

**TOZ METALÜRJİSİ İLE ÜRETİLEN Nb-V
MİKROALAŞIM ÇELİĞİNE NİKEL İLAVESİNİN
MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

**2016
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Muhammet Taha TAŞCI

**TOZ METALÜRJİSİ İLE ÜRETİLEN Nb-V MİKROALAŞIM ÇELİĞİNE
NİKEL İLAVESİNİN MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Muhammet Taha Taşci

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında

Yüksek Lisans Tezi

Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK

Ekim 2016

Muhammet Taha Taşci tarafından hazırlanan "TOZ METALÜRJİSİ İLE ÜRETİLEN Nb-V MİKROALAŞIM ÇELİĞİNE NİKEL İLAVESİNİN MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI" başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd.Doç.Dr. Mehmet Akif ERDEN

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir. 30/09/2016

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

Başkan: Prof. Dr. Halil DEMİR (KBÜ)

Üye : Yrd.Doç.Dr. M. Akif ERDEN (KBÜ)

Üye : Yrd.Doç.Dr. Nuri ŞEN (DÜ)

İmzası



...../...../2016

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.”

Muhammet Taha TAŞCI

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZ METALÜRJİSİ İLE ÜRETİLEN Nb-V MİKROALAŞIM ÇELİĞİNE NİKEL İLAVESİNİN MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI

Muhammet Taha TAŞCI

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Mehmet Akif ERDEN

Eylül 2016, 79 sayfa

Mikroalaşımli çelikler %0,05 ve %0,20 aralığında niyobyum ve vanadium gibi mikroalaşım elementlerini içeren çelikler olarak tanımlanmaktadır. Bu çelikler, alüminyum, bor ve geleneksel çelik üretiminde kullanılan diğer alaşım elementlerinden ve ısı işlem ve termomekanik işlemlerden etkilenmektedir. Günümüzde üretilen mikroalaşımli çeliklerin büyük bir kısmı yassı ve boru mamul olarak üretilirler. Günümüzde yeterli seviyelerde olmamakla birlikte toz metalürjisi yöntemiyle de mikroalaşımli çelik üretimi gerçekleştirilmektedir.

Bu çalışmada % ağırlıkça %0,55 grafit ve %0,15 (Nb-V) içeren demir esaslı malzemelerde Ni ilavesinin (% ağırlıkça 0,8, 2, 3 ve 5) mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. 750 MPa basınçta preslenen numuneler 1350 °C de argon atmosferinde 1 saat sinterlenerek üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen

TM eliklerinin mikroyapısı optik mikroskop SEM ve EDS ile karakterize edilmiştir. Sonuçlar % ağırlık olarak 5 Ni ilave edilmiş TM eliğın en yüksek akma dayanımına (YS) ve çekme dayanımına (UTS) sahip olduğunu göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Toz metalurjisi, mikroalaşımli çelikler, mikroyapı.

Bilim Kodu : 915.1.094



ABSTRACT

M. Sc. Thesis

AN INVESTIGATION OF EFFECT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MICROALLOYED STEELS PRODUCED BY POWDER METALLURGY

Muhammet Taha TAŞCI

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Manufacture Engineering

Thesis Advisor:

Assist. Prof. Dr. Mehmet Akif ERDEN

September 2016, 79 pages

Microalloyed steels are defined as steels containing small amounts of microalloying such as niobium and vanadium, at levels between 0.05 and 0.20 %. This steels are effected by other alloying additions such as aluminum, boron, or indeed any of other more conventional alloying elements used in steel manufacture and thermal and thermomechanical treatments. Nowadays most of produced microalloyed steels product as flat and made of forged pipe. In addition to not be at a sufficient level at the present time, the powder metallurgy method is also being produced microalloyed steels.

In this work, the effect of Ni (wt. %0.8-2-3-5) on the microstructures and tensile behaviours of Fe matrix metarials including graphite 0.55 wt. % and (Nb-V) 0.15 wt. % were investigated. The samples pressed at 750 MPa were produced by sintered at

1350 °C temperature in the argon atmosphere for 1 h. The microstructure of the produced PM steels was characterised by optic microscope, SEM and EDS. Results indicated that 5 wt. % Ni added PM steel showed the highest values in yield strength (YS) and ultimate tensile strength (UTS).

Key Word : Powder metallurgy, microalloyed steels, Ni, microstructure.

Science Code : 915.1.094



TEŞEKKÜR

Kendisi ile çalışma olanağı tanıyıp bilgisi, tecrübesi ve olumlu düşünceleri ile beni yönlendiren, bana her konuda destek veren değerli hocam Yrd.Doç. Dr.Mehmet Akif ERDEN'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tezimin başlangıcından bu yana beni yönlendiren, yardımlarını esirgemeyen değerli hocalarım Prof.Dr.Halil DEMİR, Prof.Dr.İbrahim ÇİTÇİ ve Prof. Dr. Mustafa BOZ'a teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Laboratuvar ve diğer çalışmalarda imkanlarından faydalandığım Teknoloji Fakültesi Dekanlığı, İmalat Mühendisliği Bölüm Başkanlığı, Bölüm hocalarıma teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca değerli hocalarım Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ, Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN ve Prof. Dr. Ramazan KAÇAR'a teşekkür ederim.

Yüksek lisans çalışmamız Karabük Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri KBÜ-BAP-16/1-YL-152 numarası altında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalışmayı destekleyen Karabük Üniversitesi Rektörlüğü BAP Müdürlüğüne teşekkürlerimi sunarım.

Bu günlere gelmemde desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, çalışmalarım boyunca gösterdikleri anlayış ve hoşgörü ile maddi-manevi destek olan kıymetli AİLEME teşekkür etmek benim için büyük bir onurdur.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
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	8
2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ.....	8
2.4.1. Titanyum (Ti).....	9
2.4.2. Vanadyum (V)	10
2.4.3. Alüminyum (Al)	12
2.4.4. Niyobyum (Nb).....	12
2.4.5. Karbon (C).....	13
2.4.6. Azot (N).....	14
2.4.7. Silisyum (Si)	14
2.4.8. Fosfor (P).....	14
2.4.9. Mangan (Mn).....	14
2.5. MİKROALAŞIM ÇELİKLERDE ÇÖKELTİ OLUŞUMU.....	15

Sayfa

2.5.1. Karbür Ve Nitrür Çökmesi	15
2.5.2. Sıcaklık Ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi.....	16
2.5.3. Mikroalaşım Karbür Ve Nitrürlerinin Çözünürlüğü.....	16
BÖLÜM 3	20
KOMPOZİT MALZEMELER.....	20
3.1. GİRİŞ.....	20
3.2. KOMPOZİT MALZEMELERİN TARİHSEL GELİŞİMİ.....	20
3.3. KOMPOZİT MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI.....	21
3.4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	23
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.....	25
3.6. KOMPOZİT MALZEMELERİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI	26
BÖLÜM 4	27
TOZ METALURJİSİ	27
4.1. GİRİŞ.....	27
4.2. TOZ ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	28
4.3. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİNDE KULLANILAN TOZLARIN KARAKTERİZASYONU.....	29
4.3.1. Toz Numunesi Alma.....	29
4.3.2. Parçacık Boyut Ölçümü.....	30
4.4. TOZLARIN SIKIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ.....	30
4.4.1. Tek Yönlü Presleme	32
4.4.2. Çift Yönlü Presleme	33
4.4.3. Soğuk İzostatik Presleme.....	33
4.5. TOZLARIN SİNTERLENMESİ.....	35
4.5.1. Bağlayıcı Veya Yağlayıcı Yakma	39
4.6. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN MALZEMELERİN ANALİZİ.....	39
4.6.1. Mikroyapısal Özellikler	40

	<u>Sayfa</u>
4.6.2. Mekaniksel Özellikler.....	40
4.6.3. Yüzeyle İlgili Özellikler	41
BÖLÜM 5	42
DENEYSEL METOT	42
5.1. GİRİŞ.....	42
5.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA İZLENEN İŞLEM BASAMAKLARI	42
5.3. DENEYSEL ÇALIŞMA İÇİN GEREKLİ OLAN TOZLARIN TEMİNİ.....	43
5.4. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE SIKIŞTIRILMASI	44
5.5. SİNTERLEME İŞLEMLERİ	46
5.6. NUMUNELERE ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI.....	47
5.7. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ	48
5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	48
5.7.2. Dağlayıcıların Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Yapılması	48
5.7.3. Yoğunluk, Gözeneklilik, Ferrit-Perlit Oranlarının Belirlenmesi	49
BÖLÜM 6	54
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	54
6.1. GİRİŞ.....	54
6.2. TOZ KARAKTERİZASYONU	54
6.3. MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	58
6.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI.....	61
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	63
6.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU VE (SEM) KIRIK YÜZEY EDS İNCELEMELERİ	66
6.9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	70
6.9.1. Genel Sonuçlar.....	70
KAYNAKLAR.....	73
ÖZGEÇMİŞ.....	79

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Boru çeliklerinin gelişimi.	6
Şekil 2.2. V-Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler	7
Şekil 2.3. Titanyumun mikroalaşım çeliklerinin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri	9
Şekil 2.4. VN çökeltileri sonucu sıcak rulo üründe vanadyum ve azot miktarının akma dayanımındaki artışa etkisi.....	10
Şekil 2.5. Vanadyumun mikroalaşım çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi.....	11
Şekil 2.6. Mikroalaşım elementlerinden niyobyumun çeliğin mikroyapısına etkisi.....	13
Şekil 2.7. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri.	15
Şekil 2.8. Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması.....	16
Şekil 2.9. Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüğü.....	17
Şekil 2.10. Mikroalaşım çeliklerin uygulama alanlarına örnek	19
Şekil 3.1. Matris malzemeleri	21
Şekil 3.2. Takviye elemanın şekline göre kompozit çeşitleri	22
Şekil 4.1. Bir ürünün T/M ile üretimi	28
Şekil 4.2. Küresel tozların tek yönlü sıkıştırılması	30
Şekil 4.3. Presleme basıncı-yoğunluk, yoğunluk–dayanım ilişkisi grafiği.....	31
Şekil 4.4. Titanyum mikroalaşım çeliğinin kırık yüzey SEM resmi.....	31
Şekil 4.5. Numune üzerinde yorulma çatlak başlangıç gözeneği.....	32
Şekil 4.6. Tek yönlü preslemede yoğunluk dağılımı ve tek yönlü kalıbın şematik gösterimi	33
Şekil 4.7. Çift yönlü preslemede yoğunluk dağılımı ve çift yönlü kalıbın şematik gösterimi.	33
Şekil 4.8. Soğuk izostatik sıkıştırma	34
Şekil 4.9. Sıcak izostatik sıkıştırma.	35
Şekil 4.10. Sinterleme aşamaları.....	35
Şekil 4.11. Sinterleme işlemi.	36
Şekil 4.12. İki küresel parçanın sinterleme profili.	37

Şekil 4.13. Sinterleme esnasında oluşan gözenek yapısındaki değişimi.....	37
Şekil 4.14. Sinterlenmiş Ti mikroalaşımli TM çelik test numunesinde bulunan birincil ve ikincil boşlukları gösteren mikroyapı resmi.	38
Şekil 4.15. Sinterlemenin son aşamasında oluşan gözenek izolasyonu.....	38
Şekil 4.16. Gözenek izolasyonunun neden olduğu gerilme kırılmasının SEM görüntüsü.....	39
Şekil 5.1. Deneysel işlemlere ait akış şeması.....	43
Şekil 5.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan hassas terazi, hidrolik pres ve turbula cihazı görüntüleri.	45
Şekil 5.3. Soğuk preslenmiş çekme numunelerin görüntüsü.	46
Şekil 5.4. Deneysel çalışmalarda kullanılan atmosfer kontrollü fırın ve sinterleme akış şeması görüntüleri.	47
Şekil 5.5. 1350°C’de 1 saat sinterlenmiş Alaşım 2 test numunesinin çekme testi öncesi ve sonrası genel görüntüsü.....	48
Şekil 5.6. Tane boyutunun belirlemede kullanılan ölçüm kriterleri.....	51
Şekil 6.1. Demir tozunun X250 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	55
Şekil 6.2. Karbon tozunun X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	55
Şekil 6.3. Vanadyum tozunun X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	56
Şekil 6.4. Niyobyum tozunun X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	56
Şekil 6.5. Nikel tozunun X5000 büyütülmüş SEM görüntüsü.	57
Şekil 6.6. Farklı nikel oranlarına sahip numunelerin mikroyapı görüntüleri (500X).....	58
Şekil 6.7. Farklı nikel oranlarına sahip numunelerin gerilme-uzama diyagramları...	62
Şekil 6.8. Alaşım 3. SEM mikroyapı ve nokta EDS sonuçları.	64
Şekil 6.9. Alaşım 6’nın SEM mikroyapı ve nokta EDS sonuçları.	65
Şekil 6.10. 1350°C’de sinterlenen 0,8 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resmi.	67
Şekil 6.11. 1350°C’de sinterlenen 2 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resmi.	67
Şekil 6.12. 1350°C’de sinterlenen 3 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resmi.....	68
Şekil 6.13. 1350°C’de sinterlenen 4 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resmi.....	68
Şekil 6.14. 1350°C’de sinterlenen 5 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resmi.....	69
Şekil 6.15. Alaşım 4’ün kırık yüzey resimlerinden alınan EDS sonuçları.....	70

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Mikroalaşımlamanın tarihsel gelişimi.	5
Çizelge 2.2. Geçen yüzyılda yapı çeliklerine örnek (19 mm kalınlık, min. akma dayanımı 355 MPa).....	5
Çizelge 3.1. MMK’lerde kullanılan tipik takviye elemanları	24
Çizelge 5.1. Tozlar ve özellikleri.	43
Çizelge 5.2. Mikroalaşımlı toz metal çeliklerin kimyasal kompozisyonları.....	44
Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan tozların boyut ve % saflık değerleri ...	57
Çizelge 6.2. TM çelik numunelerin Yoğunluk ve perlit miktarı.....	59
Çizelge 6.3. Mikroalaşımlı TM çelik numunelerin mekanik özellikleri.....	62

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

dak	: Dakika
f	: Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı
n	: Ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
N	: Sayılan toplam nokta sayısı
σ_n	: Nokta sayım metodunun standart sapması
$i\alpha$: Ferrit tane büyüklüğü
L	: Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu
fp	: % perlit miktarı
$n\alpha$: Ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı
σ_i	: Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması
n_i	: Ölçülen tane sınırı sayısı
mm	: Milimetre
μm	: Mikrometre
MPa	: Mega Paskal
s	: Saniye
T	: Sıcaklık
σ_y	: Akma gerilmesi
σ_{ii}	: Dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi
k	: Malzeme sabiti (Hall-Petch sabiti)
d	: Ferrit tane boyutu
D	: Östenit tane çapı
A	: Malzeme sabiti
P	: Çökelti çapı
f_v	: Çökelti partiküllerinin hacimsel oranı

KISALTMALAR

HSLA	: High Strenght-Low Alloyed (Yüksek Dayanımlı-Düşük Alaşımli)
SEM	: Scanning Electron Microspe (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	: Alüminyumnitür
VCN	: Vanadyumkarbonitrür
NbCN	: Niyobyumkarbonitrür
DMA	: Dövme Amaçlı Üretilen Mikroalaşımli Çelik
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
TS	: Türk Standartları
YYDA	: Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelik

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Mikroalaşımli çelikler farklı sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sünek gevrek geçiş sıcaklığı ve korozyona dayanıklılık gibi üstün özelliklere sahip malzeme gurubudur. Mikroalaşımlama ile ilgili yapılan çalışmaların geçmişi 1970' li yıllara dayanır. Düşük karbonlu çeliklere küçük miktarlarda Titanyum (Ti), Alüminyum (Al), Niyobyum (Nb), Vanadyum (V) gibi kuvvetli karbür ve nitrür oluşturan elementlerin ilave edilmesiyle çeliklerin mekanik özelliklerinde iyileşmeler gerçekleşmiştir. Mikroalaşımlandırma olarak ifade edilen bu işlemde alaşım elementlerinin tamamı genel olarak %2 değerini aşmaz. Mangan katılımları haricinde, bu miktar %0,1-0,2 arasındadır. Bu çeliklerin avantajları, kullanılan alaşım oranının azlığı, ısıl işlem gerektirmemesi, işlenebilirlik özelliklerinin daha iyi olması, üretiminin daha hızlı olması, gerilme giderme tavlama ihtiyacının olmaması, enerji tasarrufu sağlaması, dayanım/ağırlık oranı yönünden daha hafif olmaları gibi sıralanabilir.

Mikroalaşımli çeliklerine ağırlık olarak %0,2'nin altında katılan titanyum, alüminyum, niyobyum ve vanadyum gibi elementlerin oluşturmuş olduğu karbo-nitrürler çeliğin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Ancak bu karbo-nitrürlerin oluşma ve çözünme sıcaklıklarının çok iyi hesaplanması gerekmektedir. Aksi takdirde yanlış tasarlanan döküm yöntemi, haddeleme sıcaklığı ve soğuma hızı karbo-nitrürlerin oluşmamasına veya oluşup aşırı büyümesine sebep olabilir. Bu durum mikroalaşımli çeliklerinin döküm yöntemiyle üretilmesini zorlaştırmaktadır. Bu nedenle ülkemizde mikroalaşımli çelik üretimi yeterli düzeyde değildir.

Yapılan literatür incelemesinde toz metalurjisi yöntemiyle Fe matrisli kompozit parça üretimleri bulunmaktadır. Fakat toz metalurjisi yöntemiyle mikroalaşımli çelik

üretimini çok sınırlı olduğu görülmüştür. Mikroalaşımli çelik üretimiyle kompozit üretimini farklı kılan en önemli neden çelik içerisine katılan alaşım elementlerinin ağırlık olarak oranıdır. Bu oran mikroalaşımli çeliklerde Mn haricinde 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 vd. (2012), çalışmalarında vanadyum ve silisyum ile alaşımlandırılmış TM mikroalaşımli çelik üretimini gerçekleştirmişlerdir. Sonuç olarak silisyum ve vanadyumun perlitik yapı sergileyen TM çeliklerinin dayanımını önemli derecede artırdığını gözlemlemişlerdir.

Erden vd. (2014), çalışmalarında TM yöntemiyle Ti mikroalaşımli çelik üretmişlerdir. Sinterleme işlemini 1150 °C'de 60 dakika bekleterek gerçekleştirmiş olup Ti oranı (%0,1-%0,2) yükseltikçe akma ve çekme dayanımında bir artış olduğunu tespit etmişlerdir. Bu durumu sinterleme sırasında ve sinterleme sonrası soğuma sırasında TiC(N) gibi çökeltilerin oluşmasına bağlamışlardır. Yazarlar, TiC(N) gibi çökeltilerin sinterleme sırasında tane büyümesini engelleyerek küçük östenit tanelerinin oluşmasına neden olduğunu ve bunun sonucunda malzemelerin dayanımını arttırdığını yapmış oldukları çalışmada tespit etmişlerdir.

Nikel östenit dengeleyicidir ve demir krom karbon alaşımlarında östenit alanını genişletir ve ferrit alanını daraltır. Nikel, yüksek sıcaklıkta korozyon ve oksitlenmeye karşı direnci artırır. Tane küçültme etkisine sahip olan nikel, malzemenin tokluğunu ve mukavemetini artırır. Ayrıca, malzemenin yüzeyinde tufal oluşumunu engelleyici özelliğe sahiptir. Krom ile birlikte kullanılması ile birlikte sertliğini, sünekliliğini

yüksek yorulma direncini artırır ve kritik soğuma hızını düşürür. Literatürdeki bazı çalışmalar Ni ilavesinin perlit miktarını arttırdığı yönündedir. Örneğin, Kalathur ve Frederick (2007) yaptıkları çalışmada Fe-C-Ni alaşımlarında Ni miktarının artması ile kısmen perlitin içindeki karbon miktarının azaldığı ve ayrıca mikroyapıda perlit miktarının arttığı ferrit miktarının ise azaldığını belirtmişlerdir. Bunun sonucunda malzemenin dayanımı artarken sünekliğin düştüğünü gözlemlemişlerdir. Nikel elementi bir çok element ile (karbon, bakır ve molibden gibi) karşılaştırıldığında, sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri daha düşük olduğundan demir içerisinde yavaş yayılım gösterir.

Bu çalışmada Fe tozlarının içerisine grafit, Nb, V ve farklı oranlarda Ni ilave edilerek istenilen bileşimde çelik üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen blok numuneler için sinterleme işlemi 1350 °C'de 1 saat süre ile argon atmosferinde bekletilerek yapılmıştır. Numunelerin mikroyapı incelemeleri optik mikroskop, SEM ve EDS ile gerçekleştirilirken, mekanik özellikleri ise çekme testi uygulanarak belirlenmiştir.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI

Yüksek dayanımlı ve düşük alaşımlı çelikler (YDDA) olarak adlandırılan mikroalaşımlı çelikler, mekanik özellikleri geliştirilmek için kuvvetli karbür yada nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilen çeliklerdir. Mikroalaşımlı çelikler, günümüzde uygun termomekanik işlemler, farklı sertleştirme mekanizmaları ve düşük C içerikleri olmasından dolayı tokluk, mukavemet veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özellikleri birarada bulunduran bir malzeme grubu olarak tanımlanabilmektedir (Topateş, 1995).

Bu çeliklerin özellikleri çeliğin kimyasal bileşimi ve mikroyapısı ile ilişkilidir. Mikroyapının kontrolü ise östenitleme sıcaklığına, çelik bileşimine, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolü ile ilgilidir. Bu yüzden istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır (Çeviker, 1991).

2.2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ

Mikroalaşımlı çeliklerin geliştirilmesine 1900'li yıllarda alaşımlamayla başlanmış, 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'de mikroalaşımlamanın tarihsel gelişimi görülmektedir. Amerikan Great Lakes Steel şirketinin 1988'de Nb'lu C-Mn çeliğini üretime kadar YDDA çeliklerinde büyük bir gelişme gözlenmemiştir. Bu olay dünya çelik ticaretinde büyük ilgi uyandırmıştır. Titanyum, vanadyum ve niyobyum

elementlerinin tekli ve çoklu ilave edilen YDDA çeliğinin hızlı bir şekilde gelişmesine neden olmuştur.

Çizelge 2.1. Mikroalaşımlamanın tarihsel gelişimi (Morrison, 2000).

