

**NİYOBYUM (Nb) İLE GÜÇLENDİRİLMİŞ DEMİR
(Fe) MATRİSLİ ALAŞIMLARIN TOZ
METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİMİ VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

**2017
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Doğın ÖZDEMİRLER

**NİYOBYUM (Nb) İLE GÜÇLENDİRİLMİŞ DEMİR (Fe) MATRİSLİ
ALAŞIMLARIN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİMİ VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Doğın ÖZDEMİRLER

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Nisan 2017**

Doğan ÖZDEMİRLER tarafından hazırlanan “NİYOBYUM (Nb) İLE GÜÇLENDİRİLMİŞ DEMİR (Fe) MATRİSLİ ALAŞIMLARIN TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans 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 Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 28/04/2017

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Behçet GÜLENÇ (GÜ)

.....

....../....../2017

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nevin AYTEMİZ

.....

Fen Bilimleri 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.”

Doğan ÖZDEMİRLER

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

NİYOBYUM (Nb) İLE GÜÇLENDİRİLMİŞ DEMİR (Fe) MATRİSLİ ALAŞIMLARIN TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Doğan ÖZDEMİRLER

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Nisan 2017, 82 sayfa

Mikroalaşımlı çelikler % 0,05 ve % 0,20 aralığında niyobyum, vanadyum ve titanyum içeren çelikler olarak ifade edilmektedir. Bu çelikler, alüminyum, bor ve çelik üretiminde kullanılan diğer alaşım elementlerinden etkilenmektedir. Günümüzde üretilen mikroalaşımlı çeliklerin büyük bölümü yassı ve boru mamul olarak üretilirler. Kompozit malzemeler ise birbirinden farklı malzemelerin bir araya getirilerek karıştırılması ile her bir malzemenin bir araya geldiği yeni bir malzemedir. Mikroalaşımlı çelik üretimiyle kompozit üretimini farklı kılan en önemli faktör çelik içerisine katılan alaşım elementlerinin ağırlık olarak oranıdır. Kompozit malzemelerde mikroalaşım çeliklere göre yüksek oranlarda (% 5, 10, 50) gibi alaşım miktarı kullanılmaktadır. Çağımız dünyasında toz metalürjisi yöntemiyle mikroalaşımlı çelik üretimi ve kompozit malzeme üretimi yapılmaktadır.

Bu çalışmada, toz metalürjisi yöntemiyle niyobyum (Nb) ve niyobyum karbür (NbC) ilave edilmiş alaşımlı çelikler üretilerek alaşım türü ve miktarının mikroyapı ve mekanik özellikleri nasıl etkilediği araştırılmıştır. Fe matris içerisine Nb ve NbC alaşım elementleri ağırlıkça % 0,1-2 oranında ayrı ayrı katılarak istenilen bileşimde alaşımlı çelik toz karışımları hazırlanmıştır. Daha sonra turbula cihazında bir saat karıştırılmıştır. Karıştırılan tozlar 700 MPa basınç altında tek yönlü preslenerek blok haline getirilmiştir. Numuneler 1150°C - 1400°C sıcaklıkta akan argon atmosferinde bir saat süreyle sinterlenmiştir.

Nb, NbC alaşımlı çeliklerinin mikroyapısı ve mekanik özellikleri optik mikroskop, SEM, EDS, çekme testi ve sertlik ölçümü ile incelenmiştir. Genel olarak bütün bileşimlerde alaşım miktarı artıkça dayanımda bir artış gözlenmiştir. Elde edilen sonuçlar Nb, NbC alaşımlı çeliklerin TM yöntemi ile üretilebileceğini ve bu çeliklerde oluşan karbür ve nitrürlerin östenit tane büyümesini engelleyerek mekanik özellikleri olumlu etkilediği görülmektedir.

Anahtar Sözcükler : Toz metalürjisi, mikroalaşımlı çelikler, mikroyapı.

Bilim Kodu : 915.1.094

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

AN INVESTIGATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF Nb ADDED Fe – MATRIX ALLOY PRODUCED BY POWDER METALLURGY METHOD

Doğın ÖZDEMİRLER

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Manufacture Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

April 2017, 82 pages

Microalloyed steels are defined as steels containing small amounts of niobium, vanadium and titanium, generally at levels between 0.05 and 0.20 %. Their specific effects may be influenced by other alloying additions such as aluminium, boron, or indeed any of other more conventional alloying elements used in steel manufacture. Nowadays most of produced microalloyed steels product as flat and made of forged pipe, the production of forged microalloyed steels have also gained speed in recent years. Composites are new materials made of by mixing the different type of materials. The differences between microalloyed steel and composite material are the addition of different weight percentage of alloying elements. The addition of alloying elements in composite material is higher (1, 5, 10 and 50 %) compared to the microalloyed steels. In addition to not be at a sufficient level at the present time, the

powder metallurgy method is also being produced microalloyed steels and composite materials.

In this work, Nb and NbC alloyed steels have been produced by PM technology. The effect of the type and amount of the alloy elements on the microstructure and mechanical properties were examined. In order to do this Nb and NbC elements were added into the Fe matrix at the weight percentage of 0.1–2 with individually and polyaddition to obtain powder mixture. After, powder mixtures have been stirred in turbulence devices for one hour. The stirred powders were compacted at pressure of 700 MPa in one direction. Finally obtained blank samples have sintered at 1150 °C or 1400 °C for one hour in flowing Ar. atmosphere.

Microstructure and mechanical properties of the Nb, NbC, alloyed steel were examined by optical microscopy, SEM, EDS, tensile tests and hardness measurement. Generally an increase in strength was observed when the amount of alloys increased for all PM steels. Experimental results indicated that Nb and NbC alloyed steels can be produced by PM technology. The precipitation of carbides and nitrides in these steels limits grain growth that results in significant improvement in strength.

Key Word : Powder metallurgy, microalloyed steels, microstructure.

Science Code : 915.1.094

TEŞEKKÜR

Tecrübesiyle beni yönlendiren, her konuda destek veren değerli hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Çalışmalarımnda laboratuvarlarından faydalandığım Teknoloji Fakültesi Dekanlığına, İmalat Mühendisliği Bölüm Başkanlığına teşekkür ederim. Ayrıca değerli hocalarım; Prof. Dr. Ramazan KAÇAR, Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN, Prof. Dr. Halil DEMİR, Prof. Dr. Mustafa BOZ ve Yrd. Doç. Dr. Mehmet Akif ERDEN'e teşekkür ederim.

Yüksek Lisans çalışmamız KBÜ-BAP-15/2-YL-016 nolu BAP Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalışmayı destekleyen Karabük Üniversitesi BAP Kordinatörlüğüne teşekkür ederim.

Şimdiye kadar desteklerini esirgemeyen Aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Çalışmalarım boyunca gösterdiği anlayış ve hoşgörü ile destek olan eşim Neslihan ÖZDEMİRLER ve çocuklarım Esad ve Ömer ÖZDEMİRLER'e teşekkür etmek benim için büyük onurdur.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

KABUL	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	4
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER	4
2.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI	4
2.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ	4
2.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI	7
2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ.....	8
2.4.1. Niyobyum (Nb)	8
2.4.2. Titanyum (Ti)	9
2.4.3. Vanadyum (V)	10
2.4.4. Alüminyum (Al)	12
2.4.5. Karbon (C).....	12
2.4.6. Azot (N)	12
2.4.7. Silisyum (Si)	12
2.4.8. Fosfor (P)	13
2.4.9. Mangan (Mn)	13
2.5. MİKROALAŞIM ÇELİKLERDE ÇÖKELTİ OLUŞUMU.....	13

Sayfa

2.5.1. Karbür Ve Nitrür Partiküllerinin Çökmesi	14
2.5.2. Sıcaklık Ve Soğuma Hızının Çökelti Oluşumuna Etkisi.....	15
2.5.3. Karbür Ve Nitrür Partiküllerinin Çözünürlüğü.....	17
2.6. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİN AVANTAJLARI	17
2.7. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİN KULLANIM ALANLARI	17
 BÖLÜM 3.	19
KOMPOZİT MALZEMELER.....	19
3.1. GİRİŞ.....	19
3.2. KOMPOZİT MALZEMELERİN TARİHSEL GELİŞİMİ.....	20
3.3. KOMPOZİT MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI.....	21
3.4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	22
3.4.1. Metal Matris Kompozitler İçin Matris Malzemeler.....	23
3.4.2. Metal Matris Kompozitler İçin Takviye Elemanları	24
3.5. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	24
3.6. KOMPOZİT MALZEMELERİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI	26
 BÖLÜM 4	27
TOZ METALÜRJİSİ	27
4.1. GİRİŞ	27
4.2. TOZ ÜRETİM YÖNTEMLERİ	28
4.3. TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİNDE KULLANILAN TOZLARIN KARAKTERİZASYONU.....	29
4.3.1. Toz Numunesi Alma	29
4.3.2. Parçacık Boyut Ölçümü.....	29
4.4. TOZLARIN SIKIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ	30
4.4.1. Tek Yönlü Presleme	31
4.4.2. Çift Yönlü Presleme	32
4.4.3. Soğuk İzostatik Presleme.....	32
4.4.4. Sıcak İzostatik Presleme	33
4.5. TOZLARIN SİNTERLENMESİ.....	34
4.5.1. Bağlayıcı Veya Yağlayıcı Yakma	36

4.6. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN MALZEMELERİN ANALİZİ.....	36
4.6.1. Mikroyapısal Özellikler	37
4.6.2. Mekaniksel Özellikler	37
4.6.3. Yüzeyle İlgili Özellikler	38
BÖLÜM 5.	39
DENEYSEL METOD	39
5.1. GİRİŞ	39
5.2. DENEYSEL ÇALIŞMA İÇİN GEREKLİ TOZLARIN TEMİNİ.....	39
5.3. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ.....	40
5.4. SİNERLEME İŞLEMLERİ	43
5.5. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMLERİ VE ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI	45
5.6. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ	45
5.6.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	46
5.6.2. Dağlayıcıların Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Yapılması	46
5.6.3. Yoğunluk, Gözeneklilik, Ferrit-Perlit Oranlarının Belirlenmesi	46
BÖLÜM 6	48
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	48
6.1. GİRİŞ	48
6.2. TOZLARIN KARAKTERİZASYONU VE DEĞERLENDİRİLMESİ	48
6.3. SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	50
6.4. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	50
6.4.1. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen Nb İlave Edilmiş Çeliklerin Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi	51
6.4.2. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen NbC İlave Edilmiş Çeliklerin Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi	53
6.4.3. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen Nb İlave Edilmiş Çeliklerin Çekme Testi Sonuçları Ve Değerlendirilmesi	56
6.4.4. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen NbC İlave Edilmiş Çeliklerin Çekme Testi Sonuçları Ve Değerlendirilmesi.....	59

6.5. FARKLI ORANLARDA NbC İLAVE EDİLEN VE 1400 °C'DE SİNERLENEN ÇELİKLERİN MİKROYAPI – MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	61
6.5.1. Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi.....	62
6.5.2. Mekanik Test Sonuçları Ve Değerlendirilmesi	66
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	67
6.6.1. Tarama Elektron Mikroskopu (SEM) İle Kırık Yüzey İncelemeleri Ve Değerlendirilmesi	71
6.7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	75
6.7.1. Genel Sonuçlar.....	75
6.7.2. Öneriler	77
KAYNAKLAR	78
ÖZGEÇMİŞ	82

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. V-Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler	6
Şekil 2.2. Mikroalaşım elementlerinden Nb'nin çeliğin mikroyapısına etkisi.....	9
Şekil 2.3. Ti'nin mikroalaşım çeliğinin dönüşümüne ve mikroyapısına etkisi.....	10
Şekil 2.4. V'nin mikroalaşım çeliğinin dönüşümüne ve mikroyapısına etkisi	12
Şekil 2.5. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri	14
Şekil 2.6. Soğuma süresince, dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması.....	15
Şekil 2.7. Mikroalaşım karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü.....	16
Şekil 2.8. Mikroalaşımlı çeliklerin uygulama alanlarına örnek	18
Şekil 3.1. Matris malzemeleri	21
Şekil 3.2. Takviye elemanının şekline göre kompozit çeşitleri	22
Şekil 4.1. Bir ürünün TM ile üretimi.....	28
Şekil 4.2. Küresel tozların tek yönlü sıkıştırılması	30
Şekil 4.3. Presleme basıncı, yoğunluk, dayanım ilişkisi grafiği	31
Şekil 4.4. Tek yönlü preslemede, yoğunluk dağılımının şematik gösterimi.....	31
Şekil 4.5. Çift yönlü preslemede, yoğunluk dağılımının şematik gösterimi.....	32
Şekil 4.6. Soğuk izostatik presleme	33
Şekil 4.7. Sıcak izostatik presleme.....	34
Şekil 4.8. Sinterleme aşamaları.....	34
Şekil 4.9. Sinterleme işleminde metalürjik bağların oluşumu	35
Şekil 4.10. Sinterleme esnasında oluşan gözenek yapısındaki değişim.....	36
Şekil 5.1. Çekme numunesi kalıbı.....	41
Şekil 5.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan hassas terazi, hidrolik pres ve turbula cihazı.....	42
Şekil 5.3. Soğuk preslenmiş çekme numunelerinin görüntüsü	43
Şekil 5.4. Atmosfer kontrollü sinterleme fırın	44
Şekil 5.5. Sinterleme akış şeması.....	44
Şekil 5.6. Sinterlenmiş % 0,2 NbC içeren mikroalaşımlı çelik numunesinin görüntüsü	45

Sayfa

Şekil 6.1. Fe tozunun X250 ve X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü	49
Şekil 6.2. C tozunun X250 ve X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	49
Şekil 6.3. Nb tozunun X250 ve X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü	49
Şekil 6.4. NbC tozunun X250 ve X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü	49
Şekil 6.5. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,2 Nb ve % 2 Nb içeren çeliklerin mikroyapı resimleri.....	51
Şekil 6.6. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,2 NbC ve % 2 NbC içeren çeliklerin mikroyapı resimleri.....	54
Şekil 6.7. Değişik sıcaklıklarda sinterlenen Nb içeren çeliklerin gerilme- uzama diyagramları.....	57
Şekil 6.8. Değişik sıcaklıklarda sinterlenen NbC içeren çeliklerin gerilme- uzama diyagramları.....	60
Şekil 6.9. Argon atmosferinde 1400°C’de sinterlenen alaşımsız çelik ve farklı NbC miktarlarına sahip alaşımlı çelik numunelerin mikroyapı resimleri	64
Şekil 6.10. 1400°C’de sinterlenen farklı oranlarda NbC ilave edilmiş çeliklerin gerilme-uzama diyagramları	66
Şekil 6.11. 1150°C’de sinterlenen % 0,2 NbC içeren çelik numunenin SEM resimleri	69
Şekil 6.12. 1400°C’de sinterlenen % 2 NbC içeren çelik numunenin SEM resimleri	70
Şekil 6.13. 1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren çelik numunelerin matris ve çökeltilerden alınan çizgi EDS analizi	71
Şekil 6.14. 1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren çelik numunelerin SEM kırık yüzey resimleri (X80, X1000 ve X5000).	73
Şekil 6.15. 1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren çelik numunelerin kırık yüzey resimlerinden alına EDS sonuçları	74

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Mikroalaşımlama işleminin tarihsel gelişimi.....	5
Çizelge 2.2. Geçmiş yüzyılda yapı çeliklerine örnekler (19 mm kalınlık, min. akma dayanımı 355 MPa).....	5
Çizelge 3.1. MMK’lerde kullanılan tipik takviye elemanları	24
Çizelge 5.1. Deneysel çalışmada kullanılan tozlar ve özellikleri	40
Çizelge 5.2. Alaşımlı toz metal çeliklerin kimyasal kompozisyonları.	40
Çizelge 6.1. Ağırlık olarak % 0,2 Nb ve % 0,2 NbC içeren alaşımlı çeliğin spektral analiz sonuçları.....	50
Çizelge 6.2. Farklı oranlarda Nb içeren çelik numunelerin; % yoğunluk, % gözenek, % ferrit ve perlit oranları ile ortalama tane boyutları	52
Çizelge 6.3. Farklı oranlarda NbC içeren çelik numunelerin; % yoğunluk, % gözenek, % ferrit ve perlit oranları ile ortalama tane boyutları.	55
Çizelge 6.4. Sinterleme ortamlarına göre Nb içeren çelik numunelerin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri	58
Çizelge 6.5. Sinterleme ortamlarına göre NbC içeren çelik numunelerin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri	61
Çizelge 6.6. 1400°C’de sinterlenen alaşımsız ve Nb ilave edilmiş çelik numunelerin yoğunluk, gözenek, % ferrit, perlit ve ortalama tane boyutu değerleri	65
Çizelge 6.7. 1400°C’de sinterlenen alaşımsız ve NbC ilave edilen çelik numunelerin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri	67

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

dak	: Dakika
mm	: Milimetre
μm	: Mikrometre
MPa	: Mega Paskal
s	: Saniye
T	: Sıcaklık
σ_y	: Akma gerilmesi

KISALTMALAR

HSLA	: High Strenght-Low Alloyed (Yüksek Dayanımlı-Düşük Alaşımlı)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
EN 10267	: Çökelme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler'in Standardı
VN	: Vanadyumnitrür
TN	: Titanyumnitrür
VC	: Vanadyumkarbür
TiC	: Titanyumkarbür
NbC	: Niyobyumkarbür
NbN	: Niyobyumnitrür
AlN	: Alüminyumnitrür
VCN	: Vanadyumkarbonitrür
NbCN	: Niyobyumkarbonitrür
DMA	: Dövme Amaçlı Üretilen Mikroalaşımlı Çelik
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
TS	: Türk Standartları
YYDA	: Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı Çelik

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Mikroalaşımlı çelikler; farklı mukavemet arttırma mekanizmalarının ve termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sünek gevrek geçiş sıcaklığı ve korozyona dayanıklılık gibi üstün özelliklere sahip malzemelerdir. Mikroalaşımlama ile ilgili ilk çalışmalar 1970’li yıllara dayanır. Düşük karbonlu çeliklere küçük miktarlarda Titanyum (Ti), Alüminyum (Al), Niyobyum (Nb), Vanadyum (V) gibi kuvvetli karbür ve nitrür oluşturan elementlerin katılmasıyla çeliklerin mekanik özelliklerinde iyileşmeler gerçekleşmiştir. Mikroalaşımlandırma olarak adlandırılan bu işlemde alaşım elementlerinin tamamı genel olarak % 2’yi aşmaz. Mangan katılımları haricinde bu miktar % 0,1-0,2 arasındadır. Bu çeliklerin avantajları, kullanılan alaşım miktarının azlığı, ısıtıl işlem gerektirmemesi, işlenebilirlik özelliklerinin daha iyi olması, üretiminin daha hızlı olması, gerilme giderme tavlama ihtiyacının olmaması, enerji tasarrufu sağlaması gibi sıralanabilir.

Mikroalaşım çeliklerine ağırlık olarak % 0,2’nin altında katılan V, Nb, Al ve Ti gibi elementlerin oluşturmuş olduğu karbo-nitrürler çeliğin mekanik özelliklerini etkiler. Fakat bu karbo-nitrürlerin oluşma ve çözünme sıcaklıklarının çok iyi hesaplanması gerekir. Aksi taktirde yanlış tasarlanan döküm yöntemi, haddeleme sıcaklığı ve soğuma hızı karbo-nitrürlerin oluşmamasına veya oluşup aşırı büyümesine neden olabilir. Bu durum mikroalaşımlı çeliklerin döküm yöntemiyle üretilmesini zorlaştırır.

Kompozit malzemeler, taşıyıcı görev üstlenen takviye ve takviyeyi bir arada tutup dış etkilere koruyan matris olmak üzere iki fazdan meydana gelir. 1950 yılından beri sayısız matris ve takviye elemanı kombinasyonları denenmiştir (Ateş vd., 2011). Değişik matris ve takviye fazlarının kullanımı metal matrisli kompozitlerin

(MMK) üretiminde farklı tekniklerin geliştirilmesini sağlamıştır. Üretim sırasında matrisin sıvı, katı veya buhar fazında bulunmasına bağlı olarak MMK'ların üretim yöntemleri sınıflandırılmaktadır (Kalemtaş, 2014).

Yapılan literatür incelemesinde toz metalurjisi yöntemiyle Fe matrisli kompozit parça üretimleri bulunmaktadır. Fakat toz metalurjisi yöntemiyle mikroalaşımli çelik üretiminin çok sınırlı olduğu görülmüştür. Mikroalaşımli çelik üretimiyle kompozit üretimini farklı yapan en önemli faktör çelik içerisine katılan alaşım elementlerinin ağırlık oranlarının farklı olmasıdır. Bu oran mikroalaşımli çeliklerde Mn hariç maksimum % 0,1-0,2 iken kompozit malzemelerde çok daha yüksek oranlardadır. (% 1, 5, 10 ve 50 gibi). Yüksek hacimsel oranda korbo-nitrür partiküller içeren Fe matrisli kompozit malzemeler özellikle çeliklerin mekanik özelliklerini iyileştirmede yaygın olarak kullanılmaktadır. Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen kompozit malzemelerin yüzey kalitesi çok iyi ve boyutları tamdır. Yüksek oranda ikinci faz partikülleri katılabilir (Doğan, 1999; Wang, 1999; Doğan 2001).

Mikroalaşımli çeliklerin üretimi döküm, haddeleme ve kontrollü soğutma yöntemleriyle yapılmaktadır. Son yıllarda toz metalurjisi yöntemiyle de mikroalaşımli çelik üretimi gerçekleştirilmektedir (Lindsley, 2012; Schade, 2012a; Erden, 2014). Literatürde kompozit malzemeler ve mikroalaşımli çeliklerle ilgili farklı çalışmaların olduğu görülmektedir. Örneğin; Schade et al. (2012), çalışmalarında vanadyum ve silisyum ile alaşımlandırılmış mikroalaşımli çelik üretimini gerçekleştirmişlerdir. Sonuç olarak silisyum ve vanadyumun perlitik yapı sergileyen çeliklerinin dayanımını önemli derecede artırdığını rapor etmişlerdir.

Özdemirler vd. (2016), çalışmalarında TM yöntemiyle Nb mikroalaşımli çelik üretmişlerdir. Sinterleme işlemini 1150°C'de 60 dakika bekleterek gerçekleştirmiş olup Nb oranı (% 0,2 - % 2) yükselttikçe akma ve çekme dayanımında bir artış olduğunu tespit etmişlerdir. Bu durumu sinterleme sırasında ve sonrası soğuma sırasında NbC(N) gibi çökeltilerin oluşmasına bağlamışlardır. Yazarlar, NbC(N) gibi çökeltilerin sinterleme sırasında tane büyümesini engelleyerek küçük östenit tanelerinin oluşmasına neden olduğunu ve bunun sonucunda malzemelerin dayanımını artırdığını tespit etmişlerdir.

Bu çalışmada toz metalurjisi yöntemiyle Fe matris içerisine farklı oranlarda Nb, NbC, mikroalaşım elementlerinin ayrı ayrı katılmasıyla istenilen bileşimde alaşımlı elik toz karışım olarak elde edilmiştir. Elde edilen tozlar çekme numunesi şeklinde tasarlanan kalıplarda 700 MPa presleme basıncında sıkıştırılmış ve ardından atmosfer kontrollü tüp fırında 1150°C, 1250°C, 1350°C ve 1400°C sıcaklıklarda sinterlenerek alaşımlı elik üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen alaşımlı çeliklerin tane boyutu ve fazların dağılımı optik mikroskop ile belirlenirken çökeltilerin şekli, dağılımı ve türü SEM ve EDS yardımıyla analiz edilmiştir. Mikroyapı analizinden sonra çekme numunesi boyutlarında hazırlanan farklı kimyasal bileşimdeki elik numunelere çekme testi ve sertlik testi uygulanmıştır. Numunelerin % uzama, akma-çekme dayanımları ve sertlik değerleri, mikroyapıdaki değişimlere bağlı olarak açıklanmıştır. Ayrıca kopan çekme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntüleri SEM yardımıyla incelenerek kırılma türü tespit edilmiştir. Tüm bu çalışmalar sonucunda Nb, NbC ilave edilen alaşımlı çeliklerin üretimi toz metalürjisi yöntemi kullanılarak başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI

Yüksek dayanımlı ve düşük alaşımlı çelikler; (YDDA) mikroyapı ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için kuvvetli karbür yada nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilen çeliklerdir. Mikroalaşımlı çelikler, günümüzde uygun termomekanik işlemler ile farklı sertleştirme mekanizmaları ve düşük C içeriklerden dolayı tokluk, mukavemet ve kaynak edilebilirlik özelliklerini birarada bulunduran malzeme topluluğu olarak tanımlanabilir (Topateş, 1995).

Bu çeliklerin özellikleri kimyasal bileşim ve mikroyapısına bağlıdır. Mikroyapının kontrolü ise östenitleme sıcaklığına, çelik bileşimine, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolü ile ilgilidir.

2.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ

Mikroalaşımlı çeliklerin gelişimi 1900'li yıllarda alaşımlamayla başlamış, 1930'lu yıllarda yüksek dayanımlı yapı çelikleri üretilmiştir. 1962'de ilk mikroalaşım elementi katılan ulusal çelik standardı BS 968 ortaya çıkmıştır. Bu çelik dayanım artışı ile beraber karbon eşdeğerliliği değerinde önemli bir azalma göstermiştir. Çizelge 2.1, Mikroalaşımlama işleminin tarihsel gelişimini göstermektedir. Amerikan Great Lakes Steel şirketi 1988 yılında Nb ilave edilmiş C-Mn çeliğini üretmiştir. Bu dünya çelik ticaretinde büyük yankı uyandırmıştır. Ti, V ve Nb elementlerinin tekli ve çoklu katılmasıyla YDDA çeliklerinin hızlı bir şekilde gelişmesine neden olmuştur.

Çizelge 2.1. Mikroalaşımlama işleminin tarihsel gelişimi (Morrison, 2000).

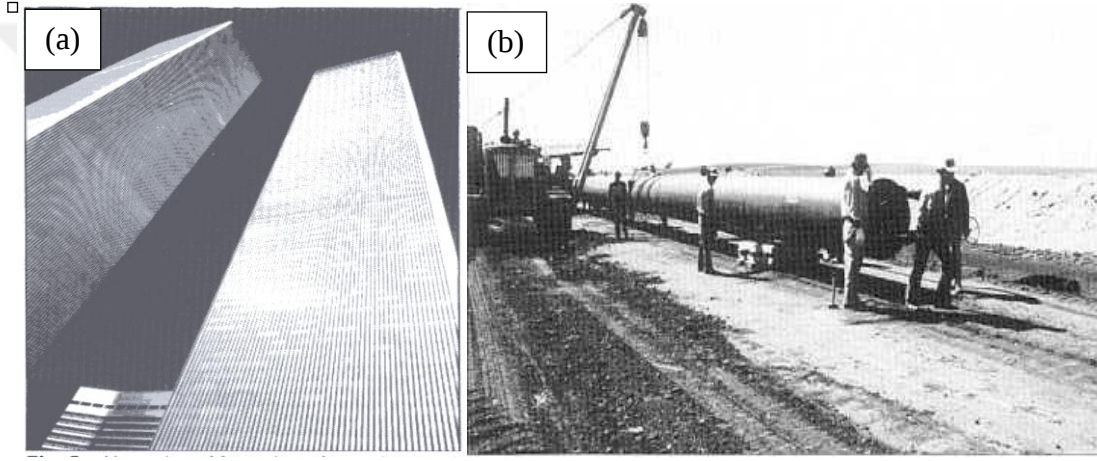
Element	Miktarı (% Ağırlık)	Ülke	Tarih	Akma dayanımı (MPa)
Vanadyum	0,01-0,02	USA	1916	275-345
Vanadyum	0,1	Almanya	1945	> 390
Niyobyum	0,02-0,03	USA	1959'dan önce (1940 patent)	325-345
Niyobyum	0,005-0,05	İngiltere	1959	350-425
Titanyum	0,1-0,2	Almanya	1921	260-550

İlk yapı çelikleri yüksek karbon ve mangan içermektedir. 1940'lı yıllara kadar birleştirme aracı olarak kaynak yerine perçin kullanıldığı için her hangi bir sorun olmamıştır. Ancak Melbourne King Street köprüsünün yapımında kullanılan çeliğin bileşimi yüksek karbon ve mangan içermesinden dolayı kaynaklı birleştirmede problemlere yol açmış ve bu nedenle köprü yapımı başarısız olmuştur. Kaynaklanabilme sorunu çeliğe mikroalaşım elementi ilave ederek karbon oranının düşürülmesiyle giderilmiştir. Çizelge 2.2'de mikroalaşımlama işleminin 1960'lı yıllarda kullanıldığı görülmektedir (Morrison, 2000).

