arasında kimyasal bileşim güçlü bir role sahiptir. Karbon, çeliğinin dayanımını ve mikroyapısını değiştirebilen en önemli alaşım

elementlerinden biridir [218]. Deformasyonun başlangıç aşamasında gerilme, dislokasyon oluşumu ve dislokasyonların çoğalmasından dolayı gerilme ile bariz bir artış sergiler, bu da belirgin bir çalışma sertleşmesine ve bunun sonucunda dayanımın artmasına neden olur [174]. Çözünen atomlar, hareketli dislokasyonlarla etkileşimleri nedeniyle, orta ve yüksek sıcaklıklarda alaşımların mukavemetini ve sürünme direncini artırabilir.

Şekil 6.55 (a) ve (b) incelendiğinde eğrilerde dinamik deformasyon yaşanması göstergelerinden biri olan testere dişi davranışın olduğu görülmektedir. Ayrıca, testere dişi davranışın % 60 deformasyon uygulanan numunede % 20 deformasyon uygulanan numuneye göre daha yoğun olduğu tespit edilmiştir. Bu durum dislokasyonların arayer ve yeralan atomlarıyla veya kristal yapı kusurlarıyla etkileşim halinde olduğunu ve deformasyon artışına bağlı olarak bu etkileşimin arttığını göstermektedir. Testere dişi davranış Portevin-Le Chatelier (PLC) bantlarının çekirdeklenmesi ve yayılmasından kaynaklanır [219]. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma eğrilerinde B tipi yani sık stres salınımları gösteren eğrinin olduğu görülmektedir. Dinamik deformasyon yaşanması, çözünen atomlar ve hareketli dislokasyonlar arasındaki etkileşimden kaynaklanır. Fe-Mn-C çeliklerindeki dinamik deformasyon yaşanmasının, hareketli dislokasyonlar ve Mn-C çiftleri arasındaki etkileşime atfedildiği bildirilmiştir. Arayer atomlarının difüzyon hızı; çözünen atomların tipine ve deformasyon sıcaklığına bağlı iken, dislokasyon hızı; gerilme hızı, dislokasyon yoğunluğu, gerilme yönü ve Burgers vektörüne bağlıdır. Dinamik deformasyon yaşanması, çeliğin şekillendirilebilirliğini ve mekanik özelliklerini etkiler [220].



Şekil 6.55. %0,35C+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.

Çizelge 6.16, %0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 oranlarında deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 129,4 ve 208 $H_{v0,5}$ olarak artmıştır. Artan deformasyon ile birlikte malzemenin dayanım artışına bağlı olarak sertlik değerinde artış görülmektedir. Uygulanan deformasyonla birlikte malzemenin çalışma sertleşmesine uğraması ve gözeneklilik oranının azalması mekanik özelliklerin artmasına sebebiyet vermiştir.

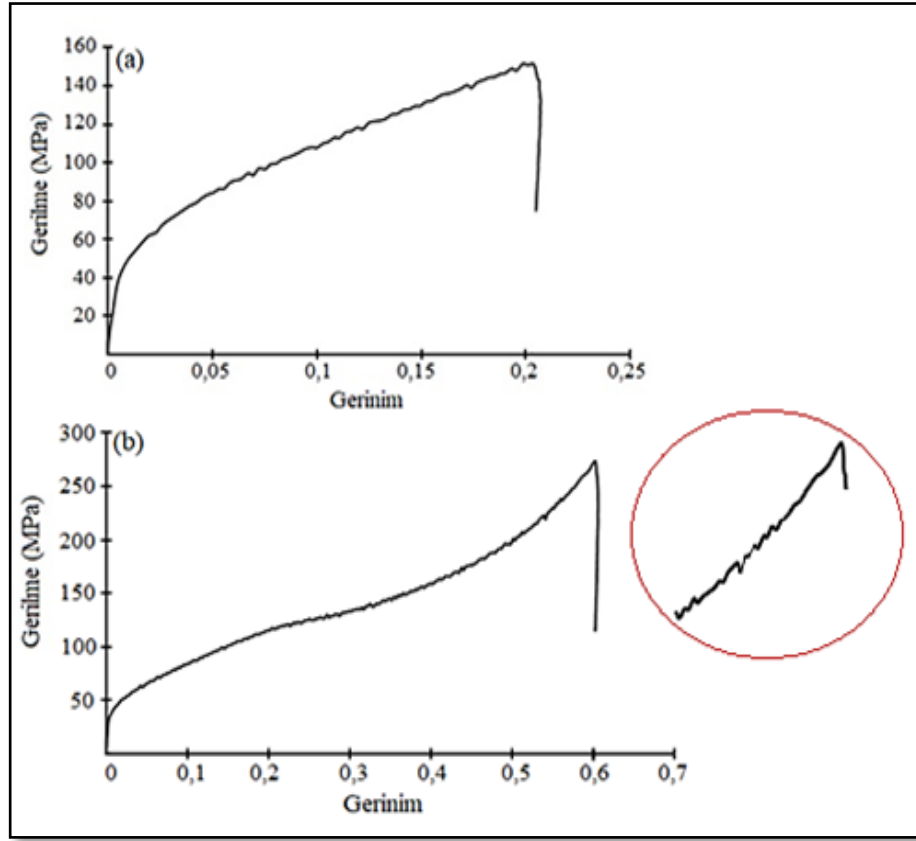
Çizelge 6.16. %0,35C+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$H_{v0,5}$ (% 20)	$H_{v0,5}$ (% 60)
%0,35C+Fe	42	98,72	201,80	129,4	208

6.5.2.2. %0,35C+%0,2Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.56 (a) ve (b), %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^1 \text{s}^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 80,22 MPa’dır. % 20 deforme edilen %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin basma dayanımı 151,50 MPa iken % 60 deforme edilen çeliğin maksimum basma dayanımı 273,349 MPa’dır. Gerilme-gerinim eğrileri incelendiğinde dinamik deformasyon yaşanmasının göstergelerinden olan testere dışı davranışın olduğu görülmektedir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma eğrilerinde B tipi yani sık stres salınımları gösteren eğrinin olduğu görülmektedir. Deformasyonun başlangıç aşamasında gerinim artışıyla birlikte dayanımının hızlı bir şekilde arttığı görülmektedir. Bu, deformasyonun ilk aşamalarında dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanan çalısma sertleşmesi davranışının bir sonucudur.

Chen ve ark. [221] orijinal olarak, dinamik deformasyon yaşanmasının, plastik deformasyon esnasında çözünen karbon atomları ve dislokasyonlar arasında tekrarlanan etkileşimden kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir. Testere dışı davranış termomekanik işlem sırasında uygulanan yüksek gerinim oranında (10s^{-1}) mikro alaşımlı çelikte oldukça yaygın şekilde meydana gelmektedir. Bunun nedeni, yüksek gerinim hızlarında adyabatik ısınmaya bağlı olarak bölgesel ergimenin oluşması ve bunun sonucunda yapıda daha yumuşak bölgelerin meydana gelmesidir. Fakat, Singh ve ark. yapmış olduğu çalışmada farklı gerinme oranlarında adyabatik ısınma ile 30 °C’lik bir sıcaklık artışı elde etmişlerdir. Bu kadar küçük bir sıcaklık artışının da, numunelerde bölgesel ergimeye neden olmayacağını vurgulamışlardır [222].



Şekil 6.56. %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.

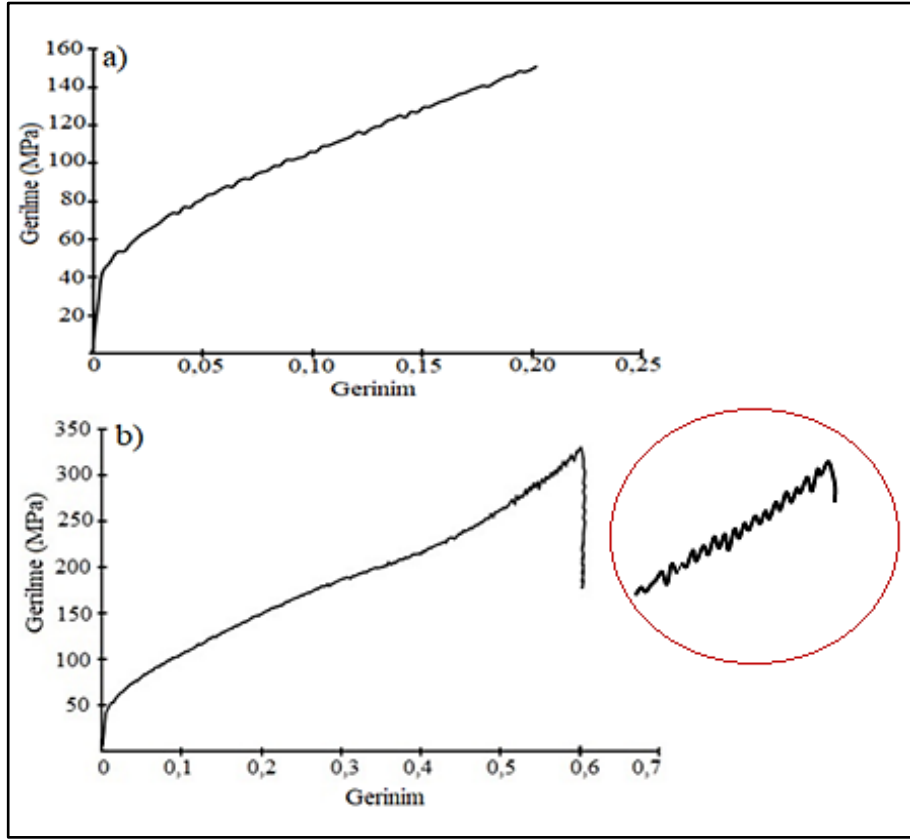
Çizelge 6.17, %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 288,68 ve 335,8 $H_{v0,5}$ olarak artmıştır. Artan deformasyon ile birlikte malzemenin dayanım artışına bağlı olarak sertlik değerinde artış görülmektedir. Titanyum deformasyon kaynaklı çökelme ile deforme olmuş östenitte veya ferritte çökerek TiC veya C açısından zengin Ti(C,N) formunda oluşmaktadır. Artan deformasyon oranıyla çökelti hacmi ve boyutu değişeceğinden yüksek sıcaklıkta yeniden kristalleşmeyi önleyerek veya soğuma esnasında ferritte çökerek sertliğin artışına sebebiyet vermiştir [68]. Ayrıca yüksek sıcaklıkta uygulanan deformasyon oranının artması malzemenin gözeneklilik oranının azalmasına ve buna bağlı olarak yoğunluk artışına etki edeceğinden sertliğin artmasına katkı sağlamıştır.

Çizelge 6.17. %0,35C+%0,2Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$Hv_{0,5}$ (% 20)	$Hv_{0,5}$ (% 60)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	80,22	151,50	273,34	288,68	335,8

6.5.2.3. %0,35C+%0,2V+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.57 (a) ve (b), %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} s^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 83,38 MPa’dır. % 20 deformasyon oranındaki basma dayanımı 153,67 MPa iken % 60 deformasyon oranında ise 331,39 MPa’dır. Gerilme-gerinim eğrileri incelendiğinde dinamik deformasyon yaşanmasının olduğu ve eğrilerde testere dışı davranışın geliştiği görülmektedir. Özellikle testere dışı davranışın % 60 deformasyon uygulanan numunede % 20 deformasyon uygulanan numuneye göre daha yoğun olduğu tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma eğrilerinde B tipi yani sık stres salınımları gösteren eğrinin olduğu görülmektedir. Vanadyum mikroalaşım elementi östenit içerisinde karbür, nitrür ve karbonitrür olarak çöker. Mikroalaşım elementleri termal ve termomekanik işlemlerden güçlü bir şekilde etkilenir. Kirihata ve ark. [223] Cr-Mo-V-Ni-Nb çeliğinde belirli sıcaklık ve gerinim oranı aralıklarında testere dışı davranışın olduğunu bildirmiş ve bu durumun yeralan alaşım elementlerinden kaynaklanan dinamik deformasyon yaşanmasının sorumlu olduğunu ifade etmişlerdir. 900 °C-1100 °C arasında, arayer elementlerinin difüzyon hızlarının dinamik deformasyon yaşanmasına katkıda bulunamayacak kadar yüksek olduğu ve bu nedenle testere dışı davranışın yeralan alaşım elementleri ve dislokasyonların etkileşiminin bir sonucu olduğu kanısına varılmıştır [223].



Şekil 6.57. %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.

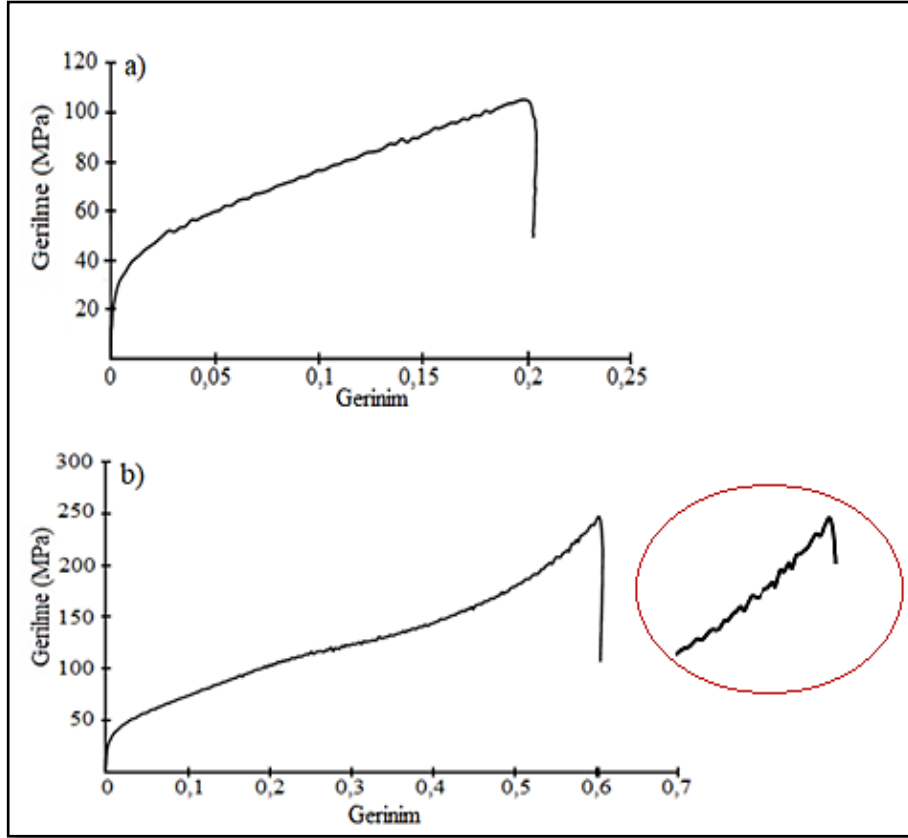
Çizelge 6.18, %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 298,16 ve 362 $Hv_{0,5}$ olarak ölçülmüştür. Artan deformasyon ile birlikte malzemenin dayanım artışına bağlı olarak sertlik değerinde artış görülmektedir. VC'nin östenit ve ferrit içindeki çözünürlüğü diğer mikroalaşım elementlerinden fazladır. Vanadyum karbür, diğer mikroalaşım karbonitrürlere göre daha yüksek çözünürlüğe sahip olduğundan ve östenit fazında yüksek oranlarda çözüldüğünden dolayı soğuma sırasında çökerek çökelti sertleşmesi mekanizmasında daha etkindirler [89]. Böylelikle artan deformasyon oranına bağlı olarak çökeltilerin etkisi ve gözenek miktarının azalması malzeme sertlik değerinde artışa neden olmuştur.