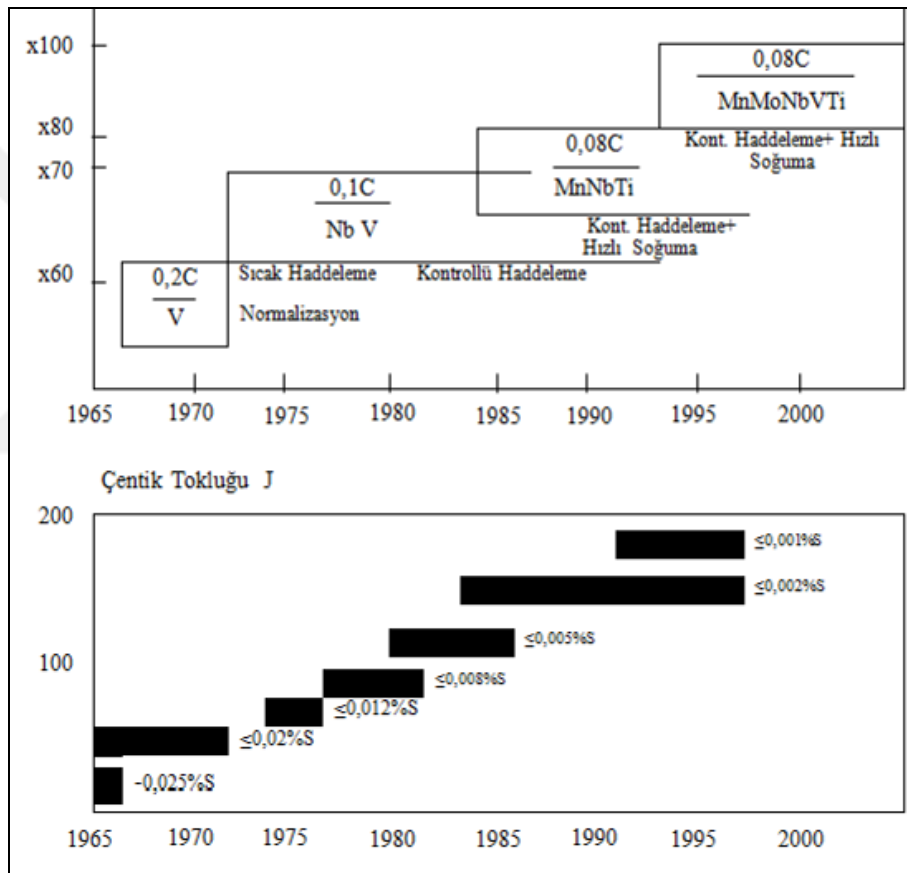
Element	Miktarı(% Ağırlık)	Ülke	Tarih	Akma dayanımı (N/mm ²)
Vanadyum	0,01-0,02	USA	1916	275-345
Vanadyum	0,1	Almanya	1945	> 390
Niyobyum	0,02-0,03	USA	1959'dan önce (1940 patent)	325-345
Niyobyum	0,005-0,05	İngiltere	1959	350-425
Titanyum	0,1-0,2	Almanya	1921	260-550

İlk yapı çelikleri yüksek karbon ve mangan içermektedir. 1940'lara kadar birleştirme aracı olarak kaynak yerine perçin kullanıldığı için her hangi bir problem görülmemiştir. Fakat Melbourne King Street köprüsünün yapımında kullanılan çeliğin bileşimi yüksek karbon ve mangan içermesinden dolayı kaynaklı birleştirmede problemlere yol açmıştır. Bu sebeble köprü yapımı başarısız olmuştur. Bu kaynaklanabilme sorunu çeliğe mikroalaşım elementi ilave ederek giderilmiştir. Çizelge 2.2'de mikroalaşımlama işleminin 1960'lı yıllarda kullanıldığı görülmektedir (Morrison, 2000).

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

	C	Si	S	P	Mn	Cr	Al	Nb	CEV
Forth Rail Köprüsü (1890)	0,23	0,02	0,024	0,046	0,069	-	-	-	0,35
Sydney Harbour Köprüsü (1929)	0,34	0,20	-	-	1,00	-	-	-	0,51
Melbourne King Street Köprüsü (1961)	0,23	0,19	0,026	0,017	1,58	0,24	<0,005	-	0,54
Offshore UK (1994)	0,08	0,31	0,002	0,012	1,41	0,027	0,034	0,028	0,32

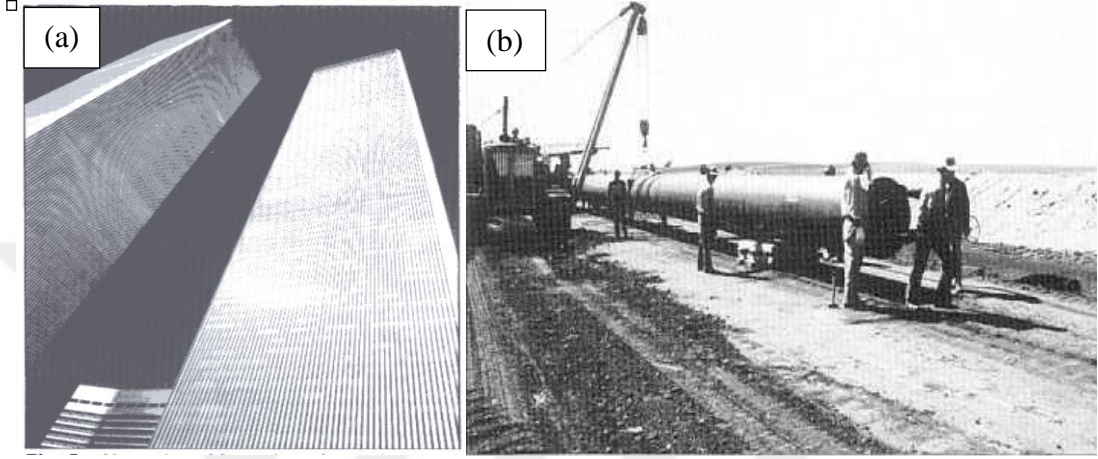
İlk niyobyum ile alaşımlandırılmış YDDA çeliğini ABD üretmiştir. Japonya ilk olarak niyobyum ile mikroalaşımlamayı 1963'te gerçekleştirmiştir (Tamura, 1988; Karabulut, 2004, Kaynar, 2013). 1960'lı yıllarda petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan YDDA çeliklerin niyobyum ve vanadyum ilavesi ile imalata alınması ve aynı yıllarda termo-mekanik haddeleme yönteminin geliştirilmesi ile yüksek dayanıma, yüksek tokluk değerine ve iyi kaynaklanabilme özelliğine sahip çelikler üretilmiştir. Nb önemli faydalarından birisi de haddeleme süresince östenitin yeniden kristalleşme miktarını azaltmasıdır.



Şekil 2.1. Boru çeliklerinin gelişimi (Morrison, 2000).

İlk boru çeliklerinde normal şartlarda vanadyum ilave edilmiştir. Daha sonra özelliklerini iyileştirmek için normalizasyon ve sıcak haddeleme yapılmasına gerek duyulmuştur. Dayanım artırmak için vanadyum ilave edilen niyobyum çeliklerinin kontrollü haddelenmesiyle bu problem çözülmüştür. Daha sonraki çalışmalarda X80 ve X100 alaşımlı çeliklerin özellikleri kontrollü haddelemeden sonra hızlandırılmış soğumayla beraber alaşım elementlerinin çoklu ilavesi ile geliştirilmiştir.

Şekil 2.1’de boru çeliklerinin gelişimi incelendiğinde 1965’lerde C oranı 0,2 iken 2000’li yıllarda 0,08’e düşmüştür. Değişik işlem prosesleri ve mikroalaşım elementlerinin ilavesi ile mekanik özelliklerin iyileştiği bariz bir şekilde görülmektedir. Şekil 2.2’de V,Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler görülmektedir.



Şekil 2.2. V-Nb ile mikroalaşımlandırılmış çeliklerin uygulama alanlarından bazı örnekler; a) yapımında niyobyum vanadyum çeliği kullanılan New York Dünya Ticaret Merkezinin görüntüsü, b) Güney Amerika’da 122cm çapa sahip niyobyum vanadyum boru çeliğinin kullanıldığı Northert Borders boru hattından bir bölüm (Sage, 1989).

1960’ların sonlarında mikroalaşım çeliklerin gelişmesinin nedenleri;

- a. Malzeme maliyetinden tasarruf edilmesi.
- b. Hafif ürünlerin gelişiminde elde edilen faydalar.
- c. Kolay kaynaklanabilen yüksek dayanımlı ince borulara duyulan ihtiyaç.
- d. Dayanımı artırmada uygulanan geleneksel yolların pahalı olması.
- e. Hem niyobyum hem de vanadyum kullanılması ile düşük maliyetli dayanım artışının sağlanması (Karabulut, 2011; Skobir, 2011).

Özellikle 1970 ile 1980 yılları arasında mikroalaşım çelik üretiminde çok büyük gelişmeler olmuştur. Bu yıllarda düşük karbonlu mikroalaşım 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, genellikle 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).

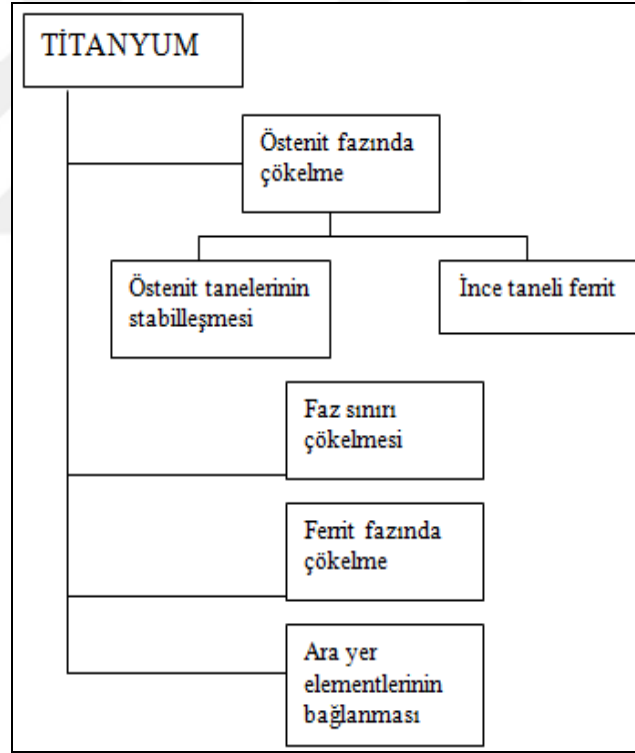
Mikroalaşımli dövme çelikler, orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin alaşım dizaynı, özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar gösterir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından %0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür (Karabulut, 2004). Islah çeliklerinde 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 ısı işleminin tamamen ortadan kaldırılması bu çelikleri ıslah çeliklerine göre ekonomik açıdan daha avantajlı konuma getirmektedir.

2.4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ

Mikroalaşım elementlerinin ana rolü tane boyutunu küçültmek, yeniden kristalleşmeyi engellemek ve çökelti sertleşmesine katkıda bulunmaktır. Mikroalaşım elementleri olarak niyobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyum genellikle YDDA çeliklerinin üretiminde kullanılmaktadır.

2.4.1. Titanyum (Ti)

Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitür oluşturur. Bu nitürler haddeleme ve dövme işlemi sırasında östenitin tane büyümesini engeller. Ayrıca, TiN partikülleri ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) en sıcak kısımlarında çözünmeden kalabilir. Bu nedenle TiN partikülleri ITAB'ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren en etkin mikroalaşım çökeltilerinden biridir. Bazı durumlarda titanyum çeliğin tokluğunu azaltan tane sınırlarında çökelen oluşumlara sebebiyet verebilir. (Sage, 1989; Karabulut, 2004). Titanyum miktarının artması östenit tane boyutunu azlatmaktadır. Titanyumun etkili olabilmesi için, çelik katılaşmadan hemen sonra 25 °C/dak. ve 35 °C/dak. hızında soğutulmalıdır (Koltuk,1996; Karabulut, 2004). Titanyumun çelik üzerine etkileri Şekil 2.3'de görülmektedir.

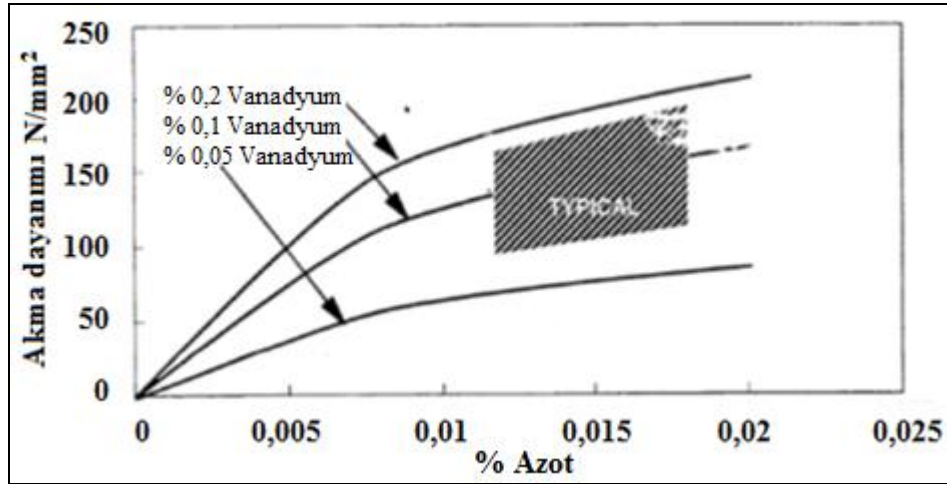


Şekil 2.3. Titanyumun mikroalaşım çeliklerinin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri (Sage,1992; Koltuk,1996; Karabulut, 2004).

2.4.2. Vanadyum (V)

Vanadyum, titanyum ve niyobyumun oluşturduğu sıcaklıklardan daha düşük sıcaklıklarda nitrür ve karbür çökeltileri oluşturur. V'nin tane boyutunu kontrol etmek için, Ti ve Nb kadar yaygın bir kullanım alanı yoktur. YDDA çeliklerde vanadyumun başlıca fonksiyonu çökelti sertleşmesidir. Çeliklerde karbonca zengin VCN çökeltinin oluşum sıcaklığı yaklaşık 700 °C'nin altındadır. Vanadyum çökeltileri genellikle dönüşüm süresince veya dönüşüm sonrası 300 Å'dan daha düşük çapa sahiptir (Sage, 1989; Karabulut, 2004).

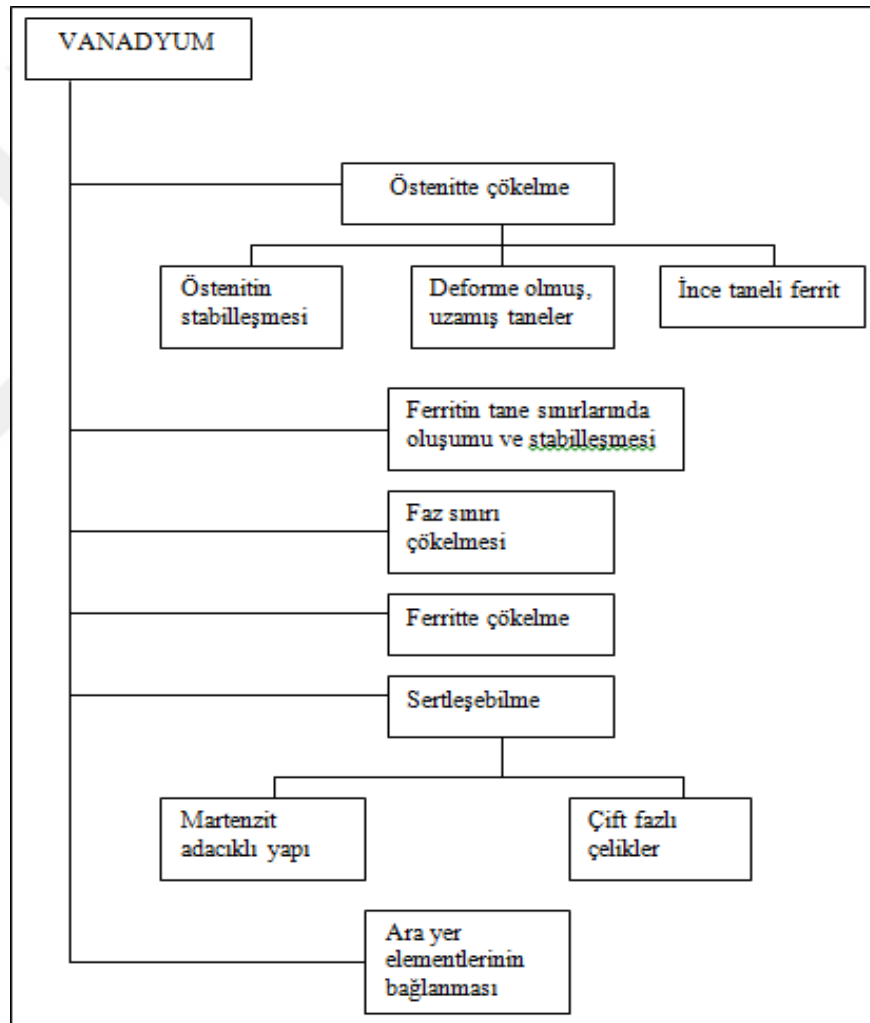
Ferrit içerisinde VN, AlN ile birlikte tane büyümesini engeller ve ince ferrit oluşmasını sağlar. Kontrollü haddelemeden önce normalize edilmiş çeliklerde, yüksek dayanımlı boru hatlarında VCN çökelti haddelenme sırasında yüksek dayanım sağlar (Topateş, 1995; Karabulut, 2004). Vanadyum normalizasyon çelikleri ve haddelenmiş çeliklerin dayanımı için iyidir ve azot içeriğinin artması ile vanadyumun etkisi artırılabilir (Şekil 2.4).



Şekil 2.4. VN çökeltileri sonucu sıcak rulo üründe vanadyum ve azot miktarının akma dayanımındaki artış etkisi.

V'nin çökelti sertleşmesi oluşturmasından dolayı çeliğin akma mukavemeti artan vanadyum miktarı ile artar (Morrison, 2000; Karabulut, 2004), (Şekil 2.4). V'nin östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür. Diğer

mikroalaşımların aksine vanadyumun ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferrit oluşumunu artırdığı bilinmektedir. V özellikle kaynak işleminde önemlidir, östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar. Soğuma sırasında vanadyum çökeltileri ince ferrit taneleri içerisinde çökerek çökelti sertleşmesini meydana getirir. Normalizasyon çeliklerinde çökeltiler dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak farklılık göstermektedir. Eğer sıcaklık çok yüksek olursa çökeltiler çok hızlı büyüyerek belirgin bir şekilde kabalaşmaktadır. Vanadyumun, mikroalaşımlı çeliklerin içyapısına ve faz dönüşümüne etkisi Şekil 2.5’de görülmektedir.



Şekil 2.5. Vanadyumun mikroalaşımlı çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi (Sage, 1992; Koltuk, 1996).

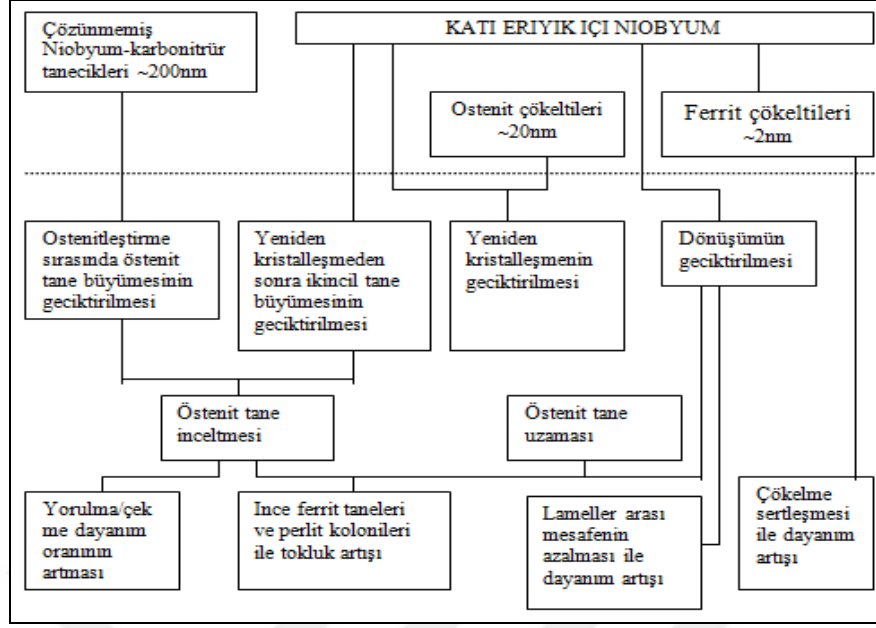
2.4.3. Alüminyum (Al)

Alüminyum çok yavaş çökeler ve sadece nitrür oluşturur. 1000 °C sıcaklığın üzerinde çözünür.. AlN'ü diğer nitrürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır (Gladman, 1997; Karabulut, 2004). AlN yaklaşık 1000 °C sıcaklıkta oluşur. Fakat bu çok yavaş gerçekleşir ve çok azı haddelenmiş çeliklerde bulunur. Ama AlN yeniden ısıtma süresince oluşur. Bu VCN veya NbCN'ün azot içeriğini azaltır. Bu çökeltilerin kırılma değerini ve etkinliğini azaltacaktır. AlN normalizasyon çeliklerinde tane büyümesini engelleyerek çeliğin dayanımına ve tokluğuna katkı sağlar (Sage, 1989; Karabulut, 2004).

2.4.4. Niyobyum (Nb)

En etkili mikroalaşım elementi olarak bilinir. Nitrür ve karbür oluşturur. NbC pratikte, 1000 °C sıcaklığın altında oluşmakta ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olmaktadır. NbC'ün etkili olabilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir. Böylece ince parçacıklar şeklinde çökeler ve akma sınırında artışa neden olurlar. NbC'ün çözeltiliye girebilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığının yüksek (1300 °C) ve yeterince uzun süreli olması gerekir (Koltuk, 1996; Karabulut, 2004). Şekil 2.6'da Niyobyumun mikroalaşım çeliğin mikroyapısına etkisi görülmektedir.

Ortalama 200 nm boyutlu NbC çökeltileri tane büyümesini engeller. Östenit içi oluşan 20 nm'lik çökelti ise yeniden kristalleşmeyi geciktirir. Çökelti sertleşmesi, 2 µm boyutlu çok küçük çökeltiyle gerçekleşmektedir (Karabulut, 2004, Kaynar, 2013).



Şekil 2.6. Mikroalaşım elementlerinden niyobyumun çeliğin mikroyapısına etkisi (Karabulut, 2004).

Çelik östenitik olduğunda genellikle 1000°C sıcaklık altında NbCN çöker. Haddelenmiş çeliklerde niyobyum östenitin yeniden kristalleşmesini engeller böylece yassı şekilli taneler ve ince östenit taneleri oluşur. Bu durum dayanım ve toklukta artışa neden olur. NbC çökeltileri, normalizasyon süresince östenitin tane büyümesini engeller. Normalizasyon şartlarında kullanılan çeliklere niyobyum ilavesi dayanım ve tokluğu artırır. Östenitte çökelmeyen niyobyum ferrite dönüşürken çökelecektir ve dayanım artışına neden olacaktır. Ağırlık olarak %0,15 oranında niyobyum, fazla karbon içeren çelikte dönüşüm sıcaklığını düşürme eğilimindedir ve ferritin oluşumunu engellemektedir. Böylece kırılgan beynitik mikroyapı oluşumuna neden olur (Sage, 1989; Karabulut, 2004).