Çizelge 2.2. Geçmiş yüzyılda yapı çeliklerine örnekler (19 mm kalınlık, min. akma dayanımı 355 MPa) (Morrison, 2000).

	C	Si	S	P	Mn	Cr	Al	Nb
Forth Rail Köprüsü (1890)	0,23	0,02	0,024	0,046	0,069	-	-	-
Sydney Harbour Köprüsü (1929)	0,34	0,20	-	-	1,00	-	-	-
Melbourne King Street Köprüsü (1961)	0,23	0,19	0,026	0,017	1,58	0,24	<0,005	-
Offshore UK (1994)	0,08	0,31	0,002	0,012	1,41	0,027	0,034	0,028

İlk Nb ile alaşımlandırılmış YDDA çeliğini ABD üretmiştir. Japonya ilk olarak Nb ile mikroalaşımlama işlemini 1963'te gerçekleştirmiştir (Tamura, 1988; Karabulut, 2004, Kaynar, 2013). 1960'lı yıllarda petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan YDDA çeliklerin Nb ve V ilavesi ile imalata alınması ve aynı yıllarda termomekanik haddeleme yönteminin geliştirilmesi ile yüksek dayanıma, yüksek tokluk değerine ve iyi kaynaklanabilme özelliğine sahip çelikler üretilmiştir. Nb elementinin önemli faydalarından birisi de haddeleme süresince östenitin yeniden kristalleşmesini engellemesidir. Şekil 2.1.'de V, Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler görülmektedir.



Şekil 2.1. V – Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler; a) yapımında Nb - V çeliği kullanılan New York Dünya Ticaret Merkezinin görüntüsü, b) Güney Amerika'da 122cm çapa sahip Nb, V boru çeliğinin kullanıldığı Northert Borders boru hattından bir bölüm (Sage, 1989).

1960'ların sonlarında mikroalaşım çeliklerinin gelişmesinin sebepleri;

- a) Malzeme maliyetinin düşük olması.
- b) Hafif ürünlerin gelişiminde etkili olması.
- c) Genişleyen pazar ihtiyacını karşılamak adına yeni malzemelere duyulan ihtiyaç.
- d) Dayanımı artırmada uygulanan geleneksel yolların pahalı olması.
- e) Nb ve V kullanılması ile düşük maliyetli dayanım artışının sağlanması olarak sıralanabilir (Karabulut, 2011; Skobir, 2011).

Özellikle; 1970 ile 1980 yılları arasında mikroalaşım çelik üretiminde büyük gelişmeler olmuştur. Bu yıllarda Japonya, İtalya ve Fransa gibi gelişmiş ülkelerde mikroalaşımli çeliklerden maksimum güç ve mukavemet elde etmek için gerekli haddeleme uygulaması yapılmıştır. Mikroalaşımli çelikler karbür ve nitrür oluşturmaları nedeni ile kaynak kabiliyeti iyi, dayanımı ve tokluğu yüksek çelikler haline gelmiştir (Tamura, 1988, Korchynsky, 1988).

2.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

Mikroalaşımli çelikler iki şekilde üretilmektedir. Birincisi sac, gaz ve petrol boru hatlarında kullanılan yassı ürünlerdir. İkincisi ise otomotiv endüstrisinde kullanılmak üzere dövme mamulleri şeklindedir. Yassı ürünlerde mikroalaşımlamayla birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekir. Kontrollü haddeleme ile gerçekleştirilen bu işlemde, genelde 1000–1200°C’de yapılan ön deformasyon sonrası düşük sıcaklıklarda (700-800°C) son bir deformasyon eklenir. Haddeleme sonrası değişik soğuma hızları kullanılarak mikroyapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarlarda perlit veya martenzit de elde edilir (Asil Çelik, 1994).

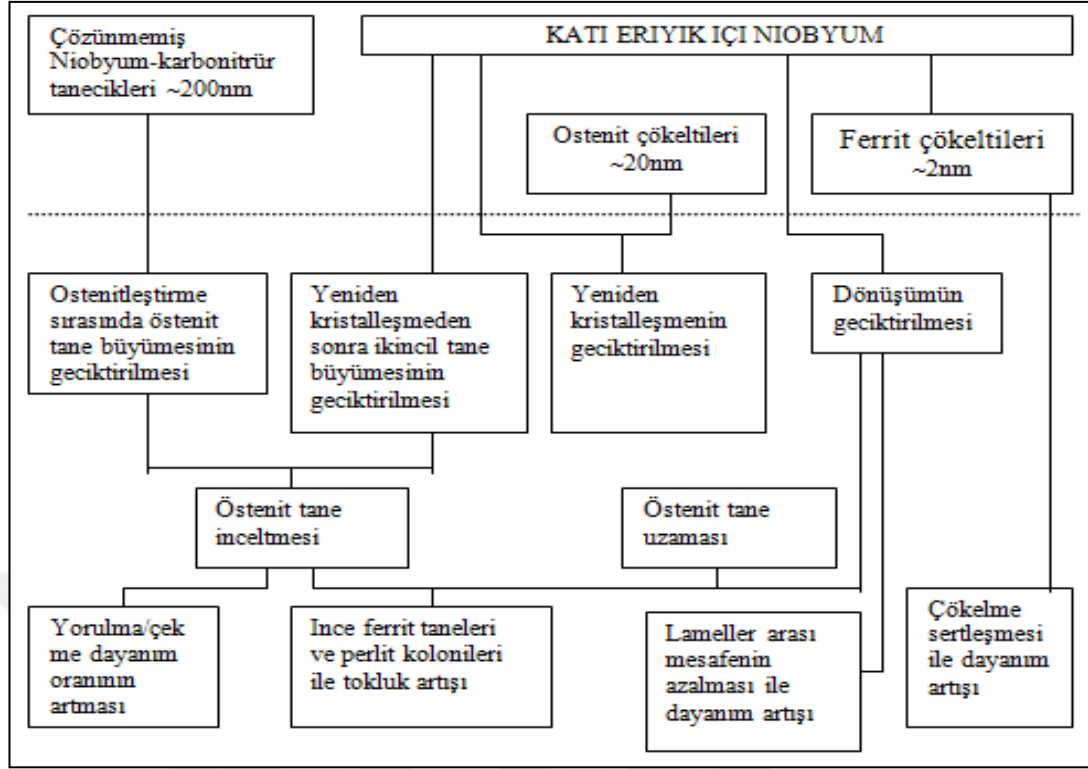
Mikroalaşımli dövme çelikler, orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin kimyasal bileşiminde özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar görülmektedir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025’lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür (Karabulut, 2004). Islah çeliklerde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken; mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit-perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hem de çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımli dövme çeliklerde ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikler görülür (Çapar, 2005). Ayrıca; dövme amaçlı üretilen mikroalaşımli çeliklerin dövme sonrası yapılan kontrollü soğutma ile ikincil bir ısıl işlemin tamamen ortadan kaldırılması bu çelikleri ıslah çeliklerine göre ekonomik açıdan daha avantajlı konuma getirmektedir.

2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ

Mikroalaşım elementleri, oluşturdıkları karbür ve nitrürlerin oluşma ve çözünme sıcaklığına bağlı olarak çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkilemektedir. Mikroalaşım elementleri olarak V, Nb, Al ve Ti genellikle YDDA çeliklerinin üretiminde kullanılmaktadır.

2.4.1. Niyobyum (Nb)

En etkili mikroalaşım elementi olup nitrür ve karbür oluşturur. NbC pratikte, 1000°C sıcaklığın altında oluşmakta ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin meydana gelmesine neden olmaktadır. NbC'nin etkili olabilmesi için östenitleme sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir. Böylece küçük partiküller şeklinde çökerek akma dayanımında artışa neden olurlar. NbC'nin çözeltiliye girebilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığının yüksek (1300°C) ve uzun süreli olması gerekir (Koltuk, 1996; Karabulut, 2004). Nb'nin, mikroalaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi Şekil 2.2'de görülmektedir. Ortalama 200 nm boyutundaki NbC çökeltileri tane büyümesini engeller. Östenit içi oluşan 20 nm'lik çökeltiler ise yeniden kristalleşmeyi geciktirir. Çökelti sertleşmesi, 2 µm boyutlu çok küçük çökeltilerle gerçekleşmektedir (Karabulut, 2004, Kaynar, 2013).



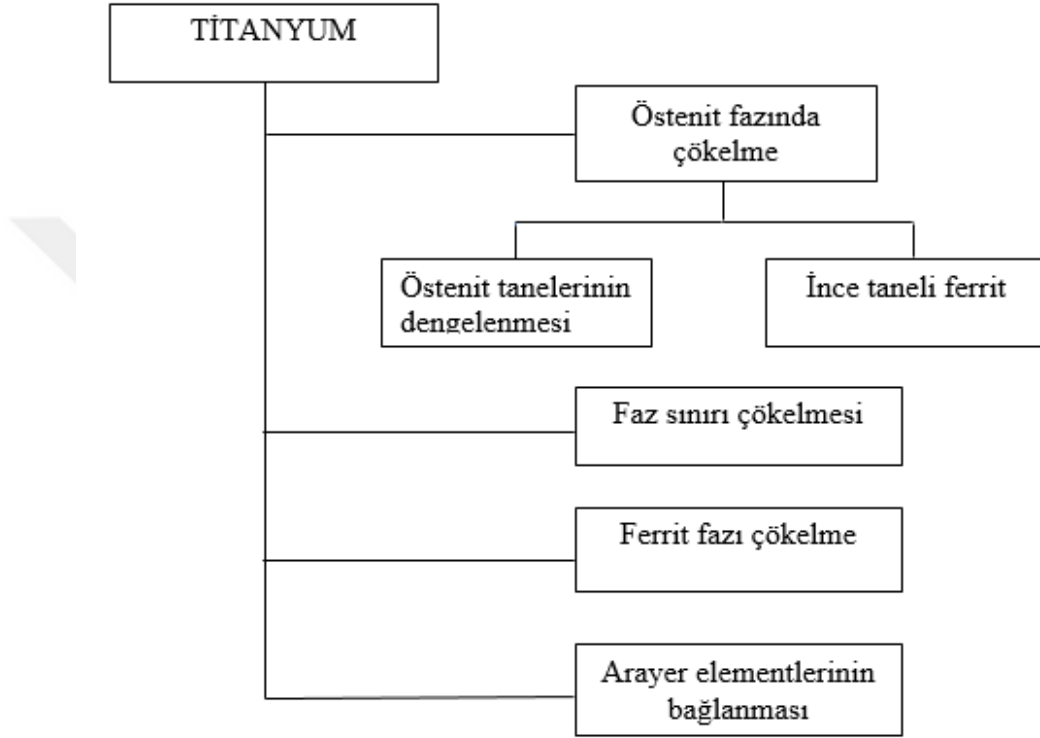
Şekil 2.2. Mikroalaşım elementlerinden Nb'nin çeliğin mikroyapısına etkisi (Karabulut, 2004).

Çelik östenitik olduğunda genellikle 1000°C sıcaklık altında NbCN çöker. Haddelenmiş çeliklerde Nb östenitin yeniden kristalleşmesini engeller. Bu durum dayanım ve toklukta artışa neden olur. NbC çökeltileri normalizasyon süresince östenitin tane büyümesini engeller. Normalizasyon şartlarında kullanılan çeliklerde Nb ilavesi dayanım ve tokluluğu artırır. Soğuma hızına bağlı olarak östenitte çökelmeyen Nb ferrite dönüşürken çöker. Dayanım artışına sebep olur. Ağırlık olarak % 0,15 oranında Nb, fazla karbon içeren çelikte dönüşüm sıcaklığını düşürür. Ferritin oluşumunu engeller. Böylece kırılgan beynitik yapının oluşmasına neden olur (Sage, 1989; Karabulut, 2004).

2.4.2. Titanyum (Ti)

Yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur. Bu nitrürler haddeme ve dövme işlemi esnasında östenitin tane büyümesini engeller. Ayrıca; TiN partikülleri ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) sıcak kısımlarında çözünmeden kalabilir. Bu nedenle TiN partikülleri ITAB'ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren en

etkili mikroalaşım çökeltisidir. Bazı durumlarda (Ti) çeliğın tokluğunu azaltan tane sınırlarında çökelen partiküllerin oluşmasına neden olur (Sage, 1989; Karabulut, 2004). Ti'nin etkili olabilmesi için, çelik katılaşmadan hemen sonra 25°C/dak. ve 35°C/dak. hızında soğutulmalıdır (Koltuk,1996; Karabulut, 2004). Şekil 2.3, Ti'nin mikroalaşımlı çeliğın mikroyapısına etkisini göstermektedir.



Şekil 2.3. Ti'nin mikroalaşım çeliğının dönüşümüne ve mikroyapısına etkisi (Çapar, 2005).

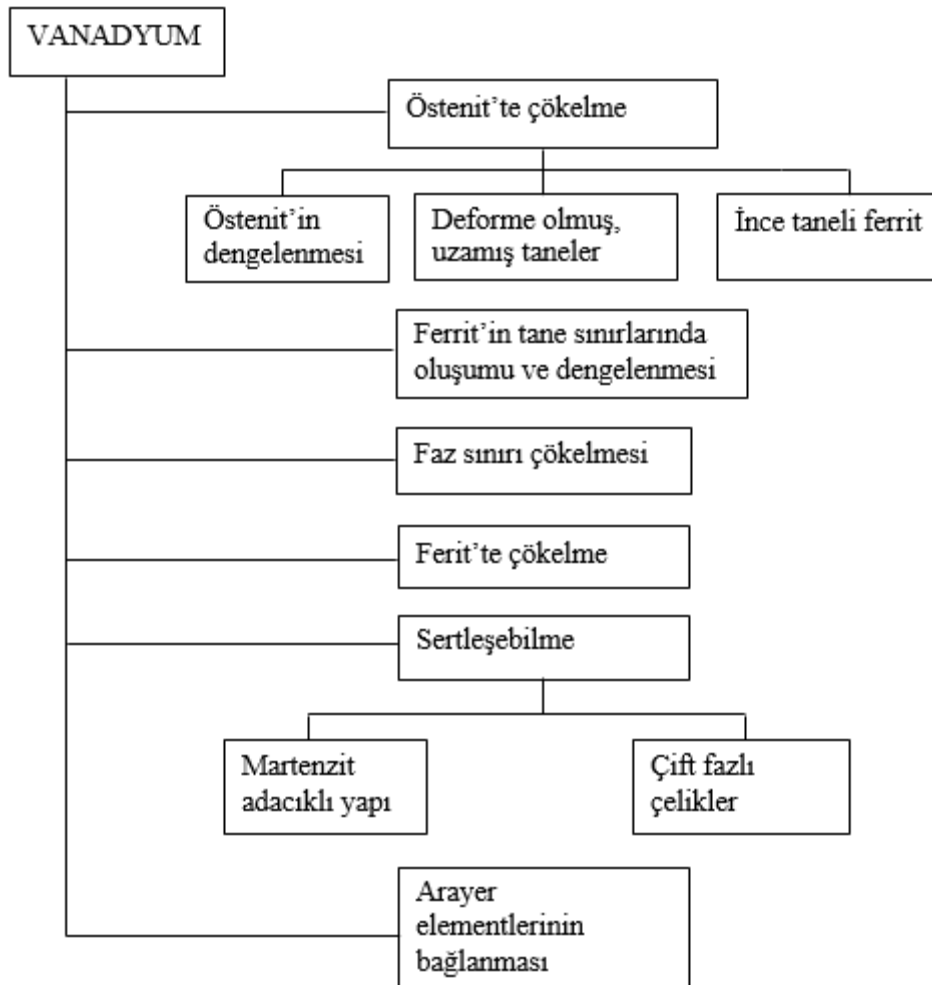
2.4.3. Vanadyum (V)

Ti ve Nb'nin oluşturduğu sıcaklıklardan daha düşük sıcaklıklarda nitrür ve karbür çökeltleri oluşturur. V'nin, tane boyutunu kontrol etmek için, Ti ve Nb kadar yaygın bir kullanım alanı yoktur (Koltuk,1996). YDDA çeliklerde V'nin en büyük özelliğı çökelti sertleşmesidir. Çeliklerde karbonca zengin VCN çökeltinin oluşum sıcaklığı yaklaşık 700°C'nin altındadır (Sage, 1989; Karabulut, 2004).

Ferrit içerisinde VN, AlN ile birlikte tane büyümesini engeller ve ince ferrit tanelerinin oluşumunu sağlar. Kontrollü haddelemeden önce normalize edilmiş

çeliklerde, yüksek dayanımlı boru hatlarında VCN çökerek haddeleme sırasında yüksek dayanım sağlar (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

V'nin çökelme sertleşmesi oluşturmamasından dolayı çeliğin akma mukavemeti artan V miktarı ile artar (Morrison, 2000; Karabulut, 2004). V'nin östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür. Diğer mikroalaşım elementlerinin aksine V ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferrit oluşumunu artırdığı bilinmektedir. V özellikle kaynak işleminde önemlidir. Östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar (Sage, 1992; Karabulut, 2004). Soğuma sırasında VC veya VCN çökeltileri ince ferrit taneleri içerisinde çökerek çökelti sertleşmesinin oluşmasını sağlar. V'nin mikroalaşımli çeliğin mikroyapısına etkisi Şekil 2.4'de görülmektedir.



Şekil 2.4. V'nin mikroalaşım çeliğinin dönüşümüne ve mikroyapısına etkisi (Çapar, 2005).

2.4.4. Alüminyum (Al)

Alüminyum sadece nitrür oluşturur. 1000°C'nin üzerinde çözünür. Fakat çözünmesi ve oluşması yapısının hegzagonal sıkı paket olmasından dolayı zaman almaktadır. Örneğin; çelik hızlı ısıtılırsa AlN 1000°C'nin üzerinde çözünmeden yapıda kalarak tane büyümesini engelleyebilir. AlN normalizasyon çeliklerinde gerek dövme ve gerekse haddeleme işlemleri sırasında tane büyümesini engelleyerek çeliğin dayanımına ve tokluğuna katkı sağlar (Gladman 1997, Karabulut 2004).

2.4.5. Karbon (C)

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına sebep olurken tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalma meydana getirir. Bunun yanında akma dayanımında artış sağlar. Karbonun yüksek oranlarda kullanılması martenzit ve beyitik yapının oluşmasına neden olur. Mikroalaşımli çeliklerde karbonun maksimum kullanımı sıcak haddeleme koşulları altında % 0,2 dir. Ancak otomotiv sanayisinde kullanılan dövme parçalar sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla üretildiği için karbon miktarı % 0,25'in üzerindedir (Metals Handbook, 1994; Karabulut, 2004).

2.4.6. Azot (N)

Azot'un mikroalaşımli çeliklerde kullanımı yaklaşık % 0,02'dir. Bazı uygulamalarda % 0,005 seviyesindedir. Vanadyumlu çeliklerde azot önemlidir. Çünkü çökeltme sertleşmesine sebep olur. V-N çeliklerinde oluşan VN, VC'ye göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane boyutunun küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

2.4.7. Silisyum (Si)

Silisyum, ergimiş çelik içerisinde % 0,35 oranında deoksidan olarak kullanılır. Katı çözelti sertleşmesi sağlayarak akma dayanımını artırır. Kaynaklı birleştirmelerde % 0,3'den fazla kullanımı toklukta ve kaynak kabiliyetinde azalmaya neden olur (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

2.4.8. Fosfor (P)

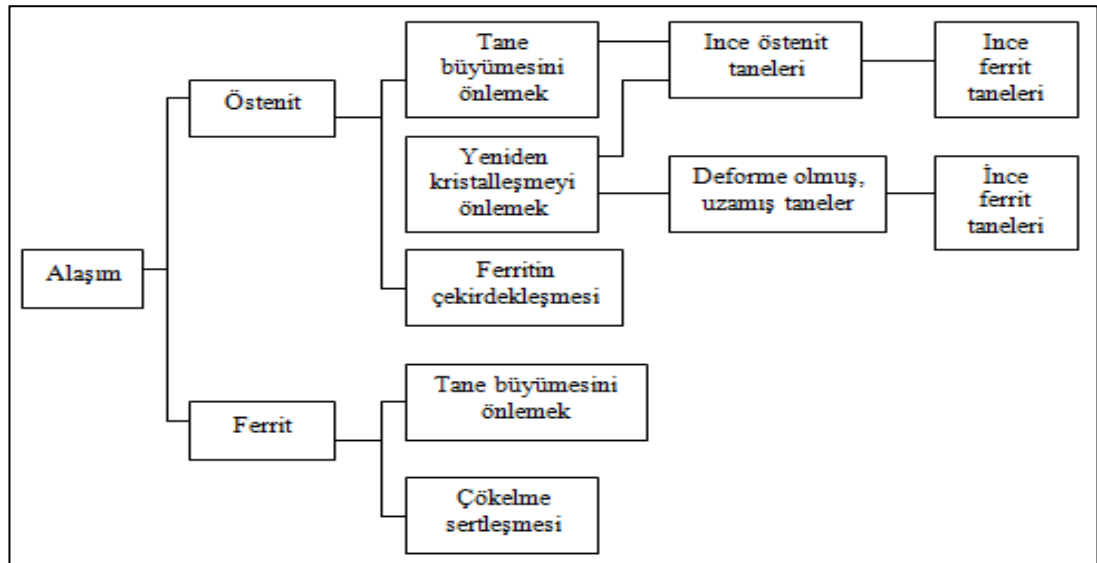
Ferrit içinde güçlü bir katı çözelti sertleştirmesi oluşturur. % 0,05'den daha büyük değerlerde kullanıldığında östenit ve tane sınırlarında meydana gelen segragasyonların yol açtığı kırılganlığa sebep olur. Bakır ile birlikte kullanıldığında önemli ölçüde korozyon direnci sağlar (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

2.4.9. Mangan (Mn)

Mikroalaşımlı çelikler % 1,5 mangan içerirler. Mangan iyi bir oksijen alıcı olduğundan çelik dökümlerin kalitesini artırır. Çeliklerde maksimum mangan miktarı % 1,3 – 1,7 arasındadır (Topateş, 1995; Karabulut, 2004). Diğer taraftan manganın en önemli yararı kükürdün olumsuz etkisini gidermesidir (Temel Savaşkan, 2009).

2.5. MİKROALAŞIM ÇELİKLERDE ÇÖKELTİ OLUŞUMU

Mikroalaşımlı çeliklerde çökelti, çeliğin özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Şekil 2.5'de çeliğin mikroyapısına mikroalaşım çökeltilerinin etkisi görülmektedir.



Şekil 2.5. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

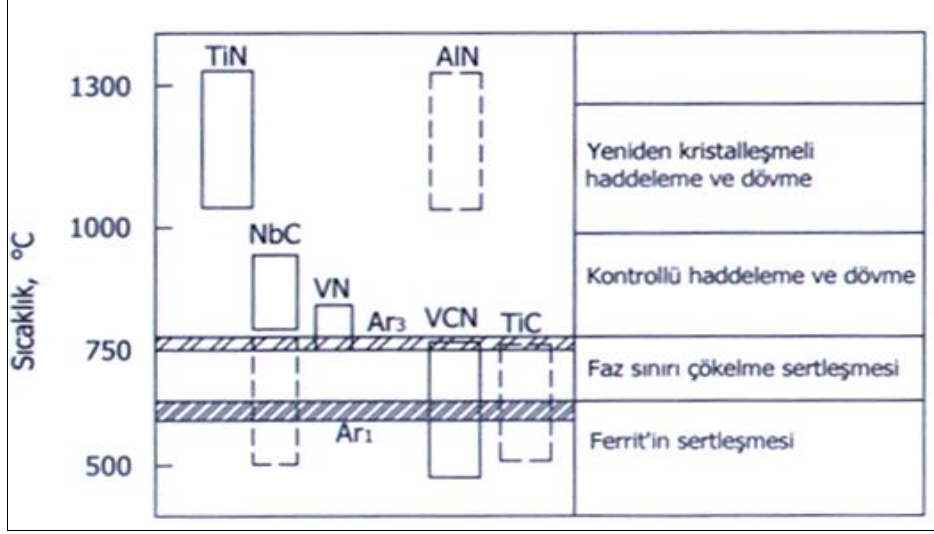
Mikroalaşım elementleri seçilirken; bu elementlerin çözünebilirliklerine ve çökelti oluşturmalarına dikkat edilmelidir. Mikroalaşım elementlerinin karbür ve nitrür oluşturabilmeleri, onlara çökeltme sertleştirme özelliğini kazandırarak çeliklerin mekanik özelliklerinin değişmesini sağlamaktadır (Tekin, 1995; Karabulut, 2004).

2.5.1. Karbür Ve Nitrür Partiküllerinin Çökeltmesi

Mikroalaşım çeliklerinde karbonitrür partiküllerinin çökeltmesi üç aşamada meydana gelmektedir. İlk aşamada oluşan çökelti; sıvı faz içerisinde ve katılaşma sırasında veya katılaşmadan sonra oluşurlar. Bu çökelti çok kararlıdır. Fakat östenitin yeniden kristalleşmesini engellemek için çok büyüktürler (Gladman, 1989; Karabulut, 2004). İkinci aşamada oluşan çökelti; sıcaklık düşerken sıcak deformasyon sürecinde meydana gelirler. Bu çökelti östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirir. Son aşamada oluşan çökelti; östenit-ferrit faz dönüşümü sırasında ve sonrasında ortaya çıkar. Bu tip çökelti östenit ve ferrit arayüzeyinde ve ferrit içerisinde oluşur. Ferrit fazındaki çökelti sertleşmesi bu değişim sürecinde meydana gelir (Gladman, 1989; Karabulut, 2004).

2.5.2. Sıcaklık Ve Soğuma Hızının Çökelti Oluşumuna Etkisi

Mikroalaşım çökeltilerinin çeliğin mekanik özelliklerini etkilemedeki rolü meydana geldiği sıcaklıkla doğrudan ilgilidir. Şekil 2.6’da haddeleme veya dövme işleminden sonra çelik soğurken karbür ve nitrürlerin oluşumunu göstermektedir.

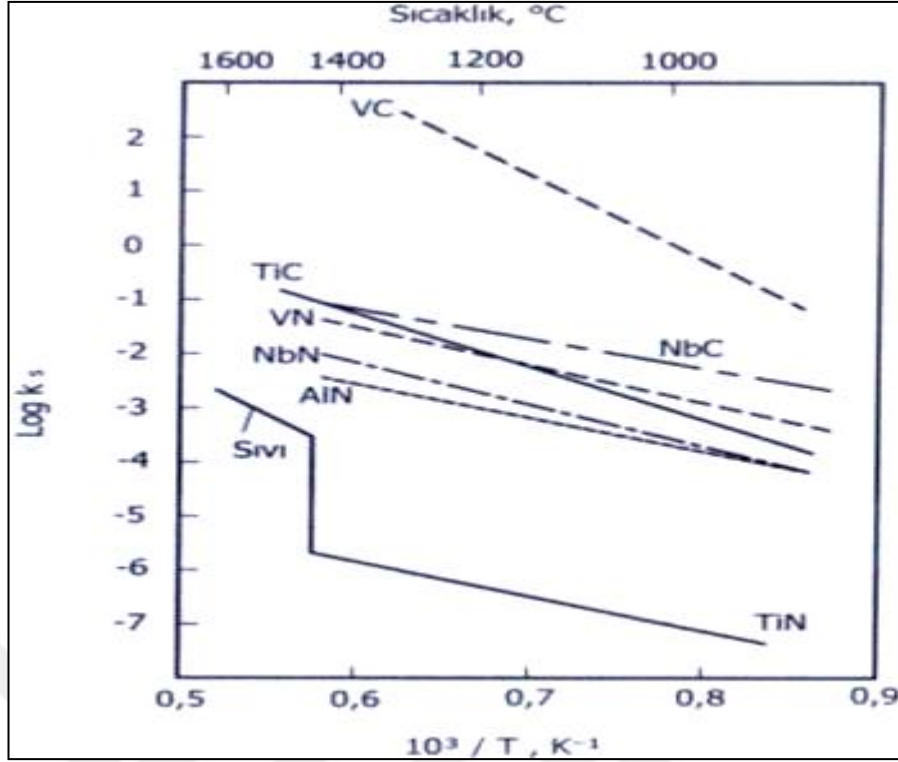


Şekil 2.6. Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerin oluşması (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

Soğuma hızı ne kadar yüksek ise, çökeltilerin oluştuğu sıcaklık o kadar düşük olur. Soğuma hızı çökeltilerin östenitte mi yoksa ferrit içinde mi oluşacağını belirler. (Koltuk,1996; Karabulut, 2004).