Çizelge 6.18. %0,35C+%0,2V+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$Hv_{0,5}$ (% 20)	$Hv_{0,5}$ (% 60)
%0,35C+%0,2V+Fe	83,38	153,67	331,39	298,16	362

6.5.2.4. %0,35C+%0,2Nb+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.58 (a) ve (b), %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} s^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 68,26 MPa’dır. % 20 deforme edilen çeliğin basma dayanımı 105,23 MPa iken % 60 deforme edilen çeliğin basma dayanımı 247,06 MPa’dır. Gerilme-gerinim eğrileri incelendiğinde %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyona sahip mikroalaşım çeliğinde de dinamik deformasyon yaşlanmasının olduğu görülmektedir. Niyobyum çelikte karbürler, nitrürler ve/veya karbonitrürler oluşturmak için karbon ve azot ile etkileşime girer. Mikroalaşım çökeltileri, östenitte çözünmeden kalmış veya soğuma sırasında oluşmuş olabilir. Çökelme hızı plastik deformasyonun artması ile artar. Bu elementlerin varlığı, dinamik deformasyon yaşlanma bölgesini daha yüksek sıcaklıklara kaydırmaktadır [224]. Ayrıca, testere dişi davranışın % 60 deformasyon uygulanan numunede daha yoğun olduğu tespit edilmiştir. Gerilme-gerinim eğrileri incelendiğinde yine B tipi dinamik deformasyon yaşlanması eğrisinin olduğu görülmektedir. Dinamik deformasyon yaşlanmasının özellikle % 60 deformasyon uygulanan numunelerde şiddetlenmesi deformasyon artışına bağlı olarak dayanımın artmasına neden olmuştur.



Şekil 6.58. %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) %20 ve b) %60 deformasyon oranı.

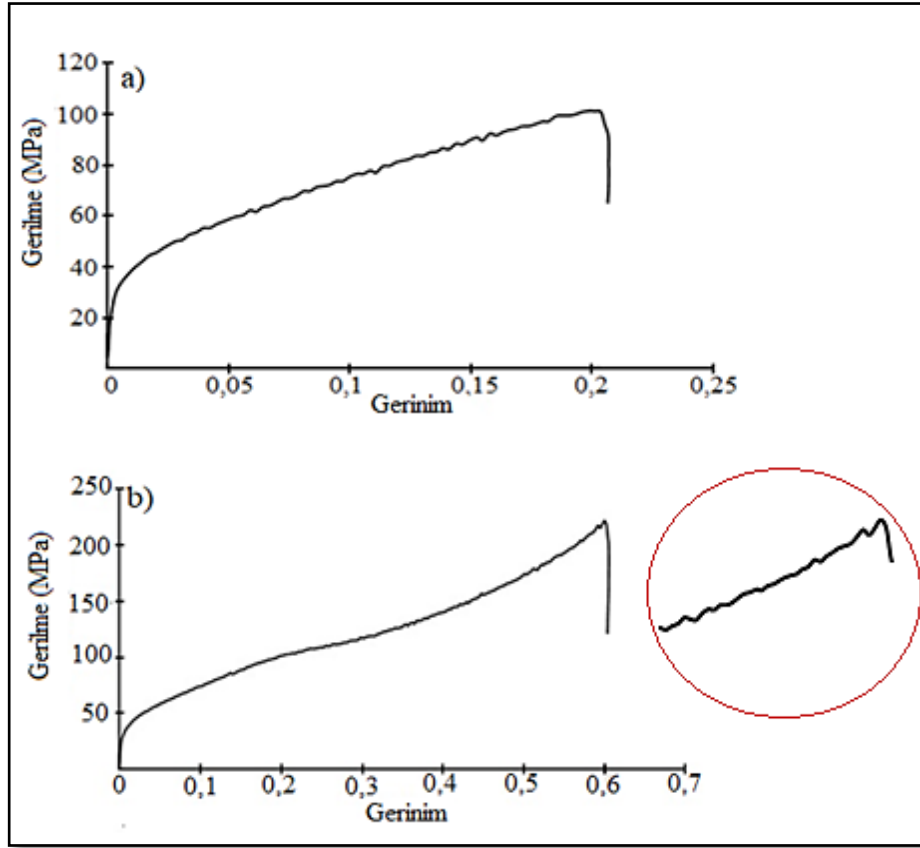
Çizelge 6.19, %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 240,2 ve 329,07 $H_{v0,5}$ olarak ölçülmüştür. Artan deformasyon oranıyla malzeme sertlik değerinde belirgin bir artışın olduğu görülmektedir. Termomekanik işlem sırasında oluşan Nb(C,N)'nin çökelti sertleşmesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Nb çökeltilerinin hacim oranı ne kadar büyük olursa, çökeltilerin yarıçapı o kadar küçük olur ve çökelti sertleşmesinde etkin rol oynayarak malzeme mekanik özelliklerini arttırmaktadır [209].

Çizelge 6.19. %0,35C+%0,2Nb+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$Hv_{0,5}$ (% 20)	$Hv_{0,5}$ (% 60)
%0,35C+%0,2Nb+Fe	68,26	105,23	247,06	240,2	329,7

6.5.2.5. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.59 (a) ve (b), %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} s^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 65,52 MPa’dır. % 20 deformasyon oranındaki basma dayanımı 102,75 MPa iken % 60 deformasyon oranında ise 221,96 MPa’dır. Gerilme-gerinim eğrileri incelendiğinde tekli alaşım kompozisyonlarına benzer şekilde %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe alaşımının sıcak deformasyonu esnasında dinamik deformasyon yaşanmasının olduğu ve eğrilerde testere dişi davranışın geliştiği görülmektedir. Deformasyonun başlangıç aşamasında, dislokasyon yoğunluğu sürekli olarak artar ve çok sayıda dislokasyonun birikmesi sonucunda alt tane yapıları ortaya çıkar ve çalışma sertleşmesi yapıda oluşur. Deformasyon belli bir aşamaya ilerlediğinde, çalışma sertleşmesi sırasında malzemenin enerjisinin artması nedeniyle malzeme kararsız bir durumdadır [225]. Sıcaklığın artmasıyla, dinamik deformasyon yaşanması gerinime bağlı olarak dayanımda ve çalışma sertleşmesi hızında bir artışa, süneklikte ve gerinim hızı hassasiyetinde düşüşe yol açmaktadır. Dinamik deformasyon yaşanması için sıcaklık-gerinim oranı koşulları, plastik deformasyon sırasında hareketli dislokasyonların hızına kıyasla nokta kusurlarının yayılma gücüne bağlıdır [226]. Artan deformasyonla birlikte çalışma sertleşmesinin arttığı ve testere dişi davranışın % 60 deforme edilen numunede yoğunlaşarak dayanım artışına katkı sağladığı görülmektedir.



Şekil 6.59. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.

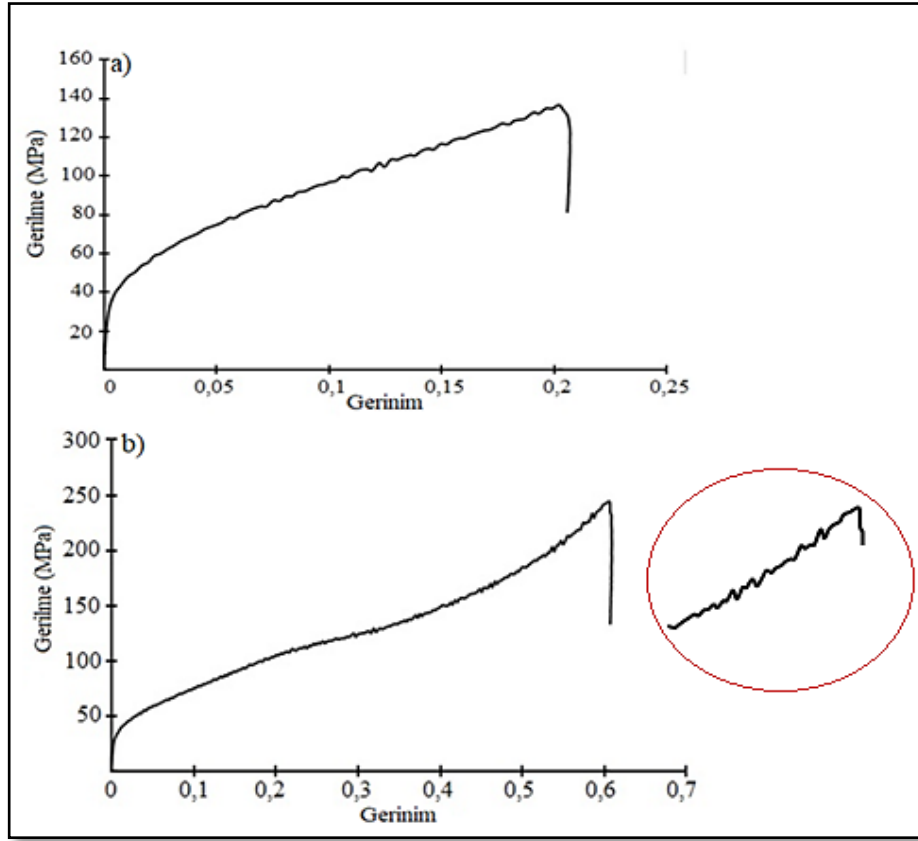
Çizelge 6.20, %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 196,56 ve 297,6 $H_{V0,5}$ olarak artmıştır. Orta karbonlu çeliklere vanadyum ve titanyum ilavesi, tane boyutunu inceltme ve çökelti sertleştirme yoluyla mukavemet seviyelerini arttırmaktadır. Bu çeliklerin sıcak deformasyon işlemi sırasında VC, V(C,N), TiN ve Ti(C,N) gibi karbonyürler çökebilir. Genel olarak, karbonyürlerin bileşimi ve kararlılığı, çeliğin alaşım bileşimine ve sıcak deformasyon işleme parametrelerine bağlıdır [227].

Çizelge 6.20. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp0,2, Rm20, Rm60) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	Rp _{0,2} (MPa)	Rm ₂₀ (MPa)	Rm ₆₀ (MPa)	Hv _{0,5} (% 20)	Hv _{0,5} (% 60)
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	65,52	102,75	221,96	196,56	297,6

6.5.2.6. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.60 (a) ve (b), %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen Rp_{0,2} değeri 72,41 MPa’dır. % 20 deformasyon oranındaki basma dayanımı 136,75 MPa iken % 60 deformasyon oranında ise 243,94 MPa’dır. Sıcak ve ılık deformasyon sırasında, akma davranışı alaşım elementlerinden, uygulanan gerinim oranlarından ve deformasyon sıcaklıklarından etkilenir. Numunelerin sıcak deformasyonu sırasında her iki deformasyon oranında da gerilme-gerinim eğrilerinde testere dişi davranışın mevcut olduğu görülmektedir. Özellikle artan deformasyon oranıyla birlikte eğrinin dikleşerek çalışma sertleşmesinin artmasına neden olduğu, buna bağlı olarak dayanım değerinde artışa sebebiyet verdiği ve testere dişi davranışın % 60 deformasyon oranında daha sık salınımla oluştuğu görülmektedir. Bu oluşum bölgesel ergime yerine, dinamik deformasyon yaşanması için düşük gerinim hızlarında sağlanan daha fazla zaman aralığında dinamik olarak karbon-dislokasyon etkileşimleri ile ilişkilendirilebilir. Kapsamlı bir plastik deformasyonun, eş zamanlı bir süreçte çözülmüş karbon atomlarına ve dislokasyon oluşumlarına neden olabileceği bilinmektedir. Singh ve ark. Nb-V mikroalaşım çeliğinin sıcak deformasyonu sırasında akma dayanımı değişimini ve mikroyapısal gelişimini incelemiştir. Plastik deformasyon sonrası mikroyapıların gerilme-gerinim eğrilerinin çeşitli bölgelerine uygun olduğu görülmüştür. Yüksek sıcaklıklarda oluşan dinamik deformasyon yaşanmasını, numunede mikro çatlakların ve deformasyon bantlarının oluşumuna atfetmişlerdir [228].



Şekil 6.60. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) %20 ve b) %60 deformasyon oranı.