2.4.5. Karbon (C)

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına neden olmakla birlikte tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalma meydana getirir. Bunun yanında akma dayanımında artış sağlamaktadır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beynitik yapı oluşmasına neden olur. Mikroalaşımli çeliklerde karbonun maksimum kullanımı sıcak haddeleme koşulları altında yaklaşık %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)

Mikroalaşımli çeliklerde azot kullanımı %0,02 seviyesindedir. Bazı uygulamalarda %0,005 seviyesindedir. Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi önemlidir, çünkü çökeltme sertleşmesini artırır. V-N çeliklerinde oluşan VN'ün, VC'e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

2.4.7. Silisyum (Si)

Silisyum, ergimiş çelik içerisinde deoksidan olarak kullanılır. Bu nedenle %0,35 oranında kullanılmaktadır. Silisyum katı çözelti sertleşmesi sağlayarak akma dayanımında artış sağlar. Kaynak edilecek yerlerde %0,3'den fazla kullanımı toklukta ve kaynak kabiliyetinde düşmeye neden olur (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

2.4.8. Fosfor (P)

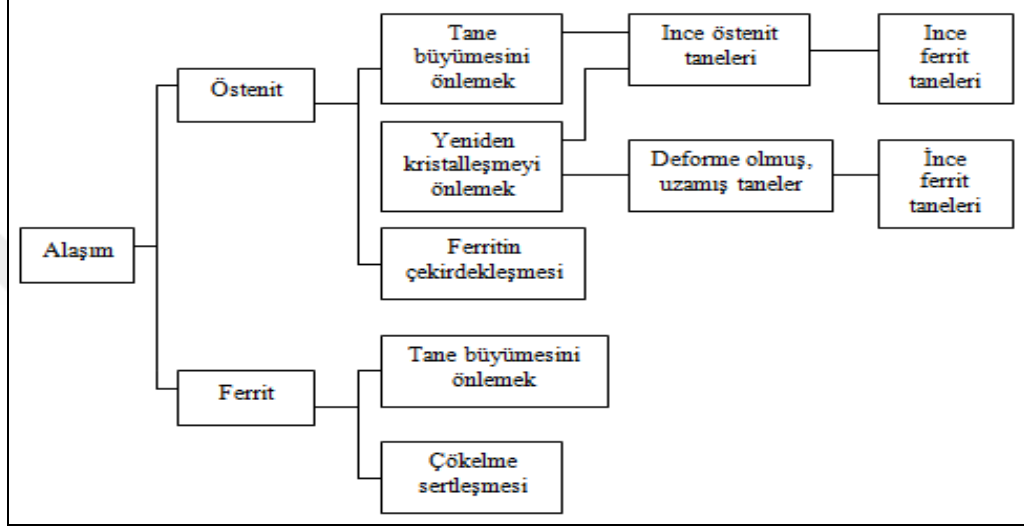
Ferrit içerisinde güçlü bir katı çözelti sertleştirme oluşturur. Korozyon dayanımını artırır. %0,05'den düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segragasyonların yol açtığı kırılganlığa neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

2.4.9. Mangan (Mn)

Mikroalaşımli çelikler yaklaşık olarak %1,5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnesel ferritin tane küçültülmesine etkisi bu miktarlardan daha yüksek miktarlarda önemsizdir. Bu nedenle maksimum mangan miktarı %1,3 – 1,7 arasındadır (Topateş, 1995; Karabulut, 2004).

2.5. MİKROALAŞIM ÇELİKLERDE ÇÖKELTİ OLUŞUMU

Mikroalaşımli çeliklerde çökelti, çeliğin özelliklerine önemli ölçüde etki etmektedir. Şekil 2.7’de çeliğin mikroyapısı üzerindeki mikroalaşım çökeltilerinin etkisi görülmektedir.



Şekil 2.7. Çeliğin mikroyapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

Mikroalaşım elementleri seçilirken; bu elementlerin çözünebilirlikleri ve çökelti oluşturmalarına dikkat edilmektedir. Mikroalaşım elementlerinin karbür ve nitrür oluşturabilmeleri, onlara çökelti sertleştirme özelliğini kazandırmaktadır (Tekin, 1995; Karabulut, 2004).

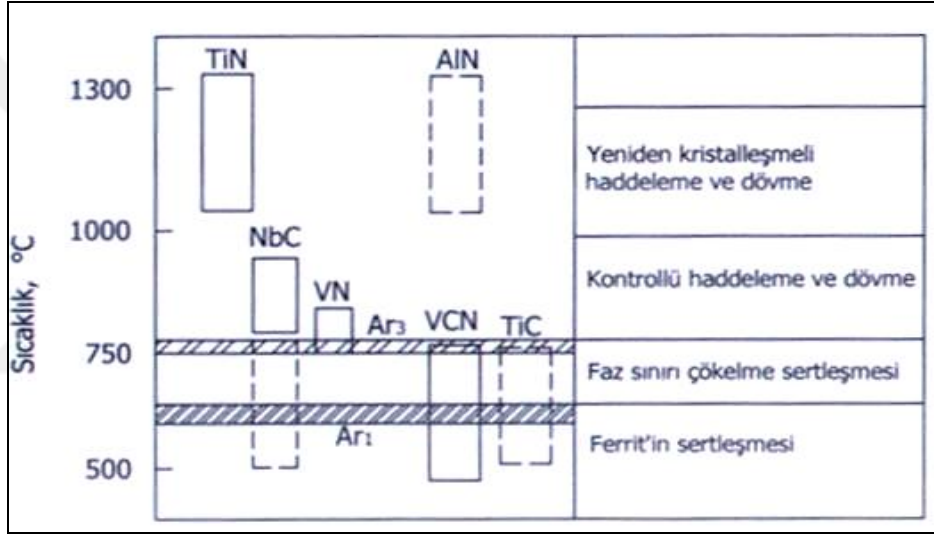
2.5.1. Karbür Ve Nitrür Çökeltisi

Mikroalaşım çeliklerinde karbonitrür partiküllerinin çökeltisi üç aşamada meydana gelmektedir. İlk aşamada oluşan çökelti sıvı faz içerisinde ve katılaşma sırasında veya katılaşmadan sonra oluşurlar. Bu çökelti çok kararlı fakat östenitin yeniden kristalleşmesini engellemek için çok büyüktürler. İkinci aşamada, oluşan çökelti sıcaklık düşerken sıcak deformasyon sürecinde (örnek olarak kontrollü haddeleme) meydana gelmektedir. Bu çökelti östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirirler. Son aşamada, oluşan çökelti östenit-ferrit faz dönüşümü sırasında ve sonrasında

meydana gelmektedir. Bu tip çökeltiler γ - α arayüzeyinde ve ferrit içerisinde çekirdeklenmektedir. Ferrit fazındaki çökelti sertleşmesi bu değişim sürecinde oluşur ve küçük taneli çökeltiler meydana gelir (VCN) (Gladman, 1989; Karabulut, 2004).

2.5.2. Sıcaklık Ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi

Mikroalaşım çökeltilerinin çeliğin mekanik özelliklerini etkilemedeki rolü meydana geldiği sıcaklıkla doğrudan ilgilidir. Şekil 2.8, haddeleme veya dövme işleminden sonra çelik soğurken karbür ve nitrürlerin oluşum sıcaklığını göstermektedir.



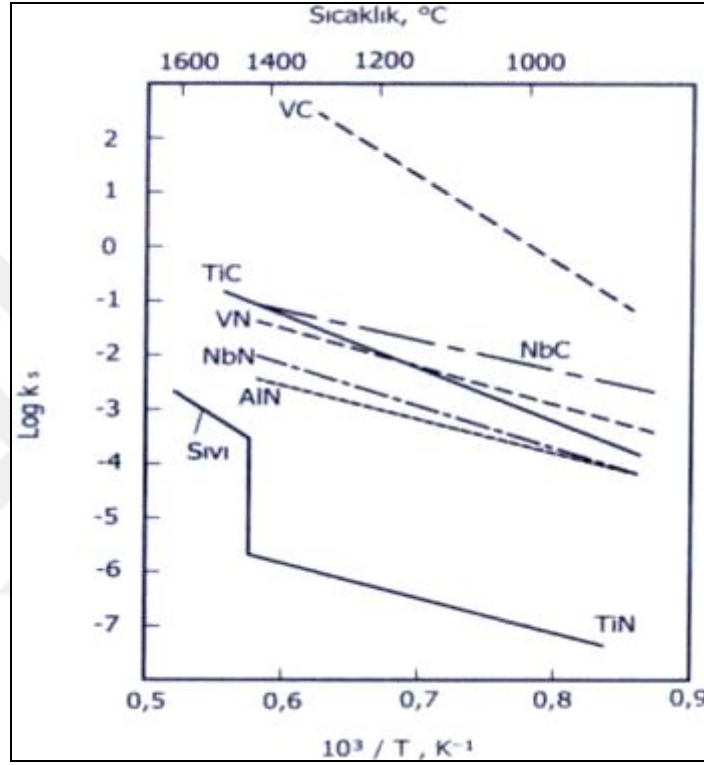
Şekil 2.8. Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması (Sage, 1992; Karabulut, 2004).

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

2.5.3. Mikroalaşım Karbür Ve Nitrürlerinin Çözünürlüğü

Çeşitli karbür ve nitrürler için çözünürlük ve çözünürlük sınırları çalışmaları Irvine, Pickering ve Gladman (1967) tarafından yapılmıştır. Literatür çalışmalarına bakıldığında mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüklerinin farklılık gösterdiği görülmektedir. 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 olduğu tespit edilmiştir. Bu farklılık uygun sıcaklığı seçmede problem oluşturacak kadar önemlidir. Şekil 2.9'da Narita (1975) verileri kullanılarak hesaplanmış mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlük sonuçları gösterilmiştir.



Şekil 2.9. Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüğü (Narita, 1975).

Karbür ve nitrürlerin çözünürlükleri birbirleriyle kıyaslandığında aşağıdaki sonuçlar çıkartılabilir;

- TiN'ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok düşüktür.
- AlN'ün çözünürlüğü TiN'ün dışında diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok az düşüktür.
- Mikroalaşım karbürlerinin çözünürlüğü benzer mikroalaşım nitrürlerinden genelde daha yüksektir.
- VC'ün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok daha yüksektir.

2.7. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN AVANTAJLARI

Genel üretim yöntemi ve özelliklerine bakıldığında mikroalaşımli çeliklerin avantajları maddeler halinde aşağıdaki gibi sıralanabilir.

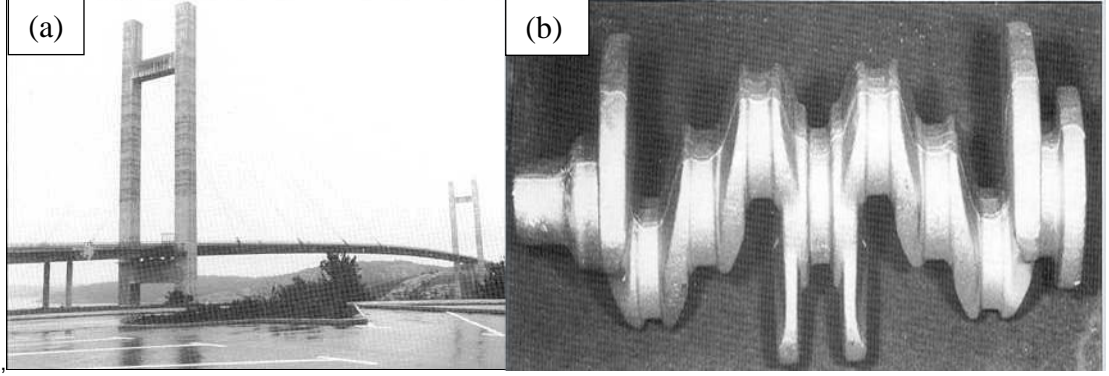
- a. Kullanılan alaşım miktarı azdır.
- b. Isıl işlem gerektirmez.
- c. Üretim imkanı daha hızlıdır.
- d. Maliyet açısından daha ucuzdur
- e. Şekil ve yüzey görünümü daha iyidir
- f. İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir.
- g. Zaman ve enerjiden kayıplar azdır.
- h. Yüksek dayanım ve geliştirilmiş kırılma özelliklerine sahiptir.

2.8. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN UYGULAMA ALANLARI

Mikroalaşım çeliklerinin birçok uygulama alanı bulunmaktadır. Bunlar; büyük çaplı borular, otomotiv endüstrisi, çelik köprüler ve çelik binalar gibi kaynaklı konstrüksiyonlar, vinç, kamyon, tren, vagon, sürekli taşıyıcılar, tarım ve zirai makinalar gibi hareketli konstrüksiyonlar ve makine elemanları, basınçlı kaplar ve depo tankları, su kontrol ekipmanları ve baraj bileşimlerinde yapı elemanı olarak kullanılmaktadır. Ayrıca atmosferik platformlarda ısı ve korozyona dayanabilecek yapılarda, petrol arama platformları, deniz ortasından ve kıyısından geçen çelik borular ve kanallarda, çimento mikserlerinde, sondaj, havalandırma borularında kullanılan korozyona dayanıklı elemanlar olarak sıralanabilir.

Mikroalaşım çelikleri dünya genelinde farklı alanlarda değişik ülkeler tarafından daha yoğun olarak kullanılmaktadır. Örneğin mikroalaşımli çelikler basınçlı kaplar ve gemi imalatı için Japonya'da Avrupa ve Güney Amerika'ya göre daha fazla kullanılmaktadır. Uygulama genel olarak gaz ve petrol boru hatları gibi yassı mamullerde gerçekleştirilmektedir. Mikroalaşım çelikleri için büyüyen fırsat araç ağırlığını azaltmak için çabalayan üreticiler için otomotiv sektöründedir. Son yıllarda

dövme mamullerinde de özellikle otomotiv endüstrisine yönelik parçalarda uygulama giderek yaygınlaşmıştır (Şekil 2.10).



Şekil 2.10. Mikroalaşımli çeliklerin uygulama alanlarına örnek; a) Vanadyum titanyum hadde çeliğinden inşa edilmiş İsveçteki Gion köprüsünün görüntüsü. b) Orta karbonlu vanadyum 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 yapılmaya başlanmış ve insanoğlunu da yeni araştırma alanlarına yöneltmiştir. Farklı malzemelere olan ihtiyaç yeni malzemelerin ve üretim yöntemlerinin gelişmesini beraberinde getirmiştir. 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).

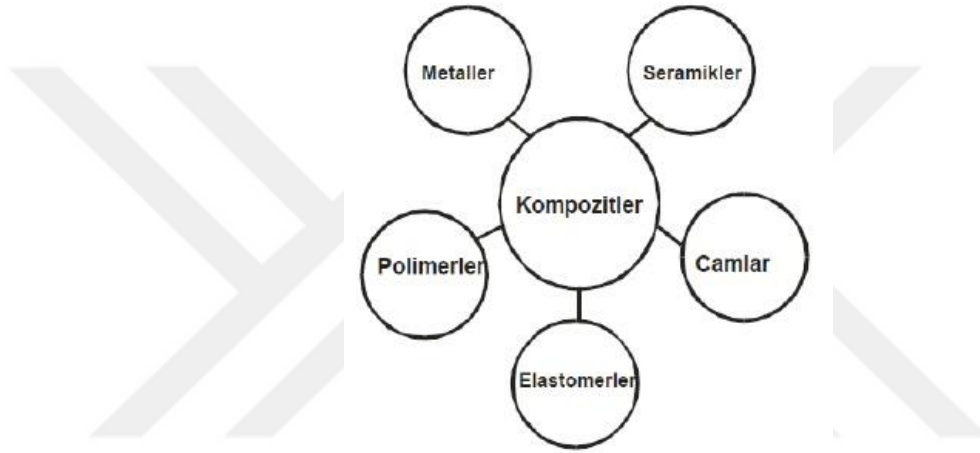
Farklı iki veya daha fazla malzemeyi istenen özellikleri sağlayacak şekilde belirli şartlar ve oranlarda bir araya getirerek elde edilen malzemeye kompozit malzeme denir. Yapılarında birden fazla sayıda fazın yer alması ile homojen olmalarına rağmen heterojen malzemelerdir. Kompozit malzemelerde yapıyı 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).

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.

Mühendislikte, metaller, plastikler ve seramikler olmak üzere üç grup malzeme yaygın olarak kullanılmaktadır. Kompozitlerin üretiminde genelde 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

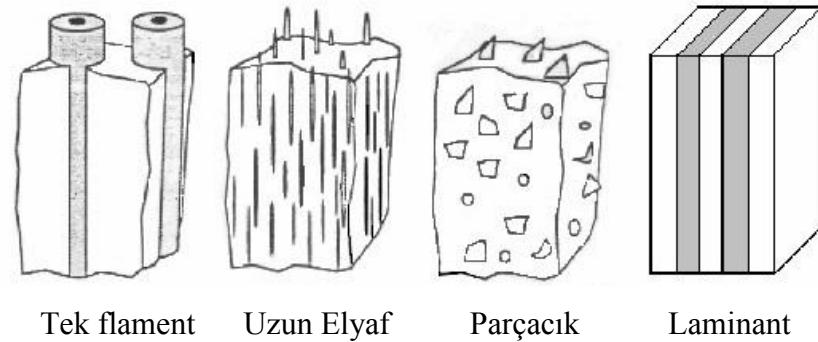
Kompozitler genellikle kullanılan matris malzemesi ve takviye elemanının şekline ve cinsine göre sınıflandırılırlar.

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 ısı dayanımlarının düşük olması onların bir dezavantajıdır. Seramikler ergime sıcaklıkları yüksek, yoğunlukları ve ısı genleşme katsayıları düşük, yalıtkan ve sert malzemelerdir. Kimyasal ve ısıl 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 (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 elemanını ve bunun 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 arttırmaktır. 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 ₂ O ₃ , BN, B ₄ C, WC
Kısa yada kırık fiber	10-10000	1-5	C, SiC, Al ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃ +SiO ₂
Sürekli fiber	>1000	3-150	SiC, Al ₂ O ₃ , C, B, W, Nb-Ti, Nb ₃ Sn

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 vs...) 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. Basıncılı İnfiltrasyon
- c. Basıncısız İnfiltrasyon
- d. Sıkıştırma Döküm
- e. Sıvı Metal Karıştırma
- f. Plazma Püskürtme

3. Diğer yöntemler

- a. Rheocasting ve Compcasting 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). 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, hafif konstrüksiyonlarda kullanılması büyük avantaj sağlar. Aynı zamanda fiber takviyeli kompozit malzemeler korozyon dayanımlarının yüksek olması, ısı ve ses ızalasyonu sağlamaları kullanım alanları için bir avantaj sağlar. Diğer taraftan; yüksek mukavemet, kolay şekillendirilebilme, üstün elektriksel özellikler, ısı ve ateşe dayanıklılık gibi özellikler kompozit malzemelerin diğer avantajlarıdır.

Belitilen 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).

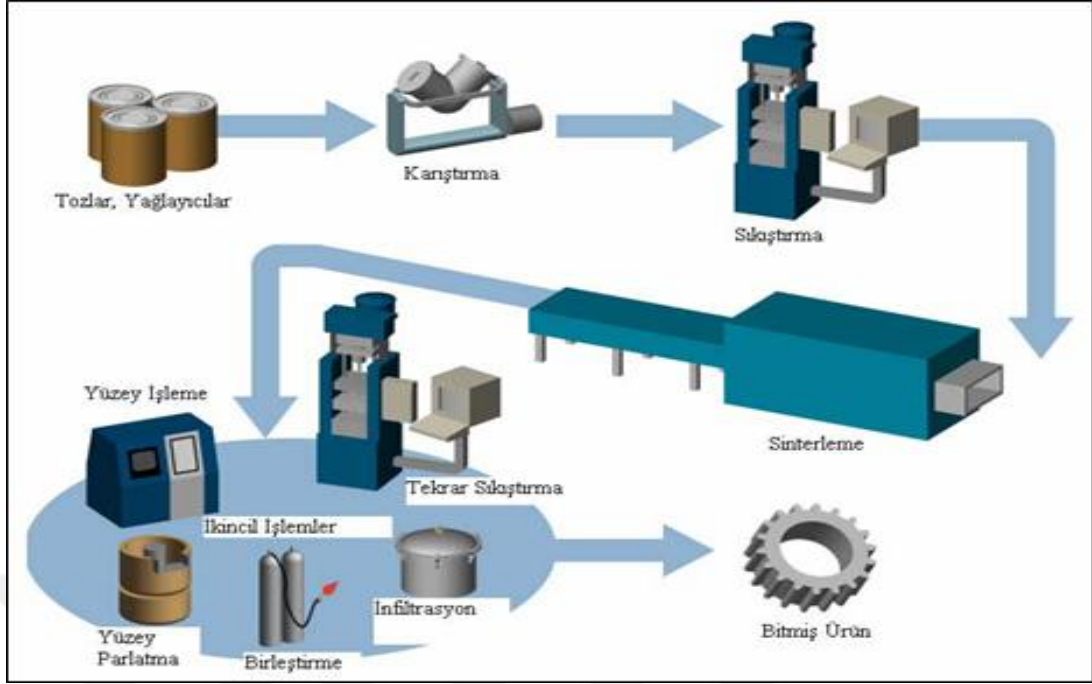
BÖLÜM 4

TOZ METALURJİSİ

4.1. GİRİŞ

Çeşitli kaynaklarda genel olarak toz metalurjisi, saf metal ve alaşım tozları ile seramik esaslı tozların karıştırılarak preslenmesi, sinterlenmesi ve böylece dayanımlarının artırılması amacıyla yeni malzeme üretim tekniği şeklinde tanımlanmaktadır (Robert, 1984; Özkök, 2004). Kısaca toz metalürjisi, tozların bazı işlemlerden geçirilerek yararlı mühendislik malzemelerine dönüştürülmesidir (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010). Genelde her malzemeye uygulanabilen toz metalurjisi teknikleri ile dökümde olduğu gibi net şekilli parçalar üretilebilir. Hatta döküm yoluyla üretilmeyen yüksek ergime sıcaklığına sahip seramikler, birbiri içerisinde çözünmeyen tozlar, refrakter malzemeler ve karışık fazlı bileşimler 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, yüksek şiddetli ışıklar gibi birçok alanda kullanılmaktadır. Başlangıçta ekonomik olması nedeniyle tercih edilirken, günümüzde ise üretilebilirlik, homojenlik ve kalite gibi özellikler tercih sebebidir. Üretim maliyetinin düşük olması ve performansının yüksek olması sayesinde birçok farklı alanda kullanımı artmaktadır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Toz metalurjisi ile üretim genel olarak tozların hazırlanması, preslenmesi, sinterlenmesi ve son işlemlerden oluşan dört aşamada gerçekleştirilir. Şekil 4.1' de bu işlemler şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Bir ürünün T/M ile üretimi (Öztürk, 2012).

Toz metalurjisi ile üretimin; döküm, kaynak, talaşlı imalat ve plastik şekil verme gibi yöntemlerle üretilmesi zor veya üretilemez olan çeşitli alaşımların üretilebilmesi, malzeme kaybının oldukça az olması, karmaşık şekilli hassasiyet gerektiren parçaların üretilebilmesi, üretilen malzemelerde üstün fiziksel ve mekanik özellikler gibi avantajları varken; kalıp maliyetinin yüksek olması, gözenek oluşumundan kaynaklanabilecek düşük mekanik özellikler, homojen bir yoğunluk elde edilebilmek 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 belirler. Bu yöntemlerden bazıları şunlardır; (Sarıtaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

- a. Mekanik üretim yöntemleri; talaşlı üretim, öğütme, aşındırma ile öğütme
- b. Elektrolizle üretim,
- c. Kimyasal üretim yöntemleri; gazla bozunma, ısıl bozunma, sıvıdan çökeltme, gazdan çökeltme.
- d. Atomizasyon yöntemleri; gaz atomizasyonu, sıvı atomizasyonu, savurmalı atomizasyon, plazma tekniği,
- e. Buharlaştırma yöntemi,
- f. Özel üretim yöntemleri.

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 metalurjisi ile ilgilidir. İşlem kontrolünün sürdürülmesinde toz özelliklerinin (tane boyutu, şekli, yoğunlaşması, sertliği, homojenliği vb.) tespit edilmesi ve bu özelliklerin ürün performansını nasıl etkiledikleri iyi bilinmesi gereklidir (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.3.1. Toz Numunesi Alma

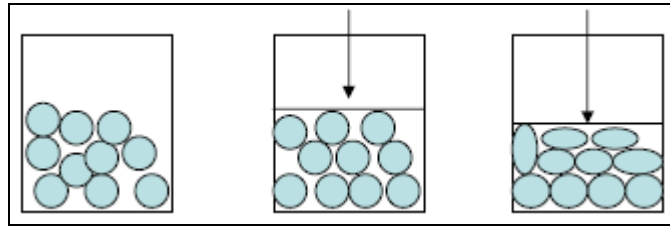
Toz numunesi alma önemli ve zor bir işittir. Numune alma işlemi birçok noktadan küçük numuneler alınarak harmanlamak suretiyle yapılmalıdır. Parçacıklar genellikle kohesivdir, dolayısıyla birbirlerine yapışma eğilimleri de yüksektir. Bu sebeple parçacıkların topaklanması muhtemeldir. Genellikle topaklanmalar yüzey neminden kaynaklanabilir. Bir arada tutunan topaklanmalar, çok küçük kayma gerilmeleriyle ortadan kaldırılabilecek zayıf kuvvetlerle tutunan parçacıklar kümesi olarak tanımlanmaktadır. Çoğu parçacık için yüzey aktifleştiren sıvılar, mekanik ve ultrasonik çalkalama yöntemleri parçacıkların dağıtılması ve özelliklerin belirlenmesinde etkindir. Topaklanmayı dağıtmada en çok tercih edilen yöntemler mekanik karıştırma, yada ultrasonik çalkalamadır (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.3.2. Parçacık Boyut Ölçümü

Tozların parçacık boyutu birçok teknikle belirlenebilmektedir. Birçok ölçüm yöntemi parçacık şeklini küresel olarak kabul eder ve bu geometrik parametreye göre ölçüm yapar. Tozların parçacık boyut ölçümlerinde genel olarak kullanılan yöntemler; 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 şeklinde sıralanabilir (Matik, 2010; Karabulut, 2011).