2.5.3. Karbür Ve Nitrür Partiküllerinin Çözünürlüğü

Çeşitli karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü ile ilgili çalışmalar İrvine, Pickering ve Gladman (1967) tarafından yapılmıştır. Literatür çalışmalarına bakıldığında mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüklerinin farklılık gösterdiği anlaşılmaktadır. Örneğin; Irvine, Pickering ve Gladman'ın (1967) verileri kullanıldığında % 0,03 Al ve % 0,015 N içeren çeliğin çözünme sıcaklığı 1273°C olarak bulunmuştur. Narita'nın (1975) verileri kullanıldığında ise çözünme sıcaklığının 1126°C olarak tespit edilmiştir. Bu farklılık uygun sıcaklığı bulmada problem oluşturacak kadar önemlidir. Narita (1975) verileri kullanılarak hesaplanmış mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlük sonuçları Şekil 2.7.'de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. Mikroalaşım karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü (Narita, 1975).

Karbür ve Nitrürlerin çözünürlükleri birbirleriyle karşılaştırıldığında aşağıdaki sonuçlar çıkartılabilir;

- TiN'ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok düşüktür.
- AlN'ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerinden düşüktür. Fakat TiN'ün çözünürlüğünden yüksektir.
- Mikroalaşım karbürlerinin çözünürlüğü benzer mikroalaşım nitrürlerin çözünürlüğünden daha yüksektir.
- VC'ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerin çözünürlüğünden yüksektir.

2.6. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİN AVANTAJLARI

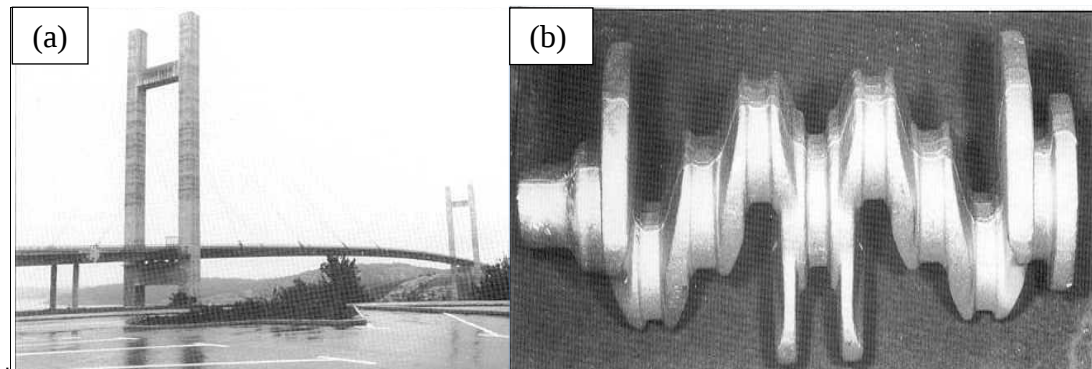
Üretim yöntemleri ve özelliklerine bakıldığında mikroalaşımli çeliklerin avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- a) Kullanılan alaşım miktarları azdır.
- b) Isıl işlem gerektirmezler.
- c) İşlenebilirlik özellikleri iyidir.
- d) Üretim imkanları hızlıdır.
- e) Zaman ve enerji tasarrufu sağlarlar.
- f) Daha hafiftirler.
- g) Maliyet açısından ucuzdur.
- h) Şekil ve yüzey görünümleri iyidir.
- i) Yüksek dayanıma sahiptir.

2.7. MİKROALAŞIM ÇELİKLERİN UYGULAMA ALANLARI

Mikroalaşım çeliklerinin birçok uygulama alanları bulunmaktadır. Bu alanlar; otomotiv endüstrisi, çelik köprüler ve çelik binalar, vinç, kamyon, tren, sürekli taşıyıcılar, tarım ve zirai makinaları olarak sınıflandırılabilir. Ayrıca; ısı ve korozyona dayanabilecek yapılarda, petrol arama platformları, çimento mikserleri, sondaj malzemelerinde mikroalaşım çelikler kullanılmaktadır.

Mikroalaşım çelikler dünyada farklı oranlarda kullanılmaktadır. Örneğin; gemi imalatı için Japonya'da Avrupa ve Güney Amerika'ya göre daha fazla kullanılmaktadır. Son yıllarda dövme mamullerinde de özellikle otomotiv endüstrisine yönelik parçalarda uygulama giderek yaygınlaşmıştır (Şekil 2.8).



Şekil 2.8. Mikroalaşım çeliklerin uygulama alanlarına örnek; a) V - Ti hadde çeliğinden inşa edilmiş İsveçteki Gion köprüsünün görüntüsü. b) Orta karbonlu V çeliğinden üretilmiş otomobilin krank şaft görüntüsü (Sage, 1989).

BÖLÜM 3

KOMPOZİT MALZEMELER

3.1. GİRİŞ

Sanayi devrimi ile makineleşme çağı başlamıştır. Bununla birlikte insan gücü ile yapılan birçok iş, makineler tarafından yapılmıştır. İnsanoğlunu da yeni araştırma alanlarına yöneltmiştir. Farklı malzemelere olan ihtiyaç yeni malzemelerin ve üretim yöntemlerinin gelişmesini sağlamıştır. Teknolojideki hızlı gelişmeler ile birlikte araştırmalar sonucunda geleneksel malzemelere oranla daha üstün özelliklere sahip yeni malzemeler üretilmiştir. Yeni geliştirilen bu malzemelerden birisi de kompozit malzemelerdir (Günay, 2009).

Farklı iki veya daha fazla malzemeyi istenen özellikleri sağlayacak şekilde belirli şartlar ve oranlarda bir araya getirerek elde edilen malzemeye kompozit malzeme denir. Yapılarında birden fazla sayıda fazın yer alması ile homojen olmalarına rağmen heterojen malzemelerdir. Kompozit malzemelerde yapıyı oluşturan bileşenler birbiri içinde çözünmezler, kimyasal olarak inert davranırlar. Fakat özellikle metalik sistemlerde düşük oranlarda bir miktar çözünme, bileşenler arasında kompozit özelliklerini etkileyebilen ara yüzey reaksiyonlarının oluşmasına neden olabilir (Betteridge ve Heslop, 1974).

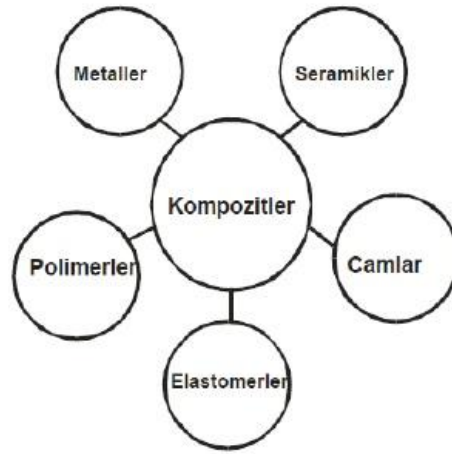
Kompozitleri meydana getiren bileşen sınıfları çok değişik malzemelerden olabilmektedir; seramik, metal, polimer, cam ve elastomer gibi. Kompozit sistemlerine bağlı olarak değişik sınıftaki malzemelerden en az iki grup malzemenin üstün özelliklere sahip malzemeler elde etmek için bir araya getirilmesi kompozit malzemeleri oluşturmaktadır. Bileşenler kimliklerini ve özelliklerini korur. Birlikte bulunmalarına rağmen birbiri içinde tamamen çözünmez ve birbiri arasında bir ara yüzey oluşturlar (Clyne ve Withers, 1993).

3.2. KOMPOZİT MALZEMELERİN TARİHSEL GELİŞİMİ

Kompozit malzemelerin bilinen en eski ve geniş kullanım alanı inşaat sektörüdür. Samanla liflendirilmiş çamurdan yapılan duvarlar ilk kompozit malzeme örnekleridir. Taş, kum, kireç, demir ve çimento ile oluşturulan kompozit malzeme evlerimizi oluşturmaktadır. Kompozit malzemeye en güzel örneklerinden biri de kağıttır. Selüloz ve reçineden oluşan kağıt, günümüzde hayatımızın her alanında kullanılarak insanlığın hizmetine sunulmuştur. Günümüzde kompozit malzemelerin kullanım alanları çok geniştir. Bu alanlar; ev aletleri, elektrik ve elektronik sanayi, inşaat sektörü, tarım sektörü, iş makineleri, havacılık sanayi ve otomotiv sanayi örnek olarak verilebilir.

Özellikle havacılık sanayinde kompozitler daha geniş bir uygulama alanına sahiptirler, uçak modelleri, helikopter parçaları ve uzay araçlarında başarıyla kullanılırlar. Daha hafif malzeme ile atmosfer şartlarında dayanım ve yüksek mukavemet sağlanır. Kompozit malzemeler otomotiv sanayinde de geniş kullanım alanı bulmaktadır. Özellikle; kaporta parçaları, iç donanımı, tamponlar ve oto lastikleri gibi bir çok yerde ana ve ara elaman olarak kullanılmaktadır (Akdemir, 2005).

Mühendislikte; metaller, plastikler ve seramikler olmak üzere üç grup malzeme yaygın olarak kullanılmaktadır. Kompozitlerin üretiminde hemen hemen bütün mühendislik malzemeleri matris malzemesi olarak kullanılırken gün geçtikçe farklı takviye elemanları denenmektedir (Çalın, 2006). Kompozit malzemeler Şekil 3.1’de görüldüğü gibi farklı malzemelerin birleştirilmesiyle oluşmaktadır.



Şekil 3.1. Matris malzemeleri (Nazik, 2013).

3.3. KOMPOZİT MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI

Kompozitler genellikle kullanılan matris malzemesi ve takviye elemanının şekline ve cinsine göre sınıflandırılırlar.

1. Matris malzemesine göre kompozitler:

- a) Polimer matrisli kompozitler
- b) Seramik matrisli kompozitler
- c) Metal matrisli kompozitler

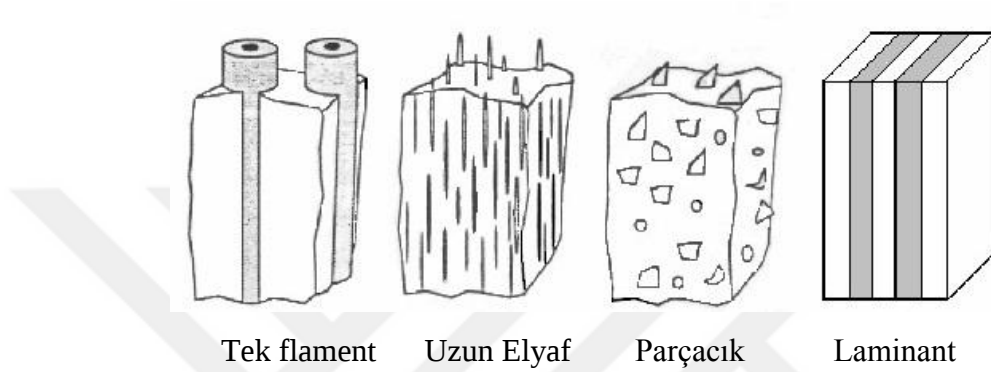
2. Takviye elemanının şekline göre kompozitler:

- a) Tekflament
- b) Uzun ve kısa elyaf (fiber)
- c) Parçacık
- d) Laminant (Katmerli)

olarak sınıflandırılırlar (Çalın, 2006).

Polimer matrisli kompozitler; düşük yoğunluk, ekonomiklik, kolay üretilebilirlik, mekanik özelliklerinin iyi olmaları ve yalıtkanlık gibi özelliklerinden dolayı endüstride yaygın olarak kullanılmaktadırlar (Şahin, 2000). Plastik esaslı kompozitlerin ısıl dayanımlarının düşük olması dezavantajıdır. Seramikler ergime sıcaklıkları yüksek, yoğunlukları ve ısıl genleşme katsayıları düşük, yalıtkan ve sert

malzemelerdir. Ancak aşırı derecede gevrek malzemelerdir. Kimyasal ve ısı etkilere karşı dirençleri yüksektir. Metaller saf halde yumuşak ve dayanımları düşük ancak alaşım yapılmak suretiyle sınırsız özellikler elde edilebilir. Metaller çoğunlukla seramik, nadiren refrakter takviye elemanları ile güçlendirilerek metal matrisli kompozit malzemeler üretilmektedir. Takviye elemanının şekline göre kompozit çeşitleri Şekil 3.2’de görülmektedir.



Şekil 3.2. Takviye elemanının şekline göre kompozit çeşitleri (Çalın, 2006).

Kullanım miktarları bakımından, kompozitlerin imalinde en yaygın kullanılan takviye elemanları arasında mikrondan, nanometreye kadar değişen boyutları ile parçacıklar ve partiküller yer almaktadır. Boyutları 1 μm ’den büyük olanlar parçacık, 1 μm ’den küçük boyutlular ise partikül olarak adlandırılmaktadır. Partikül takviyeli kompozitlerde, ana malzemenin içerisinde yer alan partiküller nedeniyle dağılım sertleşmesi ile mekanik özellikler iyileşmektedir. Bu da partiküllerin tane sınırlarında oluşan kaymaları engellemesi ile gerçekleşmektedir. Yapının mukavemeti parçacıkların sertliğine bağlıdır. Metal esaslı ve seramik esaslı yapıların, sertlikleri ve yüksek sıcaklık dayanımları yüksektir (Bulut, 2014).

3.4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Metal matrisli kompozit malzemeler (MMK), kompozit malzemelerin bir grubunu temsil eder. MMK’ler tüm kompozitler gibi kimyasal ve fiziksel olarak farklı olan en az iki faz içerirler. Genellikle takviye fazları metalik matris içerisine dağıtılarak MMK elde edilir. MMK’ler yüksek elastik modül ve yüksek mukavemet gibi ideal mekanik özelliklere sahip olmaları ve farklı ortamlarda kullanılabilme

özelliklerinden dolayı özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında, havacılık ve otomotiv sektöründe tercih edilmektedir (Soy, 2010). Metal matrisli kompozitler partikül takviyeli, kısa fiber takviyeli ve sürekli fiber takviyeli olmak üzere üç gruba ayrılır.

MMK'ler ile ilgili pek çok araştırma yapılmış ve literatürde olumlu şekilde yer almıştır. Ancak bunların optimum kullanım şartlarının belirlenmesinde ve pratikte kullanılmasında temel bazı şartlar aranır. Bunları şöyle sıralamak mümkündür;

- a) Yüksek elastikiyet modülü.
- b) Yüksek mukavemet.
- c) Yüksek tokluk ve darbe özellikleri.
- d) Yüksek elektrik ve termal iletkenlik.
- e) Isıl şoklar ve sıcaklık değişikliklerine karşı düşük hassasiyet ve iyi sürünme direnci.
- f) Sürekli mükemmel özellik.
- g) İyi yüzey dayanımı ve yüzey çatlaklarına karşı düşük hassasiyet.
- h) Tasarım, üretim, biçimlendirme, birleştirme ve son işleme bakımından mükemmel teknolojik birikim (Çalın, 2006).

3.4.1. Metal Matris Kompozitler İçin Matris Malzemeler

Bir kompozit malzeme; çekirdek olarak adlandırılan takviye elemanı ve etrafını saran matris malzemesini içermektedir. Matrisin en önemli görevi; takviye elemanını bir arada tutmak, malzemeye gelen darbeleri veya yükleri takviye elemanlarına aktarmak, kırılma tokluğunu iyileştirmek, takviye elemanı ile uyum sağlamak, takviye elemanlarını aşınmaya ve korozyona karşı korumaktır (Kuş, 2007). MMK'ler için hemen hemen bütün mühendislik malzemeleri matris olarak kullanılabilir. Bunların başlıcaları Al, Ti, Mg, Cu, Fe, Co, Mo, ve Ni gibi metaller ile bunların alaşımlarıdır (Çalın, 2006).

3.4.2. Metal Matris Kompozitler İçin Takviye Elemanları

Kompozit malzemelerde takviye elemanının görevi yükü taşıyarak matrisin dayanımını arttırmaktadır. Kompozitlerde takviye elemanları tekflament (sürekli fiber), kısa fiberler ve partiküller şeklinde bulunabilir. Yüksek elastikiyet modülü, düşük yoğunluk, yüksek çekme mukavemeti, termal kararlılık, matris malzemesi ile uyumluluk takviye elemanlarından beklenen özelliklerdir (Çalın, 2006). Çizelge 3.1’de en/boy oranlarına göre MMK malzemelerde kullanılan takviye elemanları verilmiştir.

Çizelge 3.1. MMK’lerde kullanılan tipik takviye elemanları (Altuner, 2011).

Takviye elemanı	En/boy oranı	Çap, μm	Örnek
Partikül	1-4	1-25	SiC, Al_2O_3 , BN, B_4C , WC
Kısa yada kırık fiber	10-10000	1-5	C, SiC, Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$
Sürekli fiber	>1000	3-150	SiC, Al_2O_3 , C, B, W, Nb-Ti, Nb_3Sn

Mekanik özellikleri en iyi olan MMK grubu sürekli veya süreksiz fiberlerle takviye edilenlerdir. Ancak bu tür kompozitlerin üretim maliyetleri oldukça yüksektir. Ayrıca anizotropik özellik gösterirler ve ikincil işlemlerde (kesme, işleme, kaynak gibi) büyük sorunlara neden olurlar. Partikül takviyeli MMK’ler, mekanik özellikleri diğer gruba göre daha düşük olmasına karşın, genel olarak izotropiktirler. Ayrıca üretimleri daha basit ve ucuzdur. İkincil prosesleri matris malzemesinden daha zor olmasına karşın, sürekli fiberli kompozitlerden daha kolaydır. Bu nedenle partikül takviyeli MMK’ler daha çok uygulama alanı bulmuştur (Altuner, 2011).

3.5. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Farklı matris ve takviye malzemelerinin kullanılıyor olması MMK’lerin üretiminde farklı tekniklerin geliştirilmesine sebep olmuştur. Üretim sırasında matrisin katı, sıvı

veya buhar fazında olmasına göre MMK'ler üç yöntem altında üretilmektedir. Bunlar; (Nazik, 2013).

1. Katı faz üretim yöntemleri

- a) Difüzyonla bağlama
- b) Toz metalürjisi (T/M)
- c) Haddeleme

2. Sıvı faz üretim yöntemleri

- a) Sıvı metal İnfiltrasyon
- b) Basınçlı İnfiltrasyon
- c) Basınsız İnfiltrasyon
- d) Sıkıştırma Döküm
- e) Sıvı Metal Karıştırma
- f) Plazma Püskürtme

3. Diğer yöntemler

- a) Rheocasting ve Compocasting Döküm Yöntemleri
- b) Vidalı Ekstrüzyon
- c) İn-Situ Tekniği
- d) XD Tekniği olarak söylenebilir (Nazik, 2013).

Bir kompozit üretimi için uygulamada istenilen teknik özelliklere göre takviye elemanı ve matris seçiminin yanında üretim tekniği ve konsolidasyon parametreleri de çok önemlidir. Üretim tekniği, elyafa, matrise, parça şekline ve istenilen mekanik ve fiziksel özelliklere göre belirlenir (Şahin, 2000).

Sıvı hal yöntemleri, ergiyik matris alaşımına takviye elemanlarının ilavesi ya da takviye elemanlarından oluşmuş gözenekli yapılar içerisine matris alaşımının infiltrasyonundan ibarettir. İnfiltrasyon yöntemlerini basınçlı ve basınsız olmak üzere iki gruba ayırmak mümkündür (Ansal, 2008).

MMK malzemelerin üretiminde kullanılan en yaygın yöntemlerden biri toz metalürjisi yöntemidir. Seramik partiküllerin sıvı metal tarafından ıslatılmasındaki

güçlüğü nedeniyle toz metalürjisi ile kompozit üretimi ilk geliştirilmiş tekniklerden birisidir. Bu teknikte genel olarak partikül veya whisker formunda takviye elemanları ile toz haldeki metal kullanılarak, MMK malzeme oluşturulur (Nazik, 2013).

3.6. KOMPOZİT MALZEMELERİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI

Kompozit malzemelerin özgül ağırlıklarının düşük olması ve hafif konstrüksiyonlarda kullanılması büyük avantaj sağlar. Ayrıca; fiber takviyeli kompozit malzemeler korozyon dayanımlarının yüksek olması, ısı ve ses ızalasyonu sağlamaları kullanım alanları için üstünlük sağlar. Diğer taraftan; yüksek mukavemet, kolay şekillendirilebilme, üstün elektriksel özellikler, ısı ve ateşe dayanıklılık gibi özellikler avantajları arasındadır.

Belirtilen birçok olumlu özelliklerinin yanında kompozit malzemelerin olumsuz tarafları da vardır. Örneğin; malzemelerdeki hava zerrecikleri yorulma özelliklerini olumsuz etkiler. Değişik doğrultularda değişik mekanik özellikler gösterebilirler. Aynı malzeme için çekme, basma, kesme ve eğilme mukavemet değerleri farklılık gösterebilir. Ayrıca; delik delme gibi işlemlerde liflerinde açılmaya neden olduğundan bu tür malzemelerde hassas imalattan söz edilemez (Turan, 1993).

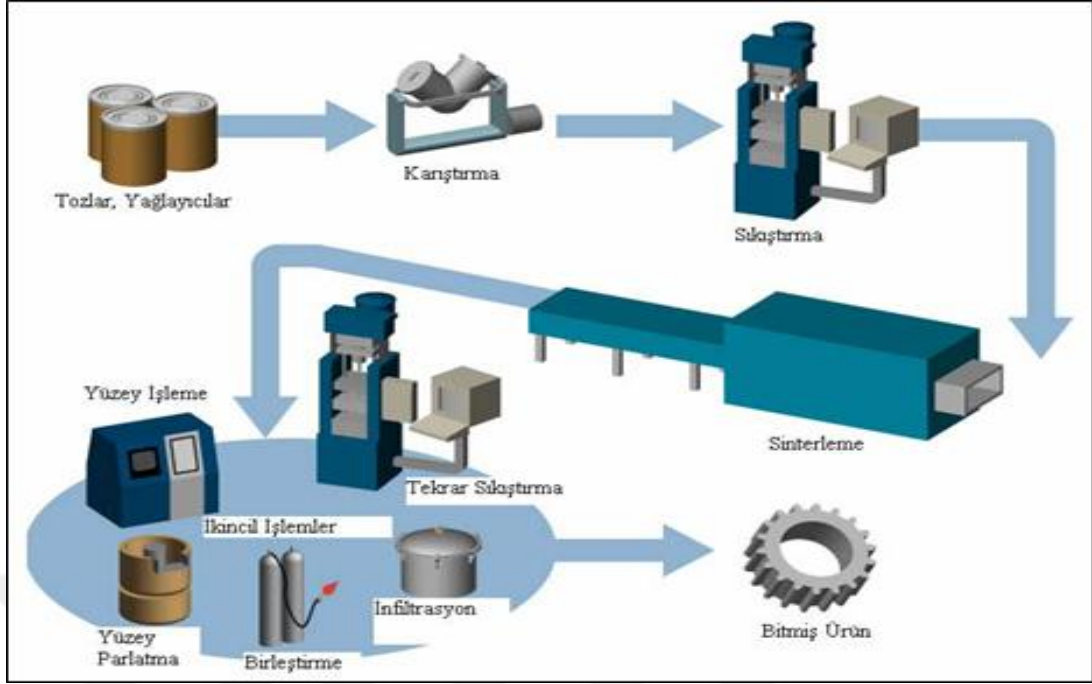
BÖLÜM 4

TOZ METALURJİSİ

4.1. GİRİŞ

Kaynaklarda toz metalurjisi, saf metal ve alaşım tozları ile seramik esaslı tozların karıştırılarak preslenmesi, sinterlenmesi ve mukavemetlerinin arttırılması amacıyla yeni malzeme üretim tekniği olarak tanımlanır (Robert, 1984; Özkök, 2004). Kısaca; tozların bazı işlemlerden geçirilerek faydalı mühendislik malzemelerine dönüştürülmesidir (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010). Toz metalurjisi yöntemleri ile dökümde olduğu gibi net şekilli parçalar üretilebilir. Hatta döküm yoluyla üretilmeyen yüksek ergime sıcaklığına sahip seramikler, birbiri içerisinde çözünmeyen tozlar, refrakter malzemeler toz metalurjisi yoluyla üretilebilirler.

Bu teknikle üretilen malzemeler, otomobil parçaları, zırh delici malzemeler, elektrik bağlantı elemanları, nükleer güç santralleri, ortopedi malzemeleri, yüksek sıcaklığa dayanıklı filtreler, uçak parçaları, gibi farklı alanlarda kullanılmaktadır. Başlangıçta ekonomik olması nedeniyle tercih edilirken, günümüzde ise üretilebilirlik, homojenlik ve kalite gibi özellikler ön plana çıkmaktadır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Toz metalurjisi ile üretim genel olarak tozların hazırlanması, preslenmesi, sinterlenmesi ve son işlemlerden oluşan aşamadan sonra gerçekleştirilir. Şekil 4.1’ de bu işlemler şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Bir ürünün Toz Metalurjisi yöntemi ile üretimi (Öztürk, 2012).

Üretilen malzemelerde üstün fiziksel ve mekanik özellik ve avantajlar varken; kalıp maliyetinin yüksek olması, gözenek oluşumundan kaynaklanabilecek düşük mekanik özellikler, homojen bir yoğunluk elde edebilmek için parça boyutlarının sınırlı olması gibi dezavantajları da vardır (Yavuz ve Karadere, 1996; Türker, 1999; Sarıtaş vd., 2007; Kurt, 2010; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.2. TOZ ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Tozların üretiminde kullanılan yöntemler, tozların şeklini, boyutunu, mikroyapısını, maliyetini ve diğer birçok özelliklerini etkilemektedir. Bu yöntemler aşağıda sıralanmıştır (Sarıtaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

- Mekanik üretim yöntemleri; öğütme, talaşlı üretim, mekanik alaşımlama.
- Kimyasal üretim yöntemleri; ısıl bozunma, gazla bozunma, sıvıdan çökeltme, gazdan çökeltme.
- Atomizasyon yöntemleri; gaz atomizasyonu, sıvı atomizasyonu, savurmalı atomizasyon.
- Buharlaştırma yöntemi.