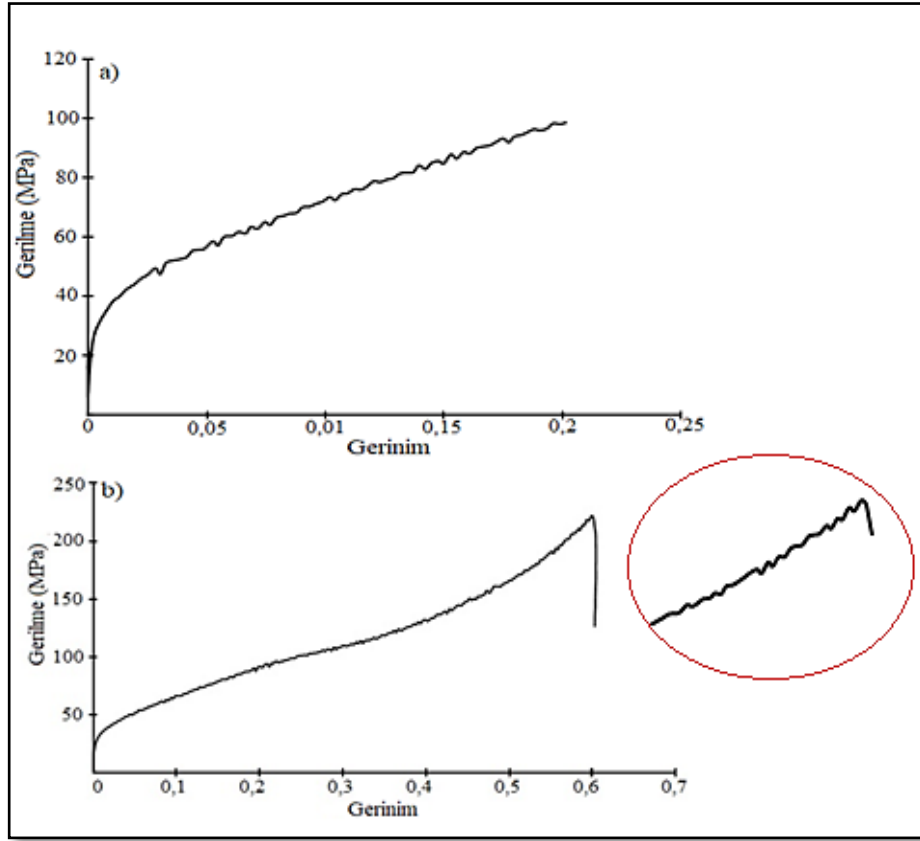
Çizelge 6.21, %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 265,25 ve 320,8 $Hv_{0,5}$ olarak artmıştır. V ve Nb'nin deformasyon sırasında veya soğuma sırasında oluşturacağı karbür ve karbonitrürler tane inceltme ve çökelti sertleşmesi etkisiyle sertliğin artmasına katkı sağlayabilmektedir [214].

Çizelge 6.21. %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$Hv_{0,5}$ (% 20)	$Hv_{0,5}$ (% 60)
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	72,41	136,75	243,94	265,25	320,8

6.5.2.7. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe Çeliğinin Yüksek Sıcaklık Basma Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.61 (a) ve (b), %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de $2,8 \times 10^{-1} s^{-1}$ gerinim hızında % 20 ve % 60 oranlarında deforme edildikten sonra elde edilen gerilme-gerinim sonuçlarını göstermektedir. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin 1050 °C’de yapılan deformasyon sonrası ölçülen $R_{p0,2}$ değeri 63,99 MPa’dır. % 20 deformasyon oranındaki basma dayanımı 101,43 MPa iken % 60 deformasyon oranında ise 221,87 MPa’dır. Sıcak deformasyon sırasında her iki deformasyon oranında da gerilme-gerinim eğrilerinde testere dişi davranışın mevcut olduğu ve dinamik deformasyon yaşlanmasının olduğu görülmektedir. Özellikle artan deformasyon oranıyla birlikte eğride bir dikleşme ve testere dişi davranışın daha sık salınım gösterdiği görülmektedir. Çalışma sertleşmesi, dislokasyonların hızla çoğalması nedeniyle deformasyonun başlangıcındaki dinamik yumuşamayı aşarak dayanımın artmasına neden olmaktadır. Bunun nedeni, kompleks Nb-Ti karbonitrürlerin deformasyon esnasında çökmesi nedeniyle dinamik yeniden kristalleşmeyi engellemesinden kaynaklanmaktadır. Çalışma sertleşmesi, dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşme, östenitin sıcak deformasyonu sırasında gerçekleşen metalürjik olaylardır [229]. Yüksek sıcaklıkta gerçekleşen dinamik deformasyon yaşlanması malzemenin dayanım değerlerinde artışa sebebiyet vermiştir.



Şekil 6.61. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki çeliğin sıcak basma test sonuçları a) % 20 ve b) % 60 deformasyon oranı.

Çizelge 6.22, %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın 1050 °C'deki $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini ve sıcak basma testi sonrası oda sıcaklığına soğutulan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. % 20 ve % 60 deforme edilen malzemenin sertlik değeri sırasıyla 153,4 ve 268,6 $H_{v0,5}$ olarak ölçülmüştür. Artan deformasyon oranıyla birlikte sertlik değerinin arttığı görülmektedir. Ti-Nb mikroalaşım çeliklerinde (Ti,Nb)CN kompleks karbonitürler çelik bileşimine, çökeltme sıcaklığına ve termomekanik işlemlere bağlı olarak oluşabilmektedir. Özellikle deformasyon kaynaklı oluşan bu çökelti soğuma sırasında çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla malzemenin mekanik özelliklerinin artışında etkin rol oynamaktadır [53].

Çizelge 6.22. %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe bileşimindeki alaşımın yüksek sıcaklık dayanım değerleri ($R_{p0,2}$, R_{m20} , R_{m60}) ve oda sıcaklığında alınan sertlik değerleri.

Alaşım	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_{m20} (MPa)	R_{m60} (MPa)	$Hv_{0,5}$ (% 20)	$Hv_{0,5}$ (% 60)
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	63,99	101,43	221,87	175,6	268,6

6.5.2.8. Sıcak Basma Test Sonuçlarının Karşılaştırılması Olarak Değerlendirilmesi

Şekil 6.62 tüm alaşım kompozisyonlarının 1050 °C'de % 20 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerini göstermektedir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testi sonrası en yüksek $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerleri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük dayanım değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha yüksek $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerine sahipken %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha düşük $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerlerine sahiptir. Denklem 6.1-6.3'te VC, NbC ve TiC'ün çözünürlük denklemleri verilmiştir. Denklem 6.1 kullanılarak VC'nin 1050 °C'deki çözünürlüğü 0,346 bulunmuştur. Denklem 6.2 ve 6.3 kullanılarak 1050 °C için hesaplanan NbC'nin ve TiC'nin çözünürlük değerleri sırasıyla $2,8 \times 10^{-3}$ ve $2,5 \times 10^{-3}$ olarak belirlenmiştir. 1050 °C'de en yüksek çözünürlüğe sahip VC olduğu yapılan hesaplamalarda görülmektedir. Fakat 1050 °C'de gerçekleştirilen sıcak basma testlerinde en yüksek dayanım değerleri %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyona sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir. Bu sonuçlar 1150 °C'de gerçekleştirilen sinterleme sonrası oluşan vanadyum karbür, nitrür ve karbonitrürlerin sıcak basma testi sırasında 1050 °C'de belirlenen iki dakika tutma süresi boyunca çözünmediğini göstermektedir. Diğer tüm mikroalaşımli elementler arasında, östenitin yeniden kristalleşme kinetiğini geciktirmede en etkilisinin niyobyum olduğu bilinmektedir. [230]. Fakat, katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan vanadyum karbonitrürün deformasyon

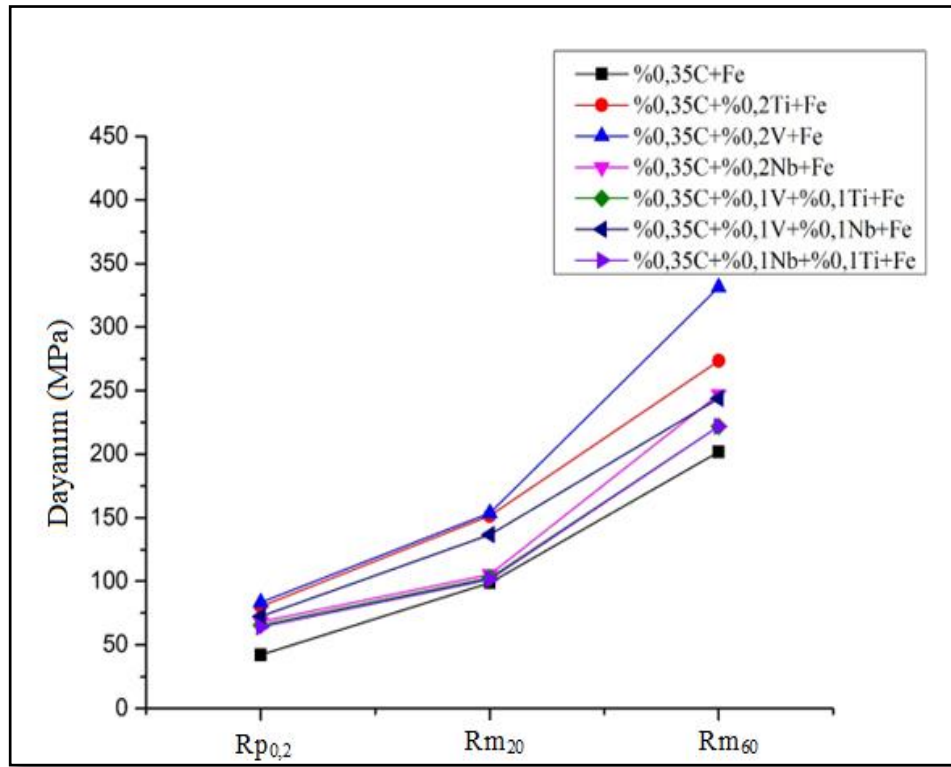
kaynaklı çökmesinin östenitin yeniden kristalleşme kinetiğini önemli ölçüde etkilediği yapılan çalışmalarda belirtilmiştir. [231,232].

Sıcak deformasyon sırasında bütün alaşım kompozisyonlarında görülen dinamik deformasyon yaşanmasını gösteren gerilme-gerinim eğrileri test sıcaklığında ve deformasyon oranında malzemede çalışma sertleşmesinin dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına baskın geldiğini göstermektedir. Böylelikle tüm alaşım kompozisyonlarında dayanım değerleri artış göstermiştir. Mikroalaşım çökeltileri, östenitte çözünmeden kalmış olabilir. Vanadyum mikroalaşım çeliğinin en yüksek sıcak dayanım değeri göstermesi bu duruma atfedilebilir. Çökme hızı plastik deformasyonun artması ile artar. Bu elementlerin varlığı, dinamik deformasyon yaşanma bölgesini daha yüksek sıcaklıklara kaydırmış olabilir [224].

Testere dişi davranış termomekanik işlem sırasında uygulanan yüksek gerinim oranında (10 s^{-1}) mikroalaşımli çelikte oldukça yaygın şekilde olduğu görülmektedir. Bu oluşumun yüksek gerinim hızlarında adyabatik ısınmaya bağlı olarak bölgesel ergimenin oluşması ve bunun sonucunda yapıda daha yumuşak bölgelerin meydana gelmesi sonucu oluştuğunu açıklayan çalışmalar mevcuttur [233]. Fakat, diğer bir çalışmada ise mikroalaşımli çeliğin sıcak deformasyonu sırasında adyabatik ısınma ile küçük bir sıcaklık artışı elde edilmiştir. Bu kadar küçük bir sıcaklık artışının da, numunelerde bölgesel ergimeye neden olmayacağı ifade edilmiştir. Düşük (0.01 s^{-1}) gerinim oranlarında test edilmiş numunelerin gerilme-gerinim eğrilerinde görülen testere dişi davranışın yapıda oluşan mikro çatlaklardan ve boşluk çekirdeklenmesinden kaynaklandığı ifade edilmiştir [222].

% 0,35C+% 0,1V+% 0,1Ti+Fe, %0,35C+% 0,1V+% 0,1Nb+Fe ve % 0,35C+% 0,1Nb+% 0,1Ti+Fe çoklu alaşım sistemlerinin yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testi sonrası en yüksek $R_{p0,2}$, R_{m20} ve R_{m60} değerleri %0,35C+% 0,1V+% 0,1Nb+Fe mikroalaşım çeliğinde elde edilmiştir. % 0,35C+% 0,1V+% 0,1Ti+Fe ve % 0,35C+% 0,1Nb+% 0,1Ti+Fe alaşımlarının % 20 ve % 60 defomasyon oranlarında sıcak basma dayanımlarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Nb-Ti mikroalaşımli çeliklerde, yüksek sıcaklıkta çökelen (Ti,Nb)CN'dir. Titanyum ve niyobyumun dendritik ayrışması

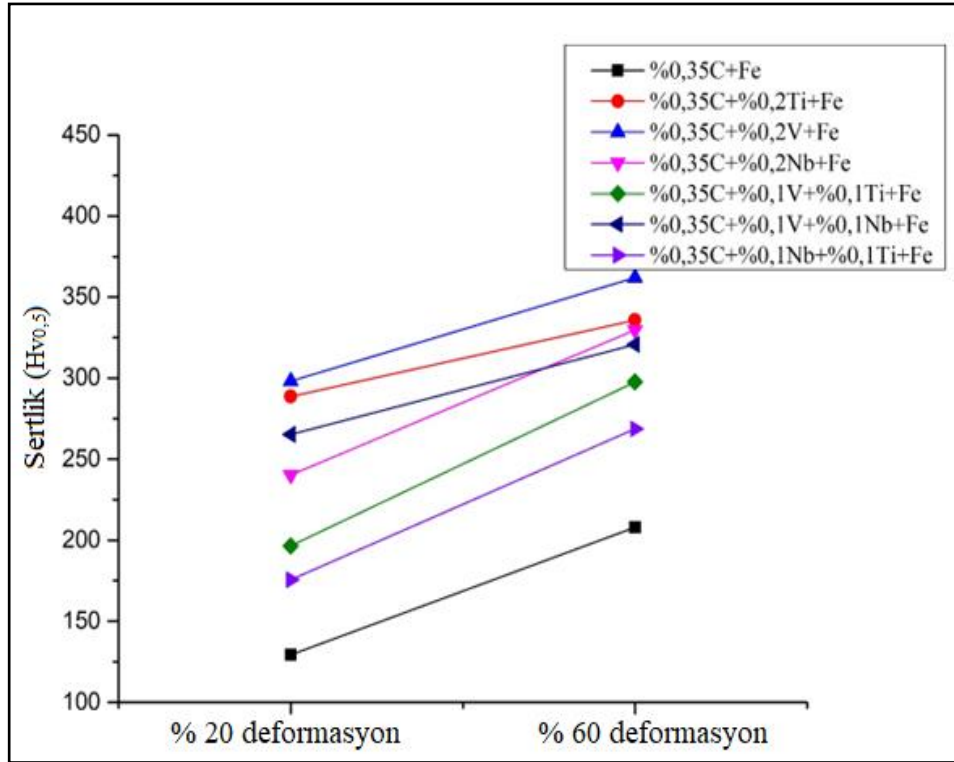
nedeniyle kaba (Ti,Nb)CN çökelme eğilimindedir. Çökeltilerin kaba olarak oluşum göstermesi yüksek sıcaklık dayanımının daha düşük olmasına sebebiyet vermiş olabilir. Östenitte yüksek sıcaklıklarda çökelen (V,Ti)CN, haddeleme işleminde ve sonraki işlemlerde östenit tanelerinin büyümesini engeller. Ancak çökelti boyutu büyük olduğu için çeliğin mukavemetine katkıları fazla değildir. V–Ti ve Nb–Ti kullanılan çoklu mikroalaşımlama teknolojilerinde, titanyum kullanımı oldukça ölçülüdür. Ayrıca titanyumun diğer mikroalaşım elementleri üzerindeki olumsuz etkisinin de dikkate alınması gerekmektedir [68].