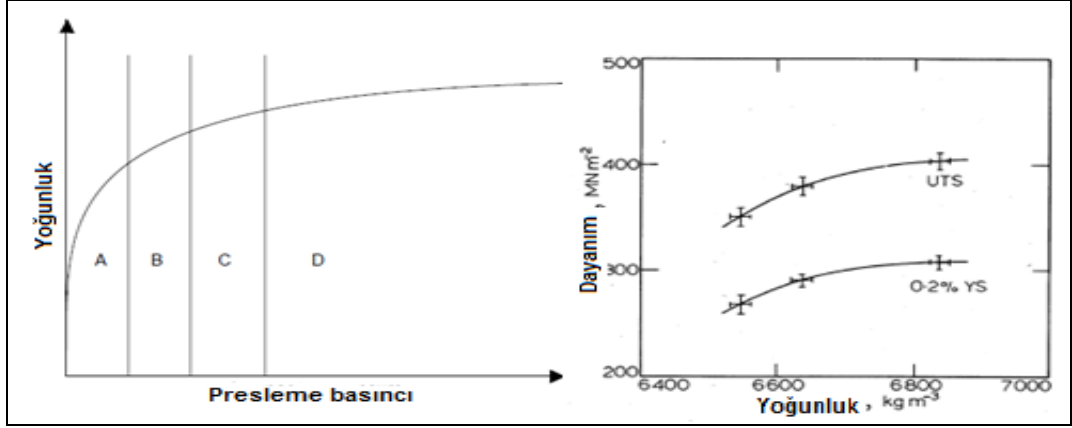
4.4. TOZLARIN SIKIŞTIRILMASI VE PRESLENMESİ

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



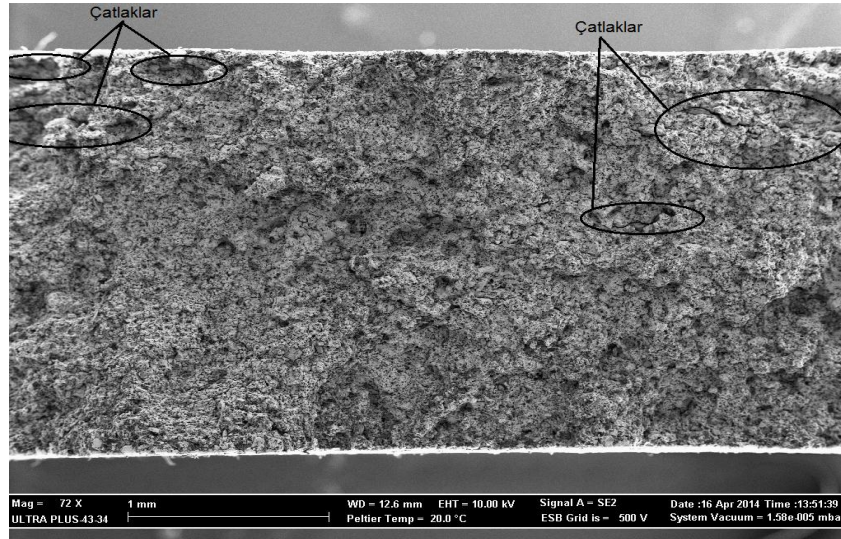
Şekil 4.2. Küresel tozların tek yönlü sıkıştırılması (Sarıtaş vd., 2007).

Tozların sıkıştırılmadan önce etkin bir şekilde karıştırılması gereklidir. Bu işlem toz karışımının homojen olmasını sağlamak amacıyla yapılmaktadır. Değişik şekil, boyut ve yoğunluktaki tozların homojen olarak karışmaları üretilen parçanın performansını da arttıracaktır (German, 1998; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Boyut dağılımını homojen hale getirmek, presleme ve sinterleme özelliklerini iyileştirmek için harmanlama işlemi önerilmektedir. Şekil 4.3.'de görüldüğü gibi presleme basıncının artırılarak üretilen parçanın yoğunluğunu belli orana kadar yükseltilebilir.



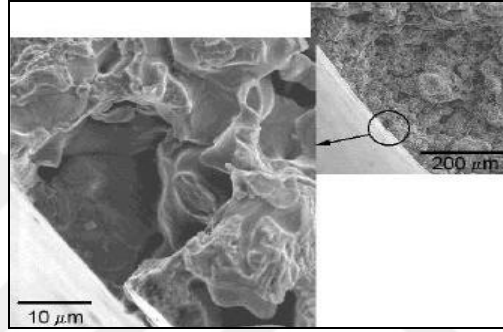
Şekil 4.3. Presleme basıncı-yoğunluk, yoğunluk-dayanım ilişkisi grafiği.

Bu işlemde üretilen parçanın sinterleme sonrası akma ve çekme dayanımını belli oranda artıracaktır. Toz karışımları hazırlanırken rijit kalıp içerisinde yapılan presleme işleminde, toz karışımı ile kalıp yüzeyi ve toz taneciklerinin birbiri arasındaki sürtünmesini en aza indirmek için içerisine belirli miktarda yağlayıcı ilavesi yapılır. Yağlayıcı kullanılmadığında kalıp yüzeyi ile toz arasındaki sürtünme nedeniyle çarpılmalar oluşabilir ve numuneyi kalıptan çıkarmak zorlaşabilir. Bunun sonucu olarak numunede çatlaklar ve şekil bozuklukları oluşması olabilmektedir. Şekil 4.4'de sinterleme sonrası çekme testi uygulanmış titanyum mikroalaşım çelik numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM resmi verilmektedir.



Şekil 4.4. Titanyum mikroalaşım çeliğinin kırık yüzey SEM resmi (Erden, 2015).

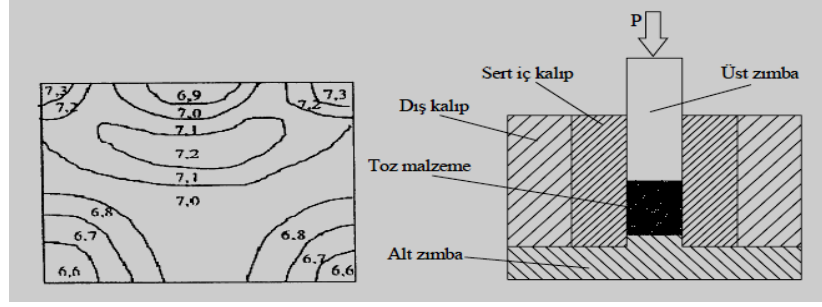
Çekme testi sonrası çatlakların oluştuğu bölgelerin numune yüzeyine ve dolayısıyla kalıp yüzeyine yakın olduğu görülmektedir. Bu durumun presleme esnasında yada presleme sonrası blok numunenin kalıptan çıkarılması esnasında oluşan mikro çatlaklardan kaynaklandığı söylenebilir. Fazla miktarda yağlayıcı kullanılması halinde ise sinterleme sonrasında numune yüzeylerinde oluşması muhtemel kabarcıklar ve boşluklar yüzey kalitesini düşürmektedir. Test numunesi yüzeyinde oluşan boşluklar test sırasında kırılmanın bu boşluktan başlaması için muhtemel yerlerdir. Şekil 4.5 incelendiğinde yorulma kırılma başlangıcının yüzeydeki gözenekten olduğu görülmüştür (Polasik, 2006).



Şekil 4.5. Numune üzerinde yorulma çatlak başlangıç gözenegi (Polasik, 2006).

4.4.1. Tek Yönlü Presleme

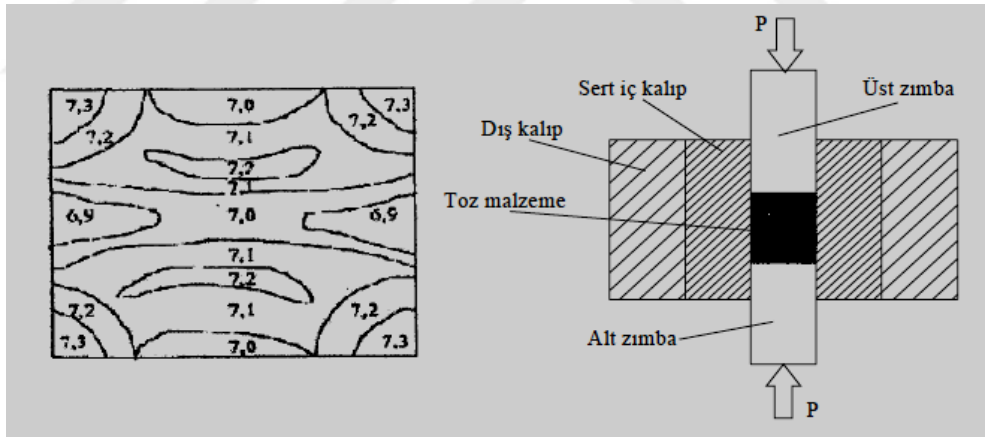
Tek yönlü preslemede (Şekil 4.6), deformasyonun başlamasıyla, tozlar arası ve toz-kalıp çeperi arasında oluşan sürtünme basınç dağılımında bir düzensizliğe sebep olur. Bu düzensizlik yükün, iş parçasındaki dağılımını etkiler. Yoğunluk, hareketli zımbaya yakın bölgelerde daha yüksek olmakta ve sabit zımbaya doğru giderek azalmaktadır. Yoğunluktaki bu azalma iş parçasının boy/çap oranı ile ilgilidir. Kalıbın uzun ömürlü olması ve kalıp duvarının tozlardan çizilmemesi ve aşınmaması için çok sert olması gerekir. Dolayısıyla kalıpların sert metal malzemelerden yapılması gereklidir. Tek eksenli preslemede, başlangıçta kalıba doldurulan toz kütleindeki 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).



Şekil 4.6. 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 toz, birbirine zıt yönlü olarak hem alt, hem de üst zimba tarafından aynı anda sıkıştırılırlar. Çift yönlü sıkıştırma (Şekil 4.7) ile kalıp içerisinde dengeli bir sıkıştırma oluşur. Yoğunluk dağılımı, tek yönlü sıkıştırma ile elde edilen parçaların yoğunluk dağılımından daha homojendir.

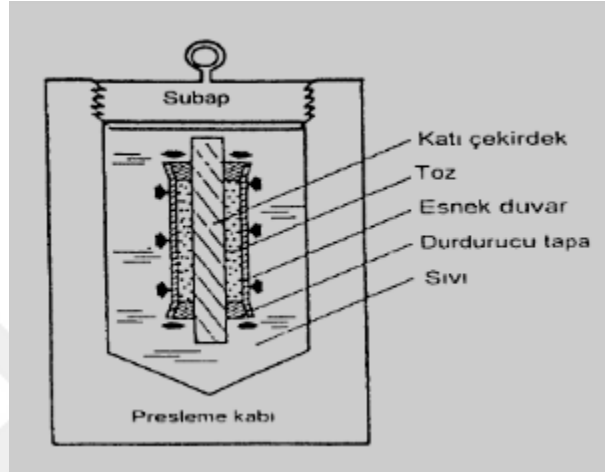


Şekil 4.7. Çift yönlü preslemede yoğunluk dağılımı ve çift yönlü kalıbın şematik gösterimi (Bahçeci E., 2006; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4.3. Soğuk İzostatik Presleme

Basınçların her yönden eşit olarak uygulandığı bir yöntemdir. Soğuk izostatik sıkıştırma (Şekil 4.8) boy-çap oranının büyük olduğu, karmaşık ve kademeli parçalara uygulanır. Toz, kalıp görevi yapan sızdırmaz elastik bir kaba konulup kapatılır. Yumuşak kalıptaki hava sıkıştırma sırasında çıkacağından önceden

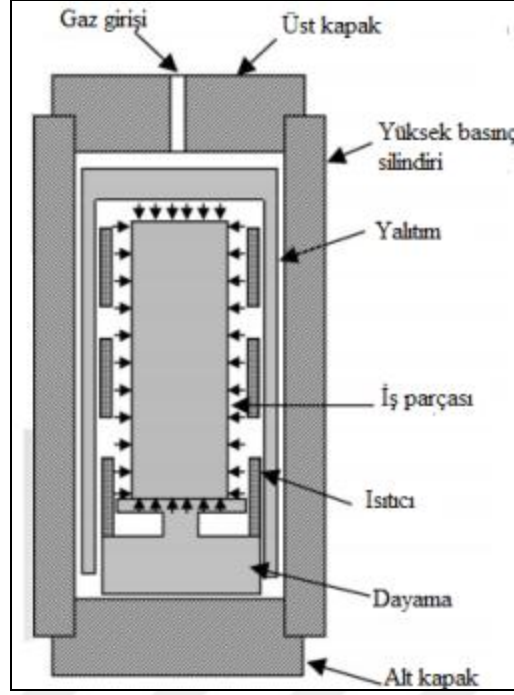
boşaltılır. Daha sonra kalıp, akışkan banyosu içindeki bir basınç kabına daldırılır. Akışkana yüksek basınç verilerek kalıp hidrostatik basınç etkisinde bırakılır. Basınç kabından çıkarıldıktan sonra, parçanın üzerindeki yumuşak kalıp alınır. Bu yöntemde üretilen toz metal parçalarda daha homojen bir yoğunluk dağılımı elde edilir (German, 1994; Matik, 2010; Karabulut, 2011).



Şekil 4.8. Soğuk izostatik sıkıştırma (Bahçeci E., 2006; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

4.4.4. Sıcak İzostatik Presleme

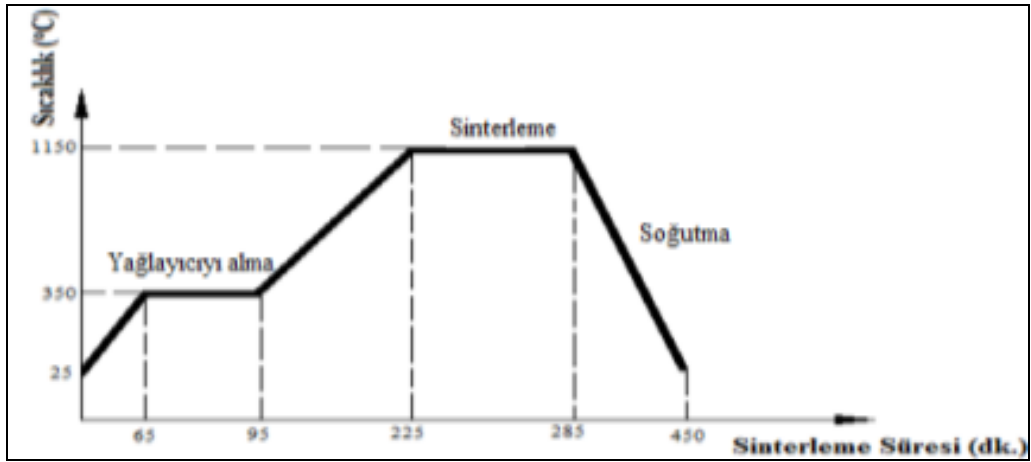
Diğer geleneksel üretim yöntemleriyle üretilmesi çok zor olan, çok özel niteliklere sahip, başka türlü birbirleri ile karışma olanağı olmayan metallerin üretimi, ancak metallerin toz formunda birleştirilmesi ile veya farklı toz metal katmanlarının kullanımı ile sağlanabilir. Toz metal ile doldurulup kapatılmış kapsüller daha sonra sıcak izostatik sıkıştırma fırınına yüklenirler. Burada kapsüller sıkıştırılmış soy gaz ile sağlanan yüksek basınç ve yüksek sıcaklık ile karşı karşıya kalır. Basınç ve sıcaklık malzeme cinsine bağlı olmakla birlikte, 2000 bar basınç ve 1400 °C sıcaklık civarındadır. Kapatılmış kapsül içindeki tozlar, izostatik gaz basıncı ve yüksek sıcaklık altında birleşerek tamamen yoğun bir yapıya sahip olurlar (Şekil 4.9). Toz partikülleri arasındaki boşluklar tamamen giderildiği için elde edilen sıcak izostatik olarak sıkıştırılmış toz metalurji parçası tamamen gözeneksiz bir yapıya sahip olur.



Şekil 4.9. Sıcak izostatik sıkıştırma (Çengelli,2014).

4.5. TOZLARIN SİNERLENMESİ

Sinterleme, şekillendirilmiş toz metal parçalara mukavemet kazandırmak amacıyla yüksek sıcaklıklarda pişirilip yoğunlaştırılması işlemidir. Sinterleme işlemi yağlayıcıyı alma (ön ısıtma), sinterleme ve soğutma aşamalarından oluşur (Şekil 4.10).



Şekil 4.10. Sinterleme aşamaları.

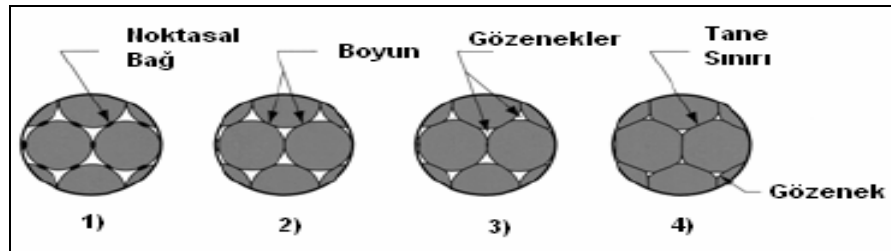
Sinterleme sırasında metalurjik bağların oluşumu ve gözeneklerin kapanması difüzyona bağlı olarak Şekil 4.11’de görüldüğü gibi ilk, orta ve son aşamaları olan bir geometrik sıra takip eder.

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. Bu aşamada gözenek miktarı azalır. Tane büyümesi gerçekleşir. Boyutsal küçülmenin en fazla olduğu aşamadır.

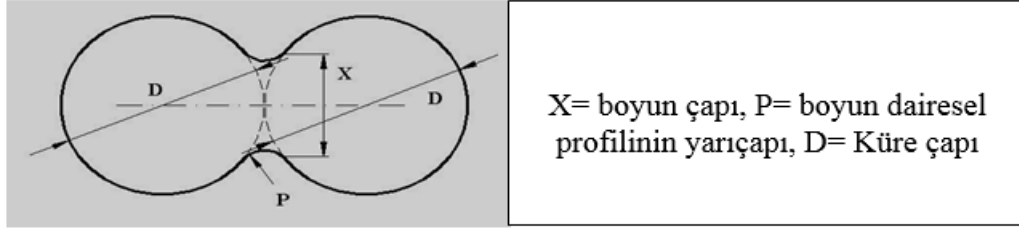
3. Aşama: Kapalı gözenek oranı hızla azalır. Bu aşamada özellikler 850 °C-500 °C sıcaklıklar arasındaki soğutma hızı malzeme içerisindeki faz dönüşümlerinden dolayı mekanik özellikleri etkiler. Gözenekler küresel şekil kazanmaya başlar.

Sinterleme işleminde belirli bir sıcaklık ve sürede toz tanelerinin birbirine bağlanması (kaynaşması) sağlanır. Sinterleme sonrasında parçaların yoğunluğu artmış olur. Sinterleme işleminde (Şekil 4.11) ;



Şekil 4.11. Sinterleme işlemi (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

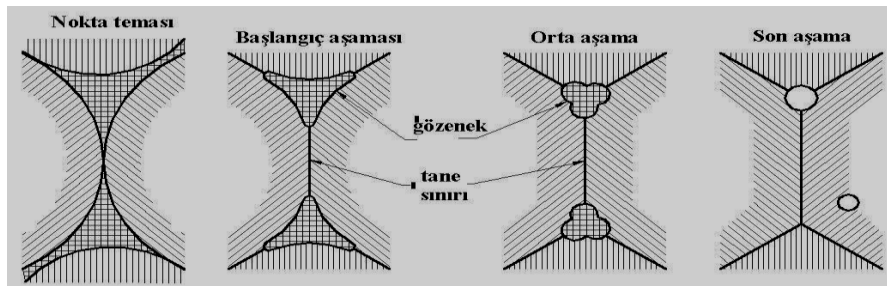
Ergime sıcaklığının altında katı halde atom hareketleriyle birbirine temas eden parçaların yüksek sıcaklıklarda bağlanması sağlanır. Sinterleme esnasında atom hareketleri görülemediği için işlem genelde hacim değişimleri ile takip edilir. Şekil 4.12’de görüldüğü gibi sinterlemenin temel ölçümlerinden birisi boyun büyümesidir. Boyun büyüklük oranı, boyun çapının parçacık çapına oranıdır (X/D) (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).



Şekil 4.12. İki küresel parçanın sinterleme profili (Saritaş vd., 2007).

Çoğu ham parçada sinterleme sırasında boyut, yoğunluk, sertlik, elastik modülü, mukavemet, ısıl ve elektriksel iletkenlik gibi bazı özelliklerde değişimler gerçekleşir. Bu sebeple sinterleme işleminin izlenmesinde hacimsel özellikler kullanılabilir. Bunun yanında yaygın bir izleme yöntemi de numunedeki boyun değişimidir. Sinterleme çekmesi yoğunluktaki artışa ve gözeneklerdeki azalma miktarına bağlıdır. Fakat sinterlemeyle yoğunlaşmanın olmadığı, hatta şişmelerin olduğu bazı durumların göz ardı edilmemesi gerekir (Saritaş, 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

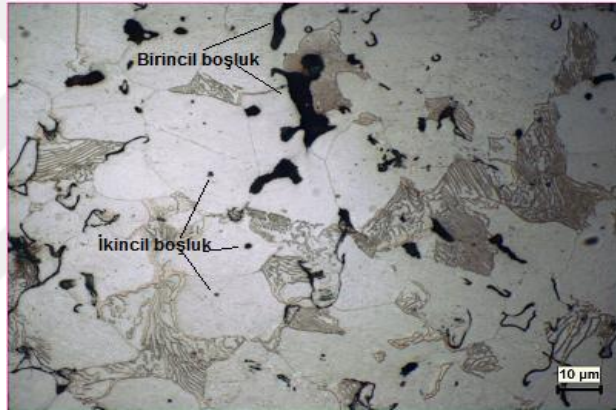
Sinterleme sırasında küresel şekilli toz parçacıkları arasında nokta teması ile etkileşim başlar. Parçacıklarda önce bir boyun büyümesi ile tane sınırı oluşur, ardından sinterleme zamanının ilerlemesiyle tane sınırı köşelerinde oluşan gözeneklerde büzülme başlar. Daha sonra oluşan gözenek kanalları kapanarak kapalı gözenekler meydana gelir. Sinterleme esnasında gözenek yapısındaki değişim aşamaları Şekil 4.13’de görülmektedir.