4.3. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİNDE KULLANILAN TOZLARIN KARAKTERİZASYONU

Toz metalurjisi parçacıkların bir araya gelmesiyle oluşan tozlarla başlar. Parçacık tozun bölünemeyen en küçük birimidir. Genellikle 3mm'ye kadar olan parçacıklar toz metalürjisini ilgilendirir. İşlem kontrolünün sürdürülmesinde toz özelliklerinin (tane boyutu, şekli, yoğunlaşması, sertliği, homojenliği vb.) tespit edilmesi ve bu özelliklerin ürün performansını nasıl etkilediklerinin iyi bilinmesi gerekir (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.3.1. Toz Numunesi Alma

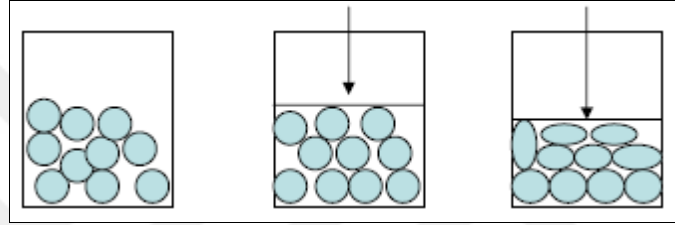
Toz numunesinin alınması önemli ve zordur. Numune alma işlemi farklı noktalardan küçük numuneler alınarak ve harmanlanarak yapılmalıdır. Parçacıklar genellikle kohesivdir. Dolayısıyla birbirlerine yapışma eğilimleri yüksektir. Bu nedenle parçacıkların topaklanması muhtemeldir. Genellikle topaklanmalar yüzey neminden kaynaklanır. Bir arada tutunan topaklanmalar, çok küçük kayma gerilmeleriyle ortadan kaldırılabilir zayıf kuvvetlerle tutunan parçacıklar kümesi olarak tanımlanmaktadır. Çoğu parçacık için yüzey aktifleştiren sıvılar, mekanik ve ultrasonik çalkalama yöntemleri, parçacıkların dağıtılması ve özelliklerin belirlenmesinde etkilidir. Topaklanmayı dağıtmada en çok tercih edilen yöntemler mekanik karıştırma veya ultrasonik çalkalamadır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.3.2. Parçacık Boyut Ölçümü

Tozların parçacık boyutu birçok tekniklerle ölçülebilmektedir. Birçok ölçüm yöntemi parçacık şeklini küresel kabul eder. Bu geometrik parametreye göre ölçüm yapar. Mikroskop ile ölçüm, eleme ile ölçüm, sedimentasyon ile ölçüm, ışık saçılımı ve kırınımı ile ölçüm, elektriksel alan algılaması ile ölçüm, ışık engelleme ile ölçüm, X-ışını ile ölçüm tozların parçacık boyut ölçümlerinde genel olarak kullanılan yöntemlerdir (Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4. TOZLARIN SIKIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ

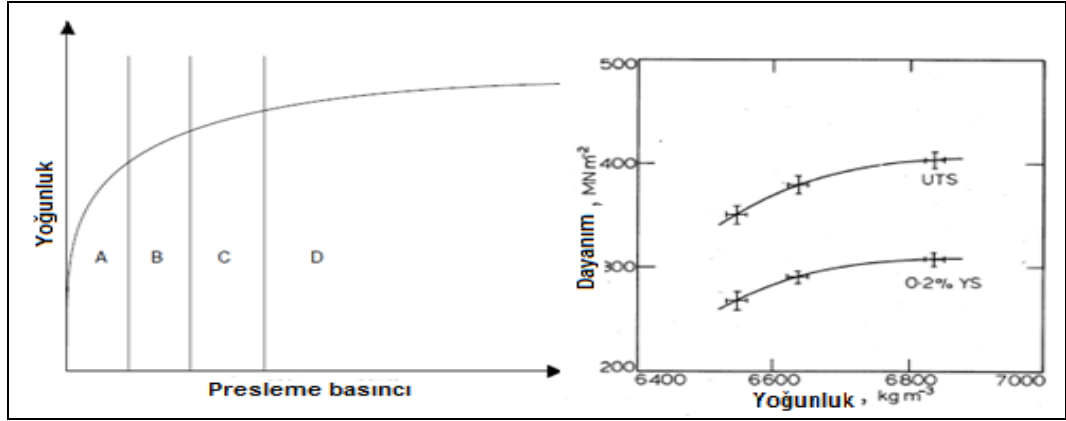
Sıkıştırma ve şekillendirme gevşek halde bulunan tozu belirli bir mukavemeti olan kütleye dönüştürme işlemidir. Üretilen tozlar sıkıştırılarak bir katı malzemenin özelliklerini taşıyacak hale dönüştürülür. Tozların en çok kullanılan şekillendirme ve yoğunluk kazandırma yöntemi kalıpta sıkıştırma yöntemidir. Birçok sıkıştırma işlemi tozun bir kalıp içerisine tek eksen yönünde preslenmesiyle gerçekleştirilir (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Şekil 4.2’de küresel tozların tek yönlü presleme sonucu aldığı şekil değişimini göstermektedir.



Şekil 4.2. Küresel tozların tek yönlü sıkıştırılması (Saritaş vd., 2007).

Tozlar sıkıştırılmadan önce homojen bir şekilde karıştırılmalıdır. Değişik şekil, boyut ve yoğunluktaki tozların homojen olarak karışmaları üretilcek parçanın performansını artırır (German, 1998; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

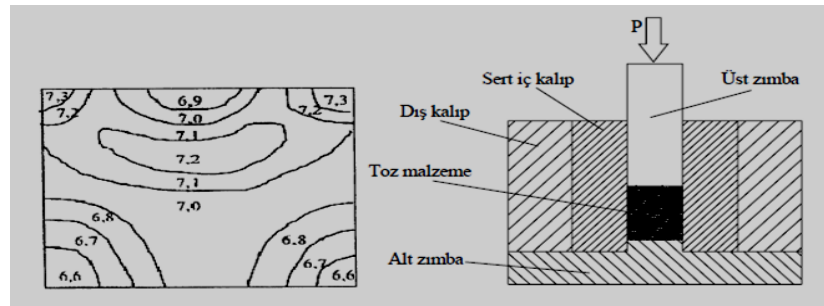
Şekil 4.3. presleme basıncı, yoğunluk ve dayanım ilişkisini grafik olarak göstermektedir. Şekilden görüldüğü gibi presleme basıncının artması ile üretilen parçanın yoğunluğu artmaktadır. Bu da dayanımı yüksek malzemelerin daha kolay bir şekilde üretilmesini sağlamaktadır.



Şekil 4.3. Presleme basıncı, yoğunluk ve dayanım ilişkisi grafiği.

4.4.1. Tek Yönlü Presleme

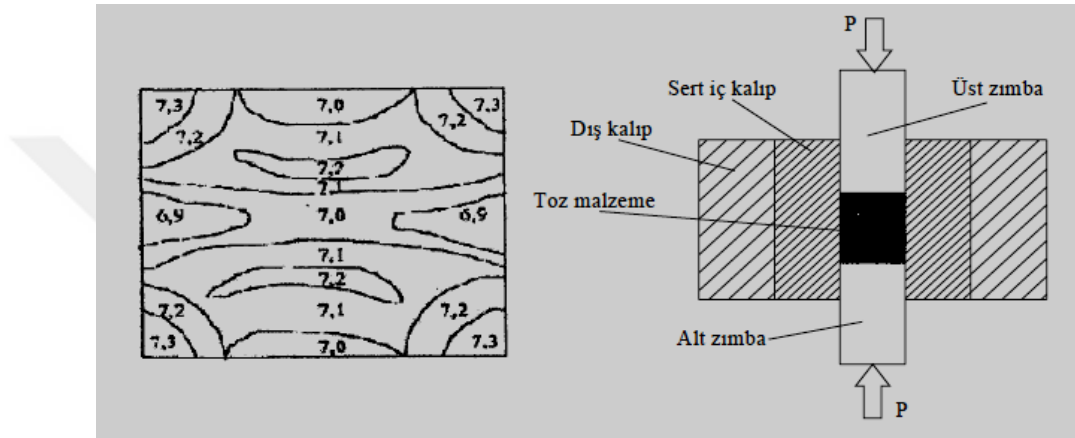
Tek yönlü preslemede (Şekil 4.4), deformasyonun başlamasıyla, tozlar arası ve toz-kalıp çeperi arasında oluşan sürtünme basınç dağılımında bir dengesizliğe sebep olur. Bu dengesizlik yükün, iş parçasındaki dağılımını etkiler. Yoğunluk, hareketli zımbada daha yüksek ve sabit zımbaya doğru giderek azalır. Yoğunluktaki bu azalma iş parçasının boy/çap oranıyla ilgilidir. Tek eksenli preslemede, başlangıçta kalıba doldurulan toz kütlesindeki yüksekliğin çapa oranı ($Y/\Ç$), presleme sonrası yoğunluk dağılımını etkiler. Bundan dolayı bu sınırın, $Y/\Ç \leq 4$ olması önerilir (Ekşi ve Kurt, 1999; Karabulut, 2011). Ayrıca; kalıbın uzun ömürlü olması ve kalıp duvarının tozlardan çizilmemesi ve aşınmaması için çok sert olması gerekir.



Şekil 4.4. Tek yönlü preslemede yoğunluk dağılımı ve tek yönlü kalıbın şematik gösterimi (Bahçeci E., 2006; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4.2. Çift Yönlü Presleme

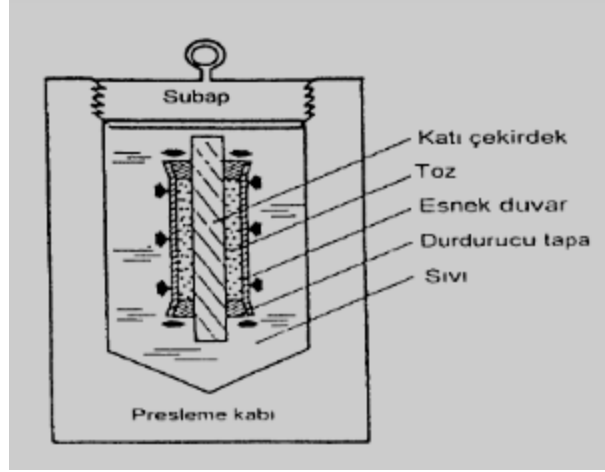
Bu yöntemde presleme işleminde tozlar, birbirine zıt yönlü iki zımba vasıtası ile sıkıştırılırlar. Bu işlem sırasında farklı miktarda hareket veya basınç uygulanır. Çift yönlü presleme ile kalıp içerisinde dengeli bir sıkıştırma meydana gelir (Şekil 4.5). Yoğunluk dağılımı, tek yönlü sıkıştırma ile elde edilen parçaların yoğunluk dağılımından daha homojendir.



Şekil 4.5. Çift yönlü preslemede yoğunluk dağılımı ve çift yönlü kalıbın şematik gösterimi (Bahçeci E., 2006; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4.3. Soğuk İzostatik Presleme

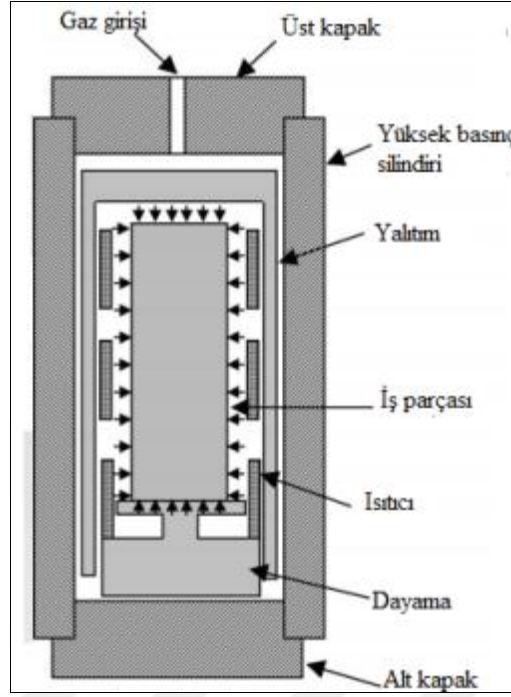
Şekil 4.6’da görüldüğü gibi basınçların eşit olarak uygulandığı bir yöntemdir. Boy-çap oranının büyük olduğu, karmaşık ve kademeli parçalara uygulanır. Toz; kalıp görevi yapan sızdırmaz elastik bir kaba konup kapatılır. Daha sonra kalıp akışkan banyosu içindeki bir basınç kabına daldırılır. Akışkana yüksek basınç verilerek kalıp hidrostatik basınç etkisinde bırakılır. Parçanın üzerindeki yumuşak kalıp alınır. Bu yöntemle üretilen toz metal parçalarda daha homojen yapı ve yoğunluk dağılımı elde edilir (German, 1994; Matik, 2010; Karabulut, 2011).



Şekil 4.6. Soğuk izostatik presleme (Bahçeci E., 2006; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4.4. Sıcak İzostatik Presleme

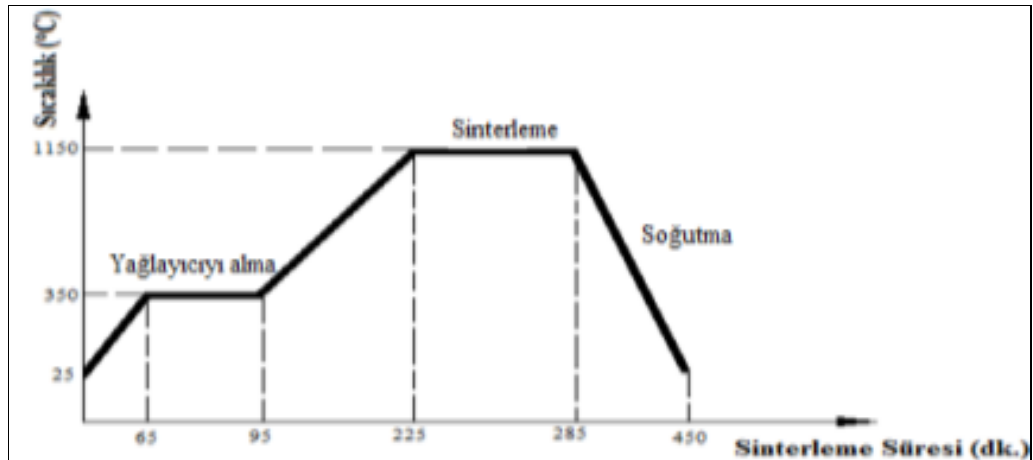
Diğer üretim yöntemleriyle üretilmesi zor olan, çok özel niteliklere sahip, başka türlü birbirleri ile karışma imkanı olmayan metallerin üretimi için kullanılır. Ancak metallerin toz formunda birleştirilmesi ile veya farklı toz metal katmanlarının kullanımı ile sağlanabilir. Toz metal ile doldurulup kapatılmış kalıplar daha sonra sıcak izostatik sıkıştırma fırınına konulurlar. Burada kalıplar sıkıştırılmış soy gaz ile sağlanan yüksek basınç ve yüksek sıcaklık ile karşı karşıya kalır. Basınç ve sıcaklık malzeme cinsine bağlı olmakla birlikte, 2000 bar ve 1400°C'dir. Kapatılmış kalıp içindeki tozlar, izostatik gaz basıncı ve yüksek sıcaklık altında birleşerek yoğun bir yapıya sahip olurlar (Şekil 4.7). Toz partikülleri arasındaki boşluklar giderildiği için elde edilen sıcak izostatik olarak sıkıştırılmış parçalar tamamen gözeneksiz bir yapıya sahip olur. Sıcak izostatik olarak sıkıştırılmış parçalar; yüksek sıcaklık, yüksek mekanik ve yüksek korozyon gerilimlerin yanında, yüksek aşınmada olduğu uygulamalarda kullanılabilir (Çengelli, 2014).



Şekil 4.7. Sıcak izostatik presleme (Kobe Steel, 2001).

4.5. TOZLARIN SİNTERLENMESİ

Sinterleme; biçimlendirilmiş toz metal parçalara dayanım kazandırmak amacıyla yüksek sıcaklıklarda pişirilip yoğunlaştırılması işlemidir. Sinterleme işlemi Şekil 4.8.'de görüldüğü gibi yağlayıcıyı alma (ön ısıtma), sinterleme ve soğutma aşamalarından oluşmaktadır.



Şekil 4.8. Sinterleme aşamaları.

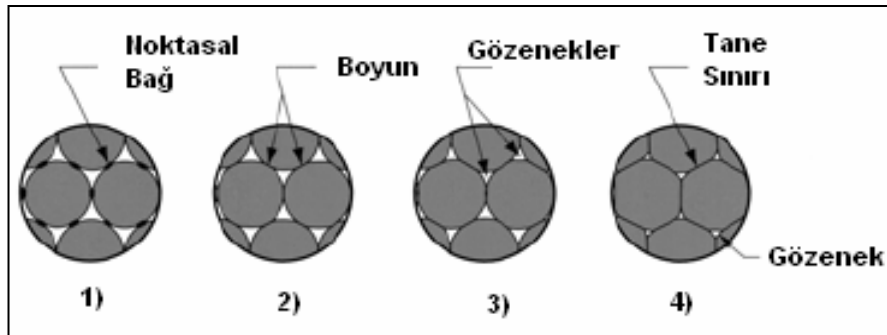
Sinterleme esnasında metalürjik bağların oluşumu ve gözeneklerin kapanması difüzyona bağlı olarak Şekil 4.9'da görüldüğü gibi ilk, orta ve son aşamaları olan bir geometrik sıra takip eder.

1. Aşama: Ön ısıtma bölgesinde yağlama amacıyla toza ilave edilen katkıların tamamı parçadan uzaklaştırılır. Burada birbirinden bağımsız olan toz partikülleri arasında tane sınırları oluşur. Partiküllerin merkezleri birbirlerine yaklaşır.

2. Aşama: Sinterlemenin olduğu aşama olup en yüksek sıcaklığa ulaşılır. Gözenek miktarı düşer ve tane büyümesi gerçekleşir. Boyutsal küçülmenin en fazla olduğu aşamadır.

3. Aşama: Kapalı gözenek oranı azalır. Bu aşamada özellikler 850°C-500°C sıcaklıkları arasındaki soğuma hızı malzeme içerisindeki faz dönüşümlerinden dolayı mekanik özellikleri etkiler. Gözenekler küresel şekil alır.

Sinterleme işleminde belirli bir sıcaklık ve sürede toz tanelerinin birbirine bağlanması sağlanır. Sinterleme sonrasında parçaların yoğunluğu artar.

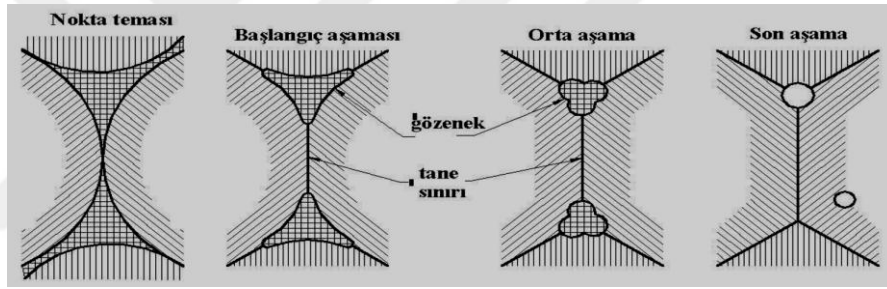


Şekil 4.9. Sinterleme işleminde metalürjik bağların oluşumu (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

Ergime sıcaklığının altında katı halde atom difüzyonuyla birbirine temas eden parçaların yüksek sıcaklıklarda bağlanması sağlanır. Sinterleme esnasında atom difüzyonu görülemediği için işlem genelde hacim değişimleri ile takip edilir. Birçok parçada sinterleme sırasında boyut, yoğunluk, sertlik, elastik modülü, mukavemet,

ısı ve elektriksel iletkenlik gibi bazı özelliklerde farklılıklar olur. Bu nedenle sinterleme işleminin izlenmesinde hacimsel özellikler kullanılabilir. Yaygın bir izleme yöntemi de numunedeki boyun değişimidir. Sinterleme çekmesi yoğunluktaki artışa ve gözeneklerdeki azalma miktarına bağlıdır (Sarıtış, 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

Sinterleme sırasında küresel şekilli toz parçacıkları arasında nokta teması ile etkileşim başlar. Parçacıklarda önce bir boyun büyümesi ile tane sınırları oluşur. ardından sinterleme zamanının ilerlemesiyle tane sınırı köşelerinde oluşan gözeneklerde büzölmeler başlar. Daha sonra oluşan gözenek kanalları kapanarak kapalı gözenekler meydana gelir. Sinterleme esnasında gözenek oluşumu ve gözenek yapısındaki değişim aşamaları Şekil 4.10.'da görölmektedir.



Şekil 4.10. Sinterleme esnasında oluşan gözenek yapısındaki değişim (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.5.1. Bağlayıcı Veya Yağlayıcı Yakma

Tozların hazırlanması ve karıştırılması sırasında tozlara ilave edilen bağlayıcı veya yağlayıcıların malzemeden atılması gerekmektedir. Bu işlem parçanın içerisindeki bağlayıcı veya yağlayıcının buharlaşarak uzaklaştığı sıcaklıklara kadar ısıtılmasıyla gerçekleşir.

4.6. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN MALZEMELERİN ANALİZİ

Bu bölümde; toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelerin tane boyutu, fazların yapısı, mikroyapı özellikleri, gözenek yapısı, sertlik, dayanım ve çekme gibi

özellikleri ile birlikte yüzeyle ilgili korozyon, aşınma ve yoğunluk özellikleri incelenecektir.

4.6.1. Mikroyapısal Özellikler

Üretilen malzemelerin sinterleme sonrası parlatılmış ve dağlanmış durumundaki gözenek ve tane yapısı analiz edilerek incelenebilir. İnceleme sonrası malzeme farklı kristal yönelmelerle karşılaşır. Bu düzensiz bölgeler tane sınırı olarak ifade edilir. İnceleme ve araştırmalar optik ve elektron mikroskoplarıyla yapılır.

Malzemeyi oluşturan toplam hacmin boşluk olan kısmı gözenek olarak tanımlanır. Basit olarak, ağırlık ve boyut ölçüleriyle hesaplanan yoğunluk, teorik yoğunluk ölçülerinin karşılaştırılması ile bulunur. Diğer gözenek tespiti ise; yüzeyin parlatılıp dağlanmasının ardından epoksi emdirilmesi ve sonunda yüzey mikroyapısının incelenmesidir. Nokta sayma yöntemi ölçümün başka bir yoludur. Yatay ve düşey çizgilerin çakıştırılmasıyla oluşturulan ağın büyütülmüş yapı üzerine yerleştirilmesiyle çıkan gözeneklerin sayılması şeklinde olur (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.6.2. Mekaniksel Özellikler

Malzemelerde tam yoğunluk sağlanmış olsa bile mikroyapı hatalarından dolayı istenmeyen özellikler görülebilir. Bu nedenle malzemelerin ilk olarak sertlik ve dayanım kontrollerinin yapılması gerekir. Daha sonra darbe tokluğuna ve süneklik değerlerine, son olarakta kırılma tokluğu ve yorulma değerlerine bakılmalıdır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Sertlik ölçümü, genel olarak malzeme yüzeyine sert bir uç batırılarak yapılmaktadır. Deneylerde kullanılacak cihazın türüne göre uç olarak bilyeler, konik uçlar yada piramit uçlar kullanılır. Sertlik ölçüm cihazları genel olarak yükü otomatik olarak uygular ve batma derinliğini ya da yüzey alanını ölçerek sertlik değerini verirler.

Malzemelerin mekanik özellikleri sertlik deneyinden başka diğer deneylerle tespit edilebilir. Örneğin; üç nokta eğme deneyi diğer bir ölçüm yöntemi olarak kullanılır.

Bu yöntemde, dikdörtgen kesitli standart numunelere üç noktadan eğme uygulanarak malzemelerin çapraz kırma dayanımları belirlenir. Çapraz kırma deneyi düşük sünekliğe sahip malzemelerin dayanımını ölçmek için kullanılır. Sünek malzemeler için ise çekme deneyi uygulanır. Çekme deneyinde numunelere iki ucundan birbirine zıt yönde çekme kuvveti uygulamak suretiyle deney gerçekleştirilir. Çekme dayanımı yükün en yüksek olduğu andaki halinin ilk kesit alanının bölünmesiyle bulunur.

4.6.3. Yüzeyle İlgili Özellikler

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelerde; malzeme yüzeylerinde aşınma, korozyon ve oksitlenme gibi zararlı durumlar olabilir. Korozyona yol açan akışkanlar gözeneklerde birikebilir. Bu nedenle düşük yoğunluklu malzemelerde gözenekler açık, yüksek yoğunluklu malzemelerde kapalıdır. Korozyon ve oksitlenmenin oluşturacağı zararlar daha azdır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

BÖLÜM 5

DENEYSEL METOD

5.1. GİRİŞ

Bu çalışmada; çelik numuneler toz metalürjisi yöntemiyle istenilen bileşimlerde üretilmişlerdir. Farklı oranlarda katılan alaşım element miktarının ve sinterleme sıcaklığının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Bölüm 5.2’ de deneysel çalışmalar için gerekli olan tozların temini açıklanmaktadır. Bölüm 5.3’te istenilen kimyasal bileşimde hazırlanan tozların karıştırılması ve uygun basınçta preslenmesi anlatılmaktadır. Bölüm 5.4’de sinterleme işleminin basamakları açıklanmıştır. Bölüm 5.5’te ise sinterlenen numunelere uygulanan sertlik ve çekme testi anlatılırken, Bölüm 5.6’da sinterlenen numunelerin optik ve tarama elektron mikroskop incelemeleri, sinterlenen numunelerin yoğunluk, gözeneklilik, ferrit, perlit oranı ve ortalama tane boyutu ölçümleri açıklanmaktadır. Çekme ve sertlik deneyleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Mekanik Laboratuvarında yapılmıştır. Tarama elektron mikroskobu incelemeleri Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Optik mikroskop incelemeleri ise Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü Malzeme Laboratuvarlarında yapılmıştır.

5.2. DENEYSEL ÇALIŞMA İÇİN GEREKLİ OLAN TOZLARIN TEMİNİ

Alaşımlı çelik üretimi için gerekli olan tozlar farklı firmalardan temin edilmiştir. Tozların özellikleri ve firmaların isimleri Çizelge 5.1.’te verilmiştir.

Çizelge 5.1. Deneysel çalışmada kullanılan tozlar ve özellikleri.

	Elementel Tozlar	Toz boyutu (µm)	% Saflık Değeri	Alınan Firma İsmi
1	Demir	<150	99,9	Sintek
2	Karbon	10-20	96,5	Sintek
3	Niyobyum (Nb)	<45	99,8	Aldrich
4	Niyobyum Karbür (NbC)	≤5	97	Aldrich

Çizelge 5.1.'te belirtilen tozlar, belirlenen kimyasal bileşimlerde karıştırılarak alaşımsız ve alaşımlı çelik üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen numuneler için çekme testi yapılarak % yoğunluk, % gözeneklilik, % ferrit-perlit oranı ve ortalama tane boyutu hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar birbiriyle karşılaştırılmıştır.

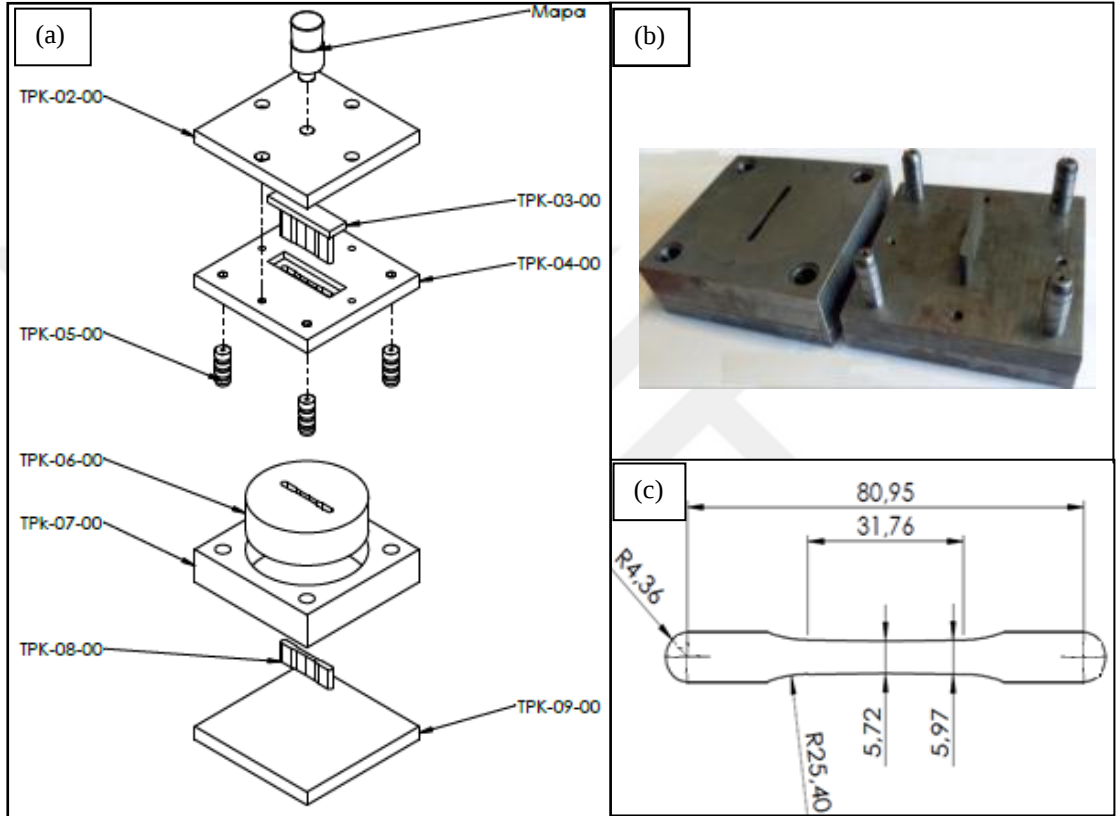
5.3. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ

Karıştırma işlemi öncesinde tozlar Çizelge 5.2.'de kimyasal kompozisyonu verilen oranlarda RADWAG AS-60-220 C/2 marka hassas terazi ile 0.0001 hassasiyetinde tartılmıştır. Tartılan tozlar Turbula marka üç eksenli karıştırma cihazı ile bir saat süreyle bilyesiz olarak karıştırılmıştır.