Şekil 6.62. Tüm alaşım kompozisyonlarının yüksek sıcaklık dayanım değerleri (Rp0,2, Rm20, Rm60).

Şekil 6.63 ise tüm alaşım kompozisyonlarının 1050 °C’de % 20 ve % 60 oranında deforme edildikten sonra oda sıcaklığında alınan mikrosertlik değerlerini göstermektedir. Sertlik değerleri incelendiğinde dayanım değerlerine paralel olarak her iki deformasyon oranında en yüksek sertlik değeri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük sertlik değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımlı çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşımlı

mikroalaşımli çeliğe göre daha yüksek sertlik değerine sahiptir. İkili alaşım kompozisyonlarında ise en yüksek sertlik değeri %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımında elde edilmiştir. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe mikroalaşımli çelik %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe mikroalaşımli çeliğe göre daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir. İkili alaşım sistemlerinde de vanadyum içeren mikroalaşım çeliklerin daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Özellikle soğuma sırasında dönüşüm sıcaklıklarında oluşan V(C,N) çökeltileri faz arayüzeylerinde daha kolay çekirdeklenme avantajından yararlanır ve arafaz çökeltmesi olarak adlandırılan γ/α sınırında oluşur. Buda çökelti sertleşmesi yoluyla mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde etkin rol oynamaktadır [89].



Şekil 6.63. Tüm alaşım kompozisyonlarının % 20 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerinin sertlik değerleri.

6.5.3. Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin Çökelti Sertleşmesine Bağlı Olarak İncelenmesi

Metallerin akma dayanımı ve tane boyutu arasındaki eşitlik Hall-Petch ilişkisi olarak tanımlanır. Hall-Petch ilişkisi, Irvine, Gladman ve Pickering tarafından kapsamlı bir

şekilde incelenmiştir. Akma dayanımı ve tane boyutu arasındaki bu bağlantı Bölüm 2.6.1’de detaylı olarak açıklanmıştır. Fakat mikroalaşım çeliklerinde tane boyutunun yanında çökelti sertleşmesi ve kümeleşme sertleşmesi mekanizmaları da çeliğin dayanım değerlerini etkileyen mekanizmalardır. Bu nedenle mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisini incelerken yapıda çökelti sertleşmesi ve kümeleşme sertleşmesini içeren σ_p değerini hesaplamak için Pickering ve Gladman’ın geliştirmiş olduğu aşağıda verilen eşitlik 6.4 kullanılmıştır.

$$\sigma_y = 54 + 17,4 \cdot d^{-1/2} + \sigma_p \quad (6.4)$$

Burada σ_y akma dayanımı, 54 MPa (tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi), 17,4 MPa Hall-Petch faktörü (plastik deformasyonun başlangıç aşamasında dislokasyon hareketi üzerine tane sınırları sabitleme etkisini temsil eden bir katsayı), d ferrit tane boyutu, σ_p (MPa) çökelti ve kümeleşme sertleşmesinin katkısı olarak ifade edilmektedir [59]. Mevcut çalışmada, bütün alaşım kompozisyonların σ_p (MPa) değerlerinin hesaplanmasında üretilen numune yoğunluğunun aynı olduğu parametreler göz önünde bulundurulmuştur. Bu nedenle bütün alaşım kompozisyonların σ_p (MPa) değerleri sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon uygulanan şartlar için ayrı ayrı hesaplanmıştır.

Çizelge 6.23 tüm alaşım kompozisyonlarının 1150 °C’de 1 saat sinterlenen numunelerinin eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanan denklem parametre değerleri ve çökelti ve kümeleşme sertleşmesi katkısı σ_p değerlerini göstermektedir. %0,35C+Fe alaşımsız çelikte mikroalaşım elementleri bulunmadığı için çökelti ve kümeleşme sertleşmesinin oluşmadığı görülmüştür. Bu nedenle %0,35C+Fe alaşımsız çeliğinin σ_p değeri hesaplanmamıştır. Tüm mikroalaşımlı çelik kompozisyonları içerisinde %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi katkısı 85,69 MPa olarak en yüksek değerdedir. En düşük çökelti sertleşmesi katkısı ise %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşım kompozisyonuna sahip mikroalaşımlı çelikte elde edilmiştir. Ayrıca ikili alaşım kompozisyonlarından %0,35C+%0,1V+%Nb+Fe alaşım kompozisyonunun çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısı 62,68 MPa olarak %0,35C+%0,2V+Fe alaşımından sonra en yüksek değerdedir.

Çizelge 6.23. Sinterlenen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.

Sinterlenen	σ_o (MPa)	Ort. Tane Boyutu (μm)	$k_y d^{-1/2}$ (MPa)	σ_{Total} (MPa)	σ_y Test (MPa)	σ_p (MPa)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	54	21,29	120,83	174,83	201,10	26,27
%0,35C+%0,2V+Fe	54	22,61	117,56	171,56	257,25	85,69
%0,35C+%0,2Nb+Fe	54	19,62	127	181	191,75	10,75
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	54	22,65	116	170	193,34	23,34
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	54	23,45	113,72	167,72	232,40	62,68
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	54	22,23	116,77	170,77	184,50	13,73

Çizelge 6.24 tüm alaşım kompozisyonlarının sinterlendikten sonra 1150 °C’de 1 saat homojenleştirilen numunelerinin eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanan denklem parametre değerleri ve çökelti ve kümeleşme sertleşmesi katkısı σ_p değerlerini göstermektedir. Tüm alaşım kompozisyonları içerisinde %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi katkısı 133,11 MPa olarak en yüksek değerdedir. En düşük çökelti sertleşmesi katkısı ise %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşım kompozisyonuna sahip mikroalaşım çelikle elde edilmiştir. Ayrıca ikili alaşım kompozisyonlarından %0,35C+%0,1V+%Nb+Fe alaşım kompozisyonunun çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısı 102,68 MPa olarak %0,35C+%0,2V+Fe alaşımından sonra en yüksek değerdedir.

Çizelge 6.24. Homojenleştirilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.

Homojenleştirilen	σ_o (MPa)	Ort. Tane Boyutu (μm)	$k_y d^{-1/2}$ (MPa)	σ_{Total} (MPa)	σ_y Test (MPa)	σ_p (MPa)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	54	15,70	139,2	193,2	221,77	28,57
%0,35C+%0,2V+Fe	54	17,33	132,82	186,82	319,93	133,11
%0,35C+%0,2Nb+Fe	54	15,64	139,2	193,2	216,25	23,05
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	54	16,69	134,88	188,88	223,43	34,55
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	54	19,33	125,17	179,17	281,85	102,68
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	54	16,84	134,88	188,88	242,91	54,03

Çizelge 6.25 tüm alaşım kompozisyonlarının % 20 deforme edilen numunelerinin eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanan denklem parametre değerleri ve çökelti ve kümeleşme sertleşmesi katkısı σ_p değerlerini göstermektedir. Tüm alaşım kompozisyonları içerisinde %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi katkısı 170,18 MPa olarak en yüksek değerdedir. En düşük çökelti sertleşmesi katkısı ise 75,72 MPa olarak %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşım kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir. Uygulanan deformasyonla birlikte çökelti sertleşmesi katkısının daha yüksek seviyelere çıktığı görülmektedir. İkili alaşım kompozisyonlarından %0,35C+%0,1V+%Nb+Fe alaşım kompozisyonunun çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısı 135,95 MPa olarak %0,35C+%0,2V+Fe alaşımından sonra en yüksek değerdedir.

Çizelge 6.25. % 20 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.

% 20 deforme edilen	σ_o (MPa)	Ort. Tane Boyutu (μm)	$k_y d^{-1/2}$ (MPa)	σ_{Total} (MPa)	σ_y Test (MPa)	σ_p (MPa)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	54	13,15	152,63	206,63	320,66	114,03
%0,35C+%0,2V+Fe	54	15,24	141,46	195,46	365,64	170,18
%0,35C+%0,2Nb+Fe	54	13,05	152,63	206,63	282,35	75,72
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	54	15,84	139,2	193,2	294,37	101,17
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	54	17,54	131,81	185,81	321,76	135,95
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	54	14,64	146,16	200,16	280,47	80,31

Çizelge 6.26 tüm alaşım kompozisyonlarının % 40 deforme edilen numunelerinin eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanan denklem parametre değerleri ve çökelti ve kümeleşme sertleşmesi katkısı σ_p değerlerini göstermektedir. Tüm alaşım kompozisyonları içerisinde %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi katkısı 233 MPa olarak en yüksek değerdedir. En düşük çökelti sertleşmesi katkısı ise 89,7 MPa olarak %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşım kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir. Uygulanan deformasyonla birlikte çökelti sertleşmesi katkısının daha yüksek seviyelere çıktığı görülmektedir. İkili alaşım kompozisyonlarından %0,35C+%0,1V+%Nb+Fe alaşım

kompozisyonunun çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısı 142,11 MPa olarak %0,35C+%0,2V+Fe alaşımından sonra en yüksek değerdedir.

Çizelge 6.26. % 40 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı.

% 40 deforme edilen	σ_o (MPa)	Ort. Tane Boyutu (μm)	$k_y d^{-1/2}$ (MPa)	σ_{Total} (MPa)	σ_y Test (MPa)	σ_p (MPa)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	54	12,23	158,18	212,18	347,76	135,58
%0,35C+%0,2V+Fe	54	13,69	148,71	202,71	435,72	233
%0,35C+%0,2Nb+Fe	54	11,87	161,11	215,11	304,81	89,7
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	54	14,66	143,80	197,80	324,72	126,92
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	54	15,72	139,2	193,2	335,31	142,11
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	54	12,79	153,98	207,98	311,31	103,33

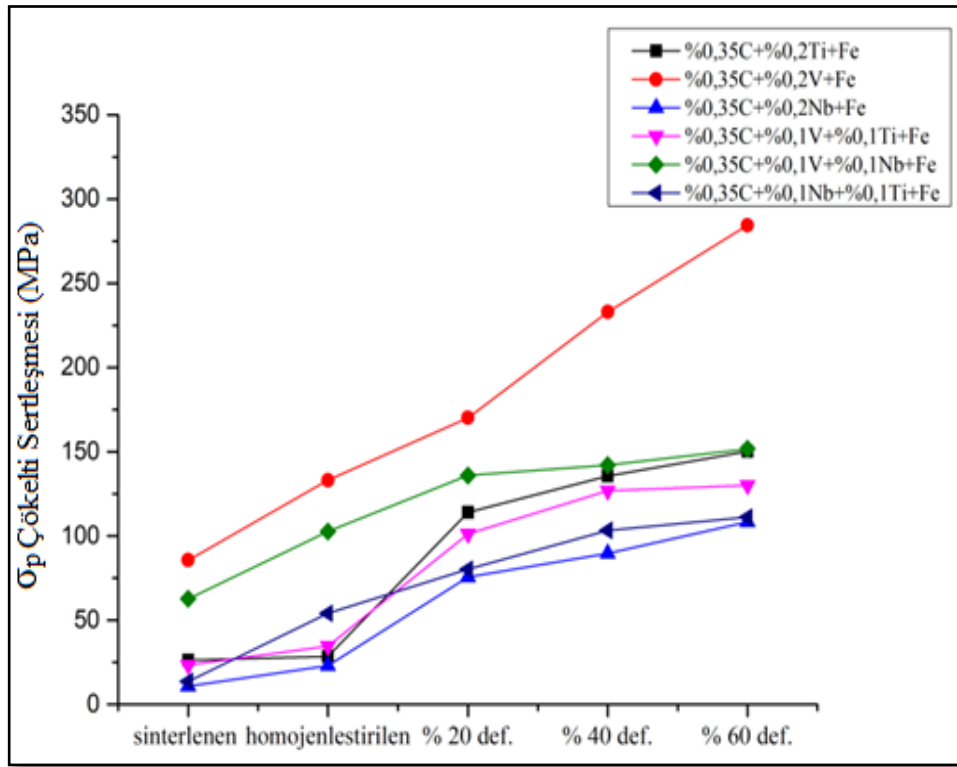
Çizelge 6.27 tüm alaşım kompozisyonlarının % 60 deforme edilen numunelerinin eşitlik 6.4 kullanılarak hesaplanan denklem parametre değerleri ve çökelti ve kümeleşme sertleşmesi katkısı σ_p değerlerini göstermektedir. Tüm alaşım kompozisyonları içerisinde %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi katkısı 284,5 MPa olarak en yüksek değerdedir. En düşük çökelti sertleşmesi katkısı ise 108,3 MPa olarak %0,35C+%0,2Nb+Fe alaşım kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir. Uygulanan deformasyonla birlikte çökelti sertleşmesi katkısının daha yüksek seviyelere çıktığı görülmektedir. İkili alaşım kompozisyonlarından %0,35C+%0,1V+%Nb+Fe alaşım kompozisyonunun çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısı 151,7 MPa olarak %0,35C+%0,2V+Fe alaşımından sonra en yüksek değerdedir.