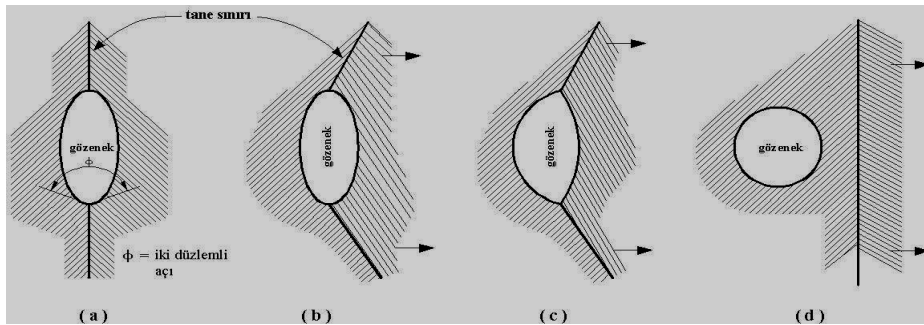
Şekil 4.13. Sinterleme esnasında oluşan gözenek yapısındaki değişimi (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

Sinterlemenin son aşamasında gözenekler kapalı ve küresel şekildedir. Bu durumda tam yoğunluğa yaklaşılrken gözenek sayısı azaldığından tane sınırı hareketi zor olur ve tane büyümesi hızlanır. Sinterlemenin ileri safhalarında gözenek (Şekil 4.14; Şekil 4.15) ile tane sınırı arasındaki etkileşim üç şekil alabilir; (Saritaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

- Gözenekler tane sınırlarında kalır ve tane büyümesini engeller.
- Gözenekler hareket eden tane sınırlarıyla birlikte sürüklenir ve tane büyümesini yavaşlatır.
- Tane sınırları gözeneklerden koparak ayrılırlar. Bunun sonucunda tane içinde kalmış gözenekler izole olur ve yoğunlaşma ilerlemez.

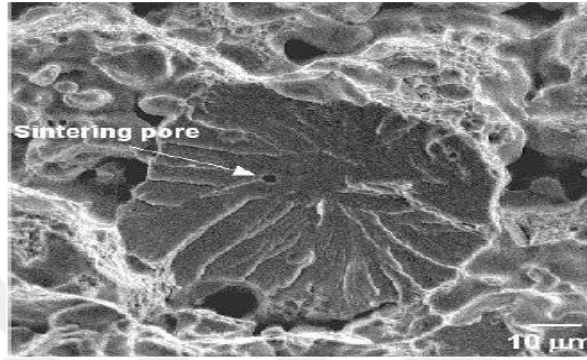


Şekil 4.14. Sinterlenmiş Ti mikroalaşımli TM çelik test numunesinde bulunan birincil ve ikincil boşlukları gösteren mikroyapı resmi.



Şekil 4.15. Sinterlemenin son aşamasında oluşan gözenek izolasyonu (German, 1994; Aktaş, 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

Şekil 4.16. Sinterlemenin son aşamasında oluşan gözenek izalasyonuna örnek verilebilir. Sinterleme esnasında oluşabilecek istenmeyen oksitlenmeleri önlemek, buharlaşan yağlayıcı, bağlayıcı gazları ve dumanları dışarı atmak ve sinterlenen parçaların bileşimini kontrol etmek için genelde akan koruyucu atmosfer kullanılmaktadır. Koruyucu atmosfer oluşturmak için genelde Ar, H veya N gazı tercih edilir.



Şekil 4.16. Gözenek izalasyonunun neden olduğu gerilme kırılmasının SEM görüntüsü (Polasik vd., 2006).

4.5.1. Bağlayıcı Veya Yağlayıcı Yakma

Tozların hazırlanması ve karıştırılması sırasında tozlara ilave edilen bağlayıcı veya yağlayıcıların uzaklaştırılması gerekmektedir. Bu işlem ham parçanın içerisindeki bağlayıcı veya yağlayıcının kararlılığını kaybedip bileşenden buharlaşarak uzaklaştığı sıcaklıklara kadar ısıtılmasıyla gerçekleştirilir.

4.6. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN MALZEMELERİN ANALİZİ

Bu bölümde toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelerin tane büyüklüğü, fazların yapısı gibi mikroyapısal özellikleri; gözenek yapısı ile ilgili özellikler; sertlik, dayanım ve çekme gibi mekanik özellikleri; yüzeyle ilgili korozyon ve aşınma özellikleri ve yoğunlukla ilgili özellikler incelenecektir.

4.6.1. Mikroyapısal Özellikler

Üretilmiş blok malzemenin sinterleme sonrası parlatılmış ve dağlanmış kesiti malzemenin gözenek ve tane yapısı hakkında bilgiler verir. İnceleme sonrası malzeme farklı kristal yönelmelerle karşılaştığı ince ve düzensiz bölgeler tane sınırı olarak tanımlanmaktadır. Bu incelemeler optik ve elektron mikroskoplarıyla yapılabilir.

Malzemeyi oluşturan toplam hacmin boşluk olan kısmı gözeneklilik olarak tanımlanmaktadır. Basit olarak, ağırlık ve boyut ölçüleriyle hesaplanan yoğunluk ve teorik yoğunluk ölçülerinin karşılaştırılması ile bulunur. Diğer gözenek tespiti ise; yüzeyin parlatılıp dağlanmasının ardından yüzeye epoksi emdirilmesi ve tekrar parlatılıp dağlanmasının sonrasında yüzeye yeniden epoksi emdirilmesi ve hafif bir parlatma ve dağlamanın ardından yüzeyin mikroyapısının incelemesidir. Nokta sayma gözenek ölçümünün başka bir yoludur (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 toz metalurjisi ile üretilmiş malzemelerde ilk olarak sertlik ve dayanım kontrollerinin yapılması gerekir. Daha sonra darbe tokluğuna ve süneklik değerlerine, son olarak kırılma tokluğu ve yorulma değerlerine bakılmalıdır (Sarıtış vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011). Sertlik ölçümü, genel olarak malzeme yüzeyine sert bir uç batırılarak yapılır. Deneysel olarak kullanılacak cihazın türüne göre uç olarak bilyeler, konik uçlar ya da piramit uçlar kullanılmaktadır. Sertlik ölçüm cihazları genel olarak yükü otomatik olarak uygular ve batma derinliğini ya da yüzey alanını ölçerek sertlik değerini verirler.

Malzemelerin dayanım özellikleri ise; uygulanan birçok deneyle tespit edilebilir. Örneğin; üç nokta eğme deneyi diğer bir ölçüm yöntemi olarak kullanılabilir. Bu yöntemde, dikdörtgen kesitli standart numunelere üç noktadan eğme uygulanarak

malzemelerin çapraz kırma dayanımları belirlenebilir. Çapraz kırma deneyi düşük sneliğe sahip malzemelerin dayanımını ölçmek için kullanılır.Sünek malzemeler için ise kırılma noktasına kadar çekme yükü uygulanarak çekme deneyi gerçekleştirilir. Çekme deneyinde numunelere iki ucundan birbirine zıt yönde çekme kuvveti uygulamak suretiyle deney gerçekleştirilir. Çekme dayanımı yükün en yüksek olduğu andaki halinin ilk kesit alanına bölünmesiyle bulunur.

4.6.3. Yüzeyle İlgili zellikler

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelerde malzeme yüzeylerinde aşınma, korozyon ve oksitlenme gibi çevresel etkilerden kaynaklanan istenmeyen özellikler oluşabilir.Korozyona yol açan akışkanlar gözeneklerde birikebilir. Gözeneklerden uzakta bulunan akışkanlar etkilenmezken, gözeneklerde bulunan akışkanlar kimyasal bileşimi değiştirerek korozyonu hızlandırabilir. Bu nedenle yüksek yoğunluklu malzemelerde gözenekler kapalıdır. Korozyon ve oksitlenmenin oluşturacağı zararlar daha azdır (Sarıtaş vd., 2007; Matik, 2010; Karabulut, 2011).

BÖLÜM 5

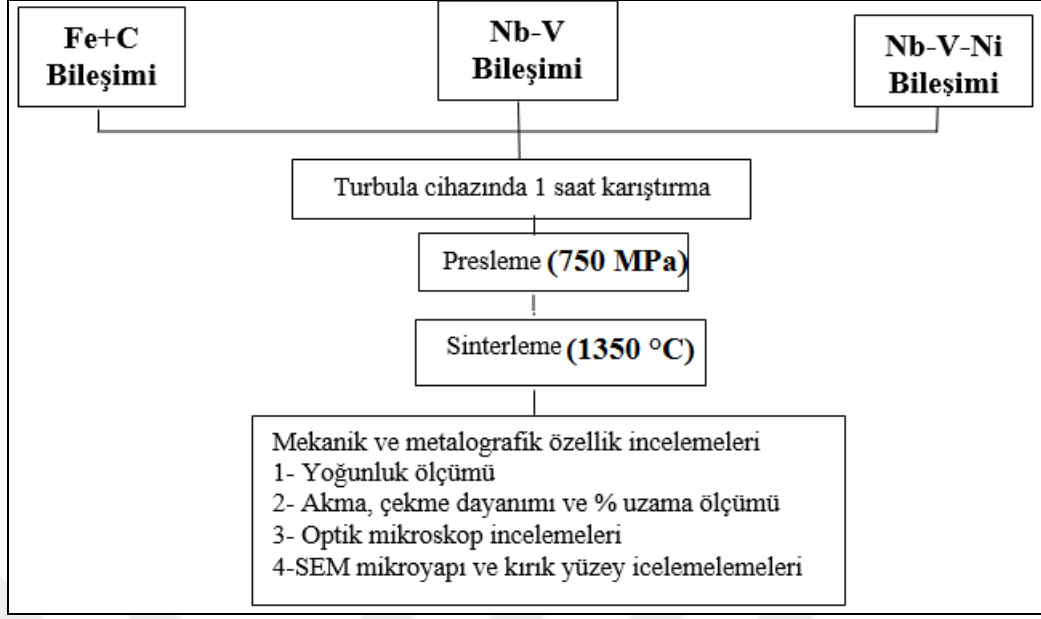
DENEYSEL METOT

5.1. GİRİŞ

Bu çalışmada, çelik numuneler toz metalürjisi yöntemiyle istenilen bileşimlerde üretilmişlerdir. Farklı miktarlarda katılan alaşım element miktarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Bölüm 5.2, deneysel çalışmalarda izlenen işlem basamaklarını açıklamaktadır. Bölüm 5.3 deneysel çalışma için gerekli tozların temini, Bölüm 5.4’de ise belirlenen kimyasal bileşimde hazırlanan tozların karıştırılması ve uygun basınçta preslenmesi anlatılmaktadır. Bölüm 5.5’da sinterleme işleminin basamakları incelenmiştir. Bölüm 5.6’de sinterlenen numunelere uygulanan çekme testi açıklanırken, Bölüm 5.7’de sinterlenen numunelerin optik ve tarama elektron mikroskop incelemeleri anlatılmaktadır. Çekme deneyleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Mekanik Laboratuvarında yapılmıştır. Tarama elektron mikroskobu çalışmaları 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 ÇALIŞMADA İZLENEN İŞLEM BASAMAKLARI

Deneysel çalışmada izlenen akış şeması Şekil 5.1’de görülmektedir. Şekil 5.1’den görüldüğü gibi deneysel çalışmalar tozların temini, istenilen kimyasal bileşimlerde karıştırılması, preslenmesi, sinterlenmesi, mekanik testlerin yapılması ve mikroyapısal analiz aşamalarını kapsamaktadır. Sinterleme işlemi bütün bileşimler için 1350 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.1. Deneysel işlemlere ait akış şeması.

5.3. DENEYSEL ÇALIŞMA İÇİN GEREKLİ OLAN TOZLARIN TEMİNİ

Mikroalaşımli çelik üretimi için gerekli olan tozların temini yapılmış olup, özellikleri ve temin edilen firmaların isimleri Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. 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	Titanyum	149	99,7	Aldrich
4	Niyobyum	<45	99,8	Aldrich
5	Vanadyum	44	99,5	Aldrich
6	Nikel	5	99,7	Aldrich

Çizelge 5.1’de belirtilen tozlar, Bölüm 5.4’de verilen kimyasal bileşimlerde karıştırılarak alaşımsız çelik ve mikroalaşımli çelik üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen numuneler için çekme testi, yoğunluk ve gözeneklilik, mikroyapı, ferrit

perlit oranı ve ortalama tane boyutu hesaplanmıştır. Sonuçlar birbiriyle karşılaştırılmıştır.

5.4. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE SIKIŞTIRILMASI

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. Tartımı yapılan tozlar Turbula marka üç eksenli karıştırıcı ile bir saat süreyle bilyesiz olarak karıştırılmıştır.

Çizelge 5.2. Mikroalaşımli toz metal çeliklerin kimyasal kompozisyonları.

Bileşim	Grafit(% ağı.)	Nb (% ağı.)	V (% ağı.)	Ni(% ağı.)	Fe (% ağı.)
Alaşım 1	0,55	-	-	-	Geri kalan
Alaşım 2	0,55	0,075	0,075	-	Geri kalan
Alaşım 3	0,55	0,075	0,075	0,8	Geri kalan
Alaşım 4	0,55	0,075	0,075	2	Geri kalan
Alaşım 5	0,55	0,075	0,075	3	Geri kalan
Alaşım 6	0,55	0,075	0,075	5	Geri kalan

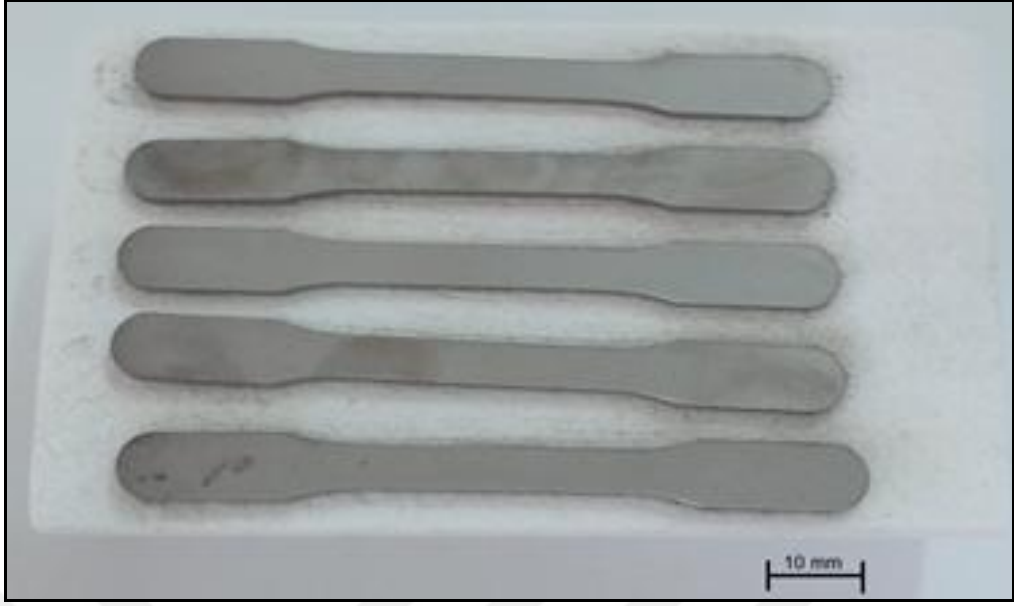
Hazırlanan karışım tozların preslenmesi 96 ton basma kapasiteli Hidroliksan marka cihazda 700 MPa presleme basıncında çekme umunesi şeklinde ve tek yönlü olarak yapılmıştır. Çekme deney numuneleri boyutları ASTM (E8M) toz metal malzeme standartlarına uygun olarak hazırlanan kalıp ile sıkıştırılarak blok haline getirilmiştir.

Preslenecek numunelerin kalıptan kolay çıkmasını sağlamak için kalıp iç yüzeyleri ile zımba dış yüzeyleri etil alkol ve çinko stearat’tan oluşan karışım ile yağlanmıştır. Şekil 5.2, tozların tartımında kullanılan hassas teraziyi, karıştırma işleminde kullanılan turbula cihazını ve sıkıştırma işleminde kullanılan presi göstermektedir.



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

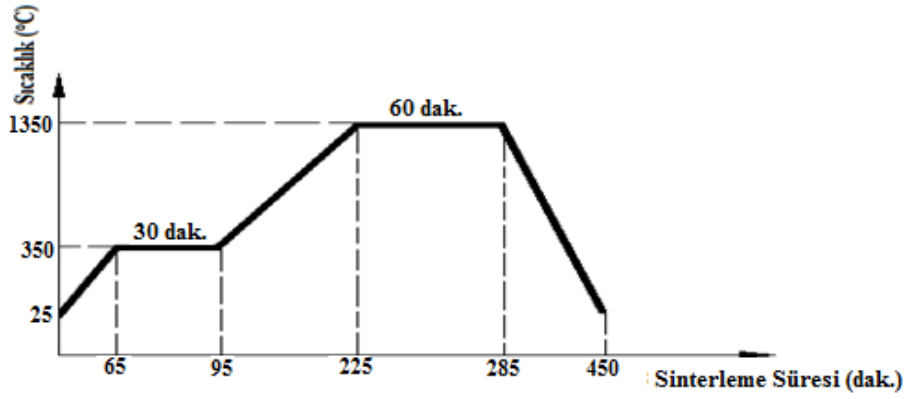
Soğuk presleme işlemi ile çekme numuneleri üretilmiştir. Üretilen çekme numunelerinin görüntüsü Şekil 5.3’de verilmiştir. Yapılan çalışmada toplam 7 bileşimde mikroalaşımli TM çeliğinin üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen 77 bileşimin her biri için 7 adet olmak üzere toplam 42 adet çekme numunesi çekme testi için hazırlanmıştır.



Şekil 5.3. Soğuk preslenmiş çekme numunelerinin görüntüsü.

5.5. SİNERLEME İŞLEMLERİ

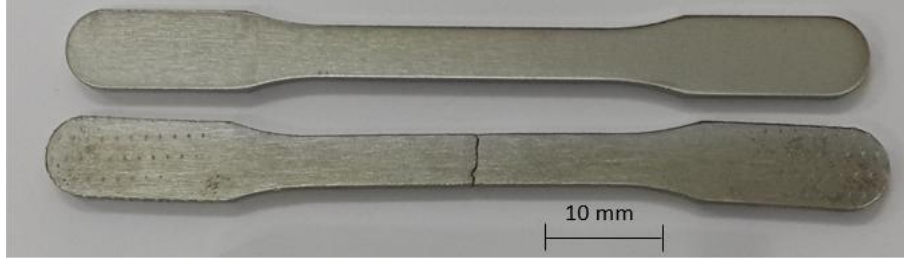
Üretilen numunelerin sinterleme işlemleri argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemi Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Metalurji laboratuvarında bulunan maksimum çalışma sıcaklığı 1600 °C olan Protherm PTF 16/75/610 atmosfer kontrollü boru fırında yapılmıştır. Bu nedenle Çizelge 5.2’de belirtilen bileşimdeki numuneler 1350 °C’de sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi numunelerin sinterleme sıcaklığına 5 °C/dak. hızla ısıtılması ile başlamıştır. 350°C’de bütün numuneler çinko steareatı buharlaştırmak için 30 dak. bekletilmiştir. Sıcaklık sinterleme sıcaklığına ulaştıktan sonra numuneler bu sıcaklıkta 1 saat tutulup ardından oda sıcaklığına 5 °C/dak. hızla soğutulmuştur. Şekil 5.5 atmosfer kontrollü fırını ve sinterleme akış şemasını göstermektedir.



Şekil 5.4. Deneysel çalışmalarda kullanılan atmosfer kontrollü fırın ve sinterleme akış şeması görüntüleri.

5.6. NUMUNELERE ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI

Sinterlenen çekme numuneleri 1mm/dak. çekme hızında çekme deneyi uygulanarak koparılmıştır. Her deney sonrasında gerilme-% gerinim diyagramları elde edilmiştir. Bu diyagramlardan numunelerin akma dayanımı (%0,2), çekme dayanımı ve % uzama değerleri hesaplanarak alaşım miktarındaki değişimden dolayı mekanik özelliklerdeki farklılaşma tespit edilmiştir. Şekil 5.6. %0,1 Nb-V içeren mikroalaşımli TM çelik numunenin çekme testi öncesi ve çekme testi sonrası görüntüsünü vermektedir.



Şekil 5.5. 1350 °C’de 1 saat sinterlenmiş Alaşım 2 test numunesinin çekme testi öncesi ve sonrası genel görüntüsü.

5.7. 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 yapılmıştır. Numunelerin 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.

5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada argon atmosferinde sinterlenmiş numunelerin mikroyapısını incelemek amacıyla optik mikroskop kullanılmıştır. Farklı bileşime sahip mikroalaşımli sinterlenmiş numuneler polisaj cihazı ile 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.

5.7.2. 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 hazırlanmıştır. Dağlama işlemi, numunelerin Nital çözeltisi içerisine daldırılarak 8-

10 saniye bekletilmesiyle yapılmıştır. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler alkol ile temizlenip kurutulmuş ve ardından optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

5.7.3. Yoğunluk, Gözeneklilik, Ferrit-Perlit Oranlarının Belirlenmesi

Numunelerin yoğunluk ölçümleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü Mekanik Metalurji Laboratuvarında bulunan 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 eşitlik 5.1’de verilen 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/cm^3)

q_{deneysel} : Deneysel yoğunluk (g/cm^3) şeklindedir.

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

[Fe-%0,35C için]; Karışımın teorik yoğunluğu= [C’nin yoğunluğu X 0,55] + [Fe’nin yoğunluğu X 99,45]

[Fe-%0,35C -%0,15(Nb-V) için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C’nin yoğunluğu X 0,55] + [Nb’nin yoğunluğu X 0,075] + [V’nin yoğunluğu X 0,075] + [Fe’nin yoğunluğu X 97,95]

[Fe-%0,35C -%0,15(Nb-V) -%0,8 Ni için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C’nin yoğunluğu X 0,55] + [Nb’nin yoğunluğu X 0,075] + [V’nin yoğunluğu X 0,075] + [Ni’nin yoğunluğu X 0,8] + [Fe’nin yoğunluğu X 98,5]

[Fe-%0,35C -%0,15(Nb-V) -%2 Ni için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,55] + [Nb'nin yoğunluğu X 0,075] + [V'nin yoğunluğu X 0,075] + [Ni'nin yoğunluğu X 2] + [Fe'nin yoğunluğu X 97,3]

[Fe-%0,35C -%0,15(Nb-V) -%3 Ni için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,55] + [Nb'nin yoğunluğu X 0,075] + [V'nin yoğunluğu X 0,075] + [Ni'nin yoğunluğu X 3] + [Fe'nin yoğunluğu X 96,3]

[Fe-%0,35C -%0,15(Nb-V) -%5 Ni için]; Karışımın teorik yoğunluğu=[C'nin yoğunluğu X 0,55] + [Nb'nin yoğunluğu X 0,075] + [V'nin yoğunluğu X 0,075] + [Ni'nin yoğunluğu X 5] + [Fe'nin yoğunluğu X 94,3]

Optik mikroskop görüntüleri ile elde edilen TM çelik numunelerin tane boyutları ortalama doğrusal kesişme yöntemi kullanılarak hesaplanmıştır. Ayrıca numunelerin % ferrit ve perlit oranları nokta sayım metodu kullanılarak belirlenmiştir.

Tane boyutu ölçüm çizgisinin haddeleme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülebilir. Ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane sınırları sayılır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek tek fazlı yapılarda ortalama tane boyutu bulunur. Tane boyutu hesaplama işleminde aşağıda verilen eşitlik 5.2 kullanılır.