Çizelge 5.2. Alaşımlı toz metal çeliklerin kimyasal kompozisyonları.

Bileşim	C (% ağı.)	Nb (% ağı.)	NbC (% ağı.)	Fe (% ağı.)
Fe -0,3 C	0,3	-	-	Geri kalan
Fe -0,3 C-0,2Nb	0,3	0,2	-	Geri kalan
Fe -0,3 C-2Nb	0,3	2	-	Geri kalan
Fe -0,3 C-0,1NbC	0,3	-	0,1	Geri kalan
Fe -0,3 C-0,2NbC	0,3	-	0,2	Geri kalan
Fe -0,3 C-0,5NbC	0,3	-	0,5	Geri kalan
Fe -0,3 C-1NbC	0,3	-	1	Geri kalan
Fe -0,3 C-2NbC	0,3	-	2	Geri kalan

Hazırlanan karışım tozlar 96 ton basma kapasiteli Hidroliksan marka cihazda 700 MPa presleme basıncında çekme numunesi şeklinde ve tek yönlü olarak preslenmiştir. Çekme deney numuneleri Şekil 5.1.'de görüldüğü gibi boyutları ASTM (E8M) toz metal malzeme standartlarına uygun olarak hazırlanan kalıp ile sıkıştırılarak blok haline getirilmiştir.



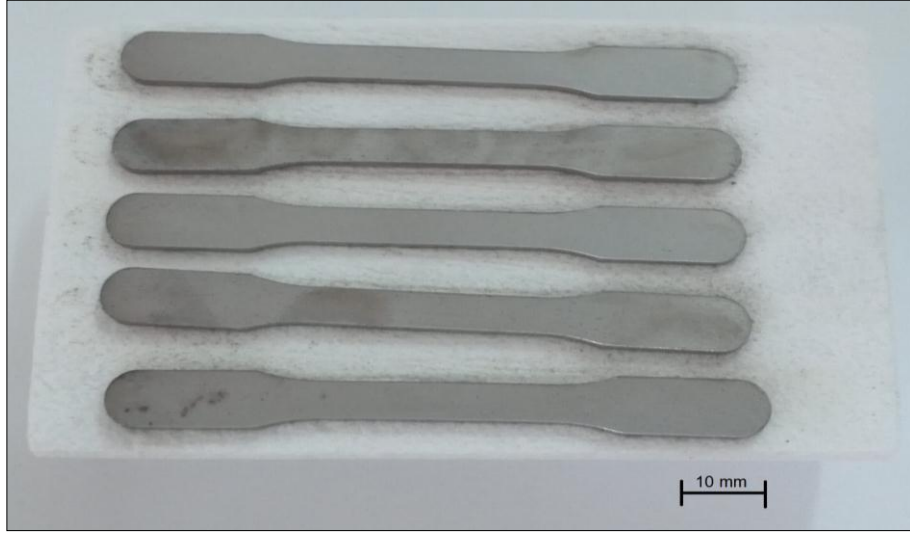
Şekil 5.1. Çekme numunesi kalıbı; a) tasarımı yapılan çekme kalıbı montaj resmi b) üretilmiş çekme kalıbı c) toz metal çekme numunesinin genel görünüşü.

Preslenecek olan blok numunelerin kalıptan kolay çıkmasını sağlamak için kalıp iç yüzeyleri ile zımba dış yüzeyleri etil alkol ve çinko stearat'tan oluşan karışım ile yağlanmıştır. Tozların tartımında kullanılan hassas terazi, karıştırma işleminde kullanılan turbula cihazı ve sıkıştırma işleminde kullanılan pres Şekil 5.2.'de görülmektedir.



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

Soğuk presleme işlemi ile çekme numuneleri üretilmiştir. Üretilen çekme numunelerinin görüntüsü Şekil 5.3.'te gösterilmiştir. Yapılan çalışmada 1150°C sinterleme sıcaklığı için 3 adet Fe-C, 3 adet (Fe-C; 0,2%Nb), 3 adet (Fe-C; 2%Nb), 3 adet (Fe-C; 0,2%NbC) ve 3 adet (Fe-C; 2%NbC) bileşimlerinde 15 adet çelik malzeme üretilmiştir. Buna ilave olarak aynı kimyasal bileşimlerde 15'er adet numune 1250°C, 1350°C ve 1400°C sinterleme sıcaklıkları için ayrı ayrı üretilerek toplamda 60 adet çekme numunesi hazırlanmıştır. Ayrıca optimum parametrelerin elde edildiği 1400°C sinterleme sıcaklığı için 3 adet (Fe-C-0,1% NbC), 3 adet (Fe-C-0,5% NbC) ve 3 adet (Fe-C-1% NbC) bileşimleri için 9 adet numune hazırlanmıştır. Genel toplamda 69 adet çekme numunesi üretilmiştir.



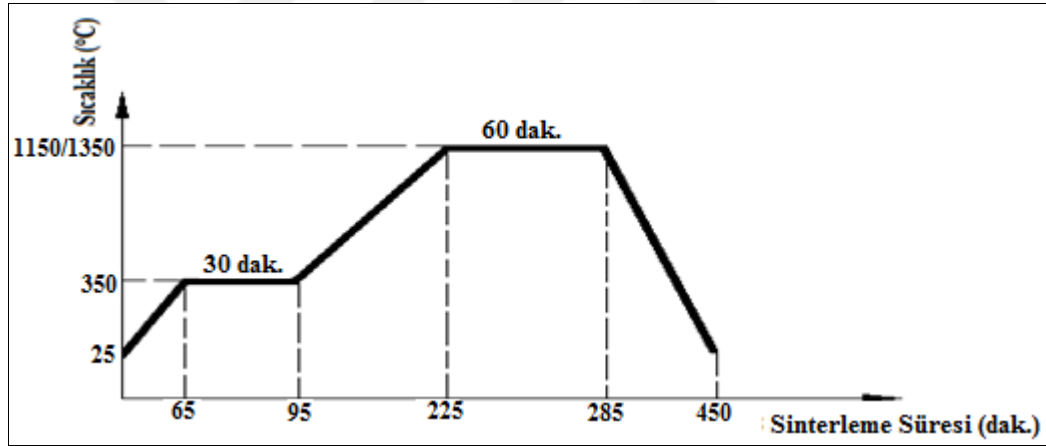
Şekil 5.3. Soğuk preslenmiş çekme numunelerinin görüntüsü.

5.4. SİNERLEME İŞLEMLERİ

Hazırlanan numunelerin sinterleme işlemleri argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemi Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Metalurji laboratuvarında bulunan maksimum çalışma sıcaklığı 1600°C olan Protherm PTF 16/75/610 atmosfer kontrollü boru fırında yapılmıştır. Çizelge 5.2.'de belirtilen bileşimdeki numuneler 1150°C, 1250°C, 1350°C ve 1400°C'lerde sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi numunelerin sinterleme sıcaklığına 5°C/dak. hızla ısıtılması ile başlamıştır. 350°C'de bütün numuneler çinko steareati buharlaştırmak için 30 dak. bekletilmiştir. Sıcaklık sinterleme sıcaklığına ulaştıktan sonra numuneler bu sıcaklıkta 1 saat tutulup ardından oda sıcaklığına 5°C/dakika hızla soğutulmuştur. Şekil 5.4. sinterleme sırasında kullanılan atmosfer kontrollü fırını gösterirken Şekil 5.5. sinterleme akış şemasını vermektedir. Sinterleme sırasında oksitlenmeyi en aza indirmek için argon atmosferinin yanında sünger titanyum kullanılmıştır. Sünger titanyum tüp fırının her iki ucuna konulmuştur.



Şekil 5.4. Atmosfer kontrollü sinterleme fırını.

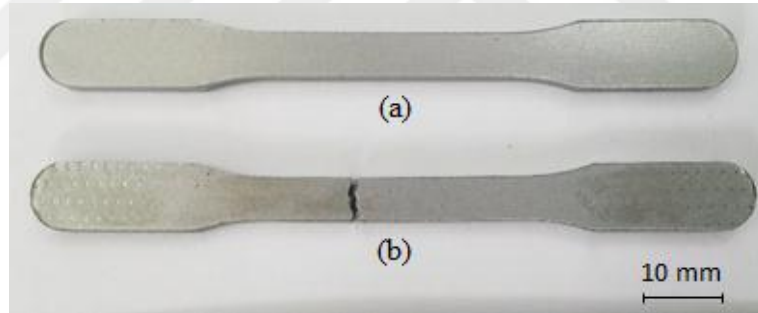


Şekil 5.5. Sinterleme akış şeması.

Ayrıca 1400°C’de sinterlenen alaşımsız ve % 0,2 Nb alaşımlı çeliğin elementel kompozisyonu spektral analiz ile belirlenmiştir. Bu işlem ile üretim öncesi planlanan kimyasal bileşim ile üretim sonrası elde edilen kimyasal bileşim değerlerinin birbiri ile uyumlu olup olmadığı tespit edilmiştir.

5.5. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMLERİ VE ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI

Sertlik ölçümleri alaşımsız ve alaşımlı bütün numuneler için yapılmıştır. Numunelerin yüzeyleri, zımparalama işlemi yapıldıktan sonra sertlik ölçümüne hazır hale getirilmiştir. Yüzeyleri zımparalanan numunelerin mikrosertlik ölçümleri SHİMADZU marka sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri $HV_{0,5}$ (500gr) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her numuneden 5'er adet sertlik ölçümü alınmış ve bu ölçümlerin ortalaması numune sertlik değeri olmuştur. Sinterlenen çekme numuneleri ise 1mm/dak. çekme hızında ve çekme kuvveti uygulanarak koparılmıştır. Her deney sonrasında gerilme-% gerinim diyagramları elde edilmiştir. Bu diyagramlardan numunelerin akma dayanımı (% 0,2), çekme dayanımı ve % uzama değerleri hesaplanmıştır. Şekil 5.6. % 0,2 NbC içeren alaşımlı çelik numunenin çekme testi öncesi ve çekme testi sonrası görüntüsünü vermektedir.



Şekil 5.6. Sinterlenmiş % 0,2 NbC içeren mikroalaşımlı çelik numunenin görüntüsü, a) çekme testi öncesi b) çekme testi sonrası.

5.6. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ

Mikroyapı incelemeleri, Karabük Üniversitesi, İmalat Mühendisliği, Metalografi laboratuvarında bulunan X50-X1000 büyütme kapasiteli Nikon Epiphot 200 marka optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Her numunenin değişik bölgelerinden farklı büyüklüklerde görüntüler alınarak bu görüntülerin bütün mikroyapıyı temsil edebilir nitelikte olmasına dikkat edilmiştir. SEM incelemeleri ise Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

5.6.1. Metalografik incelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada argon atmosferinde sinterlenmiş numunelerin mikroyapısını incelemek amacıyla optik mikroskop kullanılmıştır. Farklı bileşime sahip alaşımlı ve alaşımsız sinterlenmiş numuneler sırasıyla 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüzler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Bu yüzeyler sırayla 6 µm, 3 µm ve 1 µm elmas pastalar ile parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama öncesinde numunelerin parlatılmasında kullanılan kimyasal kalıntıları ortadan kaldırmak için ultrasonik temizleyici ile 30 dakika temizleme işlemi yapılmıştır.

5.6.2. Dağlayıcıların Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Yapılması

Metalografik incelemeler için parlatılan ve dağlamaya hazır hale getirilen numuneler için etanol içerisine % 2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital çözeltisi kullanılmıştır. Dağlama işlemi, numunelerin Nital çözeltisi içerisine daldırılarak 8-10 saniye bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler alkol ile temizlenip kurutulmuş ve ardından optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

5.6.3. Yoğunluk, Gözeneklilik, Ferrit-Perlit Oranı Ve Ortalama Tane Boyutu Ölçümleri

Numunelerin yoğunluk ölçümleri, RADWAG AS-60-220 C/2 marka hassas terazide RADWAG AS yoğunluk ölçüm kiti ile Archimets prensibine göre yapılmıştır.

Üretilen malzemelerin gözenek oranının belirlenmesinde aşağıdaki formül kullanılmıştır.

$$\% \text{ Gözeneklilik} = \frac{q_{\text{teorik}} - q_{\text{deneysel}}}{q_{\text{teorik}}} \times 100 \quad (5.1)$$

Burada;

q_{teorik} : Teorik yoğunluk (g/cm³)

qdeneysel : Deneysel yoğunluk (g/cm^3) şeklindedir.

Numunelerin teorik yoğunlukları ise, aşağıda belirtilen karışım kuralı esasına göre hesaplanmıştır.

[Fe-% 0,3C için]; Karışımın teorik yoğunluğu= [C'nin yoğunluğu X 0,3] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,7]

[Fe-% 0,3C-% 0,2Nb için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,3] + [Nb'nin yoğunluğu X 0,2] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,50]

[Fe-% 0,3C-% 2Nb için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,3] + [Nb'nin yoğunluğu X 2] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,70]

[Fe-% 0,3C için]; Karışımın teorik yoğunluğu= [C'nin yoğunluğu X 0,3] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,7]

[Fe-% 0,3C-% 0,2NbC için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,3] + [NbC'nin yoğunluğu X 0,2] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,50]

[Fe-% 0,3C-% 2NbC için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,3] + [NbC'nin yoğunluğu X 2] + [Fe'nin yoğunluğu X 99,70]

Optik mikroskop görüntüleri ile elde edilen alaşımsız ve alaşımlı çelik numunelerin tane boyutları, ortalama doğrusal kesişme yöntemi kullanılarak hesaplanmıştır (George ve Voort, 1994). Ayrıca numunelerin % ferrit ve perlit oranları nokta sayım metodu kullanılarak belirlenmiştir (DeHoff and Rehines, 1968).

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

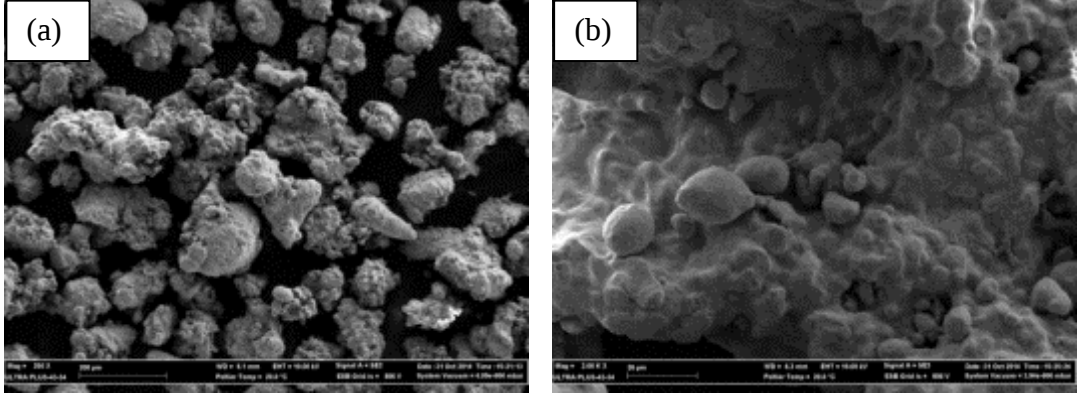
6.1. GİRİŞ

Bu bölüm, C ve farklı oranlarda Nb ve NbC bileşimine sahip argon atmosferinde sinterlenmiş numunelerin deneysel sonuçlarını ve bu sonuçların değerlendirilmesini içermektedir. Bölüm 6.2. ve bölüm 6.3.'te deneysel çalışmalarda kullanılan tozların karakterizasyonu yapılarak spektral analiz sonuçları değerlendirilmiştir. Bölüm 6.4.'de ön çalışma sonuçları verilerek değerlendirilmesi yapılmıştır. Bölüm 6.5.'te NbC ilave edilen ve 1400°C'de sinterlenen numunelerin mikroyapı ve mekanik test sonuçları verilerek tartışılmıştır. Üretilen çeliklere ait SEM incelemeleri ve değerlendirilmesi bölüm 6.6.'da yapılmıştır.

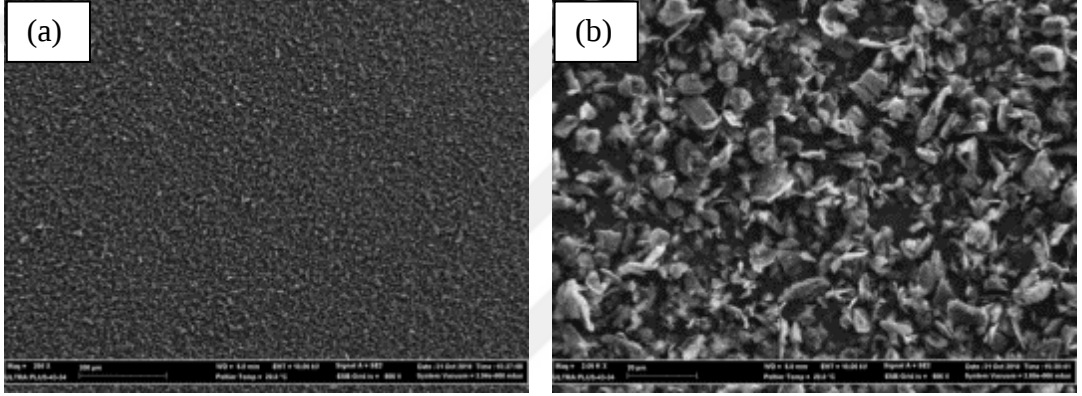
6.2. TOZLARIN KARAKTERİZASYONU VE DEĞERLENDİRİLMESİ

1150, 1250, 1350°C ve 1400°C'de sinterlenmiş çelik numunelerin üretiminde kullanılan tozların X250 ve X2000 büyütme oranlarında elde edilen görüntüleri SEM kullanılarak alınmıştır. X250 büyütme tozların genel görüntüsünü gösterirken X2000 tozların genelini yansıtan alansal bir kesiti göstermektedir.

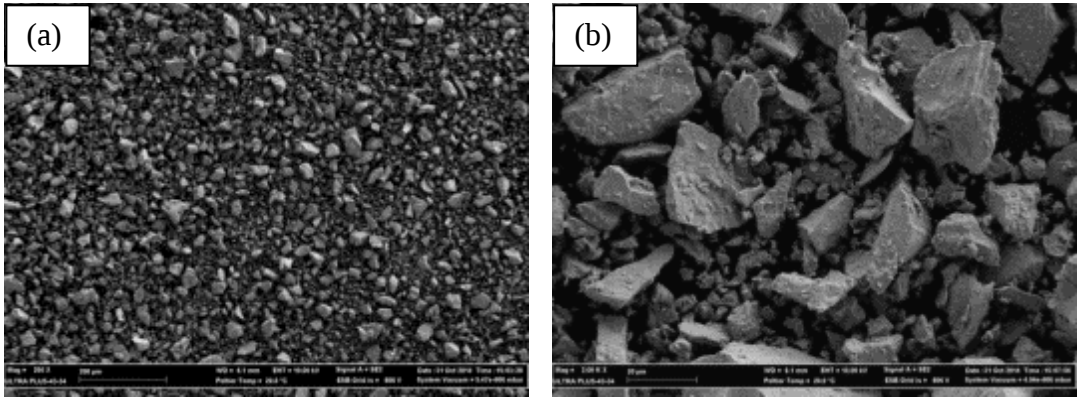
Matris olarak kullanılan Fe tozları Şekil 6.1.'de görüldüğü gibi çoğunlukla düzensiz şekillidir. Takviye elemanı olarak kullanılan C, Nb ve NbC tozları genel olarak birbirine benzer şekilde keskin köşeli ve düzensiz bir geometriye sahip olduğu Şekiller 6.2.-6.4.'de görülmektedir.



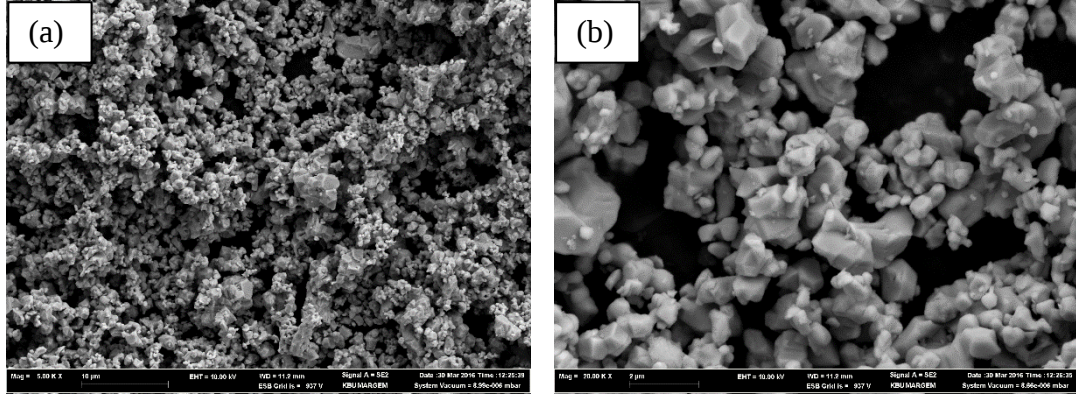
Şekil 6.1. Fe tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



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



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



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

Tozların farklı boyut ve şekillerde olması üretim yöntemi ile ilgilidir. Toz üretim yöntemini bilmek tozun boyutu, şekli ve mikroyapısal özelliklerinin önceden tespit edilmesinde önemlidir. Deneysel çalışmada kullanılan tozlar öğütme veya atomize edilmek suretiyle küçük parçacık boyutlarına getirilerek elde edilmiştir. Demir tozu su atomize yöntemiyle üretilmiştir. Hidrojenle indirgeme ve öğütme işlemi yapılmıştır. Şekil 6.1.'de demir tozunun X250 büyütülmüş SEM görüntüsüne bakıldığında topaklanma görülmektedir. Deneysel çalışmalarda kullanılan karbon tozlarının ise pulsu şekilde olduğu Şekil 6.2.'de görülmüştür.

Şekil 6.3. ve Şekil 6.4.'de SEM görüntüsü verilen Nb ve NbC tozları hidrürleme, öğütme ve vakum altında hidrojeni giderme işlemi sonucu köşeli parçacık şeklini almıştır. Nb hidrojene maruz kaldığında gevrekleşir.

6.3. SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

1400°C'de sinterlenen alaşımsız ve % 0,2 Nb alaşımlı çeliğin elementel kompozisyonu spektral analiz yapılarak belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar Çizelge 6.1.'de verilmiştir. Spektral analiz sonuçları üretim öncesi planlanan kimyasal bileşim ile üretim sonrası elde edilen kimyasal bileşim değerlerinin birbiri ile uyumlu olduğunu göstermektedir.

Çizelge 6.1. Alaşımsız ve % 0,2 Nb içeren çeliğin spektral analiz sonuçları.

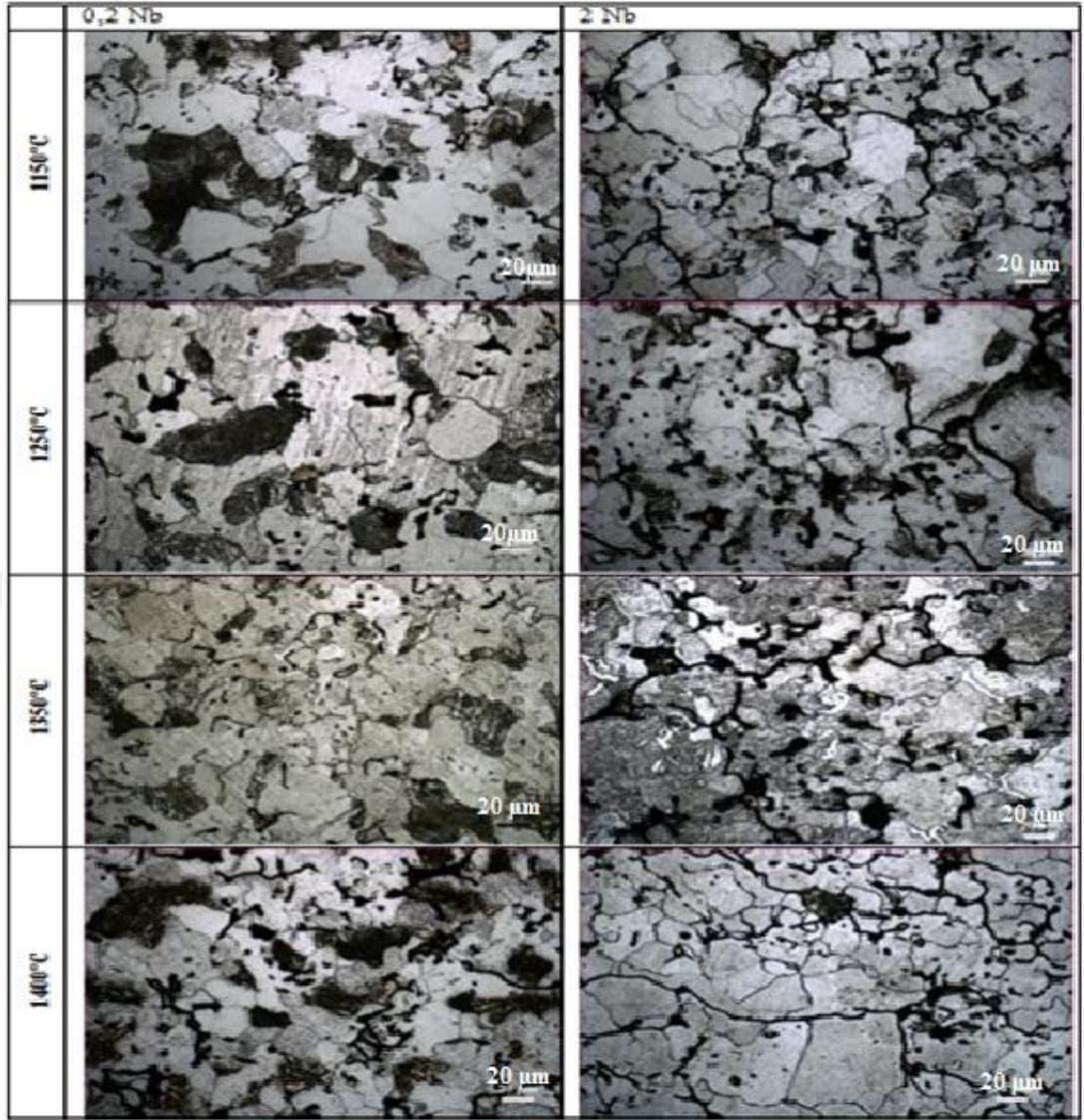
Bileşim	C	Si	Mn	P	S	Nb	Fe
Fe +0,3 C	0,298	0,005	0,211	0,009	0.016	-	Geri kalan
Fe +0,3 C+ 0,2Nb	0,32	0,078	0,149	0,005	0.012	0,22	Geri kalan

6.4. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Nb ve NbC'nin çelikler üzerine etkisini araştırmak için çelik içerisine ağırlık olarak % 0,2 ve % 2 Nb ve NbC ilave edilmiştir. Elde edilen sonuçlar bölüm 6.4.1 - 6.4.4'te verilerek değerlendirilmiştir.

6.4.1. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen Nb İlave Edilmiş Çeliklerin Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Toz metalurjisi yöntemiyle Fe matris içerisine farklı oranlarda Nb mikroalaşım elementinin katılmasıyla istenilen bileşimde alaşımlı çelik üretilmiştir. Nb ilavesinin % ağırlık olarak 0,2'den 2'ye çıkması ile farklı sinterleme koşullarında üretilen alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Şekil 6.5., 1150°C, 1250°C, 1350°C ve 1400°C 'de sinterlenen Nb ilave edilmiş çelik numunelerin mikroyapısını göstermektedir.