Çizelge 6.27. % 60 deforme edilen numunelerde çökeltilerin akma dayanımına katkısı

% 60 deforme edilen	σ_0 (MPa)	Ort. Tane Boyutu (μm)	$k_y d^{-1/2}$ (MPa)	σ_{Total} (MPa)	σ_y Test (MPa)	σ_p (MPa)
%0,35C+%0,2Ti+Fe	54	10,32	172,27	226,27	376,6	150,3
%0,35C+%0,2V+Fe	54	12,02	159,63	213,63	498,2	284,5
%0,35C+%0,2Nb+Fe	54	10,07	174	228	336,3	108,3
%0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe	54	13,30	151,30	205,30	335,4	130,1
%0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe	54	13,68	150	204	355,7	151,7
%0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe	54	11,84	161,11	215,11	326,2	111,1

Şekil 6.64'te ise mikroalaşım çeliklerinin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında çökelti sertleşmesi değerleri karşılaştırılmalı olarak verilmiştir. Tüm koşullar altında %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısının en yüksek değerde olduğu görülmektedir. Bununla birlikte, diğer mikroalaşım elementleri ile karşılaştırıldığında, vanadyum östenit içinde çok daha fazla çözünürlüğe sahiptir ve bu nedenle östenit aralığında çok daha büyük ölçüde çözelti içinde kalır. 700°C'nin üzerinde oluşan vanadyum karbonitrür ara faz çökeltilerinin çökelti sertleşmesine önemli bir katkı yaptığı kabul edilmektedir [24]. %0,35C+%0,2V+Fe çeliğinden sonra tüm koşullar altında çökelti sertleşmesi katkısı %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe çeliğinde elde edilmiştir. %0,35C+%0,2Ti+Fe çeliğinin ise özellikle artan deformasyon oranıyla çökelti sertleşmesine katkısı artmıştır. Titanyum deformasyon kaynaklı çökelti ile östenitte veya soğuma sırasında ferritte TiC veya C bakımından zengin Ti(C,N) formunda çökeltir. Deformasyona uğramış östenitte deformasyon kaynaklı TiC'nin boyutu genellikle yaklaşık 10 nm'dir ve ferritte çökelti TiC'nin boyutu ise 2-5 nm aralığında kontrol edilebilir. Çökeltilerin hacim oranı küçük olsa bile, yine de güçlü bir çökelti sertleştirme etkisi elde edilebilir. %0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi etkisinin ise %0,35C+%0,2V+Fe ve %0,35C+%0,2Ti+Fe çeliğinden daha az olduğu görülmektedir. Belirli bir yeniden ısıtma sıcaklığında, V-Ti çeliğinin akma dayanımı ve çökelti sertleşmesi dayanımı, V çeliğine kıyasla daha düşüktür. Çökelti sertleşmesini etkileyen iki ana faktör, çökeltilerin hacim oranı ve çökelti parçacıklarının ortalama boyutudur. V-Ti çeliğinde, östenitte yüksek

sıcaklıklarda çökelen V–Ti(C,N) haddeleme işleminde ve sonraki işlemlerde östenit tanelerinin büyümesini engeller. Ancak çökelti boyutu daha büyük olduğu için çeliğin mukavemetine katkıları fazla değildir [68]. Bununla birlikte diğer alaşım kompozisyonları içerisinde en düşük çökelti sertleşmesi etkisi %0,35C+%0,2Nb+Fe mikroalaşım çeliğinde elde edilmiştir. Niyobyum mikroalaşımli çelikte tane inceltme ve çökelti sertleşmesi mekanizmalarıyla dayanım artışına katkı sağlamaktadır. Fakat östenitte Nb'nin çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle katı çözelti içerisinde az bulunmasından kaynaklı çökelti sertleşmesi etkisi çok etkin değildir [209].



Şekil 6.64. Mikroalaşım çeliklerinin sinterlenen, homojenleştirilen, % 20, % 40 ve % 60 deformasyon koşulları altında çökelti sertleşmesi değerlerinin karşılaştırılması.

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. GENEL SONUÇLAR

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen 7 farklı alaşım kompozisyonunun 1150 °C'de 1 saat sinterlenen, sinterlendikten sonra 1150 °C 1 saat homojenleştirilen ve homojenleştirme ısıl işlemi sonrası % 20, % 40 ve % 60 oranında deforme edilen numunelerin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi bu çalışmada incelenmiştir. Mevcut çalışmada elde edilen genel sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanmıştır:

1. Tüm koşullar altında en yüksek tane boyutu %0,35C+Fe alaşımında elde edilirken en küçük tane boyutu %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelikte elde edilmiştir.
2. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre tüm koşullar altında daha büyük tane boyutuna sahipken %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha küçük tanelidir. Bu durum niyobyumun, östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirmede çözünme sürüklenme etkisi ve deformasyon kaynaklı çökelti oluşturmalarının diğer alaşım elementlerine göre daha etkili olmasından kaynaklanmaktadır.
3. İkili alaşım kompozisyonları arasında %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımının tane boyutu daha küçük iken %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe alaşımının tane boyutu tüm koşullar altında daha büyüktür. Bu durum multi mikroalaşım sistemlerinde çökelti davranışının daha kompleks olması ve

niyobyum ve titanyumun yeniden kristalleşmeyi geciktirirerek tane boyutu inceltilmede daha etkin olmasından kaynaklanmaktadır.

4. Tüm alaşım kompozisyonları için bütün şartlarda % ferrit ve % perlit oranları incelendiğinde özellikle % 20, % 40 ve % 60 oranlarında uygulanan deformasyonla birlikte % ferrit oranının arttığı ve buna bağlı olarak % perlit oranının azaldığı görülmektedir. Ferrit dönüşümü, östenitin deformasyonu ile hızlanmaktadır.
5. Tüm alaşım kompozisyonlarında artan deformasyon oranıyla birlikte % yoğunluğun arttığı buna bağlı olarak % gözeneklilik oranının düştüğü görülmektedir. Özellikle % 60 deformasyon uygulanan numunelerde yoğunluk artışının çok yüksek seviyelere ulaştığı görülmektedir.
6. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen basma testleri sonucunda tüm koşullar altında en yüksek akma dayanımı değerleri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük akma dayanımı değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir.
7. %0,35C+%0,2Ti+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çelik, %0,35C+%0,2Nb+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre tüm koşullar altında daha yüksek akma dayanımı değerlerine sahipken %0,35C+%0,2V+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımli çeliğe göre daha düşük akma dayanımı değerleri sergilemiştir. VC'nin östenit ve ferrit içindeki çözünürlüğü diğer mikroalaşım elementlerinden çok daha fazladır. Bu durum sinterleme, homojenleştirme ve % 20, % 40 ve % 60 deformasyon oranlarında VC'nin çözüldüğünü ve vanadyum ve karbon atomlarının katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunduğunu göstermektedir. Soğuma esnasında vanadyum ve karbon atomları tekrar küçük boyutlarda çökelerek %0,35C+%0,2V+Fe çeliğinde yüksek dayanım artışına katkı vermiştir.

8. Çoklu alaşım sistemlerinin $0,35C+0,1V+0,1Ti+Fe$, $0,35C+0,1V+0,1Nb+Fe$ ve $0,35C+0,1Nb+0,1Ti+Fe$ 'nin akma dayanımları incelendiğinde tüm koşullar altında $0,35C+0,1V+0,1Nb+Fe$ mikroalaşım çeliğinin akma dayanımının daha yüksek olduğu görülmektedir. $0,35C+0,1V+0,1Ti+Fe$ mikroalaşım çeliğinin tüm koşullar altında akma dayanımı $0,35C+0,1Nb+0,1Ti+Fe$ mikroalaşım çeliğinden daha yüksektir. Multi alaşım sistemlerinde çökelti oluşumları daha komplekstir. TiC 'nin yüksek sıcaklıklarda çökelmesi, östenitteki karbon içeriğini azaltır ve bu da VC 'nin çökelmesini engeller. Bu da daha düşük dayanım değerleri elde edilmesine neden olmuştur.
9. Tüm koşullar altında en yüksek sertlik değerleri $0,35C+0,2V+Fe$ alaşımında elde edilirken en düşük sertlik değerleri $0,35C+Fe$ kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. Sertlik değerleri akma dayanımına paralel olarak artış sergilemiştir.
10. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testi sonrası en yüksek dayanım değerleri $0,35C+0,2V+Fe$ alaşımında elde edilirken en düşük dayanım değerleri $0,35C+Fe$ kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir.
11. $0,35C+0,2Ti+Fe$ kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımlı elik, $0,35C+0,2Nb+Fe$ kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımlı çeliğe göre daha yüksek, $0,35C+0,2V+Fe$ kimyasal kompozisyonuna sahip mikroalaşımlı çeliğe göre daha düşük sıcak basma testi dayanım değerleri göstermiştir. Bu sonuçlar sinterleme sonrası oluşan VC , VN ve $V(C,N)$ 'nin sıcak basma testi sırasında belirlenen iki dakika tutma süresi boyunca çözünmediğini göstermektedir.
12. Sıcak deformasyon sırasında bütün alaşım kompozisyonlarının gerilme-gerinim eğrilerinde testere dişi davranış belirlenmiş olup, $1050\text{ }^{\circ}C$ 'de malzemede dinamik deformasyon yaşlanmasının oluştuğu grlmştir.

13. 1050 °C’de ve uygulanan gerinim oranında çalışma sertleşmesinin dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına baskın geldiğini göstermektedir. Böylelikle tüm alaşım kompozisyonlarında dayanım değerleri artış göstermiştir.
14. İkili alaşım kompozisyonlarında yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testi sonrası en yüksek dayanım değerleri %0,35C+%0,1V+%0,1Nb+Fe mikroalaşım çeliğinde elde edilmiştir. 0,35C+%0,1V+%0,1Ti+Fe ve %0,35C+%0,1Nb+%0,1Ti+Fe alaşımlarının % 20 ve % 60 defomasyon oranlarında sıcak basma dayanımlarının birbirine çok yakın olduğu görülmüştür. Bu durum (Ti,Nb)CN, (V,Ti)CN gibi kompleks çökeltilerin daha kaba yapıda oluşmasıyla dayanım değerlerine katkısının az olduğundan kaynaklanmaktadır.
15. Tüm alaşım kompozisyonlarının 1050 °C’de % 20 ve % 60 oranında deforme edildikten sonra oda sıcaklığında alınan mikrosertlik değerleri dayanım değerlerine paralel olarak artış sergilemiştir. Her iki deformasyon oranında en yüksek sertlik değeri %0,35C+%0,2V+Fe alaşımında elde edilirken en düşük sertlik değerleri %0,35C+Fe kimyasal kompozisyonuna sahip alaşımsız çelikte elde edilmiştir. Özellikle soğuma sırasında dönüşüm sıcaklıklarında oluşan V(C,N) çökeltileri faz arayüzeylerinde daha kolay çekirdeklenir ve malzeme mekanik özelliklerini daha fazla iyileştirmektedir.
16. Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen basma testlerinin her ikisinde de %0,35C+%0,2V+Fe alaşım kompozisyonunun en yüksek dayanım değerlerine sahip olduğu görülmüştür.
17. Hazırlanan deneysel düzenek kullanılarak üretilen alaşım kompozisyonlarının % 20 ve % 60 deforme edilen numunlerinden alınan sertlik değerleri ve sıcak basma testi sonrası elde edilen % 20 ve % 60 deformasyon uygulanan numunelerin sertlik değerleri incelendiğinde yüksek sıcaklık basma testi sonrası elde edilen sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Sıcak basma testinin daha yüksek sıcaklıkta ve argon atmosferinde daha kontrollü

şartlarda gerçekleştirilmesiyle malzemede oluşan çökeltilerin boyutu, dağılımının kontrol edilmesi ve çeşitli oksidasyon sorunlarının ortadan kaldırılmasıyla daha yüksek sertlik artışı elde edilmesine sebebiyet vermiştir.

18. Malzeme mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi çökelti sertleşmesine bağlı olarak incelendiğinde tüm koşullar altında %0,35C+%0,2V+Fe mikroalaşım çeliğinin çökelti sertleşmesi ile dayanıma katkısının en yüksek değerde olduğu görülmektedir. Diğer mikroalaşım elementleri ile karşılaştırıldığında, vanadyum östenit içinde çok daha fazla çözünürlüğe sahip olmasına rağmen östenit-ferrit dönüşümü sırasında ve ferrit içerisinde karbonitrür olarak çökelti malzemenin dayanımına önemli ölçüde katkı yaptığı tespit edilmiştir.

7.2. ÖNERİLER

1. Bu çalışmada toz metalürjisi yöntemiyle üretilen farklı alaşım sistemleri sinterleme, homojenleştirme ve % 20, % 40 ve % 60 oranında deforme edilerek havada soğutma ortamında soğutularak mikroyapı-mekanik özellikleri incelenmiştir. Buna ek olarak farklı soğutma ortamları kullanılarak soğuma hızının etkisi üzerine mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi incelenebilir.
2. Tüm alaşım sistemleri ve tüm koşullar altında alınan SEM ve EDS sonuçlarına ek olarak çökelti boyutu ve çökelti oluşumunun daha detaylı olarak incelenmesi için TEM analizleri yapılabilir. Özellikle ikili alaşım kompozisyonlarında çökelti oluşum yapısının daha karmaşık olması ve deformasyon koşullarının çökelti oluşumuna etkisi daha detaylı analiz edilebilir.
3. Sıcak basma testi ile alaşım kompozisyonlarının yüksek sıcaklık davranışları analiz edilmiştir. Gleeble 3800 cihazı kullanılarak farklı sıcaklıklar ve farklı gerilme oranlarında alaşım elementlerinin yüksek sıcaklık davranışını nasıl etkilediği daha detaylı analiz edilebilir.

4. Yüksek sıcaklık basma testlerinde elde edilen gerilme-gerinim eğrilerinde oluşan testere dişi davranış ve dinamik deformasyon yaşanması tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta ve tüm alaşım kompozisyonlarında oluşan dinamik deformasyon yaşanması davranışı daha detaylı analiz edilerek çalışma sertleşmesinin dayanım artışına etkisi belirlenebilir.