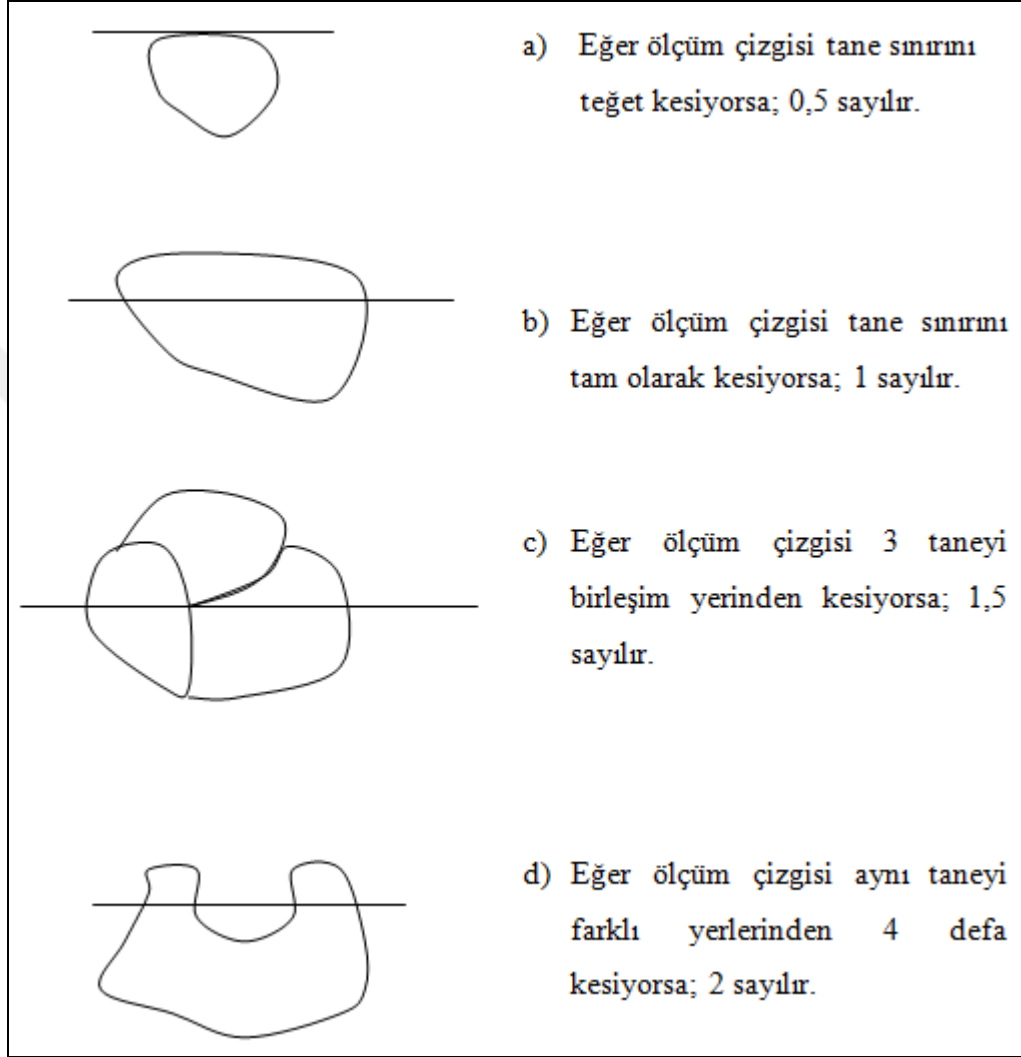
$$\bar{I} = \frac{L}{n} \quad (5.2)$$

Burada; \bar{I} = İlgili fazın tane büyüklüğü

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

n = Ölçüm çizgisi tarafından kesilen tane sınırı sayısı

Ölçüm işlemi için en az 500 tane sınırı sayılmalıdır. Sayım işlemi yapılırken aşağıdaki Şekil 5.x'da belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmalıdır (British Standarts Institution, 1990; Karabulut, 2004; Kaynar 2013).



Şekil 5.6. Tane boyutunun belirlenmesinde kullanılan ölçüm kriterleri (British Standarts Institution, 1990).

Çift fazlı yapılarda ortalama tane boyutunun hesaplanması tek fazlı yapılara göre biraz farklılık göstermektedir. Örneğin ferrit ve perlit fazlarından oluşan çift fazlı bir yapıda ferrit fazının tane büyüklüğü aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$\bar{I}_\alpha = \frac{L_\alpha}{n_\alpha} \quad (5.3)$$

Burada; $i\alpha$ ferrit tane büyüklüğünü (μm), L ölçüm çizgisinin toplam uzunluğunu, fa % ferrit miktarını ve n α ise ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı ifade etmektedir.

Ayrıca karbon oranı yüksek olan çeliklerde perlit fazının oranı yüksek olduğundan çeliğin dayanımını ferrit fazına göre daha fazla etkilemektedir. Bu nedenle karbon oranı yüksek olan çeliklerde (> %0.25) perlitin tane boyutunun hesaplanması önem arz etmektedir. Aşağıda belirtilen formülün kullanılması ile ortalama perlit tane boyutu hesaplanabilir (Gladman, 1997; Karabulut, 2004).

$$\dot{I}_p = \frac{L \cdot f_p}{n_p} \quad (5.4)$$

Burada; \dot{I}_p perlit tane boyutunu (μm), L ölçüm çizgisinin toplam uzunluğunu, f_p % perlit miktarını ve n_p ise ölçüm çizgisi tarafından kesilen perlit tanelerinin toplam sayısını ifade etmektedir.

Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması Blank ve Gladman (1970) tarafından geliştirilen formül ile hesaplanmaktadır. Bu formülde tek kesme değerinin standart sapması (G_i / i) 0,7 gibi sabit bir değer olduğu kabul edilmiş olup aşağıdaki formülle ifade edilmektedir.

$$(G_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2} \quad (5.5)$$

Burada; G_i = Standart sapma

n_i = Ölçülen tane veya tane sınırı sayısı

Çeliklerin ferrit ve perlit oranları Gladman and Woodhead'ın (1960) tanımlamış olduğu metalografik nokta sayım metodu kullanılarak yapılmaktadır. Ferrit veya perlit hacimsel oranı eşitlik 5.6'da belirtilen formül kullanılarak hesaplanırken eşitlik 5.7 ise standart sapmayı belirlemede kullanılmaktadır.

$$f = \frac{n}{N} \quad (5.6)$$

Burada; f = Ferrit veya perlit fazının hacimsel oranı
n = Ferrit veya perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
N = Sayılan toplam nokta sayısı

$$\sigma_n = \sqrt{\frac{f(1-f)}{N}} \quad (5.7)$$

Burada; σ_n = Standart sapma
f = Ferrit ya da perlit fazının hacimsel oranı
N = Sayılan toplam nokta sayısıdır.

BÖLÜM 6

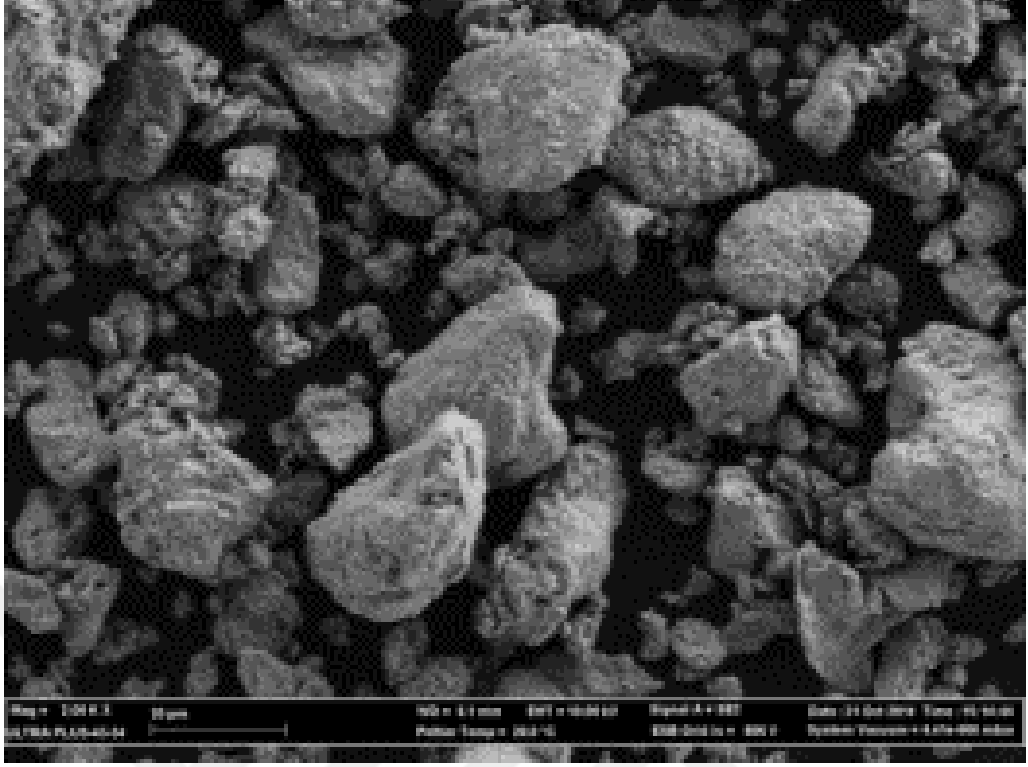
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. GİRİŞ

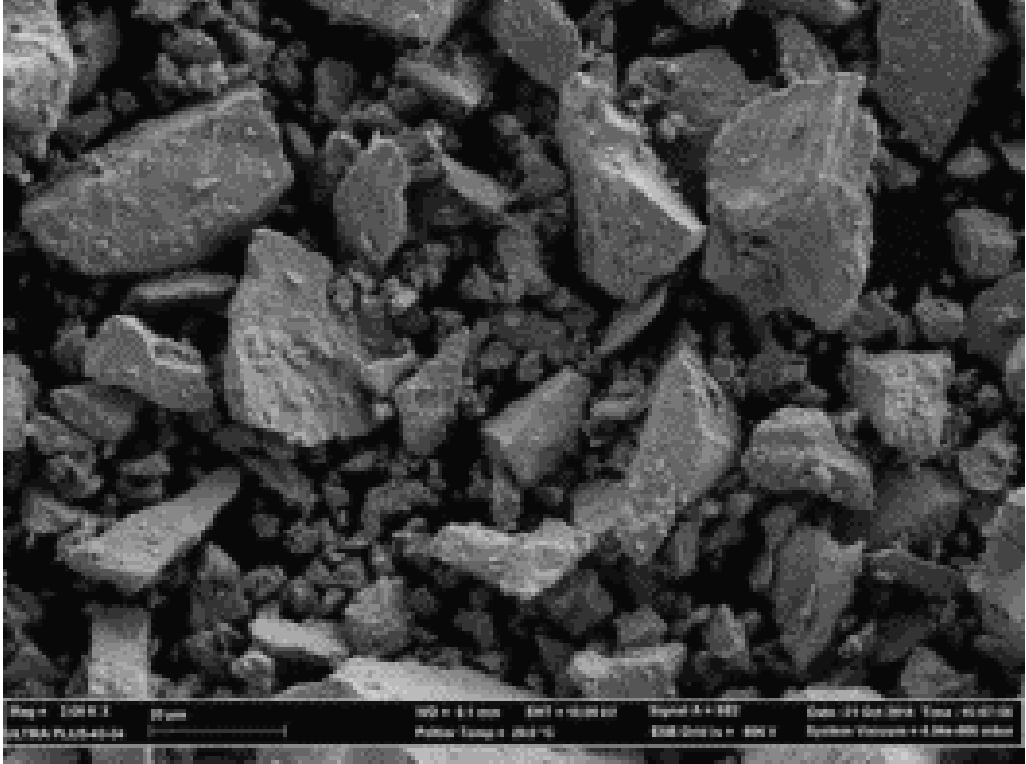
Bu bölüm, C, Nb-V ve farklı Ni kompozisyona sahip argon atmosferinde sinterlenmiş numunelerin deneysel sonuçlarını ve bu sonuçların değerlendirilmesini içermektedir. Bölüm 6.2’de deneysel çalışmalarda kullanılan tozların karakterizasyonu analiz edilirken bölüm 6.3’de TM numunelerin mikroyapı, gözeneklilik oranı ve yoğunluk sonuçları verilerek değerlendirilmiştir. Bölüm 6.4’de üretilen TM çelik numunelerin çekme sonuçları verilerek tartışılmıştır. Üretilen çeliklere ait SEM görüntüleri, SEM EDS analiz sonuçları Bölüm 6.5’de açıklanmaktadır. Çeliklerin kırık yüzeylerinden alınan SEM resimleri ve kırık yüzey EDS analizleri Bölüm 6.6’da verilerek değerlendirilmiştir.

6.2. TOZ KARAKTERİZASYONU

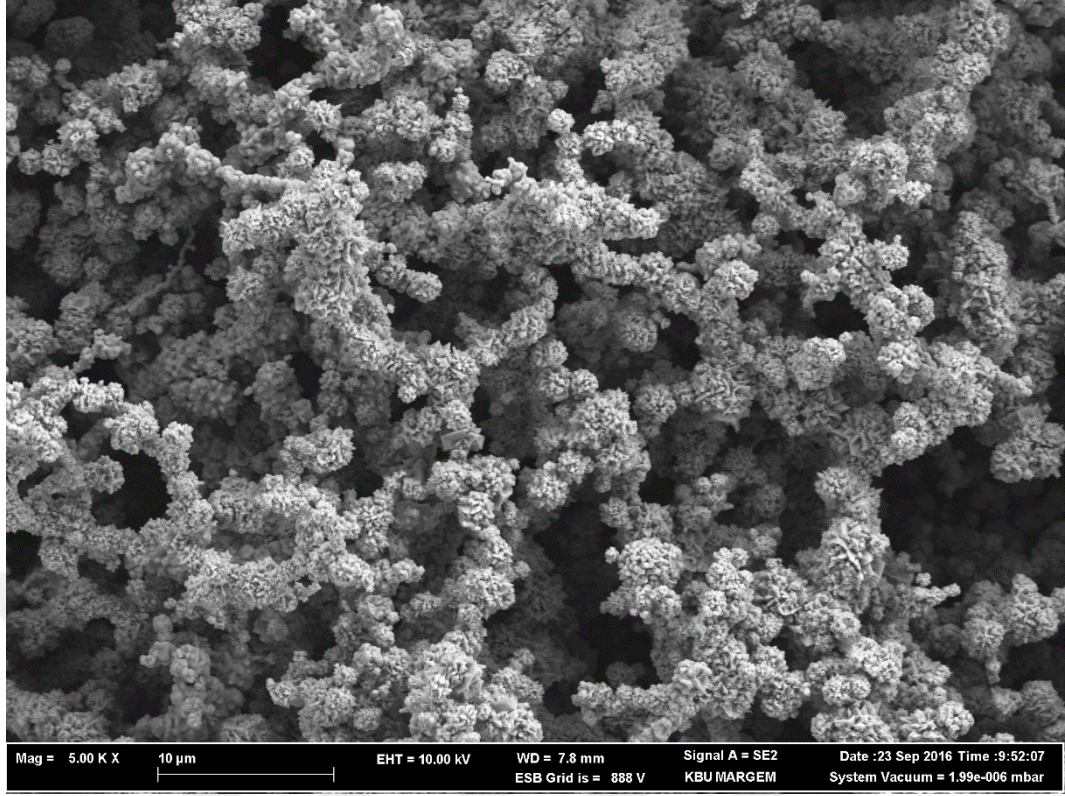
1350 °C’de sinterlenmiş çelik numunelerin üretiminde kullanılan tozların değişik büyütme oranlarında görüntüleri SEM’de alınmıştır. Matris olarak kullanılan demir ve tozlar Şekil 6.1’de görüldüğü gibi çoğunlukla düzensiz şekillidir. Takviye elemanı olarak kullanılan karbon, vanadyum ve niyobyum tozları birbirine benzer şekilde Şekil 6.2-6.6’da görüldüğü gibi genel olarak keskin köşeli ve düzensiz bir geometriye sahiptir. Ayrıca, toz boyutları ve saflık yüzdeleri Çizelge 6.1’de verilmektedir.



Şekil 6.3. Vanadyum tozunun X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.4. Niyobyum tozunun X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.5. Nikel tozunun X5000 büyütülmüş SEM görüntüsü.

Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan tozların boyut ve % saflık değerleri.

Tozlar	Karbon	Fe	Ti	V	Al	Ni
Toz boyutu (µm)	10-20	<150	149	44	<75	5
% Saflık Değeri	96,5	99,9	99,7	99,5	>93	99,7

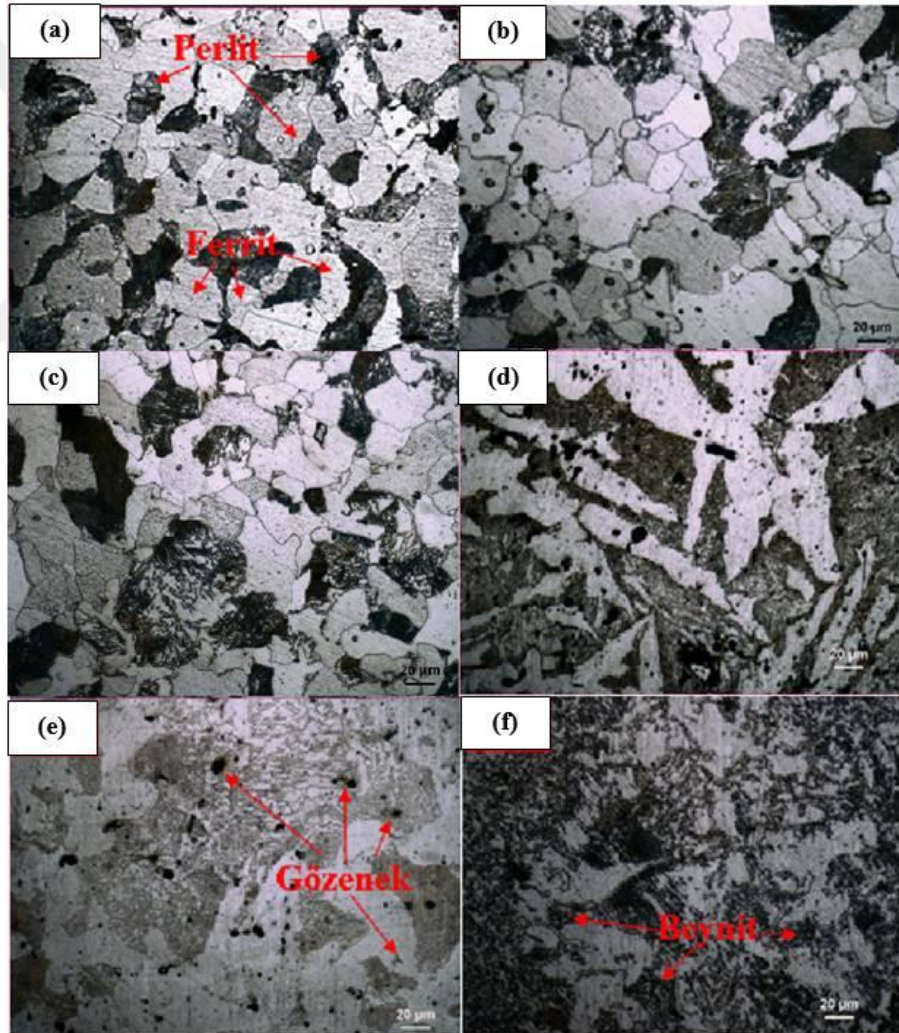
Tozların farklı boyut ve şekillerde olması üretim prosesi ile ilgilidir. Toz üretim yöntemini bilmek tozun boyutu, şekli ve mikroyapısal özelliklerinin önceden bilinmesi için önemlidir. Genel olarak üretim yöntemlerini dört başlık altında toplanabilir. Bu yöntemler mekanik, kimyasal, elektrolitik ve atomizasyon'dur.

Deneysel çalışmada kullanılan tozlar öğütme veya atomize edilmek suretiyle küçük parçacık boyutlarına getirilerek elde edilmiştir. Demir ve nikel tozu su atomize yöntemiyle üretilmiştir. Hidrojenle indirgeme ve öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 6.1 ve Şekil 6.5'da demir ve nikel tozunun SEM görüntüleri incelendiğinde topaklanma ve uydulaşma görülmektedir. Şekil 6.2'de ise deneysel çalışmalarda kullanılan karbon tozlarının pulsu şekilde olduğu görülmüştür.

Şekil 6.3 ve Şekil 6.4’de SEM görüntüsü verilen vanadyum ve niyobyum tozları hidrürleme, öğütme ve vakum altında hidrojeni giderme işlemi sonucu köşeli parçacık şeklini almıştır. Vanadyum ve niyobyum hidrojene maruz kaldığında gevrekleşir ve öğütme sonrası, hidrojen malzemeden uzaklaştırılabilir.

6.3. MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Numunelerin mikroyapı resimleri Şekil 6.6’da görülmektedir. Şekil 6.6’da görülen mikroyapı resimleri incelendiğinde tane sınırlarında ve tane içerisinde kısmen kapanmamış gözeneklerin olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.6. Farklı nikel oranlarına sahip numunelerin mikroyapı görüntüleri (500X), a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.

Bir çok kaynakta gözenekliliğin dayanımı olumsuz etkilediği belirtilmekle birlikte gözeneklerin çok küçük ve küresel şekilli olması ve tane içi olması mekanik özellikleri düşürmediği bildirilmiştir (Saritaş vd., 2007; Erden vd., 2014). Çizelge 3, TM çelik numunelerin sinter sonrası yoğunluk ve % perlit miktarını vermektedir.

Çizelge 6.2. TM çelik numunelerin yoğunluk ve perlit miktarı.

Bileşim	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	S. sonrası Yoğunluk (g/cm ³)	S. sonrası Yoğunluk (%)	Perlit Miktarı (%)
Alaşım 1	7,829	7,281	93	21,4
Alaşım 2	7,828	7,264	92,8	26,1
Alaşım 3	7,849	7,268	92,6	33,7
Alaşım 4	7,860	7,295	92,8	41,5
Alaşım 5	7,959	7,394	92,9	47,3

Numunelerin sinterleme sonrası yoğunlukları nikel oranının artması ile kayda değer bir değişime uğramadığı ve birbirine yakın olduğu görülmüştür. Toz metalurjisi ile üretilen parçaların mekanik özellikleri gözenek oranı ile ilişkilidir. Gözenekler gerilimin yoğunlaştığı merkezler olarak davranırken, çatlak ilerlemesine de katkı sağlamaktadır. Demir esaslı T/M malzemelerin üretiminde, sinterleme sonrasında yavaş soğuma hızı nedeniyle, malzemenin mikroyapısı ferrit ve perlit şeklinde oluşmaktadır (Saritaş vd., 2007).