Şekil 6.5. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,2 Nb ve % 2 Nb içeren çeliklerin mikroyapı resimleri.

Şekil 6.5.'den görüldüğü gibi sinterlenen numunelerin yapısı ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmektedir. Ayrıca sinterleme sıcaklığının 1150°C'den 1400°C'ye çıkması ile genel olarak perlit oranı artmıştır. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü; sinterleme sıcaklıklarının artması ile tane büyümesi gerçekleştiği için ferritin çekirdeklenmesinde önemli olan tane sınırı sayısı düşmüştür.

Numunelerin sinter sonrası % yoğunluk, % gözenek miktarı, % perlit ve ferrit miktarı ile ortalama tane boyutları Çizelge 6.2.'de verilmiştir. Çizelge'den görüldüğü gibi sinterleme sıcaklığının artması ile % yoğunlukta ve ortalama tane boyutunda

artış olurken, gözenek miktarında bir düşüş gözlenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda atomların difüzyonu arttığı için küçük taneler birleşerek büyüme eğilimindedir. Bu nedenle sıcaklığın artması ile tanelerin büyümesi ve yoğunluğun artması beklenen bir sonuçtur (Askeland, 1996).

Çizelge 6.2. Farklı oranlarda Nb içeren çelik numunelerin; % yoğunluk, % gözenek, % ferrit ve perlit oranları ile ortalama tane boyutları.

Bileşim	S. sonrası Yoğunluk (%)	Gözenek Miktarı (%)	Ferrit Miktarı (%)	Perlit Miktarı (%)	Ort. Tane Boyutu (μm)
Fe-0,3C 1150°C	92,1	7,8	78,1	21,9	29,7
Fe-0,3C 1250°C	92,7	7,3	77,8	22,2	30,3
Fe-0,3C 1350°C	93,4	6,6	77,5	22,5	31,7
Fe-0,3C 1400°C	94,4	5,6	77,3	22,7	33,6
Fe-0,3C-0,2Nb 1150°C	93,8	6,2	75,6	24,4	17,5
Fe-0,3C-0,2Nb 1250°C	94,6	5,4	75,3	24,7	18,2
Fe-0,3C-0,2Nb 1350°C	94,7	5,3	73,9	26,1	19,5
Fe-0,3C-0,2Nb 1400°C	94,8	5,2	76,9	23,1	33,3
Fe-0,3C-2Nb 1150°C	92,1	7,9	81,4	18,6	18,9
Fe-0,3C-2Nb 1250°C	92,5	7,5	79,2	20,8	19,1
Fe-0,3C-2Nb 1350°C	92,7	7,3	84,9	15,1	20,2
Fe-0,3C-2Nb 1400°C	93,2	6,8	93,0	7,0	33,9

Nb oranının ağırlık olarak % 0,2'ye kadar artmasıyla ortalama tane boyutunun düştüğü görülmektedir. Bu durumun sinterleme sırasında veya sinterleme sonrası soğuma sırasında oluşan NbC, NbN ve NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıkmaktadır (Ollilainen et al., 2003). Alaşım elementlerinin en önemli özelliklerinden bir tanesi oluşturmuş oldukları karbür ve nitrürler ile östenitleme veya sinterleme sırasında tane büyümesini engellemeleridir. Östenitleme sırasında küçük çökeltilerin oluşması östenit tanelerinin büyümesini engeller ve soğuma sırasında küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur (Xiangdone et al., 2013; Bakkali et al., 2008; Gladman, 1997).

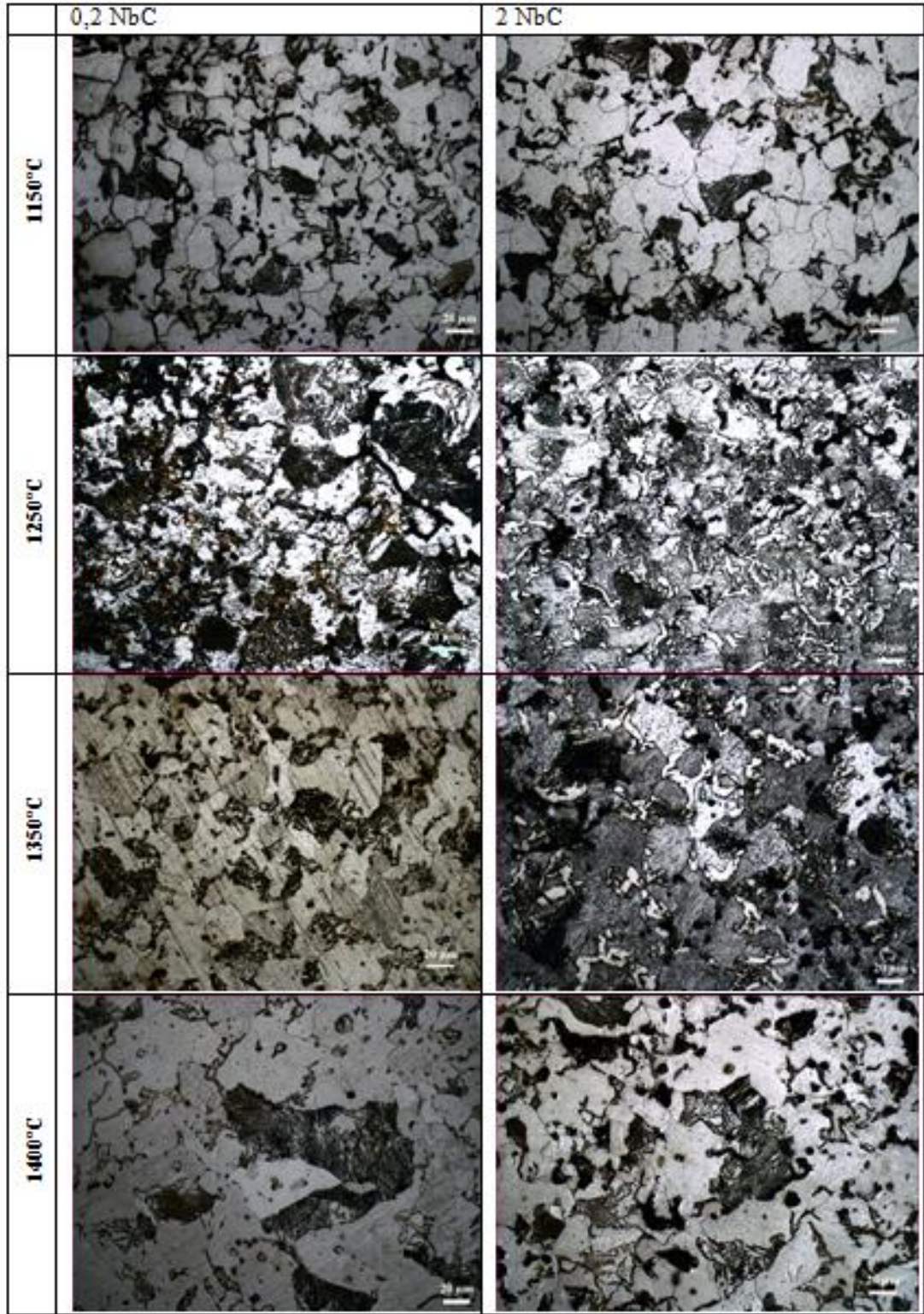
Nb miktarının ağırlık olarak % 0,2'den % 2'ye çıkması ile ortalama tane boyutunun bir miktar arttığı görülmüştür. Bunun nedeni olarakta büyük NbC çökeltilerinin tane sınırlarında oluşması olarak düşünülebilir (Scade, 2012a,b). Çökeltilerin tane

sınırında çoğalması gözenek miktarında bir artışa neden olmuştur. Böylece oluşan büyük çökeltieler yeterince tane büyümesini engelleyemediği için ortalama tane boyutu artmıştır.

Şekil 6.5.'te verilen mikroyapı resimleri incelendiğinde tane sınırlarında kısmen kapanmamış gözeneklerin olduğu tespit edilmiştir. Bir çok kaynaktan gözenekliliğin dayanımı olumsuz etkilediği belirtilmekle birlikte gözeneklerin çok küçük ve küresel şekilli olmasının dayanımı düşürmediği bildirilmiştir (Sarıtış vd., 2007). Ayrıca ilave edilen Nb miktarının artması ile yoğunlukta azalma gözlenirken, gözenek miktarında artış olmuştur.

6.4.2. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen NbC İlave Edilmiş Çeliklerin Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Toz metalurjisi yöntemi ile Fe matris içerisine farklı oranlarda NbC mikroyapı elementinin katılmasıyla istenilen bileşimde alaşımlı çelik üretilmiştir. NbC ilavesinin % 0,2'den 2'ye çıkması ile farklı sinterleme koşullarında üretilen alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Şekil 6.6.'da farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenen NbC ilave edilmiş çeliklerin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 6.6. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,2 NbC ve % 2 NbC içeren çeliklerin mikroyapı resimleri.

Şekil 6.6.'da görüldüğü gibi, bütün sinterleme sıcaklıklarında yapı ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmektedir. Mikroyapı resimleri incelendiğinde tane sınırlarında kısmen kapanmamış gözeneklerin olduğu tespit edilmiştir. Literatürde gözenekliliğin dayanımı olumsuz etkilediği belirtilmekle birlikte gözeneklerin çok küçük ve küresel şekilli olmasının dayanımı düşürmediği ifade edilmiştir (Saritaş vd., 2007).

Çizelge 6.3, sinterleme sonrası yoğunluk, % gözenek miktarı, % perlit ve ferrit oranı ile ortalama tane boyutu değerlerini göstermektedir. Numunelerin sinterleme sonrası yoğunluklarının genel olarak %94 civarında olduğu görülmektedir. Bu beklenen bir durumdur. Sinterleme sonrası doğal olarak yoğunluk bir miktar artmıştır. Ayrıca sinterleme sıcaklığının 1150°C'den 1400°C'ye çıkması ile genel olarak % perlit oranı artmıştır. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü sinterleme sıcaklığının artması ile tane büyümesi gerçekleşmiştir. Buda ferritin çekirdeklenmesinde önemli olan tane sınırı sayısını düşürmüştür (Askeland, 1996).

Çizelge 6.3. Farklı oranlarda NbC içeren çelik numunelerin; % yoğunluk, % gözenek, % ferrit ve perlit oranları ile ortalama tane boyutları.

Bileşim	S. sonrası Yoğunluk (%)	Gözenek Miktarı (%)	Ferrit Miktarı (%)	Perlit Miktarı (%)	Ort. Tane Boyutu (µm)
Fe-0,3C 1150°C	92,1	7,8	78,1	21,9	29,7
Fe-0,3C 1250°C	92,7	7,3	77,8	22,2	30,3
Fe-0,3C 1350°C	93,4	6,6	77,5	22,5	31,7
Fe-0,3C 1400°C	94,4	5,6	77,3	22,7	33,6
Fe-0,3C-0,2NbC 1150°C	94,2	5,8	72,7	27,3	16,5
Fe-0,3C-0,2NbC 1250°C	92,7	7,3	71,9	28,1	17,7
Fe-0,3C-0,2NbC 1350°C	94,0	6,0	69,8	30,2	23,3
Fe-0,3C-0,2NbC 1400°C	94,6	5,4	68,7	31,3	31,4
Fe-0,3C-2NbC 1150°C	95,3	4,7	70,3	29,7	17,4
Fe-0,3C-2NbC 1250°C	93,9	6,1	68,6	31,4	18,3
Fe-0,3C-2NbC 1350°C	93,3	6,7	66,5	33,5	23,7
Fe-0,3C-2NbC 1400°C	95,4	4,6	63,0	37,0	33,3

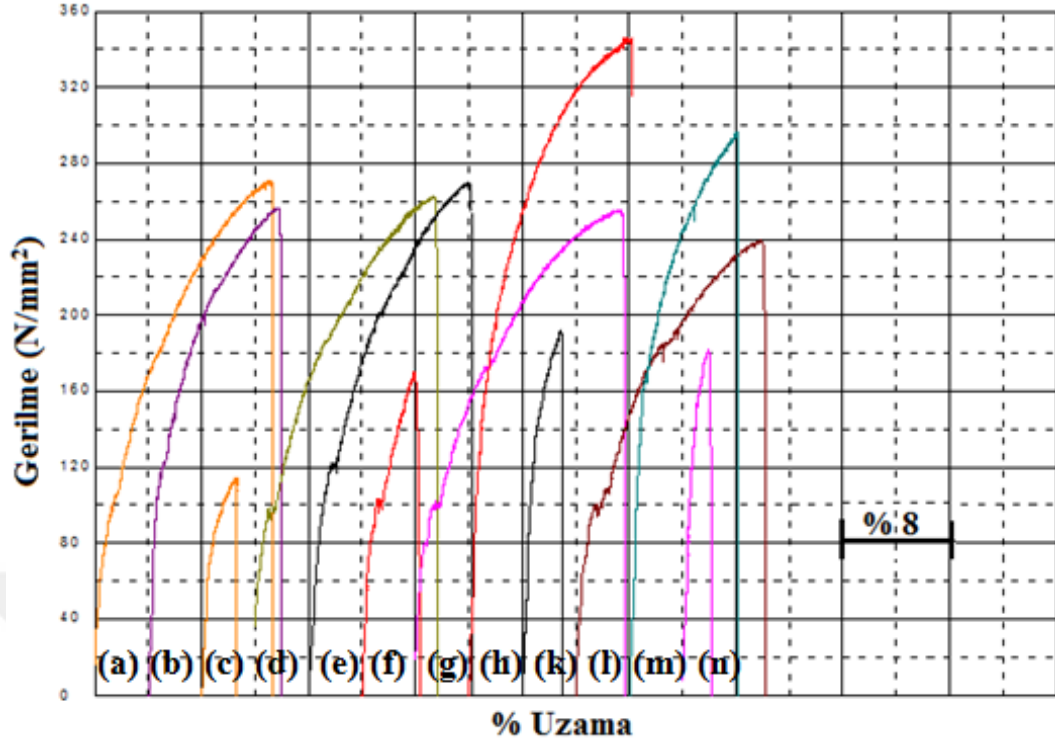
Çizelge 6.3.'de NbC oranının ağırlık olarak %0,2'ye çıkmasıyla ortalama tane boyutunun düştüğü görülmektedir. Bu durumun sinterleme sırasında oluşan NbC, NbN ve NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıkmaktadır (Ollilainen et al., 2003). Mikroalaşım elementlerinin özelliklerinden bir tanesi oluşturmuş oldukları karbür ve nitrürler ile östenitleme veya sinterleme sırasında tane büyümesini engellemeleridir. Östenitleme sırasında küçük çökeltilerin oluşması östenit tanelerinin büyümesini engeller ve soğuma sırasında küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur (Xiang-dong et al., 2013; Bakkali et al., 2008; Gladman, 1997).

NbC oranının ağırlık olarak % 0,2'den % 2'ye çıkması ile ortalama tane boyutunun bir miktar arttığı gözlenmiştir. Bunun nedeni olarakta büyük NbC çökeltilerinin tane sınırlarında oluşması olarak düşünülebilir (Scade, 2012a,b). Çökeltilerin tane sınırında yığılması gözenek miktarında bir artışa neden olmuştur. Böylece oluşan büyük çökelti yeterince tane büyümesini engelleyemediği için ortalama tane boyutunda büyümeye neden olmuştur.

Ağırlık olarak % 0,2 ve % 2 oranlarında Nb ve NbC ilave edilmiş, ardından 1150°C, 1250°C, 1350°C ve 1400°C'de sinterlenen çelikler birbirleriyle kıyaslandığında yoğunluklarının birbirine yakın olduğu görülmektedir. Bunun yanında NbC ilave edilmiş çelik numunelerin perlit oranı Nb ilave edilmiş numunelere göre bütün kimyasal bileşimler ve sinterleme sıcaklıkları için yaklaşık olarak %7 daha fazla bulunmuştur. Bunun nedeni, artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak NbC partiküllerinin çözünüp daha fazla karbonun katı eriyik içerisinde kalması olarak gösterilebilir. Ayrıca NbC ilave edilmiş çelikler aynı şartlar altında Nb ilave edilmiş çeliklere göre daha küçük tane boyutu göstermişlerdir. Bu durum sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çökeltilerin miktar ve boyutlarına göre farklılık göstermesinin bir sonucudur.

6.4.3. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen Nb İlave Edilmiş Çeliklerin Çekme Testi Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.7. ve Çizelge 6.4.'te çeliklerin gerilme-uzama diyagramları, akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri görülmektedir. Sinterleme sıcaklığının artması ile Nb ilave edilmemiş alaşımsız çelik numunelerin akma, çekme ve sertlik değerlerinde genel olarak bir düşüş % uzama değerlerinde ise artma gözlenmiştir. Bu beklenen bir durumdur. Çünkü; yüksek sıcaklıklarda atomların difüzyonu arttığı için küçük taneler birleşerek büyüme eğiliminde olacaktır. Tane boyutunun büyümesi akma, çekme ve sertlik değerlerinde azalmaya, % uzama değerinde ise artmaya yol açmıştır (Askeland, 1996). 1150°C ve 1250°C'de sinterlenene Nb ilave edilen çelik numunelerin mekanik özelliklerindeki artış beklenen düzeyde gerçekleşmemiştir. Bunun nedeni sinterleme sıcaklığının yeterince yüksek olmamasıdır. Çünkü NbC'ün etkili olabilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir. Böylece ince parçacıklar şeklinde çökerek akma sınırında artışa neden olurlar. NbC'ün çözeltiye girebilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığının yüksek (1300°C) ve yeterince uzun süreli olması gerekir (Koltuk, 1996; Karabulut, 2004). Sinterleme sıcaklıkları karşılaştırıldığında en iyi mekanik özelliklerin elde edildiği numuneler 1350°C'de sinterlenen numuneler olduğu tespit edilmiştir. En yüksek çekme dayanım değeri 348 MPa ile 1350°C'de sinterlenen % 0,2 Nb içeren çelik numuneden elde edilmiştir.



Şekil 6.7. Değişik sıcaklıklarda sinterlenen Nb içeren çeliklerin gerilme-uzama diyagramları. (a-%0 1150°C; b-%0,2 1150°C; c-%2 1150°C; d-%0 1250°C; e-%0,2 1250°C; f-%2 1250°C; g-%0 1350°C; h-%0,2 1350°C; k-%2 1350°C; l-%0 1400°C; m-%0,2 1400°C; n-%2 1400°C).

Çizelge 6.4. Sinterleme ortamlarına göre Nb içeren çelik numunelerin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri.

Bileşim	Akma D. (MPa)	Çekme D. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik HV(0,5)
Fe-0,3C 1150°C	110	272	13	79
Fe-0,3C-0,2Nb 1150°C	120	257	9	78
Fe-0,3C-2Nb 1150°C	65	115	3	40
Fe-0,3C 1250°C	105	263	14	75
Fe-0,3C-0,2Nb 1250°C	125	272	11	77
Fe-0,3C-2Nb 1250°C	90	170	3	48
Fe-0,3C 1350°C	103	253	15	70
Fe-0,3C-0,2Nb 1350°C	235	348	12	103
Fe-0,3C-2Nb 1350°C	100	193	3	55
Fe-0,3C 1400°C	117	240	14	65
Fe-0,3C-0,2Nb 1400°C	165	298	8	93
Fe-0,3C-2Nb 1400°C	95	183	2	52

Bütün sinterleme sıcaklıklarında Nb miktarı ağırlık olarak % 0,2 değerine çıkınca akma, çekme ve sertlik değerlerinin arttığı fakat % uzama değerlerinin ise düştüğü görülmektedir. Nb miktarının % 2'ye çıkması ile dayanım değerlerinde bir düşüş meydana gelmiştir. Bu durum % 2 Nb alaşım oranında yoğunluğun düşmesine bağlanabilir. Dayanım, süneklik ve iletkenlik gibi özellikler yoğunluğa yani gözeneklilik ve gözenek yapısına bağlıdır (Saritaş vd., 2007). Dayanım düşüşünün diğer bir sebebinin kaba NbC çökeltilerinin tane sınırlarında oluşması olarak düşünülebilir (Scade, 2012a,b). 1400°C'de sinterlenen numuneler ile 1350°C'de sinterlenen numunelerin mekanik özellikleri karşılaştırıldığında 1400°C'de sinterlenen numunelerin mekanik özelliklerinde kötüleşme görülmektedir. Buna neden olarak tanelerin büyümesinin yanı sıra NbC gibi çökeltilerin bu sıcaklıkta büyüyerek dislokasyon hareketini yeterince engelleyememesi gösterilebilir.

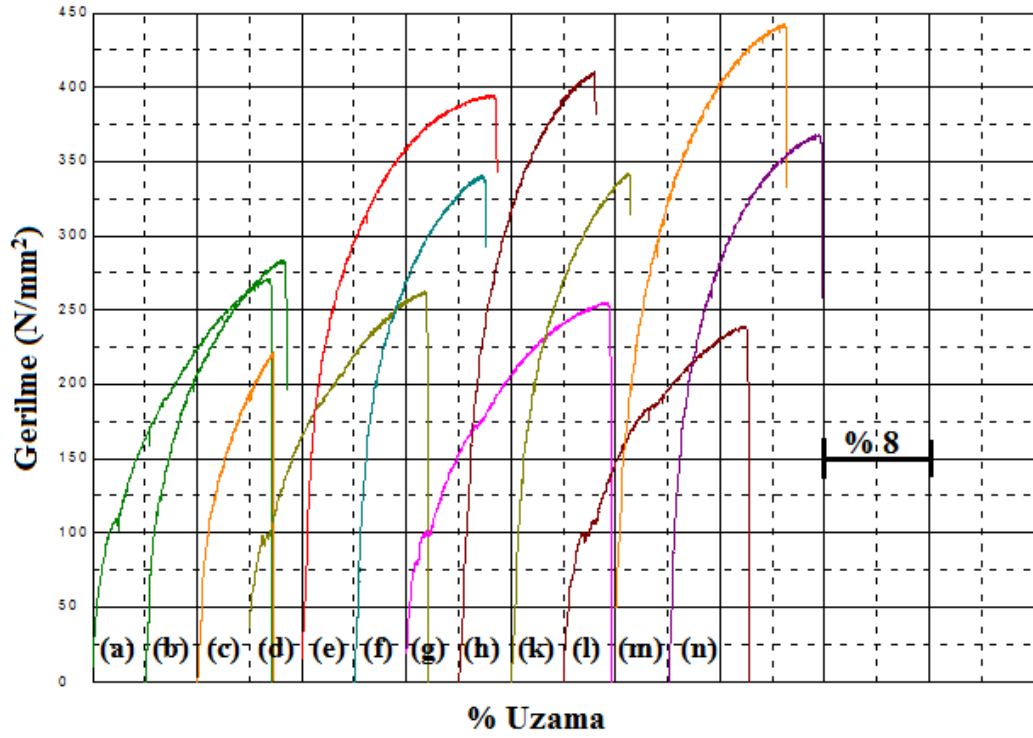
6.4.4. Farklı Sıcaklıklarda Sinterlenen NbC İlave Edilmiş Çeliklerin Çekme Testi Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.8, sinterlenen numunelerin gerilme-uzama diyagramlarını gösterirken Çizelge 6.5. ise akma, çekme, % uzama ve sertlik değerlerini göstermektedir. Şekil 6.8. ve Çizelge 6.5.'ten görüldüğü gibi bütün sinterleme sıcaklıklarında NbC oranı ağırlık olarak % 0,2'ye çıktığında akma, çekme ve sertlik değerlerinde artma, % uzama değerlerinde ise genel olarak bir değişim olmadığı görülmüştür. Nb elementinin oluşturmuş olduğu karbür, nitrür ve karbonitrür çökeltileri östenit tane boyutunu ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyerek malzemenin küçük taneli olmasını sağlar. Küçük taneli yapıda daha fazla tane sınırı bulunması ve bu tane sınırlarının dislokasyon hareketini engellemesi ile dayanım artışı olur. Tane boyutunun küçültülmesi malzemenin % uzamasına da katkıda bulunmuştur. Bunun yanı sıra oluşan çökelti, çökelti sertleşmesi, dispersiyon sertleşmesi ve kümeleşme sertleşmesi gibi değişik dayanım arttırıcı mekanizmalar ile akma, çekme ve sertlik değerlerinin artmasına katkı sağlamıştır (Cuddy and Raley, 1983; Llewellyn and Hudd, 1998).

Fakat, çeliklere katılan NbC miktarı ağırlık olarak % 0,2'den % 2'ye yükseldiğinde akma, çekme, % uzama ve sertlik değerlerinde düşme meydana gelmiştir. Bu durum

%2 NbC alaşım oranında genel olarak yoğunluğun düşmesine bağlanabilir. Dayanım, süneklilik ve iletkenlik gibi özellikler yoğunluğa yani gözeneklilik ve gözenek yapısına bağlıdır (Saritaş vd., 2007). Ayrıca yüksek oranda NbC'ün çelik içerisinde bulunması aşırı çökelti sertleşmesine neden olarak malzemeyi kırılgan yapar ve dayanımın düşmesine neden olur.

Farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenen numunelerin dayanım değerlerine bakıldığında 1400°C'de sinterlenen numunelerin akma, çekme ve sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu görölmektedir. En yüksek çekme dayanım değeri 443 MPa ile 1400°C'de sinterlenen % 0,2 NbC içeren çelik numuneden elde edilmiştir. 1150°C, 1250°C ve 1350°C'de sinterlenen NbC ilave edilen çelik numunelerin mekanik özelliklerindeki değişim değerlendirildiğinde ilave edilen NbC miktarındaki artış ile akma, çekme, sertlik ve % uzama değerlerinde 1400°C'de sinterlenen numunelere göre daha az artış görölmüştür. Bunun nedeni sinterleme sıcaklığının yeterince yüksek olmamasıdır. Çünkü NbC'ün etkili olabilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir (Koltuk, 1996; Karabulut, 2004). Soğuma sırasında çözelti içerisinde bulunan Nb ve C ince parçacıklar şeklinde çökerek akma sınırında artışa neden olurlar. Bu nedenle ideal sinterleme sıcaklığı en iyi mekanik özelliklerin elde edildiği 1400°C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.8. Değişik sıcaklıklarda sinterlenen NbC içeren çeliklerin gerilme-uzama diyagramları. (a-%0 1150°C; b-%0,2 1150°C; c-%2 1150°C; d-%0 1250°C; e-%0,2 1250°C; f-%2 1250°C; g-%0 1350°C; h-%0,2 1350°C; k-%2 1350°C; l-%0 1400°C; m-%0,2 1400°C; n-%2 1400°C).

Çizelge 6.5. Sinterleme ortamlarına göre NbC içeren çelik numunelerin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri.

Bileşim	Akma D. (MPa)	Çekme D. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik HV(0,5)
Fe-0,3C 1150°C	110	272	13	79
Fe-0,3C-0,2NbC 1150°C	125	285	11	78
Fe-0,3C-2NbC 1150°C	100	222	6	61
Fe-0,3C 1250°C	105	263	14	81
Fe-0,3C-0,2NbC 1250°C	205	396	15	100
Fe-0,3C-2NbC 1250°C	160	342	10	82
Fe-0,3C 1250°C	103	253	15	70
Fe-0,3C-0,2NbC 1350°C	215	410	11	103
Fe-0,3C-2NbC 1350°C	195	343	9	92
Fe-0,3C 1400°C	117	240	14	65
Fe-0,3C-0,2NbC 1400°C	235	443	13	139
Fe-0,3C-2NbC 1400°C	200	369	12	93

Ağırlık olarak % 0,2 ve % 2 oranlarında Nb ve NbC ilave edilmiş ve ardından farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenen çeliklerin dayanımları birbiri ile kıyaslandığında NbC ilave edilmiş çelik numuneler Nb ilave edilmiş çelik numunelere göre bütün kimyasal bileşimler ve sinterleme sıcaklıkları için daha yüksek dayanım göstermiştir (bakınız Çizelge 6.4 ve Çizelge 6.5). Bu durum NbC ilave edilmiş çeliklerde çöktillerin etkin bir şekilde dayanıma katkı sağladığını göstermektedir. En yüksek dayanım 1400°C’de sinterlenen NbC ilave edilmiş çelik numunelerde elde edilmiştir. Çalışmanın bundan sonraki kısmında farklı oranlarda NbC ilave edilmiş ve 1400°C’de sinterlenmiş çeliklerin detaylandırılmış mikroyapı ve mekanik özellik sonuçları tartışılacaktır.