KAYNAKLAR

1. Gladman, T., “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels”, Cambridge: The Institute of Materials, *University Press*, London (1997).
2. Opiela, M., “Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Nb-Ti-V Microalloyed”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23: 3379-3388 (2014).
3. Eghbali, E. and Abdollah-Zadeh, A., “Influence of deformation temperature on the ferrite grain refinement in a low carbon Nb-Ti microalloyed steel”, *J. Mater. Process. Technol.*, 180: 44–48 (2006).
4. Grajcar, S.L., “Effect of Nb Microaddition on a Microstructure of Low- Alloyed Steels with Increased Manganese Content”, *Mater. Sci. Forum.*, 706: 2124–2129 (2012).
5. Jahazi, M. and Eghbali, B. “The Influence of Hot Forging Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of Two Microalloyed Steels”, *J. Mater. Process. Technol.*, 113 (1-3): 594–598 (2001).
6. Burnett, M.E., “Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels”, *TMS*, Warrendale (1997).
7. Skobir, D., “High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels”, *Mater. Technol.*, 45(4): 295–301 (2011).
8. Ghosh, A., Das, S., Chatterjee, S., Mishra, B. and Ramachandra Rao, P., “Influence of thermo-mechanical processing and different post-cooling techniques on structure and properties of an ultra low carbon Cu bearing HSLA forging”, *Mater. Sci. Eng. A*, 348 (1–2): 299–308 (2003).
9. Zhao, M.C., Yang, K. and Shan, Y., “The effects of thermo-mechanical control processon microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, 335 (1–2): 14–20 (2002).
10. İnternet: Total Materia, “Classification of Carbon and Low-Alloy Steel”, <https://www.totalmateria.com/articles/Art62.htm> (2001).
11. Euro Inox, “Stainless steel properties for structural automotive applications”, *Metal Bulletin Internaitonal Automotive Materials Conference*, Brussels (2000).

12. Çeviker, I., “Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon Ve Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 6-30 (1991).
13. Beiser, C.A., “The effect of small columbium additions to semi killed, medium carbon steels”, *ASM Preprint*, Newyork (1959).
14. Morrison W.B., “Microalloy steels-the beginning”, *Mater. Sci. Technol.*, 25(9): 1068–1073 (2009).
15. Morrison, W.B., “Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels”, *J. Iron Steel Inst.*, 201(4): 317–325 (1963).
16. Morrison W.B. and Woodhead, J.H., ‘Influence of small niobium additions on mechanical properties of commercial mild steels’, *J. Iron Steel Inst.*, 201(1): 43–46 (1963).
17. Gladman, T., “Microalloyed steels”, *Institute of Materials*, London (1997).
18. DeArdo A.J., “Niobium in modern steels”, *Int. Mater. Rev.*, 48 (6): 371–402 (2003).
19. Sellars, C.M. and Whiteman J.A., “Recrystallization and grain growth in hot rolling”, *Met. Sci.*, 13 (3-4): 187–194 (1979).
20. Sellars, C.M., Davies, G.J., “The physical metallurgy of hot rolling in hot working and forming processes”, *Institute of Materials*, London, 3–15 (1990).
21. Jonas, J.J. and Sellars, C.M., “Thermomechanical processing in future developments of metals and ceramics”, *Institute of Materials*, London, 147–177 (1992).
22. Vervynckt, S., Verbeken, K., Lopez, B., and Jonas, J. J., “Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature”, *International Materials Reviews*, 57(4): 187-207 (2012).
23. Patel, J., Klinkenberg, C., Hulka, K. “Hot rolled HSLA strip steels for automotive and construction applications”, *Proc. Int. Symposium Niobium*, 647-674 (2001)
24. Baker, T.N., “Microalloyed steels”, *Ironmaking & Steelmaking*, 43(4): 264-307 (2016).
25. Pierce, J.R., “The Fuel Consumption of Automobiles”, *Scientific American*, 232(1): 35-44 (1975).
26. Dinda, S., Dicello, J.A., Kasper., A.S., “Using microalloyed steels to reduce weight of automotive parts”, *Microalloying 75. Int. Symp.*, Washington, 4: 33-40 (1975).

27. Koltuk, F., “Mikroalaşımli çeliklerin ikincil sıcak şekillendirilmesinde özelliklerin optimizasyonunun incelenmesi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 3-66 (1996).
28. Kaynar A., “Orta karbonlu alaşımsız ve mikroalaşımli çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 21-22 (2013).
29. Erişir E., “Çeliklerin ısı işlemleri”, Ders Notları, *Kırıkkale Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği*, Kırıkkale, 10-56 (1988).
30. Karabulut, H., “Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanma sertleştirmesinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 1-84 (2004).
31. Çiftçi, K., “Mikroalaşımli çeliklerin frezelenmesinde kesme parametrelerinin talaşlı işlenebilirliğe etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 28-40 (2005).
32. İnternet: Automotiv Worldwide, “High-strength low-alloy (HSLA) steels for coldforming”, <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/HSLA/EN>.
33. Ahlbrandt, R. S., Fruehan, R. J., Giarratani, F., “The renaissance of American steel: lessons for managers in competitive industries”, *Oxford University Press* (1996).
34. İnternet: Scania Truck Bodybulder, “Database for information on Substances of Concern in Products (SCIP)”, <https://bodybuilder.scania.com/trucks/en/laws-and-regulations/database-for-information-on-substances-of-concern-in-products--s.html>.
35. TÜBİTAK, “Otomotiv Endüstrisi ve Çelik: Yeni Nesil Çelikler”, Proje Sonuç Raporu, *Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Enstitüsü*, Kocaeli, 33-50 (2008).
36. Özlü B., “Sıcak dövme uygulanan mikroalaşımli çeliklerin mikroyapı ve işlenebilirlik özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 9-10 (2009).
37. Scania, C.V. AB., “Annual Report”, Sweden (2014).
38. Özdemirler, D., “Niyobyum (Nb) ile güçlendirilmiş demir (Fe) matrisli alaşımların toz metalürjisi yöntemiyle üretimi ve mekanik özelliklerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 7-17 (2017).

39. Llewellyn, D. T., Hudd, R.C., “Steels: Metallurgy and Applications”, *Reed Educational and Professional Publishing Ltd*, Oxford, 389 (1998).
40. Topateş, T., “Mikroalaşımli çeliklerin termomekanik işleme sırasında değişen proses parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 8-40 (1995).
41. Özlü, B., “Mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısını değiştirerek işlenebilirliğinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 11-23 (2007).
42. Weiss, I., Fitzsimons, G.L., “The Influence of Nb, V and N, on the response of Austenite to Reheating and Hot Deformation in MA Steels”, *Proceedings of the International Conference on the Thermomechanical Processing of the Microalloyed Austenite*, 51 (1995).
43. Siwecki, T., Sandberg, A., Roberts, W., and Lagneborg, R., “The influence of Processing Route and Nitrogen Content on Microstructure Development and Precipitation Hardening in V-microalloyed HSLA Steels”, *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, TMSAIME, Warrendale, 163-192 (1982).
44. Siwecki, T., Hutchinson, B. and Zajac, S., “Recrystallization Controlled Rolling of HSLA Steels”, *Microalloying-95*, ISSAIME, Warrendale, 197-211 (1995).
45. Kozasu, I., Shimizu, T. and Kubota, H., “Recrystallization of austenite of Si-Mn steels with minor elements after hot-rolling”, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 11: 367–375 (1971).
46. Teoh, L. L., “Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products”, *Journal of materials processing technology*, 48 (1-4): 475-481 (1995).
47. Priestner, R., Earley, C. C., Rendall, J. H., “Observations on behaviour of austenite during hot working of some low-carbon steels”, *JISI*, 206: 1252–1262 (1968).
48. Tanaka, T., Tabata, N., Hatomura, T., Shiga, C., “Three stages of controlled-rolling process”, *Microalloying 75*, New York, 107–118 (1977).
49. Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H., “Thermomechanical processing of high strength low alloy steel”, *Butterworth-Heinemann*, London (1988).
50. Vervynckt, S., “Control of non-recrystallisation temperature in high strength low alloy (HSLA) steels”, PhD Thesis, *Doctoral dissertation Ghent University*, Ghent (2010).

51. Matsubara, H., Osuka, T., Kozasu, I., Tsukada, K., “Optimization of metallurgical factors for production of highstrength, high toughness steel plate by controlled Rolling”, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 12: 435–443 (1972).
52. Villalobos, J. C., Del-Pozo, A., Campillo, B., Mayen, J., Serna, S., Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service, *Metals*, 8(5): 351 (2018).
53. Evren, O., “Characterization of hot rolled microalloyed steels produced in Isdemir”, *Master Thesis*, Marmara University, İstanbul, 53 (2011).
54. Engl, B., Fuchs, A., “Möglichkeiten einer zusaetzlichen Zaehigkeitssteigerung an TM-gewalzten Warmbreitband für Grossrohre”, *Eisen*, 25: 30 (1981).
55. Tyne, C.J.V., Matlock, D.K., Speer, J.G., “Microalloyed forging steels”, *Advanced Steel Processing and Products Research Center*, Colorado School of Mines, Golden, USA, 189–197.
56. Okumuş, Ş., “Düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerde soğuma ve deformasyon yaşanmasının mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 11-12 (2013).
57. Kaya, A.A., “Düşük alaşımli yüksek mukavemetli çelikler”, TÜBİTAK, *Malzeme ve Kimya Teknoloji Enstitüsü Teknoloji Semineri*, Kocaeli, 10-16 (2000).
58. Erişir, E., “Yüksek mukavemetli çökelti sertleşen ferritik perlitik çeliklerdemikroalaşım elementleri ve karbon miktarının mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi”, Doktora Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 1-30 (2010).
59. Erden, M.A., “Toz metalürjisi yöntemi ile üretilen mikroalaşımli çeliklerinin mikroyapı mekanik özellik ilişkisinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 6-47 (2015).
60. Çapar, A., “Dövme amaçlı üretilen mikroalaşım çeliklerinde dövme ve farklı soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 3-43 (2005).
61. Hulka, K., Pascoal, J.P., “An alloy design approach for economy in processing of high strength and tough steels, processing, properties and application”, *Proceedings of The Second International Conference Proceeding*, 789-799 (1983).
62. Matlock, D. K., Speer, J. G., “Microalloying concepts and application in long products”, *Materials Science and Technology*, 25(9):1118-1125 (2009).

63. Humphreys, F. J., Hatherly, M., “Recrystallisation and related annealing phenomena”, *Elsevier*, Oxford (2004).
64. Dutta, B., Sellars, C. M., “Effect of composition and process variables on Nb (C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite”, *Materials Science and Technology*, 3(3):197-206 (1987).
65. Dutta, B., Valdes, E., Sellars, C. M., “Mechanism and kinetics of strain induced precipitation of Nb (C, N) in austenite”, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(4): 653-662 (1992).
66. Palmiere, E. J., Garcia, C. I., De Ardo, A. J., “Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25: 277-286 (1994).
67. Palmiere, E. J., Garcia, C. I., DeArdo, A. J., “The influence of niobium supersaturation in austenite on the static recrystallization behavior of low carbon microalloyed steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27: 951-960. (1996).
68. Mao, X., “Titanium microalloyed steel: fundamentals, technology, and products”, *Springer*, Berlin (2019).
69. Yong, Q., Sun, X., Li, Z., Wang, Z., Zhang, K., “Physical metallurgical principles of titanium microalloyed steel—dissolution and precipitation of titanium-bearing secondary phases”, *Titanium Microalloyed Steel: Fundamentals, Technology, and Products*, *Springer*, Berlin, 71-139 (2019).
70. ASM International, “High-Strength Low-Alloy Steels”, *Materials Park*, Ohio (2001).
71. Baker, T. N., “Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels”, *Materials Science and Technology*, 25(9):1083-1107 (2009).
72. Goldschmidt, H.J., “Interstitial Alloys”, *Butterworths*, London (1967).
73. Speer, J. G., Michael, J. R., Hansen, S. S., “Carbonitride precipitation in niobium/vanadium microalloyed steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 18: 211-222 (1987).
74. Narita, K., “Physical chemistry of the groups IVa (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and the rare earth elements in steel”, *Transaction ISIJ*, 15:145-152 (1975).
75. Hudd, R. C., Jones, A., Kale, M. N., “Method for calculating the solubility and composition of carbonitride precipitates in steel with particular reference to niobium carbonitride”, *J Iron Steel Inst*, 209(2): 121-125 (1971).

76. Leslie, W.C., Rickett, R. L., Dodson, C.L., Walton, C. S., “Solution and precipitation of aluminium nitride in relation to the structure of low carbon steels”, *Trans. Am. Soc.Met.*, 46: 1470–1499 (1954).
77. Irvine, K. J., Pickering, F. B., Gladman, T., “Grain-refined C-Mn steels”, *Iron Steel Inst J.*, 205(2): 161-182 (1967).
78. Matsuda, S., Okumura, N., “Effect of distribution of TiN precipitate particles on the austenite grain size of low carbon low alloy steels”, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 18(4): 198-205 (1978).
79. Das, S., Karmakar, A., Singh, S. B., “Microalloyed steels”, High-Performance Ferrous Alloys, *Springer*, Berlin, 83-112 (2021).
80. Huang, K. E., Logé, R. E., “A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials”, *Materials & Design*, 111: 548-574 (2016).
81. Jonas, J. J., Weiss, I., Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels, *Metal Science*, 13(3-4): 238-245 (1979).
82. Le Bon, A., Rofes-Vernis, J., & Rossard, C., “Recrystallization and precipitation during hot working of a Nb-bearing HSLA steel, *Metal Science*, 9(1): 36-40 (1975).
83. DeArdo, A. J., Hua, M., Garcia, C. I. Basic metallurgy of modern niobium steels. *International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application*, 5-8 (2006).
84. Dutta, B., Valdes, E., Sellars, C. M., “Mechanism and kinetics of strain induced precipitation of Nb (C, N) in austenite”, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(4): 653-662 (1992).
85. Dutta, B., Sellars, C. M., “Effect of composition and process variables on Nb (C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite”, *Materials Science and Technology*, 3(3): 197-206 (1987).
86. Turnbull, D., Fisher, J. C., “Rate of nucleation in condensed systems”, *The Journal of chemical physics*, 17(1): 71-73 (1949).
87. Sage, A. M., "An overview of the use of microalloys in HSLA steels with particular reference to vanadium and titanium”, *HSLA Steels: Processing, Properties and Applications*, 51-60 (1990).
88. Pickering, F.B., “Physical Metallurgy and the Designs of Steels”, Materials Science Series, *Applied Science Publishers*, London, 33 (1978).
89. Lagneborg, R., Hutchinson, B., Siwecki, T., & Zajac. S., “The role of vanadium in microalloyed steels”, *Swerea KIMAB*, Sweden, 31-45 (2014).