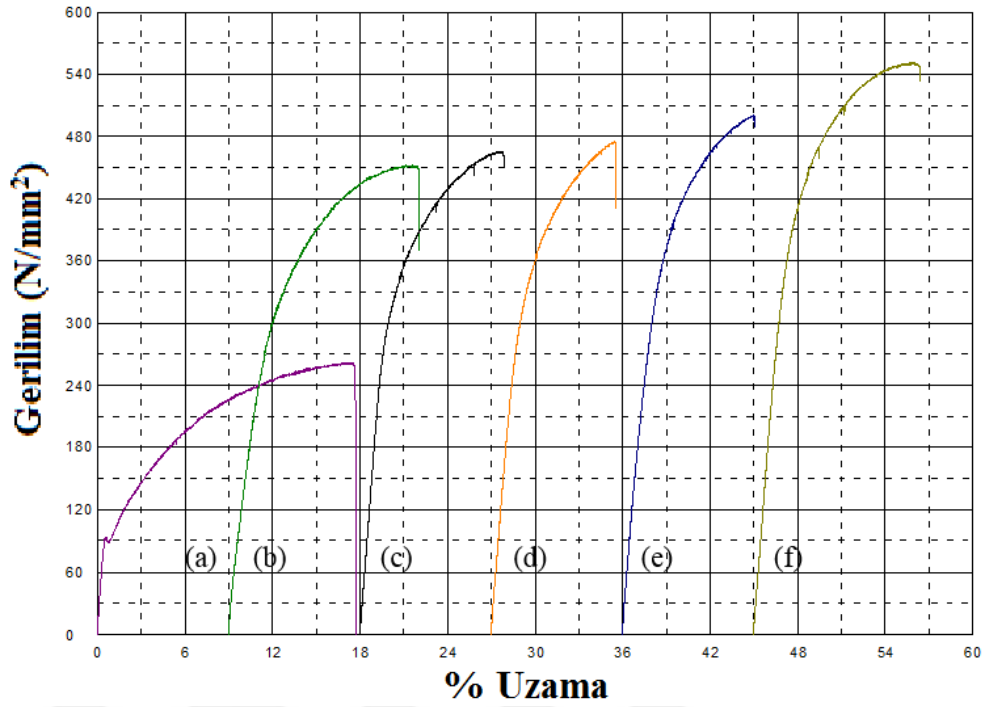
Şekil 6.6'da da görüldüğü gibi Alaşım 1 ve Alaşım 2 yapının perlit ve ferrit fazlarından oluşmaktadır. Nikel ilavesinin artması ile perlit miktarında bir artış gözlenmiştir. Bu beklenen bir durumdur. Literatürde bu sonucu destekleyen çalışmalar mevcuttur (Aşgun vd., 2013; Erden vd., 2016). Bu çalışmada ilave edilen Ni miktarının artması ile bey nitik yapısında olduğu düşünülmektedir. Nitekim Getting vd. yaptıkları çalışmada molibden toz metal çeliklerinin mekanik özellikleri üzerine Ni ilavesinin etkisini araştırmışlardır. Elde ettikleri sonuçlar, ilave edilen Ni miktarının artması ile üretilen toz metal çeliklerin sertlik ve çekme dayanımı gibi mekanik özelliklerinin iyileştiğini göstermektedir. Ayrıca mikroyapı incelemelerinde Ni içermeyen molibden çeliğinin mikroyapısının ferrit ve perlitten oluştuğu ancak bu tür toz alaşımların içerisinde nikel miktarının ağırlık olarak %0- 2 bulunması durumunda mikroyapıda daha sert fazların oluştuğunu ve nikel miktarı ağırlık olarak

%2-5 arasında olması durumunda ise beynit ve martenzit fazlarının bulunduğunu ifade etmişlerdir (Tracey, 1992).

Alaşım 1 ve Alaşım 2'nin ortalama tane boyutu hesaplandığında Alaşım 1'in ortalama tane boyutu 34 μm iken (Nb-V) ilavesi ile Alaşım 2'nin ortalama tane boyutu 29 μm 'ye düştüğü görülmektedir. Bu durumun sinterleme sırasında oluşan VC, VN, VC(N), NbC, NbN ve NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıkmaktadır (Upadhyaya, 2000). Mikroalaşım elementlerinin özelliklerinden birtanesi oluşturmuş oldukları karbür ve nitürler 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 (Ollilainen vd., 2003; Xiang-dong vd., 2013; Bakkali vd., 2008-1999; Gladman, 1997). NbC çökeltilerinin çözünürlüğü TiC çökeltilerine çok benzer ve östenit tane büyümesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına katkı sağlar (Gladman, 1997). Sinterleme sıcaklığında çözünmeyen çökeltiler östenit tane büyümesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olmaktadır. Özellikle östenit bölgesinde (900°C-1300°C) deformasyon miktarına bağlı olarak oluşan NbC çökeltilerinin yeniden kristalleşmeyi engellediği ve küçük ferrit tanelerini oluşturduğu bilinmektedir (Dutta and Sellars, 1998). Ayrıca VC, VN ve VCN çökeltileri östenit bölgesinde ve östenit-ferrit dönüşümü esnasında tane büyümesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasını sağlar (Campos vd., 2001; Baker, 2009). (Nb-V) ilavesi ile üretilen çeliklerin akma ve çekme dayanımları artarken tane boyutlarının azaldığı gözlenmiştir. Bu durumun sinterleme sırasında oluşan VC, VN, VC(N), NbC, NbN ve NbC(N) çökeltilerinin östenit tanelerinin büyümesini engellemesiyle ortaya çıktığı düşünülmektedir. Nitekim literatürdeki yapılan çalışmalar bu sonucu destekler niteliktedir. Örneğin Erden ve Gökçe, yaptıkları çalışmada farklı sinterleme ortamlarında farklı oranlarda Nb-V mikroalaşım elementi içeren mikroalaşım çeliğini üretimi gerçekleştirmişlerdir. Üretilen çeliklerde Nb-V miktarının artması ile çeliklerin akma dayanımı çekme dayanımı artarken ortalama tane boyutunun düştüğünü gözlenmiştir (Erden ve Gökçe, 2016).

6.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI

Şekil 6.7 sinterlenen numunelerin gerilme-uzama diyagramlarını gösterirken, Çizelge 6.3 ise akma, çekme ve % uzama değerlerini göstermektedir. Şekil 6.7 ve Çizelge 6.3 mekanik özellikler yönünden karşılaştırıldığında Alaşım 1 ve Alaşım 2 de grafit oranları sabit tutulup Nb ve V etkisi incelenmiştir. Alaşım 1'e Nb ve V ilave edilmesiyle elde edilen Alaşım 2'nin mekanik özelliklerinin Alaşım 1'e göre belirgin bir şekilde üstün olduğu görülmektedir. Bunun nedeni olarak ilave edilen Nb ve V elementi sinterleme sırasında ve sonrasında oluşturduğu çökeltiler ile çökelti serleşmesi ve tane boyutu küçültme gibi mukavemet artırıcı mekanizmalar sayesinde akma ve çekme dayanımını artırmıştır. Benzer çalışmalar bu sonucu desteklemektedir. Örneğin Erden vd. yaptıkları çalışmalarda TM yöntemiyle Ti ve V mikroalaşımli çelik üretmişlerdir. Sinterleme işlemini 1150°C'de 60 dakika bekleterek gerçekleştirmiş olup Ti ve V oranı (%0,1-%0,2) yükseldikçe akma ve çekme dayanımında bir artış olduğunu tespit etmişlerdir. Bu durumu sinterleme sırasında ve sinterleme sonrası soğuma sırasında TiC(N) ve VC(N) gibi çökeltilerin oluşuma bağlamışlardır [7;12]. Alaşım 2, Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5 de grafit, Nb ve V oranları sabit tutulup Ni etkisi incelenmiştir. Ayrıca üretilen çekme numularında çekme testi sonrası elde edilen değerler karşılaştırıldığında nikel oranının artması ile akma ve çekme dayanımı artış gösterirken, % uzama değerlerinde bir düşüş tespit edilmiştir. Örneğin Alaşım 2'de çekme dayanımı 454 MPa ve % uzama değeri %13 iken Alaşım 4'de çekme dayanımı 502 MPa ve % uzama değeri %9 çıkmıştır. Çıkan sonuçlar literatürle uyumluluk göstermektedir. Örneğin, Kalathur and Frederick yaptıkları çalışmada Fe-C-Ni alaşımlarında Ni miktarının artması ile kısmen perlitin içindeki karbon miktarının azaldığı ve ayrıca mikroyapıda perlit miktarının arttığı ferrit miktarının ise azaldığını belirtmişlerdir. Bunun sonucu olarak malzemenin dayanımı artarken sünekliğin düştüğünü tespit etmişlerdir (Aşkun vd., 2003; Kalathur and Frederick, 2007).



Şekil 6.7. Farklı nikel oranlarına sahip numunelerin gerilme-uzama diyagramları, a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.

Çizelge 6.3. Mikroalaşımli TM çelik numunelerin mekanik özellikleri

Bileşim	Akma D. (MPa)	Çekme D. (MPa)	% Uzama
Alaşım 1	92	263	17
Alaşım 2	250	454	13
Alaşım 3	268	465	10
Alaşım 4	275	476	9
Alaşım 5	289	502	9
Alaşım 6	313	554	10

Bu çalışmada malzeme içerisindeki ağırlık olarak Ni miktarı artarken malzemenin çekme dayanımının arttığı ve % uzama değerinin ise azaldığı görülmektedir. Elde edilen sonuçlar, literatürde bulunan çalışmalar ile uyusmaktadır (Savaşkan, 1999; Torralba vd., 2007; Gething vd., 2005). Örneğin Gething vd. yaptığı çalışmada Molibden toz metal çeliklerinin mekanik özellikleri üzerine Ni ilavesinin etkisini araştırmıştır. Elde ettiği sonuçlar, ilave edilen Ni miktarının artması ile üretilen toz metal çeliğin sertlik ve çekme dayanımının arttığı ve % uzama miktarının azaldığını tespit etmişlerdir (Gething vd., 2005).

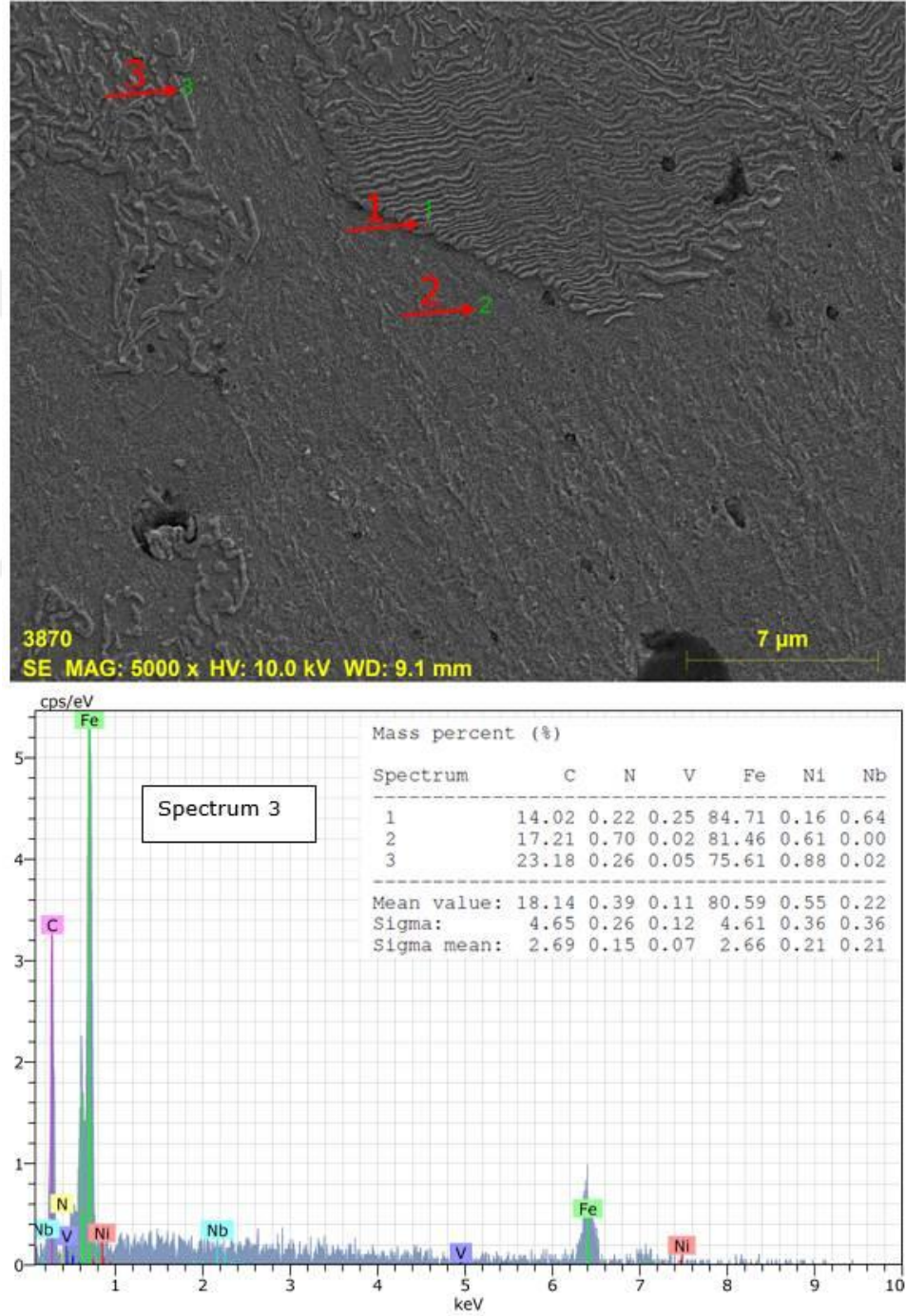
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Farklı bileşimine sahip numunelerin farklı büyütmelerde alınan SEM mikroyapı resimleri ve nokta EDS analiz sonuçları Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'da görülmektedir. Şekil 6.8-6.9'da verilen farklı bileşimine sahip numunelerin SEM görüntüsünde farklı boyutlara sahip çökeltilerin olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca nokta EDS analiz sonuçları bu çökeltilerin vanadyum, niyobyum ve karbon elementlerini içermesinden dolayı VC(N) ve NbC(N) çökeltilerinin oluştuğunu, demir ve karbon içermesinden dolayı da Fe₃C çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. 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 (Kostrzyhev vd., 2014).

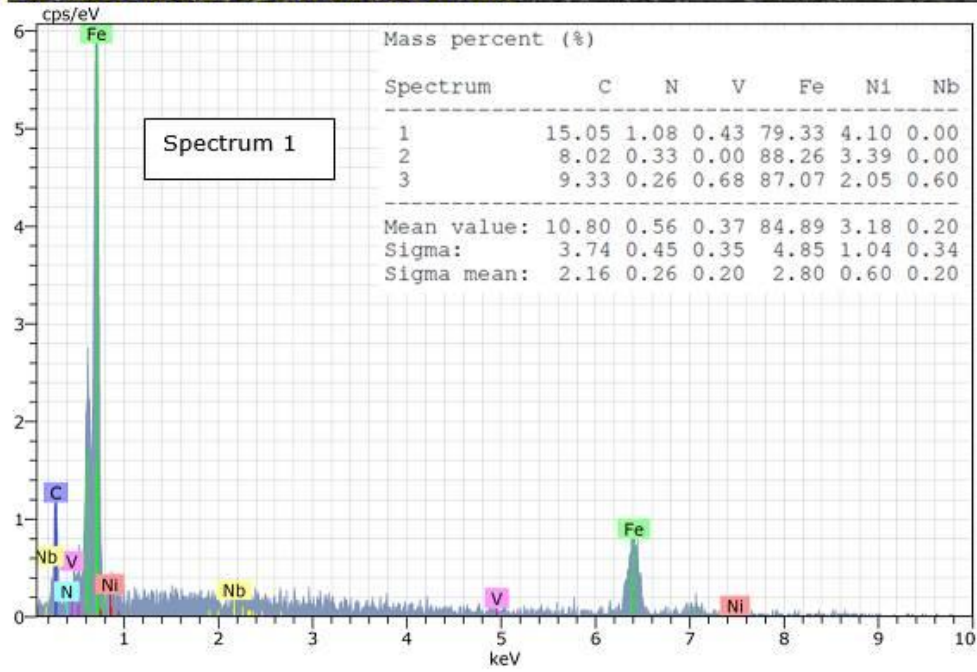
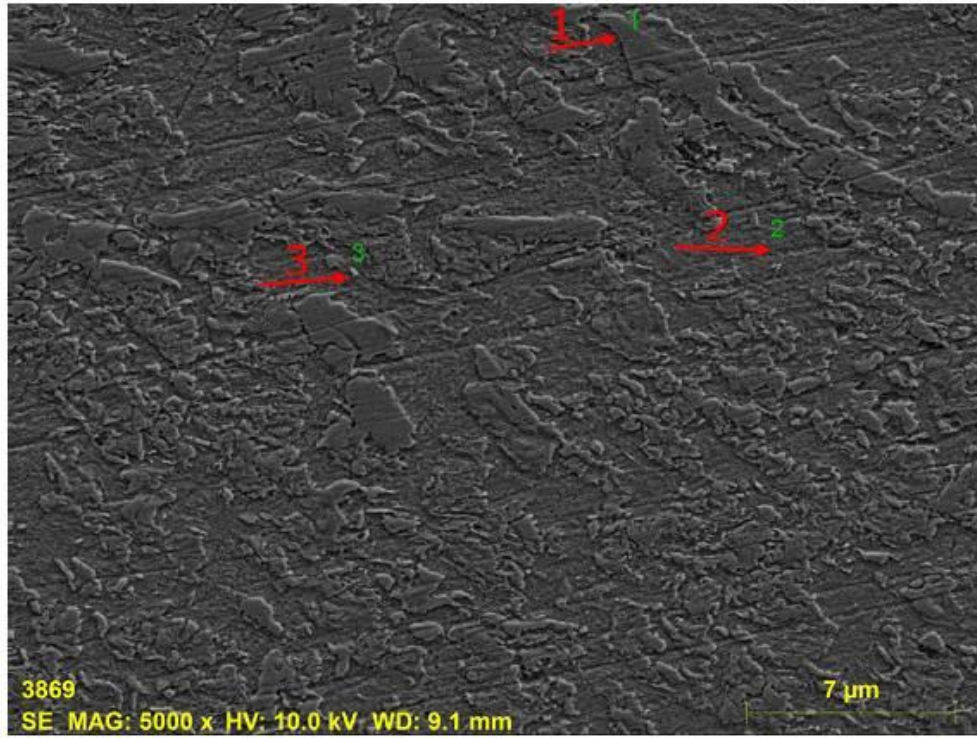
Çözelti içindeki mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi çok zayıftır. Çökelmüş partiküller ile tane sınırı hareketinin engellenmesi çözünen atomların etkisinden çok daha fazladır (Korchynsky, 1988). Yapılan mikroyapı, SEM ve EDS analiz sonuçlarında vanadyum ve niyobyum elementinin çözelti içinde ve çökelmüş partikül şeklinde bulunduğu tespit edilmiştir. Bu çalışmada elde edilen nokta EDS analiz sonuçları literatürdeki çalışmalarla karşılaştırıldığında VC(N) ve NbC(N) gibi çökeltilerin mikroalaşımli TM çeliklerinde oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca yapılan çalışmada üretilen TM çeliklerinin içerisinde argon atmosferinde sinterlenmelerine rağmen azot tespit edilmiştir. Azotun çeliklerin üretiminde tozların karıştırılması ve preslenmesi sırasında üretilen numunelerin içerisine girdiği ve sinterleme sırasında nitürlerin oluşmasına zemin hazırladığı düşünülmektedir.

Nikel elementi bir çok element ile (karbon, bakır ve molibden gibi) karşılaştırıldığında, sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri daha düşük olduğundan demir içerisinde en yavaş yayılımı gösterir (Tracey, 1992; Upadhyaya, 2000). Nikel elementinin bazen homojen dağılmadığı ve Ni elementince zengin bölgelerin olduğu SEM nokta EDS ile gözlenmiştir. Bu durum, Tracey (1992) ve Upadhyaya'nın (2000) çalışmalarında belirtildiği gibi, nikel difüzyon katsayısının düşük olması ve sinterleme esnasında yeterince yayınamamalarından kaynaklanmaktadır. Şekil 6.8'de

% 0,8 Ni ve Şekil 6.9'da % 5 ilave edilmiş numunenin SEM nokta EDS sonuçları görülmektedir. Alınan nokta EDS'lerde nikel elementinin matris içerisinde homojen dağılmadığı ve bazı bölgelerde nikelce zengin alanlar oluştuğunu tespit edilmiştir. Bu durum, nikel difüzyon katsayılarının düşük olması ve sinterleme esnasında yeterince yayınamamasından kaynaklanmaktadır.



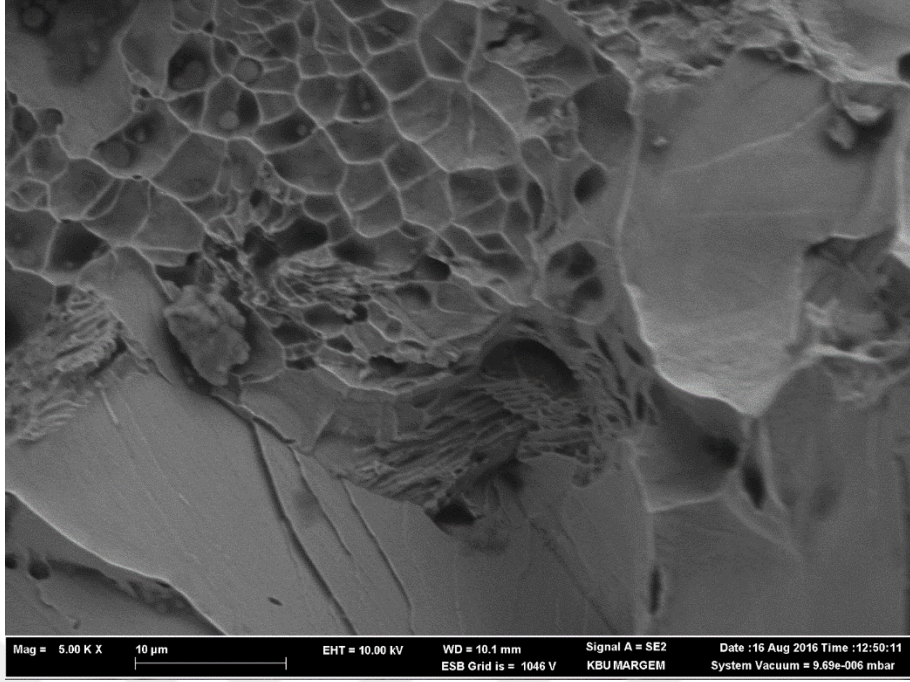
Şekil 6.8. Alaşım 3. SEM mikroyapı ve nokta EDS sonuçları.



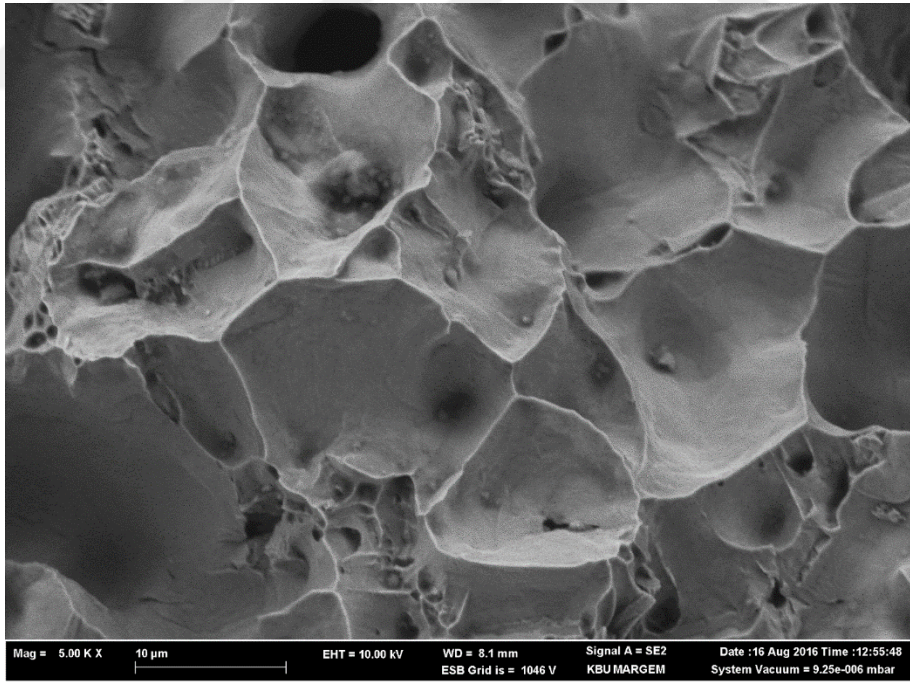
Şekil 6.9. Alaşım 6'nın SEM mikroyapı ve nokta EDS sonuçları.