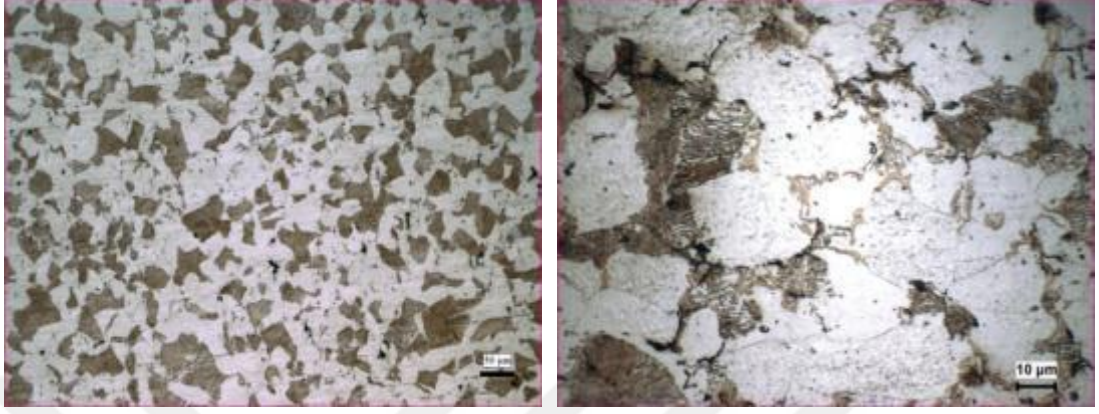
6.5. FARKLI ORANLARDA NbC İLAVE EDİLEN VE 1400°C’DE SİNERLENEN ÇELİKLERİN MİKROYAPI – MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bir önceki bölümde tartışıldığı gibi Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çelikler birbiri ile kıyaslandığında NbC ilave edilmiş çeliklerin daha üstün mekanik özellikler sergilediği görülmüştür. En yüksek dayanım değeri % 0,2 NbC içeren ve 1400°C’de sinterlenen çeliklerden elde edilmiştir. Bu nedenle bu bölümde optimum sinterleme sıcaklığı 1400°C olan ve NbC ilavesi % 0,1 NbC, % 0,2 NbC, % 0,5 NbC, % 1 NbC ve % 2 NbC olarak genişletilen alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellik sonuçları verilerek tartışılacaktır.

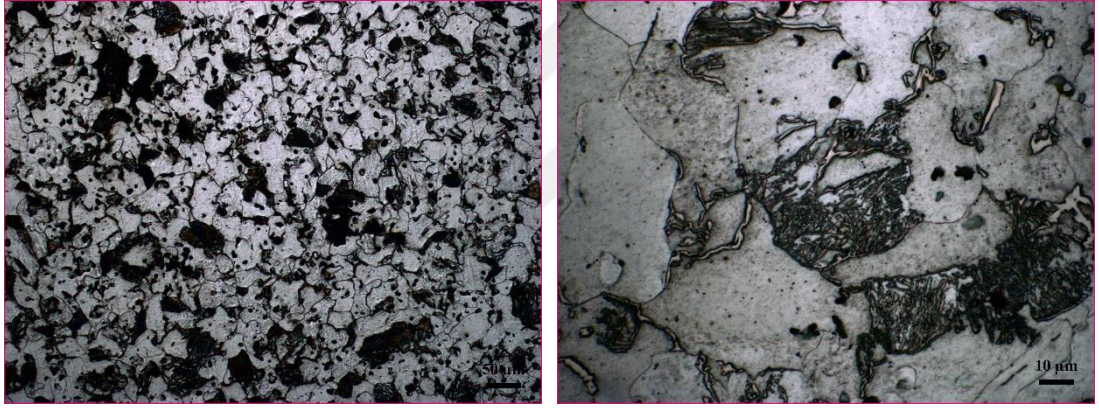
6.5.1. Mikroyapı Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

1400°C’de sinterlenen alaşımsız ve NbC ilave edilmiş; (% 0,1 - % 0,2 - % 0,5 - % 1 - % 2) çelik numunelerin mikroyapı resimleri Şekil 6.9.’da gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi alaşımsız ve NbC ilave edilmiş çeliklerin mikroyapısı farklı tane boyutuna sahip ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmiştir. Mikroyapı resimlerinden 1400°C’de sinterlenmiş alaşımsız çeliğin NbC ilave edilmiş çeliklere göre daha büyük taneli olduğu gözlenmiştir. Örneğin; 1400°C’de sinterlenmiş alaşımsız çeliğin ortalama tane boyutu 33,6 µm iken alaşım miktarının sırasıyla %

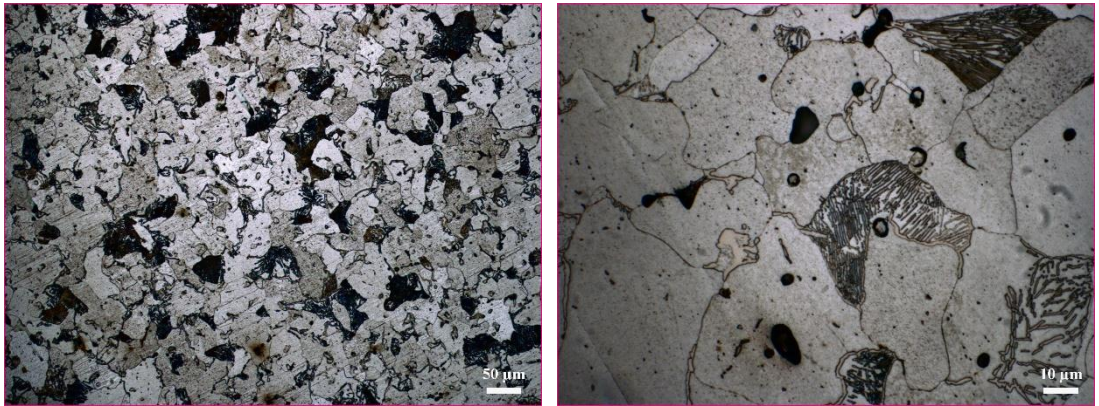
0,1 - 0,2 - 0,5 - 1 ve % 2'ye çıkması ile sırasıyla ortalama tane boyutu 32,3 - 31,4 - 31,8 - 32,1 ve 33,3 μm olarak hesaplanmıştır.



a) Fe-0,3C

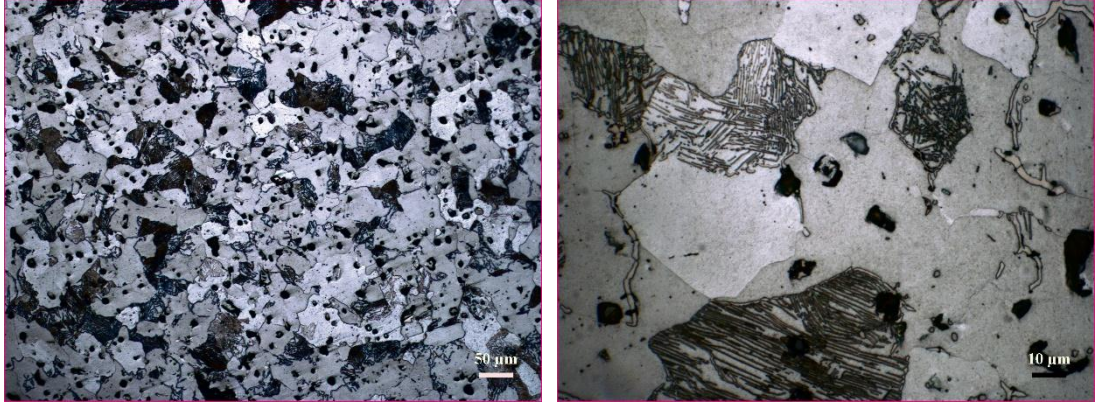


b) Fe-0,3C - 0,1NbC

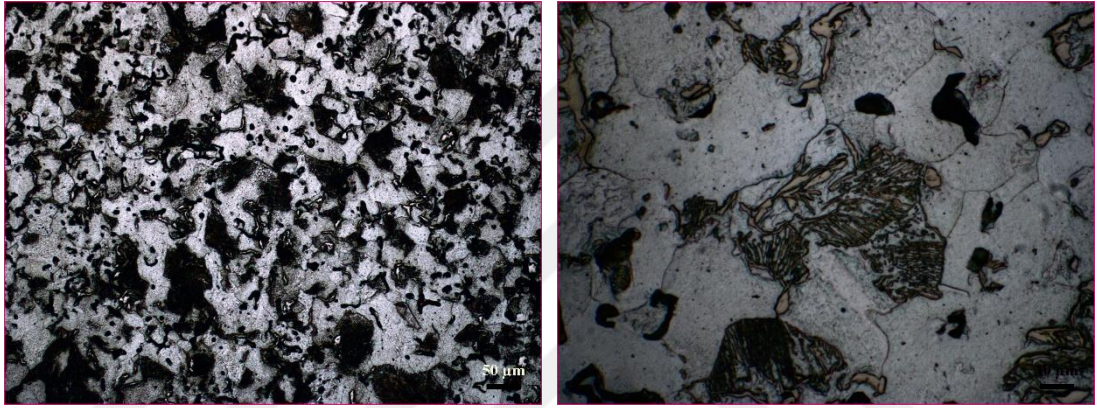


c) Fe-0,3C - 0,2NbC

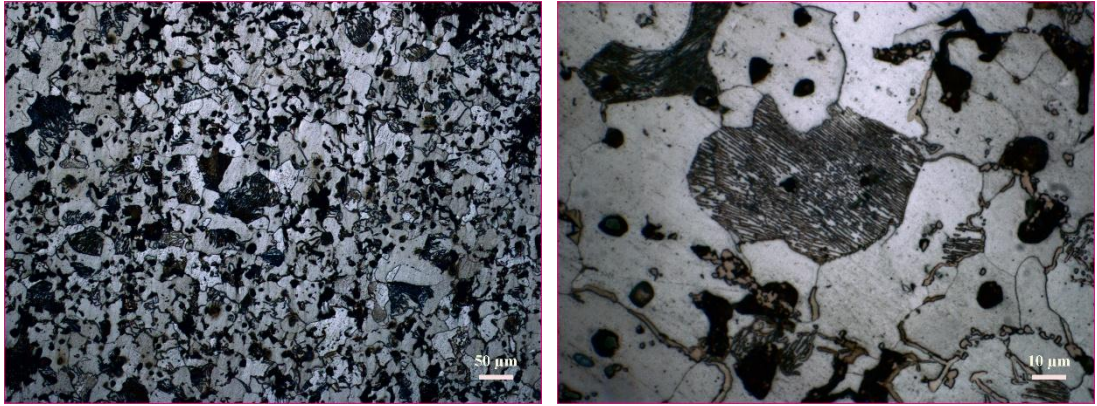
Şekil 6.9. Argon atmosferinde 1400°C'de sinterlenen alaşımsız ve farklı NbC miktarlarına sahip alaşımlı çelik numunelerinin mikroyapı resimleri.



d) Fe-0,3C - 0,5NbC



e) Fe-0,3C - 1NbC



f) Fe-0,3C - 2NbC

Şekil 6.9. (devam ediyor).

Çizelge 6.6. alaşımsız ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çelik numunelerin % yoğunluk, % gözenek miktarı, % ferrit-perlit oranları ve ortalama tane boyutlarını birarada vermektedir. Çizelge 6.6.'da numunelerin sinterleme sonrası yoğunluklarının genel olarak % 94 civarında olduğu görülmektedir. Sinterleme sonrası doğal olarak

yoğunlaşmada bir miktar artış olmuştur. Sinterleme işleminde belirli bir sıcaklık ve sürede toz tanelerinin birbirine bağlanması sağlanarak sinterleme sonrasında parçaların yoğunluğu artmış olur. Bunun sonucunda malzeme daha homojen bir yapıya sahip olur (Erden vd., 2016; Scade 2012a, b).

Çizelge 6.6. 1400°C’de sinterlenen alaşımsız ve Nb ilave edilmiş çelik numunelerin yoğunluk, gözeneklik, ferrit ve perlit oranları ile ortalama tane boyutu değerleri.

Alaşım	Sinter Öncesi Yoğunluk (%)	Sinter Sonrası Yoğunluk (%)	Gözenek Miktarı (%)	Ferrit Oranı (%)	Perlit Oranı (%)	Ortalama Tane Boyutu (μm)
Fe-0,3C – 1400 °C	88,2	94,4	5,6	77,3	22,7	33,6
Fe-0,3C – 0,1NbC 1400°C	90,3	94,3	5,7	69,3	30,7	32,3
Fe-0,3C – 0,2NbC 1400°C	91,56	94,6	5,4	68,7	31,3	31,4
Fe-0,3C – 0,5NbC 1400°C	90,9	94,2	5,8	67,0	33	31,8
Fe-0,3C – 1NbC 1400°C	90,5	93,7	6,3	65,0	35	32,1
Fe-0,3C – 2NbC 1400°C	89,98	95,4	4,6	63,0	37	33,3

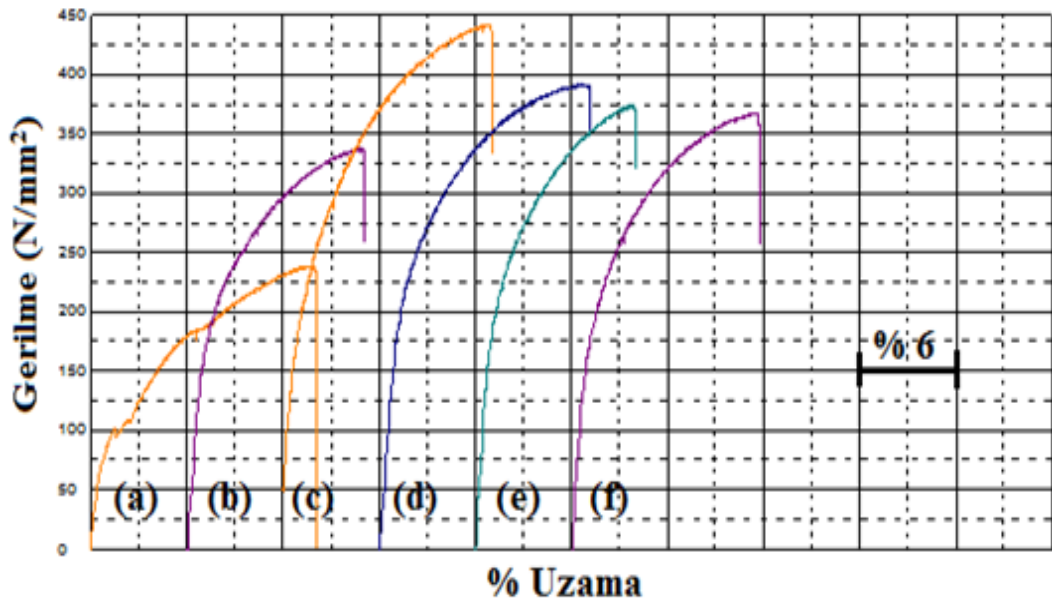
Ayrıca; Şekil 6.9. ve Çizelge 6.6’da görüldüğü gibi NbC oranının ağırlık olarak % 0,2’ye kadar artmasıyla ortalama tane boyutunda düşme meydana gelmektedir. Bu durum sinterleme sırasında oluşan NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıkmaktadır (Ollilainen et al., 2003). Bunun nedeni olarak sinterleme sırasında ve sinterleme sonrası oluşan NbC, NbN ve NbCN gibi çökeltilerin tane büyümesini engellemesi gösterilebilir (Erden vd., 2016).

Alaşım elementlerinin en önemli özelliklerinden biri oluşturmuş oldukları karbür ve nitürlerle östenitleme veya sinterleme sırasında tane büyümesini engellemeleridir. Östenitleme sırasında küçük çökeltilerin oluşması östenit tanelerinin büyümesini engeller ve soğuma sırasında küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur (Xiangdone et al., 2013; Bakkali et al., 2008; Gladman,1997). NbC oranının ağırlık olarak % 0,2’den % 2’ye çıkması ile ortalama tane boyutunun bir miktar arttığı gözlenmiştir. Bunun nedeni olarak da büyük NbC çökeltilerinin tane sınırlarında

oluşması olarak düşünülebilir (Scade, 2012a,b). Çökeltilerin tane sınırında yığılması gözenek miktarında bir artışa neden olmuştur. Böylece oluşan büyük çökeltiler yeterince tane büyümesini engelleyemediği için ortalama tane boyutu artmıştır.

6.5.2. Mekanik Test Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

NbC ilave edilen alaşımlı çelik numuneler farklı kimyasal bileşimlerde (Fe-0.3C, Fe-0,3C-0,1NbC, Fe-0,3C-0,2NbC, Fe-0,3C-0,5NbC, Fe-0,3C-1NbC ve Fe-0,3C-2NbC) 1400°C’de sinterlenmiş ve ardından 1 mm/dak. çekme hızı uygulanarak koparılmıştır. Farklı NbC oranlarına sahip numunelerden elde edilen çekme grafikleri Şekil 6.10.’da gösterilmiştir. Ayrıca; Çizelge 6.7.’de NbC ilave edilen çelik numunelerin akma, çekme, % uzama sertlik değerlerini göstermektedir.



Şekil 6.10. 1400°C’de sinterlenen farklı oranlarda NbC ilave edilmiş çeliklerin gerilme ve uzama diyagramları (a-%0; b-%0,1; c-%0,2; d-%0,5; e-%1; f-%2).

Çizelge 6.7. 1400°C’de sinterlenen alaşımsız NbC ilave edilen çelik numunelerinin akma, çekme, % uzama ve sertlik değerleri.

Alaşım	Akma D. (MPa)	Çekme D. (MPa)	% Uzama	Sertlik
Fe-0,3C	100	240	14	65
Fe-0,3C-0,1NbC	185	339	11	99
Fe-0,3C-0,2NbC	235	443	13	139
Fe-0,3C-0,5NbC	215	393	13	129
Fe-0,3C-1NbC	205	376	12	121
Fe-0,3C-2NbC	200	369	12	115

Şekil 6.10. ve Çizelge 6.7.’de görüldüğü gibi ağırlık olarak NbC oranı % 0,2’ye doğru arttıkça akma, çekme ve sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. % uzama değerlerinde ise bir miktar düşüş olduğu söylenebilir. Ağırlık olarak NbC oranı % 0,2’den % 2’ye yükseldiğinde akma, çekme ve sertlik değerlerinde bir düşüş olmuştur. Genel olarak alaşımsız çelikle kıyaslandığında NbC ilave edilen bütün çeliklerin dayanım değerlerinde artış gözlenmiştir. Dayanım değerlerindeki bu değişme NbC(N) çökeltilerin oluşarak farklı boyutlarda matris içerisinde dağılmasının bir sonucudur (Erden vd., 2014). 1400°C’de yapılan sinterleme işlemi sırasında veya sinterleme sonrası soğuma sırasında çökeltiler oluşarak NbC ilave edilen çeliğin akma, çekme ve sertlik değerleri artmıştır. Fakat NbC miktarının ağırlık olarak % 0,2’den fazla olması dayanımı düşürmüştür. Bu durum fazla oranda NbC çökeltilerin gerek tane sınırında gerekse tane içinde bulunduğunu ve aşırı sertleşmeye yol açıp kırılganlığa neden olduğunu göstermektedir (Scade., 2012a,b).

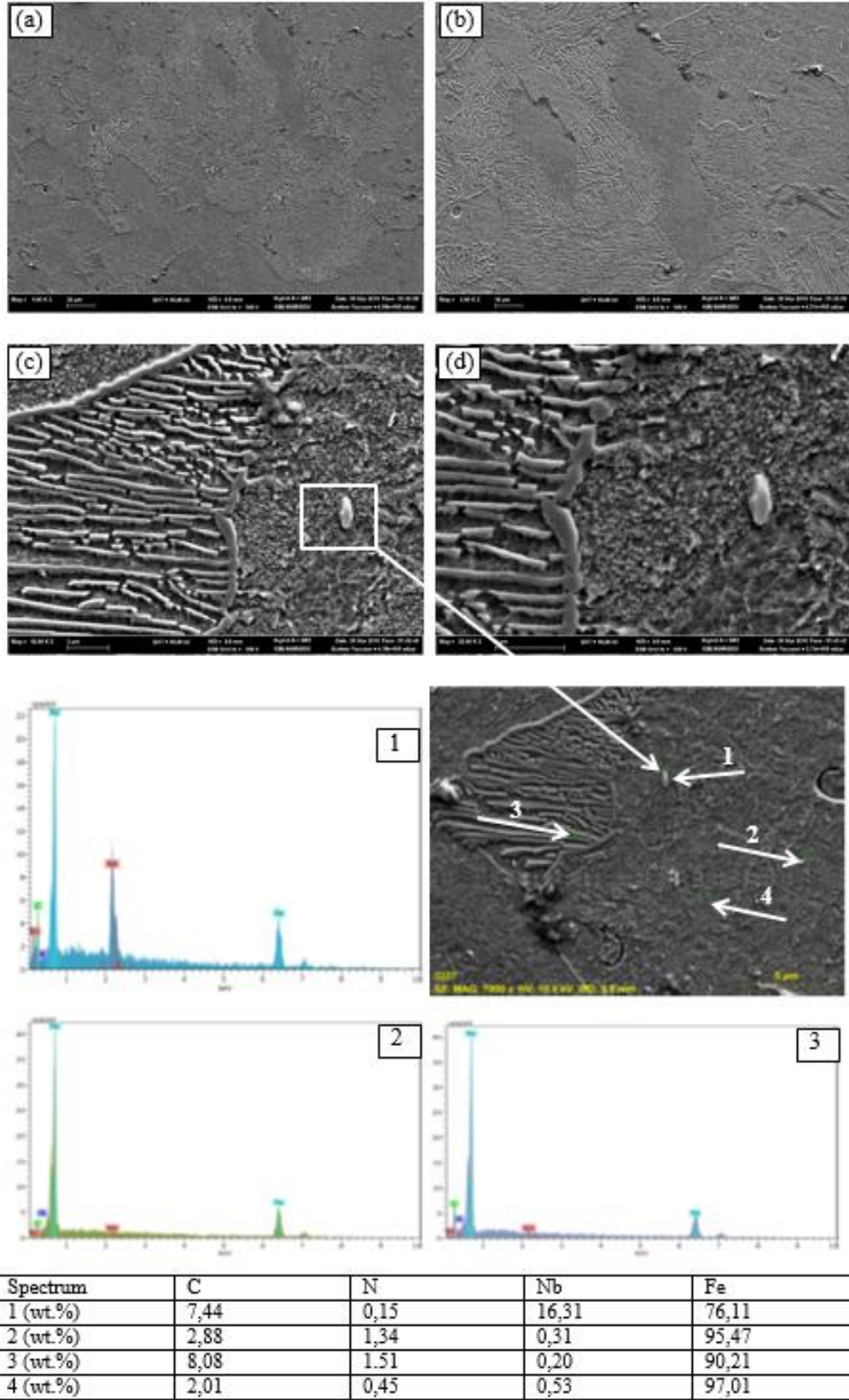
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Farklı NbC bileşimine sahip numunelerin farklı büyütme ölçeklerinde alınan SEM mikroyapı resimleri ve nokta EDS analiz sonuçları Şekil 6.11. ve Şekil 6.12.’de görülmektedir. Şekillerde verilen farklı NbC bileşimine sahip numunelerin SEM görüntüsünde farklı

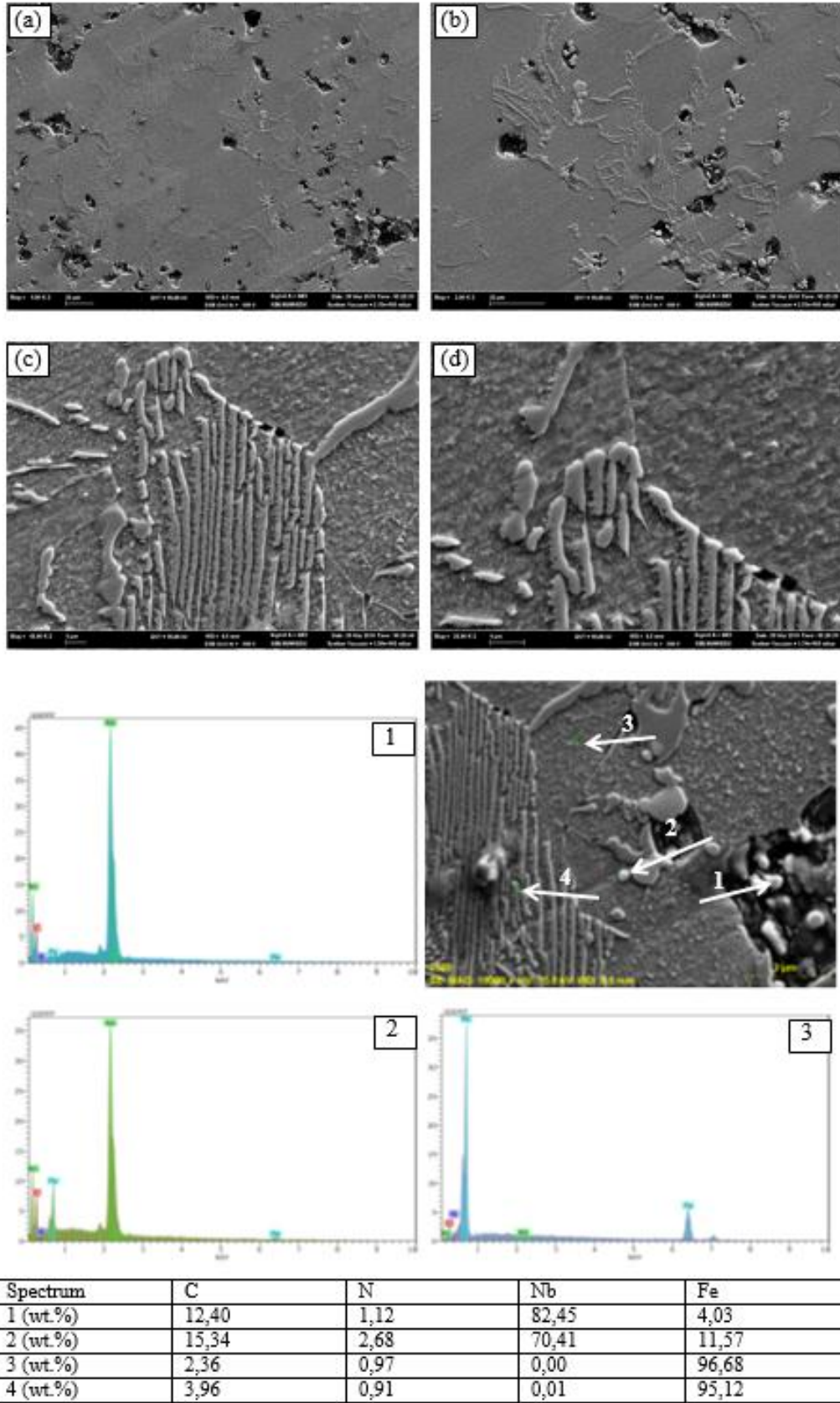
boyutlara sahip çökeltilerin olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca; nokta EDS analiz sonuçları bu çökeltilerin Nb ve karbon elementlerini içermesinden dolayı NbC çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. Nb'nin çelik içerisinde bulunması ile NbC(N) çökeltilerinin oluştuğu yine SEM ve EDS incelemeleri ile tespit edilmiştir. Oluşan bu çökeltilerin bir önceki bölümde detaylı olarak tartışıldığı gibi östenit tane büyümesini ve yeniden kristalleşmeyi engellediği, ayrıca çökelti sertleşmesi ile malzemenin dayanımını artırdığı belirtilmiştir (Kostyryzhev et al., 2014).

Katı eriyik içindeki alaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi çok zayıftır. Çökelmiş partiküller ile tane sınırı hareketinin engellenmesi çözünen atomların etkisinden çok daha fazladır (Korchynsky, 1988). Yapılan mikroyapı, SEM ve EDS analiz sonuçlarında Nb elementinin çözelti içinde ve çökelmiş partikül şeklinde bulunduğu tespit edilmiştir.