90. Bakkaloğlu, A., “Mikroalaşımlı eliklerin termomekanik işlemleri ve özellikler üzerinde proses parametrelerinin ve rekristalizasyonun etkisi”, *Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 263-267 (1994).
91. Hall, E.O., “The deformation and ageing of mild steel: 3 discussion of results”, *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64(9): 747–753 (1951).
92. Petch, N.J., “The cleavage strength of polycrystals”, *J. Iron Steel Inst.* 174, 25–28 (1953).
93. Derazkola, H. A., Garcia, E., Murillo-Marrodán, A., Fernandez, A. C., “Review on modeling and simulation of dynamic recrystallization of martensitic stainless steels during bulk hot deformation”, *Journal of Materials Research and Technology* (2022).
94. Lin, H. R., Hendrickson, A. A., “The prediction of precipitation strengthening in microalloyed steels”, *Metallurgical Transactions A*, 19: 1471-1480 (1988).
95. Gladman, T., Dulleu, D., McIvor, I. D., “Microalloying'75 Proceedings”, *Union Carbide Corporation*, 32 (1977).
96. Taştemr, D., “AISI H10 Sicak İş Takim eliğinin Dinamik Deformasyon Yaşlanma zelliklerinin Araştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 19-20 (2018).
97. Cottrell, A.H., Bilby, B.A., “Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron”, *Proc. Phys. Soc.*, 62: 49-62 (1949).
98. Glen, J., “Effect of alloying elements on the high temperature tensile strength of normalised low carbon steel”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 186: 21-32 (1957).
99. Jun, M., “Effect of Strain Aging on Mechanical Properties of Microalloyed (X70) UOE Steel Pipe”, *Master of Science*, Department of Chemical and Materials Engineering University of Alberta, 17-22 (2016).
100. Rashid, M. S., “Strain-aging of vanadium, niobium or titanium-strengthened high-strength low-alloy steels”, *Metallurgical Transactions A*, 6: 1265-1268 (1975).
101. Gündüz, S., Cochrane, R. C., “Effect of dynamic strain aging on mechanical properties of vanadium microalloyed steel”, *Materials Science and Technology*, 19(4): 422-428 (2003).
102. Upadhyaya, G. S., “Powder metallurgy technology”, *Cambridge Int Science Publishing*, Cambridge, 1-2 (2002).

103. Kahkeci, İ., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen NİTİCU alaşımlarının mikroyapı ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi” Yüksek lisans tezi, **Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ (2011).
104. Beşteker E., “Powder Metallurgy Processes and Making Metal Powder”, **Materials and Manufacturing Technologies**, Bahcesehir University (2020).
105. Onur, A., “Yağ Atomizasyonu Yöntemiyle Metal Tozu Üretiminin İncelenmesi”, Doktora Tezi, **Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Trabzon (1996),
106. Lawley, A. A., “Study of Compaction of Metal Powders”, **1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı**, Gazi Üniversitesi, Ankara (1996),
107. Baksan, B., Gürler, R., “Toz Metalurjisinin Savunma Sanayisinde Uygulanması”, **Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü**, Eskişehir (2003).
108. Aydın, M., Yetkin, H., “MMK Üretiminde Farklı Tasarımlardaki Karıştırıcıların Etkisinin Araştırılması”, **Teknoloji Dergisi**, 9(1): 39- 46 (2006).
109. Sarıtaş, S., “Bir Titreşimli Öğütücü İmalatı ve Metal Tozlarının Öğütmeye Bağlı Özelliklerinin Araştırılması”, **1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı**, Gazi Üniversitesi, Ankara, 387-395 (1996),
110. Turan, P., “W-Ni-B ve W-Ni Ağır Alaşımlarının Karşılaştırmalı Sinterlenme Davranışları”, Doktora Tezi, **İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul (2002),
111. Akpınar, İ., “Atomizasyon Yöntemiyle Toz Metal Üretimi ve Tozların Karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, **Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İzmir, 6 (2011).
112. Hasdemir, B., “Spreadability and Characterization of Metal Powders for Additive Manufacturing”, PhD Thesis. **İzmir Institute of Technology**, İzmir (2020).
113. Hoeges, S., Zwiren, A., Schade, C., Additive manufacturing using water atomized steel powders, **Metal Powder Report**,72(2): 111-117 (2017).
114. Dawes, J.; Bowerman, R.; Trepleton, R., “Introduction to the Additive Manufacturing Powder Metallurgy Supply Chain”, **Johnson Matthey Technol. Rev.**, 59 (3): 243–256 (2015).
115. Snow, Z., “Understanding Powder Spreadability in Powder Bed Fusion”, Master Thesis, **The Pennsylvania State University The Graduate School College of Engineering**, Pennsylvania, 1–143 (2018).
116. Lorraine F. Francis, “Materials Processing A Unified Approach to Processing of Metals, Ceramics and Polymers” **Academic Press**, London (2016).

117. Sundaram, M. V., "Processing methods for reaching full density powder metallurgical materials", PhD Thesis, *Chalmers Tekniska Hogskola*, Sweden (2017).
118. German, R. M., "Fundamentals of sintering", Engineered Materials Handbook, *ASM International*, 4: 260-269 (1991).
119. Peştireli, D., "Mekanik Alaşımlama Yönteminin Wc-Co Sert Metal Sisteminin Sinterleme Davranışı Üzerine Etkisi" Yüksek Lisans Tezi, *İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2009).
120. German, R. M., "Powder metallurgy science", *Metal Powder Industries Federation*, New Jersey, 279 (1984).
121. İnternet: Malzeme Bilimi Net, "Sinterleme Mekanizmaları", <https://malzemebilimi.net/sinterleme-mekanizmalari.html> (2021).
122. Danninger, H., Gierl-Mayer, C., "Advanced powder metallurgy steel alloys", *Advances in Powder Metallurgy Properties, Processing and Applications Woodhead Publishing*, 149-201 (2013).
123. Bocchini, G. F., "The influence of porosity on the characteristics of sintered materials," *Int. J. powder Metall.*, 22 (3): 185–202 (1986).
124. Dudrová, E., Bureš, R., Kabátová, M., Danninger, H., Selecká, M., "Fracture Behaviour and Fracture Toughness of Sintered Steels In: Advances in Structural PM Component Production", *EPMA*, Munich, 373-380 (1997).
125. Beiss, P., "Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis", H. Kolaska (ed), *Fachverband Pulvermetallurgie*, Hagen, 3–24 (2003).
126. Beiss, P., Zafari, A. L. K. B. J., Lipp, K., Baumgartner, J., "Fatigue behavior of a sintered steel containing 4% Ni, 1.5% Cu, 0.5% Mo and 0.6% C", *Int. J. Powder Metal*, 48(1):19-34 (2012).
127. Sonsino, C.M., "Fatigue Design Concepts", *Metal Powder Industry*, New Jersey (2003).
128. Danninger, H., Gierl, C., Mühlbauer, G., Gonzalez, M. S., Schmidt, J., Specht, E. "Thermophysical Properties of Sintered Steels: Effect Of Porosity", *International Journal of Powder Metallurgy*, 47(3): 31-42 (2011).
129. Kieback, B., Schatt, W., "Anwendung eines kurzzeitigen Flüssigphasensinterns für die Herstellung von Fe-Ti-Sinterlegierungen", *Planseeberichte für Pulvermetallurgie*, 28: 204-215 (1980).
130. Dlapka, M., Strobl, S., Danninger, H., Gierl, C., "Austenite grain size in sinter hardened powder metallurgy steels", *Praktische Metallographie/Practical Metallography*, 47(12): 686 (2010).

131. Danninger, H., Frauendienst, G., Streb, K. D., Ratzl, R., “Dissolution of different graphite grades during sintering of PM steels”, *Materials Chemistry and Physics*, 67(1-3): 72-77 (2001).
132. Alzati, L., Gilardi, R., Pozzi, G., Fontana, S., “Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials”, Anderson, I.E., Pelletiers, T.W., *MPIF*, New Jersey, 7: 11–18 (2011).
133. Kuhn, H. A., “Powder Metallurgy for High Performance Applications”, Burke, J. J., Weiss, V., *Syracuse University Press*, New York (1972).
134. Kuhn, H.A., “Powder Metallurgy Processing New Techniques and Analyses”, *Academic Press*, California, 103-111 (1974).
135. Gündüz, S., “Çeliklere Uygulanan Termomekanik İşlemler Ders Notları”, *Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Bölümü*, Karabük, 1-59 (2018).
136. Vanderbeck, R. W., “European Methods of Rolling at Controlled Temperatures”, *Weld. J*, 37: 114-116 (1958).
137. Tanaka, T., “Controlled rolling of steel plate and strip”, *International Metals Reviews*, 26(1): 185-212 (1981).
138. Beiser, C. A., “Annual conference”, *American Society of Metals*, Newyork, 138 (1959).
139. Matsubara, H., Osuka, T., Kozasu, I., Tsukada, K., “A model describing the relationship between hot rolling ratio and charpy shelf energy, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 12(6): 477-478 (1972).
140. Sekine, H., Maruyama, T., *Seitetsu Kenkyu*, 43: 289 (1976).
141. Gray, J. M., & Barbaro, F., “Evolution of microalloyed steels since microalloying’75 with specific emphasis on linepipe and plate”, *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, 53-70 (2016).
142. Sekine, H., Maruyama, T., “The microstructure and design of alloys Vol. I”, *Metals Society*, 85 (1973).
143. Umemoto, M., Ohtsuka, H., Tamura, I., “Transformation to pearlite from work-hardened austenite”, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 23(9): 775-784 (1983).
144. Umemoto, M., Hiramatsu, A., Moriya, A., Watanabe, T., Nanba, S., Nakajima, N., Higo, Y., “Computer modelling of phase transformation from work-hardened austenite”, *ISIJ International*, 32(3): 306-315 (1992).

145. Aaronson, H.I., Enomoto, M., Furuhashi, T. and Reynolds, W.T., “International conference on physical metallurgy of thermomechanical processing of steels other metals, vol. 1”, *Thermec 88*, Tokyo, 80 (1988).
146. Bengochea, R., Lopez, B., Gutierrez, I., López, B., Gutierrez, I., “Microstructural evolution during the austenite-to-ferrite transformation from deformed austenite”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29, 417-426 (1998).
147. Hanlon, D. N., Sietsma, J., Van der Zwaag, S., “The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation”, *ISIJ International*, 41(9): 1028-1036. (2001).
148. Lan, Y. J., Xiao, N. M., Li, D. Z., Li, Y. Y., “Mesoscale simulation of deformed austenite decomposition into ferrite by coupling a cellular automaton method with a crystal plasticity finite element model”, *Acta Materialia*, 53(4): 991-1003 (2005).
149. Xiao, N., Tong, M., Lan, Y., Li, D., Li, Y., “Coupled simulation of the influence of austenite deformation on the subsequent isothermal austenite–ferrite transformation”, *Acta Materialia*, 54(5): 1265-1278 (2006).
150. Fazeli, F., Militzer, M., “Modelling the transformations kinetics from work-hardened austenite in a TRIP steel”, *Materials Science Forum*, 539: 4339-4344 (2007).
151. Taylor, G.I., “The mechanism of plastic deformation of crystals”, *Proc. Royal Society A*, 145: 362 (1934).
152. Yin, S. B., Sun, X. J., Liu, Q. Y., Zhang, Z. B., “Influence of deformation on transformation of low-carbon and high Nb-containing steel during continuous cooling”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 17(2): 43-47 (2010).
153. Sun, X., Liu, Q. and Dong, H., “Deformation-induced ferrite transformation and grain refinement in low-carbon steel”, *1st Int. Conf. Proc. Super-High Strength Steels*, Rome, 35 (2005).
154. Calcagnotto, M., Ponge, D., Demir, E., Raabe, D., “Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD”, *Materials Science and Engineering: A*, 527(10-11): 2738-2746 (2010).
155. Suwanpinij, P., Rudnizki, J., Prah, U., Bleck, W., “Investigation of the Effect of Deformation on γ - α Phase Transformation Kinetics in Hot-Rolled Dual Phase Steel by Phase Field Approach”, *Steel Research International*, 80(9): 616-622 (2009).

156. Porter, D.A. Easterling, K.E., "Phase Transformations in Metals and Alloys 2nd edn.", *CRC Press*, London (1992).
157. Lange, W. F., Enomoto, M., Aaronson, H. I., "The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in Fe-C alloys", *Metallurgical Transactions A*, 19: 427-440 (1988).
158. Landheer, H., "Nucleation of ferrite in austenite", PhD Thesis, *Delft University of Technology*, Zuid-Beijerland (2010).
159. Sietsma, J., "Nucleation and growth during the austenite-to-ferrite phase transformation in steels after plastic deformation", *Phase Transformations in Steels*, 505-526 (2012).
160. Christian, J.W., "The Theory of Transformations in Metals and Alloys", *Pergamon*, Oxford (1981).
161. Liyanage, L. S., Kim, S. G., Houze, J., Kim, S., Tschopp, M. A., Baskes, M. I., Horstemeyer, M. F., "Structural, elastic, and thermal properties of cementite (Fe₃C) calculated using a modified embedded atom method", *Physical Review B*, 89(9): 094102 (2014).
162. Beladi, H., Kelly, G. L., Hodgson, P. D., "Ultrafine grained structure formation in steels using dynamic strain induced transformation processing", *International Materials Reviews*, 52(1): 14-28 (2007).
163. Chung, J. H., Park, J. K., Kim, T. H., Kim, K. H., Ok, S. Y., "Study of deformation-induced phase transformation in plain low carbon steel at low strain rate", *Materials Science and Engineering: A*, 527(20): 5072-5077 (2010).
164. Basabe, V. V., Jonas, J. J., "The ferrite transformation in hot deformed 0.036% Nb austenite at temperatures above the Ae₃", *ISIJ International*, 50(8): 1185-1192 (2010).
165. Hsu, T. Y., "Additivity hypothesis and effects of stress on phase transformations in steel", *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 9(6): 256-268 (2005).
166. Maehara, Y., Kunitake, T., Fujino, N., "The effect of alloying elements on the static recrystallization of mild steels in the austenite range", *Tetsu-to-Hagané*, 67(2): 362-371 (1981).
167. Somantri, A., "Ferrite formation from deformed austenite in Nb-V and Nb-V-Ti microalloyed steels", Master Thesis, *Department of Materials Engineering University of Wollongong*, Wollongong (1995).
168. Humphreys, F. J., Hatherly, M., "Hot Deformation and Dynamic Restoration", Recrystallization and Related Annealing Phenomena, *Elsevier*, Oxford (2012).