6.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU VE (SEM) KIRIK YÜZEY EDS İNCELEMELERİ

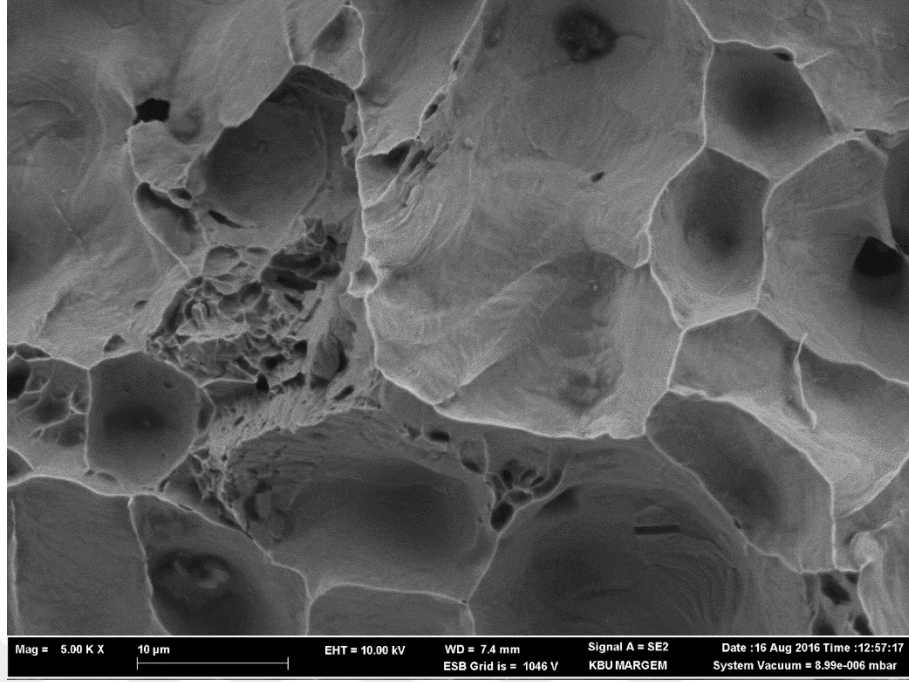
1350°C’de sinterlenmiş TM çelik numunenin çekme deneyi sonrası X5000’de kırık yüzey görüntüleri alınmıştır. Farklı nikel bileşimine sahip numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde (Şekil 6.10-6.14) görüldüğü gibi kırık yüzeylerin tamamen kısmen sünek (petekli yapı) ve kısmen gevrek (ayrılma düzlemleri) davranış sergilemişlerdir. Kırık yüzeylerin tamamında gözeneklerin olduğu belirgin bir şekilde görülmüştür. Bu durum kırılmanın mikroboşlukların birleşip ilerlemesiyle gerçekleştiğini göstermektedir. Fakat gevrek kırılmanın bir göstergesi olan ayrılma düzlemleri ağırlık olarak % 5 Ni içeren çelik numunede en fazla, %3 Ni içeren alaşımlı çelik numunelerde orta, %0,8 Ni içeren alaşımlı çelik numunelerde ise en az olduğu görülmektedir. Şekil 6.15’de Alaşım 4’ün kırık yüzeyinden alınan EDS sonuçları görülmektedir. Şekil 5.15’te görüldüğü gibi FeO₃’in oluştuğu görülmektedir. Ayrıca üretilen TM çelik numunelerde büyük boşluklar görülmüştür. Bu boşlukların bulunması VC(N), ve NbC(N) gibi çökeltilerin çekme testi sırasında yüzeyden koparak ayrıldığını göstermektedir. Shanmugasundaram ve Chandramouli yapmış olduğu çalışmada (2009) Cr, Ni ve Mo içeren TM çeliğinin kırık yüzeylerinde bu tür büyük boşlukların oluştuğunu görmüş ve bunun nedenini çekme testi sırasında karbürlerin yüzeyden ayrılmasına bağlamıştır. Çekme testi sonucu Ni miktarının artması ile akma ve çekme dayanımında artış % uzamada düşüş gözlenmiştir. Çekme testi sonucu elde edilen değerlerle kırık yüzey resimleri uyumluluk göstermektedir.



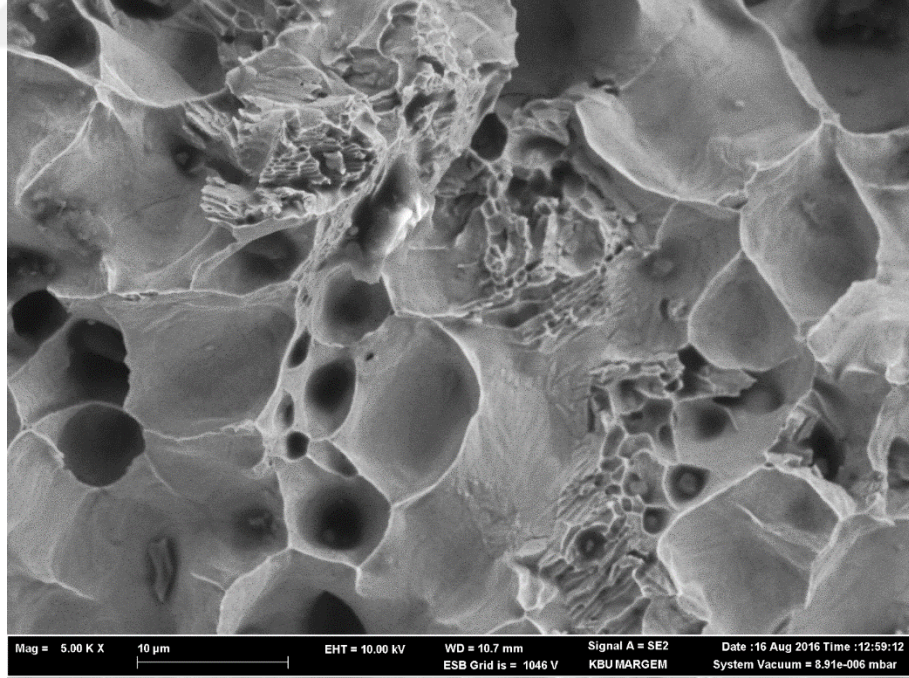
Şekil 6.10. 1350 °C’de sinterlenen 0,8 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resimi.



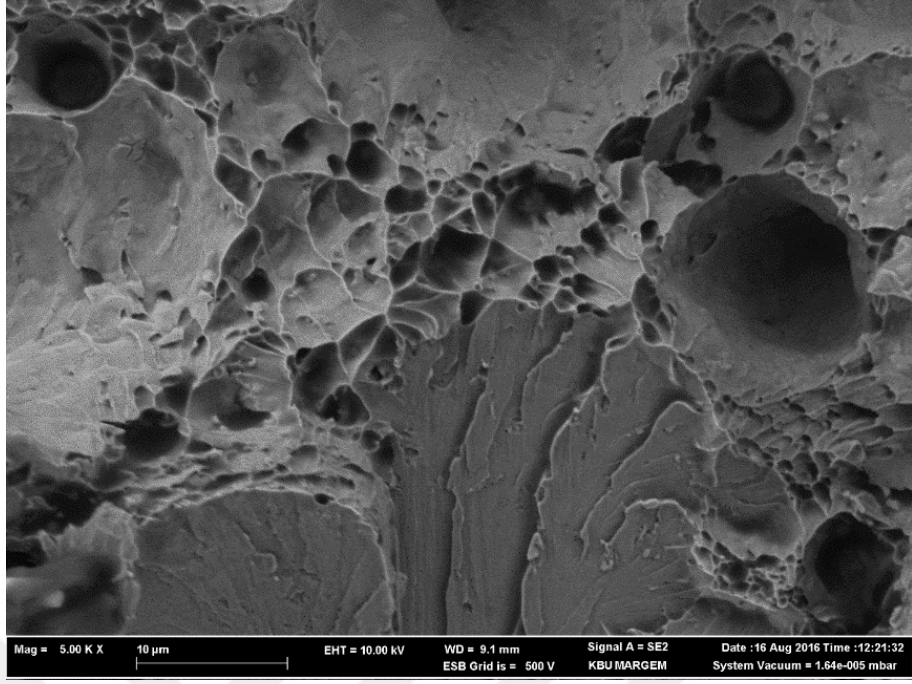
Şekil 6.11. 1350 °C’de sinterlenen 2 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resimi.



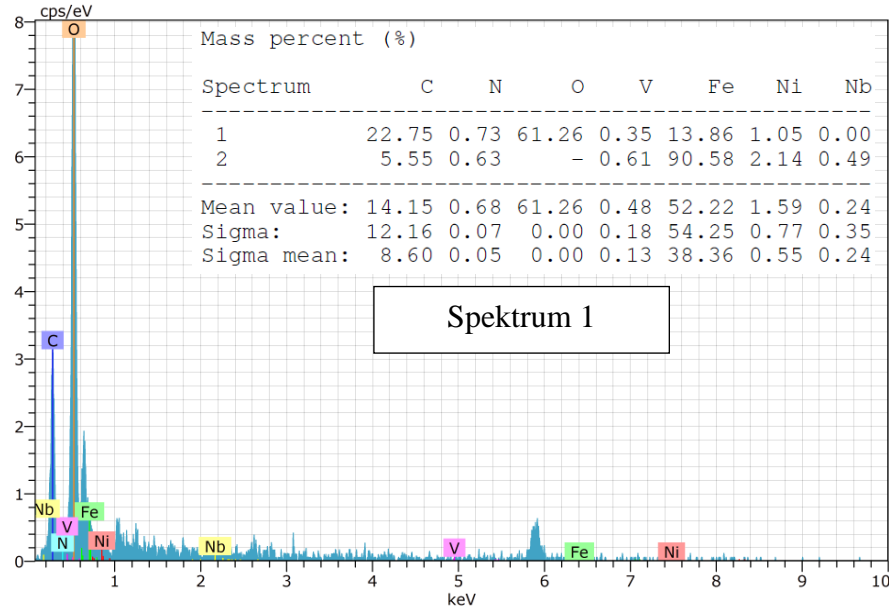
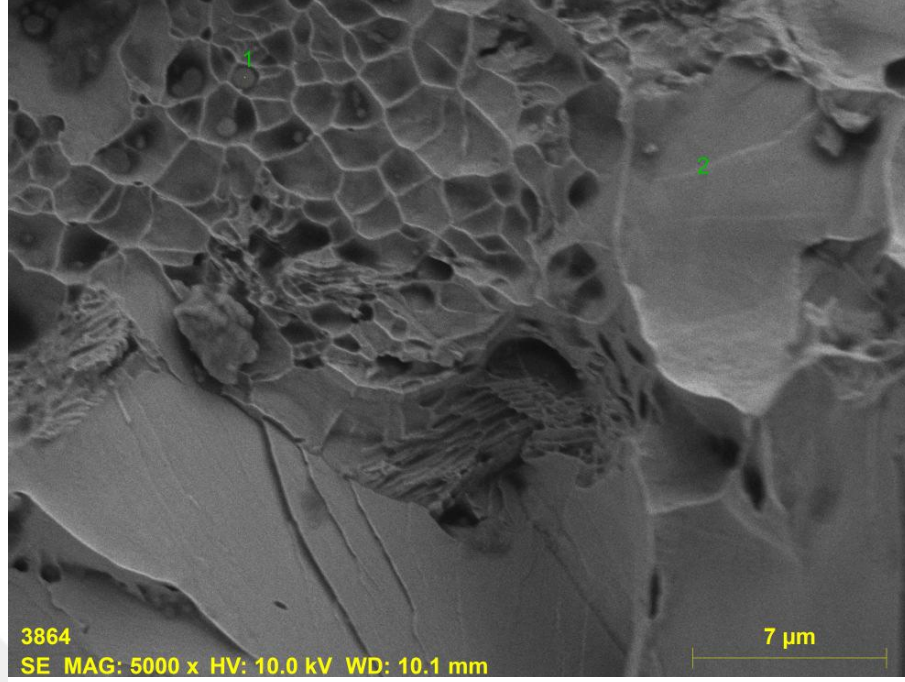
Şekil 6.12. 1350 °C’de sinterlenen 3 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resimi.



Şekil 6.13. 1350 °C’de sinterlenen 4 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resimi.



Şekil 6.14. 1350 °C’de sinterlenen 5 Ni bileşimine sahip numunelerin kırık yüzey resimi.



Şekil 6.15. Alaşım 4'ün kırık yüzey resimlerinden alınan EDS sonuçları.

6.9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.9.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada, % ağırlıkça %0,55 grafit ve %0,15 (Nb-V) içeren demir esaslı malzemelerde Ni ilavesinin (% ağırlıkça 2, 3 ve 5) mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- 1- Toz metalürjisi yöntemiyle Ni içeren çelik üretimi gerçekleştirilmiştir.
- 2- Bütün Ni oranları için ağırlık olarak %5 nikel ilave edilen numunelerin en yüksek akma dayanımına (YS) ve çekme dayanımına (UTS) sahip olduğu % uzama olarak Alaşım 1 ve Alaşım 2'den daha düşük olduğu görülmüştür.
- 3- (Nb-V) mikroalaşımli çelikler, alaşımsız çeliklere göre küçük taneli yapı sergilemişlerdir. Bu durum alaşım elementlerinin oluşturmuş olduğu karbür ve nitürlerin tane büyümesini engellemesinden kaynaklanmaktadır.
- 4- Üretilen TM çeliklerinin sinterleme sonrası yoğunluklarının genel olarak %92 civarında olduğu görülmektedir. Sinterleme sonrası yoğunlaşma bir miktar artış göstermiştir.
- 5- Genel olarak Ni oranı arttıkça çeliklerin akma dayanımında, çekme dayanımında ve sertlik değerlerinde bir artış görülmektedir. Bu durum Ni miktarı arttıkça mikroyapıda beynit ve martenzit oluşum miktarı artmasından kaynaklanmaktadır.
- 6- Ni ilave edilmiş (Nb-V) mikroalaşım çelikleri toz metalürjisi yöntemiyle üretilebilmektedir. Sinterleme sırasında veya sinterleme sonrası soğutma sırasında oluşan katı ergiyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi çeliğin mukavemetini arttırmaktadır.
- 7- Ni ilave edilmiş mikroalaşımlandırılmış TM çeliklerinin EDS analizleri V, Nb, C, N ve O elementlerini ve bu elementlerin oluşturmuş olduğu VC(N), NbC(N) ve FeO₃ gibi çökeltilerin demir matris içinde bulunduğunu ortaya çıkarmaktadır.
- 8- TM çeliklerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde iki tip kırılma modeli görülmüştür. Kırık yüzeylerin hepsi kısmen sünek (petekli yapı) ve kısmen gevrek (ayrılma düzlemleri) davranış göstermişlerdir. Fakat gevrek kırılmanın bir göstergesi olan ayrılma düzlemleri %5 Ni içeren %0,15 (Nb-V) mikroalaşım çelik numunede en fazla, %3 Ni içeren %0,15 (Nb-V) mikroalaşım çelik numunelerde orta, %0,8 Ni içeren %0,15 (Nb-V) mikroalaşım çelik numunelerde ise en az olduğu

görülmektedir. Bu durum % uzama ve % kesit daralması değerleri ile uyum göstermektedir.

9- Üretilen TM çeliklerin kırık yüzeylerinde büyük boşluklar görülmüştür. Bu boşlukların bulunması VC(N) ve NbC(N) gibi çökeltilerin çekme testi sırasında yüzeyden koparak ayrıldığını göstermektedir.



KAYNAKLAR

Altuner Mollaođlu H., “Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin difüzyonla birleştirilmesi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-50, (2011).

Asil Çelik, “Mikroalaşımlama”, Teknik Yayın, *Politeknik Dergi*, 11 (1): 2-22 (1994).

Aşkun, Y., Hasırcı, H., ve Şeker, U., “Ni ve Cu ile alaşımlandırılmış küresel grafitli dökme demirlerin işlenebilirliğinin kesme kuvvetleri ve yüzey kaliteleri açısından değerlendirilmesi”, *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 9 (1): 191-199, (2003).

Aktaş, H., “Alüminyum matrisli Al₂O₃ parçacık takviyeli kompozitlerin mekanik alaşımlama yöntemiyle üretimi ve kuru aşınma davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara 1-31, 73-75 (2007).

Bahçeci E. “Al matrisli α -Si₃N₄ takviyeli kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin karakterizasyonu” *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 18-20 (2006).

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).

Baker, T. N., “Process, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels”, *Mater. Sci. Tech.*, 25:1083-1107 (2009).

British Standards Institution, “Standard test method for particle-size analysis”, *BSI*, London, 113 (1990).

Bulut, M. “Türkiyede kompozit malzeme üretimi ve kompozit malzeme sektörünün genel değerlendirilmesi”, Yüksek Lisans Bitirme Projesi, *Gazi Üniversitesi*, Ankara (2014).

Çalın, R. “Magnezyum parçacık takviyeli al matrisli kompozitin vakum infiltrasyon yöntemi ile üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-30 (2006).

Çeviker, I., “Mikroalaşımlı dövme çeliklerde mikroyapısal karakterizasyon ve mikroyapı-mekanik özellikler ilişkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 6-30 (1991).

Campos, S. S., Kestenbach, H. J., and Morales, E. V., “On strengthening mechanisms in commercial Nb-Ti hot strip steels”, *Metall. Mater. Trans. A.*, 32 (A): 245-1248 (2001).

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).

Doğan, Ö. N., Hawk, J. A., and Tylczak, J. H, “Wear of cast chromium steels with TiC reinforcements”, *Wear*, 250: 462-469 (2001).

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

Erden, M. A. “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen mikroalaşım çeliklerinin mikroyapı mekanik özellik ilişkisinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-155 (2015).

Erden, M. A., and Gökçe, H., “The effect of sintering atmosphere on mechanical properties of Nb-V based microalloy steels produced by powder metallurgy method” *Sylwan*, 160 (8): 362-375, (2016).

Erden, M. A., Gündüz, S., Türkmen, M., and Karabulut, H., “The effect of V addition on the microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed powder metallurgy steels”, *Materials Testing*, 58 (5): 433-437, (2016).

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

German, R. M., “Powder metallurgy of iron and steel”, *Jhon Willey and Sons*, U.S.A., 1-10 (1998).

Gething, B. A., Heaney, D. F., Koss, D. A., and Mueller, T. J., “The effect of nickel on the mechanical behavior of molybdenum P/M steels”, *Materials Science and Engineering A*, 390: 19–26, (2005).

Gladman, T., “Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels”, *Ironmaking and Steelmaking*, 16: 241 (1989) .

Gladman, T., “Grain refinement in multiple 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 Institute of Materials*, England, 1, 341 (1997).

Günay, M., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Al-SiC kompozitlerin mekanik ve işlenebilirlik özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 2009.

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

Kalathur, S. N. and Frederick, J. S. “Sintering of powder premixes – a brief overview” *Hoeganaes Corporation*, 1001 Taylors lane, Cinnaminson, NJ 08077, Paper No. 2007-01-0145 (2007).

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

Karabulut, H., and 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 mikroalaşımli çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 3-60, (2013).

Kobelco, “Technical Literature”, *Kobe Steel, Ltd., Advanced Products & Technologies Dept. Machinery Company*, Japonya, 1-10 (2001).

Koltuk, F., “Mikroalaşımli Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun İncelenmesi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 3-66 (1996).

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

Kurt, H., “Alüminyum alümina kompozit malzeme üretiminde karıştırma tekniğinin kompozitin aşınma davranışı üzerine etkilerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 33-48 (2010).

Lindsley, B., Schade C., and Murphy T, “Vanadium and silicon alloyed PM steels”, *Hoeganaes Corporation*, 1001 Taylors Lane Cinnaminson, NJ 08077 USA, 1-6 (2012).

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

Metals Handbook, "Properties and Selections", *ASM International Publ.*, 1 (4): 398-410 (1994).

Misra R. D. K., Tenneti K. K., Weatherly G. C., and Tither G., "Microstructure and texture of hot rolled Cb-Ti and V-Cb microalloyed steels with differences in formability and toughness", *Metall. Mater. Trans. A*, 34 (A): 2341–2351 (2003).

Mutlu, İ. "Alüminyum matrisli metal kompozit malzemelerin üretilmesi", *Taşıt Teknolojileri Elektronik Dergisi (TATED)*, 4 (1): 31-36, (2012).

Morrison, W. B., "Overview of microalloying in steel", *The Proceedings of the Vanitec Symposium*, Guilin, China, 1-6 (2000).

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).

Nazik, C. "Alüminyum matrisli B₄C parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Konya (2013).

Ollilainen, V., Kasprzak, W., and 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).

Özkök, Ö., "α-Si₃N₄ içeren alüminyum matrisli kompozit malzeme üretimi ve özelliklerinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 15-50 (2004).

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

Polasik, S. J., Williams, J. J., and Chawla N., "Fatigue crack initiation and propagation in ferrous powder metallurgy alloys", *Hoeganaes Corp.*, 1001 Taylors Lane Cinnaminson, NJ 08077, 1-5 (2006).

Robert, M., "Powder Metallurgy Science", *Metal Powder Industry Federation*, New Jersey, 1-50 (1984).

Sage, A. M., "Microalloyed steels for structural applications" *Metals & Materials*, 5: 584-588 (1989).

Sage, A. M., "An overview of the use of mikroalloys in hsla steels with particular reference to vanadium and titanium, processing, properties and applications", *Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels*, 51-60 (1992).

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 (2012).
- Skobir, D. A., “High-strength low-alloy (HSLA) steels”, *Materials and Technology*, 45 (4): 295–301 (2011).
- Şahin, Y., “Kompozit Malzemelere Giriş”, *Gazi Üniversitesi Yayını*, Ankara (2000).
- Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Derya Kitabevi*, Trabzon, (1999).
- Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T. and Sekine, H., “Thermomechanical processing of high strength low alloy steels”, *Butterworth Ltd.*, 1-5 (1988).
- Tekin, E., “API standardı petrol ve doğalgaz boruları çeliklerine genel bir bakış”, *Modern Yapı Çelikleri Eğitim Semineri*, ODTÜ-Sem, Ankara, 92 (1995).
- Topateş, T., “Mikroalaşımli 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).
- Torralba, J. M., “Microstructures: Low alloyed steels”, *A Residential Training Course for Young Materials/Design Engineers*, 2: 395-428, (2007).
- Turan, H., “Gaz atomizasyonu ile metal tozu üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara (1993).
- Tracey, V. A., “Nickel Sintered Steels: Development, Status and Prospects”, *Advances in Powder Metallurgy&Particulate Materials*, 5: 303-314, ed:J.M.Capus, R.M.German, , 21-26 June, San Francisco, California, USA (1992).
- Upadhyaya, G. S., “Sintered Metallic and Ceramic Materials-Sintered Low-Alloy Ferrous Materials”, *John Wiley & Sons LTD*, West Sussex, England, (2000).
- Wang, Y. S., Zhang, X. Y., Fengchun L., and Guangting Z., “Study on and Fe-TiC surface composite produced in situ”, *Mater. Des.*, 20: 233-236 (1999).
- Wang, J., Wang, Y., and Ding, Y., “Production of (Ti, V)C reinforced Fe matrix composites”, *Materials Science and Engineering A*, 445-455: 75-79 (2007).
- Xiang-dong, H., Xin-ping, M., and 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).

Yavuz, N., ve 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).



ÖZGEÇMİŞ

Muhammet Taha TAŞCI, 1990 yılında Bursa'da doğdu; İlköğrenimini Osmangazi Fatih İlköretim okulunda, Lise öğrenimini M.Kemal Coşkunöz Endüstri Meslek Lisesinde tamamladı.2008 yılında Ankara Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi Talaşlı Üretim Öğretmenliği Programını kazandı. 2012 yılında buradan mezun oldu. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İmalat Mühendisliği A.B.Dalında Yüksek Lisans eğitimine başladı.2015-2016 Yılı içerisinde Mühendislik Tamamlama Programı ile Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği programına yerleşmeye hak kazandı.Şuanda Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesinde öğrenimine devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres: Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü
Balıklar kayası Mevkii/ KARABÜK.

Tel : (530) 544 74 59

E-posta : tahatasci25@hotmail.com