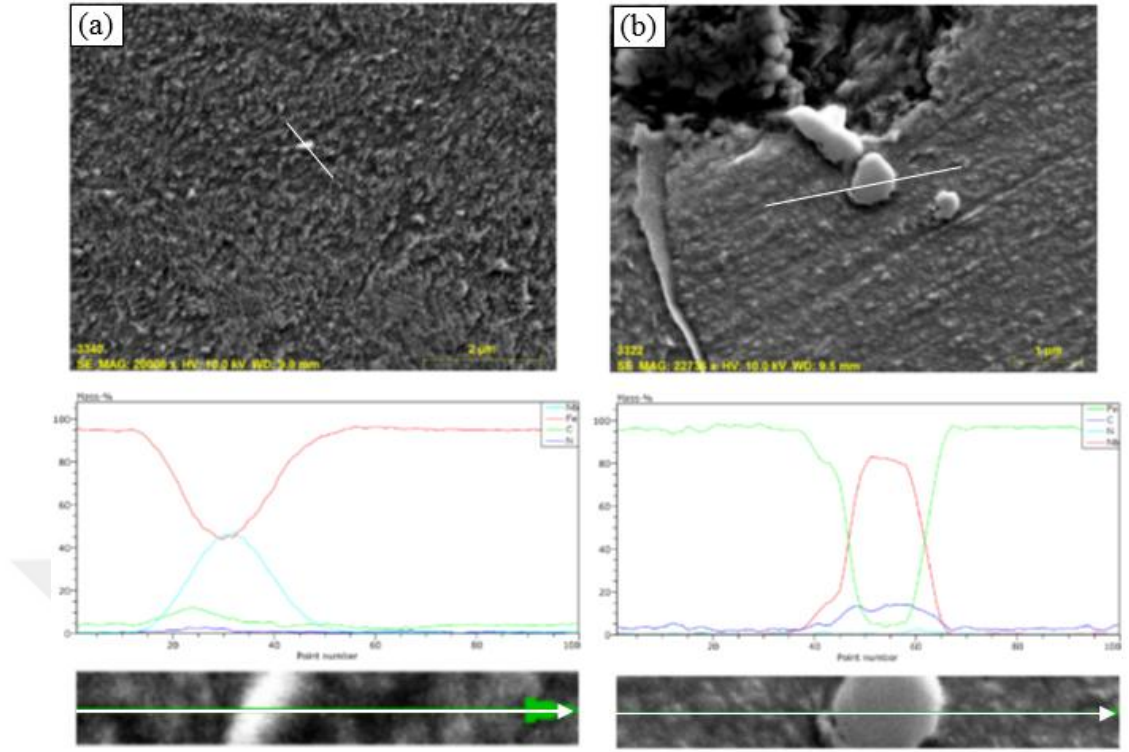
Ayrıca; Şekil 6.13., 1400°C'de sinterlenmiş ağırlık olarak % 0,2 NbC ve % 2 NbC içeren alaşımlı çelik numunelerin matris ve çökeltilerden alınan çizgi EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Örneğin; % 2 NbC içeren çeliğinin çizgi EDS analizi sonuçlarına bakıldığında matris ve çökeltiyi kesen çizgi boyunca element türü ve miktarında farklılık olduğu görülmektedir. Matris fazının demirce zengin olduğu fakat yuvarlak şeklindeki çökeltinin ise Nb bakımından zengin olduğu görülmüştür.



Şekil 6.11. 1150°C’de sinterlenen % 0,2 NbC içeren çelik numunenin SEM resimleri a) X1000, b) X2000, c) X15000, d) X25000 ve EDS sonuçları.



Şekil 6.12. 1400°C’de sinterlenen % 2 NbC içeren çelik numunenin SEM resimleri a) X1000, b) X2000, c) X15000, d) X25000 ve EDS sonuçları.



Şekil 6.13. 1400°C’de sinterlenen a) %0,2 ve b) % 2 NbC içeren çelik numunelerinin matris ve çökteltilerden alınan çizgi EDS analizi.

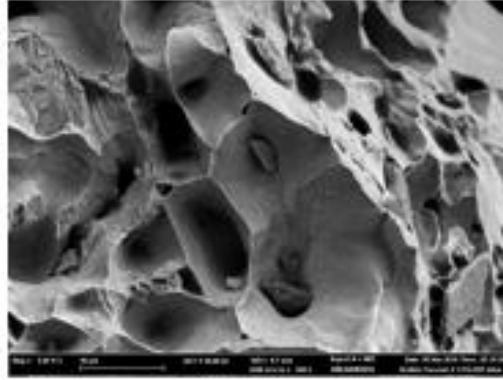
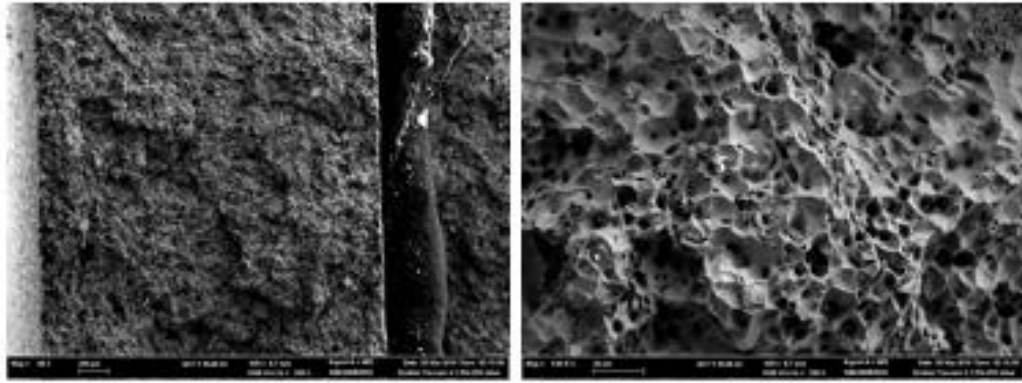
6.6.1. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) İle Kırık Yüzey İncelemeleri Ve Değerlendirilmesi

1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren alaşımlı çelik numunelerin çekme deneyi sonrası X80, X1000 ve X5000’de kırık yüzey görüntüleri alınmıştır. Şekil 6.14, % 0,2 NbC ve % 2 NbC içeren çeliklerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Aynı şekil üzerinde NbC ilave edilmiş mikroalaşımlı çeliğinin kırık yüzeyinde ayrılma düzlemlerinin ve petekli yapının bir arada olduğu görülmektedir. Bu nedenle yapının kısmen sünek kısmen gevrek olduğu söylenebilir. Mikroboşlukların birleşip büyümesi ile bu çukurcukların oluştuğu düşünülmektedir.

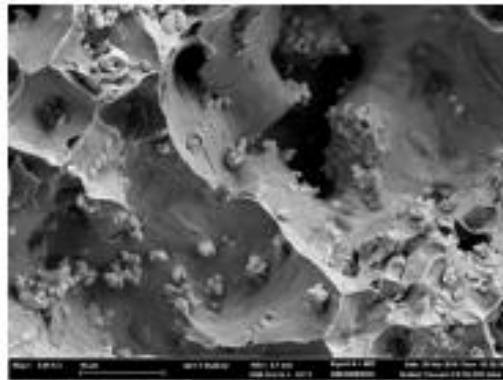
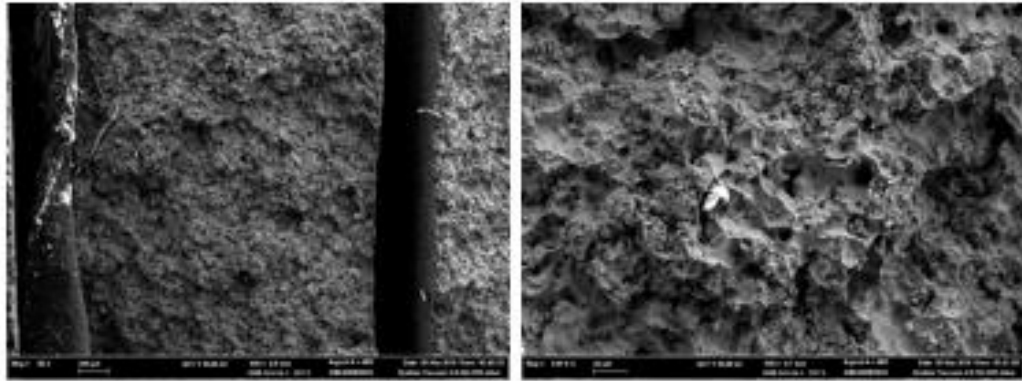
Ayrıca 1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren alaşımlı çelik numunelerde büyük boşluklar görülmüştür. Bu boşlukların NbC(N) gibi çökteltilerin çekme testi sırasında yüzeyden koparak ayrılması sonucunda ortaya çıkmıştır. Shanmugasundaram ve Chandramouli (2009) yapmış olduğu çalışmada Cr, Ni ve Mo

içeren toz metalürjisi çeliğinin kırık yüzeylerinde bu tür büyük boşlukların oluştuğunu görmüş ve bunun nedenini çekme testi sırasında karbürlerin yüzeyden ayrılmasına bağlamışlardır.

1400°C’de sinterlenen % 0,2 ve % 2 NbC içeren alaşımlı çeliklerin kırık yüzeylerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.15.’de görülmektedir. Kırık yüzeyden alınan EDS analizi Nb elementince zengin çökeltilerin çelikte bulunduğu işaret etmektedir. Bu durum çelik içerisinde NbC(N) gibi çökeltilerin gerek sinterleme gerekse sinterleme sonrası yapılan soğutma sırasında oluştuğunu göstermektedir. Oluşan bu çökelti alaşımlı çeliğin kırık yüzey morfolojisini etkilemektedir.

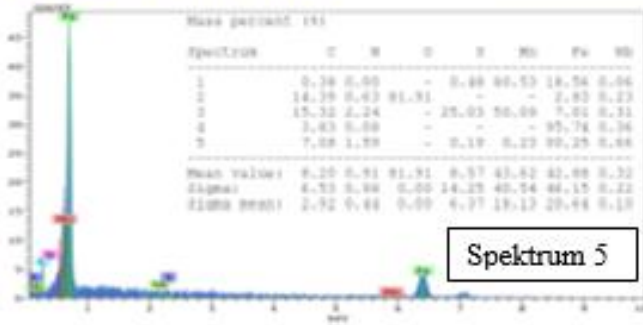
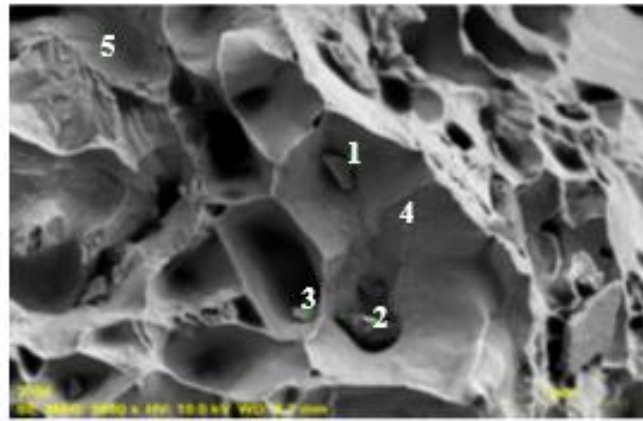


a) Fe – 0,3C – 0,2 Nb

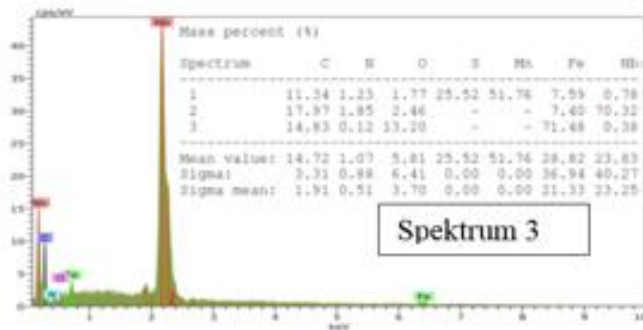
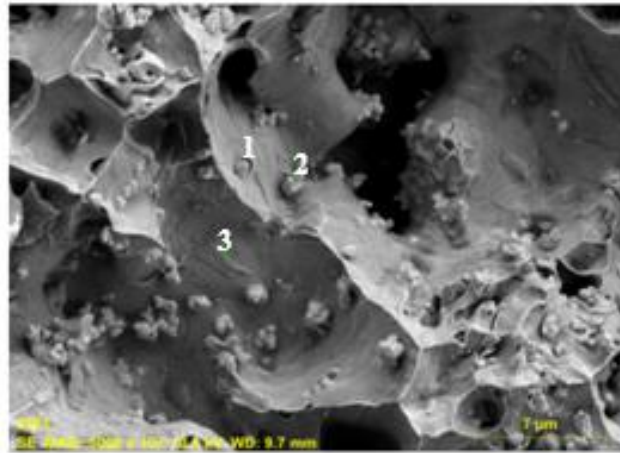


b) Fe – 0,3C – 2 NbC

Şekil 6.14. 1400°C’de sinterlenmiş a) % 0,2 ve b) % 2 NbC içeren çelik numunelerin SEM kırık yüzey resimleri (X80, X1000 ve X5000).



a) Fe – 0,3C – 0,2 NbC



b) Fe – 0,3C - 2 NbC

Şekil 6.15. 1400°C’de sinterlenmiş a) % 0,2, b) 2 NbC içeren çelik numunelerin kırık yüzey resimlerinden alınan EDS sonuçları.

6.7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.7.1. Genel Sonuçlar

Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çelikler soğuk presleme ve ardından 1150°C, 1250°C, 1350°C ve 1400°C’de argon atmosferinde sinterleme işlemi uygulanarak üretilmişlerdir. İdeal sinterleme sıcaklığı 1400°C olarak belirlenmiştir. NbC ilave edilen çelik numunelerin mekanik özellikleri daha iyi çıkmıştır. İdeal sinterleme sıcaklığının belirlenmesinin ardından altı farklı % ağırlık oranına sahip (% 0 - 0,1 - 0,2 - 0,5 - 1 ve % 2) NbC ilave edilmiş alaşımlı çelikler soğuk presleme ve ardından 1400°C’de argon atmosferinde sinterleme işlemi uygulanarak üretilmişlerdir. Aşağıda sıralanan sonuçlar bu çalışmadan elde edilmiştir.

1- Alaşımlı ve alaşımsız çelikler farklı boyutlarda ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmiştir. Nb ve NbC alaşımlı çeliklerin % ferrit ve % perlit oranları birbiriyle karşılaştırıldığında NbC alaşımlı çeliğin Nb alaşımlı çeliğe göre ortalama %7 oranında perlit miktarının fazla olduğu görülmüştür. Bu durum yüksek sinterleme sıcaklığında NbC’nin çözündüğünü ve daha fazla karbonun katı ergiyik içerisinde olduğunu göstermektedir.

2- 1400°C’de sinterlenmiş alaşımsız çelik 1150°C’de sinterlenmiş alaşımsız çeliğe göre daha büyük taneli yapıya sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda atomların difüzyonu arttığı için küçük taneler birleşerek büyüme eğilimindedir. Bu nedenle sıcaklığın artması ile tanelerin büyümesi beklenen bir sonuçtur.

3- Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çelikler, alaşımsız çeliklere göre bütün sinterleme sıcaklıklarında daha küçük taneli yapı sergilemişlerdir. Bu durum alaşım elementlerinin oluşturmuş olduğu karbür ve nitrürlerin tane büyümesini engellemesinden kaynaklanmıştır.

4- Nb ve NbC oranının artmasıyla ortalama tane boyutunun küçüldüğü görülmüştür. Bu durumun sinterleme sırasında oluşan NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıkmıştır.

5- Alaşımsız, Nb ve NbC alaşımlı çeliklerinin sinterleme sonrası yoğunluklarının genel olarak % 94 civarındadır. Ayrıca; sinterleme sonrası yoğunlaşmada bir miktar artış olmuştur.

6- Nb ve NbC miktarının ağırlık olarak % 0,2'ye çıkması ile çeliklerin akma, çekme ve sertlik değerlerinde bir artış görülmektedir. Bu durum sinterleme sırasında ve sonrasında soğuma ile birlikte Nb(N), NbC, NbC(N) gibi çökeltilerin oluşmasının bir sonucudur. Bu çökeltiler sinterleme sırasında tane büyümesini engelleyerek küçük östenit tanelerinin oluşmasına neden olur. Bunun sonucunda malzemelerin dayanımı artmaktadır.

7- Nb ve NbC miktarının ağırlık olarak % 0,2'den fazla olması dayanımı düşürmüştür. Bu durum fazla oranda NbC çökeltilerin gerek tane sınırında gerekse tane içinde bulunduğunu ve aşırı sertleşmeye yol açıp kırılganlığa neden olduğunu göstermektedir.

8- Nb ve NbC ilave edilen alaşımlı çelikler toz metalürjisi yöntemiyle üretilabilmektedirler. Sinterlenme sırasında veya sinterleme sonrası soğutma sırasında oluşan katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi çeliğin mukavemetini artırmaktadır.

9- SEM ve EDS analizleri Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çeliklerde NbC, NbN ve NbCN çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. Oluşan farklı çökeltiler çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir.

10- Alaşımlı çeliklerin kırık yüzeyleri incelendiğinde yüzeylerin hepsi kısmen sünek (petekli yapı) ve kısmen gevrek davranış göstermişlerdir. Bu durum % uzama ve % kesit daralması değerleri ile uyum göstermektedir.

6.7.2. Öneriler

- 1- Üretilen Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çeliklere aşınma testi uygulanarak aşınma davranışları incelenebilir.
- 2- Üretilen alaşımlı çelikler dışında farklı ikili ve üçlü bileşimli alaşımlı çelik üretimi gerçekleştirilerek alaşım elementlerinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.
- 3- Üretilen Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çeliklere yorulma testi uygulanarak malzemelerin yorulma dayanımları incelenebilir.
- 4- Üretilen Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çeliklere korozyon testi uygulanarak korozyona karşı davranışları incelenebilir.
- 5- Farklı yöntemlerle üretimi gerçekleştirilen bir parçanın toz metalürjisi yöntemiyle üretilen elde edilen sonuçların yerli ve yabancı firmalar ile paylaşımı sağlanabilir.
- 6- Üretilen Nb ve NbC ilave edilmiş alaşımlı çeliklere Ti, V veya TiC, VC gibi alaşım elementleri katılarak farklı alaşımlar üretilebilir. Ayrıca mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Asil Çelik, “Mikroalaşımlama”, Teknik Yayın, **Politeknik Dergi**, 11(1): 2-22 (1994).
- Askeland D. R., “The science and engineering of materials”, **Chapman and Hall**, Third S. I. Edition, UK (1996).
- Ateş, S., Uzun, İ., Çelik, V., “Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş SiC/Al 2014 kompozitin ısı iletkenliği üzerine infiltrasyon sıcaklığının etkisi”, **6th International Advanced Technologies Symposium (IATS’11)**, 16-18, 2011, Elazığ- Türkiye.
- Bakkali E. H. F, Chenaouia A, Dkiouaka R, and Elbakkalib L. A. O. A., “Characterization of deformation stability of medium carbon microalloyed steel during hot forging using phenomenological and continuum criteria”, **J Mater Proc Tech**, 140–149 (2008;1999).
- Blank, J. R., and Gladman, T., “Quantitative metallography, tools and technique in physical metallurgy”, **Marcel Dekker**, New York, 251, (1970).
- Cuddy L. C., and Raley J. C. “Austenite grain coarsening in microalloyed steels”, **Metall. Trans. A**, 14: 1989-1995 (1983).
- 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).
- Çeviker, I., “Mikroalaşımlı Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 6-30 (1991).
- DeHoff, R.T., and Rehines, F.N, “Quantitative microscopy”, **McGraw-Hill, Inc.**, USA (1968).
- Du, B., Zou, Z., Wang, X. and Li, Q. “In situ synthesis of TiC-TiB₂ reinforced FeCrSiB composite coating by laser cladding” **Surface Review and Letters**, 14: 315-319 (2007).
- Dutta B, and Sellars C. M. “Strengthening of austenite by niobium during hot rolling of microalloyed steel”, **Mater Sci Technol.**, 2: 146–153 (1986).
- Doğan Ö. N., Hawk, J. A., Tylczak J. H, Wilson R. D., and Govier R. D., “Wear of titanium carbide reinforced metal matrix composites”, **Wear**, 225-229: 758-796 (1999).

Ekşi, A., ve Kurt, A. O., “Metal ve seramik tozlarının bilgisayar kontrollu tek eksenli kalıpta preslenmesi”, *Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı*, ODTÜ, Ankara, 557- 563 (1999).

Erden M. A., Gündüz S., Türkmen M., Karabulut H., “Microstructural characterization and mechanical properties of microalloyed powder metallurgy steels”, *Materials Science and Engineering: A*, 616: 201-206 (2014).

German, R.M., “Powder metallurgy science”, 2nd edition, *Metal Powder Industries Federation*, USA, 1-61 (1994).

Gladman, T. and Woodhead, J. H., “The accuracy of point counting in metallographic investigations” *Journal of the Iron Steel*, 194, 189 (1960).

Gladman, T., “Physical Metallurgy of Microalloyed Medium Carbon Engineering Steels”, *Ironmaking and Steelmaking*, 16, 241 (1989).

Galadman T., “Grain refinement in multible microalloyed steels. In: HSLA Steels Properties and Applications The Minerals”, *Metals and Materials Society*, 1, 3-14 (1992).

Gladman, T., “The physical metallurgy of microalloyed steels”, *The Institue of Materials*, England, 1, 341 (1997).

George, F., and Voort, V, “Practical applications quantitative metallography”, *ASTM* 839, Philadelphia, PA (1994).

Guang X., Xiaolong G., Guojun M., Feng L., Hang Z. “The development of Ti alloyed high strength microalloy steel”, *Materials and Design*, 31, 2891–2896 (2010).

Gündüz S. and Cochrane R.C., “Clustering effect on high temperature tensile behaviour of vanadium microalloyed steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 186, 246–252 (2007).

İnternet: Çengelli B., “Sıcak İzostatik Presleme”, <http://www.takimceligi.com>, (2014).

Jia Z., Misra R. D. K., Malley R. O., and Jansto S. J., “Fine-scale precipitation and mechanical properties of thin slab processed titanium–niobium bearing high strength steels”, *Mater. Sci. Eng. A*, 528: 7077-7083 (2011).

Jung, J. G, Park, J. S, Kim, J., and Lee, Y. K., “Carbide precipitation kinetics in austenite of a Nb–Ti–V microalloyed steel”, *Mater Sci Eng A*, 528: 5529-5535 (2011).

Kalemtaş, A. “Metal Matris Kompozitlere Genel Bir Bakış”, *Putech and Composite*, 18-30, (2014).

Karabulut H., “Mikroalaşımlı çeliklerde yaşlanma sertleştirmesinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 3-60 (2004).

Karabulut H., Gündüz S., “Effect of vanadium content on dynamic strain ageing in microalloyed medium carbon steel”, **Materials and Design**, 25, 521–527 (2004).

Kaynar A., “Orta karbonlu alaşımsız ve mikroalaşımlı çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 3-60, (2013).

Koltuk, F., “Mikroalaşımlı çeliklerin ikincil sıcak şekillendirilmesinde özelliklerin optimizasyonunun incelenmesi”, Doktora Tezi, **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 3-66 (1996).

Korczynsky, M., “Microalloying and thermo-mechanical treatment” DeArdo, A.J., Ed., **Proceedings of International Symposium Processing**, Microstructure and Properties of HSLA Steels, Pittsburgh, 169-201 (1988).

Kostrzyhev, A. G, Al Shahrani, A., Zhu, C., Cairney, J. M., Ringer, S. P., Killmore, C. R., “Effect of niobium clustering and precipitation on strength of an NbTi-microalloyed ferritic steel”, **Mater Sci Eng A.**; 607: 226–235 (2014).

Li, Y., Wilson, J. A, Crowther, D. N., Mitchell, P. S., Craven, A. J. and Baker, T. N. “The Effects of Vanadium, Niobium, Titanium and Zirconium on the Microstructure and Mechanical Properties of Thin Slab Cast Steels”, **ISIJ International**, 44(6): 1093–1102 (2004).

Llewellyn D. T., Hudd R. C. (1998). *Steels: metallurgy and applications*, 3th edn, Reed Educational and Professional Publishing Ltd, Oxford.

Matik U, “Akımsız nikel kaplamalarda ısıtılma işleminin sertlik ve aşınma özelliklerine etkisi”, Doktora Tezi, **G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 1-50 (2010).

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 (1975).

Najafi H., Rassizadehghani J., Halvaeae A., “Mechanical properties of cast microalloyed steels containing V, Nb and Ti”, **Mater. Sci. Tech.**, 23: 699–705 (2007).

Ollilainen, V., Kasprzak W., Hollapa L., “The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steel”, **Journal of Materials Processing Technology**, 134: 405-412 (2003).

Pickering F. B., Gladman T. “Metallurgical developments in carbon steels”, **Iron and Steel Inst.**, 81: 10-20 (1963).

Sarıtaş, S., “Toz metalurjisi, Makine müh. el kitabı”, **MMO**, 1 (2): 1-5 (1994).

Sarıtaş, S., Türker, M. ve Durlu, N., “Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri”, **Türk Toz Metalurjisi Yayınları: 05**, Ankara, 2-34, 206-237, 379-410 (2007).

Schade, C., Murphy, T., Lawley, A., and Doherty, R., “Microstructure and mechanical properties of microalloyed PM steels”, **Int J of Powder Metall.** 48: 51-59 (2012a).

Schade, C., Murphy, T., Lawley A., and Doherty, R., “Microstructure and mechanical properties of PM steels alloyed with silicon and vanadium”, **International Journal of Powder Metallurgy**, 48 (6): 41-48 (2012b).

Topateş, T., “Mikroalaşımlı çeliklerin termomekanik işlemi sırasında değişen proses parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 8-40 (1995).

Türker, M., Özdemir, T., Ögel, B., ve Yavuz, A., “Al-SiC tozlarının mekanik alaşımlama değirmeninde öğütme zamanının kompozit toz yapısına etkisinin araştırılması”, **Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı**, Ankara, 425-430 (1999).

Öztürk, Z. “Gaz atomizasyonu ile Al 2024 tozu üretimi ve karakterizasyonu” Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 1-60 (2012).

Qing-yun S., Gui-yan L., Li-feng Q., Ping-yuan Y., “Effect of cooling rate and coiling temperature on precipitate in ferrite of a Nb-V-Ti microalloyed strip steel”, **Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium**, 316-319 (2007).

Wang, Y. S., Zhang, X. Y., Fengchun L., Guangting Z., “Study on and Fe-TiC surface composite produced in situ”, **Mater. Des.**, 20, 233-236 (1999).

Wang, J., Wang, Y., Ding, Y., “Production of (Ti, V)C reinforced Fe matrix composites”, **Materials Science and Engineering A**, 445-455, 75-79 (2007).

Yavuz N., Karadere, G., “Toz metal parçaların tasarım özelliklerinin incelenmesi”, **Süleyman Demirel Üniversitesi, Müh. Mim. Fak. Mak. Müh.Dergisi**, 79-82 (1996). Yıldırım, M. M., Buytoz, S. and Ulutan, M., “Mikrostrukturelle Änderungen an SiC beschichteten und mit WIG schweißtechnik erzeugten metalloberflächeneines 45Mn5 stahls”, **Prakt. Metallogr.**, 44, 59-69 (2007).

Xiang-dong H., Xin-ping M, Sheng-xia L., “Effect of annealing temperature on recrystallization behavior of cold rolled Ti-microalloyed steel” **J. of Iron and Steel Res Int.**, 20 (9): 105-110 (2013).

ÖZGEÇMİŞ

Doğan ÖZDEMİRLER, 1970 yılında Karabük'te doğdu; İlköğrenimini Safranbolu Misak-ı Milli İlkokulu'nda, Lise öğrenimini Safranbolu Endüstri Meslek Lisesi'nde tamamladı. 1988 yılında Ankara Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi Metal İşleri Öğretmenliği Programını kazandı. 1993 yılında buradan mezun oldu. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İmalat Mühendisliği A.B.Dalında Yüksek Lisans eğitimine başladı.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü
Balıklar kayası Mevkii / KARABÜK
Tel : (505) 304 1997
E-posta : dozdemirler@hotmail.com