169. Xu, Z., Sakai, T., “Kinetics of recovery and recrystallization in dynamically recrystallized austenite”, *Materials Transactions*, 32(2): 174-180 (1991).
170. Yamamoto, S., Ouchi, C., Osuka, T., “The Effect of Microalloying Elements on the Recovery and Recrystallization in Deformed Austenite”, *Thermomechanical Process of Microalloyed Austenite*, Warrendale, 613–639 (1981).
171. Furuhashi, T., Yamaguchi, J., Sugita, N., Miyamoto, G., Maki, T., “Nucleation of proeutectoid ferrite on complex precipitates in austenite”, *ISIJ International*, 43(10): 1630-1639 (2003).
172. Sánchez, F., Bolarín, A. M., Molera, P., Mendoza, J. E., Ocampo, M., “Relationship between particle size and manufacturing processing and sintered characteristics of iron powders”, *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 23(1): 35-40 (2003).
173. Peterson, J. E., Murray Small, W., “Physical behavior of water-atomized iron powders: particle size distribution and apparent density”, *International Journal of Powder Metallurgy*, 29(2):131-134 (1993).
174. Sun, X., Wang, B., Duan, Y., Liu, Q., Xu, X., Wang, S., Feng, X., “Kinetics and microstructure evolution of dynamic recrystallization of medium-Mn steel during hot working”, *Journal of Materials Research and Technology*, 23: 5631-5643 (2023).
175. Vishnuraj, J. T., Kandavel, T. K., Kishan, I. S., Akash, G., “A study on Deformation and Densification characteristics of P/M Fe-C-Mn alloy Steels under cold upset”, *Materials Today: Proceedings*, 5(8): 16740-16747 (2018).
176. Zhao, J., Lee, J. H., Kim, Y. W., Jiang, Z., Lee, C. S., “Enhancing mechanical properties of a low-carbon microalloyed cast steel by controlled heat treatment”, *Materials Science and Engineering: A*, 559: 427-435 (2013).
177. Huo, X. D., Mao, X. P., Lü, S. X., “Effect of annealing temperature on recrystallization behavior of cold rolled Ti-microalloyed steel”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 20(9): 105-110 (2013).
178. Gladman, T., “Precipitation hardening in metals”, *Materials Science and Technology*, 15(1): 30-36 (1999).
179. Jha, A. K., Kumar, S., “Forging of metal powder preforms”, *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 23(4): 201-212 (1983).
180. Chen, S., Li, L., Peng, Z., Huo, X., Gao, J., “Strain-induced precipitation in Ti microalloyed steel by two-stage controlled rolling process”, *Journal of Materials Research and Technology*, 9(6): 15759-15770 (2020).

181. Hernandez, D., López, B., Rodríguez-Ibabe, J. M., “Ferrite grain size refinement in vanadium microalloyed structural steels”, *Materials Science Forum* 500: 411-418 (2005).
182. Kaufman, S. M., Mocarski, S. “Effect Of Small Amounts Of Residual Porosity On The Mechanical Properties Of P-M Forgings”, *Int. J. of Powder Metallurgy*, 7(3): 19–30 (1971).
183. Wang, P., Li, Z., Lin, G., Zhou, S., Yang, C., Yong, Q., “Influence of vanadium on the microstructure and mechanical properties of medium-carbon steels for wheels”, *Metals*, 8(12): 978 (2018).
184. Hansen, S. S., Sande, J. V., Cohen, M., “Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels”, *Metallurgical Transactions A*, 11: 387-402 (1980).
185. Vervynckt, S., Verbeken, K., Thibaux, P., Houbaert, Y., “Recrystallization–precipitation interaction during austenite hot deformation of a Nb microalloyed steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 528(16-17): 5519-5528 (2011).
186. Pineda Martinez, E., “Study of the Microstructural Refinement of a High Niobium Microalloyed Steel Under Controlled Hot Deformation”, Ph. D Thesis, *University of Sheffield*, Sheffield (2020).
187. Gladman, T., “Grain refinement in multiple microalloyed steels. In: HSLA Steels Properties and Applications”, *The Minerals Metals and Materials Society*, 1: 3-14 (1992).
188. Peñalba, F., “Desitiation”, Complutense University of Madrid, *Physics Faculty* (1991).
189. Ouchi, C., Sanpei, T., Okita, T., Kozasu, I., “The Hot Deformation of Austenite”, Balance J. B., *AIME*, New York, 316-340 (1977).
190. Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., Werlefors, T., “Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steels”, *ASM*, Philadelphia, 619–634 (1983).
191. Jung, J. G., Park, J. S., Kim, J., Lee, Y. K., “Carbide precipitation kinetics in austenite of a Nb–Ti–V microalloyed steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 528(16-17): 5529-5535 (2011).
192. Misra, R. D. K., Tenneti, K. K., Weatherly, G. C., Tither, G., “Microstructure and texture of hot-rolled Cb-Ti and V-Cb microalloyed steels with differences in formability and toughness”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34: 2341-2351 (2003).

193. Rodrigues, P. C. M., Pereloma, E. V., Santos, D. B., “Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling”, *Materials Science and Engineering: A*, 283(1-2): 136-143 (2000).
194. Erden, M. A., Gündüz, S., Karabulut, H., Türkmen, M., “Effect of vanadium addition on the microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed powder metallurgy steels”. *Materials Testing*, 58(5): 433-437 (2016).
195. Karabulut, H., Türkmen, M., Erden, M. A., & Gündüz, S., “Effect of different current values on microstructure and mechanical properties of microalloyed steels joined by the submerged arc welding method”, *Metals*, 6(11): 281 (2016).
196. Pandit, A., Murugaiyan, A., Podder, A. S., Haldar, A., Bhattacharjee, D., Chandra, S., Ray, R. K., “Strain induced precipitation of complex carbonitrides in Nb–V and Ti–V microalloyed steels”, *Scripta Materialia*, 53(11): 1309-1314 (2005).
197. Mohebbi, M. S., Rezayat, M., Parsa, M. H., Nagy, Š., Nosko, M., “The impact of Nb on dynamic microstructure evolution of an Nb-Ti microalloyed steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 723: 194-203 (2018).
198. Ollilainen, V., Kasprzak, W., Holappa, L., “The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 134(3): 405-412 (2003).
199. Huo, X. D., Mao, X. P., Lü, S. X., “Effect of annealing temperature on recrystallization behavior of cold rolled Ti-microalloyed steel”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 20(9): 105-110 (2013).
200. Cochrane, R. C., “Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels”, *Woodhead Publishing*, Oxford, 153-212 (2012).
201. Subramanian, S. V., Weatherly, G. C., “Precipitation behaviour of Ti–V and Ti–Nb microalloyed steels”, *Institute of Materials*, London, 662: 133–149 (1197).
202. Gündüz, S., “Metalurjide Faz Diyagramları”, *Seçkin Yayıncılık*, Ankara (2012).
203. Ma, F., Wen, G., Wang, W., “Effect of Cooling Rates on the Second-Phase Precipitation and Proeutectoid Phase Transformation of a Nb–Ti Microalloyed Steel Slab”, *Steel Research International*, 84(4): 370-376 (2013).
204. Yuan, X., Liu, Z., Jiao, S., Liu, X., & Wang, G., “Effects of nano precipitates in austenite on ferrite transformation start temperature during continuous cooling in Nb–Ti micro-alloyed steels”, *ISIJ International*, 47(11): 1658-1665 (2007).

205. Danninger, H., Jangg, G., Weiss, B., & Stickler, R., "Microstructure and mechanical properties of sintered iron. II: Experimental study", *PMI. Powder Metallurgy International*, 25(4): 170-173 (1993).
206. Rutz, H. G., "High density processing of high performance ferrous materials.", *The Int. J. of Powder Metallurgy*, 31: 9-17 (1995).
207. Campbell, K., Honeycombe, R. W. K., "The isothermal decomposition of austenite in simple chromium steels", *Metal Science*, 8(1): 197-203 (1974).
208. Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., "Precipitation of V (C, N) in HSLA Steels Micro alloyed with V", *Proc. Conf. Vanadium Steels*, Krakow (1980).
209. Sun, L. Y., Liu, X., Xu, X., Lei, S. W., Li, H. G., Zhai, Q. J., "Review on niobium application in microalloyed steel", *Journal of Iron and Steel Research International*, 29(10): 1513-1525 (2022).
210. Funakawa, Y., Shiozaki, T., Tomita, K., Yamamoto, T., & Maeda, E., "Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides", *ISIJ International*, 44(11): 1945-1951 (2004).
211. Wagner, C., "Thermodynamics of alloys", *Addison-Wesley Press*, Boston (1952).
212. Wang, Y. L., Zhuo, L. C., Chen, M. W., Wang, Z. D., "Thermodynamic model for precipitation of carbonitrides in microalloyed steels and its application in Ti-V-C-N system", *Rare Metals*, 35: 735-741 (2016).
213. Zajac, S., Lagneborg, R., "Thermodynamic model for the precipitation of carbonitrides in microalloyed steels", *Swedish Institute for Metals Research*, Report IM-3566 (1998).
214. Li, X., Zhao, J., Bao, J. C., Ning, B. Q., Li, J. P., "Microstructure Transformation of Nb-V Microalloyed Steel during Continuous Cooling Process", *Advanced Materials Research*, 590: 23-27 (2012).
215. Bu, F. Z., Wang, X. M., Yang, S. W., Shang, C. J., Misra, R. D. K., "Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti-Nb and Ti-Nb-Mo microalloyed steels", *Materials Science and Engineering: A*, 620: 22-29 (2015).
216. Chen, J., Tang, S., Liu, Z. Y., Wang, G. D., "Microstructural characteristics with various cooling paths and the mechanism of embrittlement and toughening in low-carbon high performance bridge steel", *Materials Science and Engineering: A*, 559: 241-249 (2013).
217. Zhang, J., Baker, T. N., "Effect of equalization time on the austenite grain size of simulated thin slab direct charged (TSDC) vanadium microalloyed steels", *ISIJ International*, 43(12): 2015-2022 (2003).

218. Wei, H. L., Liu, G. Q., Zhao, H. T., Zhang, M. H., “Effect of carbon content on hot deformation behaviors of vanadium microalloyed steels”, *Materials Science and Engineering: A*, 596: 112-120 (2014).
219. Oh, S. K., Park, M. H., Lee, Y. K., “Mechanisms of types B and C serrations in the tensile flow curve of C-bearing high Mn steel”, *Journal of Materials Research and Technology*, 24: 3826-3838 (2023).
220. Koyama, M., Sawaguchi, T., Tsuzaki, K., “Influence of dislocation separation on dynamic strain aging in a Fe–Mn–C austenitic steel”, *Materials Transactions*, 53(3): 546-552 (2012).
221. Chen, L., Kim, H. S., Kim, S. K., BC, D. C., “Localized deformation due to Portevin–LeChatelier effect in 18Mn–0.6 C TWIP austenitic steel”, *ISIJ International*, 47(12): 1804-1812 (2007).
222. Singh, P. P., Mula, S., Malakar, A., Ghosh, S., “Strain-rate dependent workability and plastic flow instability of a (Nb+ V) stabilized microalloyed steel”, *Materials Today Communications*, 31: 103519 (2022).
223. Kirihata, A., Siciliano Jr, F., TM, M., JJ, J., “Mathematical modelling of mean flow stress during the hot strip rolling of multiply-alloyed medium carbon steels”, *ISIJ International*, 38(2): 187-195 (1998).
224. Cunningham, S. “Effect of substitutional elements on dynamic strain aging in steel”, M. Sc. Thesis, *McGill University Department of Mining and Materials Engineering*, Montreal (1999).
225. Xiong, W., Song, R., Yu, P., Liu, Z., Qin, S., Zhang, Y., Wei, C., “Hot deformation behavior of V–Ti microalloy steels”, *Steel Research International*, 92(1): 2000225 (2021).
226. Jacobs, T. R., Findley, K. O., Klemm-Toole, J., Matlock, D. K., “Mechanical property-microstructure relationships of an X70 pipeline steel at elevated temperatures”, *Materials Science and Engineering: A*, 798: 140041 (2020).
227. Zhang, X., Cai, Q., Zhou, G., Chen, Q., Xiong, Y., “Microstructure and mechanical properties of V–Ti–N microalloyed steel used for fracture splitting connecting rod”, *Journal of Materials Science*, 46: 1789-1795 (2011).
228. Singh, P. P., Ghosh, S., & Mula, S., “Flow stress modeling and microstructural characteristics of a low carbon Nb-V microalloyed steel”, *Materials Today Communications*, 30: 103156 (2022).
229. Mohebbi, M. S., Parsa, M. H., Rezayat, M., & Orovčík, L. U., “Analysis of flow behavior of an Nb-Ti microalloyed steel during hot deformation”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49: 1604-1614 (2018).

230. Zhao, H., Qi, J., Liu, G., Su, R., Sun, Z. A., “Comparative study on hot deformation behaviours of low-carbon and medium-carbon vanadium microalloyed steels”, *Journal of Materials Research and Technology*, 9(5): 11319-11331 (2020).
231. Quispe, A. B., Medina, S. F., Cabrera, J. M., Prado, J. M., “Effect of strain on recrystallisation–precipitation interaction in low vanadium microalloyed steel”, *Materials Science and Technology*, 15(6): 635-642 (1999).
232. Medina, S. F., Quispe, A., Gómez, M., “Strain induced precipitation effect on austenite static recrystallisation in microalloyed steels”, *Materials Science and Technology*, 19(1): 99-108 (2003).
233. Rajput, S. K., Chaudhari, G. P., Nath, S. K., “Characterization of hot deformation behavior of a low carbon steel using processing maps, constitutive equations and Zener-Hollomon parameter”, *Journal of Materials Processing Technology*, 237: 113-125 (2016).

ÖZGEÇMİŞ

Demet TAŞTEMÜR ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 2007 yılında Kırıkkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2011 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2012 ve 2013 yıllarında Ankara'da OSTİM ve Sincan OSB'de çeşitli firmalarda makine mühendisi olarak görev yaptı. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümüne araştırma görevlisi olarak başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.